



SOLDAGEM

NA INDÚSTRIA DO PETRÓLEO



Clóvis Ribeiro Rodrigues | Arno Giuseppe Cersosimo

© Clóvis Ribeiro Rodrigues & Arno Giuseppe Cersosimo.

Todos os direitos reservados.

Todo o conteúdo do livro é de exclusiva responsabilidade dos autores.

É proibida a reprodução total ou parcial desta obra sem a autorização expressa dos autores.

Autores

Clóvis Ribeiro Rodrigues

Arno Giuseppe Cersosimo

José Paulo Silveira

Stênio Monteiro de Barros

Mariana Marchiori Franco

Janyne Rodrigues Hammerle

Gilmar Zacca Batista

Guilherme Boechat Baptista Bastos de Oliveira

Revisores

Carlos Eduardo Aguiar Lima Rodrigues

Marcelo de Deus Oliveira

Marcelo Fronzaglia Ferreira

André da Silva Pelliccione

Rodolfo Vivacqua

Nathalia Mota Pereira

Projeto Gráfico / Diagramação / Capa

Eadtech

R696 Rodrigues, Clóvis Ribeiro.

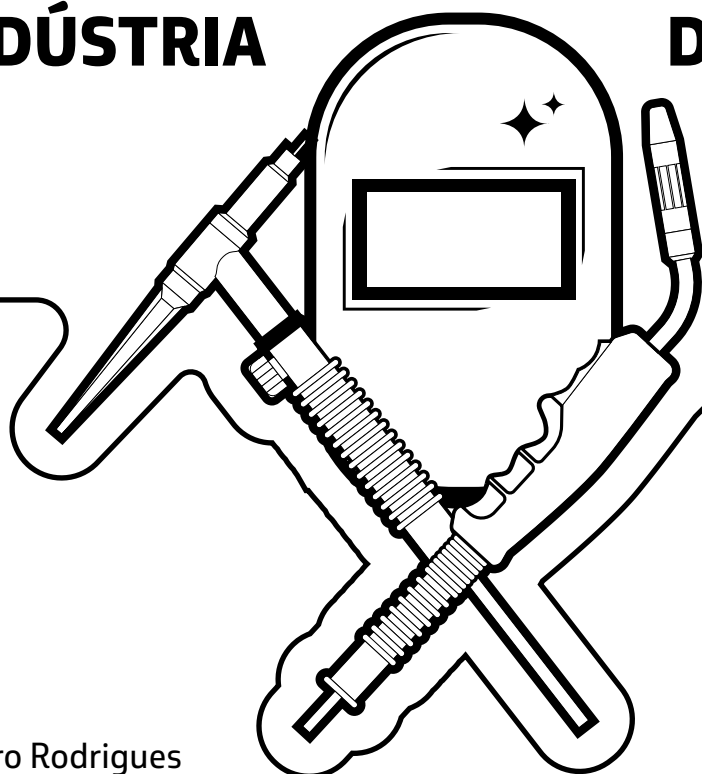
Soldagem na indústria do petróleo [recurso eletrônico] / Clóvis
Ribeiro Rodrigues... [et al.]. Rio de Janeiro: Petrobras, 2022.
901 p.; pdf.

Programa Petrobras de Editoração de Livros Didáticos.
ISBN: 978-65-88763-01-8

1. Soldagem. 2. Indústria petrolífera. I. Cersosimo, Arno Giuseppe.
II. Silveira, José Paulo. III. Barros, Stênio Monteiro de. IV. Franco,
Mariana Marchiori. V. Hammerle, Janyne Rodrigues. VI. Batista, Gilmar
Zacca. VII. Oliveira, Guilherme Boechat Baptista Bastos de. VIII. Título.

SOLDAGEM

NA INDÚSTRIA DO PETRÓLEO



AUTORES

Clóvis Ribeiro Rodrigues
Arno Giuseppe Cersosimo
José Paulo Silveira
Stênio Monteiro de Barros
Mariana Marchiori Franco
Janyne Rodrigues Hammerle
Gilmar Zacca Batista
Guilherme Boechat Baptista Bastos de Oliveira

REVISORES

Carlos Eduardo Aguiar Lima Rodrigues
Marcelo de Deus Oliveira
Marcelo Fronzaglia Ferreira
André da Silva Pelliccione
Rodolfo Vivacqua
Nathalia Mota Pereira

ORGANIZADORA

Nathalia Mota Pereira

PROLEGÔMEROS

Há alguns anos, um aluno do curso de formação em engenharia de inspeção fez uma constatação fundamental para que iniciasse esse projeto de construção de um livro de soldagem com foco na aplicação. Ele me disse: “Adorei tua aula e didática, apresentou uma fundamentação teórica importante dos aspectos gerais soldagem, mas quando cheguei na área percebi que não sabia soldar.” Esse feedback inusitado mudou completamente minha forma de perceber e, conseqüentemente, abordar a formação na área de soldagem na Petrobras.

Decorrente disso, este livro tem por objetivo ser uma ferramenta de trabalho para os profissionais que atuam nas áreas de projeto, fabricação, construção e montagem, inspeção e manutenção na indústria do petróleo. As informações, que serão aqui discutidas, terão um foco na aplicação do conhecimento de soldagem em que as diversas disciplinas, como processos de soldagem, qualificação de procedimentos, metalurgia da soldagem, descon- tinuidades de juntas soldadas, entre outros, serão inter-relacionados com a prática. Além de procurar mostrar a forma com a qual esses conceitos inter-relacionados interferem na qualidade final da junta soldada. Não visa trazer uma fundamentação teórica extensa, so- mente os aspectos suficientes para o entendimento das diversas aplicações mostradas.

Para a sua elaboração, foram compilados diversos documentos, como apostilas, normas e especificação técnicas, notas de aula, exercícios de cursos, monografias, dissertações e teses, dentre outros. Esses documentos foram criados pelos autores que atuam nas mais diversas áreas de atuação, mostrando a pluralidade da soldagem nessa indústria tão peculiar. Foram consultados e utilizados, também, diversos materiais didáticos de professores do Brasil e exterior, informações disponibilizadas pelos fabricantes de con- sumíveis e equipamentos de soldagem, institutos de pesquisa, como o Senai IST Solda e TWI, parceiros da tecnológicos da Petrobras, além de alguns livros consagrados.

Esse formato, muitas vezes redundante ao longo dos capítulos, foi intencionalmente adotado para ratificar a compreensão desses principais conceitos de soldagem para que sejam mais facilmente consolidados pelos profissionais que aplicam a soldagem em qualquer instalação na indústria do petróleo.

Infelizmente, ainda não foi possível abordar todos os aspectos que julgo necessário para atingir todas as aplicações da indústria do petróleo, todavia temos nesse livro um bom começo e, com certeza, melhorias e revisões aparecerão nas próximas edições. E todas as contribuições que visam corrigir algum equívoco dos autores ou acrescentar alguma informação relevante serão muito bem-vindas.



Clóvis Rodrigues
crr@petrobras.com.br

SUMÁRIO

Prolegômeros.....	4
1. Introdução	11
1.1 Conceitos Gerais	14
1.2 Materiais Base	19
1.3 Noções de Terminologia de Soldagem	23
1.4 Noções de Simbologia de Soldagem.....	44
2. Introdução aos Processos de Soldagem	55
2.1 Processo de Soldagem Eletrodo Revestido / Shielded Metal Arc Welding (SMAW)	57
2.1.1 Equipamentos do SMAW.....	58
2.1.2 Tipos de corrente elétrica.....	64
2.1.3 Consumíveis.....	68
2.1.4 Certificação de consumíveis	69
2.1.5 Principais tipos de eletrodo de acordo com seus revestimentos.....	72
2.1.6 Manutenção dos consumíveis.....	73
2.1.7 Transferência Metálica na Soldagem com Eletrodo Revestido.....	79
2.1.8 Parâmetros de soldagem mais utilizados no processo SMAW	81
2.1.9 Alteração dos parâmetros de soldagem	82
2.1.10 Descontinuidades induzidas pelo processo SMAW	84
2.2 Processo de soldagem com utilização de eletrodo inerte de tungstênio e proteção gasosa adicional (TIG) / Gas TungstEn Arc Welding (GTAW)	87
2.2.1 Os equipamentos de soldagem do processo GTAW	88
2.2.2 Arco Elétrico no GTAW	92
2.2.3 Tipo de corrente elétrica.....	94
2.2.4 Corrente contínua polaridade direta (CC-)	94
2.2.5 Consumíveis.....	98
2.2.6 Gases de proteção.....	100
2.2.7 Gás de purga.....	103
2.2.8 Eletrodos de Tungstênio GTAW.....	103
2.2.9 Características e aplicações dos consumíveis do processo GTAW	107
2.2.10 Variantes dos processos	108
2.3 Processo de soldagem com utilização de eletrodo consumível e proteção gasosa adicional (MIG/MAG) / Gas Manual Arc Welding (GMAW).....	122
2.3.1 Equipamentos de soldagem	123
2.3.2 Classificação dos consumíveis: arame e gás de proteção.....	128
2.3.3 Tipo de corrente elétrica.....	130
2.3.4 Tipos de Transferência Metálica do Processo GMAW.....	131
2.3.5 Perfil de temperatura no arco.....	141
2.3.6 Variáveis de soldagem.....	141
2.3.7 Descrição das descontinuidades induzidas pelo processo.....	149

2.4 Processo de soldagem com utilização de eletrodo tubular consumível e proteção gasosa adicional (arame tubular) / Fluxes Cored Arc Welding (FCAW)	150
2.4.1 Equipamentos de soldagem	155
2.4.2 Tipo de corrente elétrica	156
2.4.3 Tipos de Transferência Metálica do Processo FCAW	156
2.4.4 Variáveis de soldagem	160
2.4.5 Classificação dos consumíveis: arame e gás de proteção	160
2.4.6 Classificação do arame	162
2.4.7 Classificação do gás de proteção	166
2.4.8 Descrição das descontinuidades induzidas pelo processo	167
2.4.9 Aplicações especiais	168
2.5 Processo de soldagem com eletrodo consumível com arco submerso / Submerged Arc Welding (SAW)	168
2.5.1 Equipamentos	170
2.5.2 Parâmetros na soldagem SAW	172
2.5.3 Consumíveis	177
2.5.4 Contenção da raiz fundida na soldagem com chanfro	180
2.5.5 Variações do processo Arco Submerso	180
2.5.6 Arame Frio (Cold Wire Addition)	182
2.5.7 Arame Quente (Hot Wire Addition)	182
2.5.8 Adição de pó Metálico (Metal Powder Addition)	183
2.5.9 Processo Strip Cladding	183
2.6 Processo de soldagem por fricção	185
2.6.1 Soldagem por fricção convencional	185
2.6.2 Friction Stir welding (FSW)	186
2.6.3 Friction hydro pilar processing (FHPP)	187
2.6.4 Costura por fricção (Friction Stitch Welding)	189
2.7 Processos de soldagem híbridos	189
2.7.1 Processo de soldagem híbrido LASER-MAG	191
2.7.2 Processo de soldagem híbrido Plasma-MIG	193
2.7.3 Processo de soldagem híbrido LASER-TIG	195
2.7.4 Equipamentos utilizados nos processos Híbridos	196
2.8 Resumo dos processos de soldagem	196
3. Transformações Associadas à Fusão – Metal de Solda e Zona Afetada pelo Calor	199
3.1 Poça fundida	199
3.2 Zona fundida – ZF	201
3.3 Zona afetada pelo calor – ZAC	201
3.4 Aspecto térmico da soldagem	202
3.5 Ciclo térmico e repartição térmica	207
3.6 Influência Da Espessura Da Peça	217

3.7	Influência da temperatura inicial da peça.....	218
3.8	Influência do aporte térmico	223
3.9	Soldagem em vários passes (multipasse).....	226
3.10	Estudo da poça de fusão	228
3.10.1	Volatilização	231
3.10.2	Reações químicas	231
3.10.3	Absorção de gases	232
4.	Transformações Durante a Solidificação	235
4.1	Solidificação.....	235
4.2	Solidificação do metal de solda e transformações de fase na soldagem.....	237
4.2.1	Microestrutura da zona fundida.....	244
4.3	Zona afetada pelo calor	249
4.4	Variações no Comportamento da ZAC em função do modo de endurecimento da liga	251
4.4.1	Conceitos Gerais	251
4.4.2	ZAC de Ligas não Endurecíveis por Têmpera.....	257
4.4.3	Soldagem de aços com alto carbono equivalente temperáveis	259
4.4.4	Ligas endurecidas por Solução Sólida.....	266
4.4.5	Ligas endurecidas por Encruamento	266
4.4.6	Ligas Endurecidas por Precipitação	269
4.4.7	Soldagem de metais e ligas não transformáveis	270
4.4.8	Soldagem dos metais termomecanicamente processados.....	272
4.5	Diluição	272
5.	Tensões Residuais Oriundas da Solidificação.....	276
5.1	Distribuição de tensão em função da temperatura.....	281
5.1.1	Tensões Residuais devido ao Resfriamento Superficial e às Transformações de Fase	286
5.1.2	Superposição das diversas fontes de Tensões Residuais	290
5.1.3	Exemplos de Distribuição das Tensões Residuais.....	291
5.2	Estabilidade Dimensional	297
5.2.1	Grau de Restrição	300
5.2.2	Contração transversal	302
5.2.3	Contração longitudinal.....	304
5.2.4	Deformação Longitudinal - <i>Bending</i>	306
5.2.5	Distorção Angular em Soldas de Topo (Embicamento)	308
5.2.6	Empenamento ou flambagem.....	309
5.2.7	Natureza do Material Soldado	312
5.3	Métodos de Mitigação de Tensões Residuais e de Distorções	315
5.3.1	Otimização de Projeto	317
5.3.2	Técnica de Soldagem	323
5.3.3	Métodos Mecânicos.....	330

5.3.4 Métodos Térmicos	338
5.3.5 Correção das Deformações após soldagem	361
5.3.6 Práticas de Controle de Deformação em Soldagem	366
5.4 Medição de Tensões Residuais	372
5.4.1 Métodos Semi-destrutivos: Método do Furo Cego e do Método do Anel	374
5.4.2 Métodos Destrutivos	376
5.4.3 Métodos Não Destrutivos por Técnicas de Difração	378
5.4.4 Métodos Não Destrutivos: Outros Métodos	382
5.5 Efeitos das Tensões Residuais de soldagem	383
5.5.1 Trincamento assistido pelo meio	384
5.5.2 Resistência à Fadiga	387
5.6 Introdução à simulação de soldagem	395
5.6.1 Acoplamento dos fenômenos físicos na simulação de soldagem	397
5.6.2 Fluxograma do Processo de Simulação	403
5.6.3 Modelagem Geométrica das Peças	404
5.6.4 Análise Térmica do CWM	410
5.6.5 Modelos cinemáticos para transferência de calor de soldagem	418
5.6.6 Condições de contorno	420
5.6.7 Simulação do Comportamento da Poça de Fusão	424
5.6.8 Simulações de Transformações Metalúrgicas e de Propriedades Mecânicas	425
5.6.9 Partição da taxa de deformação	426
6. Descontinuidades e Defeitos Próprios à Soldagem	429
6.1 Trinca a frio (<i>cold cracking ou hydrogen cracking</i>)	433
6.1.1 Meios de Mitigar a Trinca a Frio	447
6.2 Trincas a Quente	463
6.2.1 Trinca de solidificação	463
6.2.2 Trincas de Liqueação (ZAC e no cordão na Soldagem Multipasse)	518
6.2.3 Trinca pela Redução da Ductilidade à Quente (<i>Ductility Dip Cracking- DDC</i>)	532
6.3 Trincas de Reaquecimento (<i>Reheat Cracking or Stress Relaxation Cracking or Creep Embrittlement</i>)	537
6.3.1 Trinca de Reaquecimento nos Aços Cr-Mo e Cr-Mo-V	539
6.3.2 Trinca de Reaquecimento dos Aços Inoxidáveis Austeníticos	554
6.3.3 Trinca por Envelhecimento por Deformação (<i>Strain-Age Cracking</i>)	557
6.3.4 Trinca por Relaxamento (<i>Stress - Relaxation Cracking</i>)	561
6.3.5 Trinca Sob o Cordão (<i>Underclad Cracking – UCC</i>) ou Placagem	566
6.3.6 Trincas Sob Revestimento com mais de um Passe	567
6.4 Fragilização pelo Revenido (<i>Temper Embrittlement</i>)	569
6.4.1 Alternativa ao fator de Bruscato	575
6.4.2 Tratamento térmico para simulação da fragilização pelo revenido (<i>Step Cooling</i>)	575
6.4.3 Reversão da fragilidade pelo revenido	578
6.5 Decoção lamelar (<i>Lamellar Tearing</i>)	579

6.5.1 Susceptibilidade do Material de Base a Decoção Lamelar	582
6.5.2 Formas de Mitigar a Decoção Lamelar	585
6.6 Descolamento (<i>Disbonding</i>)	586
6.7 Endurecimento por Deformação em Aços Ferríticos (<i>Strain Aging</i>).....	593
7. Soldabilidade dos materiais.....	597
7.1 Aços carbono e aços microligados.....	599
7.1.1 Soldabilidade	599
7.1.2 Aços de Baixo Carbono (<i>Mild Steel</i>)	610
7.1.3 Aços de médio e alto carbono.....	629
7.1.4 Aços de Alta Resistência e Baixa liga – ARBL (HSLA- High Strength Low Alloy)	658
7.2 Aços Cromo-Molibdênio e Aços Molibdênio.....	698
7.2.1 Soldabilidade	702
7.3 Aço Níquel	735
7.4 Aços Inoxidáveis	740
7.4.1 Inox Austeníticos	762
7.5 Níquel e Ligas de Níquel.....	789
7.6 Cobre e Ligas de Cobre	807
7.7 Soldagem Dissimilar	815
8. Guia de solução de estudos de casos envolvendo soldagem.....	822
8.1. Normas e Códigos de Projeto e Qualificação	822
8.2. Soldagem de Manutenção	823
8.3. Soldagem de Fabricação	824
8.4. Processo de Soldagem	825
8.4.1 Exemplo 1 – Soldagem de Vaso de pressão	825
8.5. Consumíveis de Soldagem	825
8.5.1 Exemplo 1 - Soldagem de Vaso de pressão.....	826
8.6. Variáveis Essenciais e Ensaio Efetuados na Qualificação	827
8.6.1 Exemplo 1 – Soldagem de vasos de pressão	828
8.7. Aspectos Relevantes de soldabilidade	831
8.7.1 Exemplo 1 – Soldagem de vaso pressão	832
8.8. Estudos de caso	833
8.8.1 Soldagem de tubulação	833
8.8.2 Soldagem de embarcação	843
8.8.3 Soldagem de um gasoduto	853
8.8.4 Soldagem de um permutador.....	865
8.8.5 Soldagem de fabricação de <i>spools</i>	881
8.8.6 Soldagem de um tanque de água de plataforma.....	886
8.9. Considerações Finais	896
Referências	897

1. Introdução

1. INTRODUÇÃO

Há registros históricos muito antigos de união de peças, como as mitológicas imagens de Apolo, Deus da Guerra, forjando arma na Figura 1.1 ou hieróglifos encontrados no antigo Egito representando a brasagem de peças na Figura 1.2.



Figura 1.1 – Apolo forjando armas (Apollo in the Forge of Vulcan). Fonte: VELÁZQUEZ, 1630.



Figura 1.2 – Hieróglifos de brasagem no Egito. Fonte: EGYPT, c1987.



Saiba Mais

Para saber de mais informações sobre a história da soldagem clique nos links:

- » <https://www.youtube.com/watch?v=smKKTH4WvFk>
- » 1940 <https://www.youtube.com/watch?v=nYpDi4zgdgQ>

Provavelmente, entre estes acontecimentos, o marco mais significativo tenha sido a **soldagem do gasoduto do Texas - Nova Jérsei nos anos 1930**, pois mudou o conceito de união por soldagem uma vez que muitos não acreditavam que seria possível fazer soldas de qualidade superior. Essa soldagem estrutural de um equipamento com fluido inflamável abriu a possibilidade de execução de todas as juntas soldadas atuais.

Os processos de soldagem a arco elétrico, apesar de terem sido desenvolvidos no início do século XX, tiveram na Segunda Guerra seu grande impulso, na fabricação de navios soldados.

Cada processo de soldagem deve ser capaz de gerar energia capaz e suficiente para unir as peças a ser soldadas, remover as contaminações oriundas das superfícies a serem unidas e evitar que o meio ambiente externo altere as propriedades do metal de solda. Um correto controle de transformação de fases é necessário de forma que as propriedades desejadas sejam alcançadas.

As contaminações, tanto do metal de solda quanto do metal de base, as tensões mecânicas geradas e as transformações metalúrgicas podem ser extremamente danosas para as propriedades finais da junta soldada. Por isso, uma correta seleção do processo de soldagem para cada aplicação deve ser considerada. Porém, como o foco é a aplicação industrial, as buscas por processos de alta produtividade podem e devem ser consideradas para a melhoria da produtividade sem comprometer, em hipótese nenhuma, a qualidade da junta soldada.

Os processos de soldagem a arco são os mais utilizados no âmbito da indústria de petróleo e do mercado brasileiro e apresentam um esquema de circuito básico semelhante que está representado na Figura 1.3.

Nesse, a fonte de energia controla os parâmetros de soldagem fornecendo corrente para que o circuito elétrico possibilite o processo de soldagem. Os cabos conectam a fonte à tocha, ou porta eletrodo, e a peça de trabalho à fonte. A tocha faz contato elétrico entre a fonte e o eletrodo, que pode ser consumível ou não. Caso seja consumível, o metal do eletrodo fará parte do metal de solda ao término da soldagem, constituindo-se em um metal de adição. Caso seja inerte, a soldagem poderá ser efetuada somente com a fusão das faces a serem soldadas, soldagem autógena, ou com adição suplementar de metal de adição.

Entre a extremidade do eletrodo e a peça de trabalho, se forma um arco elétrico que ioniza os gases, oriundos da queima do revestimento ou adicionados externamente, formando um plasma. Esse plasma é responsável pelo fluxo de elétrons e íons entre a peça a ser soldada e o eletrodo e, quando houver, fluxo de material do eletrodo para a peça.

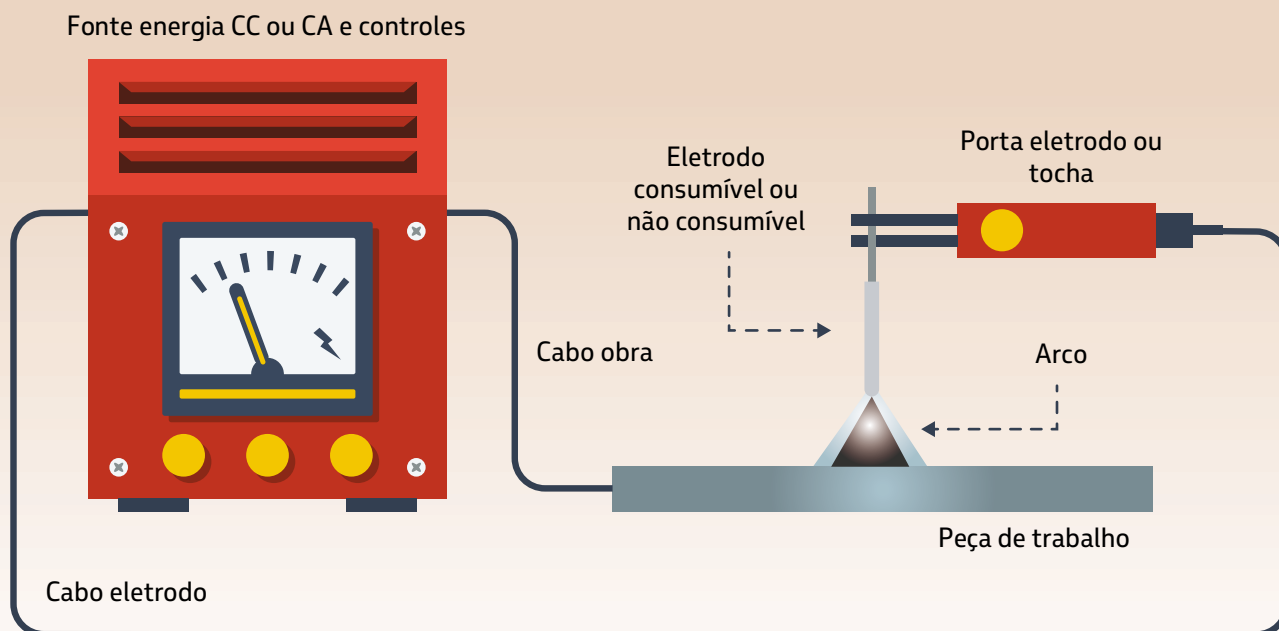


Figura 1.3 - Representação esquemática do circuito básico de soldagem.
Fonte: API 577, 2004, p. 10, adaptado pelos autores.

O metal fundido, em altíssimas temperaturas, reage fortemente com a atmosfera formando óxidos e nitretos, que prejudicam as propriedades mecânicas e metalúrgicas do metal de solda solidificado.

Decorrente disso, é necessária uma atmosfera protetora de forma a não permitir que os gases da atmosfera reajam com o metal fundido. Também graxas, oxidação, pintura, produtos de corrosão, ou seja, sujeiras em geral, danificam essas propriedades.

As formas de proteção são com fluxos e revestimentos ou adição de gases de proteção adicionais, Figura 1.4.

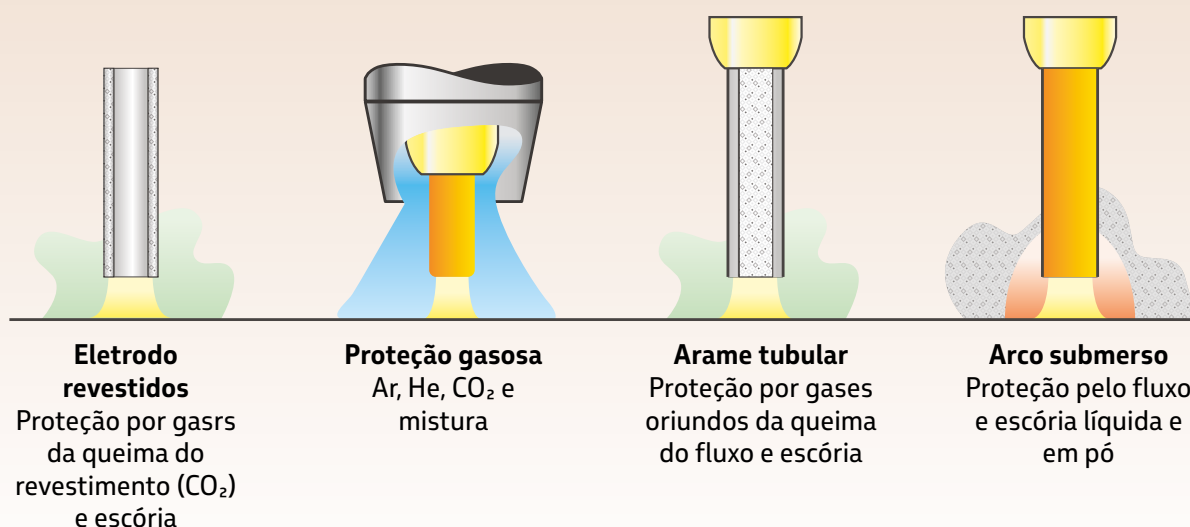
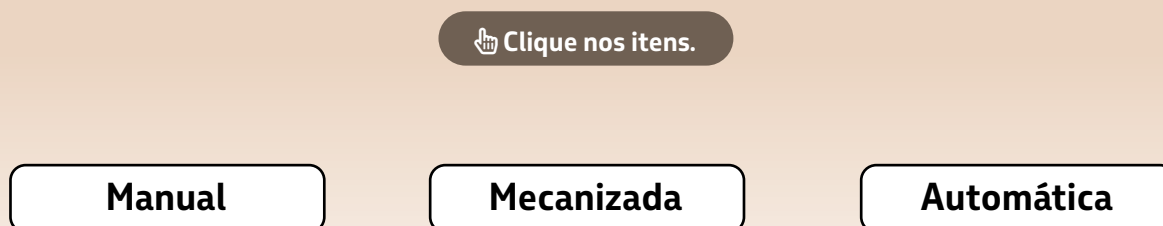


Figura 1.4 - Tipos de proteção do arco. Fonte: Os autores

A forma de operação de soldagem, nos diferentes processos, pode ser:



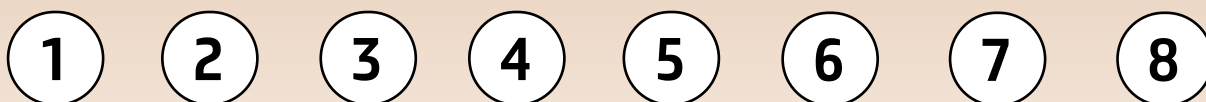
1.1 CONCEITOS GERAIS

A garantia da qualidade de uma junta soldada na indústria é fundamental para que sejam atingidas as propriedades de resistência mecânica e tenacidade exigidas pelos códigos de projeto de equipamentos e estruturas.

Assim, a integridade de uma junta soldada depende da correta seleção dos processos de soldagem para soldar cada material, com os parâmetros de soldagem adequados, de forma a minimizar as tensões residuais oriundas do processo para não dar origem a descontinuidades que se tornem defeitos por superarem a tenacidade do material.

Alguns indicadores podem ser importantes antes de que seja efetuada a soldagem do material.

 Clique nos números para conhecê-los.



Assim, os documentos técnicos e normas de soldagem são utilizados para trazer uma padronização da execução do processo de soldagem e garantir essa qualidade necessária. Os documentos técnicos visam padronizar a forma de soldar para cada utilização, com a padronização de materiais, como a definição de materiais bases e consumíveis, procedimentos e pessoas. Por isso, todas etapas de soldagem, como o planejamento, execução, controle, registro e certificação da soldagem, estão contempladas nos documentos técnicos. São aplicados em todas as etapas, como projeto, fabricação, construção e montagem e manutenção.

Os principais documentos são:

- » as normas Petrobras, em especial a N-133 – Soldagem (2017);
- » as normas American Society of Mechanical Engineers (ASME), American Petroleum Institute (API) e American Welding Society (AWS) de qualificação de procedimentos e soldadores, como a ASME IX (2015), API 1104 (2015), AWS D1.1 (2015) e DNV-OS-F101 (2007); e
- » as normas de projeto ASME I (2010), ASME VIII (2010), ASME B31.3 (2012), ASME B31.8 (2012), AWS D1.1 (2010), API 650 (2010), dentre outras.

A soldabilidade é um conceito difícil de ser expresso, pois, além das térmicas e das características do material, está relacionada com o processo de soldagem utilizado, com o projeto e sua facilidade de construção e montagem, facilidade do soldador em realizar a técnica de soldagem mantendo a sanidade, ou seja, isenta de defeitos. A Figura 1.5 tenta mostrar um pouco dessa complexidade correlacionando alguns conceitos.

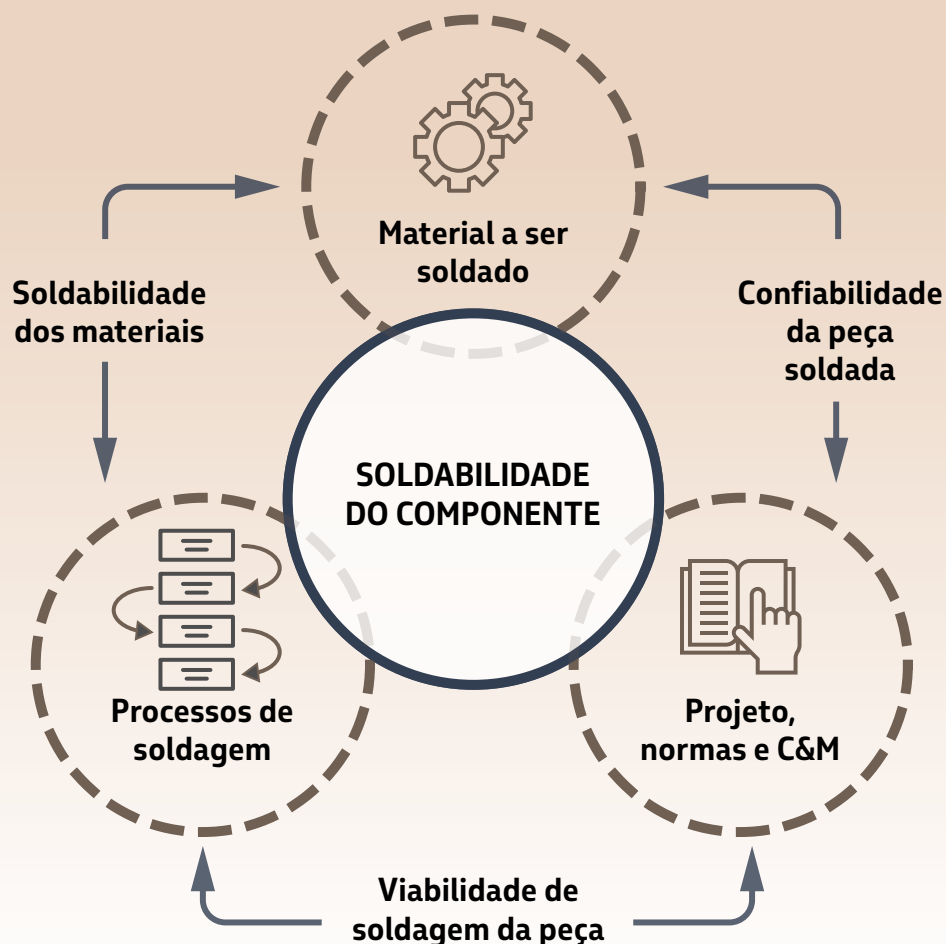


Figura 1.5 – Soldabilidade de um componente metálico. Fonte: BATALHA, 2003, p. 17, adaptado pelos autores.

O material deve poder ser soldado sem a ocorrência de falhas na junta soldada e, ainda assim, apresentar os requisitos mínimos de tensão e tenacidade exigidos pelo código de projeto nas condições de operação.

Soldabilidade pode ser definida como:

“Capacidade de um material ser soldado nas condições de fabricação impostas por uma condição específica projetada de forma adequada e de se comportar adequadamente em serviço.”

(AWS, 2010, p. 47).

Para exemplificar o conceito de soldabilidade, podemos analisar a soldabilidade de dois aços carbono com composição química diferentes.

Qual o aço mostrado da Tabela 1.1 que você entende que tenha melhor soldabilidade?

Tabela 1.1 - Composição química de dois aços quaisquer.

	Aço 1	Aço 2
C	0,12	0,21
S	0,027	<0,002
P	0,017	0,021
Si	0,20	0,28
Mn	0,65	1,32
Ni	0,03	0,05
Cr	0,02	0,04
Mo	0,02	<0,005
V	0,03	<0,01
Cu	0,03	0,005
Nb	<0,005	0,024
Ti	<0,01	0,002
Al	<0,001	0,047
CE IIW	0,24	0,45

Fonte: o autor

Para responder essa pergunta, clique no ícone e entenda o conceito de soldabilidade que devemos sempre fazer na soldagem dos aços carbono.



Entretanto, podem ser suscetíveis à trinca induzida pelo hidrogênio (trinca a frio), especialmente quando aumentamos o CE e/ou na soldagem de chapas grossas. A trinca induzida por hidrogênio é a principal descontinuidade esperada na soldagem de aços de matriz ferrítica ou martensítica e posteriormente será melhor entendida.

A conclusão mais lógica seria de que o Aço 1 normalmente seja mais soldável por apresentar um menor valor de carbono equivalente (CE). Todavia, para que essa análise de soldabilidade seja efetuada de forma correta, temos que, necessariamente, avaliar a condição de contorno de cada junta a ser soldada.

Dessa forma, quando avaliamos uma junta de topo em um aço de grande espessura, a descontinuidade mais esperada e provável é a trinca induzida pelo hidrogênio, fazendo com que o Aço 1 tenha, efetivamente, uma melhor soldabilidade por ter um menor valor de carbono equivalente.

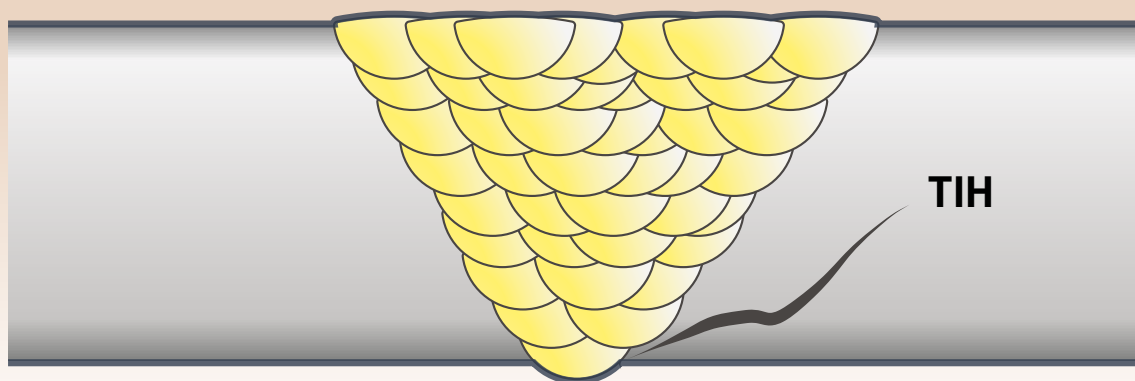


Figura 1.6 - JUNTA SOLDADA ALTA ESPESSURA.

Todavia, em uma solda autógena com alta restrição realizada com um processo de alta densidade de energia, como o Laser, em uma junta de topo, a descontinuidade esperada em função do mais elevado teor de enxofre é a trinca de solidificação, fazendo com que o Aço 2 seja mais soldável. **Soldagem autógena é aquela que não tem metal de adição.**

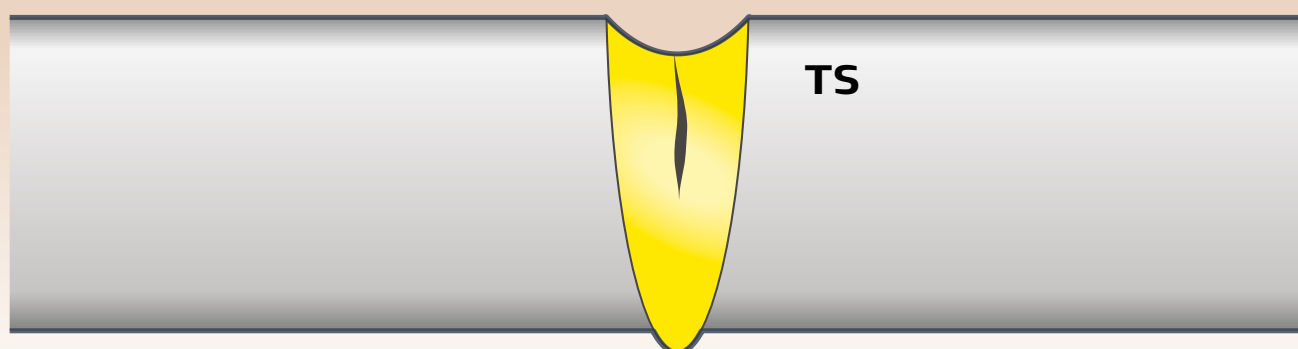


Figura 1.7 - JUNTA SOLDADA LASER AUTÓGENA.

Outra condição de contorno que faz com que o Aço 2 seja mais soldável é em uma junta com penetração total com alta restrição e alta espessura em uma junta em ângulo. A decoesão lamelar é esperada em função da relação do manganês e do enxofre formar sulfeto de manganês, que fica alongado em função da laminação da chapa.

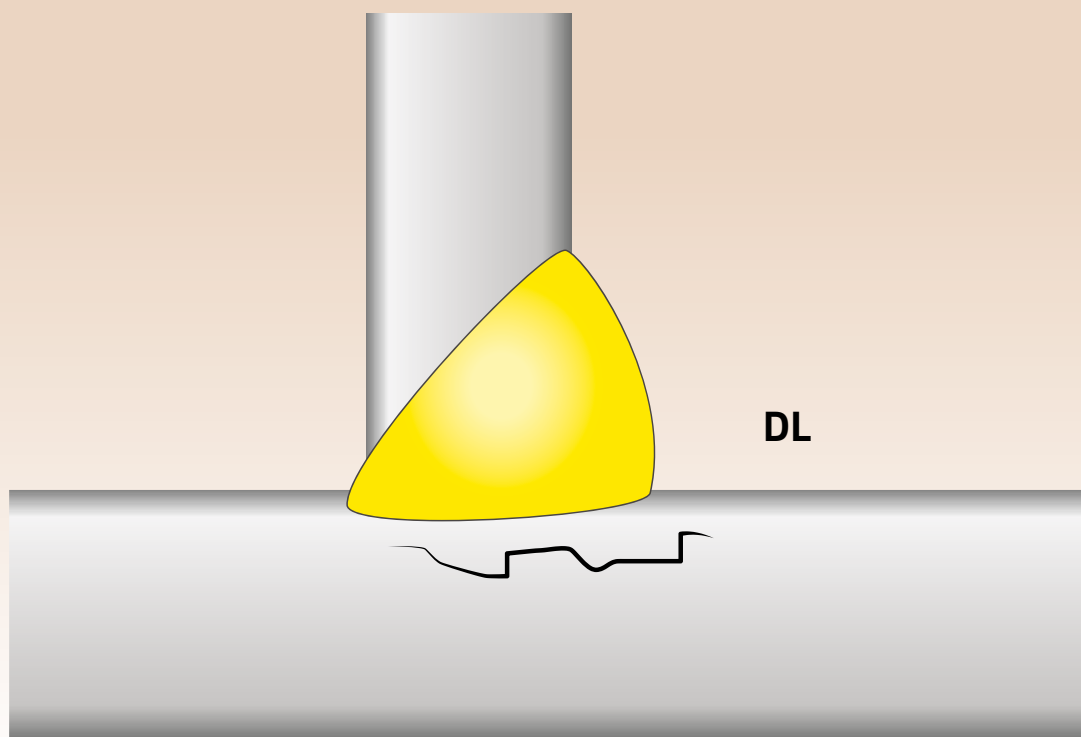


Figura 1.8 - JUNTA EM ÂNGULO ALTA RESTRIÇÃO.

Esse simples exercício de avaliação revela que a melhor ou pior soldabilidade de um material depende, fortemente, do material, das condições de soldagem e da aplicação do componente soldado.

A resistência mecânica e a tenacidade de uma junta soldada dependem das propriedades mecânicas da zona afetada pelo calor (ZAC) conjuntamente com as propriedades mecânicas do metal de solda depositado. A essa combinação de ZAC, também conhecida como ZTA – zona termicamente afetada, e metal de solda chamamos de junta soldada. O metal de solda depositado é formado pelo metal de adição oriundo do consumível e pela porção do metal de base fundido pela soldagem. Já a ZAC é a região da junta soldada adjacente ao cordão de solda (metal depositado) cujas propriedades mecânicas e metalúrgicas são alteradas em função do ciclo térmico induzido pela passagem da fonte de calor durante a operação de soldagem.

A Figura 1.9 ressalta que há uma interdependência entre as diversas variáveis, evidenciando a complexidade do processo de soldagem em uma junta soldada.

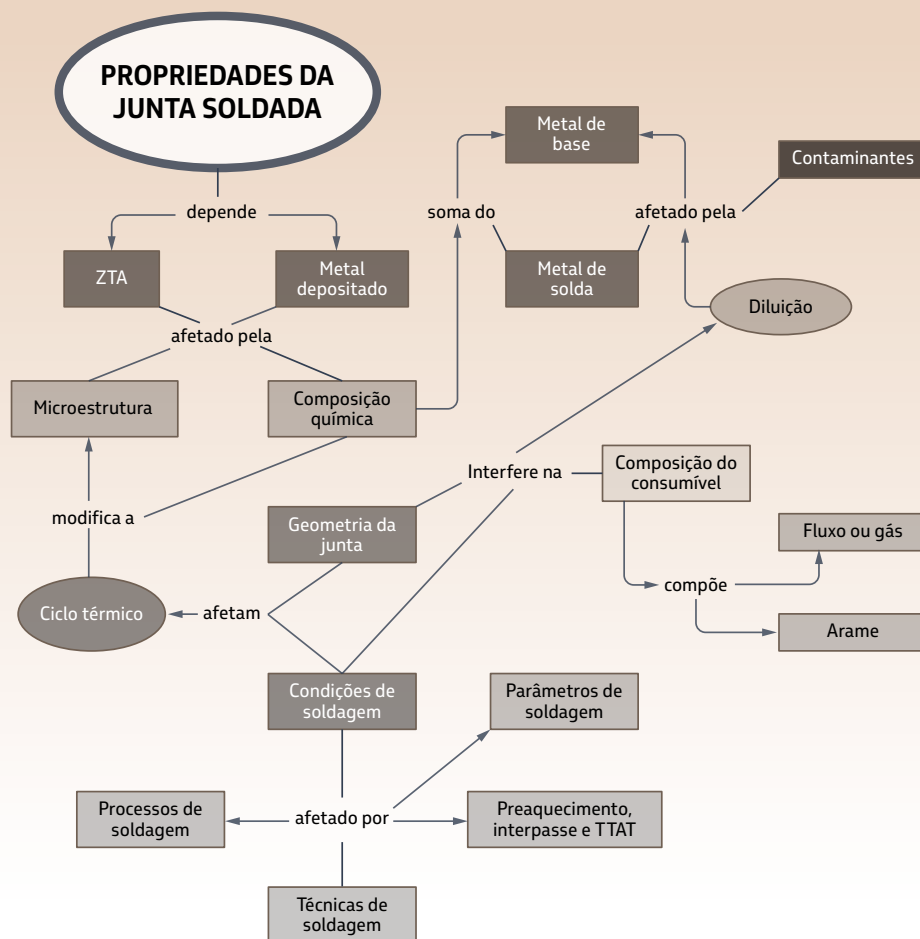


Figura 1.9 – Representação de um fluxograma de propriedades mecânicas da junta soldada. Fonte: BONNET, 1980, p. 209-27, adaptado pelos autores.

1.2 MATERIAIS BASE

Muitas das normas de fabricação de equipamentos utilizam o ASME IX (2010) como documento de qualificação de procedimentos e soldadores. Decorrente disso, serão considerados, nesta abordagem, os materiais de maneira conjunta, analisando a sua aplicação soldada. Pois o ASME IX (2010) faz referência ao ASME II (2010) para os materiais base e consumíveis.

Cada código de projeto traz os requisitos específicos e adequados para que os seus equipamentos trabalhem nas condições operacionais requeridas, como os requisitos de soldagem prescritos por eles.

Atenção

Não serão abordados, nesse documento, critérios de projeto de equipamentos, somente alguns requisitos indispensáveis para o entendimento dos conceitos de soldagem.

A metalurgia tradicional separa os materiais em função da composição química, como os aços carbono classificados pela American Iron and Steel Institute, como AISI 1045 e 8630, por característica microestrutural, como os aços inoxidáveis austeníticos, martensíticos e duplex, ou por nome comercial, como a liga Inconel 625 ou a liga Hastelloy.

A principal norma aplicada na indústria do petróleo no Brasil é a N-133 (PETROBRAS, 2018), que traz uma divisão das famílias de materiais mais utilizados na indústria do petróleo:

1. aços carbono e aços carbono-manganês;
2. aços de baixa liga tratados termicamente;
3. cromo-molibdênio e aços molibdênio;
4. aço níquel;
5. aços inoxidáveis austeníticos;
6. aços inoxidáveis superausteníticos;
7. aços inoxidáveis duplex, superduplex e Hiperduplex;
8. aços inoxidáveis martensíticos;
9. aços inoxidáveis ferríticos;
10. níquel e ligas de níquel;
11. cobre e ligas de cobre;
12. soldagem de chapas e tubos revestidos;
13. soldagem dissimilar.

Diferentemente do que acontece na metalurgia convencional, os materiais a serem soldados são agrupados pela semelhança de composição química pelo ASME IX, em soldagem os materiais se juntam pela semelhança das características de soldabilidade e a esse agrupamento denominamos de P-number (PN).

Esses materiais supracitados atendem aos requisitos do ASME II (2010) e serão apresentados os **P-numbers** dos materiais mais significativos utilizados na indústria do petróleo a seguir.

Os aços carbono e carbono-manganês são a principal família na construção soldada e podem assumir o PN 1 e 3 (exceto os aços $\frac{1}{2}\text{Cr } \frac{1}{2}\text{Mo}$), PN 10 (- gr. H, I, J) e PN 11B.

Os aços cromo-molibdênio (Cr-Mo), que são utilizados, geralmente, de 400 °C a 650 °C, têm os PN conforme a Tabela 1.2.

Tabela 1.2 - P-number dos aços cromo-molibdênio.

Designação básica	Composição básica	P number
C-Mo	C-0,5Mo	3
Cr-Mo	0,50°Cr-0,50Mo	3
	1,0°Cr-0,5Mo	4
	1,25Cr-0,5Mo	4
	2,25Cr-1,0Mo	5A
	3,0°Cr-1Mo	5A
Cr-Mo-V	5,0°Cr-0,50Mo	5B
	7,0°Cr-0,5Mo	5B
	9,0°Cr-1,0Mo	5B
	2,25Cr-1,0Mo-V	5C
	9,0°Cr-1,0Mo-V	15E

Fonte: N-133, 2017, p. 42.

Os aços ao níquel cujo percentual varia de 1 a 9% Ni em massa podem ser utilizados em temperaturas criogênicas (-50 °C e -196 °C) e apresentam os PN 9 e PN 11A.

Para aplicações às quais sejam necessários os materiais resistentes à corrosão ou à oxidação, como os aços inoxidáveis e materiais não ferrosos, eles são divididos em famílias segundo a sua microestrutura final, que determina, na maioria das vezes, a sua aplicação.

Os aços inoxidáveis austeníticos apresentam o PN 8, os inoxidáveis superausteníticos apresentam o PN 8 ou PN 45, os inoxidáveis duplex apresentam o PN 10H. Outra família importante são os inoxidáveis martensíticos, que exibem o PN 6, os ferríticos, que apresentam o PN 7, e os superferríticos, que exibem o PN 10 (I, J, K).

A Tabela 1.3 traz uma relação mais completa de P-Numbers.

Tabela 1.3 - Relação de P numbers aplicáveis.

P-number	Descrição dos metais base mais usados na indústria do petróleo (composição química e limites de resistência)
1	aço carbono máx.: 0.030 % C, 0.060 % Si, 1.70 % Mn, 0.045 % S, 0.045 % P
3	aço baixa liga
4	1.25 % Cr-0.5 % Mo nominal
5A	aço 2.25 % to 3 % Cr, 1 % Mo

P-number	Descrição dos metais base mais usados na indústria do petróleo (composição química e limites de resistência)
5B	aço 5 % to 10 % Cr, 1 % Mo
5C	metais temperados e revenidos 2,25Cr-1Mo (P-5A)
6	aço inoxidável martensítico —12 % Cr
7	aço inoxidável ferrítico 11 % to 18 % Cr
8	aço inoxidável austenítico (18 % Cr, 8 % Ni nominal)
9A	aço 2 % níquel
9B	aço 3.5 % níquel
9C	aço 4.5 % níquel
10A	limite de escoamento 75 ksi (515 MPa) ≤ 105 ksi (725 MPa) - (aço Mn, V)
10B	limite de escoamento 60 ksi (415 MPa) (aço 1 % Cr, V)
10C	limite de escoamento 81 ksi (560 MPa) ≤ 83 ksi (570 MPa) (aço C, Mn, Si)
10H	limite de escoamento 87 ksi (600 MPa) ≤ 110 ksi (760 MPa) (aço 18 % Cr a 29 % Cr, 1.5 % Mo a 4.5 % Mo, 3 % Ni a 8 % Ni—aço inoxidável duplex)
10I	limite de escoamento 0 ksi (415 MPa) ≤ 70 ksi (485 MPa)S (aço superferrítico 26 % Cr a 27 % Cr, 1 % Mo)
10J	limite de escoamento 70 ksi (485 MPa) ≤ 80 ksi (550 MPa) (aço superferrítico 29 % Cr, 4 % Mo)
10K	limite de escoamento 70 ksi (485 MPa) ≤ 85 ksi (585 MPa) (aço superferrítico 26 % Cr a 29 % Cr, 3 % Mo a 4 % Mo, 2 % Ni a 2.5 % Ni)
11A	aço baixa liga—temperado e revenido
11B	aço baixa liga—temperado e revenido, 105 ksi (725 MPa) min.
15E	limite de escoamento 85 ksi (585 MPa) (9 % Cr, 1 % Mo, V)
15F	limite de escoamento 90 ksi (620 MPa) (11 % Cr, 2 % W, 0.5 % Mo)
41	limite de escoamento 50 ksi (345 MPa) ≤ 70 ksi (485 MPa) níquel não ligado
42	limite de escoamento 70 ksi (485 MPa) Monel—(67 % Cu, 30 % Ni)
43	limite de escoamento 105 ksi (725 MPa) ≤ 120 ksi (825 MPa) liga NiCrFe (47 % Ni a 72 % Ni, 15 % Cr a 29 % Cr, 8 % Mo a 16%Mo, 5 % Fe a 18 % Fe, 14 % W, 13 Co, 3.5 % Nb, Cu)
44	65 ksi (450 MPa) ≤ 110 ksi (760 MPa) NiMo, liga NiMoCr (62 % Ni a 70 % Ni, 16 % Mo a 29.5 % Mo, 1.3 % Cr a 7 % Cr, 25 % Fe, 13 % Co, 3.5 % Nb, Cu, Al, W)

P-number	Descrição dos metais base mais usados na indústria do petróleo (composição química e limites de resistência)
45	65 ksi (450 MPa) ≤ 109 ksi (750 MPa) liga NiFeCr (21 % Ni a 49 % Ni, 15 % Fe a 46 % Fe, 20 % Cr a 33% Cr, 1.5 % Mo a 7 % Mo, 18 % Co, 3 % W, 2.3 % Cu a 3 % Cu, Nb, Al, Ti, N)
46	70 ksi (485 MPa) ≤ 90 ksi (620 MPa) liga NiCrSi (35 % Ni a 37 % Ni, 19 % Cr a 28 % Cr, 1.25 % Si a 2.7% Si, 30 % Co)

Fonte: API 582, 2009, p. 3-5.

1.3 NOÇÕES DE TERMINOLOGIA DE SOLDAGEM

Com intuito de uniformizar os termos de soldagem, as normas Petrobras [N-1438 Terminologia Soldagem \(2009\)](#) – e [N-1738 – Descontinuidades em juntas soldadas](#), fundidos, forjados e laminados (2009) –, definem os termos básicos e fundamentais empregados em soldagem. Aqui serão utilizados somente alguns termos que são fundamentais para o entendimento deste documento.

A homogeneização de alguns termos é fundamental para a compreensão geral da soldagem. Por isso, estão destacadas a seguir. A Figura 1.10 mostra a nomenclatura de uma junta soldada com suas diferentes partes.

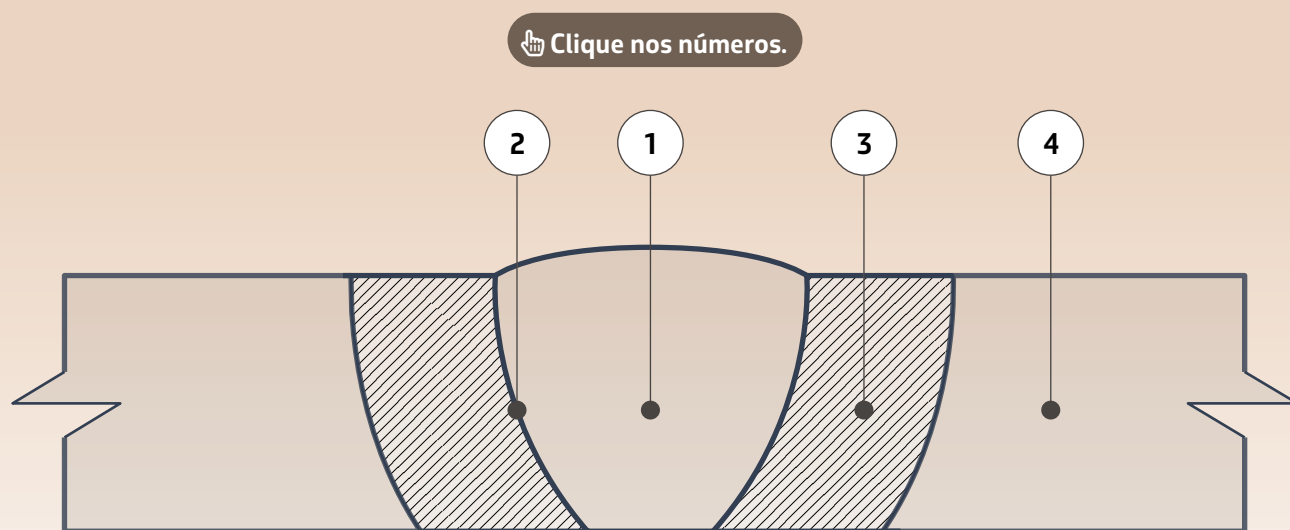


Figura 1.10 – Nomenclatura da junta soldada. Fonte: N-1438, 2009, p. 40.

As juntas soldadas, que podem ser de topo ou em ângulo, são representadas na Figura 1.11.

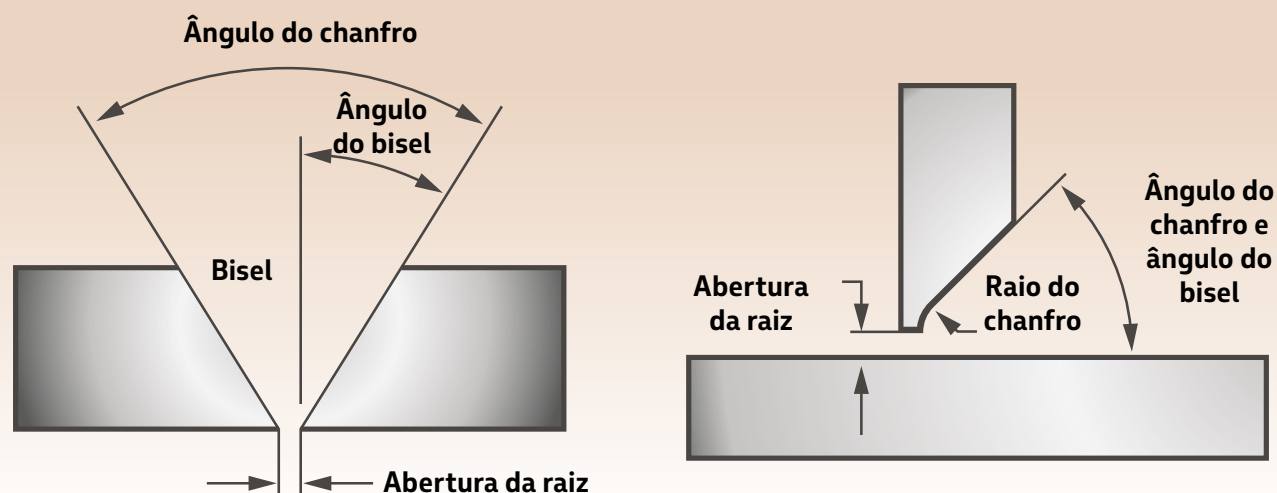


Figura 1.11 – Nomenclatura relacionadas aos chanfros em ângulo e de topo da junta soldada.

Fonte: N-1438, 2009, p. 20.

A **dimensão para solda em chanfro (groove weld size)** é a distância da face à raiz da solda (ou entre faces, nas juntas soldadas em ambos os lados) excluídos o reforço de solda ou o excesso de penetração. Geralmente, é a própria espessura do componente a ser soldado.

Já na **solda em ângulo**, a sua dimensão para soldas em ângulo de pernas iguais é o comprimento dos catetos do maior triângulo retângulo isósceles que pode ser inscrito dentro da seção transversal da solda. Para soldas em ângulo de pernas desiguais, são os comprimentos dos catetos do maior triângulo retângulo que pode ser inscrito dentro da seção transversal da solda, conforme Figura 1.12. Para obtenção do limite de resistência da junta soldada, ele será calculado a partir da garganta efetiva.

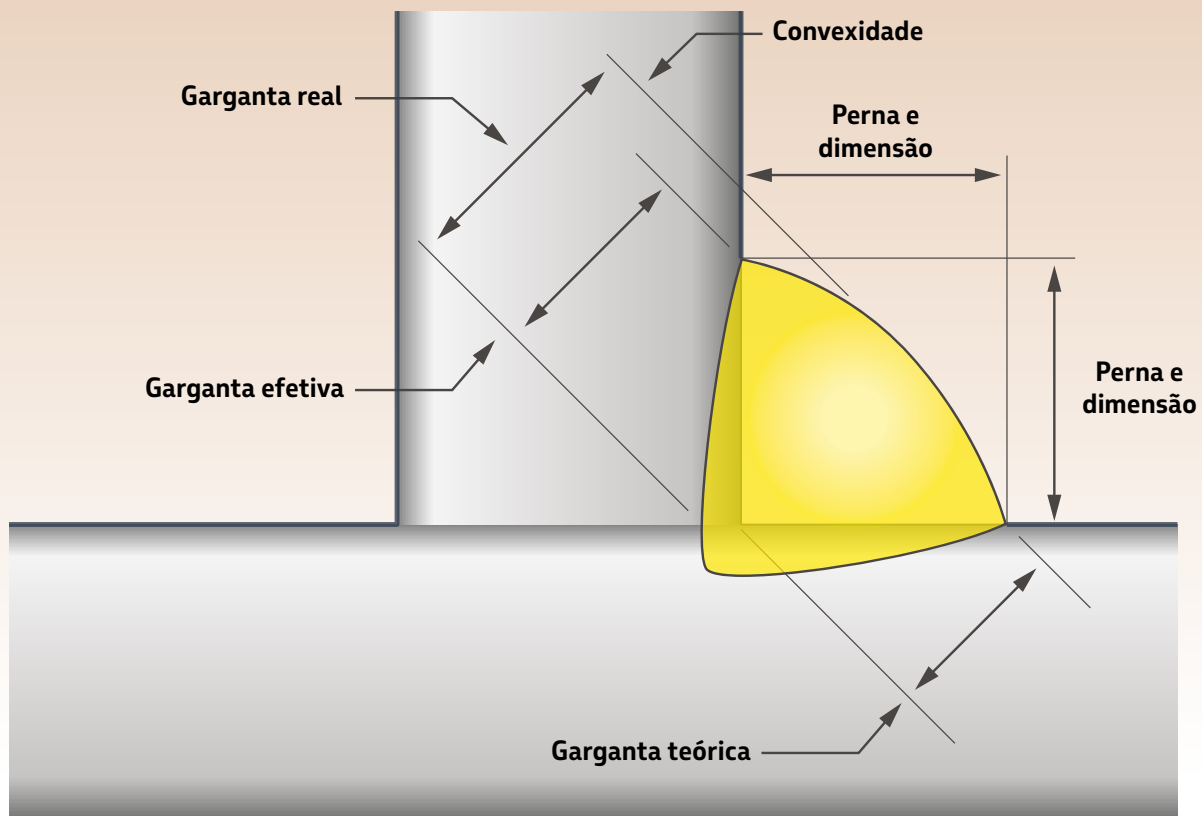


Figura 1.12 – Soldagem em ângulo com dimensões. Fonte: N-1438, 2009, p. 22.

O **chanfro** é a abertura preparada para conter a solda, realizada na superfície de uma peça ou entre dois componentes, conforme geometria previamente definida. Os principais tipos de chanfros são os mostrados na Figura 1.13.

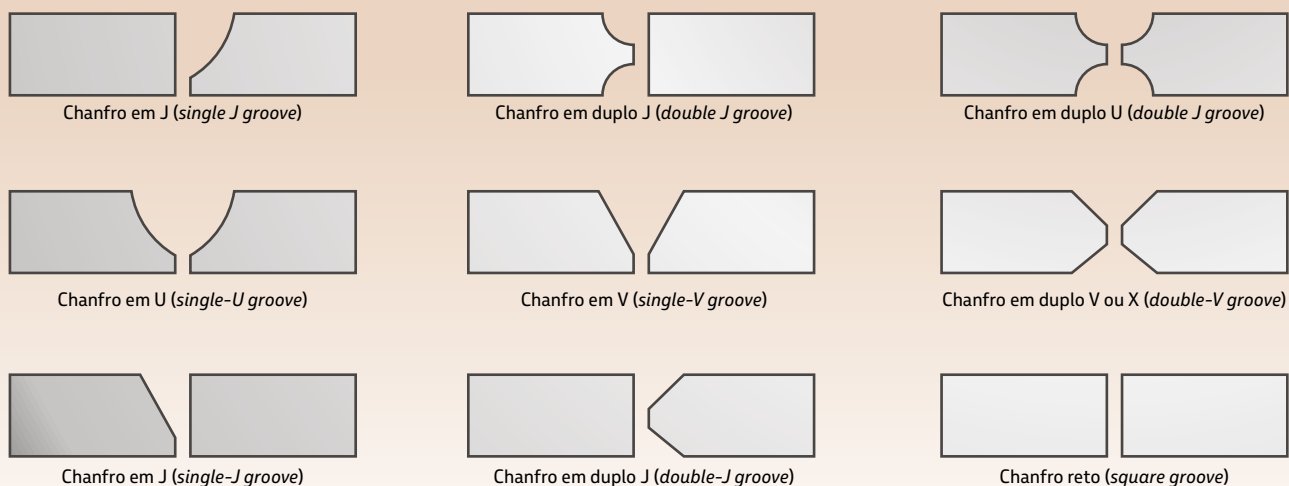


Figura 1.13 – Tipos de chanfro da junta soldada. Fonte: N-1438, 2009, p. 24.

Passe é progressão unitária de uma operação de soldagem ao longo de uma junta ou operação de revestimento. Um passe é composto de um ou mais cordões de solda localizados no mesmo eixo.

Por sua vez, **camada** é a deposição de um ou mais passes consecutivos dispostos lado a lado, aproximadamente no mesmo plano. Na Figura 1.14 (direita), observamos um passe correspondendo a uma camada.

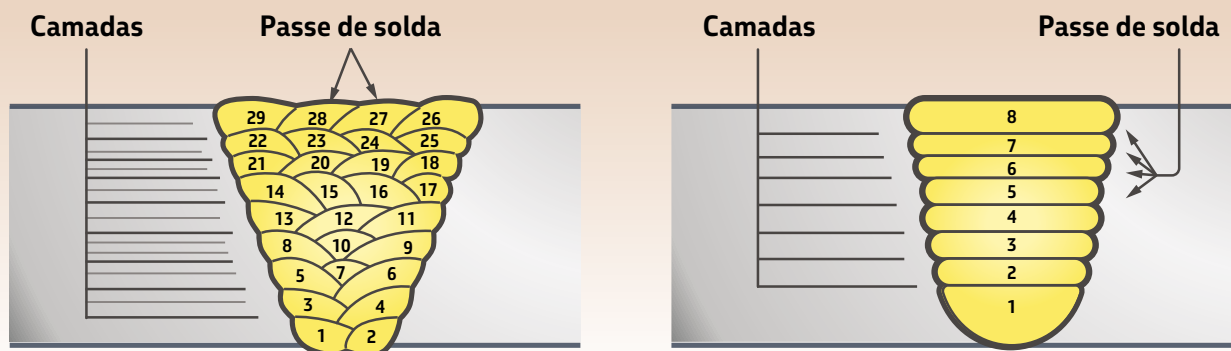


Figura 1.14 – Diferença de camada e passe. Fonte: N-1438, 2009, p. 22.

A soldagem pode ser efetuada em diversas posições, desde a condição plana, condição horizontal, nas condições verticais ascendente ou descendente, dependendo da técnica necessária para cada processo, e na condição sobre cabeça. As tubulações e dutos soldados, quando estão na condição fixa, podem apresentar uma combinação entre algumas dessas posições, como na soldagem de um tubo na posição horizontal. A soldagem pode iniciar na posição plana, seguir pelas posições vertical descendente e sobre cabeça, e terminar na posição vertical ascendente e plana, a depender do seu diâmetro e do processo de soldagem a ser utilizado, Figura 1.15.

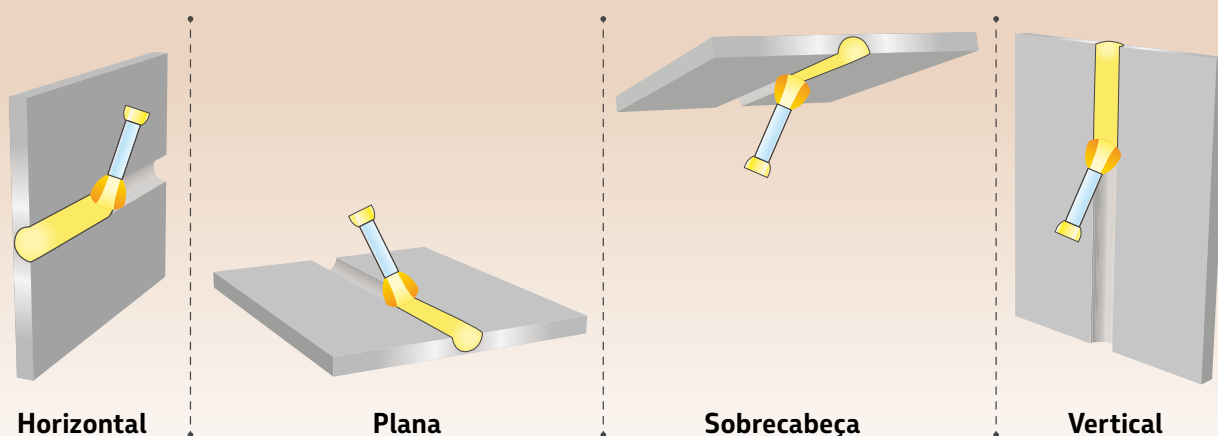


Figura 1.15 – Posições de soldagem. Fonte: os autores

Cada processo tem um ângulo de trabalho e de deslocamento específicos e podem ser observados na Figura 1.16.

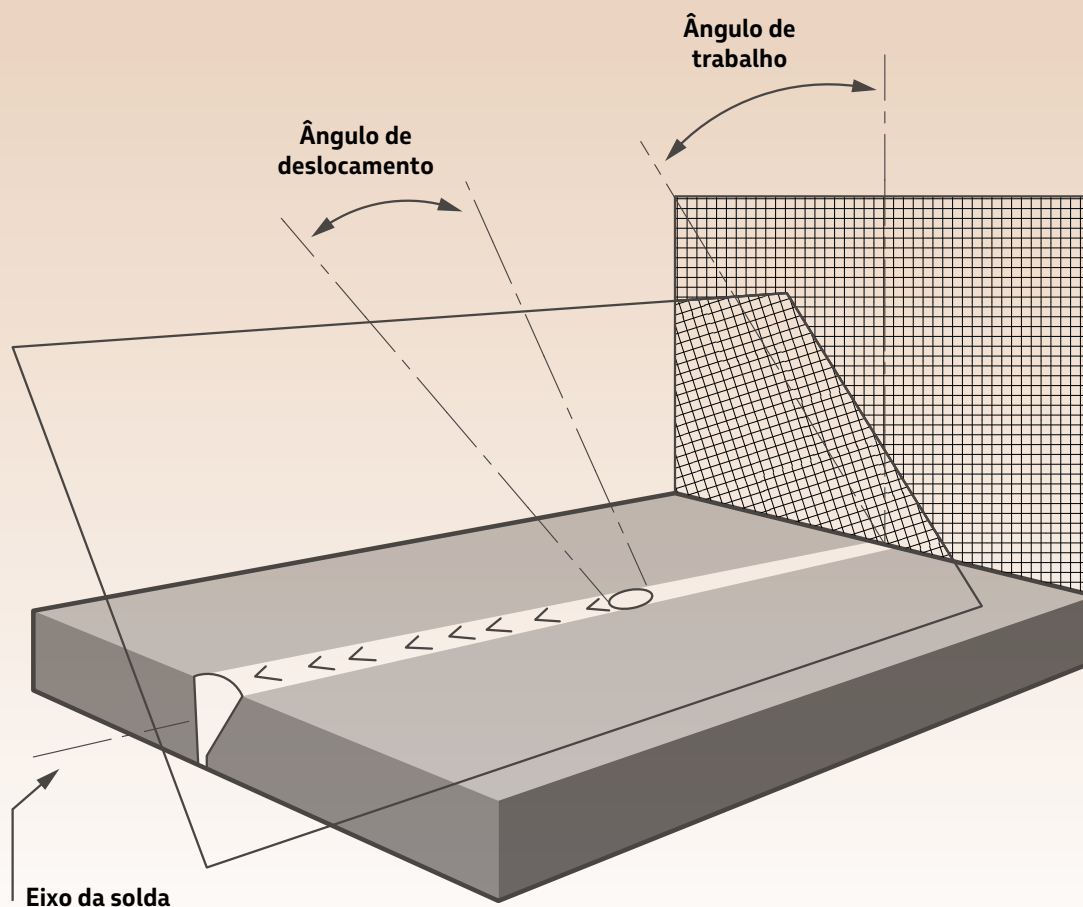


Figura 1.16 - Representação dos ângulos de trabalho e de deslocamento. Fonte: N-1438, 2009, p. 21.

Fator de trabalho ou **ciclo de trabalho nominal** também é um termo muito comum na soldagem e corresponde à razão entre o tempo durante o qual uma fonte pode fornecer uma determinada corrente máxima de soldagem – tempo de carga – e um tempo de referência, geralmente igual a 10 minutos.

As discontinuidades também têm que ter a sua nomenclatura normalizada, conforme representada na Figura 1.17. Essas discontinuidades, exceto as trincas que podem ter outras origens, são decorrentes de parâmetros de soldagem inadequados para determinada soldada.

 Clique nos números abaixo.

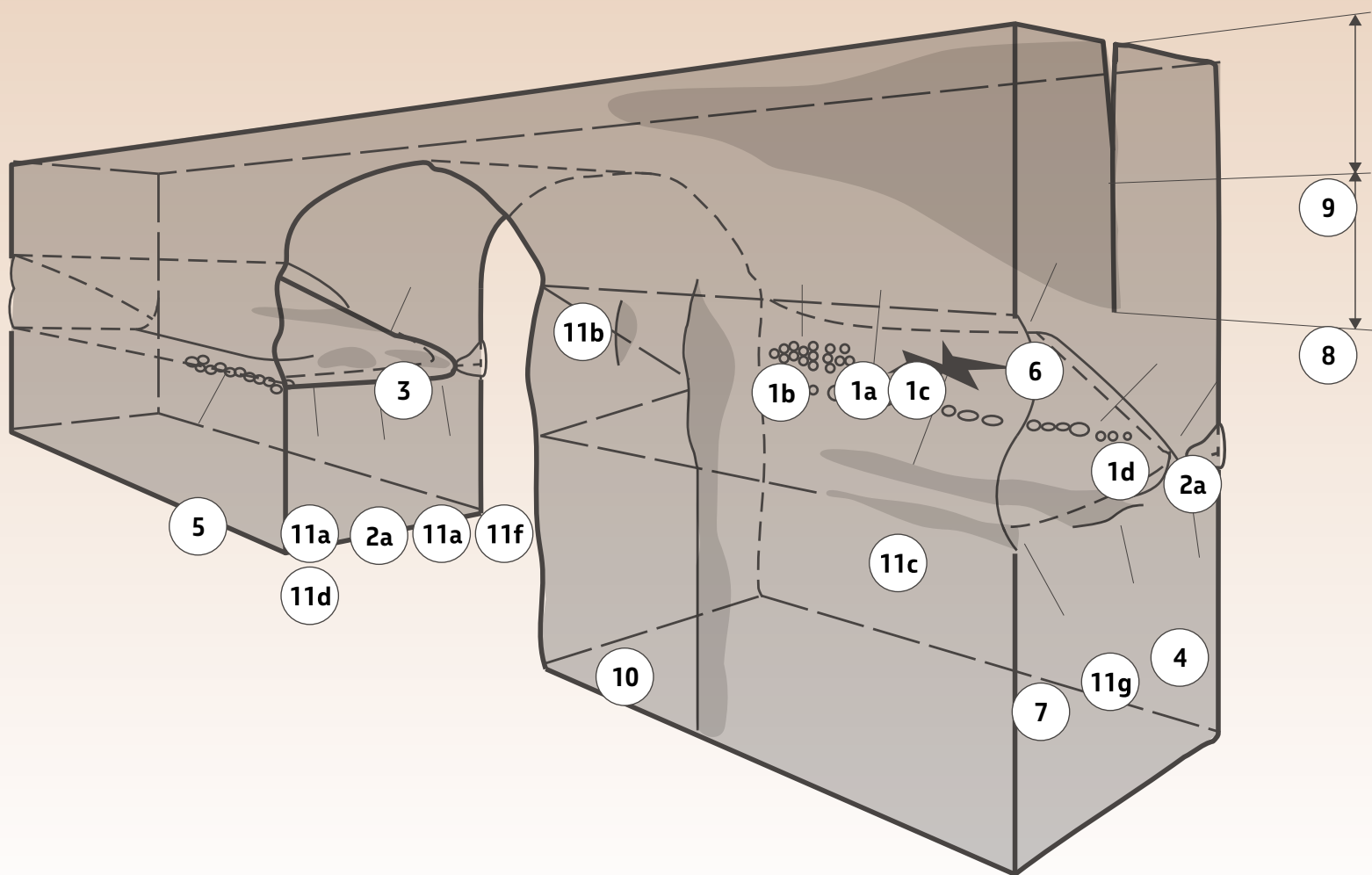


Figura 1.17 – Terminologia das descontinuidades. Fonte: API 577, 2004, p. 23.

Algumas radiografias que representam essas descontinuidades relacionadas à operação de soldagem estão nas Figura 1.15 e seguem a nomenclatura de descontinuidades da N-1738 (PETROBRAS, 2009).

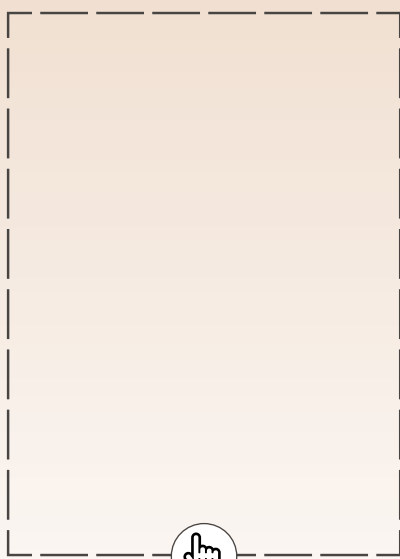
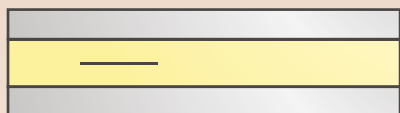
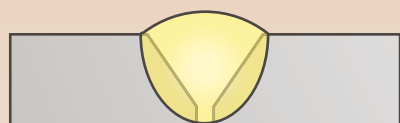
A Figura 1.18, traz a representação das descontinuidades, falta de penetração, inclusão de escória e porosidade.

Importante!

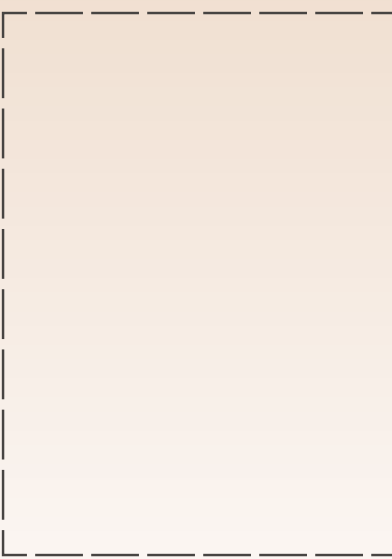
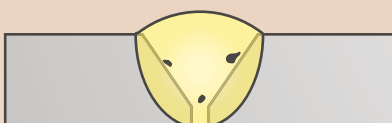
As radiografias, de forma análoga ao que acontecem com os ossos humanos, representam mais escuro as partes em que a radiação passou com maior facilidade e sensibilizou o filme. Ao contrário do que acontece com as partes claras, onde se observam as regiões mais densas, como os reforços de solda.

 Clique nos itens em destaque.

(a) Falta de penetração



(b) Inclusão de escória



(c) Porosidade

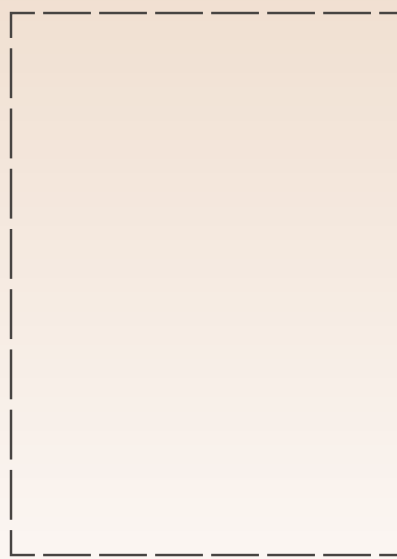
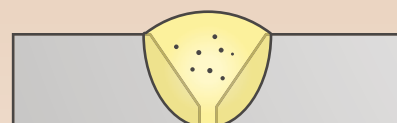


Figura 1.18 – Terminologia das discontinuidades: (a) falta de penetração, (b) inclusão de escória, (c) porosidade. Fonte: adaptada de QUITES, 2009.

Importante!

A porosidade é o aprisionamento de gases no interior do metal de solda decorrente do tempo diminuto para sua evolução no metal líquido.

Este gás pode ser proveniente de umidade, da atmosfera ou gás de proteção. Os poros são observados nas radiografias como esses pontos circulares mais escuros. Pode assumir as formas de um poro isolado, poros distribuídos aleatoriamente, alinhados, de forma alongada, entre outras, Figura 1.19. Não é considerado um defeito tão crítico como um defeito planar (trinca, falta de fusão) em virtude da sua forma globular. As principais causas de formação de porosidade são:

1. umidade ou contaminação do metal de base;
2. tensão alta, grande comprimento do arco;
3. fechamento de arco abrupto;
4. falha na vazão do gás de proteção da poça de fusão (insuficiente ou em excessiva);
5. eletrodo ou fluxo úmidos;
6. furo ou rachaduras na mangueira de gás de proteção;
7. oxidação no consumível;
8. volatilização de compostos oriundos do processo.

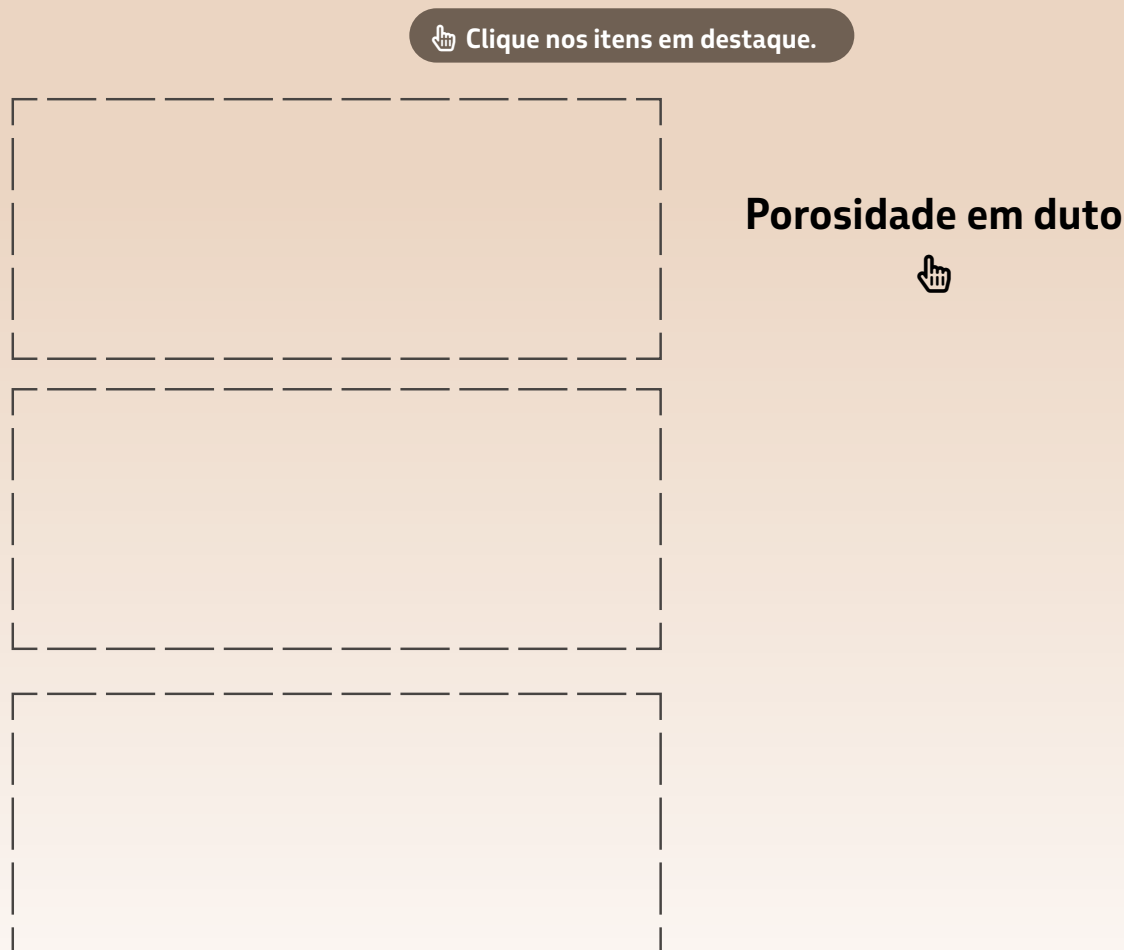


Figura 1.19 – Imagens de porosidades afloradas Fonte: AWS VIW-M, 2008, p. 2-2 a 2-4.

A **falta de fusão** é a fusão incompleta entre a zona fundida e o metal de base ou entre passes da zona fundida, podendo estar localizada na zona de ligação, entre os passes e na raiz da solda, Figura 1.20 e Figura 1.21. A radiografia apresenta uma linha escura contínua que delimita a região com falta de fusão.



Figura 1.20 – Fotos de falta de fusão Fonte: AWS VIW-M, 2008, p. 2-2 a 2-4.

Falta de fusão

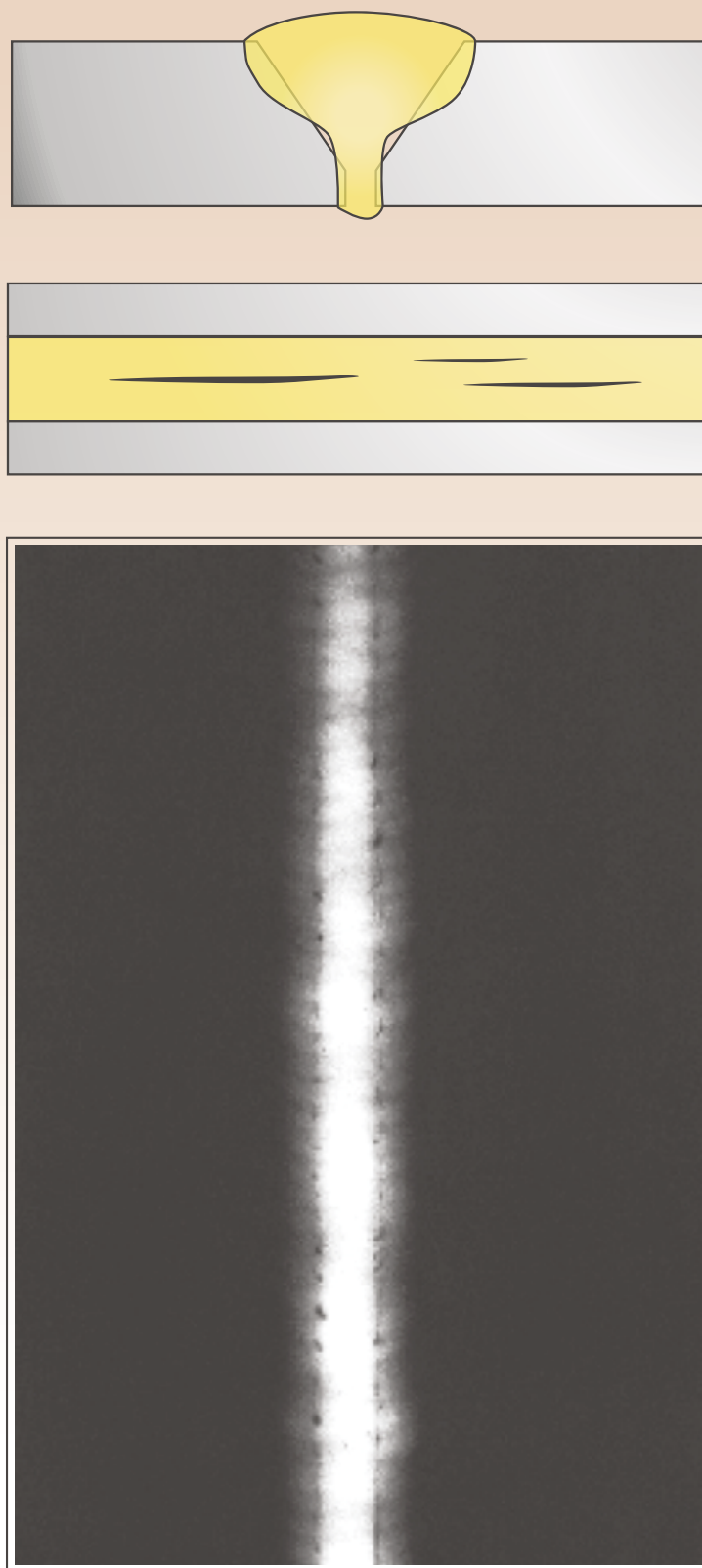


Figura 1.21 – Terminologia das discontinuidades – falta de fusão. Fonte: ADAPTADA DE QUITES, 2009.

A **falta de penetração** é insuficiência de metal na raiz da solda, Figura 1.22 e Figura 1.23. Observamos duas linhas escuras no centro da radiografia representando a falta de penetração. As principais causas para a falta de penetração são:

1. corrente de soldagem baixa;
2. arco muito longo;
3. diâmetro do consumível inadequado;
4. abertura da raiz deficiente ou ângulo da junta muito estreito;
5. tocha inadequada.



**Penetração
incompleta**

Figura 1.22 – Fotos de falta de penetração Fonte: AWS VIW-M, 2008, p. 2-2 a 2-4.

(a) Falta de penetração



Figura 1.23– Terminologia das discontinuidades – falta de penetração. Fonte: ADAPTADA DE QUITES, 2009.

Mordedura é depressão sob a forma de entalhe, no metal de base acompanhando a margem da solda, Figura 1.24 e Figura 1.25. Na radiografia observamos uma região mais escura que representa a mordedura, mas, em alguns casos, ela pode ser confundida com inclusão de escória alinhada. As principais causas para ocorrência de mordeduras são:

1. arco muito longo (técnica inadequada);
2. corrente de soldagem excessiva;
3. alta velocidade de soldagem.

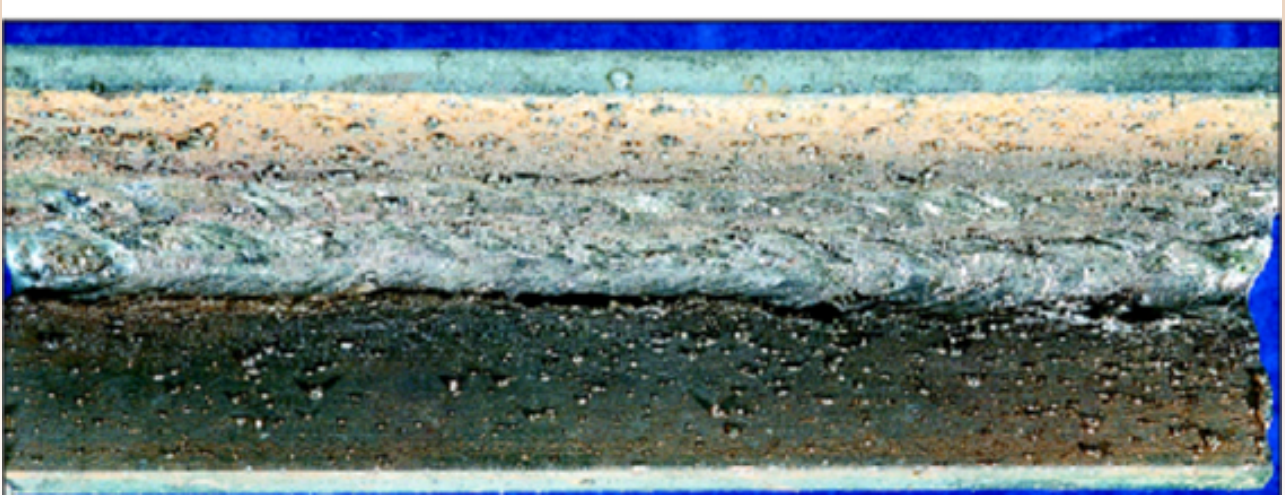


Figura 1.24 – Foto de mordedura. Fonte: AWS VIW-M, 2008, p. 2-2 a 2-4.

Mordedura

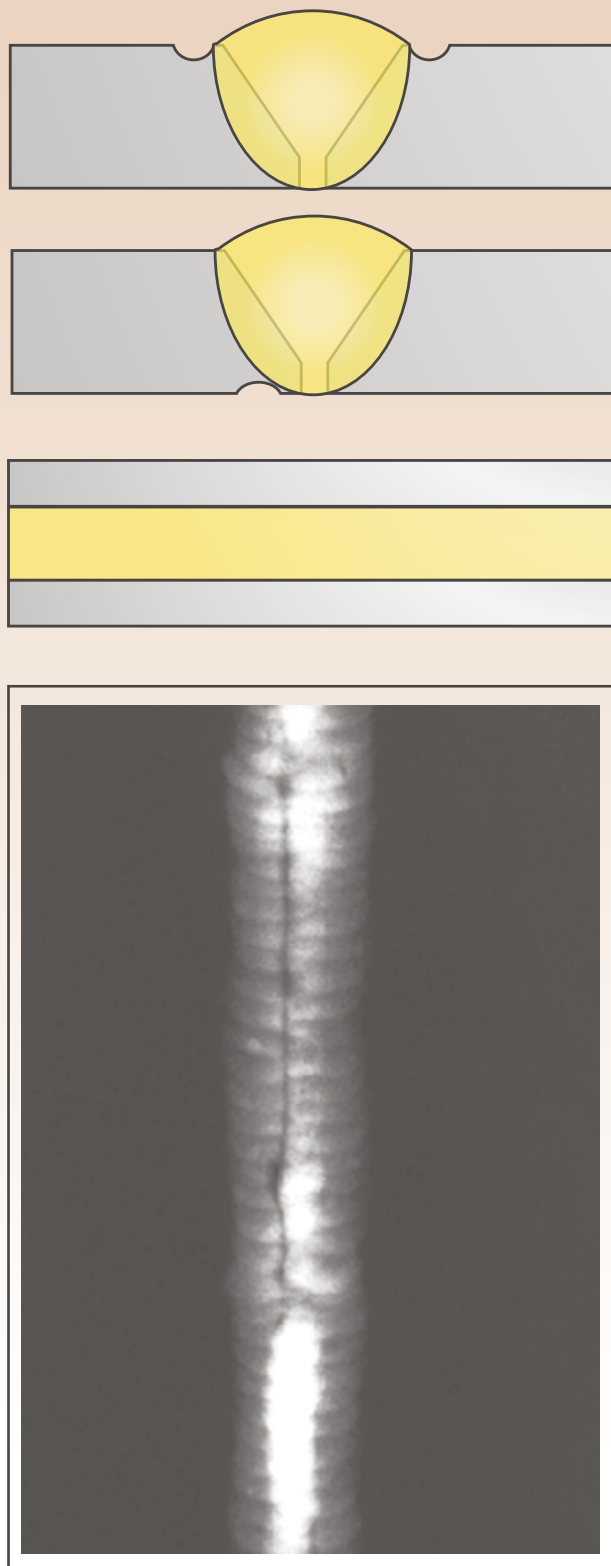


Figura 1.25 – Terminologia das discontinuidades – mordedura. Fonte: ADAPTADA DE QUITES, 2009.

E **inclusão de escória** é qualquer material não metálico retido na zona fundida, podendo ser alinhada, agrupada ou isolada. A escória fica aprisionada no metal de solda pela deficiência na limpeza ou pela geometria do cordão de solda que impossibilita uma limpeza adequada, Figura 1.26(a). As trincas longitudinais e transversais podem ser observadas na Figura 1.26(a) e Figura 1.26(b) pontual entre os passes. Quando aparece continuamente, pode estar associada com parâmetros de soldagem inadequados, como tensão muito baixa. Já a **inclusão de tungstênio** está relacionada com a soldagem com o toque accidental do eletrodo de tungstênio inerte na poça de fusão no processo Gas-Shielded Tungsten Arc Welding (GTAW) Figura 1.23(c). Outros exemplos são apresentados nas Figuras 1.27 e 1.28.

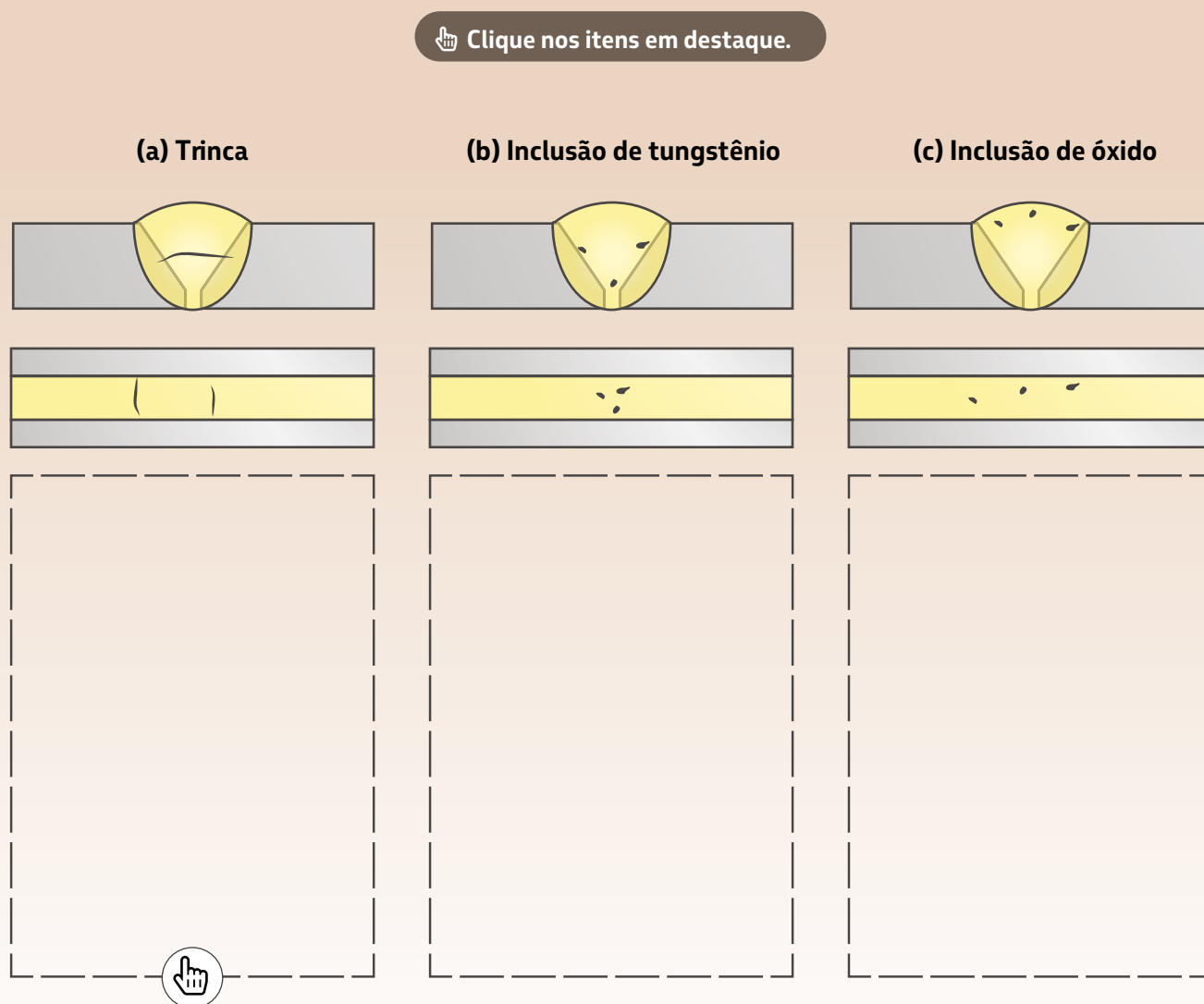


Figura 1.26 – Terminologia das descontinuidades – inclusão (a) trinca (b) inclusão de óxido e (c) de tungstênio.
Fonte: ADAPTADA DE QUITES, 2009.



Steel grade: 2205
 Plate thickness: 15 mm
 Welding method: FCAW
 (against round backing)
 Joint design: Half V-joint
 $\alpha = 30^\circ$
 $D = 2 \text{ mm}$
 $C = 3 \text{ mm}$

Welding position: PB

Defect: Slag inclusion

Cause: Too narrow joint, too small root gap and a too low current.

Solution: The recommended bevel angle (α) shall be at least $50-55^\circ$ and minimum root gap (D) 3 mm.

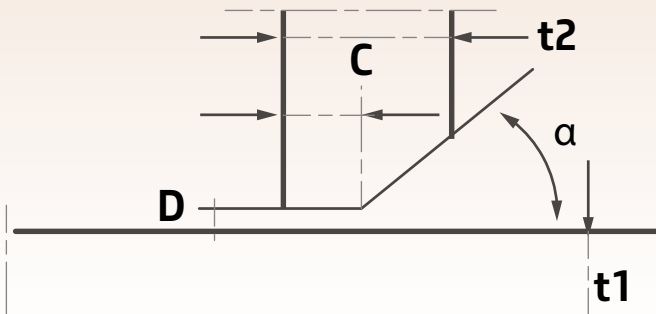


Figura 1.27 – Inclusão de escória em soldagem FCAW. Fonte: AWS VIW-M, 2008, p. 2-2 a 2-4.



Figura 1.28 – Junta soldada com inclusão de escória. Fonte: AWS VIW-M, 2008, p. 2-2 a 2-4.

A **deposição incompleta** é ocasionada pela falta de preenchimento adequado na superfície da junta soldada, resultado da falta de habilidade do soldador ou devido a um erro na escolha do processo (posição de soldagem). As Figuras 1.29 e 1.30 ilustram esta descontinuidade.

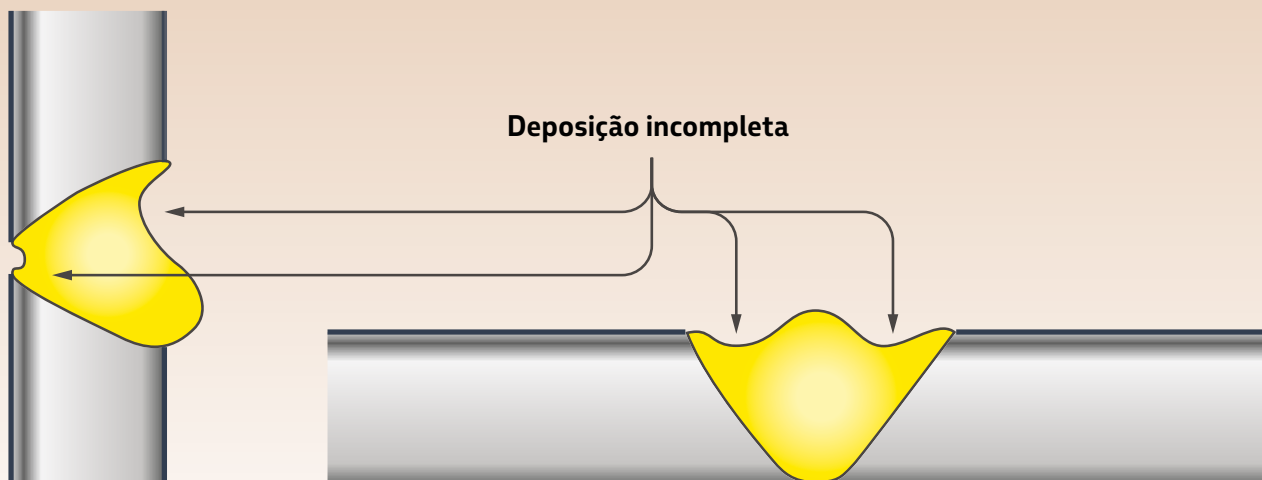


Figura 1.29 – Juntas com deposição incompleta. Fonte: os autores.



Figura 1.30 – Juntas soldada com deposição incompleta. Fonte: AWS VIW-M, 2008, p. 2-2 a 2-4.

A sobreposição é uma descontinuidade superficial que atua como entalhe causado pela sobreposição e falta de fusão do metal de solda na superfície ou na raiz. A causa é geralmente provocada pela excessiva velocidade de soldagem principalmente no processo GMAW utilizando como gás o argônio. As Figuras 1.31 e 1.32 ilustram esta descontinuidade.

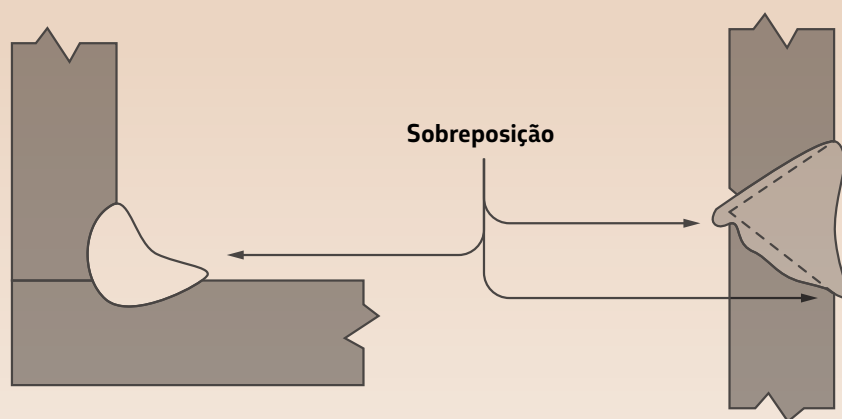


Figura 1.31 – Juntas com sobreposição. Fonte: AWS VIW-M, 2008, p. 2-2 a 2-4.



Figura 1.32 – Juntas soldada com sobreposição. Fonte: AWS VIW-M, 2008, p. 2-2 a 2-4.

As formas para mitigar essa descontinuidade são:

 Clique nos números para conhecê-las.

1

2

3

4

5

6

A penetração excessiva é um pequeno reforço de raiz ou concavidade são normalmente toleradas. Como regra básica, não é permitido excessivo reforço da raiz porque se torna um local preferencial para falhas, como:

- » falha por fadiga (concentrador de tensão);
- » pode afetar o fluxo em alguns serviços, sendo que nesses casos a raiz deve facear a superfície interna do tubo (requerendo rigoroso controle do processo de soldagem e/ou utilização de inserto consumível);
- » favorece o acúmulo de líquidos e consequentemente o processo corrosivo ou erosivo.

A Figura 1.33 demonstra juntas típicas com penetração excessiva e concavidade na raiz.

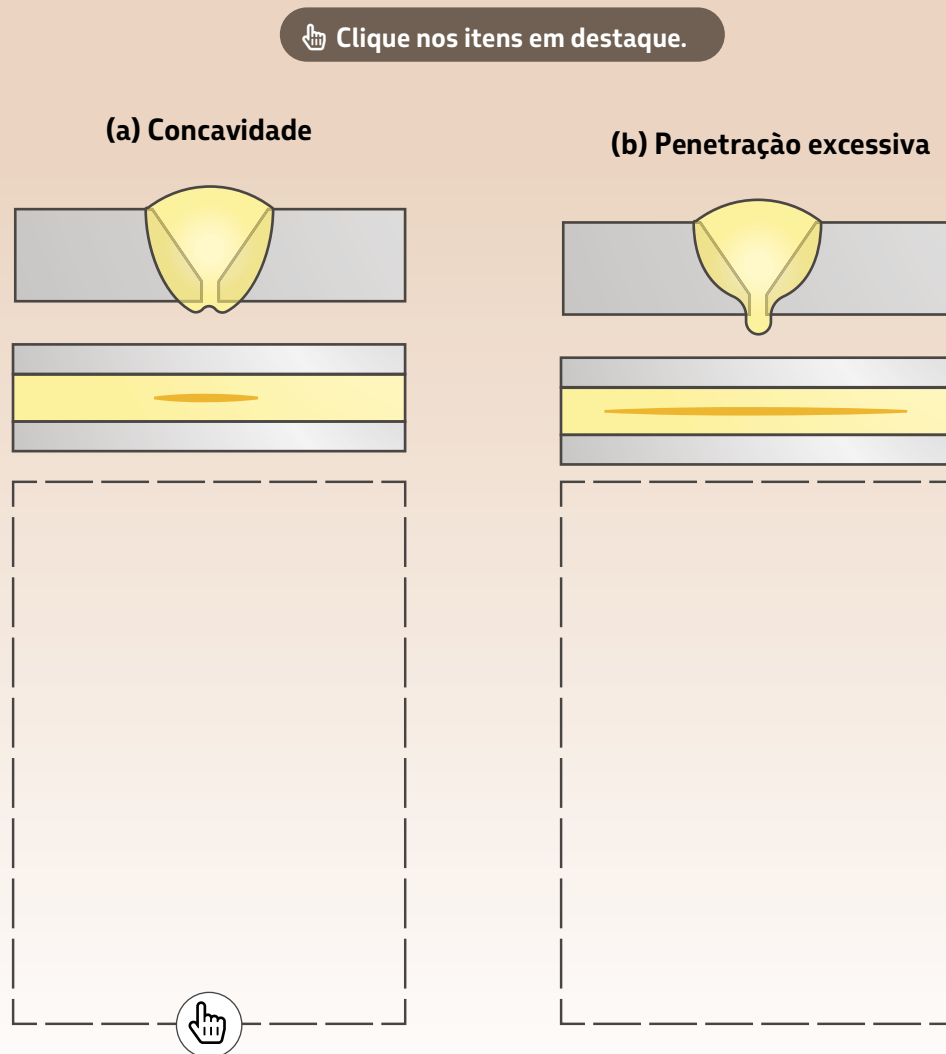


Figura 1.33 – Juntas com concavidade (a) e penetração excessiva (b). Fonte: ADAPTADA DE QUITES, 2009.

A dupla laminação não é um defeito de soldagem, contudo chapas com dupla laminação provocam decoesão lamelar (esforço de contração no sentido da espessura – força trativa).

É uma descontinuidade no material de base alinhada e paralela à superfície do metal. Essa região pode apresentar descontinuidade microestrutural (separação) ou baixa resistência mecânica. São formadas por vazios de gás ou inclusões não metálicas no lingote e transferidos para as chapas quando laminadas. É encontrada geralmente através do corte da chapa a quente – chama – ou através de ensaios não destrutivos (ultrassom – UT, líquido penetrante – LP, partículas magnéticas – PM).

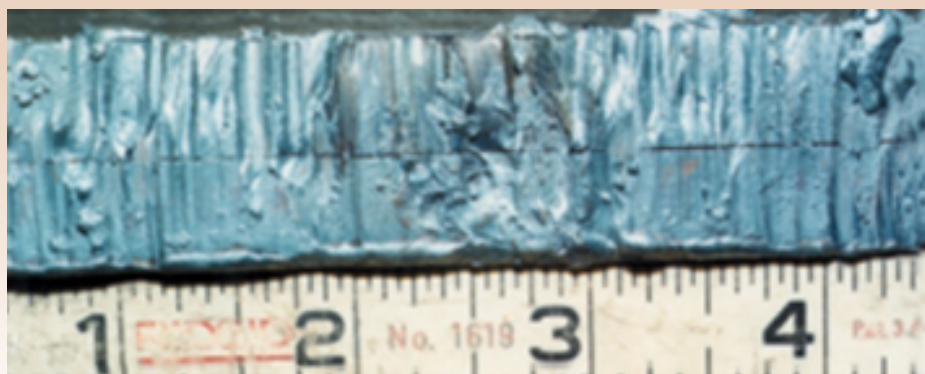
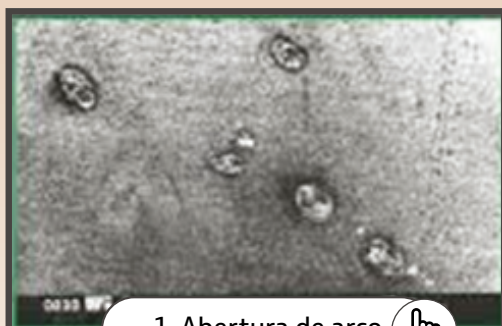


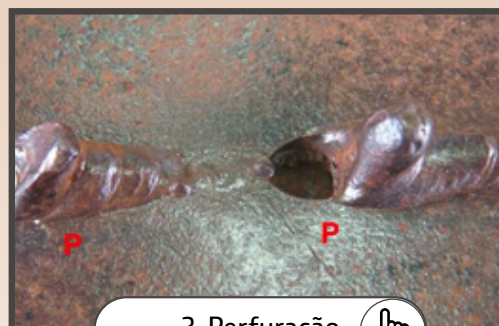
Figura 1.34 – Dupla Laminação. Fonte: AWS VIW-M, 2008, p. 2-2 a 2-4.

Podemos citar resumidamente mais algumas descontinuidades inerentes à falha operacional ou de projeto:

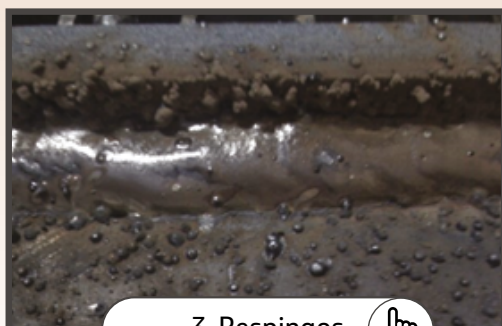
Clique nos itens.



1. Abertura de arco



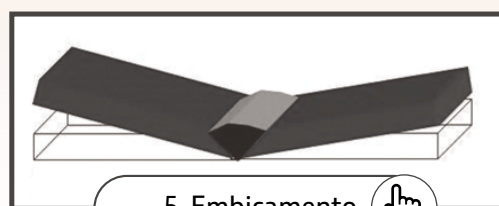
2. Perfuração



3. Respingos



4. Desalinhamento



5. Embicamento

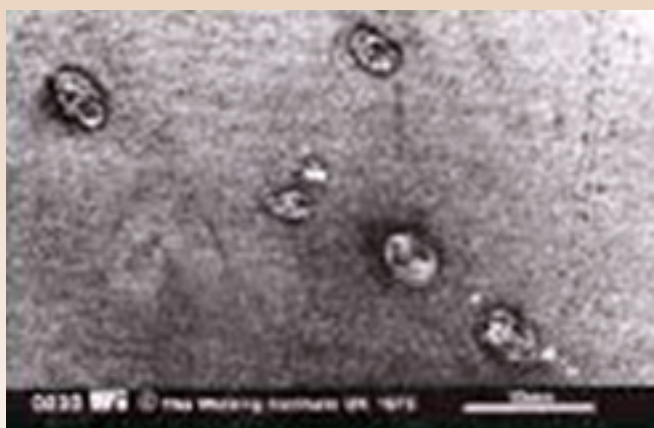


Figura 1.35 – Abertura de Arco.
Fonte: AWS VIW-M, 2008, p. 2-2 a 2-4.



Figura 1.36 – Perfuração na Raiz.
Fonte: AWS VIW-M, 2008, p. 2-2 a 2-4.



Figura 1.37 – Respingos.
Fonte: AWS VIW-M, 2008, p. 2-2 a 2-4.

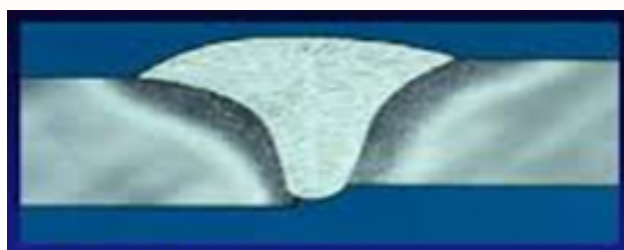


Figura 1.38 – Desalinhamento.
Fonte: AWS VIW-M, 2008, p. 2-2 a 2-4.

Embicamento

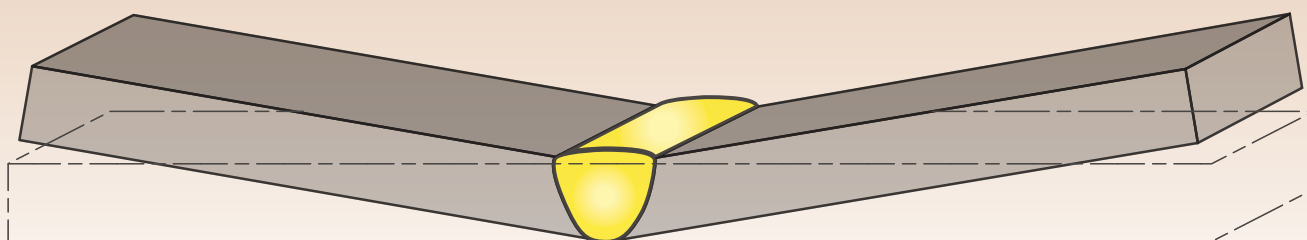


Figura 1.39 – Embicamento. Fonte: AWS VIW-M, 2008, p. 2-2 a 2-4.

1.4 NOÇÕES DE SIMBOLOGIA DE SOLDAGEM

Nas diferentes culturas, são adotados símbolos para representar informações comuns, que são entendidas por todos. Os hieróglifos eram perfeitamente entendidos pelos egípcios, apesar de serem para nós inteligíveis. Mesmo na cultura moderna, as letras árabes e chinesas, para nós ocidentais, não são compreendidas.

Na soldagem, de forma análoga, foram criados diversos símbolos que representam o que deve ser efetuado na operação de soldagem. Esses símbolos estão descritos em detalhes na norma AWS A2.4 (2012). Denotam o tipo de soldagem, o tipo de junta, se as soldas são realizadas no campo ou no canteiro, se as soldas são em ângulo ou em chanfro, a abertura de raiz, o comprimento da solda, etc.

A representação genérica dessa linguagem está mostrada na Figura 1.40.

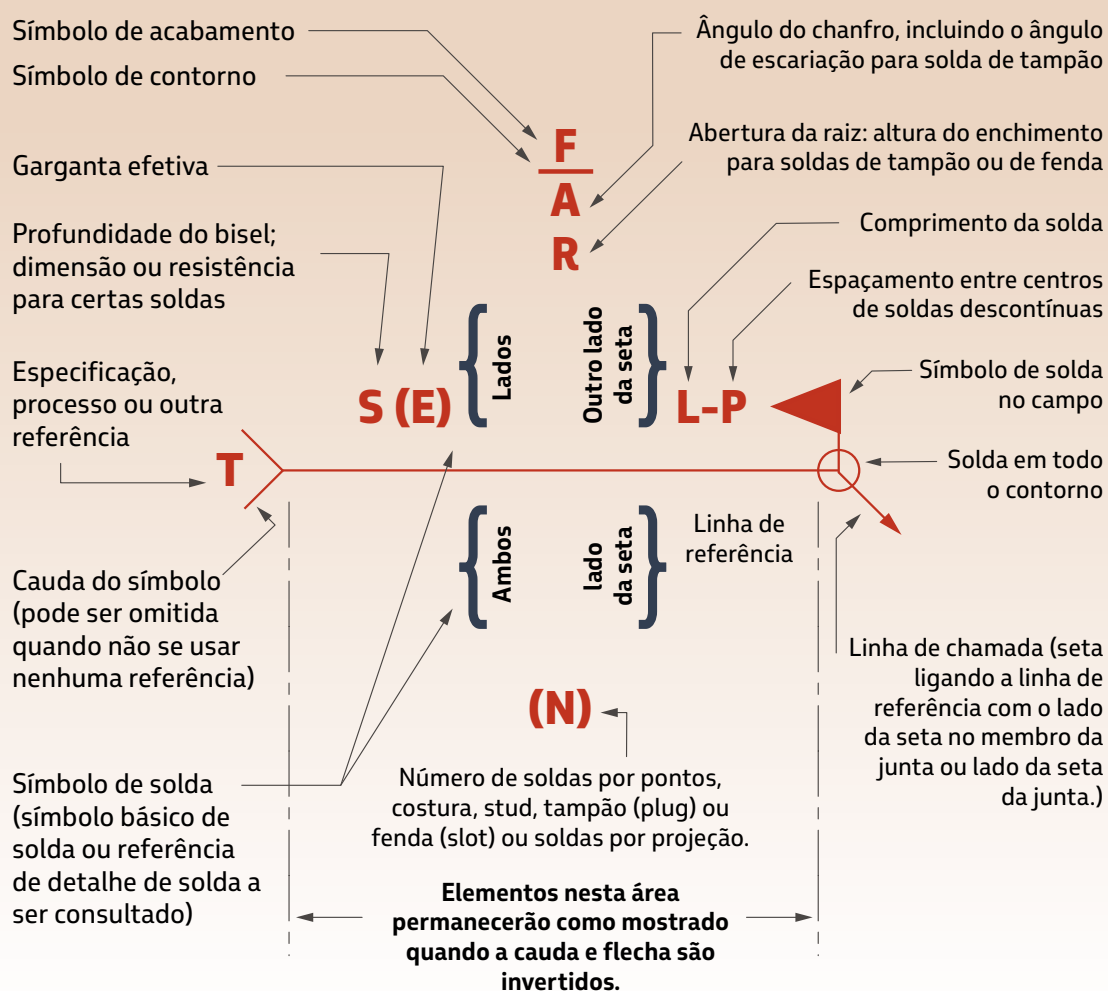


Figura 1.40 - Representação dos símbolos de soldagem.

A estrutura básica dos símbolos é uma linha de referência, uma cauda e uma seta, Figura 1.41.

Sempre que a representação estiver acima da linha de referência, corresponde a uma solda que é realizada no lado oposto e, conseqüentemente, uma representação que estiver abaixo da linha de referência corresponde ao mesmo lado.

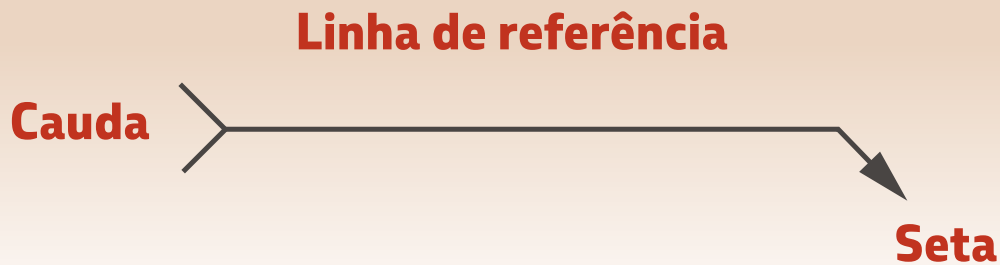


Figura 1.41 - Estrutura básica dos símbolos de soldagem. Fonte: PECLY, 2012.

Os chanfros são representados na Figura 1.42 e os tipos de solda na Figura 1.43.

No.	Denominação	Ilustração	Símbolo
1.	Solda de topo entre chapas em uma junta de aresta fundidas completamente		
2.	Junta de topo com chanfro reto		
3.	Junta de topo com chanfro em V		
4.	Junta de topo com chanfro meio V		
5.	Junta de topo com chanfro em V com raiz larga		
6.	Junta de topo com chanfro em meio-V com raiz larga		
7.	Junta de topo com chanfro em U simples		
8.	Junta de topo com chanfro em J		
9.	Passe de cobrejunta		
10.	Junta em ângulo		

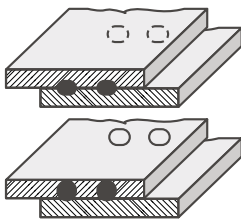
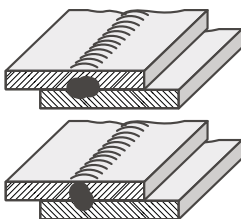
No.	Denominação	Ilustração	Símbolo
11.	Solda de tampão		
12.	Solda ponto		
13.	Solda de costura		

Figura 1.42– Representação dos chanfros. Fonte: MECHANICAL, 2013, traduzido pelos autores.

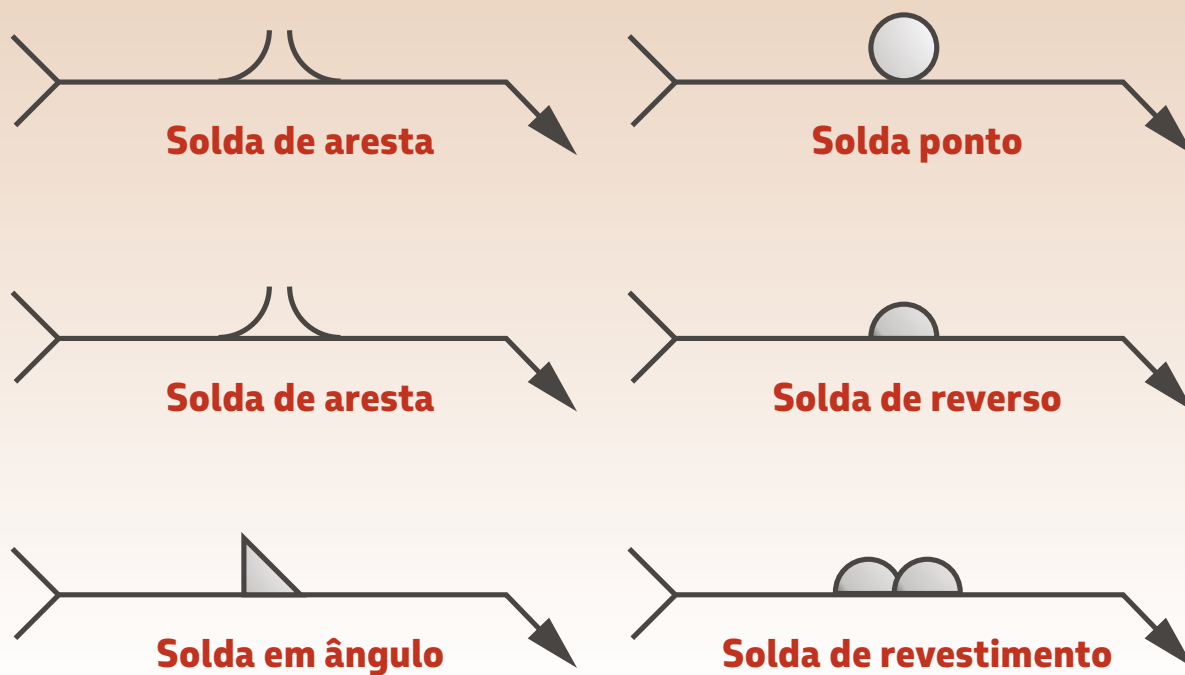


Figura 1.43 - Representação dos tipos de soldagem. Fonte: PECLY, 2018.

A representação de solda em ângulo e soldagem de revestimento, entre outras, são mostradas na Figura 1.44. São muito utilizadas nos desenhos da indústria do petróleo, bem como símbolos de soldagem em todo o contorno e solda de campo na Figura 1.45.

Solda em todo contorno	Solda no campo	Solda de um lado com projeção no lado oposto	Cobre-junta, espaçador	Perfil		
				Nivelado	Convexo	Côncavo

Figura 1.44 - Representação dos símbolos suplementares. Fonte: PECLY, 2018.

Uma série de exemplos e representações esquemáticas, para facilitar o entendimento de alguns símbolos mais comuns, é apresentada da Figura 1.45 à Figura 1.53.

Serão mostrados alguns exemplos que auxiliarão o entendimento dos principais símbolos de soldagem.

Neste primeiro exemplo, observamos dois símbolos muito utilizados, o que mostra que a soldagem do tubo deve ser realizada em todo o contorno e o símbolo de solda em ângulo com uma perna de 1/8".

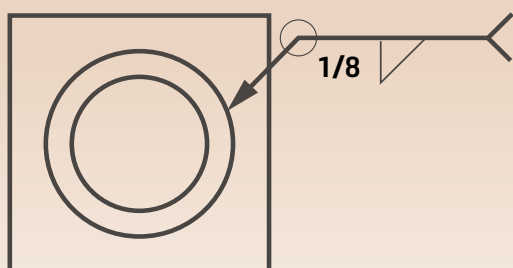


Figura 1.45 - Exemplo da soldagem em todo contorno. Fonte: PECLY, 2018.

A Figura 1.46 traz a diferença entre a soldagem de campo, representada pela bandeira e pela soldagem em oficina, que pode ser no pipe shop, fábrica, manutenção de um equipamento, entre outros.

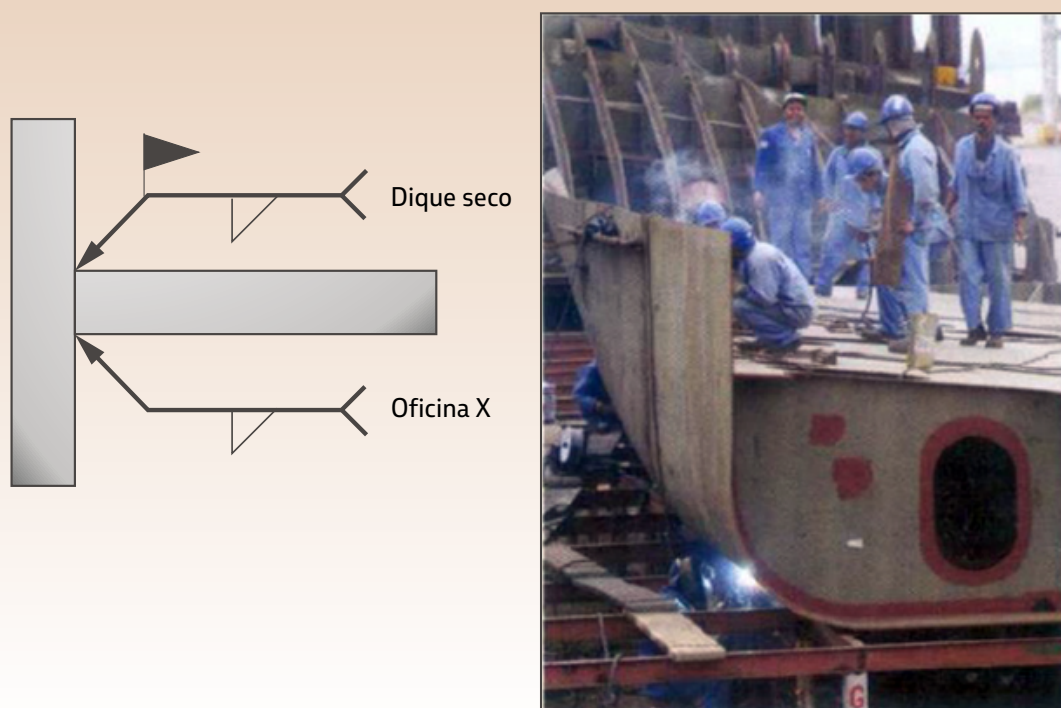


Figura 1.46– Exemplo de solda de campo e de oficina. Fonte: PECLY, 2018.

A Figura 1.47 representa a diferença da posição com a mesma solda em ângulo de 5 mm de perna com duas representações diferentes e para a solda de topo com um ângulo de bisel de 60° na Figura 1.48, mostrando a diferença entre a representação acima e abaixo da seta.

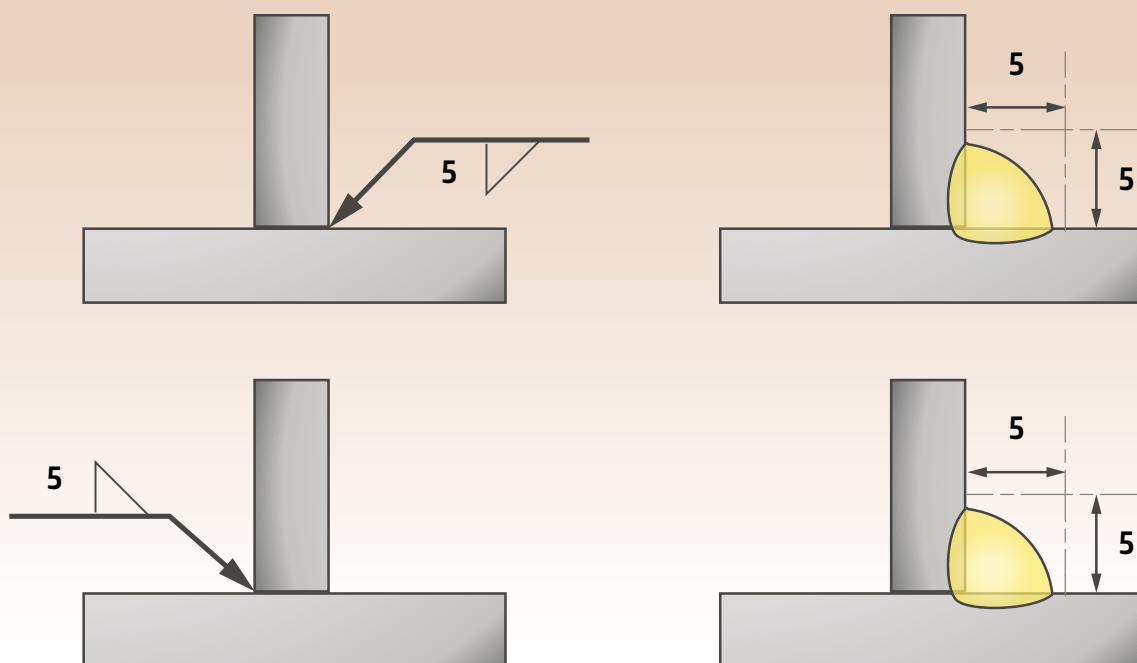


Figura 1.47 – Representação da soldagem de mesmo lado e lado oposto de uma solda em ângulo com uma perna de 5 mm. Fonte: PECLY, 2018.

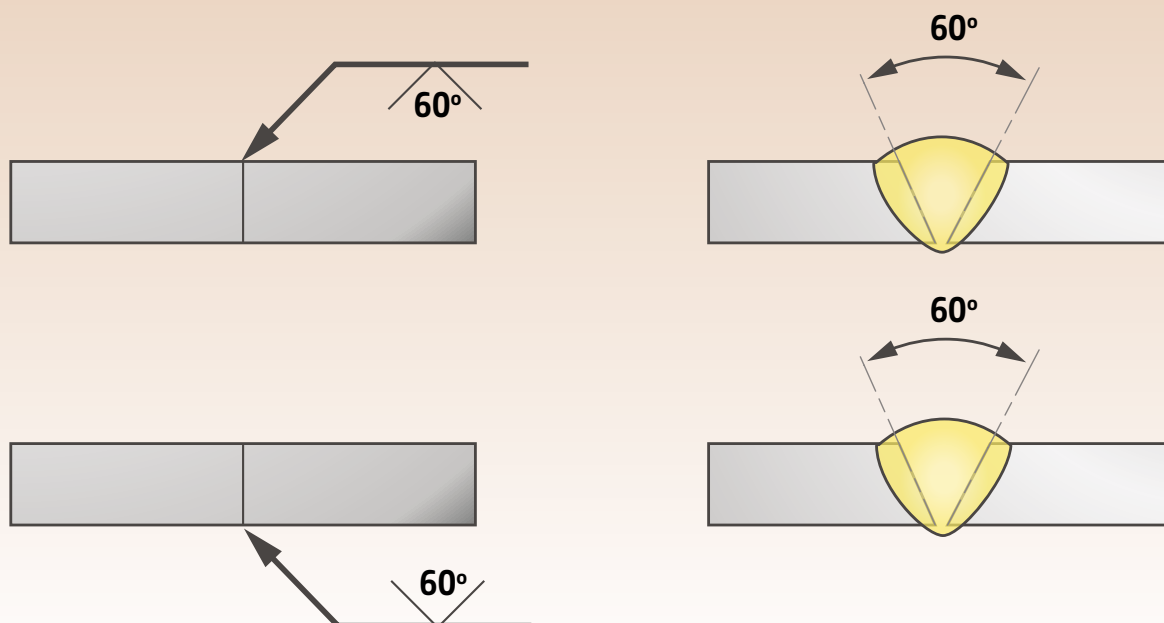


Figura 1.48 – Representação da soldagem de mesmo lado e lado oposto de um chanfro em V com ângulo de chanfro de 60°. Fonte: PECLY, 2018.

A abertura de raiz de 3 mm é mostrada nesta Figura 1.49, que também representa uma solda de topo com ângulo de bisel de 60°.

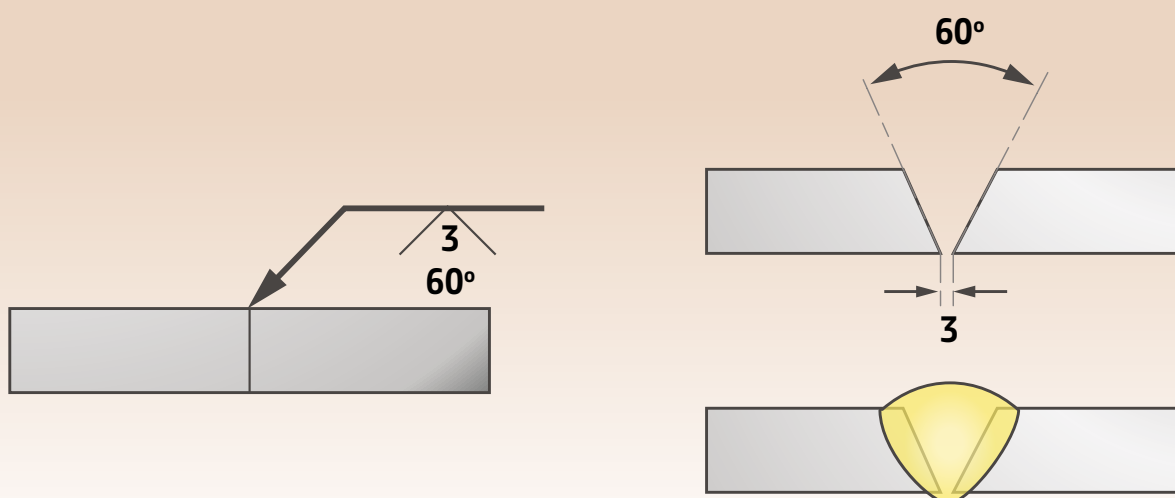


Figura 1.49 – Representação da soldagem com uma abertura de raiz de 3 mm em um chanfro em V com ângulo de chanfro de 60°. Fonte: PECLY, 2018.

Essa representação na Figura 1.50 é bastante interessante, pois apresenta a diferença entre dois símbolos semelhantes. O primeiro é um chanfro em V com projeção no lado oposto, e o segundo, cujo passe de raiz tenha sido feito após uma goivagem do passe de raiz, por exemplo. A goivagem, geralmente, é realizada com a utilização de um eletrodo de grafite, que estabelece um arco elétrico com a peça. Esse arco funde o metal localmente e, ao soprar um jato de ar sobre este metal líquido, o remove de uma forma

muito rápida. É muito comum a remoção de cordões de solda de passes de raiz cujas propriedades não estão adequadas às exigências de projeto.

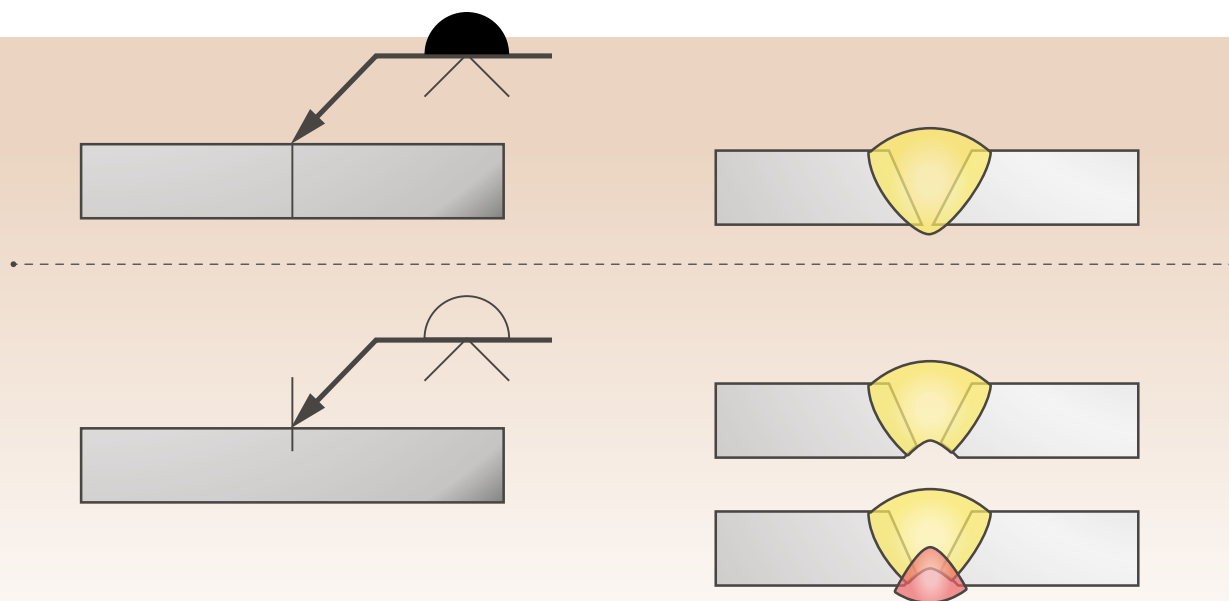


Figura 1.50 – Diferença entre solda com projeção do lado oposto e solda com goivagem no passe de raiz.
Fonte: PECLY, 2018.

A Figura 1.51 representa a soldagem de duas soldas em ângulo com pernas de 6 e 4 mm defasadas com comprimento de 200 mm e distância entre centros de 300 mm.

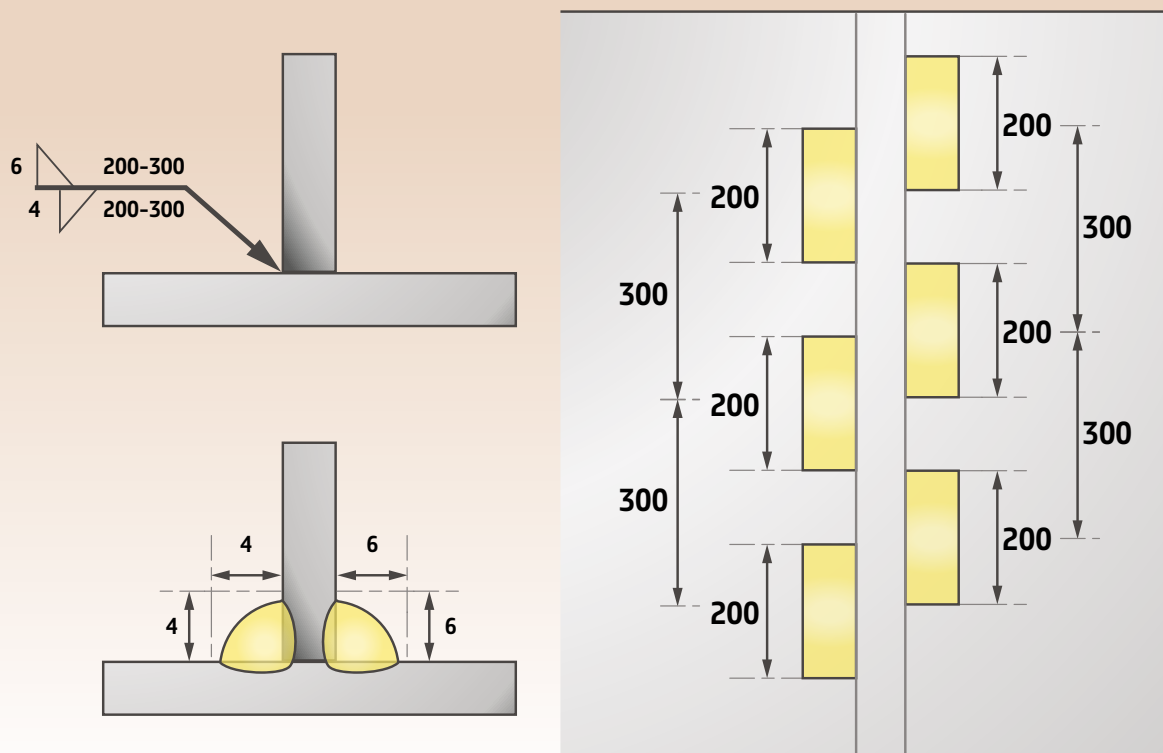


Figura 1.51 – Representação de uma solda em ângulo de soldas descontínuas com pernas diferentes de 4 e 6 mm com 200 mm de comprimento Fonte: PECLY, 2018.

Esta representação, Figura 1.52, de símbolos compostos com uma sequência de operações com uma seta quebrada, indica o local exato onde o chanfro deverá ser realizado. Assim, a sequência de soldagem faz com que, inicialmente, deva ser feito um chanfro de 45°, o seu enchimento, em uma segunda etapa, e finalizando com uma solda em ângulo de 5 mm de perna.

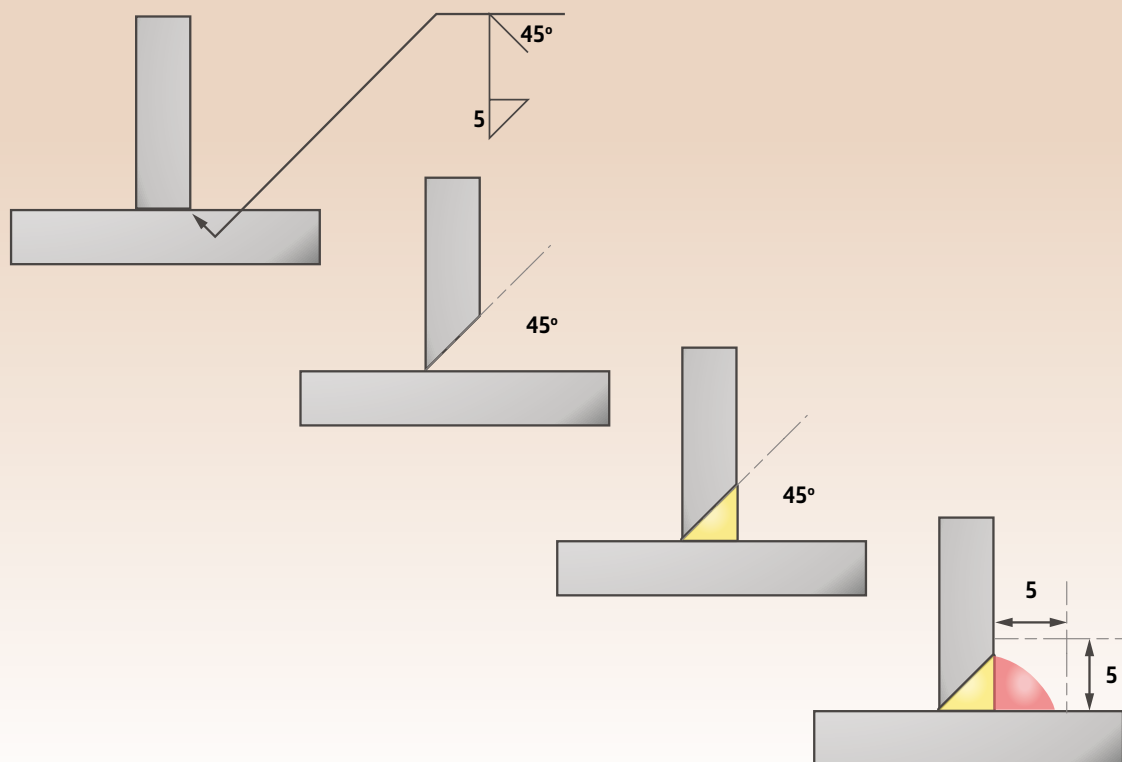


Figura 1.52 – Representação de uma solda com símbolos compostos em uma solda em ângulo com penetração total em um ângulo de 45° e perna de 5 mm.

Fonte: PECLY, 2018.

Na Figura 1.53, identificamos uma sequência de operações. A seta quebrada indica a localização do chanfro. A primeira operação é a soldagem pelo lado oposto. Depois, será efetuado o enchimento do chanfro e a execução da soldagem em ângulo. Nesse desenho não estão indicadas as dimensões. E, por fim, o último símbolo significa que a solda deve ter um perfil plano.

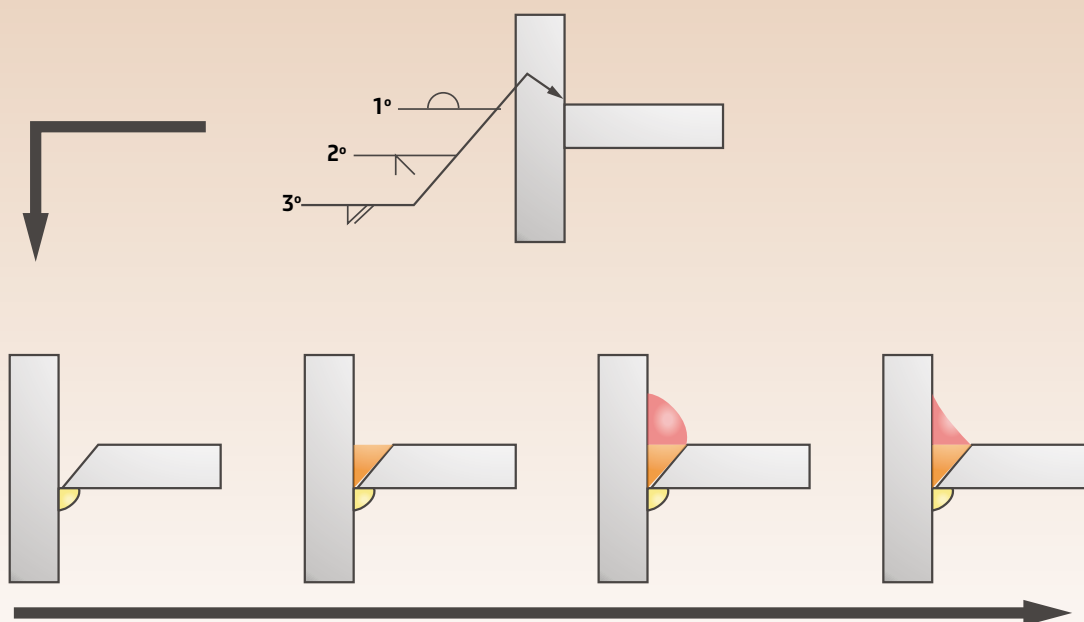


Figura 1.53 – Representação de sequência de soldagem. Fonte: PECLY, 2018.

Os ensaios não destrutivos também são representados por símbolos. Nas representações indicadas no Quadro 1.1 e na Figura 1.54, observamos em (a) a representação de um ensaio de líquido penetrante em 50% da extensão da solda. Na (b), um ensaio de partículas magnéticas de 2000 mm de extensão na solda. A (c) traz a representação de um ensaio visual em 75% da extensão total da solda. E, por fim, a (d) traz a necessidade de se efetuar o ensaio radiográfico em 1000 mm da solda.

ENSAIOS	NA PETROBRAS	NA AWS A2.4
Radiografia	RAD	RT
Ultra-som	US	UT
Partículas magnéticas	PM	MT
Líquido penetrante	LP	PT
Teste por ponto	TP	-
Teste de estanqueidade	ES	LT
Visual	EV	VT
Gamagrafia	-	NRT
Emissão acústica	-	AET
Eletromagnético	-	ET

Quadro 1.1 – Relação entre a simbologia das normas Petrobras e AWS A2.4 (2012). Fonte: PECLY, 2018.

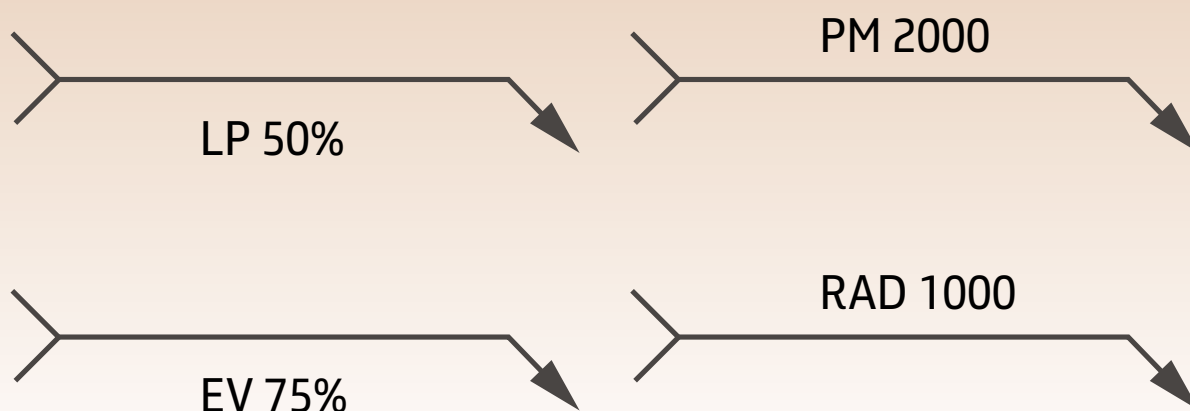


Figura 1.54 – Símbolos de ensaios não destrutivos
Fonte: PECLY, 2018.

Importante!

Esses símbolos podem ser utilizados combinados com os símbolos de soldagem.

Diversas outras representações são utilizadas, contudo estas acima foram citadas com o intuito de facilitar o entendimento das demais.

2. Introdução aos Processos de Soldagem

2. INTRODUÇÃO AOS PROCESSOS DE SOLDAGEM

Uma variável fundamental para a garantia de execução de juntas soldadas de qualidade que atendam aos requisitos de projeto é a correta seleção dos processos de soldagem. Por isso, os principais processos de soldagem serão abordados, bem como essas características que os diferenciam para cada aplicação na indústria do petróleo

Analisando a história dos processos de soldagem, Gráfico 2.1, vemos que o arco elétrico foi descoberto no começo do século XIX, todavia somente foi utilizado para a soldagem no início do século XX, com o processo de soldagem a arco com utilização de eletrodos revestidos.

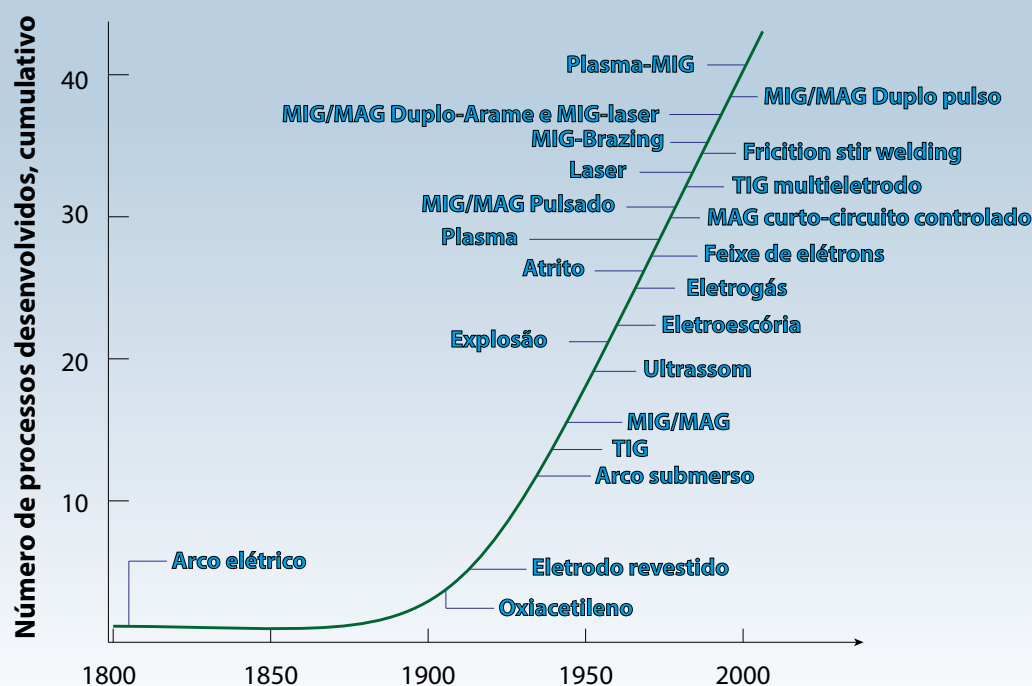


Gráfico 2.1 - Evolução histórica dos processos de soldagem.

Fonte: REIS; SCOTTI, 2007 apud RESENDE, 2009, p. 7.

A fim de incrementar a produtividade, foi criado o processo de soldagem com arco submerso, entretanto ele tinha limitação de utilização pela posição. Ainda nos anos 1930, foram criados o processo de soldagem com a utilização de eletrodos inertes de tungstênio com proteção gasosa adicional e o processo de soldagem com eletrodo consumível com proteção gasosa adicional. Esses processos formaram a base de utilização na indústria nacional durante todo o século XX e se constituem em uma parcela importante no século XXI. Novos processos foram sendo criados a partir dos anos 1950, buscando atingir melhorias específicas para cada aplicação.

Entre eles, destacamos os processos por atrito, processos laser, processos híbridos e automação dos processos que têm recebido um foco especial na pesquisa para aplicação na indústria do petróleo.

No Brasil, ainda estamos buscando a utilização de técnicas mais modernas nos processos de fabricação, construção e montagem e manutenção, Gráfico 2.2. Os processos manuais tendem a ser substituídos por processos de mais alta produtividade.

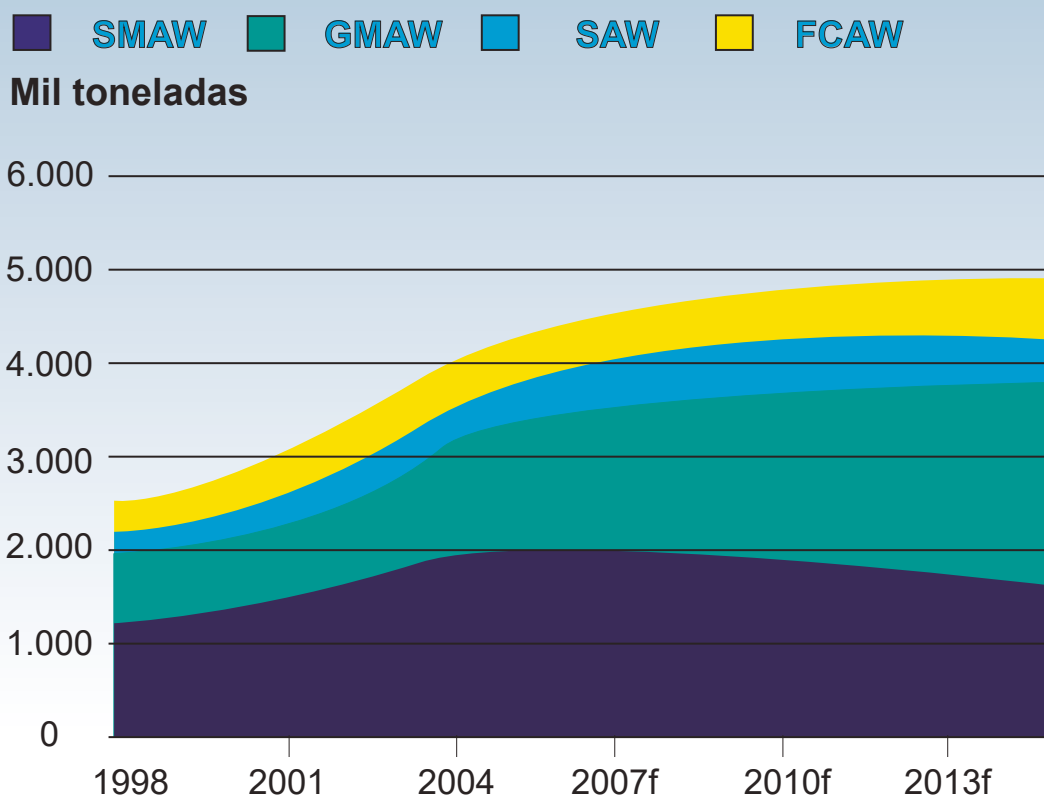


Gráfico 2.2 - Parcela de utilização dos processos de soldagem. Fonte: ESAB, 2006 apud ANDRADE, 2007, p. 27.



Saiba Mais

Um vídeo introdutório de processos de soldagem a arco elétrico pode ser observado em:

<https://www.youtube.com/watch?v=jQddm3YONNc>

<https://www.youtube.com/watch?v=TeBX6cKKHWY&list=PLC24CB553EC13610E&index=2>

Importante!

Informações complementares sobre Física da Soldagem, Fontes de Energia, Processo de Soldagem e Segurança da Soldagem podem ser consultadas nas apostilas da UFMG dos Professores Paulo J. Modenesi e Paulo Villani Marques, no livro Soldagem e Técnicas Conexas do professor Ivan Guerra Machado e nas apostilas da ESAB que se encontram nos sites acessados em 04/03/2021

<https://demet.eng.ufmg.br/laboratorios/laboratorio-de-soldagem/>,

<https://lume.ufrgs.br/handle/10183/213243> e

<https://www.esab.com.br/br/pt/education/apostilas/index.cfm> respectivamente.

2.1 PROCESSO DE SOLDAGEM ELETRODO REVESTIDO / SHIELDED METAL ARC WELDING (SMAW)

O processo de soldagem a arco elétrico com eletrodos revestidos é, ainda hoje, um dos mais importantes. Pois, além de ser o mais antigo, apresenta uma versatilidade significativa para a aplicação industrial, como na manutenção onshore e offshore.

É o processo mais tradicional e, geralmente, é aplicado com maior segurança pelos soldadores e pela indústria em geral.

A soldagem com o processo eletrodo revestido é obtida pelo estabelecimento de um arco elétrico na extremidade de um eletrodo metálico revestido e a peça que está sendo soldada – metal de base, Figura 2.1.

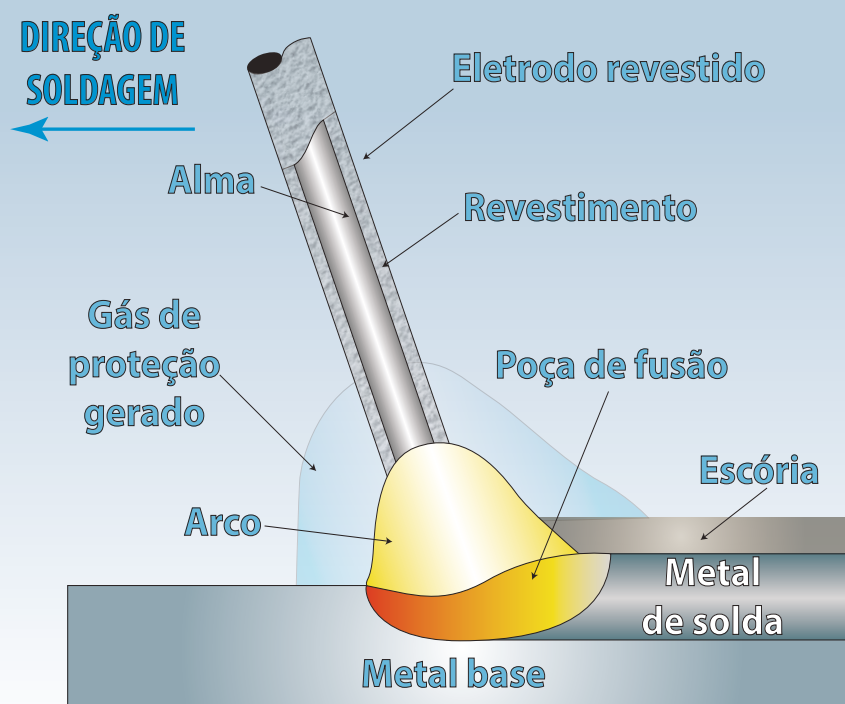


Figura 2.1 – Esquema representativo do processo de soldagem SMAW. Fonte: OS AUTORES, 2019.

O eletrodo revestido consiste em um arame metálico (alma), que conduz a corrente elétrica e fornece metal de adição para o preenchimento da junta, recoberta por um revestimento. Esse revestimento é uma mistura de diferentes materiais fusíveis, que tem por função iniciar e estabilizar o arco elétrico, proteger a poça de fusão e o metal de solda da atmosfera, ajustar a composição química do cordão e eliminar as impurezas do metal de solda pela formação de escória, garantindo as propriedades mecânicas e metalúrgicas da junta soldada.

Ao iniciar o arco elétrico, é gerada uma quantidade de calor suficiente para fundir a alma, o revestimento e o metal base, formando a poça de fusão. O metal fundido do eletrodo é transferido através do arco até a poça de fusão do metal de base, formando, assim, após sua solidificação, o metal de solda depositado. A proteção, contra ação da atmosfera, é obtida através da geração de gases oriundos da queima do revestimento e da formação da camada de escória. À medida que o arco elétrico se desloca sobre o metal de base, a poça de fusão se solidifica formando o cordão de solda e a escória protetora, que tem como função controlar o resfriamento da junta soldada e proteger o cordão de solda da oxidação atmosférica, influenciando no aspecto final do cordão, Figura 2.2.

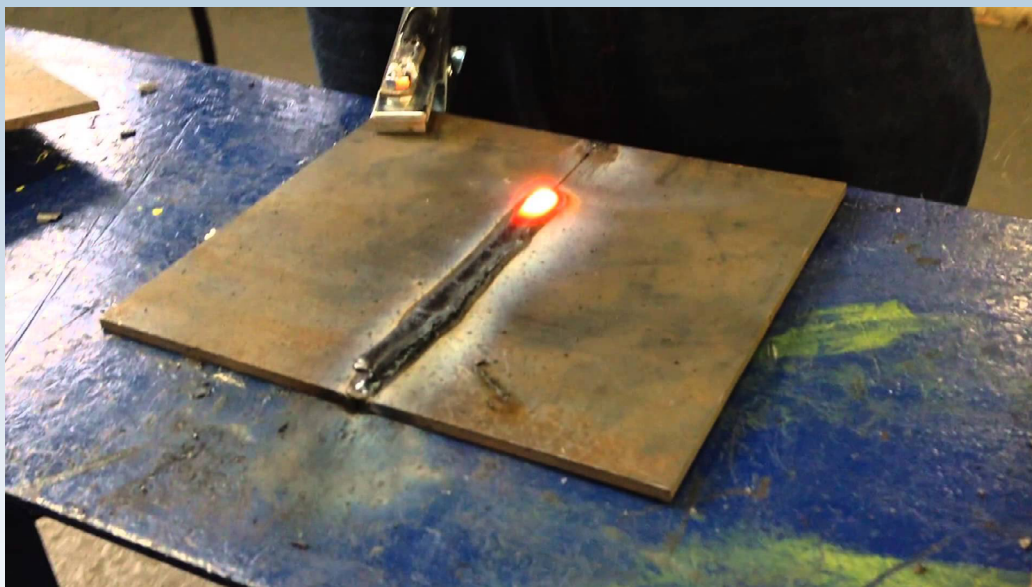


Figura 2.2 – Cordão de solda com escória realizado pelo processo SMAW. Fonte: WELD VISION, 2014.

A soldagem com eletrodos revestidos é usada na fabricação e montagem de diferentes equipamentos e estruturas, tanto em oficina como no campo. Pode ser utilizada em grande número de materiais, tais como: aços carbono, aços de baixa liga, média e alta liga, aços inoxidáveis, alumínio, cobre, níquel e suas respectivas ligas.

O processo é de baixo custo, versátil e de fácil aprendizagem, entretanto apresenta baixa produtividade pela necessidade de constante troca de consumível (também há perdas, pois o consumível não é integralmente utilizado).



Saiba Mais

Vídeo do EAD Fundamentos de soldagem Eletrodo revestido:

<https://www.youtube.com/watch?v=elmDvqdeMKI>

<https://www.youtube.com/watch?v=2537L5H7NiY>

2.1.1 Equipamentos do SMAW

Os equipamentos necessários para uma operação de soldagem com o processo SMAW consistem em:

- » uma fonte de energia;
- » cabos de ligação elétrica;
- » porta-eletrodos ou garra;
- » ferramentas (picadeira, escova de aço, etc.) – Figura 2.3; e
- » equipamento de proteção individual (EPI) – máscaras, óculos, avental, luvas, etc. segundo a norma N-2349 (PETROBRAS, 2016).

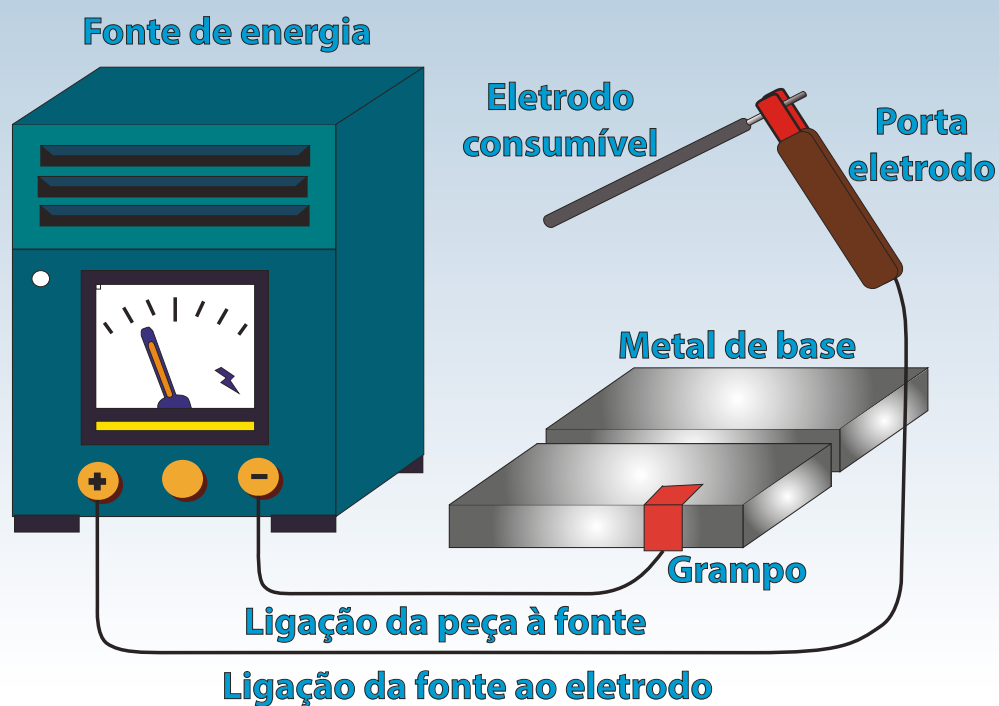


Figura 2.3 – Representação do esquema de alimentação de SMAW. Fonte: OS AUTORES, 2018

Importante!

Todos os equipamentos e outros que tenham interferência direta no processo devem atender aos requisitos das normas das instituições National Electrical Manufacturers Association (NEMA) ou International Electrotechnical Commission (IEC) e N-133 (PETROBRAS, 2017).

2.1.1.1 Fonte de energia

A fonte de energia pode apresentar diversos aspectos construtivos, em termos de projeto e características operacionais, de acordo com seu fabricante e capacidade. Porém, deve ter saída do tipo corrente constante, com capacidade e tipo de corrente adequados para os eletrodos utilizados. Sabendo que a tensão em vazio ou em circuito aberto é a tensão existente nos bornes de saída da máquina quando não há fornecimento de corrente, observe o Gráfico 2.3.

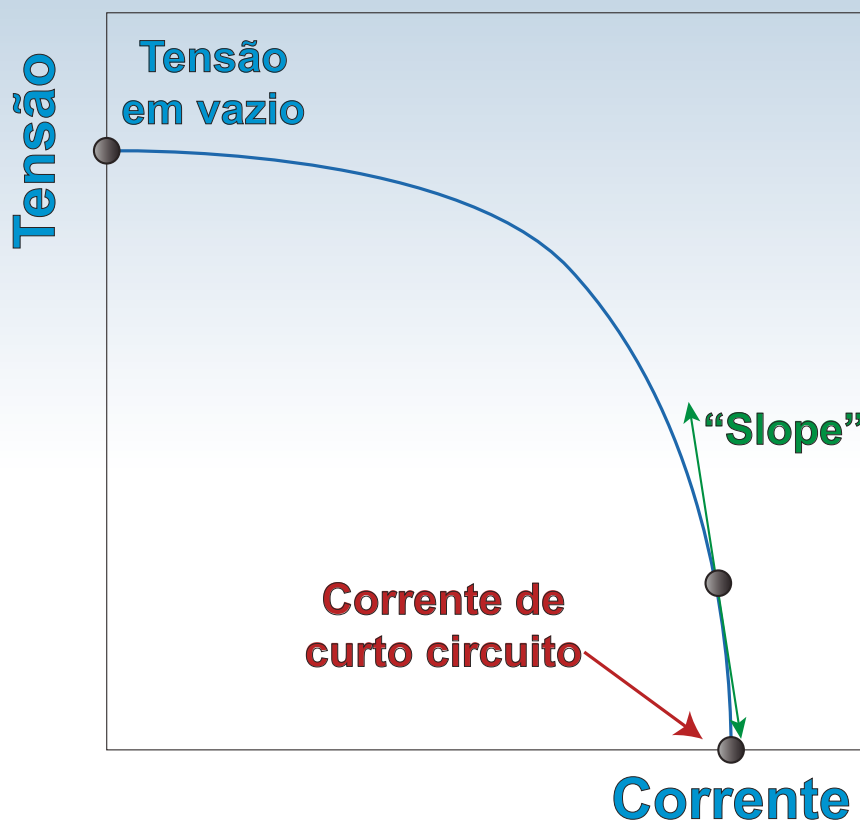


Gráfico 2.3 - Característica da fonte de corrente constante. Fonte: MODENESI, 2009, p. 5.

A tensão em vazio V_0 é da ordem de 50 a 100 volts. Valores mais elevados de tensão em vazio facilitam a abertura do arco, sua manutenção ou reignição, no caso de soldagem com corrente alternada, mas representam um risco maior para o soldador em termos de choque elétrico. Após a abertura do arco, essa tensão em vazio cai para o valor de trabalho, entre aproximadamente 17 e 36 volts e a corrente de soldagem se aproxima do valor selecionado. Porém, por questões de segurança, essa tensão é limitada a 100 volts. Tanto esta quanto a tensão de circuito aberto são características da fonte de soldagem.

As fontes de energia utilizadas para soldagem exercem grande influência sobre o desempenho de um processo de soldagem (qualidade e produtividade). Deve transformar a energia da rede, que é de alta tensão e baixa corrente em energia de soldagem, que é de baixa tensão e alta corrente.

Entre as fontes para soldagem com esse processo, Figura 2.4, o transformador para corrente alternada é a configuração mais simples e barata, tanto do ponto de vista do investimento inicial como de operação e manutenção. No caso da corrente contínua, duas configurações tradicionais podem ser utilizadas: unidades geradoras e/ou transformador-retificadoras. A primeira é usada mais extensivamente para trabalhos em canteiros, particularmente onde um suprimento elétrico adequado não é disponível. Em caso contrário, os retificadores tendem a ser preferidos, em virtude de sua operação silenciosa, baixo custo de operação e reduzida manutenção, devido ao número mínimo de partes móveis.



Figura 2.4 - Fontes de soldagem. Fonte: SENAI, 2011.

Como esse é um processo manual, as variações do comprimento do arco elétrico irão ocorrer durante a soldagem decorrentes do consumo constante do eletrodo revestido, diminuição do seu tamanho e da movimentação do soldador para manter esse comprimento do arco constante. Para compensar essa variação do arco elétrico, as fontes de soldagem utilizadas, são fontes com características de saída do tipo corrente constante. O Gráfico 2.4 apresenta a curva característica de saída (característica estática) de uma máquina de solda do tipo corrente constante, também conhecida como curva tombante.

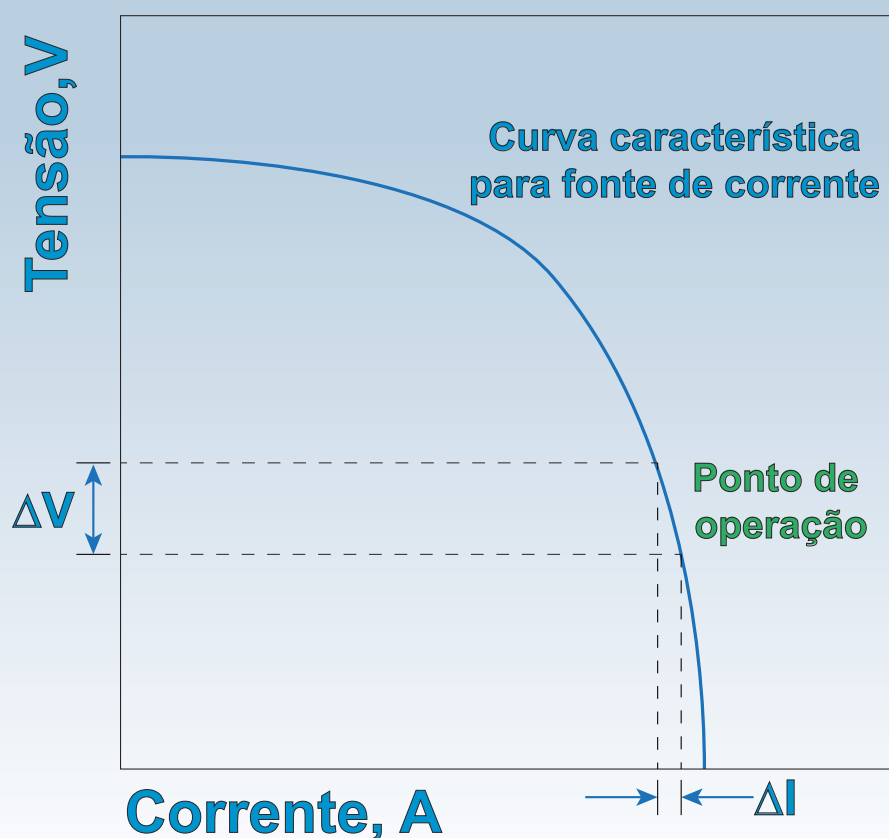


Gráfico 2.4 - Curva tombante. Fonte: adaptado de <https://demet.eng.ufmg.br/laboratorios/laboratorio-de-soldagem/> acessado em 18/03/2018

Nesse tipo de fonte, as variações no comprimento do arco podem resultar em grandes alterações na tensão que são compensadas por pequenas variações na corrente. Mesmo no caso de curto-circuito (eletrodo tocando a peça), o valor da corrente sobe até um valor relativamente baixo, suportável pela máquina durante um pequeno intervalo de tempo.

O comprimento do arco e o tipo de eletrodo revestido determinam o valor da tensão do arco. Se o comprimento do arco for alongado, a tensão do arco aumenta e a corrente diminui até a extinção do mesmo. A mudança na corrente, que é produzida por mudanças no comprimento do arco, é determinada pela inclinação da curva tensão-corrente (Gráfico 2.4), dentro da faixa de corrente utilizada, Quadro 2.1.

Tipo de fonte	Saída	Eficiência elétrica	Características físicas	Custo relativo	Aplicação
Convencional	Fixada pelo projeto, resposta lenta sem estabilização da rede	Razoável	Grande, pesada, robusta e resistente	1	SMAW e GTAW, uso geral
Tiristorizada	Resposta variável, mas relativamente lenta. Estabilização da rede e ruído elevado	Razoável	Mais compacta do que as convencionais equivalentes	3	GMAW/GTAW manual e mecanizada, SMAW. Qualidade de média a alta
Analógica	Resposta muito rápida. Flexibilidade, precisa, ausência de ruído e alta reprodutividade	Pobre	Relativamente grande, necessita refrigeração à água	6	GTAW/GMAW de alta qualidade. Saída pulsada, pesquisa e desenvolvimento
Chaveada ou híbrida	Resposta rápida. Saída variável e reprodutível. Estabilidade.	Muito boa	Tamanho médio. Refrigeração ao ar	4	Qualidade alta a média, multiprocessos
Inversora	Resposta rápida. Saída variável e reprodutível. Estabilidade.	Muito boa	Compacta, projeto complexo	4	Qualidade alta a média, multiprocessos

Quadro 2.1- Fontes de soldagem relacionadas com a aplicação. Fonte: SENAI, 2011.

Importante!

Fatores como corrente contínua ou alternada, fator de trabalho ou ciclo de trabalho nominal, tensão de circuito em aberto e faixa de corrente de saída, devem ser considerados na seleção da fonte de soldagem.

2.1.1.2 Porta-Eletrodo

O porta-eletrodo ou alicate para fixação dos eletrodos é um acessório usado para fixar mecanicamente o eletrodo possibilitando a passagem segura da corrente elétrica de soldagem para o eletrodo revestido, Figura 2.5. A especificação do porta-eletrodo é realizada em função da faixa de corrente elétrica a ser conduzida pela variação do diâmetro da alma do eletrodo a ser utilizado. Deve-se, ainda, levar em consideração fatores ergonômicos, como leveza e facilidade de manuseio. As garras do porta-eletrodo devem estar sempre em bom estado de conservação, o que ajudará a evitar os problemas de superaquecimento e má fixação do eletrodo, podendo vir a soltar-se durante a soldagem.



Figura 2.5 - Porta eletrodo. Fonte: ISTOCK, 2015.

2.2.1.3 Cabos de interligação e garras

São acessórios utilizados para conectar e transportar a corrente elétrica da fonte de energia ao grampo e ao porta-eletrodo. Devem ser flexíveis e de fácil manipulação. São constituídos de vários fios de cobre ou de alumínio enrolados e envolvidos por um revestimento isolante e flexível (material dielétrico – borracha), Figura 2.6. Durante a operação de soldagem, os cabos devem ser mantidos desenrolados para evitar a queda de tensão e aumento de resistência por efeito Joule. Já as garras ou grampos conectam os cabos à peça de trabalho.



Figura 2.6 - Grampos de SMAW – Garra. Fonte: ISTOCK, 2015.

O diâmetro dos cabos, Figura 2.7, depende da corrente de soldagem, do ciclo de trabalho do equipamento, do comprimento total dos cabos do circuito e da fadiga do operador. Enquanto para os três primeiros itens seria ideal o cabo com o maior diâmetro possível (menor chance de superaquecimento para os dois primeiros e menor perda de corrente para o terceiro), no último item é exatamente o oposto, devido ao peso dos cabos e consequentemente a fadiga do soldador.

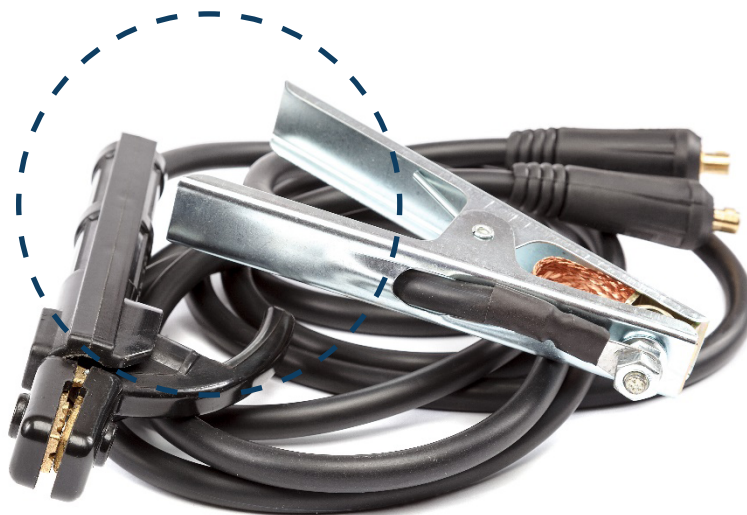
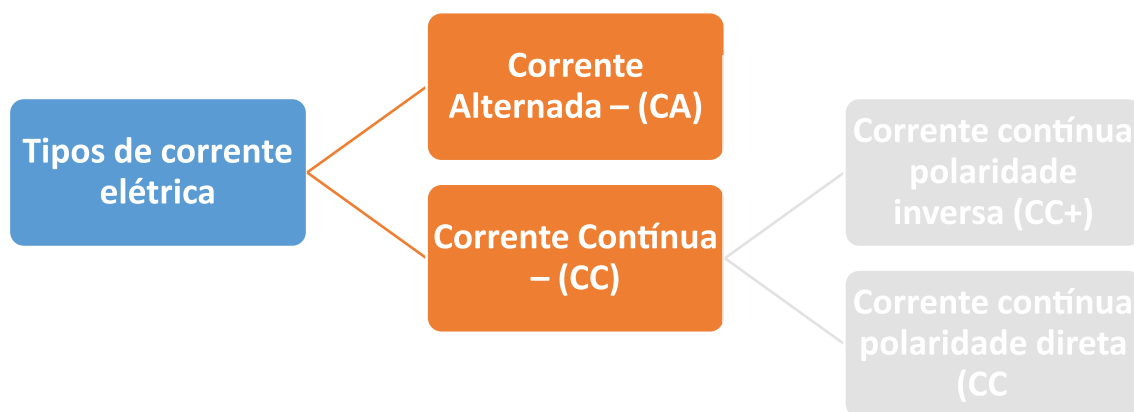


Figura 2.7 - Cabos de SMAW. Fonte: ISTOCK, 2018.

2.1.2 Tipos de corrente elétrica

A corrente elétrica pode ser alternada ou contínua. O tipo de corrente e sua polaridade afetam as dimensões e a forma da poça de fusão, o modo de transferência metálico e a estabilidade do arco elétrico.

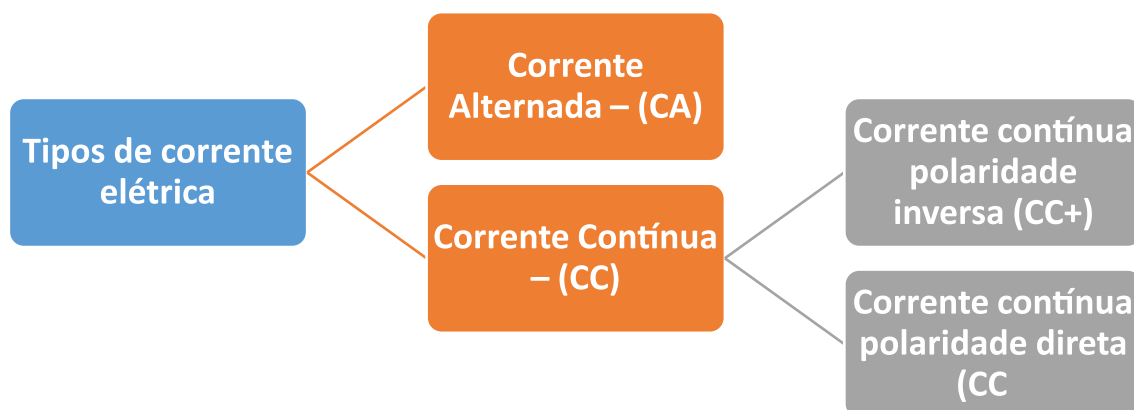


Corrente Alternada – (CA) - É obtida a partir do estabelecimento de uma diferença de potencial elétrico entre dois terminais (polos), cuja polaridade (sentido de passagem real de corrente elétrica por um trecho do circuito elétrico) é alternadamente positiva e negativa. Geralmente, não é muito utilizada nas aplicações de campo.

Corrente Contínua – (CC) - A corrente contínua é definida como a que se obtém a partir do estabelecimento de uma diferença de potencial entre dois terminais cujas polaridades são invariáveis no tempo. As características principais são apresentadas no Quadro 2.2.

Corrente contínua	
Queda de tensão nos cabos	Maior queda de tensão do arco elétrico
Estabilidade do arco	É favorecida quando se emprega eletrodos de menor diâmetro, devida à baixa intensidade de corrente de soldagem
Ignição do arco elétrico	É favorecida principalmente na soldagem de eletrodos com menor diâmetro, devida à baixa intensidade de corrente de soldagem
Comprimento do arco	É de mais fácil soldagem com o arco elétrico curto (baixa tensão)
Posição de soldagem	É usada para soldar nas posições vertical descendente e sobrecabeça
Espessura do metal de base	Devida à baixa intensidade de corrente de soldagem possibilita a soldagem de chapas finas e grossas

Quadro 2.2 - Características da corrente contínua. Fonte: SENAI, 2011.



Corrente contínua polaridade inversa (CC+) - Nessa configuração, temos o eletrodo conectado no polo positivo da fonte de soldagem e a peça obra conectada no polo negativo, Figura 2.8, fazendo com que o eletrodo consumível fique mais quente do que a peça a ser soldada, proporcionando maiores penetrações do cordão de solda e menores taxas de deposição. Os elétrons se deslocam da peça para o eletrodo. Essa configuração é a comumente utilizada na soldagem com o processo SMAW.

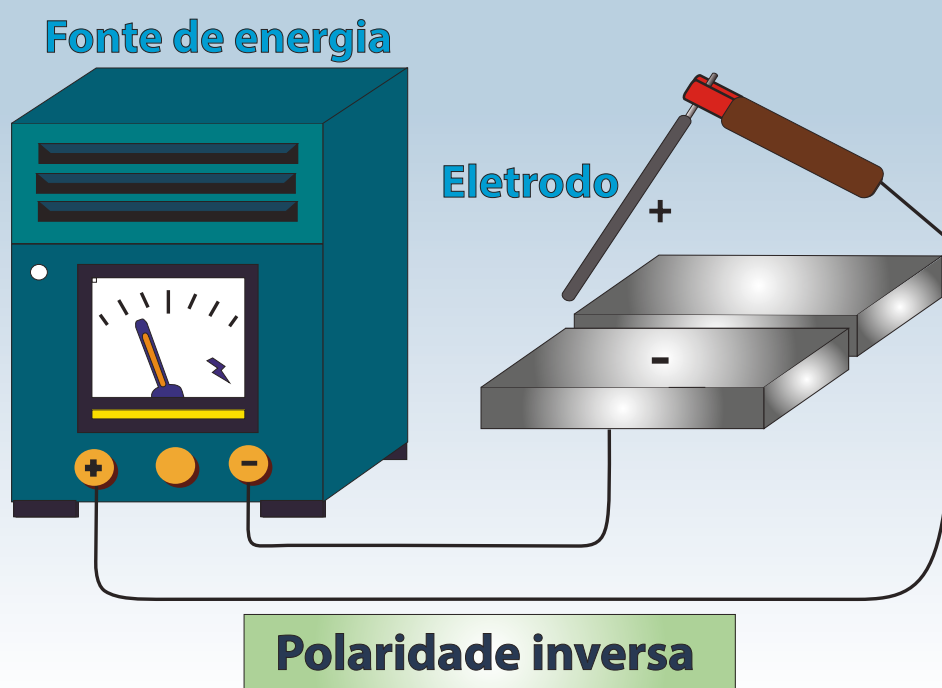


Figura 2.8 - Eletrodo com polaridade inversa. Fonte: OS AUTORES, 2018.

Corrente contínua polaridade direta (CC-) - Nessa configuração, teremos o eletrodo conectado no polo negativo da fonte de soldagem e a peça obra no polo positivo, Figura 2.9.

Produz uma maior taxa de deposição com uma menor profundidade de penetração. Elétrons deslocam-se do eletrodo para peça.

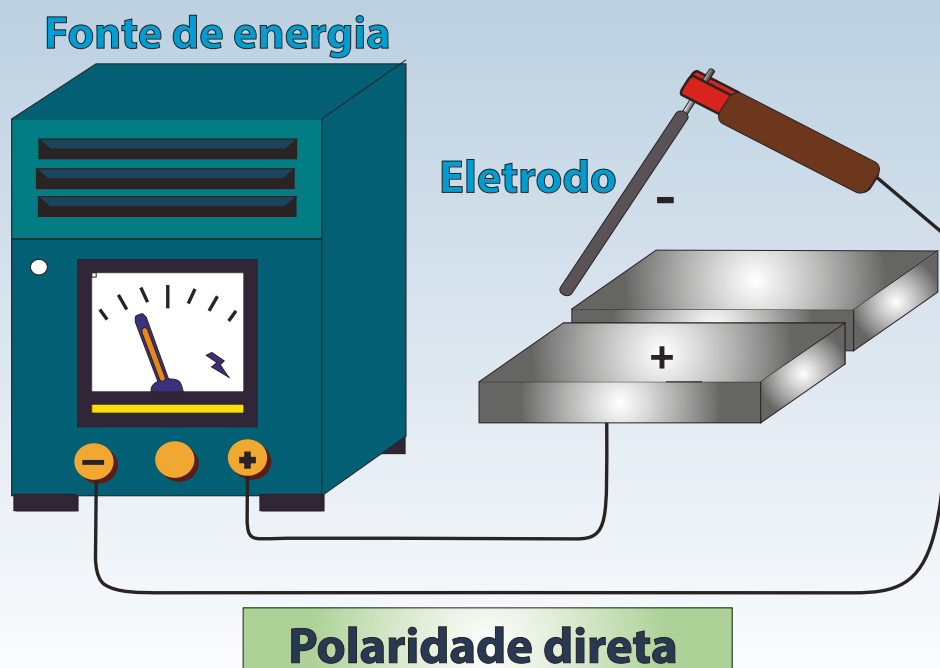


Figura 2.9 - Eletrodo com polaridade direta. Fonte: OS AUTORES, 2018.

A influência da polaridade na penetração do eletrodo é mostrada na Figura 2.10.

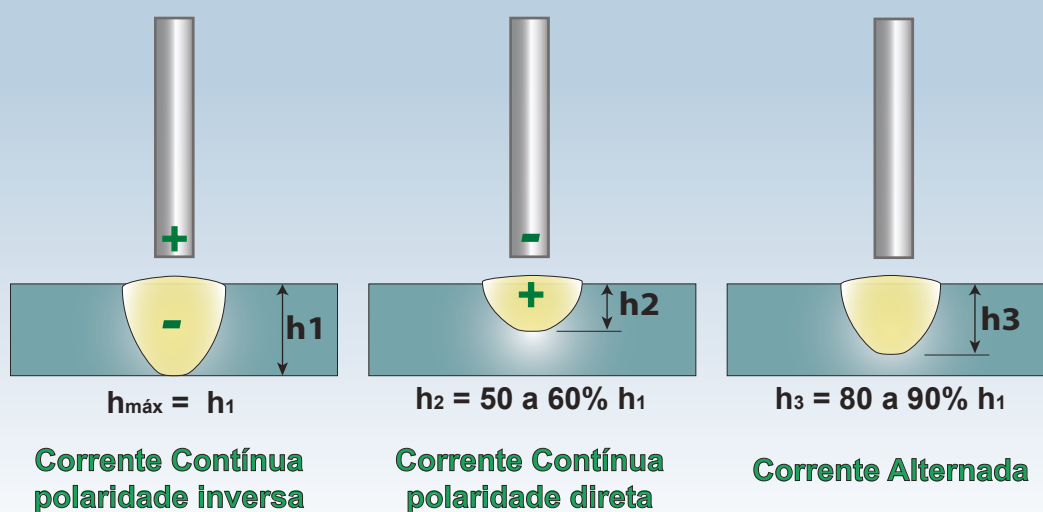


Figura 2.10 - Influência do tipo de corrente e da polaridade na penetração. Fonte: OS AUTORES, 2018.

Para o processo SMAW, é necessário um cuidado quanto à corrente, pois o excesso de corrente provoca a quebra do revestimento isolante (chegando ao rubro) em função da dilatação interna da alma metálica, comprometendo a qualidade final do depósito (perda de elementos químicos e proteção).

A alma do eletrodo revestido de aço inoxidável austenítico, por exemplo, apresenta baixo coeficiente de condutibilidade térmica, alto coeficiente de expansão térmica e sofre grande aquecimento por ser mais resistivo à passagem da corrente (necessita apurado controle da corrente para garantia da integridade do revestimento).

2.1.3 Consumíveis

O único material consumível desse processo de soldagem é o eletrodo revestido. Ele é constituído por uma vareta metálica, a alma, com diâmetro entre 1,5 e 8 mm e comprimento entre 23 e 45 cm, recoberta por uma camada de fluxo, o revestimento, conforme ilustra a Figura 2.11.

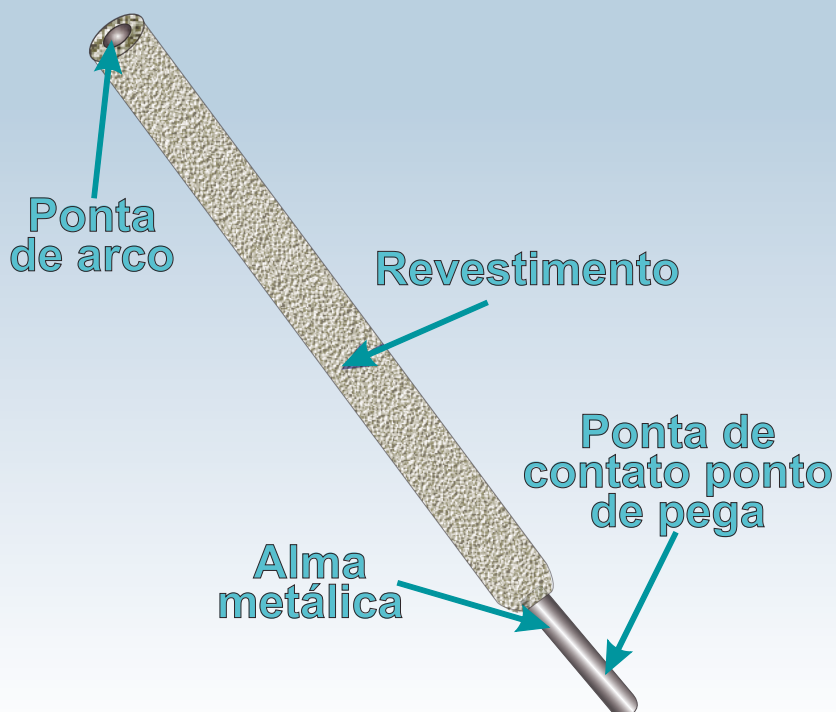


Figura 2.11 – Eletrodo revestido. Fonte: OS AUTORES, 2018.

Os consumíveis para soldagem SMAW devem:

- » fornecer agentes para formação de gases de proteção da poça de fusão;
- » formar uma camada de escória protetora com elementos que facilitem a sua remoção;
- » fornecer elementos químicos que atuem na limpeza do metal de solda (desoxidação, dessulfuração, etc.);
- » possibilitar a soldagem nas diversas posições de soldagem (cone, viscosidade, etc.);
- » reduzir o número de respingos e fumos metálicos;
- » possibilitar o uso de diferentes tipos de corrente e polaridade;
- » prover agentes que possibilitem o controle da taxa de deposição (quantidade de metal depositado por unidade de tempo);
- » controlar a temperatura do eletrodo;
- » proteger as gotas durante a transferência pelo arco elétrico;
- » moldar o cordão de solda;
- » dissolver óxidos e contaminações na superfície da poça;
- » controlar a velocidade de resfriamento da solda.

Os revestimentos apresentam diversas funções.

 Clique nos itens.

FUNÇÃO ELÉTRICA

**FUNÇÃO
METALÚRGICA**

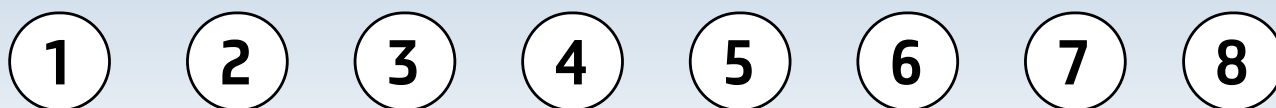
**FUNÇÃO MECÂNICA
E OPERATÓRIA**

2.1.4 Certificação de consumíveis

Existem diferentes tipos de eletrodos com diferentes características operacionais, aplicáveis a diferentes materiais e que produzem soldas com diferentes características. Para evitarmos a utilização de consumíveis com propriedades diversas daquelas previstas nos códigos de projeto, os consumíveis aplicados no Brasil devem ser certificados por Organismo Certificador de Produtos (OCP), conforme N-1859.

“Quando aplicados no exterior, devem ser certificados por OCP acreditado pelo INMETRO ou por OCP estrangeiro, previamente aprovado pela PETROBRAS, segundo o ISO GUIDE 65”.

Esse órgão no Brasil é a Fundação Brasileira de Tecnologia de Soldagem (FBTS), segundo as normas de qualificação AWS, como, por exemplo:



A AWS criou um padrão para a identificação dos eletrodos revestidos que é aceito, ou pelo menos conhecido, em quase todo o mundo. Devido à sua simplicidade, essa é a especificação mais utilizada no mundo atualmente para identificar eletrodos revestidos. A seguir, o exemplo para os consumíveis segundo a normas AWS 5.1.

EXX(X)YZ

Onde:

E – Indica que o eletrodo é do tipo revestido;

XX(X) – resistência mínima à tração do metal de solda em 1000 psi (ksi);

Y – Indica a posição de soldagem:

1 – Posições plana, horizontal, sobre cabeça e vertical ascendente;

2 – Posições plana e horizontal (solda em ângulo);

4 – Posições plana, horizontal, sobre cabeça e vertical descendente;

Z – Indica o tipo de corrente e o tipo de revestimento.

A **Erro!** A Tabela 2.1 apresenta o limite de resistência para as principais classes de eletrodos revestidos.

Eletrodo	Limite de resistência mínimo (psi) (1)
E60xx	60.000
E70xx-X	70.000
E80xx-X	80.000
E90xx-X	90.000
E100xx-X	100.000
E110xx-X	110.000
E120xx-X	120.000

Tabela 2.1- Exemplos de eletrodos com seus limites de resistência mínimos. Fonte: AWS A5.1, 2012, p. 4.



O terceiro algarismo especifica as posições em que o eletrodo pode ser empregado com resultados satisfatórios. Conforme mostra o Quadro 2.3.

Eletrodo	Posições
Exx1x-X Exx2x-X Exx3x	Todas Horizontal (em ângulo). Plana Plana

Quadro 2.3 - Exemplos de eletrodos com as especificações das posições de uso.

Fonte: ASME sec. II part C, p. 36, 2019.

No Quadro 2.4, são apresentados exemplos de revestimentos com os tipos de corrente mais adequados, e no Quadro 2.5 para os aços cromo-molibdênio.

Eletrodo	Revestimento (1)	Tipo de Corrente
Exx10-X	Alta celulose aglomerado com silicato de sódio	CC+ (polaridade inversa)
Exx11-X	Alta celulose aglomerado com silicato de potássio	CA CC+ (polaridade inversa)
Exx13-X	Óxido de titânio aglomerado com silicato de potássio.	CA CC ambas as polaridades
Exx15-X	Baixo hidrogênio calcáreo glomerado com silicato de sódio.	CC+ (polaridade inversa)
Exx27	Óxido de ferro e pó de Ferro	CA CC+ (polaridade direta)
Exx18-X	Baixo hidrogênio com pó de ferro aglomerado com silicato de sódio.	AC CC+ (polaridade inversa)

Quadro 2.4 - Exemplos de eletrodos com especificações dos revestimentos e tipos de corrente.

Fonte: ASME sec. II part C, p. 36, 2019.

Eletrodo	Composição aproximada
Exxxx-A1	C-0,5%Mo
Exxxx-B1	0,5%Cr-0,5%Mo
Exxxx-B2	1,25%Cr-0,25%Mo
Exxxx-B2L	1,25%Cr-0,25%Mo (baixo carbono – 0,5%)
Exxxx-B4L	2%Cr-1/2%Mo (baixo carbono – 0,5%)
Exxxx-C1	2,5%Ni
Exxxx-C2	3,5%Ni
Exxxx-C3	1,0%Ni
Exxxx-B3	2 1/4%Cr-1%Mo
Exxxx-B3L	2 1/4%Cr-1%Mo (baixo carbono – 0,5%)
Exxxx-D1	1,5%Mn-1,5%Mo
Exxxx-D2	2%Mn-1,5%Mo
Exxxx-G	Aço de alta resistência baixa liga. Para atender aos requisitos de liga do grupo "G", o metal de solda não diluído deve ter pelo menos um dos elementos (Mn, Ni, Cr, Mo e V). Requisitos químicos adicionais podem ser acordados entre o comprador e o fornecedor.
Exxxx-M	Aço de alta resistência baixa liga com 4 diferentes composições de Mn, Ni, Cr, Mo e V. Essas classificações devem ser semelhantes aos tipos de eletrodos cobertos pelas especificações militares MIL-E-22200/1 e MIL-E-22200/1

Quadro 2.5 - Designação da composição química. Fonte: ASME sec. II part C, p. 36, 2019.

2.1.5 Principais tipos de eletrodo de acordo com seus revestimentos

Os revestimentos são muito mais complexos em sua composição química, pois têm diversas funções que são conseguidas pela mistura dos diversos elementos adicionados. Quanto ao tipo de revestimento, os eletrodos podem ter várias classificações, sendo as principais destacadas a seguir.

 Clique nos itens.

BÁSICO

CELULÓSICO

OXIDANTE

ÁCIDO

RUTÍLICO

Os revestimentos oxidantes, ácidos e rutílicos não têm aplicação significativa na indústria do petróleo.

2.1.6 Manutenção dos consumíveis

Os corretos manuseio e manutenção dos consumíveis podem ser fundamentais para a sanidade da junta. Apesar de a correta aplicação do procedimento de soldagem qualificado ser um fator primordial para uma boa qualidade da junta, grande parte das discontinuidades observadas é devido à manutenção inadequadas dos consumíveis.

2.1.6.1 Estufas

A estufa para armazenagem ou recebimento de eletrodos revestidos, eletrodos nus, eletrodos tubulares, varetas e fluxos deve dispor de meio de aquecimento, termômetro e higrômetro. Essas estufas não devem ser ligadas diretamente na fonte de soldagem. As estufas para secagem de eletrodos revestidos e fluxos, em especial os básicos, devem dispor de resistências elétricas, para controlar e manter a temperatura de até 400 °C, e de termômetro, termostato e respiro com diâmetro superior a 10 mm e devem seguir o esquema de secagem da Figura 2.12.

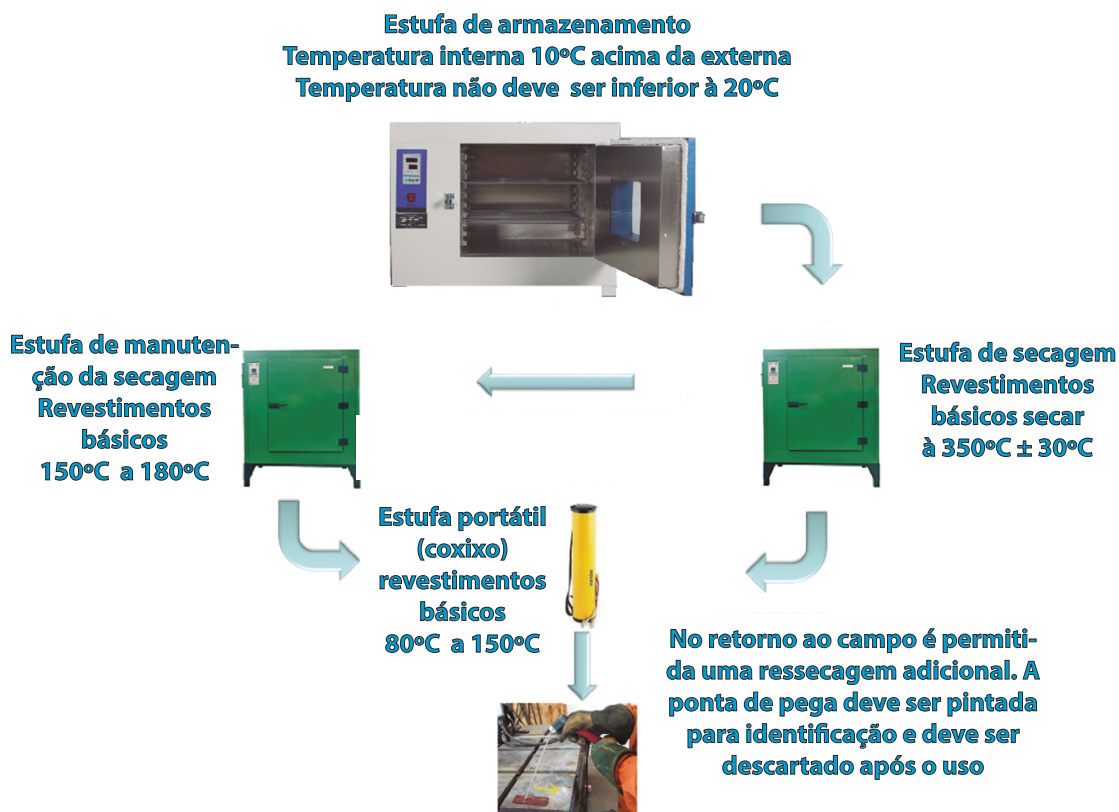
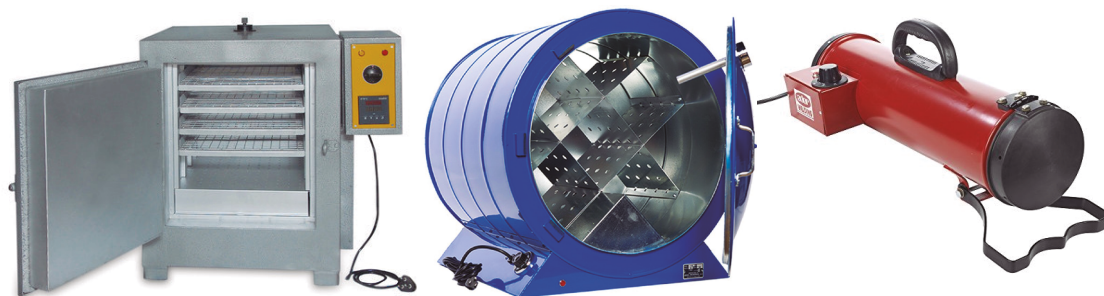


Figura 2.12 - Esquema de secagem do eletrodo revestido básico.

Fonte: SATURNO, 2018, adaptado pelos AUTORES.



Estufa de secagem

Estufa de manutenção

Estufa portátil

Figura 2.13 – Tipos de estufa. Fonte: <https://www.amazon.in/ADOR-WELDING-ELECTRODE-DRYING-THER-MOSTAT/dp/B011QUOPGK>, <https://www.midwesttechnology.com/keen-welding-electrode-oven-k-450-120v/> e <https://www.indiamart.com/proddetail/welding-electrode-drying-oven-13440227897.html> acessado em 03/03/2021.

A estufa para secagem de eletrodos revestidos básicos deve ter prateleiras perfuradas ou em forma de grade, afastadas das paredes verticais de, no mínimo, 25 mm.

As estufas para manutenção da secagem de eletrodos revestidos devem dispor de termômetro, termostato e de resistências elétricas, para controlar e manter a temperatura de até 200 °C. As estufas para manutenção da secagem de eletrodos revestidos devem ter prateleiras furadas ou em forma de grade.

A estufa portátil para manutenção da secagem (cochicho) de eletrodos de revestimento básico deve dispor de resistências elétricas, para garantir a temperatura entre 80 °C e 150 °C, e ser de uso individual de cada soldador.

As estufas devem estar calibradas, conforme Figura 2.13, e referenciada na N-133 (PETROBRAS, 2017).

2.1.6.2 Transporte, manuseio, secagem, armazenagem e manutenção dos consumíveis

Os eletrodos deverão ser mantidos nas embalagens originais:

 Clique nos itens.

1

2

3

4

5

Para eletrodos, arames, varetas, fluxos:

 Clique nos itens.

1

2

3

4

5

Informações importantes contidas nas embalagens estão no Quadro 2.6:

XX xxxxx				
ASME SFA-5.1 AWS A5,1-91 E7018				PRODUÇÃO Nº xx
TENSÃO DO ARCO: 20-30V TIPO DE CORRENTE: CA ou CC+				
0	0(mm)	COR(A)	P(KG)	PRODUÇÃO Nº xx
2	300	50-90	10	
2,5	350	65-105	15	
3,25	350	110-150	15	DATA EMBALAGEM xx
4	450	140-195	25	
5	458	185-270	25	EMBALADOR Nº xx
6	450	225-355	25	
HOMOLOGAÇÕES BV: E7018 ABS-BV-DNV-GL-LRS: GRAU 3YHH				
Indústria Brasileira CGC xx/0001-48 MANTENHA EM LUGAR SECO				

Quadro 2.6 - Identificação de embalagens de eletrodos. Fonte: SENAI, 2011.

a. tipos: latas e cartuchos:

- » identificação da embalagem,
- » nome do fabricante,
- » classificação AWS correspondente,
- » diâmetro do eletrodo,
- » número do lote ou corrida,
- » data de fabricação,

b. controle de recebimento:

- » verificação da integridade da embalagem,
- » identificação da embalagem,
- » identificação da classe do eletrodo,
- » verificação dos dados do certificado e confronto com a especificação correspondente,

c. exame visual dos consumíveis, por amostragem,

- » verificação do peso líquido,
- » controle dimensional (se o diâmetro do eletrodo e da alma metálica correspondem as informações da embalagem),
- » exame visual de eletrodos mostrados nas Figura 2.14 a Figura 2.20;



Figura 2.14 - Redução localizada. Fonte: SENAI, 2011.



Figura 2.15 - Destacamento sem exposição da alma. Fonte: SENAI, 2011.



Figura 2.16 - Danos na ponta de arco. Fonte: SENAI, 2011.



Figura 2.17 - Destacamento com exposição da alma. Fonte: SENAI, 2011.

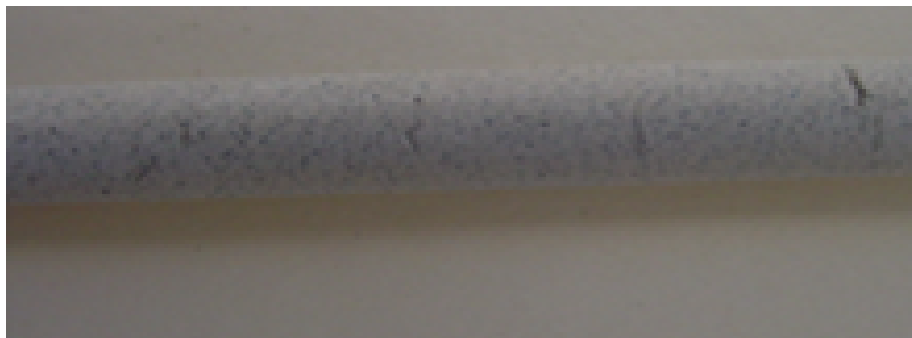


Figura 2.18 - Trincas transversais. Fonte: SENAI, 2011.



Figura 2.19 - Trincas longitudinais. Fonte: SENAI, 2011.

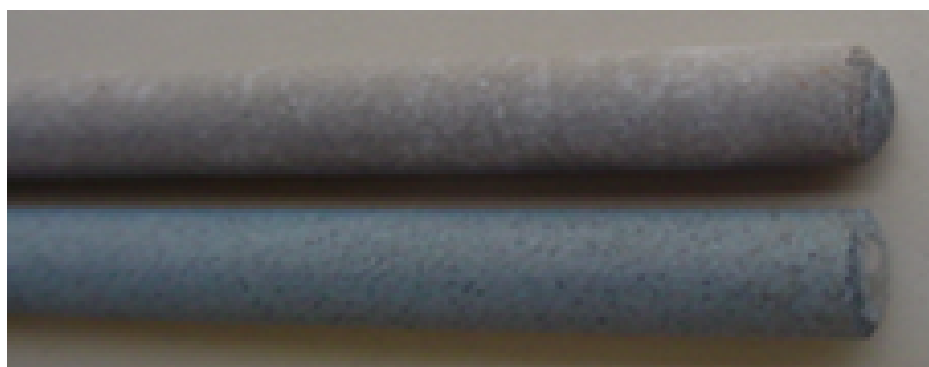


Figura 2.20 - Ausência de conicidade na ponta de arco. Fonte: SENAI, 2011.

d. identificação de eletrodos, Figura 2.21:

- » classificação AWS legível,
- » identificação individual,
- » a identificação do eletrodo fica próximo à “ponta de pega”, (máximo 65mm de distância).

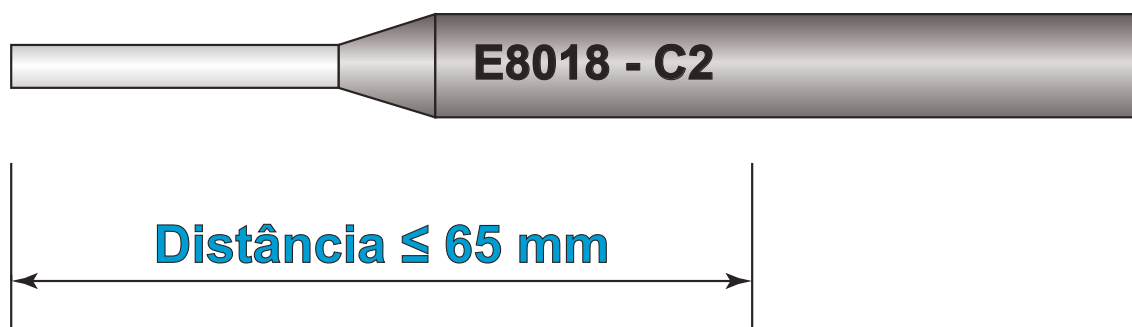


Figura 2.21 - Identificação de eletrodos. Fonte: SENAI, 2011.

2.1.7 Transferência Metálica na Soldagem com Eletrodo Revestido

Na soldagem com eletrodo revestido, uma mistura de metal e escória fundidos é desprendida da ponta do eletrodo e transferida à poça de fusão. Durante a transferência, as gotas fundidas de metal e de escória assumem comportamentos diferentes em função das condições de soldagem e interação física e quimicamente com o arco elétrico e gases gerados, alterando sua estabilidade e afetando a qualidade da solda.

Os principais modos de transferência metálica podem ser classificados como globular, curto-circuito e goticular (spray, aerossol). O modo de transferência metálica dos eletrodos revestidos é essencialmente uma função da composição do revestimento devido aos parâmetros de soldagem a serem utilizados. O modo de transferência para eletrodos ácidos ou oxidantes é basicamente spray, para os eletrodos rutílicos é menos spray que nos eletrodos ácidos ou oxidantes, e, em eletrodos básicos, ocorre através de gotas grandes (FELIZARDO, 2003).

A transferência metálica depende do tipo de fluxo e da polaridade de corrente, como mostrado na Figura 2.22.

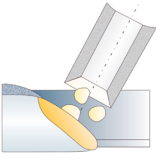
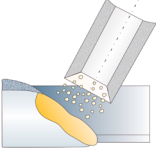
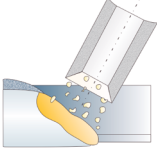
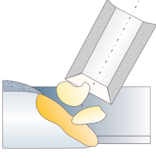
<i>Ilustração</i>	<i>Tipo do revestimento</i>	<i>Composição</i>	<i>Características</i>
	Celulósico	Celulose - 40% Rutilo - 20% Quartzo SiO ₂ - 25% Fe-Mn - 15% (mistura úmida de silicato de potássio)	• Pouca escória • Gotas médias • Bom valor de dureza
	Ácido	Magnetita - FeO ₄ - 50% Quartzo SiO ₂ - 20% Carbonato de cálcio - CaCO ₃ - 10% Fe-Mn - 20% (mistura úmida de silicato de potássio)	• Demorada solidificação da escória • Transferência por pequenas gotas - spray • Dureza normal
	Rutilico	Rutilo - 45% Magnetita - FeO ₄ - 10% Quartzo SiO ₂ - 20% Carbonato de cálcio - CaCO ₃ - 10% Fe-Mn - 15% (mistura úmida de silicato de potássio)	• Tempo médio de solidificação da escória • Gotas pequenas a médias na transferência • Adequado valor de dureza
	Básico	Fluorita - CaF ₂ - 45% Carbonato de cálcio - CaCO ₃ - 40% Quartzo SiO ₂ - 10% Fe-Mn - 5% (mistura úmida de silicato de potássio)	• Rápida solidificação da escória • Gotas grandes a médias na transferência - globular • Ótimos valores de dureza

Figura 2.22 - Transferência metálica de cada tipo de revestimento.

Fonte: [BHATTI](#), 2016, traduzido e adaptado pelos AUTORES.

Decorrente da corrente que circula no condutor, um campo magnético se forma, conforme mostrado na Figura 2.23.

Uma parte da corrente que circula no condutor reage com esse campo magnético, desviando-se e curvando-se. A esse fenômeno chamamos de sopro magnético e causa excesso de respingos, dificuldades no controle da poça de fusão e da escória, pela deflexão do arco, falta de fusão ou de penetração. Pode ser evitado:

- » utilizando corrente alternada, mantendo o arco o mais curto possível, reduzindo, se possível, a corrente de soldagem, soldando na direção de um ponto de solda já executado;
- » colocando um cabo terra em volta da peça e fazendo com que a direção do campo magnético neutralize o efeito causador do sopro, entre outros;
- » reduzindo a velocidade de soldagem, porosidades e qualidade da solda depositada.

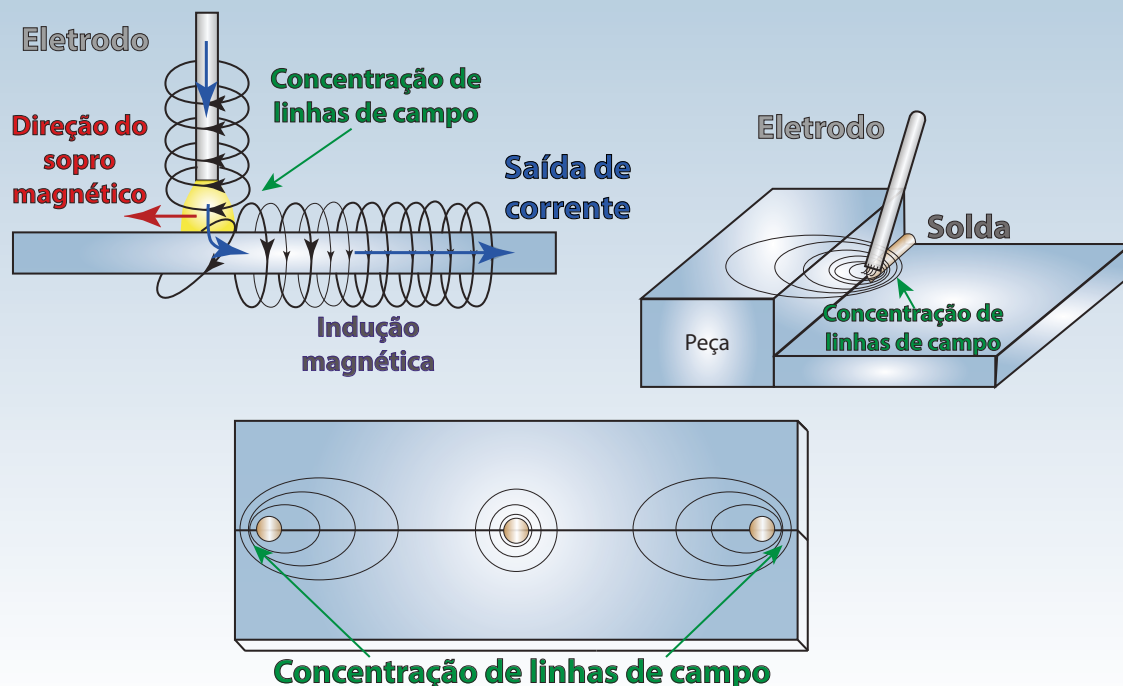


Figura 2.23 - Sopro magnético. Fonte: OS AUTORES, 2019.

2.1.8 Parâmetros de soldagem mais utilizados no processo SMAW

Os parâmetros de soldagem podem ser variados para melhorar a qualidade da soldagem ou de alguma característica específica do processo como a penetração ou taxa de deposição. Os parâmetros considerados na soldagem com eletrodos revestidos estão descritos a seguir.

 Clique nos itens.

DIÂMETRO DO
ELETRODO

POLARIDADE

CORRENTE

COMPRIMENTO
DO ARCO

VELOCIDADE DE
SOLDAGEM

2.1.9 Alteração dos parâmetros de soldagem

O processo de soldagem com SMAW, quando comparado com outros, apresenta poucos parâmetros com possibilidade de regulagem. Os efeitos de cada uma são mostrados no Quadro 2.7.

Causa\Efeito	Fusão	Forma do depósito	Aspecto do depósito	Penetração	Forma da cratera	Outros defeitos prováveis
I , v_{sold} e V_0 normais	Normal	Correta	Regular e limpo	Ótima	Circular e adequada	Nenhum
I muito baixa	Difícil	Muito convexo	Regular e limpo	Baixa	Deformada, mas sã	Prováveis poros e inclusão de escória
I muito alta	Crepitante	Achatado e deformado	Muito irregular e muitos respingos	Muito grande e inútil	Regular porém profunda	Mordedura, porosidade e trincas
v_{sold} muito baixa	Normal	Muito convexo	Regulado em plana deformado em ângulo	Muito grande	Regular porém profunda	Mordedura
v_{sold} muito alta	Muito irregular	Convexo e deformado	Muito irregular com estrias alongadas	Fraca	Deformada com poros	Mordedura, porosidade e eventual trinca
V_0 baixo	Normal	Convexo	Regular e limpo	Razoável	Regular	Nenhum
V_0 alto	Irregular	Achatado e deformado	Irregular com muito respingos	Alta	Regular	Poros se o eletrodo não for adequado

I – corrente de soldagem, V_0 – tensão em vazio e v_{sold} – velocidade de soldagem

Quadro 2.7 - Influência das variáveis elétricas no cordão de solda. Fonte: SENAI, 2011.

Um exemplo para uma faixa de aplicação de alguns tipos de eletrodos revestidos pode ser observado na Tabela 2.2.

AWS	Diâmetro, mm	Faixa de corrente, A	Corrente ótima, A	Taxa de deposição, kg/h	Rendimento, %
E6010	2,5	60 – 80	75	0,7	72
E7010	3,2	80 – 140	100 – 130	0,9 – 1,0	76 – 69
E7010-G	4,0	90 – 180	140 – 170	1,3 – 1,5	76 – 64
	5,0	120 – 250	160 – 190	1,5 – 1,6	75 – 70

AWS	Diâmetro, mm	Faixa de corrente, A	Corrente ótima, A	Taxa de deposição, kg/h	Rendimento, %
E7018					
E7016-1					
E7018-A1					
E7018-1	2,5	65 – 105	90	0,8	66
E7018-G	3,2	100 – 150	120 – 140	1,2 – 1,2	72 – 71
E7018-W1	4,0	130 – 200	140 – 170	1,4 – 1,7	74 – 75
E8018-G	5,0	185 – 270	200 – 250	2,2 – 2,4	75 – 76
E8018-B2					
E9018-M					
E9018-G					

Tabela 2.2 - Parâmetros de soldagem para SMAW. Fonte: SENAI, 2011.

As características gerais de aplicação dos diversos revestimentos dos eletrodos revestidos estão citadas no Quadro 2.8.

TIPO DE REVESTIMENTO	CELULÓSICO	ÁCIDO	RUTÍLICO	BÁSICO
Tipo de corrente polaridade	CC+	CC+	CC+	CC+
Capacidade de fazer raiz	Muito boa	Moderada	Boa	Boa
Resistência a trinca a frio	Baixa	Boa	Boa	Moderada
Aparência do cordão	Moderada	Boa	Boa	Moderada
Destacabilidade da escória	Boa	Muito boa	Muito boa	Moderada
Características principais	Respingos, pouca escória, geração de muitos fumos de soldagem	Alta perdas por queima	Aplicação universal e de baixa responsabilidade	Soldas com boas propriedades estruturais, higroscópicos por isso tem que ser secos

Quadro 2.8 - Características dos eletrodos SMAW. Fonte: OS AUTORES, 2018.

A Figura 2.24 mostra o aspecto dos cordões de SMAW com a variação dos parâmetros de soldagem. As variações de tensão, velocidade e corrente (amperagem) têm uma influência muito grande na qualidade final do cordão e, conseqüentemente, na junta soldada.

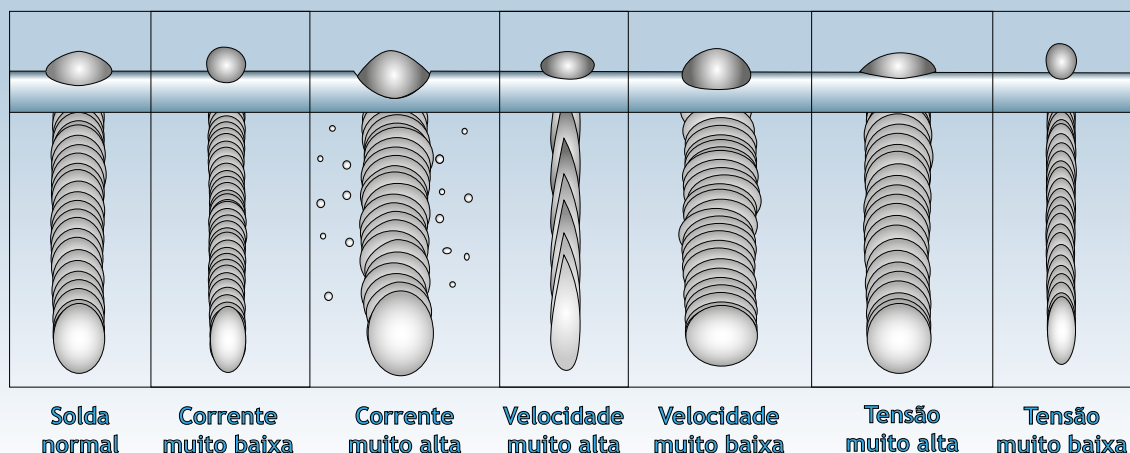
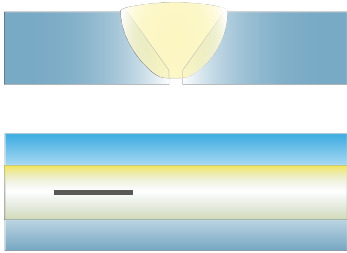
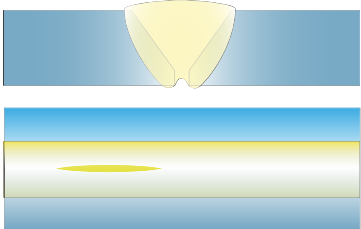
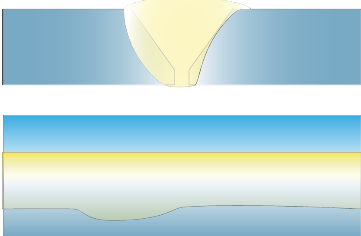
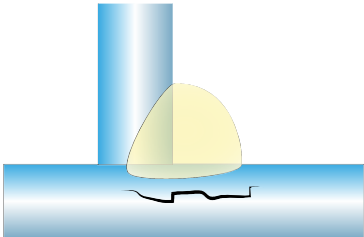
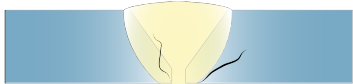
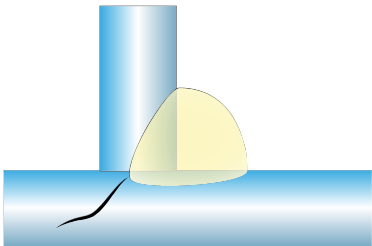


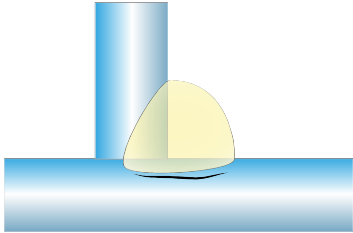
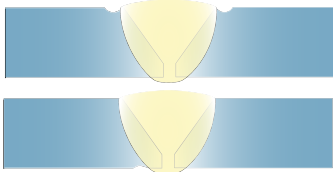
Figura 2.24 - Variação dos parâmetros de soldagem em cordões. Fonte: OS AUTORES, 2018.

2.1.10 Descontinuidades induzidas pelo processo SMAW

As principais descontinuidades são representadas no Quadro 2.9.

Descontinuidade	Representação gráfica	Causas	Ações corretivas
Porosidade		- Comprimento excessivo do arco elétrico; - Alta velocidade de soldagem; - Utilização do metal de base sem limpeza adequada; - eletrodo úmido.	- Uso de materiais limpos e secos; - Uso de equipamentos em boas condições; - uso de parâmetros de soldagem adequados.
Inclusões		- Manipulação inadequada do eletrodo; - Limpeza deficiente entre passes; - Projeto inadequado (difícil acesso à junta a ser soldada); - pequenos ângulos de bisel.	- Manipulação correta do eletrodo; - remoção adequada da escória dos passes de soldagem anteriores.
Falta de fusão		- Soldagem em alta velocidade; - Preparação inadequada da junta; - corrente elétrica muito baixa.	- Controle da velocidade de soldagem; - Preparação correta da junta; - escolha da corrente adequada para soldagem.

Descontinuidade	Representação gráfica	Causas	Ações corretivas
Falta de penetração		- Soldagem rápida. - Preparação inadequada da junta; - Corrente elétrica muito baixa; - eletrodos com grandes diâmetros.	- Controle da velocidade de soldagem; - Preparação correta da junta; - Escolha da corrente adequada para soldagem; - escolha do eletrodo adequado.
Concavidade		- falha do soldador durante a execução da soldagem.	- melhor controle do processo, durante a execução da soldagem.
Sobreposição		- falha do soldador durante a execução da soldagem.	- melhor controle do processo, durante a execução da soldagem.
Decoção lamelar		- Metal de base não suporta tensões elevadas; - contração da solda na direção da espessura.	- Mudança do metal de base; - Controle do resfriamento.
Trinca na raiz		- Técnicas de soldagem errada; - material inadequado para este tipo de soldagem.	- Mudança da técnica de soldagem; - troca do material.
Trinca na garganta		- Técnicas de soldagem erradas; - Material inadequado para este tipo de soldagem.	- Mudança da técnica de soldagem; - troca do material.

Descontinuidade	Representação gráfica	Causas	Ações corretivas
Trinca na margem		- Alta quantidade de hidrogênio retido na solda (elevada umidade do ar, eletrodos úmidos e superfícies sujas); - Microestrutura frágil; - nível de tensões residuais elevados.	- Controle da umidade do ar, tratamento do eletrodo e limpeza da superfície; - controle do nível de tensões residuais.
Trinca sob cordão		- Alta quantidade de hidrogênio retido na solda (elevada umidade do ar, eletrodos úmidos e superfícies sujas); - Microestrutura frágil; - nível de tensões residuais elevados.	- Controle da umidade do ar, tratamento do eletrodo e limpeza da superfície; - controle do nível de tensões residuais.
Mordedura		- Corrente elevada; - peça obra muito quente.	- Escolha da corrente certa para o tipo de material a ser soldado; - Controle da temperatura durante a soldagem.

Quadro 2.9 – Descontinuidade de SMAW. Fonte: SENAI, 2011.

2.2 PROCESSO DE SOLDAGEM COM UTILIZAÇÃO DE ELETRODO INERTE DE TUNGSTÊNIO E PROTEÇÃO GASOSA ADICIONAL (TIG) / GAS TUNGSTEN ARC WELDING (GTAW)

A abreviação TIG está relacionada ao gás de proteção e ao eletrodo utilizado, Tungsten Inert Gas. Também é conhecido pela sigla GTAW, que significa “*Gas Tungsten Arc Welding*”, ou seja, soldagem a arco com proteção gasosa e eletrodo de tungstênio.

O GTAW é utilizado tradicionalmente em aplicações que requeiram uma qualidade superior. O Processo GTAW utiliza como fonte de calor um arco elétrico mantido entre um eletrodo não consumível de tungstênio, ou liga a base desse metal, e a peça a soldar, Figura 2.25. A proteção da região de soldagem é feita por fluxo de gás inerte, ou misturas de gases inertes, que também tem a função de transmitir a corrente elétrica quando esse gás é ionizado durante o processo.

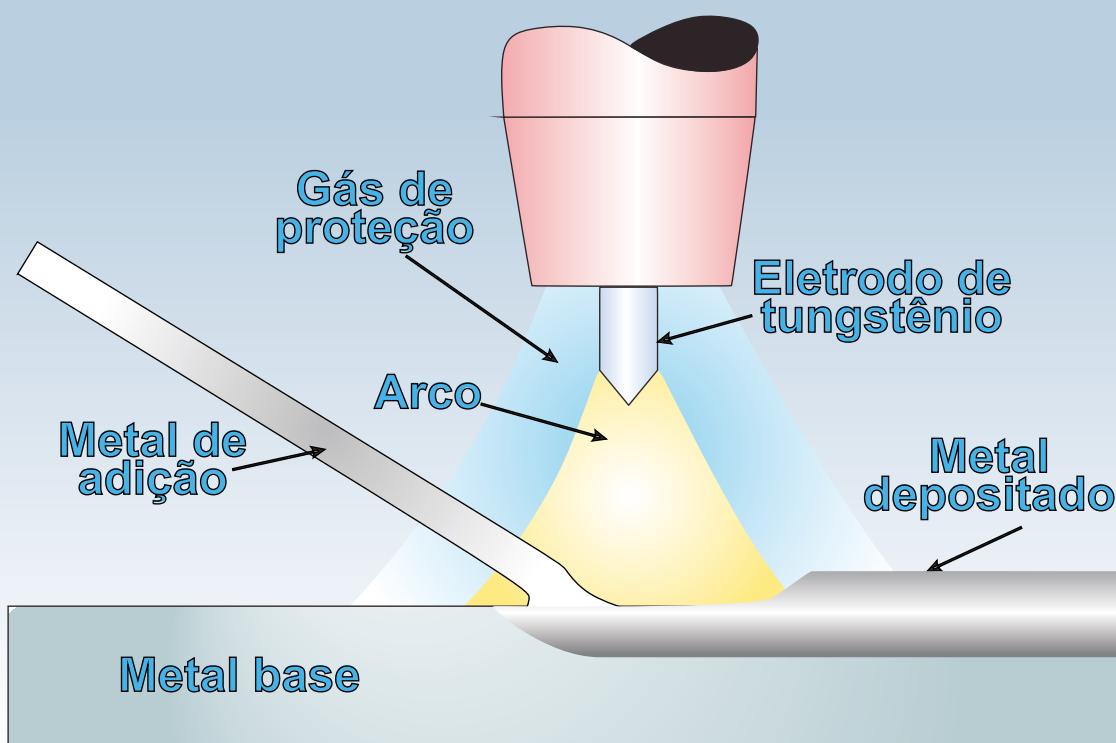


Figura 2.25 - Processo GTAW. Fonte: OS AUTORES, 2018.

Os gases inertes mais utilizados são o argônio e o hélio ou suas misturas. São usados para proteger a poça de fusão, a zona de solda e a extremidade do eletrodo da atmosfera ambiente.

As soldas no processo GTAW podem ser realizadas com adição de material (ou sem) denominada de solda autógena. Na solda autógena, a poça de fusão é formada somente pelo metal de base e o gás de proteção, pois somente ocorre a fusão do metal de base. O metal de adição são varetas que serão listadas na unidade de consumíveis.

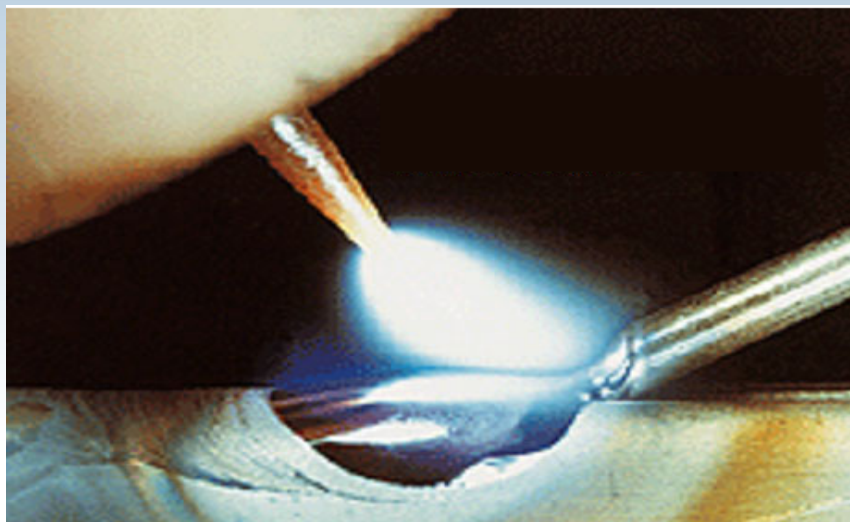


Figura 2.26 - Alimentação do arame no GTAW. Fonte: WELD REALITY, c2001.



Saiba Mais

Você pode observar melhor o processo GTAW nos vídeos:

<https://www.youtube.com/watch?v=u05pVLOAmD4>

<https://www.youtube.com/watch?v=4wa6VNs0QGI>

Há pouco ou nenhum salpico ou fumaça. A camada da solda é suave e uniforme, requerendo pouco ou nenhum acabamento posterior. A soldagem GTAW pode ser usada para executar soldas de alta qualidade na maioria dos metais e ligas, apesar da baixa produtividade. Não há nenhuma escória e o processo pode ser usado em todas as posições. Requer soldadores com grande habilidade.

2.2.1 Os equipamentos de soldagem do processo GTAW

A soldagem GTAW é usualmente um processo manual, mas pode ser mecanizado e até mesmo automatizado, Figura 2.27. O equipamento necessita ter:

- » um porta-eletrodo com passagem de gás e um bico para direcionar o gás protetor ao redor do arco e um mecanismo de garra para energizar e conter um eletrodo de tungstênio, denominado tocha;
- » um suprimento de gás protetor;
- » um fluxímetro e regulador-reductor de pressão do gás;
- » uma fonte de energia – Corrente Constante (CEF).
- » um suprimento de água de refrigeração, se a pistola é refrigerada a água.

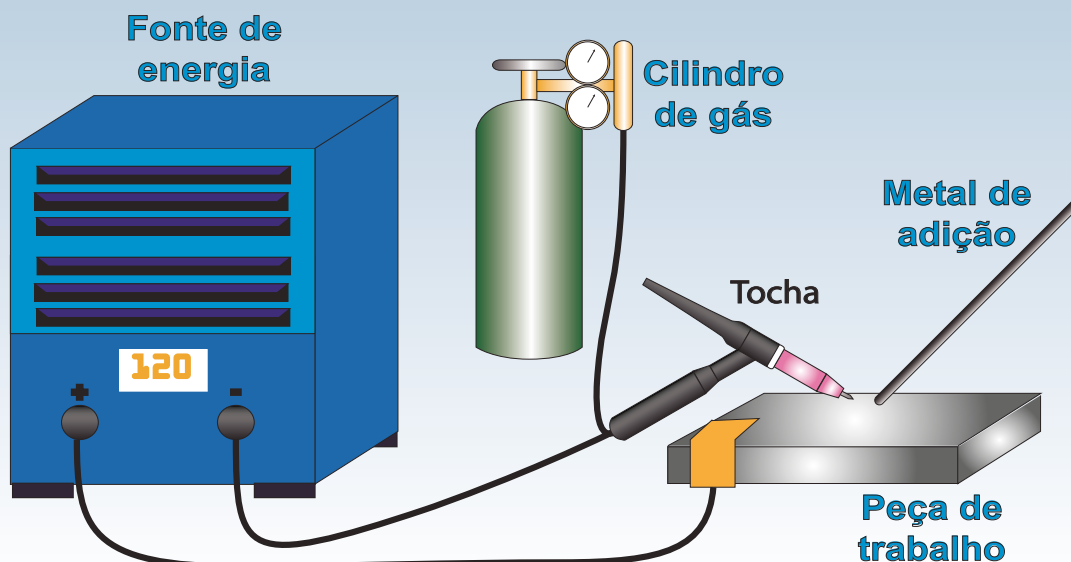


Figura 2.27 - Equipamentos de GTA. Fonte: autores.

2.2.1.1 A fonte de energia

As fontes usadas nos processos GTA são do tipo Corrente Constante (tombante), pois há as variações no comprimento do arco (tensão) decorrente de ser um processo manual. A corrente aumenta quando a tensão diminui, a corrente é a resposta do circuito às cargas quando o mesmo é fechado. A variação da intensidade da corrente elétrica é pequena em relação às maiores variações da tensão, como pode ser analisado no Gráfico 2.6.

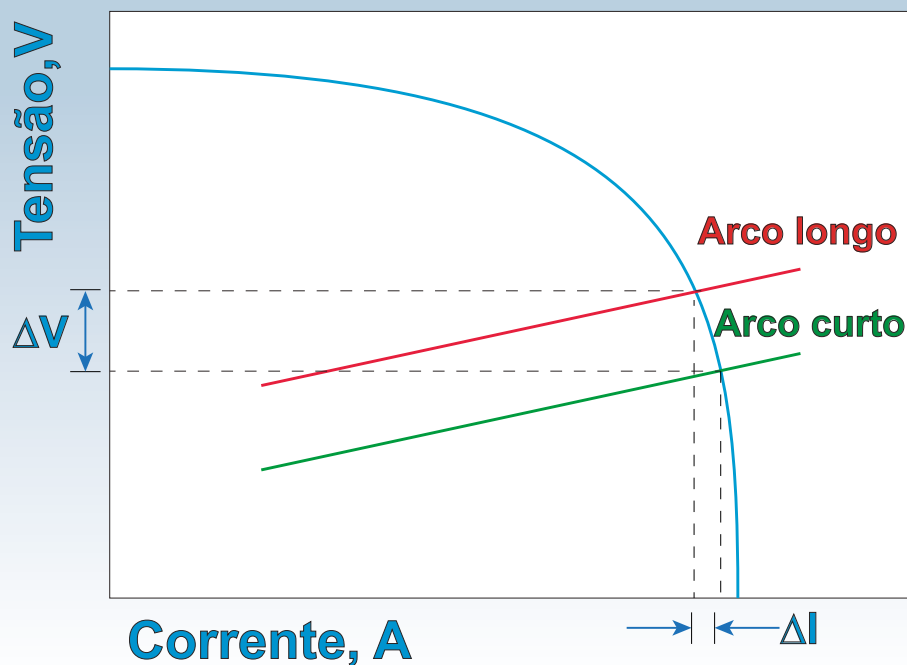


Gráfico 2.6 - Curva característica de corrente constante para GTA. Fonte: adaptado de <https://demet.eng.ufmg.br/laboratorios/laboratorio-de-soldagem/> acessado em 18/03/2018

Essa energia necessária pode ser fornecida, CA ou CC, tanto por transformadores/retificadores quanto por geradores ou inversoras.

As fontes para GTAW apresentam tanto uma resposta em queda, para fontes do tipo com controle magnético, quanto resposta de saídas aproximadamente de corrente constante, para fontes controladas eletronicamente.

Na soldagem manual, em locais onde não seja possível a colocação de um pedal para controle da corrente, as fontes magnéticas oferecem uma alternativa para fazê-lo através do deslocamento do comprimento do arco. Entretanto, devido ao seu demorado tempo de resposta, essas fontes não são utilizadas em processos com corrente pulsada. A maior parte dessas fontes é considerada como um circuito aberto de controle, isto é, não há resposta dos parâmetros do processo para a própria fonte. Dessa forma, elas têm menor repetitividade, precisão e resposta, além de serem menos eficientes e maiores. Suas vantagens estão na simplicidade de operação, baixa manutenção em ambientes industriais e relativo baixo custo.

A escolha da fonte para GTAW dependerá do tipo de corrente que será utilizada no processo: corrente alternada senoidal e de onda quadrada, corrente contínua ou corrente contínua pulsada.

2.2.1.2 Unidade de alta frequência

É fundamental para a soldagem em corrente alternada e deve ter intensidade regulável e controle de pré e pós vazão do gás inerte, quando não incluído na fonte de energia.

2.2.1.3 Sistemas de refrigeração

No caso da fonte de energia e da tocha utilizar água, esta é geralmente recirculada em circuito fechado.

2.2.1.4 Reservatório do gás para a soldagem

É geralmente cilíndrico, possuindo reguladores de pressão e vazão de gás.

2.2.1.5 Cabos

São acessórios utilizados para conectar e transportar a corrente elétrica da fonte de energia ao grampo que é fixado na peça a ser soldada. Devem ser flexíveis e de fácil manipulação. São constituídos de vários fios de cobre ou de alumínio enrolados e envolvidos por um revestimento isolante e flexível (material dielétrico – borracha), Figura 2.28. Durante a operação de soldagem, os cabos devem ser mantidos desenrolados para evitar a queda de tensão e aumento de resistência por efeito Joule.

Os diâmetros dos cabos dependem basicamente dos seguintes aspectos:

- » corrente de soldagem;
- » ciclo de trabalho do equipamento;
- » comprimento total dos cabos do circuito.

2.2.1.6 Tochas GTAW

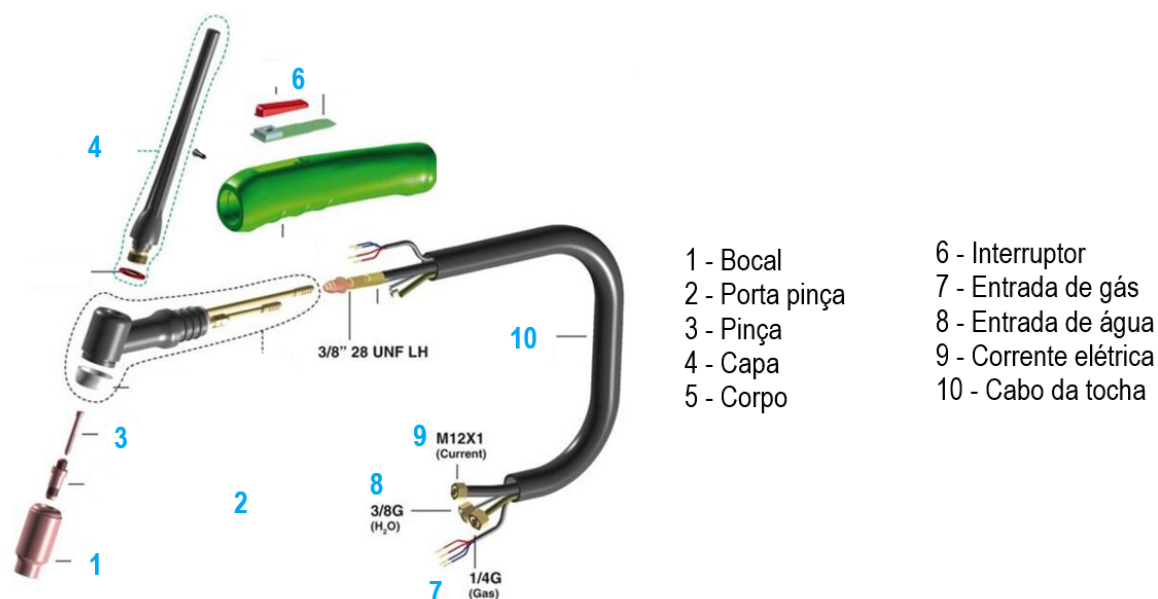


Figura 2.28 - Detalhamento das tochas GTAW. Fonte: adaptado de https://www.alibaba.com/product-detail/tig-welding-torch-wp18-weldcraft-argon_60674802330.html acessado em 27/10/2021

(1) Bocal: é fabricado normalmente de material cerâmica em vários tamanhos e formatos para atender às mais variadas geometrias das juntas a serem soldadas. Tem a função de proteger a ponta do tungstênio e direcionar o fluxo do gás de proteção.

(2) Eletrodo de tungstênio: não consumível, sua função é estabelecer o arco elétrico, não fornecendo metal de adição para a poça de fusão.

(3) Pinça: fixar o eletrodo de tungstênio na tocha.

(4) Capa: proteger a parte superior do tungstênio.

(6) Interruptor: ignição do arco e abertura do gás.

O Sistema Gás Lens é um acessório empregado na tocha com o objetivo de ajudar a promover o escoamento em regime lamelar. Permite ainda ao soldador ou operador afastar um pouco mais a tocha em relação à peça durante a soldagem, melhorando a visualização da poça em locais de difícil acesso. As lentes de gás necessitam de limpeza frequente e devem ser de excelente qualidade de fabricação. Uma determinada tocha utilizando lente de gás permite maior vazão de gás de proteção do que a mesma tocha sem o dispositivo.

Este dispositivo aumenta a proteção gasosa na poça de fusão, evitando a contaminação do cordão de solda mesmo em situações e/ou posições especiais. Esse sistema possibilita um melhor fluxo lamelar da cortina de gás de proteção ao sair do bocal da tocha, podendo reduzir em até 50% a dispersão do fluxo do gás de proteção, proporcionando menor sensibilidade às correntes de ar, reduzindo o risco de possíveis defeitos no cordão de solda. Diversos tipos de tocha podem ser observados na Figura 2.29.



Figura 2.29 - Tipos de tocha de GTAW. Fonte: [COLLIER, \[2014\]](#).

2.2.2 Arco Elétrico no GTAW

O arco elétrico na soldagem consiste em uma descarga elétrica mantida por uma região ionizada em altas temperaturas, produzindo suficiente energia térmica para união de metais por meio da fusão.

No processo GTAW, o arco elétrico é a fonte de calor necessária para se executar a soldagem, sendo responsável pela formação da poça de fusão e aquecimento do eletrodo.

Para realizar a abertura do arco elétrico, o espaço entre o eletrodo e a peça deve-se tornar capaz de conduzir a corrente elétrica (ionizável).

A Figura 2.30 representa a tensão de circuito aberto, tensão de curto-circuito e tensão de trabalho.

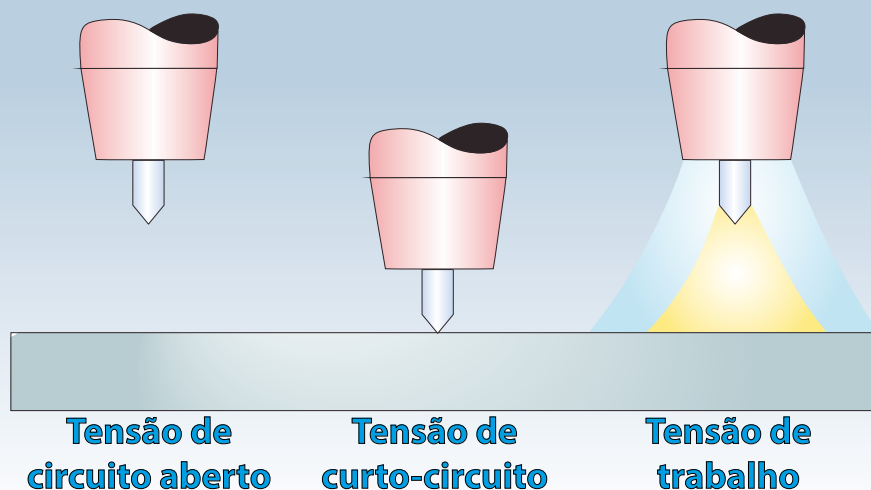


Figura 2.30 - Tensão de circuito aberto, tensão de curto-circuito e tensão de trabalho. Fonte: SENAI, 2011.

2.2.2.1 Características Térmicas do Arco Elétrico

O arco elétrico de soldagem transforma a energia elétrica em energia térmica com grande eficiência. São atingidas altas temperaturas no arco, conforme mostra o perfil térmico (isotermas) abaixo. O arco elétrico gera calor e também radiação eletromagnética de alta intensidade, nas faixas do infravermelho, luz visível e ultravioleta, necessitando, portanto, de proteção visual com filtros apropriados para seu manuseio.

2.2.2.2 Abertura do arco – contato eletrodo-peça

A ponta do eletrodo e o gás circundante são aquecidos através de um rápido curto-circuito entre o eletrodo e a peça, através de um leve toque do eletrodo na peça, Figura 2.31.

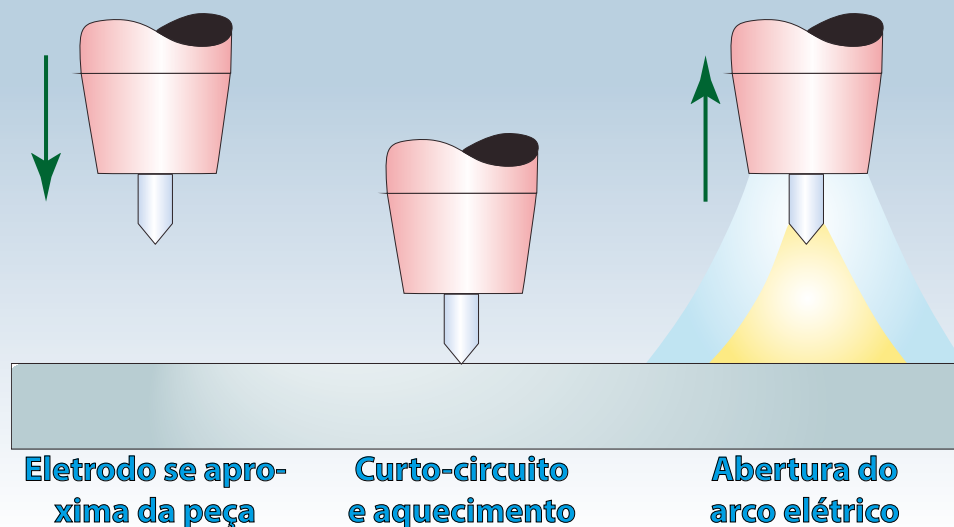


Figura 2.31 - Abertura do arco. Fonte: Adaptado de SENAI, 2011.

2.2.2.3 Abertura do arco – pulsos de alta frequência

Nessa configuração, o eletrodo não toca o metal de base para a abertura do arco elétrico. A abertura do arco é realizada através de um dispositivo auxiliar, que gera um pulso de alta frequência e alta tensão, Figura 2.32.

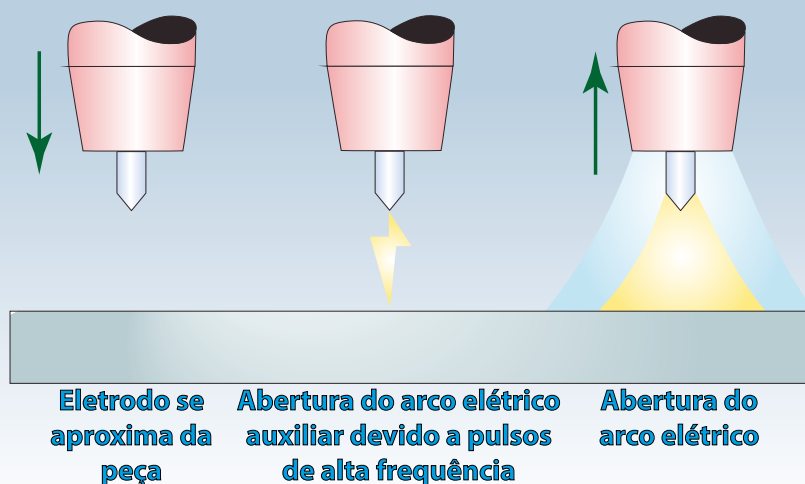


Figura 2.32 - Abertura do arco com alta frequência. Fonte: SENAI, 2011.

O eletrodo fica a uma distância aproximada de 2 a 5 mm a peça, dependendo da regulagem da fonte de alta tensão. e então, é realizada uma descarga elétrica múltipla que ioniza o gás e permite a passagem da corrente de soldagem.

O Quadro 2.10 resume esses tipos de abertura do arco.

Tipos de abertura do arco GTAW			
Modo de operação	Arraste	Lift Arc	Alta frequência
Objetivo	O eletrodo é encostado na peça e "riscado" rapidamente na peça para a abertura do arco	O eletrodo é encostado na peça e a tocha é levemente retirada na posição inclinada até a abertura do arco	Preservação do eletrodo de tungstênio e efeito de limpeza a cada meio ciclo
Vantagens	Baixo custo	Baixo custo	Sem risco de inclusão de tungstênio
	Pode ser usada uma fonte para eletrodo revestido	Usado em tochas convencionais	Não há desgaste do eletrodo por contato
Desvantagens	Rápido desgaste do eletrodo	Pequeno risco de inclusão de tungstênio	Risco de distúrbio em equipamentos eletrônicos devido a alta frequência
	Risco de inclusão de tungstênio		Ruído
			Custo mais elevado

Quadro 2.10 - Tipos de abertura do arco GTAW. Fonte: SENAI, 2011.

2.2.3 Tipo de corrente elétrica

A seguir serão observadas as características dos diferentes tipos de corrente na soldagem GTAW.

2.2.4 Corrente contínua polaridade direta (CC-)

No equipamento de soldagem, é utilizado o eletrodo no polo negativo e a peça no polo positivo (os elétrons fluem do eletrodo para a peça). A geometria do cordão de solda possui característica de perfil estreito e maior penetração, pois a peça aquece mais que o eletrodo. A intensidade de corrente depende do diâmetro do eletrodo e é mostrada na Tabela 2.3.

Diâmetro do eletrodo, mm	Bocal do gás, mm	Corrente contínua, A		Corrente alternada, A
		Polaridade direta (CC-)	Polaridade inversa (CC+)	
0,5	6,4	5 – 20	***	5 – 15
1,0	9,5	15 – 80	***	10 – 60
1,6	9,5	70 – 105	5 – 20	50 – 100
2,4	12,7	150 – 250	15 – 30	100 – 160
3,2	12,7	250 – 400	25 – 40	150 – 210
4,0	12,7	400 – 500	40 – 55	200 – 275
4,8	15,9	500 – 750	55 – 80	250 – 350
6,4	19,1	750 – 1100	80 – 125	325 – 450

Os valores acima são baseados na soldagem com argônio e usando os eletrodos EWTh-2 e o eletrodo EWP

Tabela 2.3 - Corrente e polaridade do GTAW. Fonte: SENAI, 2011.

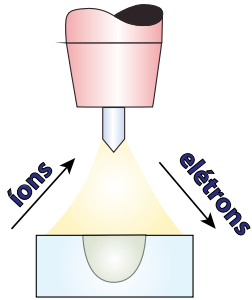
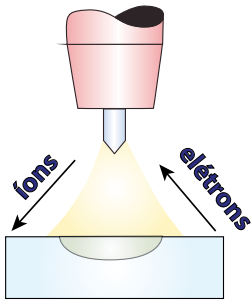
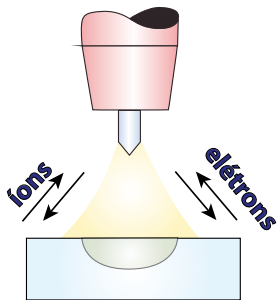
Corrente contínua polaridade inversa (CC+)

Utilizando este tipo de ligação, o eletrodo de tungstênio fica conectado no terminal positivo do equipamento de soldagem, onde o eletrodo de tungstênio irá aquecer mais comparado com a polaridade direta (CC-). Essa configuração de corrente e polaridade é aplicada em situações em que se deseja pouca penetração e eficiente remoção de óxidos da superfície da peça soldada. Na prática, não é muito utilizada.

Corrente alternada

Na corrente alternada, o sentido da corrente se inverte a cada metade de ciclo. O eletrodo de tungstênio e a peça serão sucessivamente positivo e negativo, proporcionando um balanceamento do calor. A camada de óxidos, principalmente os óxidos refratários de altas temperaturas, formada na superfície do metal de base será removida durante o ciclo positivo no eletrodo. A corrente alternada é utilizada para soldagem das ligas de alumínio e magnésio.

O Quadro 2.11 mostra a relação de calor na poça em função do tipo de corrente e polaridade. Apresenta, também, a penetração, aplicação e capacidade do eletrodo.

TIPO DE CORRENTE	CC-	CC+	CA
Polariidade	Negativa ou direta	Positiva ou inversa	Alternada
Fluxo de elétrons e íons & Característica de penetração			
Ação de limpeza dos óxidos	Negativa ou direta	Positiva ou inversa	Alternada
Balanco de calor no arco (aprox.)	70% na peça 30% no eletrodo	30% na peça 70% no eletrodo	50% na peça 50% no eletrodo
Penetração	Estreita e profunda	Rasa e superficial	Média
Aplicação	Aço, cobre, prata, aço inox austenítico e ligas resistentes ao calor	Correntes baixas para evitar fusão da ponta do eletrodo de tungstênio	Alumínio, aços inoxidáveis austeníticos, magnésio
Capacidade do eletrodo	Excelente 3,2 mm - 400 A	Empobrecido 6,4 mm - 120 A	Bom 3,2 mm - 225 A

Quadro 2.11 – Fluxo de elétrons em GTAW e calor na peça. Fonte: redenhado de SENAI, 2011.

Quando expostos ao ar, metais, como o alumínio e o magnésio, exigem uma saída de soldagem CA por causa da formação de uma camada de óxido que funde a uma temperatura muito mais alta do que o metal base. Por exemplo, o óxido de alumínio derrete a cerca de 1982°C enquanto o alumínio derrete a apenas 648°C. Se não for removida, a camada de óxido pode inibir a fusão de solda adequada e a fluidez da poça. Felizmente, a corrente alternada de onda quadrada fornece uma ação de “limpeza”. A porção positiva do eletrodo (EP) do ciclo CA – onde a corrente flui do trabalho para o eletrodo – na verdade “explode” os óxidos da superfície. Isso então permite que a porção negativa do eletrodo (EN) do ciclo, onde a corrente flui do tungstênio para a obra, funda o metal base e funda a junta soldada.

Até a utilização do controle de equilíbrio, a quantidade de “ação de limpeza” e “ação de penetração da solda” AC permanecia equilibrada em 50 por cento cada. Infelizmente, essa abordagem não forneceu o arco ideal para todas as aplicações. Hoje, no entanto, os soldadores podem usar o controle de equilíbrio para ajustar o arco TIG para o trabalho em questão.

Dessa forma, pode-se definir o controle de equilíbrio na faixa de 0 a 10, ou limpeza máxima até penetração máxima, respectivamente, com o ajuste fino da duração da porção EN do ciclo CA de 45 a 68 por cento. Em outras palavras, você está gastando 68% do ciclo de CA (que é 1/60 de segundo) colocando energia na peça de trabalho. Soldagem TIG com a utilização de inversores, estendem o controle de equilíbrio ainda mais, permitindo tempos de duração EN de 30 a 99 por cento.

Fazendo com que a parte EN do ciclo dure mais:

- » Alcança maior penetração, como para seções de alta espessura.
- » Pode permitir velocidades de soldagem maiores
- » Estreita o cordão de solda.
- » Aumenta a vida útil do eletrodo de tungstênio e o deixando menos rombudo.
- » Pode permitir o uso de tungstênio de diâmetro menor para direcionar o calor com mais precisão ou fazer um cordão de solda mais estreito.
- » Reduz o tamanho da zona gravada para melhorar a cosmética ().

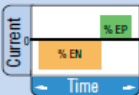
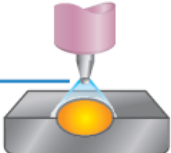
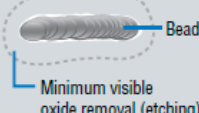
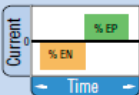
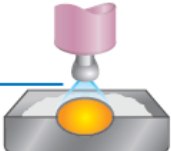
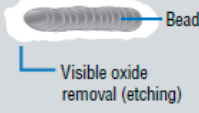
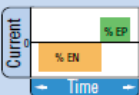
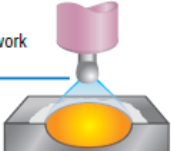
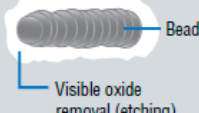
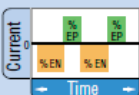
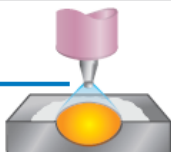
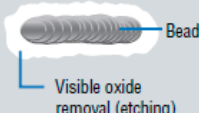
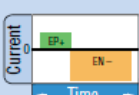
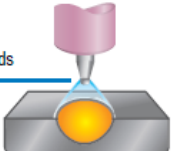
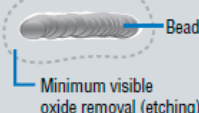
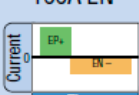
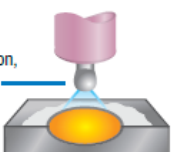
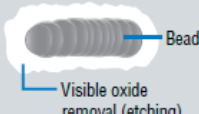
Reduzindo a porção EN do ciclo:

- » Produz maior ação de limpeza para remover oxidação mais pesada.
- » Minimiza a penetração, o que pode ajudar a prevenir a queima em materiais finos.
- » Amplia o perfil do cordão, por exemplo, para prender os dois lados de uma junta.
- » Diminui a vida útil do eletrodo de tungstênio e aumenta a ação da bola.

Não existem regras rígidas sobre como definir o controle de equilíbrio, mas o erro típico envolve muita limpeza. Muita ação de limpeza (duração positiva do eletrodo) causa acúmulo excessivo de calor no tungstênio. Isso cria uma grande bola na extremidade do tungstênio que pode levar a sua fusão. Posteriormente, o arco perde estabilidade e você perde a capacidade de controlar a direção do arco e a poça de solda. O arco começa a degradar também. Muita penetração (ou, mais precisamente, ação de limpeza insuficiente) resulta em uma poça de solda com “espuma”. Se a poça parecer ter flocos de pimenta-do-reino flutuando sobre ela, adicione mais ação de limpeza para “explodir” os óxidos e outras impurezas.

Na soldagem de alumínio limpo, um bom ponto de partida seria “7”. Para uma Dinastia, defina EN entre 60 e 75 por cento. Em todos os casos, faça soldas práticas em mock ups antes de soldar para determinar as melhores configurações de controle de equilíbrio. Por último, pode ser útil manter um diário de suas configurações favoritas de controle de equilíbrio e parâmetros de soldagem. Observe o tipo de material, espessura, configuração da junta, posição de soldagem, tipo e diâmetro de tungstênio e aplicação.

No catálogo da fonte Dynasty™ 400 and 800, a Miller mostra a influência desses parâmetros na característica do cordão e efeito de limpeza, Quadro 2.12.

Feature	Setting	Arc Effect	Weld Effect
AC Balance Control Controls arc cleaning action. Adjusting the % EN of the AC wave controls the width of the etching zone surrounding the weld. <i>Note: Set the AC Balance control for adequate arc cleaning (etching) action at the sides and in front of the weld puddle. AC Balance should be fine-tuned according to the amount of etching desired.</i>	75% EN 	Reduces balling action and helps maintain point 	 Minimum visible oxide removal (etching)
	50% EN 	Increases balling action of the electrode 	 Visible oxide removal (etching)
AC Frequency Control Controls the width of the arc cone. Increasing the AC Frequency provides a more focused arc and increased directional control. <i>Note: Decreasing the AC Frequency softens the arc and broadens the weld puddle for a wider weld.</i>	60 Hz 	Wider profile ideal for buildup work 	 Visible oxide removal (etching)
	120 Hz 	Narrower profile for fillet welds and automated applications 	 Visible oxide removal (etching)
Independent AC Amperage Control Allows the EN and EP amperage values to be set independently. Adjusts the ratio of EN to EP amperage to precisely control heat input to the work and the electrode. EN amperage controls the amount of heat directed to the work, while EP amperage dramatically affects the arc cleaning action (along with the AC Balance control). Increased EN amperage also provides deeper penetration and allows for increased travel speeds.	100A EP / 200A EN 	More current in EN than EP: Faster travel speeds and deeper penetration 	 Minimum visible oxide removal (etching)
	200A EP / 100A EN 	More current in EP than EN: Shallow penetration, increased balling and etching 	 Visible oxide removal (etching)

Quadro 2.12 - Controle dos parâmetros de onda de CA e sua influência na limpeza e característica do cordão.
 Fonte: <https://www.millerwelds.com/equipment/welders/tig-gtaw/dynasty-800-tig-welders-m30129> acessado em 07/08/2021

2.2.5 Consumíveis

A vareta é o metal de adição que é aportado à poça de fusão manualmente e pode ser fabricada de uma variedade muito grande de metais e ligas. A vareta selecionada é, normalmente, similar ao metal de base, acrescido de desoxidantes. Além da vareta, no caso de mecanização ou automação do processo GTAW, o consumível pode ser apresentado na forma de bobina.

2.2.5.1 Certificação de consumíveis

Os consumíveis devem ser certificados pela FBTS ou outro organismo certificador segundo os requisitos das normas AWS pertinentes para cada classe.

 Clique nos itens.

AWS A 5.7

AWS A 5.9

AWS A 5.10

AWS A 5.12

AWS A 5.14

AWS A 5.16

AWS A 5.18

AWS A 5.19

AWS A 5.21

AWS A 5.22

AWS A 5.24

AWS A 5.28

AWS A 5.30

2.2.5.2 Classificação das Varetas

Os consumíveis para a soldagem GTAW são classificados pela AWS de acordo com o tipo de metal de base. Sendo que uma mesma especificação pode servir para mais de um processo, como segue:

$$\frac{ER}{1} \frac{XX}{2} \frac{S}{3} - \frac{X}{4} \quad (1)$$

Onde:

Dígito 1 – As letras ER referem-se ao consumível da forma de eletrodo, vareta ou arame, aplicável em processos de soldagem GMAW, GTAW e PAW (Plasma Arc Welding, soldagem a plasma);

Dígito 2 – Limite de resistência à tração do metal depositado em Ksi (1Ksi = 1000psi).

Dígito 3 – A letra S designa vareta ou arame sólido;

Dígito 4 – Este sufixo indica a composição química do arame ou vareta.

2.2.5.3 Inserte consumível (Consumable Insert)

Tipo de consumível previamente conformado ou conformado no campo, desenvolvido para utilização no passe de raiz, sendo utilizado na soldagem de tubos, ligações tubo espelho ou outros tipos de junta de chanfro. Também pode ser utilizado para solda de encaixe.

Os insertes para soldagem do passe de raiz foram desenvolvidos inicialmente para a soldagem de tubulações em submarinos nucleares pela necessidade de se obter excelente qualidade no passe de raiz. A raiz apresenta uniformidade e suavidade de contorno da superfície externa (juntas com acesso apenas por um lado) com ausência total de irregularidades.

Os insertes apresentam como desvantagens o custo do consumível, o controle da qualidade do consumível (uniformidade da geometria e composição química) e necessitam que a limpeza, montagem e ajustagem dos tubos sejam realizadas com alto grau de precisão.

Os insertes são especificados conforme a norma AWS A 5.30 (2007), que define os insertes para soldagem dos aços carbono, aços cromo-molibdênio, aços inoxidáveis, ligas de níquel e ligas de cobre.

Logo após a montagem dos insertes, as juntas devem ser isoladas (cobertas) para evitar oxidação.

Quando insertes são empregados, pela característica de montagem da junta, a diluição no passe de raiz pode ultrapassar de 50%, quando comparado à soldagem sem inserte que geralmente não passa de 25%, devendo este efeito ser analisado antes do seu emprego (propriedades mecânicas, corrosão, trincas). Para alumínio, insertes não são recomendados.

Quando utilizando insertes, a vazão de purga pode ser reduzida e, caso a purga não seja utilizada, os inserts de aço carbono e baixa liga devem conter elementos desoxidantes.

2.2.6 Gases de proteção

Na soldagem GTAW, os gases mais usados são o argônio, hélio ou a mistura dos dois gases. Quadro 2.12. Devido ao alto valor de mercado do hélio, a utilização desse gás é restrita.

Argônio	Hélio
Boa ignição (facilidade de abertura do arco), baixa tensão e alta estabilidade do arco - facilmente ionizado, potencial de ionização de 15,7 eV	Ignição difícil (dificuldade na abertura do arco), estabilidade ruim e arco mais quente - potencial de ionização mais elevado de 24,5 eV
Baixa condutividade térmica - 0,015 W/(m.K), menor penetração, adequado à soldagem de chapas finas e médias, penetração na forma de nariz	Alta condutividade térmica - 0,130 W/(m.K), maior penetração, recomendado para a soldagem de grandes espessuras e materiais de alta condutividade térmica, penetração tipo concha
Densidade maior do que o ar (1,784 g/L), necessita de menor vazão para a proteção do arco e maior resistência à corrente lateral	Densidade menor do que a do ar (0,09 g/L) - vazão de proteção de 2 a 3 vezes maior do que a do argônio
Usado em CA e CC, maior ação de limpeza em CA	Geralmente CC com eletrodo toriado, menor ação de limpeza em CA, mais caro, por isso utilizado somente quando necessário

Quadro 2.12 - Comparativo de Gases do GTAW. Fonte: adaptado de SENAI, 2011.

Observação: a utilização de uma vazão de gás excessiva, em um bocal com pequeno diâmetro, acarretará uma velocidade de saída tão alta que o fluxo gasoso deixa de ser laminar, e entra em regime turbilhonar, ocasionando o arraste de ar atmosférico para a poça de fusão.

Além das misturas de argônio e hélio, outras misturas são aplicáveis, e a sua relação pode ser observada na Figura 2.33 a este processo como a mistura entre o gás hidrogênio e o argônio. A mistura do gás hidrogênio ao gás argônio (95% Ar + 5% H₂) aumenta o poder de transmissão de calor, a penetração, o molhamento da poça (reduz a tensão superficial), a forma da poça (reduzindo mordeduras), permite que a soldagem seja realizada com maior velocidade e apresenta ligeira ação redutora de óxidos (reduzindo a oxidação superficial). O hidrogênio é um elemento quimicamente ativo e, entre todos os elementos conhecidos, o menos denso.

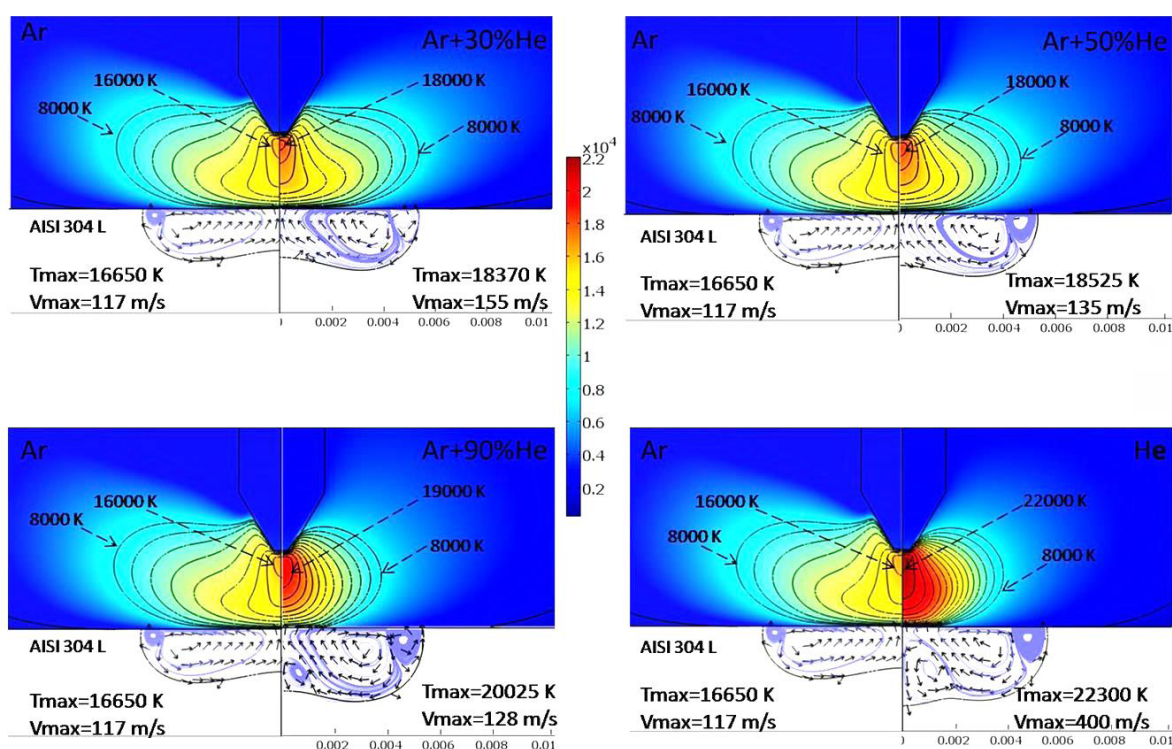


Figura 2.33 - Comparação de distribuição de calor e penetração do ar com o He.
Fonte: TRADIA et al., 2011, p. 227.

Misturas de argônio e hidrogênio podem ser utilizadas na soldagem dos aços inoxidáveis austeníticos e ligas de níquel. Entretanto, não devem ser utilizadas em aços carbono e aços ligados por causa da possibilidade de trinca a frio. Quando o percentual de hidrogênio na mistura for alto, há probabilidade de formação de porosidade no metal depositado em aços ferríticos, ligas de alumínio, ligas de cobre e na soldagem multipasses de ligas de níquel e aços inoxidáveis austeníticos.

O nitrogênio (N₂) está presente na atmosfera terrestre em torno de 78%, sendo considerado um gás quimicamente inerte a temperatura ambiente. Entretanto, se torna ativo à alta temperatura (combinando com outros elementos).

O nitrogênio (livre de oxigênio) pode ser utilizado na soldagem do cobre, em que esse gás é totalmente inerte. Pode ser empregado apenas como gás de purga no processo GTAW na soldagem dos aços inoxidáveis austeníticos, entretanto reduz o teor de ferrita delta, podendo apresentar comportamento desejável ou não em função do percentual de ferrita delta existente no material base e/ou no consumível (diluição). Não deve ser utilizado na soldagem dos aços carbono e aços liga pela formação de nitretos.

Quando misturado ao argônio, favorece a estabilidade e ignição do arco. Entretanto, na prática, a ignição com nitrogênio ou mistura acelera o desgaste do eletrodo de tungstênio.

De forma geral, o gás de proteção deve ser selecionado em função do material de base a ser soldado e a presença de qualquer tipo de impureza no argônio ou hélio deve ser rigorosamente limitada e evitada.

O gás deve ser isento da presença de vapor da água, oxigênio, nitrogênio e hidrocarbonetos, principalmente quando se tratar da soldagem de materiais altamente refratários (materiais não ferrosos com alto ponto de fusão), como o tungstênio, cromo, nióbio, tântalo e molibdênio e metais reativos, como o titânio, zircônio e berílio.

2.2.6.1 Classificação dos Gases de Proteção

Os gases de proteção usados na soldagem são classificados em função de suas composições químicas. Estão classificados na especificação AWS A5.32 (2011).

 Clique nos itens.

GÁS (SIMPLES)

MISTURA DE GASES

2.2.6.2 Escolha do Gás de Proteção

Devem ser considerados os seguintes fatores para selecionar o gás de proteção: as características dos gases, do metal de base, espessura da chapa, penetração, geometria do cordão e acabamento. Veja exemplos no Quadro 2.13.

MATERIAL DE BASE	GÁS DE PROTEÇÃO
Aço carbono	Maior preferência pelo argônio. O hélio exibe maior penetração, sendo de difícil controle da poça de fusão.
Aço Baixa Liga	Argônio na soldagem manual e o hélio na soldagem automática, permitindo maior velocidade de soldagem.
Aço Inoxidável Austenítico	Argônio utilizado em chapas finas e o hélio quando exige elevada penetração em chapas espessas.
Níquel, Monel, Inconel	Argônio na soldagem manual e o hélio na soldagem automática, permitindo maior velocidade de soldagem.

Quadro 2.13 - Seleção do gás de proteção. Fonte: OS AUTORES, 2018.

2.2.7 Gás de purga

Na soldagem, entende-se por purga o ato de substituir uma atmosfera não desejada, por exemplo, o ar atmosférico do contato com a poça de fusão. O gás normalmente utilizado é o argônio por ser um gás inerte. A purga geralmente é utilizada para proteção da raiz da soldagem de tubos dos seguintes materiais: aços inoxidáveis, titânio, níquel, zircônio, molibdênio, tântalo e suas ligas, considerando também grande parte dos metais não ferrosos. A não utilização da purga pode comprometer irreversivelmente a resistência a corrosão da junta soldada e, em determinadas ligas, a resistência mecânica.

2.2.8. Eletrodos de Tungstênio GTAW

É um eletrodo não consumível, responsável por estabelecer o arco elétrico. O tungstênio tem ponto de fusão de aproximadamente 3410 °C, sendo, portanto, o material ideal para eletrodos não consumíveis.

Eletrodos utilizados no processo GTAW, Quadro 2.14:

- » eletrodos de tungstênio comercialmente puro – 99,5% de pureza;
- » eletrodos de tungstênio ligados com tório (Th) ou zircônio (Zr), que melhoram a emissividade de elétrons, facilitando a manutenção e estabilidade do arco;
- » os eletrodos de tungstênio são classificados pela norma AWS, segundo a especificação AWS A5.12 e os diâmetros desses eletrodos variam de 1,0 a 6,4 mm. A sua utilização varia com faixa a corrente a ser utilizada.

Metal base	Tipo de corrente	Eletrodo	Gás
Alumínio	CA, para altas correntes onda balanceada com 80% no negativo	W-La2 ou W-Zr	Ar, Ar-He ou He
Cobre	CC-	W-Th	He
Magnésio	CA	W ou W-Zr	Ar
Níquel	CC-	W-Th	Ar
Aço carbono	CC-	W-Th	Ar ou Ar-He
Aço inox	CC-	W-Th	Ar ou Ar-He
Titânio	CC-	W-Th	Ar

Quadro 2.14 - Tipo de eletrodo de tungstênio para cada material. Fonte: adaptada de SENAI, 2011.

2.2.8.1 Composição química e classificação AWS

Os eletrodos de tungstênio têm diversas composições que levam a determinadas aplicações. Exemplos dos códigos de identificação e as suas respectivas cores estão indicados na Figura 2.34.

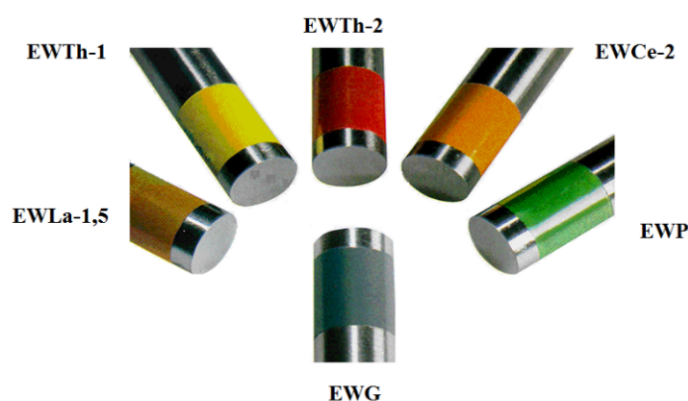


Figura 2.34 - Esquema de cores dos eletrodos de tungstênio. Fonte: SENAI, 2011.

2.2.8.1.1 EWP

Eletrodo de tungstênio puro, contendo no mínimo 99,5% de tungstênio. Em relação aos demais eletrodos ligados ou dopados, apresentam menor capacidade de conduzir a corrente elétrica.

Apresenta menor custo e é utilizado na soldagem do alumínio, magnésio e ligas, pois em corrente alternada apresenta boa estabilidade de arco.

Pela inversão da corrente em corrente CA, a ponta do tungstênio apresenta geometria arredondada.

Em corrente contínua, é mais suscetível a contaminação da poça.

2.2.8.1.2 EW-Th, EW-Ce EW-La

Estes eletrodos dopados são utilizados na soldagem em corrente contínua, apresentam adição de 0,8% a 2,2% de materiais que aumentam a capacidade de emissão de elétrons, como o óxido de tório/tória, óxido de cério/céria e o óxido de lantânio/lantana, respectivamente. Além da maior emissividade (facilidade de emitir elétrons) e capacidade de conduzir corrente, apresentam maior facilidade de abertura de arco, estabilidade operacional e maior resistência à contaminação da poça. Podem ser utilizados em maiores intensidades de correntes que o consumível de tungstênio puro (menor diâmetro) e são mais resistentes ao desgaste, mantendo a forma geométrica da ponta por mais tempo.

Os eletrodos dopados com óxido de cério ou lantânio foram desenvolvidos como alternativa ao óxido de tório, pois, diferentemente deste, não apresentam nenhuma radioatividade.

A soldagem com eletrodo com óxido de tório deve ser evitada em locais confinados sem boa exaustão por longo período de tempo (desgaste).

2.2.8.1.3 EW-Zr

O tungstênio dopado com 0,25% de óxido de zircônio apresenta emissividade intermediária se comparado ao desempenho do puro com os dopados acima. É utilizado em CA, em juntas onde não é aceitável qualquer contaminação.

2.2.8.1.4 EWG

Estes são consumíveis que apresentam terras raras ou outros elementos a critério do fabricante e não atendem a nenhuma das especificações acima. O Quadro 2.15 resume as principais aplicações dos eletrodos de tungstênio.

METAL	ESPESSURA	TIPO DE CORRENTE	TIPO DE ELETRODO DE TUNGSTÊNIO	GÁS DE PROTEÇÃO
Aço carbono e aço baixa liga	Todas < 3 mm	CC-AC	Toriado ou zirconado Toriado	Argônio ou argônio-hélio Argônio
Aço inoxidável	Todas	CC-AC	Toriado ou zirconado Toriado	Argônio ou argônio-hélio, argônio-hidrogênio (máx. 5%)* Argônio
Níquel e ligas de níquel	Todas	CC-	Toriado	Argônio
Cobre e ligas de cobre	Todas < 3 mm	CC-AC	Toriado Toriado ou zirconado	Argônio Argônio
Ligas de titânio	Todas	CC-	Toriado	Argônio ou argônio-hélio

Quadro 2.15 - Tipos de corrente recomendada para diferentes tipos de eletrodos de tungstênio e diferentes tipos de materiais. Fonte: OS AUTORES, 2018.

2.2.8.2 Ângulo da ponta do eletrodo de tungstênio

O eletrodo é afiado, geralmente, por meio de esmerilhamento, Figura 2.35. Arcos erráticos podem ser obtidos através de uma afiação inadequada.

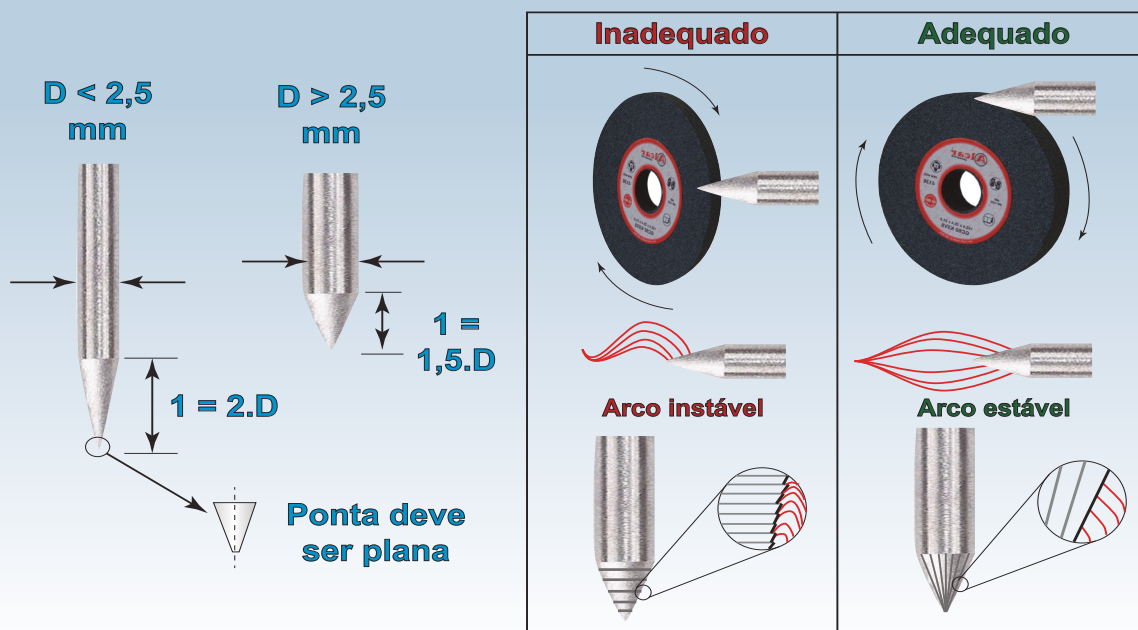


Figura 2.35 - Afiação correta do eletrodo de tungstênio. Fonte: OS AUTORES, 2018.

Na Figura 2.36, pode ser observada a influência do ângulo da ponta do consumível (para duas seções circulares do diâmetro da ponta) na penetração utilizando argônio. Fica evidente que, para os eletrodos afiados com ângulos agudos, o arco tende a sair lateralmente, reduzindo a penetração final.

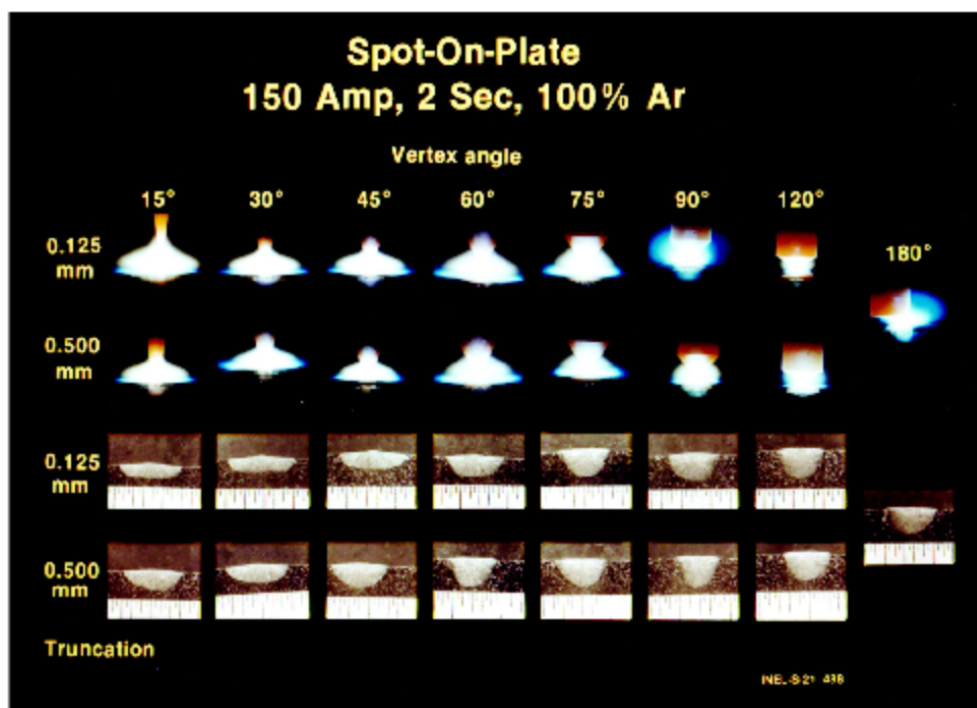


Figura 2.36 - Forma do arco e perfil da zona de fusão como função da geometria da poça de fusão no ar puro (150A, 2,0 s, solda spot na chapa) com CC-. Fonte: AWS C5.5, 2003, p. 17.

Na soldagem com corrente contínua e polaridade negativa (eletrodo no polo negativo), recomenda-se, de uma forma geral, a afiação como mostra a Figura 2.35

Na soldagem com corrente alternada, em diâmetros iguais ou superiores a 1,6 mm, recomenda-se a afiação abaixo. Durante a soldagem, forma-se uma esfera (calota) na extremidade do eletrodo. A Figura 2.37 mostra a ponta do eletrodo de tungstênio para soldagem em CA.

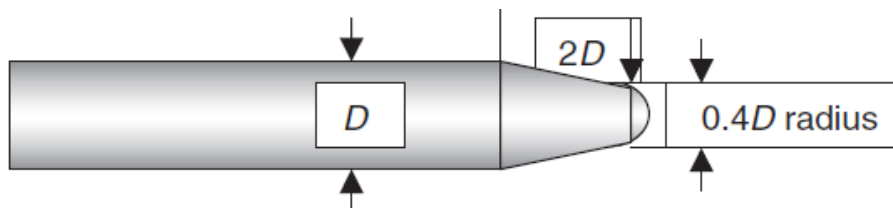


Figura 2.37 - Geometria rombuda na ponta do eletrodo. Fonte: SENAI, 2011.

2.2.9 Características e aplicações dos consumíveis do processo GTAW

As aplicações dos consumíveis mais significativos para a soldagem de aço carbono e aço inoxidável austenítico serão descritas, respectivamente, nos Quadros 2.16 e Quadro 2.17.

Eletrodo	Composição da vareta, %	Aplicações	Corrente e polaridade	Gás de proteção
ER70S-3	C - 0,10 Si - 0,6 Mn - 1,10	Vareta solida, classe AWS A5.18 ER70S-3, para soldagem pelo processo GTAW (TIG) de aços não ligados. Utilizado na fabricação de vasos de pressão, tubulações e estruturas no segmento naval e offshore - construção em geral.	CC-	1,6 2,4 3,2 100% Ar (EN 439 I1)
ER70S-6	C - 0,08 Si - 0,90 Mn - 1,50	Arame solido de manganês-silício para a soldagem MIG/MAG de aços não ligados, como, por exemplo, os aços de construção em geral como gases de proteção	CC-	1,6 2,4 3,2 100% Ar (EN 439 I1)

Quadro 2.16 - Aplicações das varetas GTAW em aços carbono. Fonte: SENAI, 2011 e catálogo de consumíveis ESAB, 2018.

Eletrodo	Composição da vareta, %	Aplicações	Corrente e polaridade	Gás de proteção
ER308L	C < 0,03 Si - 0,50 Mn - 1,80 Cr - 20,30 Ni - 10,0 Mo < 0,30 Cu < 0,30 NF = 8	Vareta TIG indicada para soldagem de acos inoxidáveis do tipo 18% Cr 8% Ni com baixo teor de carbono. Também é indicada para acos similares estabilizados ao Nb, se a temperatura de trabalho não exceder 350 °C. Esta liga apresenta boa resistência a corrosão em geral e, devido a seu baixo teor de C, ela é especialmente resistente a corrosão intergranular. Por esses motivos, o OK Tigrod 308L é usado largamente na indústria química e alimentícia, bem como na soldagem tubulações e evaporadores. Não é indicado para ambientes ricos em enxofre	CC-	2,4 3,2 100% Ar (EN 439 I1)
ER309L	C < 0,03 Si - 0,50 Mn - 1,80 Cr - 24,00 Ni - 13,0 Mo < 0,30 Cu < 0,30	Vareta sólida, inoxidável, indicada para soldagem de aços inoxidáveis, indicada para soldagem de aços dissimilares, apresenta boa resistência à corrosão.	CC-	2,4 3,2 100% Ar (EN 439 I1)

Quadro 2.17 - Aplicações das varetas GTAW em aços inoxidáveis austeníticos.
 Fonte: SENAI, 2011 e catálogo de consumíveis ESAB, 2018.

2.2.10 Variantes dos processos

Algumas variações são aplicadas ao processo GTAW de forma a manter a excelente qualidade do metal de solda depositado com um incremento de produtividade.

2.2.10.1 TIG orbital

Os cabeçotes orbitais já são muito utilizados em processos de soldagem de manutenção ou em fabricação em pipeshop e estão associados ao processo de mecanização de tubos e dutos e apresentam a possibilidade de soldarem grande variedade de espessuras com alta qualidade e produtividade. São apresentados exemplos desta aplicação na Figura 2.38 e na Figura 2.39.



Figura 2.38 - GTAW orbital. Fonte: SATURNO, 2012.



Figura 2.39 - TIG orbital na soldagem de tubos no espelho de um trocador de calor.
Fonte: SATURNO, 2012.



Saiba Mais

Você pode conhecer mais sobre o TIG orbital no vídeo:

<https://www.youtube.com/watch?v=hjwDln5EBeM>

2.2.10.2 TIG Arame Quente (Hot Wire)

O processo GTAW arame quente é automatizado e a soldagem é realizada basicamente na posição plana. Além da maior taxa de deposição em relação ao processo GTAW (arame frio), permite maior velocidade de soldagem, sendo comumente empregado em soldas de revestimento (weld overlay). O Gráfico 2.7 apresenta uma comparação de aplicação referente à produtividade para o processo GTAW convencional com a aplicação arame quente.

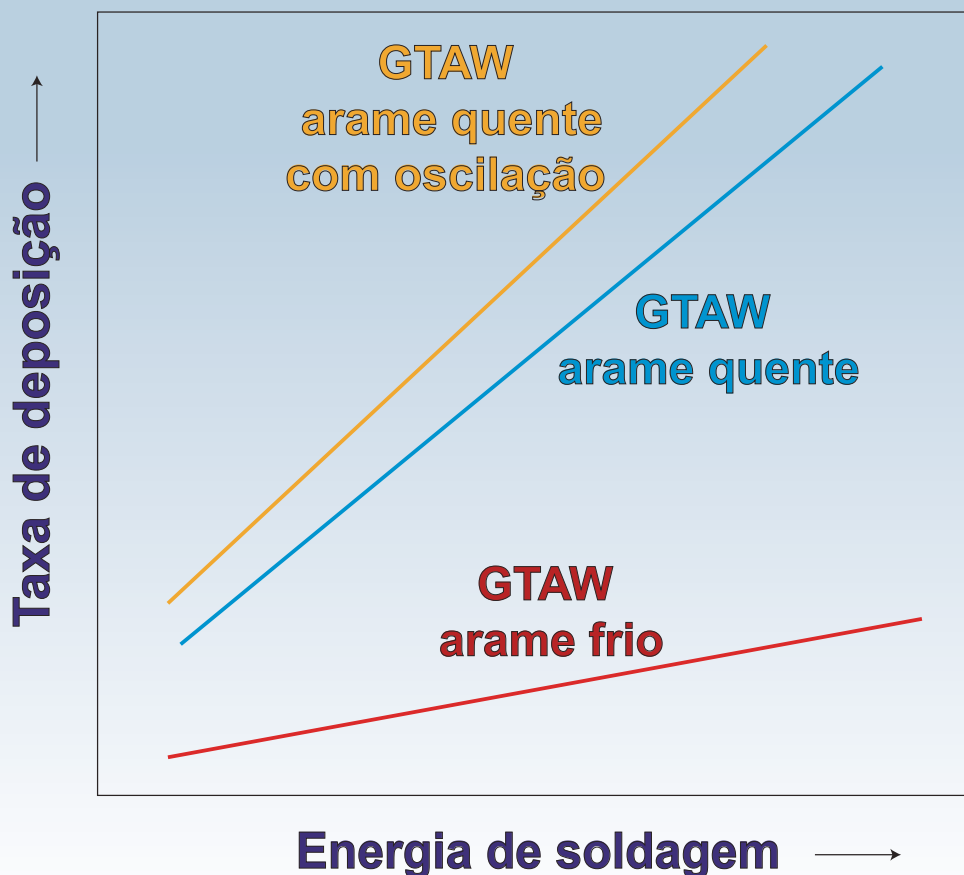


Gráfico 2.7 - Taxas de deposição TIG com arame quente e frio. Fonte: OS AUTORES, 2018.

As principais características do TIG arame quente (hot wire), mostradas na Figura 2.40, são:

- » arame: preaquecimento por resistência elétrica;
- » arame alimentado mecanicamente e se faz necessária uma proteção adicional para prevenir a oxidação;
- » deposição comparável ao GMAW;
- » corrente alternada e tensão constante – menor sopro do arco;
- » baixa diluição;
- » não é adequado para a soldagem de alumínio e cobre decorrente das correntes elevadas que geram deflexão no arco.

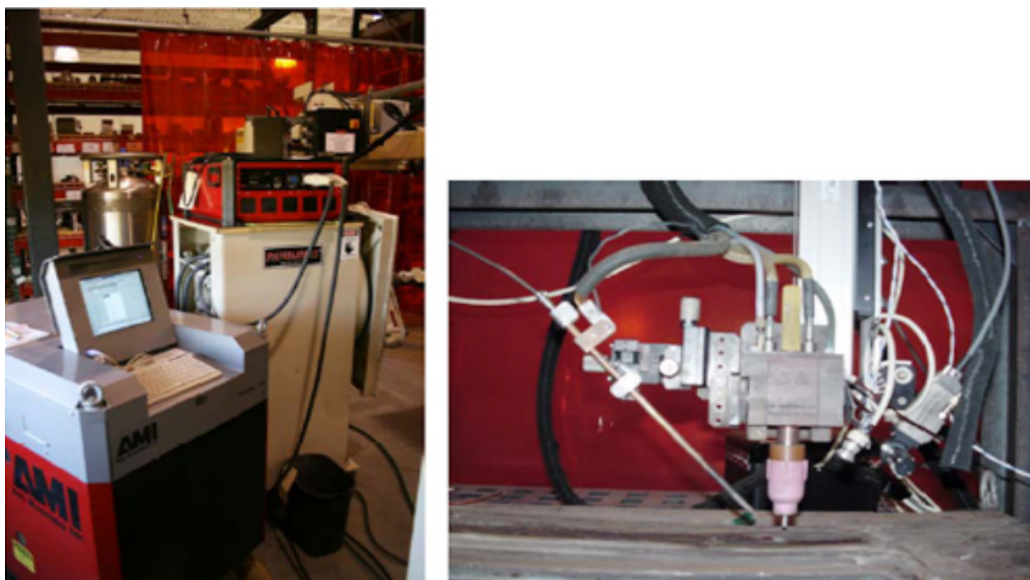


Figura 2.40 – GTAW arame quente. Fonte: SATURNO, 2012. Imagem localizada em: <http://www.arcmachines.com/news/case-studies/advances-automatic-hot-wire-gtaw-tig-welding> acessado em 10/03/2021.

2.2.10.3 TIG Fluxo ativo – A-TIG

Fluxos à base de óxido de silício permitem uma maior penetração com os mesmos parâmetros de soldagem, mostrados nas Figura 2.41 e Figura 2.42 na soldagem de aço inox austenítico. Dessa forma, essa aplicação vem ganhando espaço na indústria do petróleo.

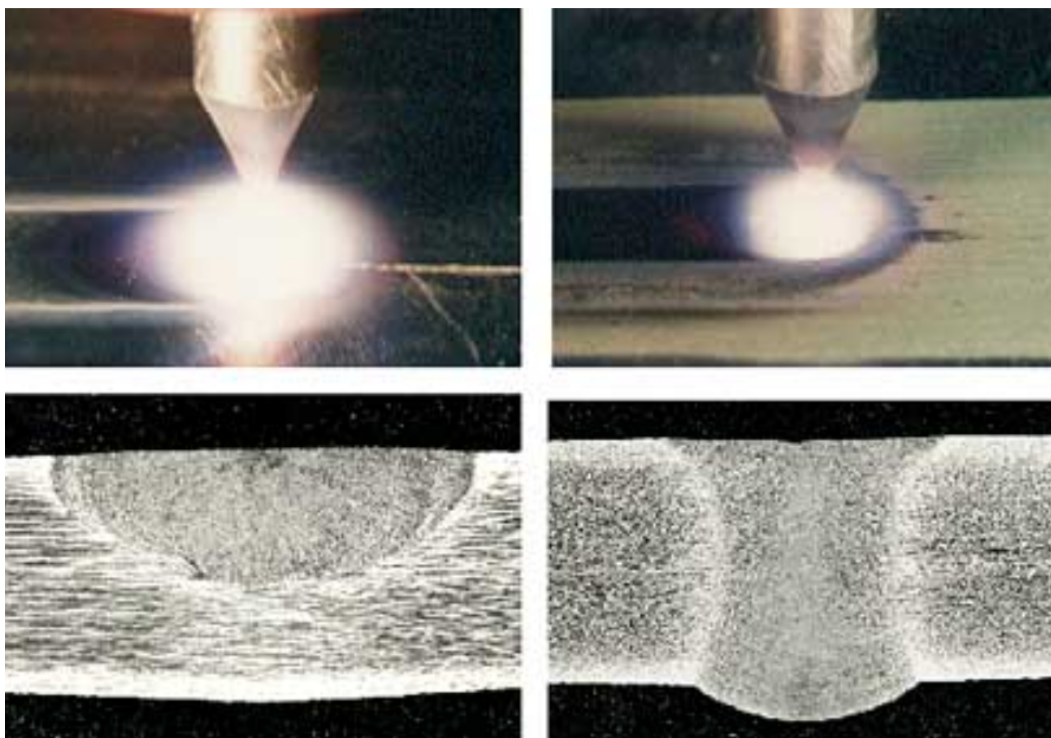


Figura 2.41 – GTAW com fluxo ativo. Fonte: <https://www.twi-global.com/technical-knowledge/published-papers/activating-flux-improving-the-performance-of-the-tig-process-february-2000> acessado em 10/03/2021.

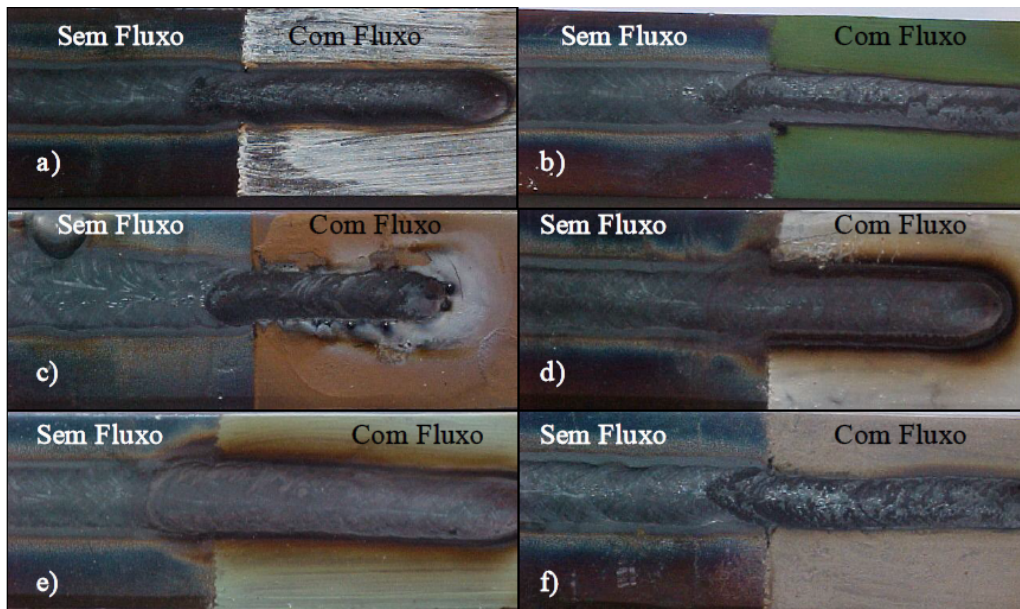


Figura 1. Aspecto visual dos cordões de solda. a) fluxo A ; b) fluxo B; c) fluxo C; d) fluxo D; e) fluxo E; f) fluxo F.

Figura 2.42 – Aspecto visual dos cordões de solda com diferentes fluxos. Fonte: https://www.researchgate.net/publication/232884304_Ferritic_Stainless_Steel_Welding_with_the_A-TIG_Process acessado em 31/12/2019.

2.2.10.4 PAW – Plasma Arc Welding (processo de soldagem plasma)

A soldagem a plasma, retratada no esquema abaixo, é tratada por alguns autores como uma variação do GTAW com a utilização de um bocal constritor. Todavia, esse processo é muito pouco utilizado para a soldagem de equipamentos na indústria do petróleo. Podemos de maneira simplificada, tratá-la como um processo GTAW com uma constrição do arco, que aumenta a concentração do calor aumentando significativamente a penetração, Figura 2.43.

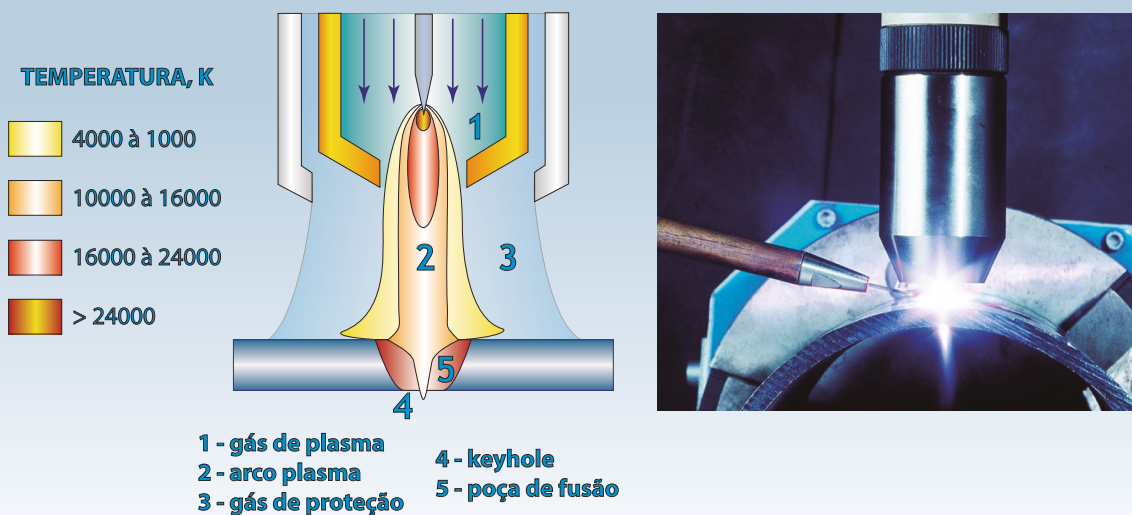


Figura 2.43 – Esquema de PAW. Fonte: adaptado de <https://www.saf-fro.com/plasma-welding-process> acessado em 10/03/2021

2.2.10.5 GTAW utilizando Arame Tubular (Flux Cored Filler Metal)

A AWS, na especificação A 5.22 (2010), apresenta duas classificações para aços austeníticos para soldagem GTAW com arame tubular. Na primeira AWS RXXXT1-5, a soldagem é realizada com argônio puro e, na segunda AWS RXXXT1-G, não há restrição quanto ao tipo de gás. A soldagem de alguns aços inoxidáveis com arame tubular foi especialmente desenvolvida como meio de eliminar a necessidade de purga, uma vez que o fluxo forma uma camada de escória protetora isolando a raiz.

Essa escória por vezes pode comprometer o desempenho da junta em serviços corrosivos ou em alta temperatura pela formação de frestas e provocar corrosão. Partículas de escória, do mesmo modo que as contaminações com o ferro, agem como células de corrosão (material menos resistente a corrosão). A escória em alta temperatura ($> 540\text{ }^{\circ}\text{C}$) reage com o meio oxidante formando ataque pelo flúor. Em meios redutores com enxofre, a escória absorve enxofre causando sulfidação, o qual leva a corrosão ou uma potencial falha.

2.2.10.6 GTAW para revestimento

Uma maneira de obter maior taxa de deposição desse processo é através da utilização de arame quente, como já visto anteriormente. Entretanto, atualmente começam a aparecer equipamentos com a utilização de dois arames ou twin wire GTAW em polaridade direta (CC-). Como em outros processos, a eficiência térmica do arco é mais bem aproveitada pela utilização de dois arames. Os dois arames são alimentados simultaneamente em paralelo através de alimentadores distintos, resultando em maior aproveitamento do consumo de calor do arco e dessa forma menos calor é aportado ao substrato. Em consequência, a diluição é reduzida, sendo esperada menor largura da ZAC com maior taxa de deposição.

Dois modos de alimentação do arame podem ser utilizados, Figura 2.44 e Figura 2.45:

- » consumível conduzindo (leading feed);
- » consumível alimentando atrás do arco (trailing feed).

Quando a soldagem é realizada na direção da soldagem conduzindo, há maior eficiência na deposição pela maior temperatura na poça, mas, por outro lado, tende a propiciar um perfil em que a sobreposição dos passes se torna mais difícil.

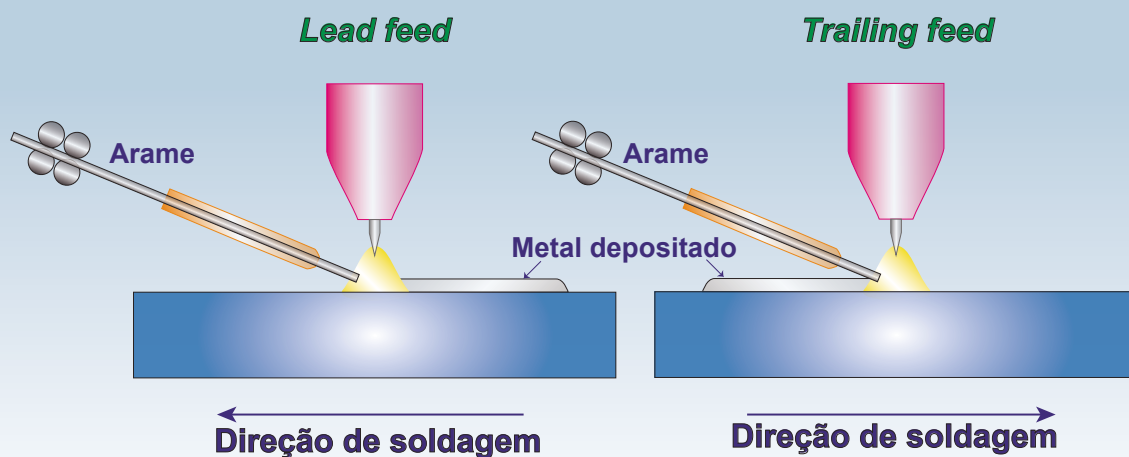


Figura 2.44 - Modos de alimentação do arame no processo GTAW para revestimento.
Fonte: adaptado ZHANG et al., 1999, p. 2 pelos autores.



Figura 2.45 - Modo de alimentação com consumível conduzindo (twin wire GTAW).
Fonte: ZHANG et al., 1999, p. 3.

O processo GTAW também é utilizado para revestimento externo e interno de tubos de pequeno diâmetro e interno de peças de geometria complexa.

2.2.10.7 TIP Speed Hot Wire

TIP TIG é uma variante semiautomática de transferência de metal de alta deposição (HDMT®) do processo de soldagem TIG manual (GTAW). Ao contrário do processo GTAW manual, na TIP TIG, o material é alimentado continuamente e o metal de adição pré-aquecido aumenta a taxa de deposição. O alimentador automático de arame TIG inclui um mecanismo de agitação de alimentação de arame que melhora a dinâmica da poça de fusão fundida. A agitação aumenta a fluidez da poça de solda e ajuda a quebrar as impurezas e libera gases para reduzir o risco de inclusões e porosidade. O esquema abaixo apresenta uma simplificação do processo, Figura 2.46.

TIG Speed - HOT TIG WIRE

TIG speed welding é a extensão lógica do processo TIG e do processo TIG arame quente. A alimentação contínua é superimposta por um movimento do arame para frente e para trás. Isso proporciona um processo de soldagem particularmente estável com uma alta taxa de deposição e com uma soldagem adequada

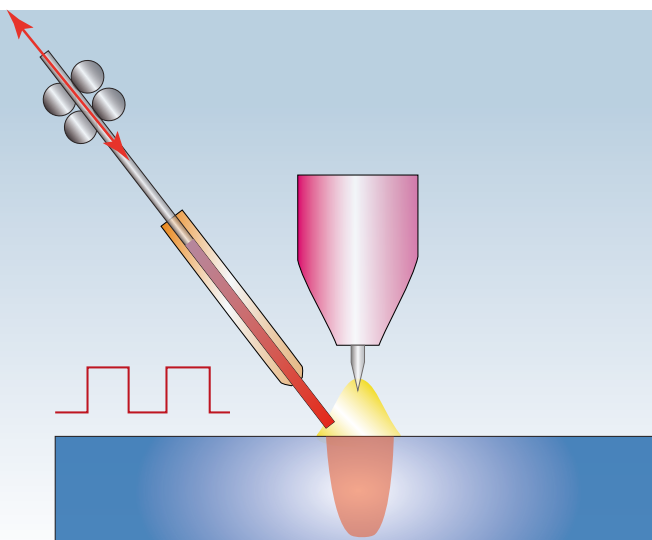


Figura 2.46 – TIP TIG Fonte: adaptado de <http://tiptigusa.com/> acessado 8/10/18.

Maiores informações desse processo pode ser observada <https://tiptigusa.com/video-gallery/>

A tocha apresenta uma adaptação para possibilitar essa soldagem e está representada na Figura 2.47.



Figura 2.47 – Tocha TIP TiG.

Fonte: http://www.tiptig-international.com/Manual_Applications.html, acessado 8/10/18.



Saiba Mais

Videos do processo podem ser encontrados no site:

<https://www.youtube.com/user/labsolda/videos>

<https://www.youtube.com/watch?v=PdUo-D3fzVo> - Labsolda UFSC

2.2.10.8 TOP TIG

Este processo inovador, baseado no processo TIG e adaptado às restrições automáticas, oferece excelente resultado em materiais finos. O design exclusivo da tocha garante um bom acesso e soldagem multidirecional para aplicações em robôs.

Soldagem de alto desempenho, sem respingos e excelente aparência do cordão de solda.

O processo TOPTIG permite uma boa produtividade com velocidade de deslocamento equivalente à soldagem MIG.

Vantagens do processo:

- » boa velocidade de soldagem;
- » sem respingos;
- » alta qualidade;
- » solda em todas as posições;
- » acessibilidade à tocha.

A principal inovação vem da alimentação do metal de enchimento diretamente através do gás de proteção do bico, precisamente onde as temperaturas são mais altas, Figura 2.47. Esse conceito garante alta taxa de deposição e velocidade de soldagem. Além disso, a compactação da tocha simplifica o acesso à junta de soldagem e a programação de trajetórias.

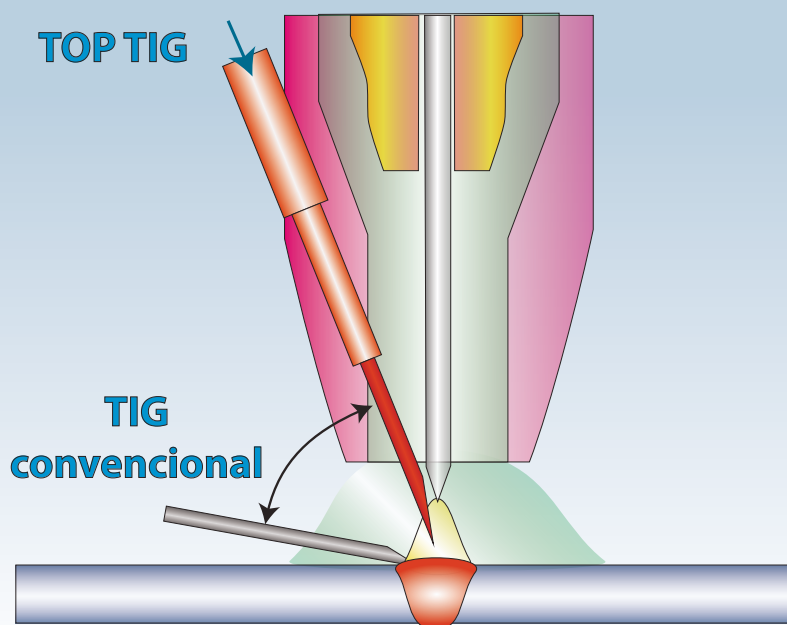


Figura 2.48 – Tocha TOPTIG. Fonte: adaptado de THE BELGIAN, 2016 apud MENEZES, 2016, p.18.



Saiba Mais

Um vídeo ilustrativo vai ajudar o entendimento do processo:

<https://www.youtube.com/watch?v=0eUusPYT3Uo> - Labsolda

2.2.11 Descontinuidades induzidas pelo processo GTAW

Descontinuidade não é necessariamente um defeito. Só deve ser considerada um defeito quando, suas dimensões ou seu efeito acumulado não satisfizerem os requisitos mínimos da norma técnica para cada aplicação. Apesar de já terem sido tratadas anteriormente, essas descontinuidades serão contextualizadas para sua aplicação com o processo GTAW e mostradas esquematicamente na Figura 2.49.

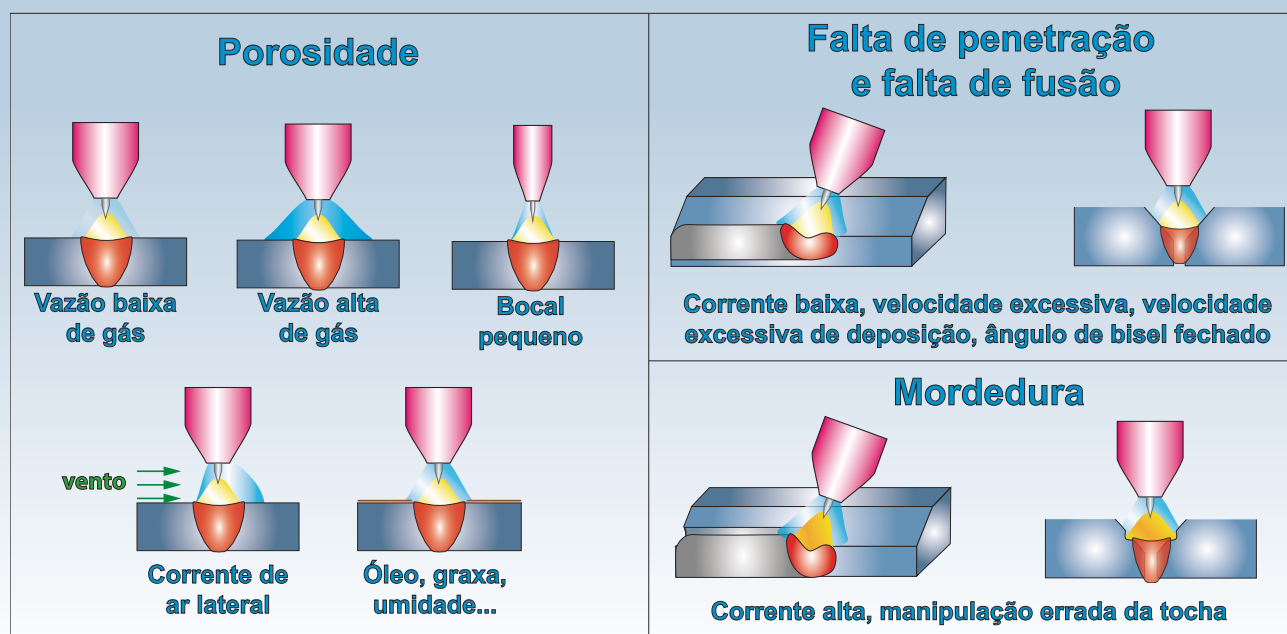


Figura 2.49 – Esquema das descontinuidades de GTAW. Fonte: os autores

2.2.11.1 Porosidade

A porosidade é o vazio formado pelo aprisionamento de gás durante a solidificação da poça de fusão, podendo ser esférico ou cilíndrico (alongado), Figura 2.50.

Suas causas são:

- » vazão insuficiente de gás;
- » vazão excessiva do gás de proteção, provocando instabilidade da coluna do gás de proteção na saída do bocal;
- » deslocamento da coluna de gás de proteção causado pelas condições atmosféricas do local;
- » bocal da tocha muito pequeno em relação ao diâmetro do eletrodo de tungstênio utilizado;
- » afastamento demasiado entre o bocal da tocha e a peça;
- » inclinação excessiva da tocha favorecendo a falta de proteção adequada da poça de fusão com a penetração do ar atmosférico;
- » penetração da água nos condutores do gás de proteção, devido à não vedação do sistema de refrigeração da tocha quando esta for refrigerada à água;
- » impurezas, graxa, óleo e umidade na região do cordão de solda.

As medidas corretivas para a formação de porosidade é o uso de materiais limpos e secos, de equipamento em boas condições e o uso de parâmetros de soldagem adequados.

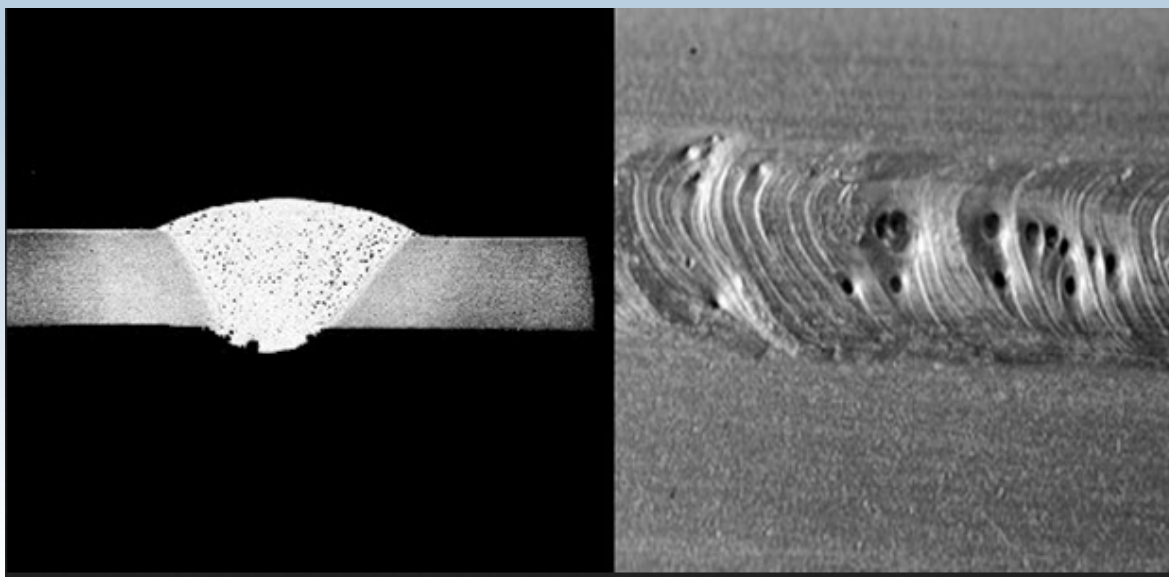


Figura 2.50 – Porosidade no GTAW. Fonte: [RAFIQUE, 2014](#).

2.2.11.2 Falta de fusão

A falta de fusão acontece devido à técnica de soldagem inadequada, Figura 2.51. Suas causas são:

- » corrente insuficiente;
- » manipulação incorreta da tocha;
- » emprego inadequado da junta;
- » preparo inadequado da junta;
- » velocidade excessiva de deposição.

Em peças cujos critérios de projeto exijam requisitos de fabricação mais restritos, a existência da falta de fusão não pode ser tolerada, exigindo-se a remoção da região defeituosa com posterior reparo. Para evitar sua formação, deve-se atuar no sentido de se eliminar suas causas.



Figura 2.51 – Falta de fusão no GTAW. Fonte: PETERSON, 2011.

O contato acidental do eletrodo de tungstênio com a poça de fusão faz com que a extremidade do eletrodo de tungstênio possa fundir-se, transformando-se numa gota de tungstênio, que é transferida à poça de fusão, Figura 2.52.



Figura 2.52 – Inclusão de tungstênio no GTAW.
Fonte: NISHANT; KUMAR; SIVASHANMUGAM, 2014, p. 751.

2.2.11.3 Falta de penetração

É a falta de metal de adição na raiz da solda, e suas causas são:

- » preparação inadequada da junta, impedindo que a sua raiz possa ser atingida;
- » corrente insuficiente;
- » rapidez excessiva de deposição do cordão;
- » manipulação incorreta da tocha.

As medidas corretivas para a falta de penetração são:

- » preparação correta da junta;
- » ajuste adequado da corrente;
- » controle da velocidade de soldagem durante a deposição do cordão;
- » manipulação correta da tocha.

2.2.11.4 Mordedura

É a fusão do metal de base na margem do cordão de solda, sem ocorrer o enchimento dessa área, resultando na formação de uma reentrância nessa região, Figura 2.53.

Suas causas são:

- » corrente elétrica excessiva;
- » manipulação imprópria da tocha.



Figura 2.53 - Mordedura. Fonte: SOMMER, 2014.

2.2.11.5 Trinca de cratera

Trincas de cratera ocorrem quando uma cratera não é preenchida antes da extinção do arco. Isso faz com que as arestas exteriores da cratera esfriem mais rapidamente do que o centro da cratera, gerando tensões suficientes para formação de uma trinca.

Suas causas são:

- » corrente elétrica excessiva;
- » manipulação imprópria da tocha.

A variação dos parâmetros de soldagem tem resultados diferentes e afetam a qualidade da junta soldada, Figura 2.54 e suas características no Quadro 2.18.

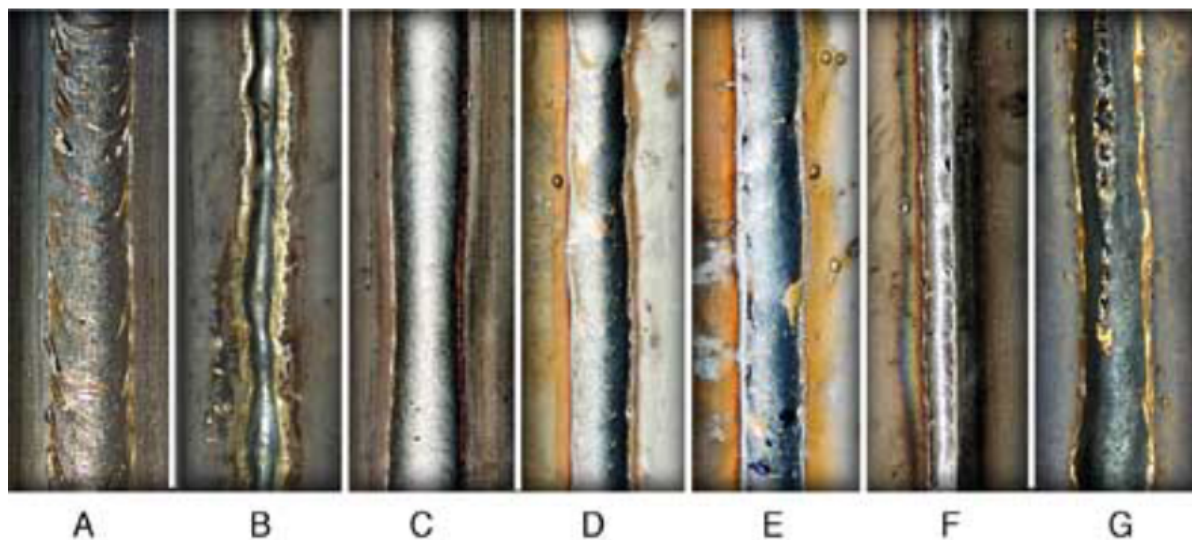


Figura 2.54 - Cordões com diversos parâmetros de soldagem, A – solda adequada, B – velocidade muito alta, C – velocidade muito baixa, D – voltagem muito alta, E – voltagem muito alta, F – corrente muito baixa e G – corrente muito alta. Fonte: MILLER, [20-].

Tipo de operação - Manual ou mecanizada	Equipamentos - Fontes de energia - Unidade de alta frequência - Sistemas de refrigeração - Cilindro de gás de proteção - Tocha GTAW
Características do processo - Taxa de deposição - 0,2 à 1,3 kg/h - Espessura soldada - 0,1 à 50 mm - Posição de soldagem - todas - Tipo de junta - todas Diluição - metal de adição 2 a 20% - Faixa de corrente - 10 à 400 A	Custo do equipamento - 1,5 x (manual) e 10 x (mecanizado) * soldagem com eletrodo revestido = 1
	Consumíveis - Vareta - Gases de proteção e purga - Eletrodo de tungstênio
Vantagens - Produz soldas de alta qualidade - Soldar praticamente todos os materiais - Poça de fusão “calma” - Aporte controlado, menor ZAC e distorção - Faz passe de raiz	Limitações - Processo com baixa taxa de deposição - Impossibilidade de soldagem em locais com corrente de ar - Possibilidade de inclusão de tungstênio da solda - Emissão intensa de radiação ultravioleta
Segurança - Proteção ocular - Proteção da pele para evitar queimaduras pela radiação, contato e choques	

Quadro 2.18 - Características do GTAW. Fonte: adaptado pelos autores de SENAI, 2011.

2.3 PROCESSO DE SOLDAGEM COM UTILIZAÇÃO DE ELE- TRODO CONSUMÍVEL E PROTEÇÃO GASOSA ADICIONAL (MIG/MAG) / GAS MANUAL ARC WELDING (GMAW)

O processo Gas Metal Arc Welding (GMAW), também conhecido como Metal Inert Gas/Metal Active Gas (MIG/MAG), utiliza como fonte de calor um arco elétrico estabelecido entre um eletrodo nu consumível e o metal de base. O calor funde a extremidade do eletrodo (arame integralmente sólido ou arame com enchimento metálico – metal cored) e a superfície do metal de base para formar a solda. O arame, eletrodo do processo, é alimentado continuamente, sem interrupções durante a soldagem, diferente do processo SMAW.

A proteção do arco e da poça fundida vem de um gás, ou mistura de gases, alimentado externamente, o qual pode ser inerte ou ativo. Os gases inertes seriam aqueles que não reagem quimicamente com o metal de solda (geralmente Argônio e Hélio), enquanto os ativos são aqueles que têm reatividade química moderada e controlada (tais como o CO₂, misturas Ar ou He + CO₂, podendo ter adições de O₂ e, em menor escala o N₂). A aplicação de gases inertes é necessária na soldagem de metais de base altamente formadores de óxidos, como o alumínio e titânio e aços inoxidáveis, Figura 2.55.

O GMAW é um processo semiautomático quando a condução da tocha é manual, contudo pode ser aplicado de forma mecanizada (automática) quando o seu movimento for realizado por uma máquina (carriinho ou robô).

2.3.1 Equipamentos de soldagem

Os equipamentos necessários para a soldagem com o processo GMAW estão apresentados na Figura 2.55, e terão suas funções descritas nos itens a seguir.

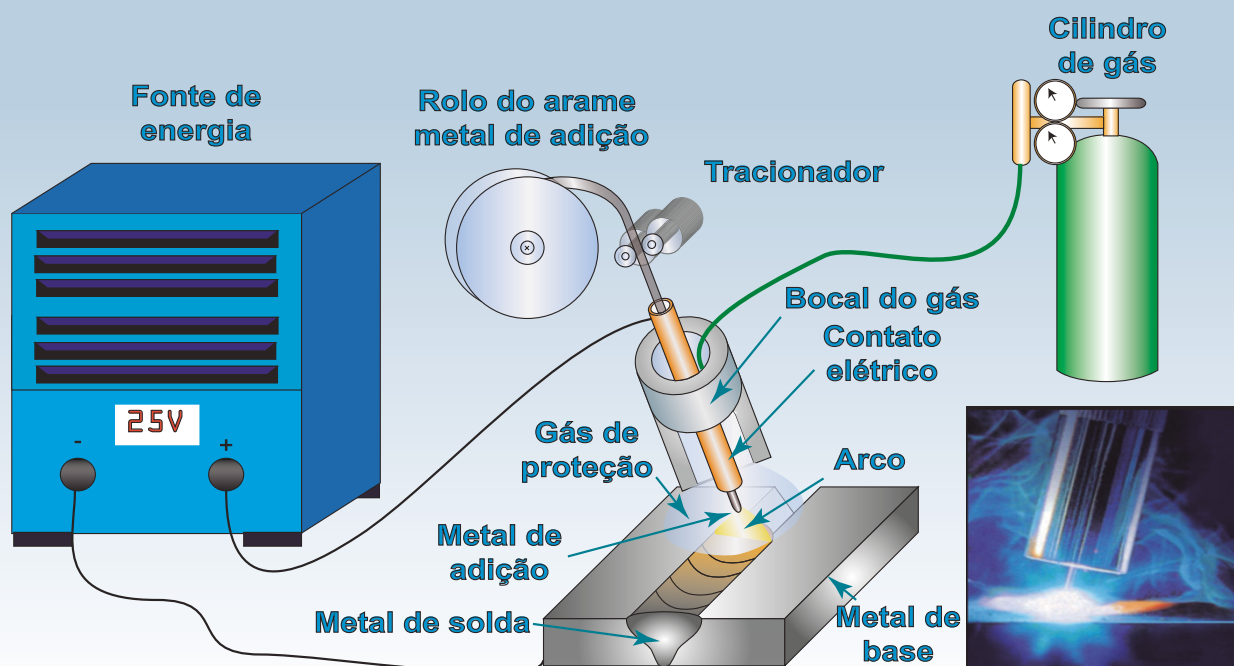


Figura 2.55 - Processo GMAW. Fonte: autores.



Saiba Mais

Para maiores informações acesse os links abaixo:

<https://www.youtube.com/watch?v=twUAa5LWUvk>

2.3.1.1 Fonte de soldagem para o processo GMAW

A fonte de soldagem é responsável pelo fornecimento de energia elétrica ao processo, podendo ser um gerador ou um retificador, ambos com característica de tensão constante. As fontes têm grande influência no desenvolvimento da soldagem GMAW, como na qualidade, produtividade e custo do processo. Após os ajustes da fonte de soldagem, estabelecidos pelo procedimento de soldagem através do soldador/operador de soldagem, a fonte fornece uma autorregulagem automática das características elétricas do arco. Então, as únicas ações de controle do soldador é a velocidade de soldagem e o ângulo e a direção da tocha.

A fonte deve ter capacidade de gerar maiores intensidades de corrente, decorrente da maior densidade de energia necessária para o processo. Nos casos em que a intensidade de corrente seja elevada, as tochas são refrigeradas a ar ou água.

2.3.1.2 Curva característica do equipamento de soldagem

A curva característica do equipamento de soldagem é a forma pela qual o equipamento irá responder às variações físicas inerentes à operação de soldagem. No processo GMAW, um arame é alimentado com velocidade constante a fim de estabilizar o arco elétrico nas várias fases de transferência do metal para a poça de fusão. Para manter o mesmo comprimento do arco ao longo da operação de soldagem, o equipamento apresenta uma curva característica de Tensão Constante, como representado no Gráfico 2.8.

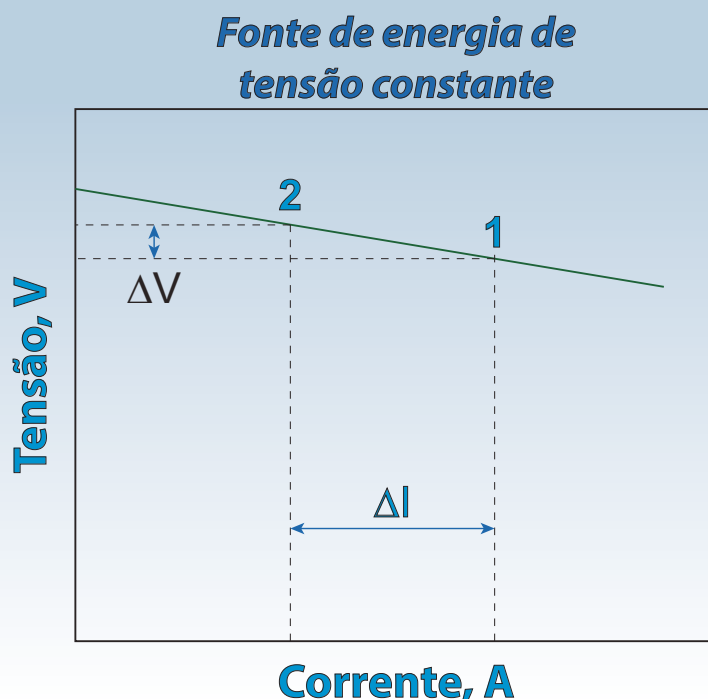


Gráfico 2.8 - Curva característica de tensão constante. Fonte: OS AUTORES, 2019

2.3.1.3 Cabos

São acessórios utilizados para conectar e transportar a corrente elétrica da fonte de energia ao grampo que é fixado na peça a ser soldada. Devem ser flexíveis e de fácil manipulação.

2.3.1.4 Tocha de soldagem GMAW

Tem como função alimentar o arame, fornecer o gás de proteção e transmitir a corrente para a poça de fusão. A Figura 2.56 mostra os componentes básicos de uma tocha, todos projetados e dimensionados para garantir uma alimentação de arame contínua e suave. É de grande importância, quando for selecionar uma tocha, observar as especificações do fabricante em relação à corrente nominal máxima e o ciclo de trabalho suportado por ela.

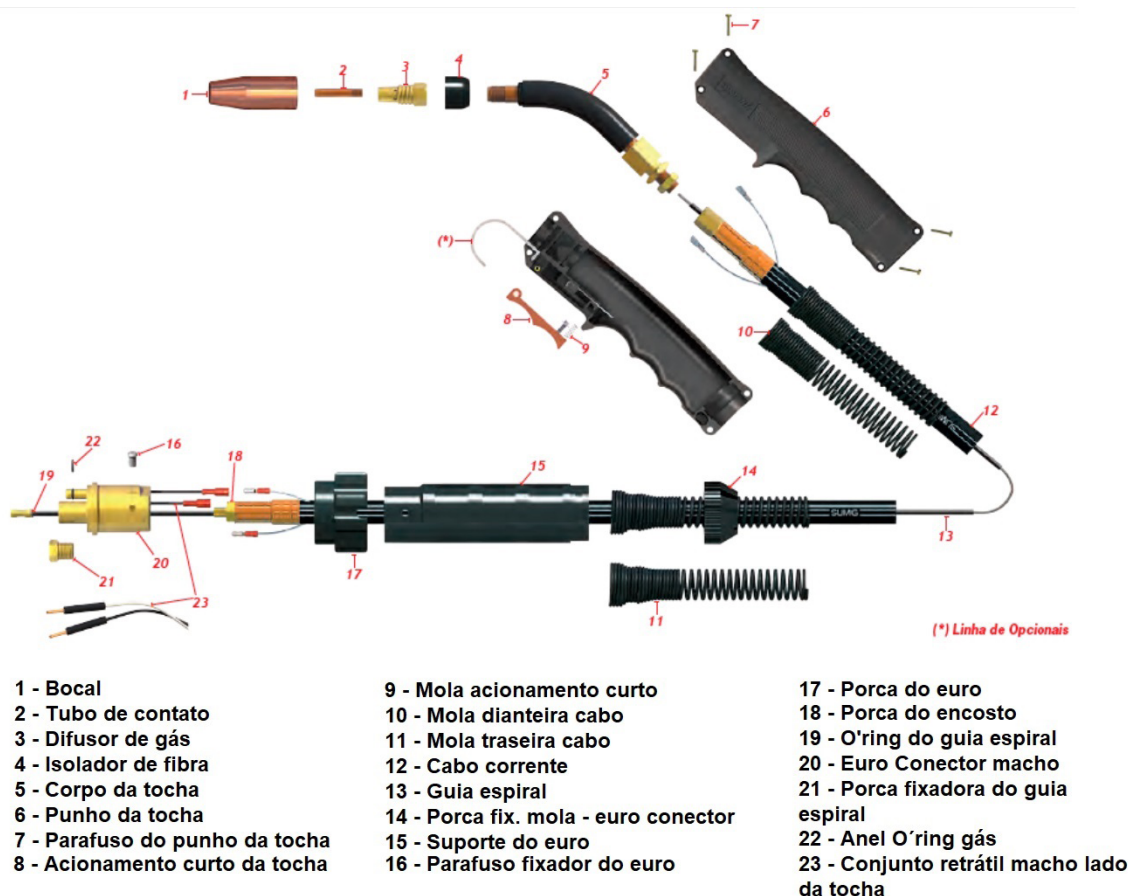


Figura 2.56 - Bico de GMAW em detalhes. Fonte: <https://www.weldcenter.com.br/exibe-produto/1637/1/1027/tocha-mig-su315-3-mts-sumig> acessado em 27/10/2021.

Para valores mais elevados de corrente, existem tochas refrigeradas à água. A água de arrefecimento circula desde o conector até o suporte do bico de contato.

Devido à necessidade de tornar o conector universal, foi criado o euro-conector, Figura 2.57, que faz as ligações do arame, do gás de proteção, da água refrigerante e do acionamento elétrico entre a tocha propriamente dita e o alimentador de arame de uma forma segura e intercambiável.



Figura 2.57 - Euro conector. Fonte: SENAI, 2011

2.3.1.5 Bico de contato

É responsável pela transmissão da corrente elétrica para o arame, por isso o bico de contato tem que ser selecionado de acordo com o diâmetro do arame. O mau contato entre o bico de contato e o arame irá proporcionar a instabilidade do arco e reduzir a vida útil dos bicos, Figura 2.58.

São de cobre eletrolítico, com um custo mais baixo, ou de ligas de cobre, como a liga cobre/cromo/zircônio usada para aumentar a vida útil do bico. Não existe uma padronização de forma e tamanho, depende do fabricante e do formato da tocha.

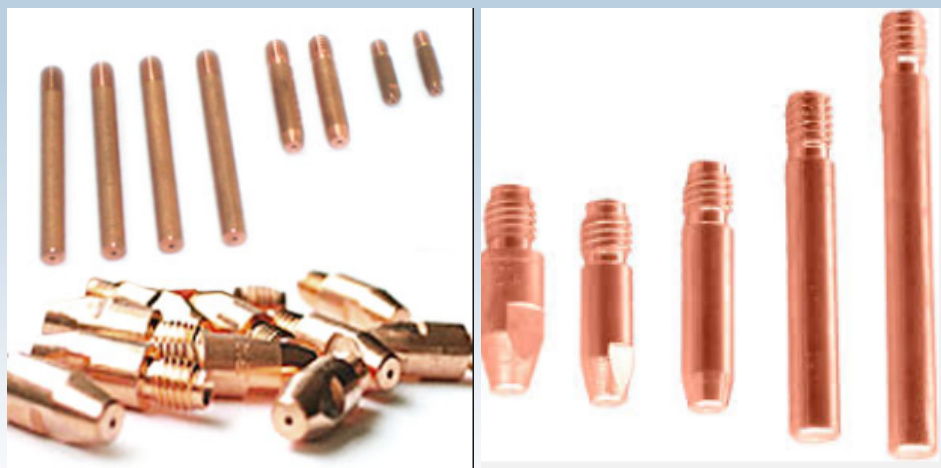


Figura 2.58 - Bicos de contato GMAW. Fonte: SENAI, 2011.

2.3.1.6 Bocais e difusores de gás

Caracterizam-se por direcionar o fluxo de gás de proteção, essa função esta garantida pelos difusores. Por esse motivo, os usuários devem observar o estado dos difusores e dos bocais. Difusores ausentes, quebrados ou entupidos e bocais obstruídos por excesso de respingos ou com a ponta danificada não garantem um fluxo de gás de proteção uniforme, proporcionando porosidades e dificuldades de operação, Figura 2.59.

Antirrespingos podem ser aplicados nos bocais para prevenir o acúmulo de material no bocal ou até mesmo realizar limpezas por meios mecânicos.



Figura 2.59 – Bocal GMAW. Fonte: SENAI, 2011.

2.3.1.7 Sistema de alimentação do arame

É composto por um motor que traciona roletes (roldanas), que, por sua vez, impulsionam o arame para dentro da tocha, na direção do bico de contato, Figura 2.60. O perfil deve ser adequado para o material que está sendo tracionado e no caso de materiais que se deformem com facilidade deve ser empregado o perfil meia-lua.

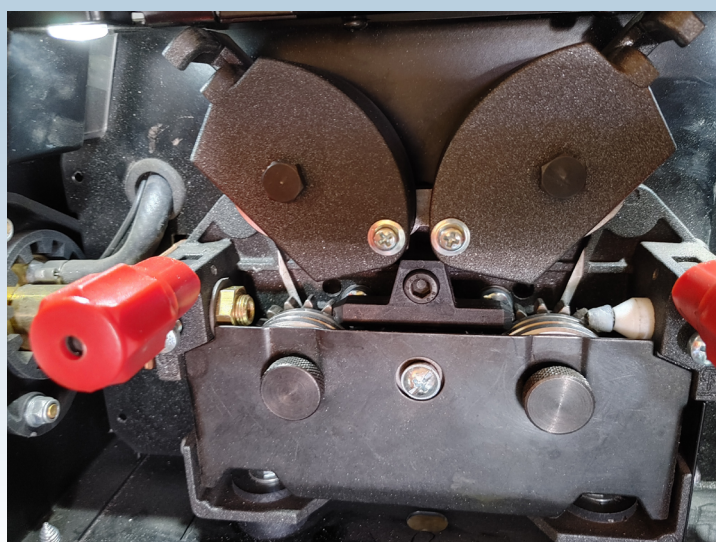


Figura 2.60 – Sistema de alimentação do arame GMAW. Fonte: os autores, 2021

2.3.2 Classificação dos consumíveis: arame e gás de proteção

Os arames de soldagem são constituídos de metais ou ligas metálicas que possuem composição química, dureza, condições superficiais e dimensionais controladas.

Os arames de aço carbono usados com proteção de CO₂ contêm maiores teores de silício e manganês em sua composição, devido à sua ação desoxidante.

A seleção do arame é feita em função da composição química do metal de base, do gás de proteção, da composição química e das propriedades mecânicas desejadas da solda.

No Brasil, a norma mais empregada é a AWS, como indicado na tabela abaixo para cada tipo de arame:

 Clique nos itens.

AWS A 5.7

AWS A 5.9

AWS A 5.10

AWS A 5.14

AWS A 5.15

AWS A 5.16

AWS A 5.18

AWS A 5.19

AWS A 5.21

AWS A 5.22

AWS A 5.24

AWS A 5.28

Por exemplo, na norma AWS A5.18 (2017), arames de aços carbono e baixa liga, a identificação é apresentada:

ERXXXS-ZZ

Onde:

E = indica ser um eletrodo para soldagem a arco;

R = que o material também pode ser usado como vareta ("rod") para TIG;

XX = a resistência mínima à tração do metal depositado em mil libras por polegada ao quadrado (kpsi), sendo usualmente 70 ou 80 para aços ao carbono e de 80 a 120 para aços baixa liga;

S = representa ser um arame maciço (C = indicaria ser um arame com alma de pós de ligas (compósito)).

ZZ = qualifica a composição química nominal do arame (um dígito para aço ao C, ou mais dígitos para aços de baixa liga).

Os gases de proteção usados na soldagem, por sua vez, são classificados em função de suas composições químicas. Estão classificados na especificação AWS A5.32 (2011). A regra de identificação desses gases está descrita no capítulo do GTAW.

2.3.2.1 Descrição dos gases mais usados, suas características e aplicabilidades

Os gases de proteção podem ser de origem atômica como o argônio e o hélio, ou moleculares como o CO_2 . Eles ainda se dividem quanto à composição, que pode ser simples contendo apenas um tipo de gás, ou podem ser compostos por misturas, possuindo dois ou mais tipos de gases em sua composição. Perfis de penetração dos cordões de solda do processo GMAW para diferentes gases utilizados, Figura 2.61.

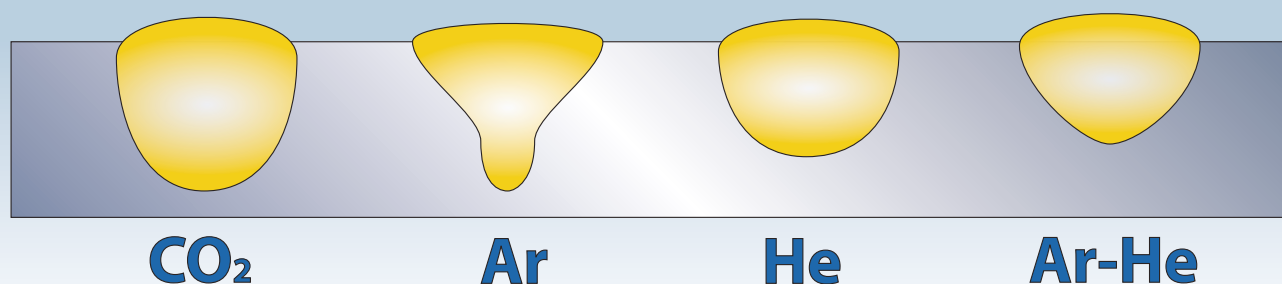


Figura 2.61 - Detalhe da penetração do cordão com diferentes gases de proteção. Fonte: OS AUTORES, 2019.

O CO_2 é utilizado, sempre que possível, por ser mais barato e em aplicações rotineiras. Apesar de ser inerte à temperatura ambiente, na presença do plasma de arco e da poça de solda fundida, é reativo. Na alta energia do plasma do arco, a molécula de CO_2 se rompe em um processo conhecido como dissociação, resultando em monóxido de carbono e na liberação de oxigênio. Isso ocorre na região do ânodo CC^+ do arco. Na região do cátodo CC , que é invariavelmente a peça de trabalho do GMAW, os elementos liberados da molécula de CO_2 passam pelo processo de recombinação. Durante a recombinação, níveis mais elevados de energia existem e são responsáveis pelo profundo e amplo perfil de penetração que caracteriza o uso de dióxido de carbono.

Argônio+CO₂ é a mistura de gás binário mais comumente encontrada para soldagem de aço carbono, principalmente em aplicações com requisitos de tenacidade. Todos os quatro modos tradicionais de transferência de metal GMAW são usados com misturas binárias de argônio/CO₂. Eles também tiveram sucesso em aplicações GMAW pulsadas em aço inoxidável, em que o CO₂ não excede 4%. A transferência spray requer teores de CO₂ menores que 18%. As combinações de argônio/CO₂ são as preferidas quando a carepa é uma condição de soldagem inevitável. À medida que a porcentagem de CO₂ aumenta, aumenta também a tendência de aumentar a entrada de calor e o risco de queima. Combinações de argônio / CO₂ até 18% de transferência de spray pulsado por suporte de CO₂. A transferência de curto-circuito é um modo de entrada de baixa temperatura de transferência de metal que pode usar combinações de argônio / CO₂. O ideal é que esses modos se beneficiem do CO₂ em níveis maiores ou iguais a 20%. Deve-se ter cuidado com níveis mais altos de argônio com transferência de metal por curto-circuito.

O Quadro 2.19 mostra os diferentes materiais e seus respectivos gases utilizados para soldagem pelo processo GMAW.

Arame \ Gás	Ar	CO ₂	Ar-CO ₂	Ar-He	Ar-O ₂
Aço carbono e baixa liga	***	100%	8, 15, 20, 25 ou 50% de CO ₂ no argônio	***	***
Aço inoxidável austenítico	100%	***	Até 4% de CO ₂ no argônio	***	***
Aço inoxidável duplex	100% (adições de N ₂ de até 5%)	***	Até 4% de CO ₂ no argônio	***	***
Alumínio e suas ligas	100%	***	***	Até 25% de hélio no argônio	***
Cobre e suas ligas	100%	***	***	Até 25% de hélio no argônio	***
Ligas de níquel	100%	***	***	Até 75% de hélio no argônio	***
Metais reativos - titânio e zircônio	100%	***	***	Até 75% de hélio no argônio	***

Quadro 2.19 - Tipo de gás recomendado para cada tipo de material. Fonte: ESAB, c2018.

2.3.3 Tipo de corrente elétrica

A maioria das aplicações da soldagem GMAW requer energia com corrente contínua e polaridade inversa (CC+), a qual irá proporcionar maior concentração de calor no eletrodo arame, possibilitando a deposição em altas velocidades do arame na poça de fusão. O quadro abaixo mostra as diferentes características para a alimentação para corrente contínua polaridade inversa e polaridade direta. A corrente contínua com polaridade direta (CC-) pode ser usada para a deposição de revestimentos, por causa da sua mais baixa diluição. Pode ser efetuada a soldagem de chapas finas de alumínio com CC+. Com CC+, obtemos arco e transferência estáveis, baixo salpico e cordão de solda com boas características. Já com CC-, há uma irregularidade na fusão do arame com menor penetração.

2.3.4 Tipos de Transferência Metálica do Processo GMAW

No processo GMAW, existem duas classes de transferência metálica, Figura 2.62.

- » por curto-circuito (propriamente dito);
- » por voo livre, dividida em globular, globular repulsiva, goticular (spray ou goticular projetada), goticular com alongamento, goticular rotacional e explosiva.

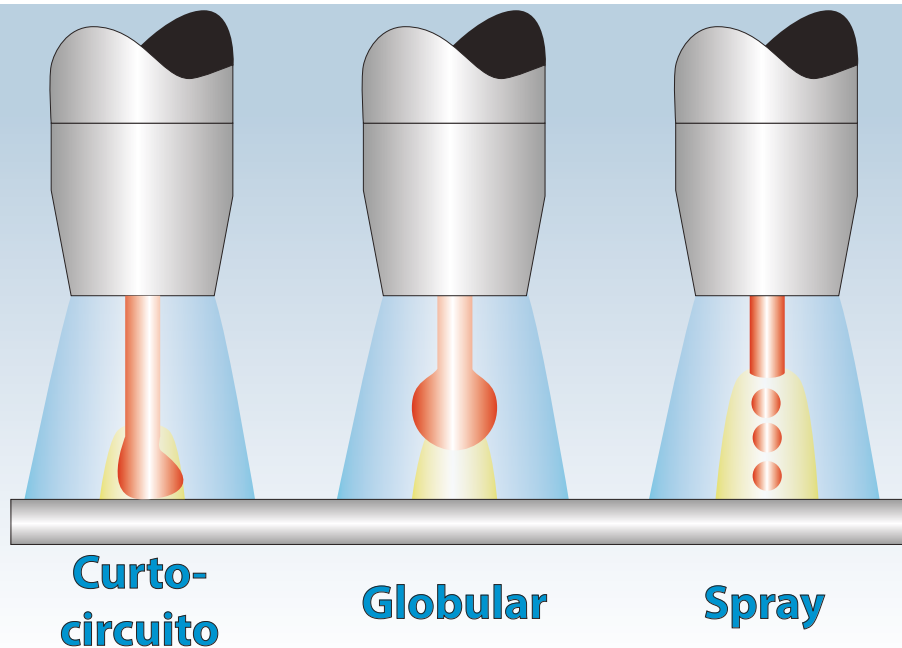


Figura 2.62 - Três maiores modos de transferência do GMAW. Fonte: os autores, 2018.

Os fatores que mais influenciam nos modos de transferência são o tipo e a intensidade de corrente, o diâmetro e a composição do eletrodo, o comprimento energizado do arame eletrodo e o gás de proteção.

Existem duas teorias que explicam a transferência metálica. A teoria do equilíbrio das forças estáticas (para correntes abaixo da corrente de transição), Figura 2.63, e a teoria da instabilidade de pinch, Figura 2.64.

Geralmente, essa teoria ocorre em transferências por voo livre (globular e spray).

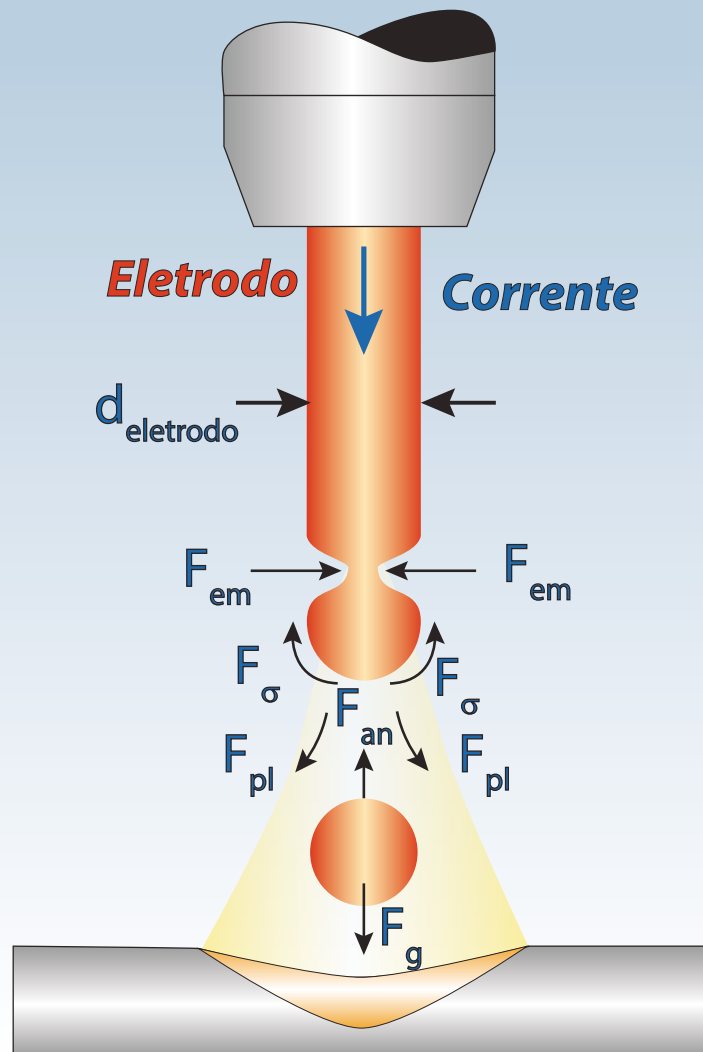


Figura 2.63 - Forças na transferência metálica no GMAW. Fonte: OS AUTORES, 2019.

Onde:

$F_{\sigma} + F_V$ tentam manter a gota no arame.

$$F_g + F_{pl} + F_{EM} = F_{\sigma} + F_V$$

Sendo F_g a força da gravidade, pl a força devido à aerodinâmica, F_{EM} a eletromagnética, F_{σ} a força referente à tensão superficial e F_{an} a de vaporização.

A teoria da instabilidade pinch ocorre quando a transferência metálica se dá por curto-circuito. O efeito Pinch é um estrangulamento momentâneo da gota líquida na extremidade do arame que ocorre em função dos efeitos eletromagnéticos da corrente, quando há curto-circuito.

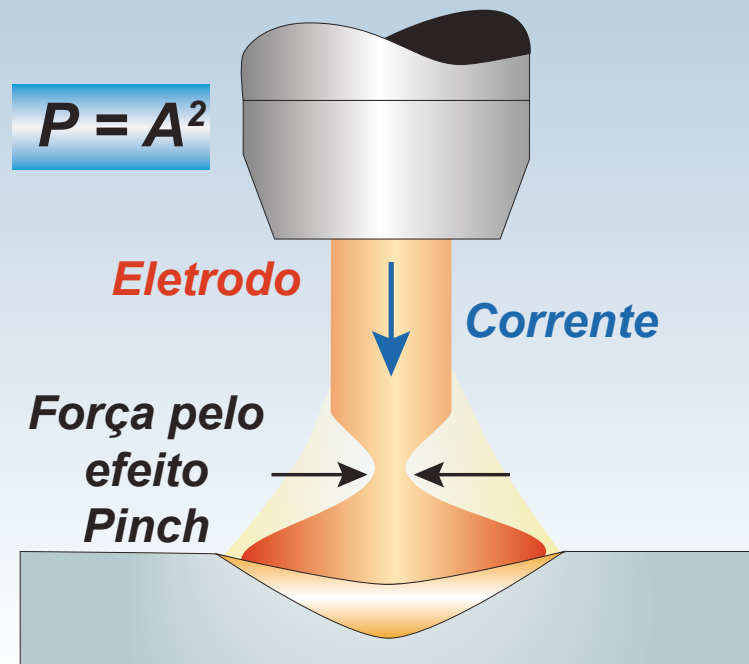


Figura 2.64 - Efeito de pinch no arame GMAW. Fonte: OS AUTORES, 2019.

Existem quatro modos de transferência metálica principais no processo de soldagem GMAW:

- » globular;
- » por curto-circuito;
- » goticular ou spray (ou ainda pulverização axial);
- » com arco pulsado.



Saiba Mais

Você pode assistir os vídeos de transferência do arco abaixo para entender melhor esse processo:

https://www.youtube.com/watch?v=F_xr7rTVYSU

<https://www.youtube.com/watch?v=UYmoTUIFDVs>

<https://www.youtube.com/watch?v=W6N66w2pGME> – Laprosolda UFU

<https://www.youtube.com/user/labsolda/videos> - Labsolda UFSC

2.3.4.1 Transferência Globular

Ocorre para baixas densidades de corrente e qualquer tipo de gás de proteção entre os utilizados em soldagem. A gota que se forma na ponta do eletrodo nu tem o diâmetro maior que ele, daí a dificuldade em soldar fora de posição, Figura 2.65.

A quantidade de calor aportada na peça a ser soldada tem um valor intermediário, comparando-se com os outros modos de transferência. Esse tipo de transferência pode gerar falta de penetração, reforço excessivo do cordão, instabilidade, respingos e cordões de solda menos regulares em comparação à transferência por curto-circuito e spray.

O uso mais comum da transferência globular é com arame de aço carbono e gás de proteção CO_2 . Essa combinação proporciona boa penetração e qualidade satisfatória.

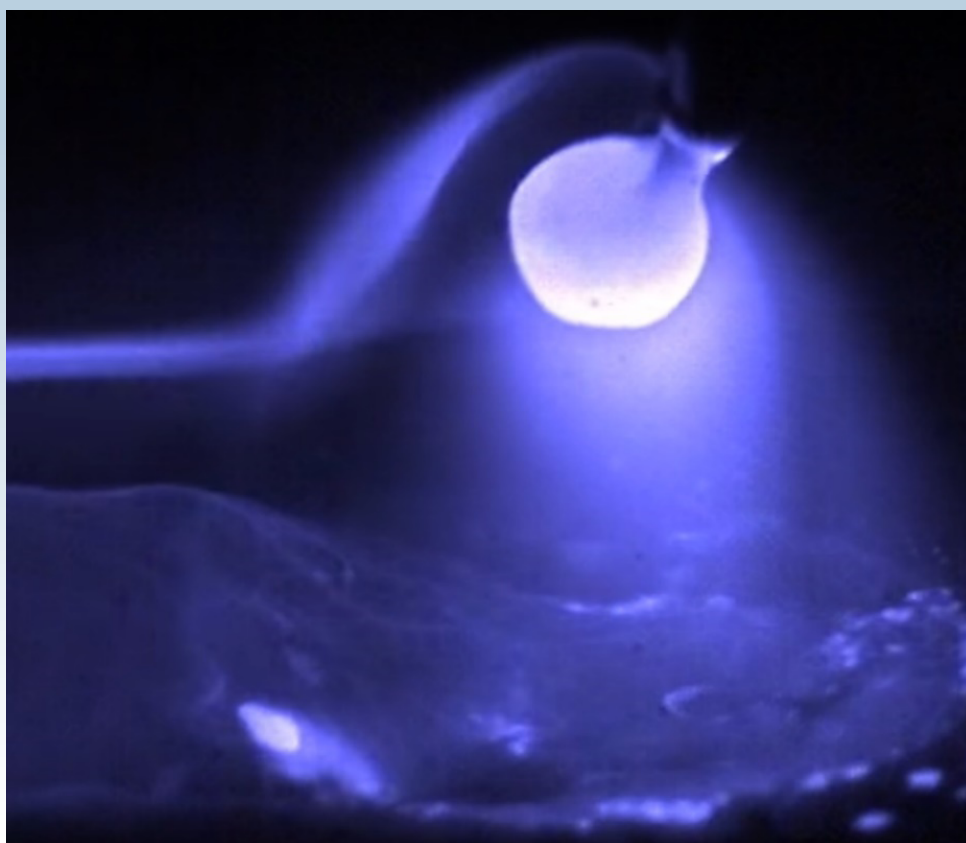


Figura 2.65 – Transferência globular. Fonte: METAL, 2012.

2.3.4.2 Transferência por curto-circuito

Ocorre em arames nus com mais baixos valores de tensão, nas mesmas faixas de corrente, que os empregados na transferência globular proporcionam arcos mais curtos independente do gás de proteção, Figura 2.66.



Figura 2.66 – Modo de transferência por curto-circuito. Fonte: A SOLDAGEM, [?].

A gota que se forma na ponta do eletrodo nu toca a poça de fusão, formando um curto-circuito. A gota é puxada para a poça de fusão pela tensão superficial desta e, por isso, esse modo de transferência é adequado para todas as posições.

A quantidade de calor colocada na peça é bem menor que a da transferência globular, sendo assim recomendada para soldar chapas finas.

A penetração é pequena, a poça de fusão é menor e há instabilidade do arco (apaga e acende). Apresenta menor quantidade de salpico quando comparado à transferência globular. É o modo de transferência mais suscetível à falta de fusão. É importante que o equipamento possua controle de indutância disponível ao usuário, Figura 2.67.

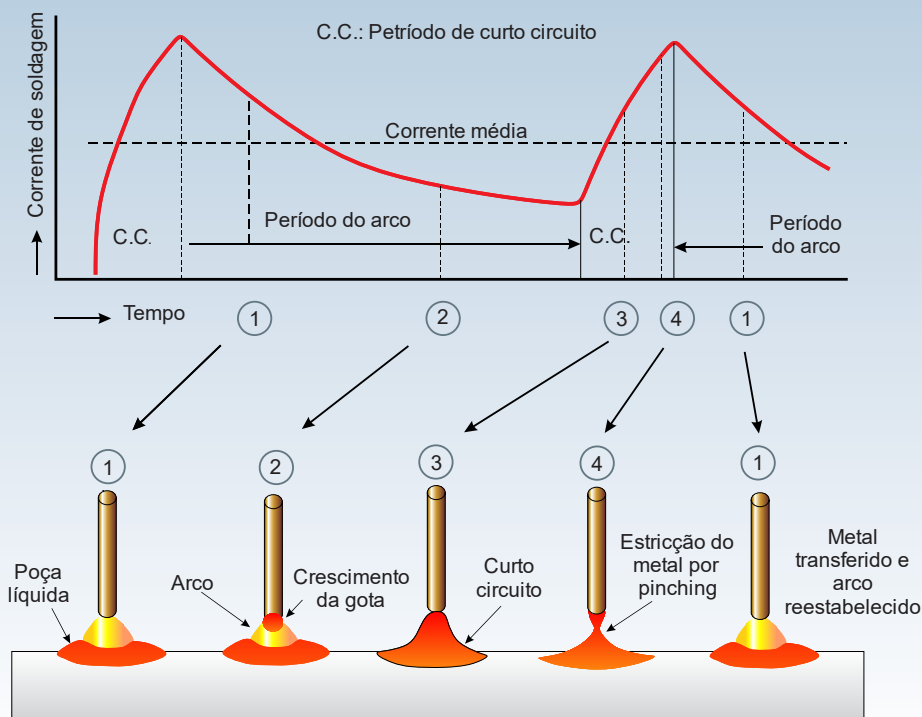


Figura 2.67 - Representação da variação da corrente em cada estágio do curto-circuito.
Fonte: KOBE STEEL, 2011, p. 15, traduzido e redesenhado pelos AUTORES.

A estabilidade do arco está relacionada com sua utilização dentro de valores aplicáveis e podem variar com o tipo do gás e esses são vistos no Quadro 2.20.

Diâmetro do arame, mm	Corrente de soldagem, A	
0,76	50	150
0,89	75	175
1,10	100	225

Quadro 2.20 - Faixa ótima de corrente de curto circuito para vários diâmetros de arame.
Fonte: adaptado de FORTES, 2005, p. 5.

2.3.4.3 Curto-circuito controlado

O processo GMAW não é indicado para a realização do passe de raiz. Decorrente disso, diversos fabricantes desenvolveram processos de curto circuito controlado para viabilizar essa aplicação.



Saiba Mais

Veja a comparação dos processos nesse vídeo

<https://www.youtube.com/watch?v= hdsd3dFWN8> – Laprosolda

<https://www.youtube.com/watch?v=OAD3HNoIRX4> – Labsolda

A Figura 2.68 representa esquematicamente o funcionamento do processo. Para manter a estabilidade do arco e ter uma contribuição no calor, uma corrente de base, entre 50 e 100 ampères, é mantida. Diferente do que acontece no processo por curto-circuito, em que a corrente tende ao infinito com a diminuição da tensão, a corrente é rapidamente reduzida para assegurar um curto sólido eletrodo. Uma corrente que vai gerar o estrangulamento, pinch, é aplicada para fundir e destacar a gota da ponta do eletrodo. A fonte calcula eletronicamente o momento em que a gota vai se desprender e reduz a corrente para valores entre 45-50 amperes, eliminando um respingo explosivo como na transferência convencional curto-circuito.

Uma elevada corrente de pico é aplicada após o restabelecimento do arco elétrico, que é ativado ocasionando um alto aquecimento do metal de base, garantindo uma fusão perfeita e ajustando o comprimento de arco adequado. Finalmente, uma exponencial corrente de cauda (tail-out) é aplicada para regular o calor imposto à peça, reduzindo a corrente de pico até o nível de base lentamente. A corrente de base fornece um controle fino do aquecimento da poça.

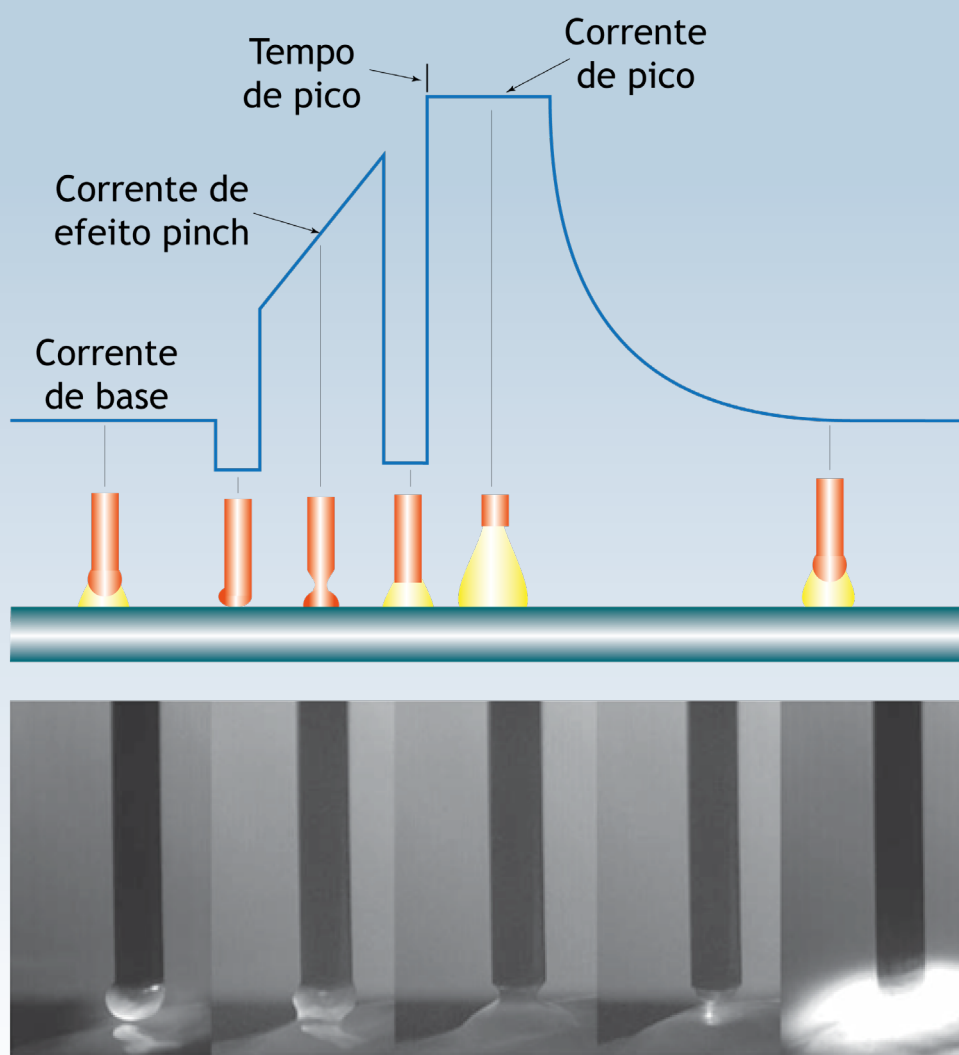


Figura 2.68 - Esquema de tensão no processo de curto-circuito controlado. Fonte: adaptado de <http://www.abs-soldagem.org.br/centraladm/docs/revistas/Ensino.pdf> acessado em 04/10/18.

2.3.4.4 Transferência Goticular (Spray)

Ocorre para elevadas densidades de correntes, quando se usa argônio ou misturas ricas em argônio como gás de proteção. Embora seja ainda possível transferência por spray com mistura Ar + 25%CO₂ qualquer variação nos parâmetros de soldagem pode alterar o modo de transferência, sendo por isso considerado como seguro e mais estável o emprego de mistura com limite máximo de 20%CO₂, Figura 2.69.

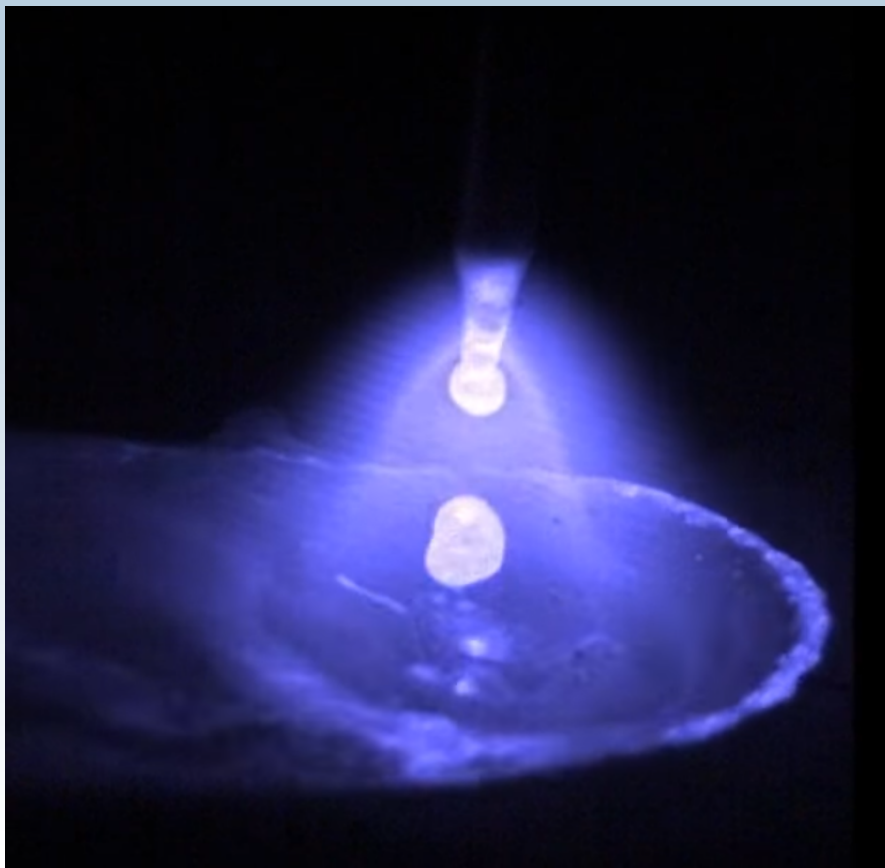


Figura 2.69 – Modo de transferência por spray. Fonte: METAL, 2012.

A gota que se forma na ponta do eletrodo não tem o diâmetro menor que o próprio eletrodo e é axialmente direcionada. Nessa transferência o metal de adição fundido se transfere através do arco como gotículas finas para poça de fusão.

A quantidade de calor colocada na peça para a solda é bastante elevada, sendo esse modo de transferência adequado para soldar chapas grossas. No caso da soldagem de aço carbono, solda-se nas posições plana e horizontal.

Essa transferência caracteriza-se pela alta tensão, alta velocidade de alimentação do arame e alta corrente, proporcionando alta taxa de deposição. A penetração é bem elevada e o arco bastante suave. A poça de fusão apresenta maiores dimensões e fluidez em relação à solda feita por curto-circuito. Deve ser destacado que, embora proporcione grande penetração, apresenta menor quantidade de salpicos quando comparado à transferência globular.

Para um dado diâmetro de arame, o tipo de transferência metálica muda de globular para goticular a uma determinada intensidade de corrente. A essa corrente dá-se o nome de corrente de transição globular/goticular, Gráfico 2.9 e Gráfico 2.10.

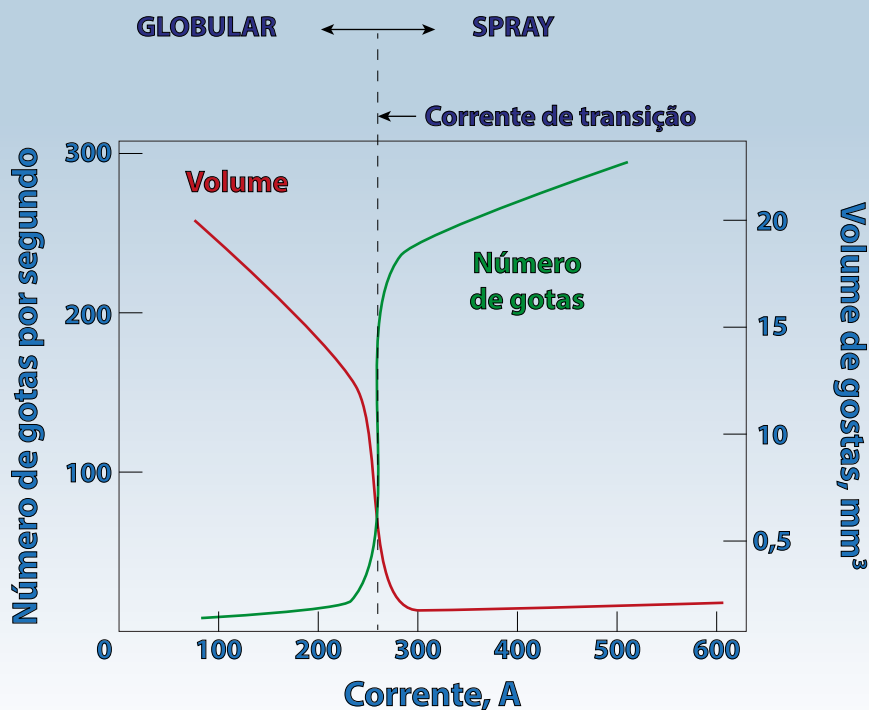


Gráfico 2.9 - Representação da corrente de transição.
Fonte: STRONG, c2018, adaptado e traduzido e adaptado pelos AUTORES.

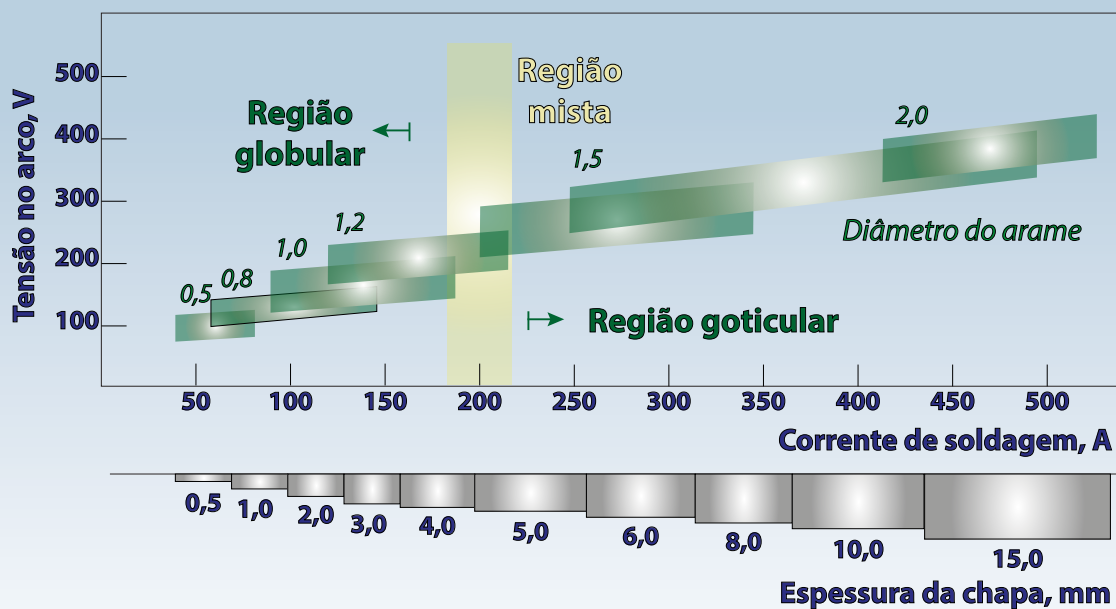


Gráfico 2.10 - Guia geral para as faixas apropriadas e tensão do arco para a transferência globular e curto-circuito com arames sólidos de 0,6; 1,2 e 1,6 mm. Fonte: redesenhado pelos AUTORES <http://www.abs-soldagem.org.br/centraladm/docs/revistas/Ensino.pdf> acessado em 04/10/2018.

2.3.4.4 Transferência com Arco Pulsado

Neste modo de transferência usa-se fonte de corrente constante. A transferência é do tipo gótico. O equipamento de soldagem gera dois níveis de corrente.

No primeiro, a corrente de base (I_b) é tão baixa que não há transferência, mas somente o início da fusão do arame. No segundo, a corrente de pico (I_p), é superior à corrente de transição globular/pulverização (I_t), ocasionando a transferência de uma única gota.

Com isso, consegue-se uma transferência com característica de pulverização, porém com uma corrente média bem menor. A quantidade de calor colocada na peça é bem menor quando comparada com a da transferência gótica convencional; por isso, solda-se espessuras bem menores e consegue-se soldar em todas as posições, Figura 2.70.

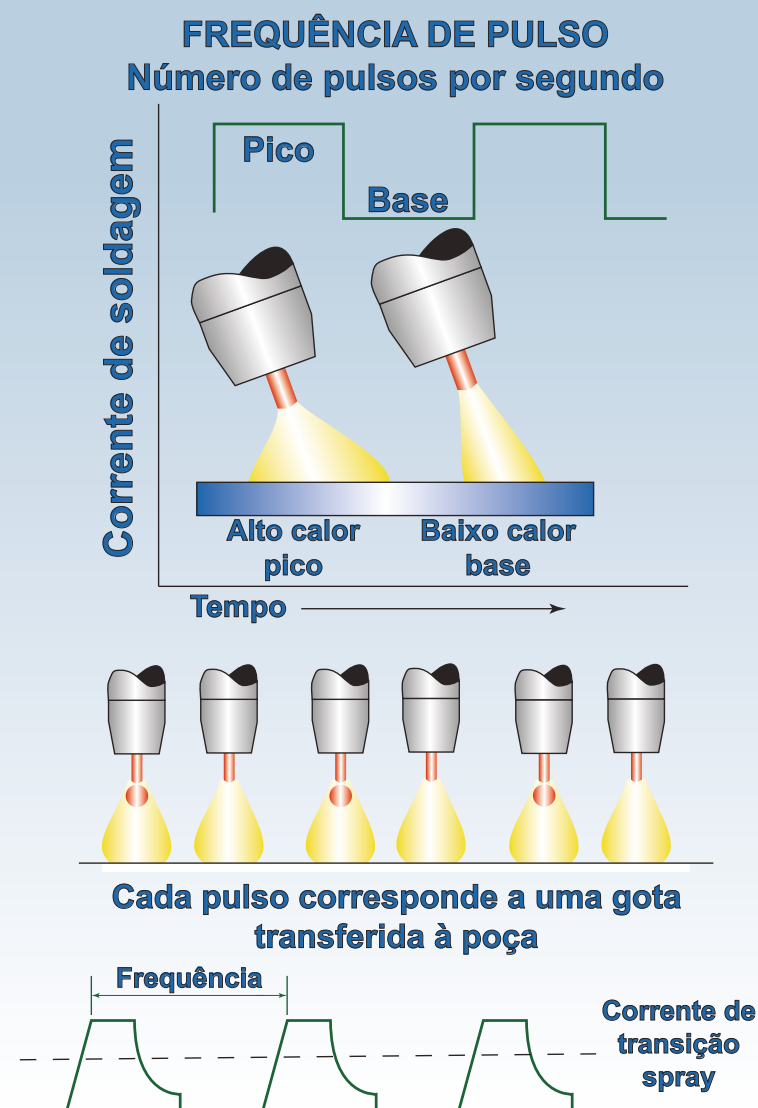


Figura 2.70 - Corrente pulsada. Fonte: FLAGG, [2016], p. 9, traduzido pelos autores.

2.3.5 Perfil de temperatura no arco

Quando o metal de solda apresenta uma variação nos gases, a temperatura na gota transferida varia e, com isso, verificamos que, quanto maior o tamanho da gota, menor a sua temperatura, apesar de a temperatura do arco ser maior na mistura com menos argônio. Assim, para o arco mais quente, observamos um aumento no reforço e um consequente aumento na sua penetração, Figura 2.71.

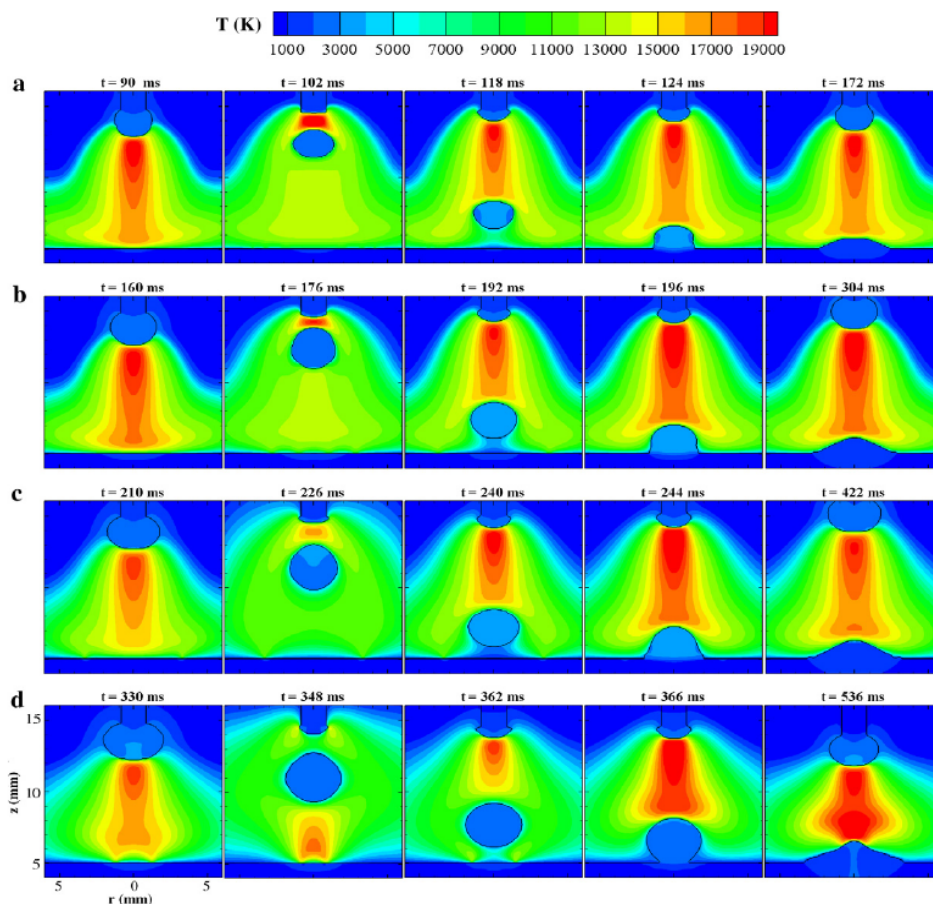


Fig. 5. The sequence of temperature distribution in plasma arcs at different instants: (a) pure Ar, (b) 75% Ar, (c) 50% Ar and (d) 25% Ar.

Figura 2.71 - Sequência de distribuição de temperatura no plasma em diferentes instantes. a) Ar, b) 75% Ar, c) 50% Ar d) 25% Ar. Fonte: RAO et al., 2010, p. 5715.

2.3.6 Variáveis de soldagem

No processo GMAW, a qualidade da solda é influenciada por diversas variáveis como corrente, tensão e comprimento do arco, velocidade de soldagem, comprimento do eletrodo livre, gases de proteção, diâmetro do eletrodo e posição da tocha.

2.3.6.1 Influência da tensão do arco

O termo tensão no arco e comprimento do arco são frequentemente usados como sinônimos, entretanto, embora dependentes, não são iguais.

O comprimento do arco no processo GMAW é uma variável que deve ser controlada com rigor. Comprimentos de arco muito curtos na soldagem em spray com gás argônio na proteção pode experimentar momentos em curto-circuito, que causam flutuações no arco, permitindo a entrada de nitrogênio e oxigênio, produzindo porosidade.

Se o arco é muito longo, tende a andar (oscilar), afetando o perfil de penetração e a superfície do cordão ou causar porosidade por causa da contaminação do ar atmosférico.

No caso do arco enterrado (buried arc) com gás CO_2 , um grande comprimento de arco produz salpico excessivo, e um muito curto provoca curto-circuito e instabilidade do arco.

2.3.6.2 Influência do diâmetro do eletrodo

O diâmetro do eletrodo está relacionado com a faixa de corrente suportada pelo material. Assim, um eletrodo com pequeno diâmetro suporta uma corrente baixa; já um eletrodo de diâmetro maior pode trabalhar com valores de corrente maiores para um mesmo modo de transferência, Quadro 2.21.

Metal	Diâmetro do eletrodo	Faixa de corrente
Aço carbono e aço baixa liga	0,8	70 a 180 A
	1,0	90 a 220 A
	1,2	100 a 270 A
	1,6	190 a 360 A
	2,4	280 a 490 A
	3,2	270 a 580 A
Aço inoxidável	0,8	60 a 180 A
	1,0	80 a 200 A
	1,2	90 a 260 A
	1,6	170 a 320 A
	2,4	250 a 450 A
Cobre e ligas de cobre	0,8	70 a 170 A
	1,2	90 a 250 A
	1,6	150 a 400 A

Quadro 2.21 - Faixa de corrente para os diferentes materiais e diâmetros.

Fonte: Compilação de diversos catálogos de fabricantes.

2.3.6.3 Influência do gás de proteção

Quanto mais elevada for a corrente de soldagem, maior deve ser a vazão do gás. Se a vazão do gás for muito baixa, não haverá quantidade suficiente de gás para proteger a poça de fusão. Por outro lado, se for excessiva, pode acontecer uma turbulência no gás, provocando a contaminação com ar. A vazão de gás pode ser visualizada na Gráfico 2.11.

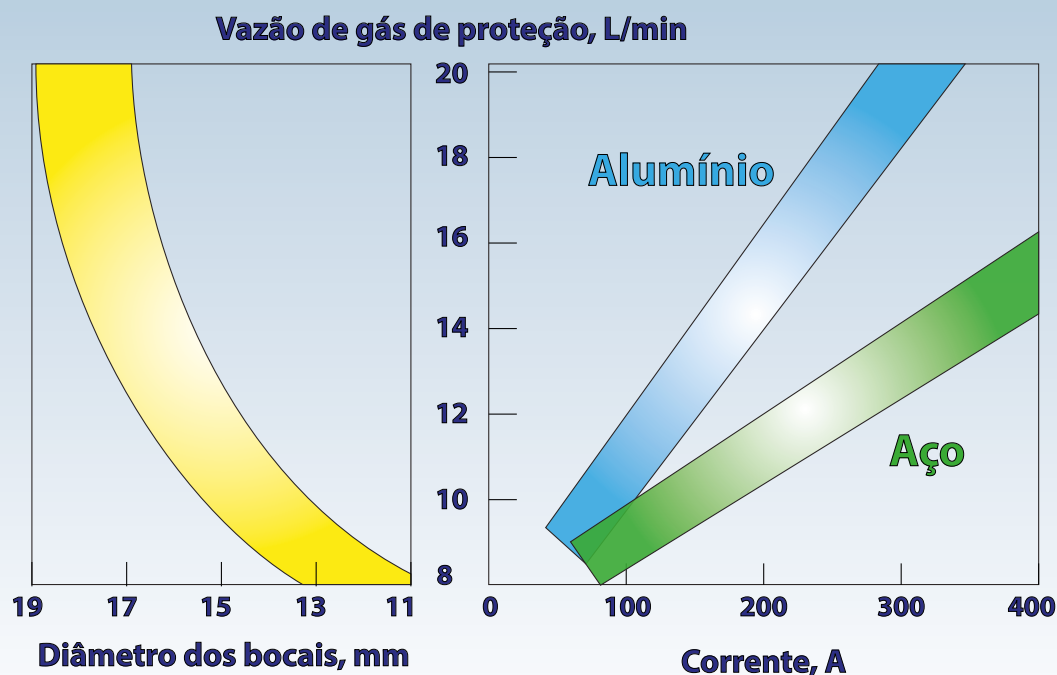


Gráfico 2.11 - Vazão do gás com diferentes diâmetros de bocais. Fonte: <http://www.asmtreinamentos.com.br/downloads/soldador/arquivo63.pdf> acesso 09/10/18. Adaptado pelos AUTORES.

O tipo de gás a ser utilizado está diretamente relacionado com o material que se quer soldar e sua espessura. Seguem algumas tabelas com a relação de material e o gás utilizado, Quadro 2.22 e Quadro 2.23. Os gases ativos mais comumente utilizados para a soldagem com GMAW em aços carbono são o CO_2 e misturas de Ar + 20-25% de CO_2 . O CO_2 , ao se dissociar em CO e O_2 , apresenta altas velocidades de soldagem, penetração profunda, uma transferência globular indesejável, grande quantidade de respingos com boas propriedades mecânicas do metal depositado. Para minimizar esse efeito reativo do CO_2 e principalmente melhorar as propriedades de impacto do metal depositado, ele é misturado com o argônio.

Tipo de arame	Diâmetro do arame, mm	Gás de proteção	Corrente mínima spray, A
Aço carbono	0,76	98% Ar - 2% O_2	150
	0,89		165
	1,10		220
	1,30		240
	1,60		275
Aço inoxidável austenítico	0,89	98% Ar - 1% O_2	170
	1,10		225
	1,60		285
Alumínio	0,76	Argônio	95
	1,10		135
	1,60		180
Cobre desoxidado	0,89	Argônio	180
	1,10		210
	1,60		310
Bronze ao silício	0,89	Argônio	165
	1,10		205
	1,60		270

Quadro 2.22 – Corrente mínima para a soldagem por spray. Fonte: FORTES, 2005, p. 6.

Já para soldagem com transferência por spray ou pulsado a carta de seleção abaixo apresenta os gases mais adequados, Quadro 2.23.

Metal	Ar	He	Ar-O ₂	Ar-CO ₂	Ar-He	Ar-He-CO ₂	Ar-O ₂ -CO ₂	Ar-CO ₂ -H ₂	CO ₂
Alumínio	x	X			10-90 25-75				
Aço carbono			98-2 95-5	85-15 80-20 75-25 Pulsado 95-5			>90<5<10 95-2,5-1,5		x
Aços inoxidáveis	x	x	99-1 98-2	92-8				97-2-1	
Aço baixa liga			98-2			2,5-96-1,5	>90<5<10 Acima de 2,4 mm 95-2,5-1,5		
Ligas de níquel	x	X			25-75				
Cobre e bronze ao silício	x	X							
Metais reativos, Ti e Zr	x	x							

Quadro 2.23 – Carta de seleção de gases de proteção para a soldagem MIG/MAG com transferência por aerosol e aerossol pulsado. Fonte: adaptado de [FORTES, 2005, p. 22.](#)

Uma representação um pouco diferente da apresentada em Figura 2.61, mostra o perfil do cordão também é afetado pelo gás de proteção variando o percentual de CO₂, conforme observado na Figura 2.72.

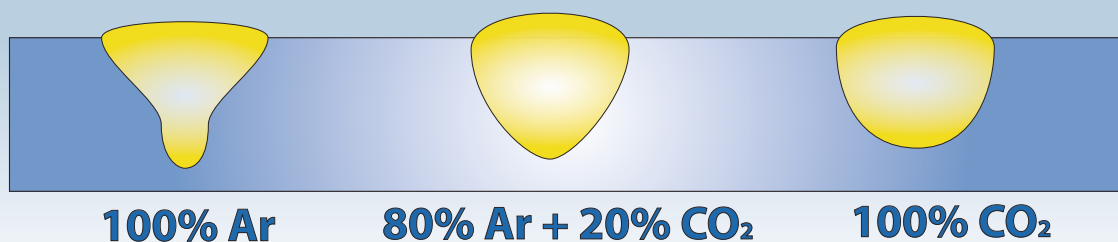


Figura 2.72 — Efeito do gás de proteção no perfil do cordão de solda. Fonte: OS AUTORES, 2019.

2.3.6.4 Influência do comprimento do eletrodo livre

O comprimento do eletrodo livre está relacionado com a velocidade de fusão do eletrodo. A corrente deve ser compatível com a velocidade de alimentação do arame, mas é dependente do comprimento do arco, da distância do bico de contato-peça (DBCP), que é o comprimento energizado do eletrodo e o arco, e a superfície do metal base, Figura 2.73. A corrente é fundamental na definição do modo de transferência.

O stickout é a distância entre a extremidade do bocal e a ponta do eletrodo, mas, apesar de ser um termo vastamente usado na indústria, não exerce nenhuma influência direta no processo.

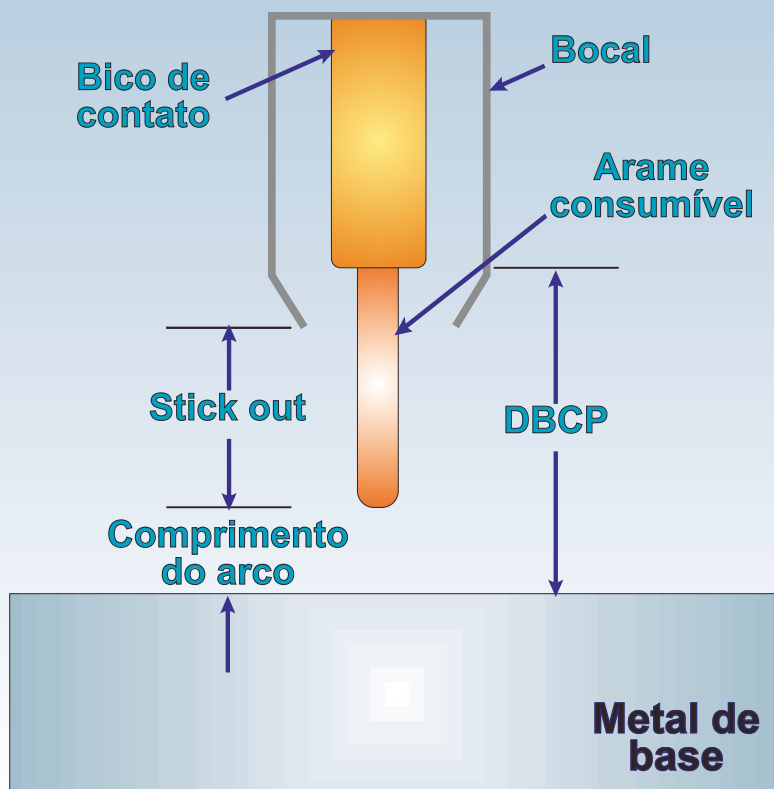
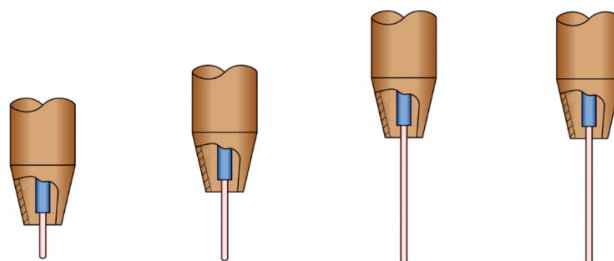


Figura 2.73 - Representações das distâncias na soldagem. Fonte: OS AUTORES, 2019.

Quando ocorre o aumento desse comprimento, a velocidade de fusão do eletrodo também se torna maior devido ao efeito Joule, como visto no Quadro 2.24. Se o comprimento do eletrodo livre for muito pequeno, o calor gerado não será suficiente para fundir o eletrodo adequadamente; por outro lado, se for muito elevado, o arco tornar-se-á instável e a proteção gasosa deixará de existir, ocasionando o aparecimento de poros no cordão de solda.



Extensão (mm)	12	18	25	25
Alimentação do arame (m/min)	5,8	5,8	5,8	8,4
Corrente (A)	350	320	280	350
Taxa de deposição (kg/h)	4,7	4,7	4,7	6,5

Quadro 2.24 - Influência do DBPC nos parâmetros de soldagem. Fonte: FORTES, 2004, p. 30, adaptado pelos AUTORES.

2.3.6.5 Influência da Velocidade de Soldagem

A velocidade de soldagem está diretamente relacionada com a quantidade de energia cedida à junta; quanto maior a velocidade, menor a quantidade de calor cedida por unidade de área, Figura 2.74.

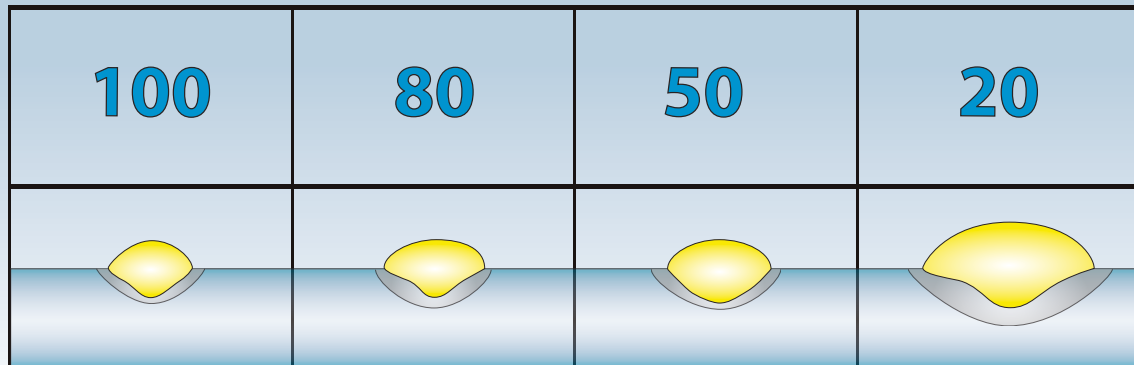


Figura 2.74 – Efeito da velocidade de soldagem nos perfis do cordão para mesma corrente e tensão, em cm/min. Fonte: OS AUTORES, 2019.

Velocidades muito baixas podem causar alterações metalúrgicas na estrutura do material devido à concentração de calor em uma determinada área. Por outro lado, velocidades excessivas podem provocar algumas discontinuidades de soldagem, como: mordeduras, falta de fusão, falta de penetração, Figura 2.75.

Vs (mm/s)	Vista da superfície do cordão	Seção transversal
7		
26,4		
44		
48,6		Não verificado
53,5		Não verificado

Figura 2.75 – Efeitos da velocidade de soldagem nos cordões de solda.
Fonte: CAIMACAN; MISHCHENKO; SCOTTI, 2015, p. 21.

2.3.6.6 Influência da Corrente

A transferência do metal e o controle da taxa de fusão do eletrodo são influenciados pela intensidade de corrente. O emprego de eletrodos de materiais resistivos, como o aço não ligado, com baixas correntes, apresenta uma relação linear entre a intensidade de corrente e a velocidade de alimentação. Entretanto, à medida que a intensidade de corrente aumenta, essa relação se modifica, tendendo para uma curva, especialmente no caso de arames com diâmetro menor. Isso acontece devido ao efeito Joule, responsável pelo calor na ponta do eletrodo, e que influencia de modo significativo a taxa de fusão. Aumentando-se a intensidade de corrente e mantendo-se constantes as outras variáveis, o cordão de solda apresenta aumento de penetração e de largura, Gráfico 2.12.

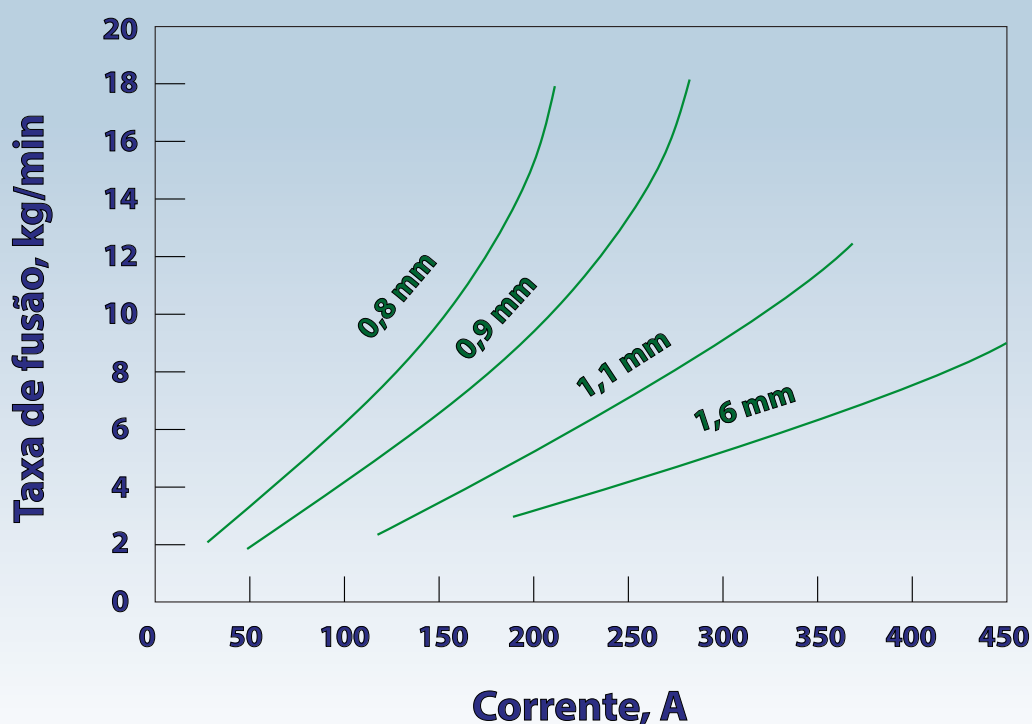


Gráfico 2.12 - Diferentes valores de corrente para os diferentes diâmetros de arame relacionados com a velocidade de alimentação. Fonte: adaptado de <http://www.yourarticlelibrary.com/welding/gas-metal-arc-welding/top-7-variables-of-gmaw-metallurgy/96942> acesso 8/10/18.

No caso de soldagem de materiais de baixa resistividade, como, por exemplo o alumínio, o efeito Joule é menos acentuado. Desse modo, é possível perceber que a relação entre intensidade de corrente e velocidade de alimentação é relativamente linear.

2.3.6.7 Influência da tensão

A tensão do arco é a diferença de potencial entre o eletrodo e a peça de trabalho. A tensão é menor do que a tensão medida diretamente na fonte de soldagem, por causa das quedas de voltagem nas conexões e ao longo do comprimento do cabo.

O comprimento do arco elétrico e a corrente são responsáveis pela concentração e intensidade de calor para a peça a ser soldada. A estabilidade do arco é mantida pela manutenção do comprimento do arco a um valor constante. O comprimento do arco é de difícil medição e proporcional à tensão. Por isso, a medição da tensão, uma forma indireta do comprimento do arco, é usada como parâmetro de soldagem, Quadro 2.25.

Tensão Corrente	18 V	20 V	22 V	24 V	26 V	28 V	30 V	32 V	34 V	36 V
150 A										
200 A										
250 A										
300 A										

Quadro 2.25 - Efeitos da corrente e tensão em perfis de solda (GMAW com 100% CO₂ em um aço carbono).
Fonte: OS AUTORES, 2019.

2.3.6.8 Influência do posicionamento da tocha

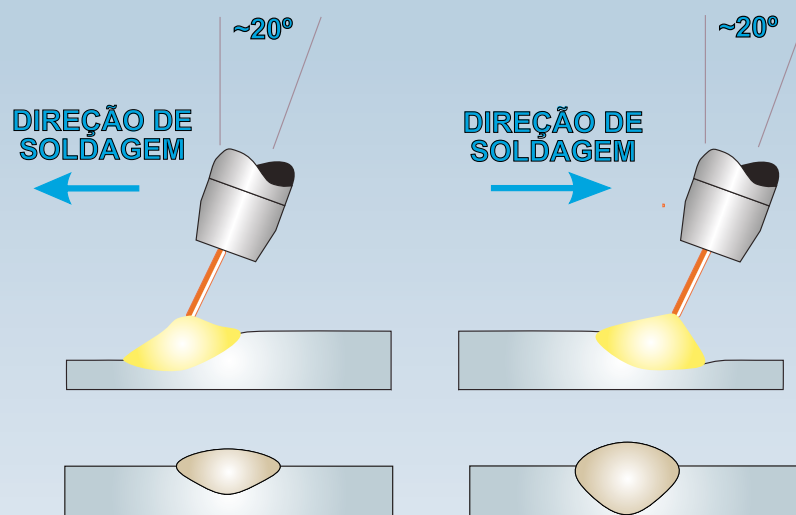
O sentido de deslocamento da tocha interfere significativamente na condição do cordão, Erro! Fonte de referência não encontrada..

É possível perceber as diferenças entre as técnicas existentes quanto à posição da tocha em relação ao eixo vertical e a penetração na posição plana:

Clique nos itens.

Empurrando
(forehand technique)

Puxando
(backhand technique)



Posição da tocha	Empurrando	Puxando
Penetração	Rasa	Profunda
Possibilidade de soldar com abertura de raiz maiores	Boa	Ruim
Estabilidade do arco	Baixa	Melhor
Formação de respingos	Grande	Pouca
Largura do cordão	Largo	Estreito

Figura 2.76 – Técnica de soldagem GMAW. Fonte: adaptado de <https://infosolda.com.br/biblioteca-digital/livros-senai/processos/174-processo-mig-mag-parametros-desoldagem> acessado em 09/03/2021

2.3.7 Descrição das discontinuidades induzidas pelo processo

O processo GMAW não apresenta fluxo ou revestimento. Contudo, pode ocorrer falta de fusão pela falta de limpeza entre passes. Um tipo especial de falta de fusão ocorre pela formação de óxido de silício, manganês e ferro (Si e Mn são elementos desoxidantes), especialmente em misturas com alto % de CO₂. Quanto maior o percentual de CO₂, maior a dissociação de oxigênio e maior a formação de óxido. Estes flutuam sobre a poça de fusão e, caso não sejam eliminados, causarão falta de fusão. Ao se solidificar, esse óxido típico do processo GMAW apresenta aspecto vítreo.

A soldagem robotizada utilizando arames tubulares do tipo metal cored é também um exemplo de aplicação desenvolvida recentemente, Figura 2.77.

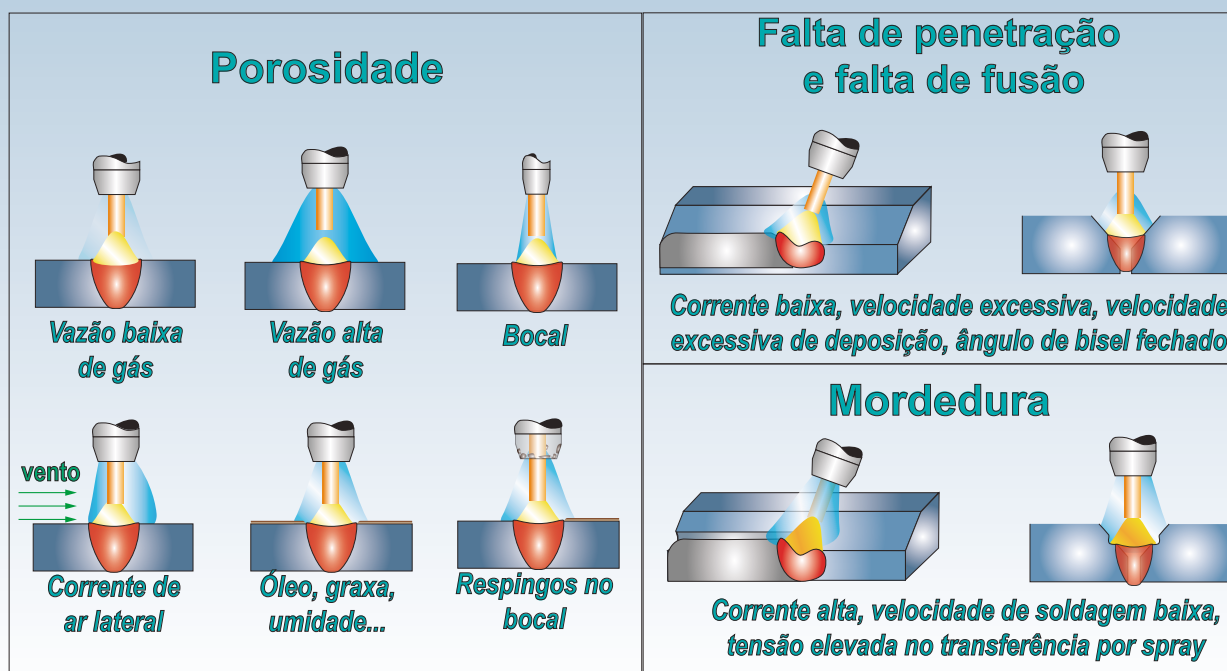


Figura 2.77 - Descontinuidades induzidas pelo processo GMAW. Fonte: adaptado de Senai, 2011 pelos autores.

2.4 PROCESSO DE SOLDAGEM COM UTILIZAÇÃO DE ELETRODO TUBULAR CONSUMÍVEL E PROTEÇÃO GASOSA ADICIONAL (ARAME TUBULAR) / FLUXES CORED ARC WELDING (FCAW)

O processo de soldagem Flux Cored Arc Welding (FCAW), também conhecido como arame tubular, possui características semelhantes ao processo GMAW. Utiliza como fonte de calor um arco elétrico estabelecido entre o eletrodo consumível e o metal de base. O arame, eletrodo, é alimentado continuamente sem interrupções durante a soldagem.

O arame utilizado nesse processo tem características diferentes do arame usado no processo GMAW. O seu interior contém um fluxo composto por materiais inorgânicos e metálicos que possui várias funções, entre as quais a melhoria das características do arco elétrico e de transferência do metal de solda, proteção da poça de fusão e em alguns casos a adição de elementos de liga desoxidantes, além de atuar como formador de escória, semelhante ao SMAW, Figura 2.78.

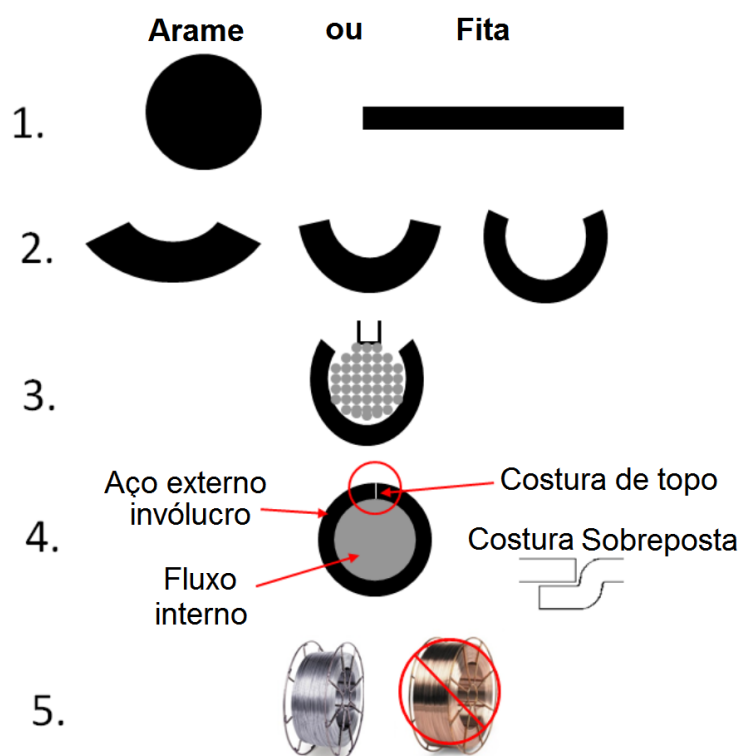


Figura 2.78 - Esquema de fabricação dos arames tubulares e detalhamento da seção metálica.
Fonte: MYERS, 2015, p. 15, traduzido pelos autores.

A proteção do arco elétrico e da poça de fusão pode ser feita somente pela queima do fluxo em pó contido no interior do arame (arames tubulares autoprotégidos) ou, além dessa proteção, pela utilização de um gás de proteção adicional semelhante ao GMAW. É utilizada a nomenclatura de Flux-Cored Arc Welding gas-shielded (FCAW-G) para o processo com proteção gasosa adicional e de Flux-Cored Arc Welding gas-shielded (FCAW-S) para os autoprotégidos, Figura 2.79.

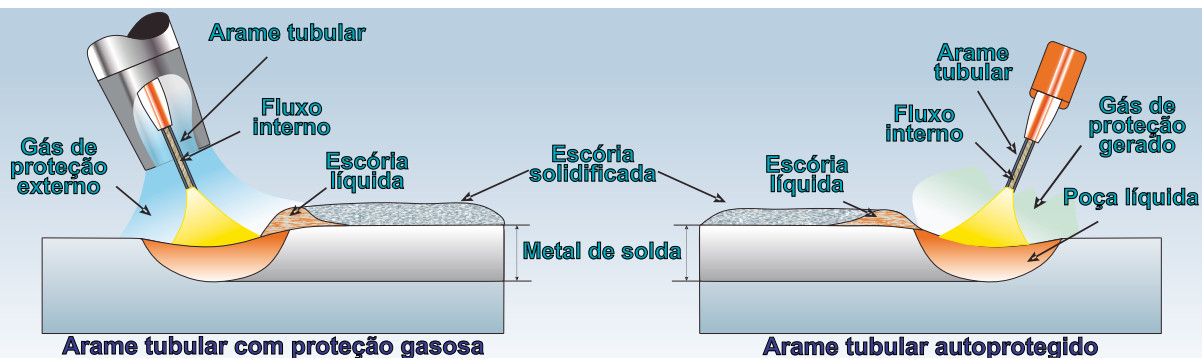


Figura 2.79 - Soldagem com arame tubular com proteção gasosa e auto protegido. Fonte: [ESAB, c2018](#).



Saiba Mais

Para maiores informações e visualização do processo você pode acessar os vídeos abaixo:

<https://www.youtube.com/watch?v=TPSQJXqSwTg>

<https://www.youtube.com/watch?v=uO5pVLOAmD4>

https://www.youtube.com/watch?v=bA1ON_Y2tVo&list=TLPQMDEwMzlwMjF58g007S-bBdg&index=3

Devido à relativa baixa penetração proveniente da aplicação do FCAW-S, esse processo é apropriado para soldas em ângulo no campo, em lugares confinados como as oficinas, necessita maiores cuidados em relação à grande quantidade de geração de fumos quando comparado a outros processos. De forma geral, pela característica de baixa tenacidade do metal depositado, em grande parte dos arames, o API limita o emprego do processo FCAW-S, utilizando apenas em estruturas metálicas e desde que seja especificado valor mínimo de impacto na classificação do consumível empregado. Razoáveis valores de hidrogênio e oxigênio (600 a 1000ppm) são comuns no FCAW-S, embora atualmente alguns fabricantes disponibilizem consumíveis com boas propriedades mecânicas, inclusive tenacidade para determinadas aplicações. De forma geral, consumíveis autoprotetidos apresentam no fluxo grande quantidade de elementos desoxidantes que influenciam de forma negativa na tenacidade da junta soldada, apresentando baixos valores de resistência ao impacto.

Já no FCAW-G, a pistola para utilização do processo apresenta maior dimensão em relação à utilizada pelo processo autoprotetido. Utilizando o FCAW com proteção de gás, não há restrição quanto ao uso em equipamentos pressurizados pela API. Entretanto, quando existir exigência de impacto ou dureza, essas propriedades devem ser verificadas antes da soldagem para validar o procedimento de soldagem. Pequenas variações na matéria-prima ou no percentual de microelementos empregados no fluxo podem acarretar significativas mudanças nas propriedades mecânicas. O procedimento de soldagem deve representar a real condição de campo para que possam ser avaliados aspectos que podem influenciar em futuros defeitos e reparos, como o acesso à tocha, sanidade do depósito, facilidade de remoção da escória e visualização da poça em função do tipo de chanfro.

A taxa de deposição é significativamente maior do que as obtidas no processo SMAW e GMAW, Quadro 2.26.

Processo	Parâmetros	Velocidade	Velocidade relativa	Taxa de deposição estimada
FCAW	1,2 mm 200 A 23 V	26 cm/min	2,5	2,81 kg/naa
GMAW	1,2 mm 150 A 22 V	15 cm/min	1,5	1,64 kg/naa
SMAW	4,0 mm 150 A 23 V	10 cm/min	1	1,5 kg/naa

Quadro 2.26 – Comparação do arame tubular com MAG e eletrodo revestido.
Fonte: ESAB, c2018, adaptado pelos autores.

Existe, ainda, o metal core, considerado GMAW pelo ASME por não ter fluxo, que é um eletrodo com núcleo de metal, geralmente constituído por um fluxo em pó de aço carbono e outros metais e ligas. Estabilizadores e intensificadores de arco podem ser facilmente adicionados, fornecendo uma janela operacional mais ampla para o soldador, Figura 2.80.

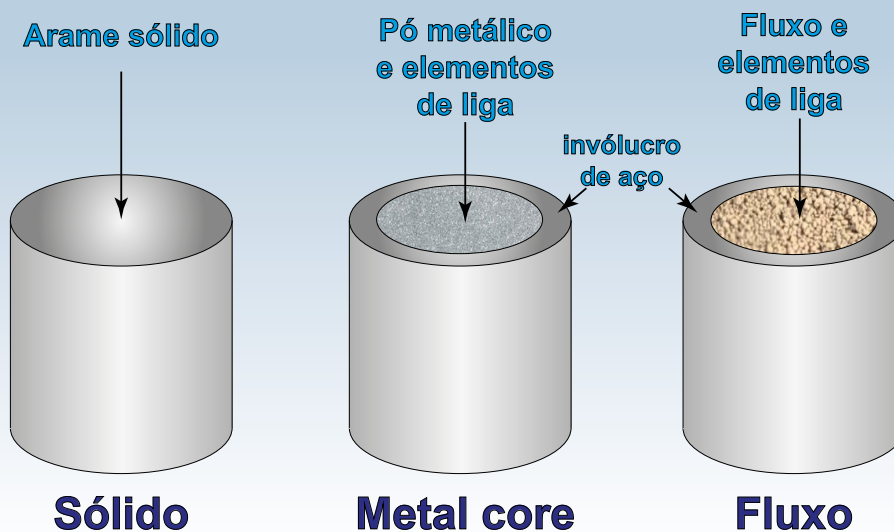


Figura 2.80 – Detalhamento do arame sólido, metal core e flux core. Fonte: OS AUTORES, 2018.

A representação de como as impurezas são arrastadas para a escória estão na Figura 2.81.

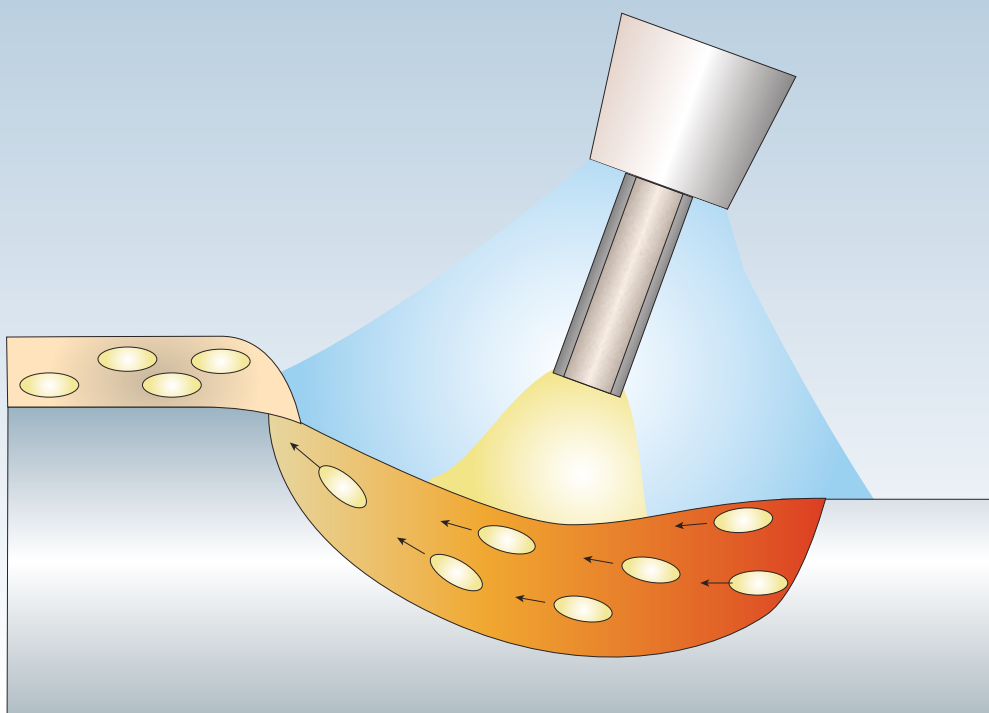


Figura 2.81 - Impurezas subindo para a superfície formando escória. Fonte: OS AUTORES, 2018.

O processo de soldagem FCAW, assim como o GMAW, é um processo semiautomático quando a condução da tocha é manual. Contudo, pode ser aplicado de forma mecanizada (automático) quando o seu movimento for realizado por uma máquina (carrinho ou robô), cujas diferenças nos metais de solda são mostradas na Figura 2.82.

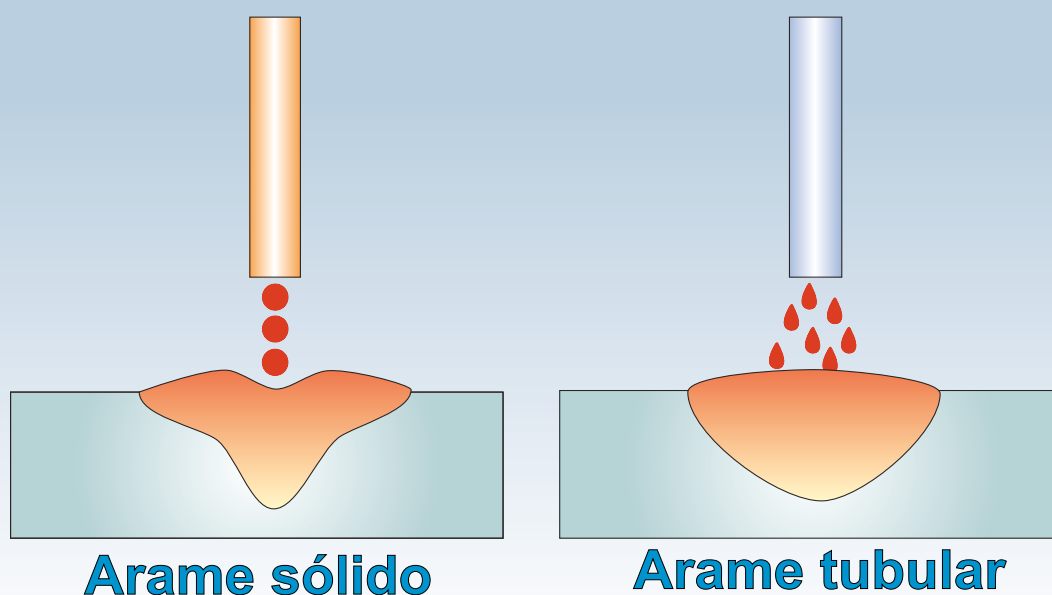


Figura 2.82 - Diferenças no perfil do metal de solda na soldagem com FCAW e GMAW. Fonte: [OS AUTORES, 2019](#).

2.4.1 Equipamentos de soldagem

Os equipamentos no processo FCAW são bastante semelhantes aos usados no GMAW. Por exemplo: A fonte de energia, os cabos, a tocha de soldagem, o bico de contato, bocais e difusores de gás e o sistema de alimentação dos arames têm a mesma aplicabilidade em ambos os processos.

A principal diferença entre os arames tubulares e os arames sólidos, como resultado de sua estrutura, é que os arames tubulares são menos resistentes e podem se deformar e sofrer danos mais facilmente que os arames sólidos. Por isso, deve ser dada uma atenção especial ao sistema de alimentação, Figura 2.83.

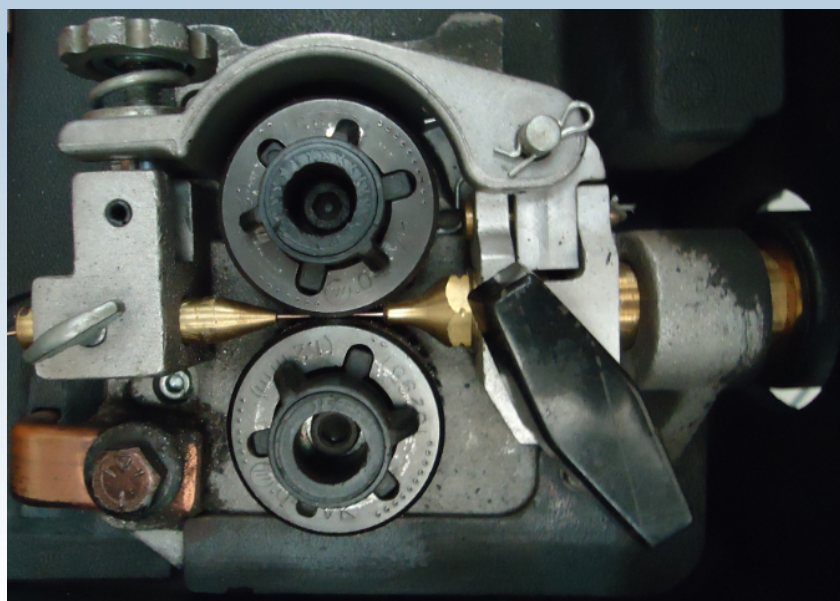


Figura 2.83 - Sistema de alimentação do arame tubular. Fonte: Senai, 2011.

Roldanas de grande diâmetro geralmente produzem melhor alimentação que roldanas pequenas. A razão para isso, evidentemente, é que uma parte mais longa do arame entra em contato com o entalhe da roldana e que a força de alimentação que é aplicada pode ser aumentada sem causar aumento na deformação do arame.

O número de roldanas, o perfil do entalhe da roldana, o projeto do dispositivo de pressão nas roldanas e as características de superfície das roldanas têm um efeito decisivo na alimentação do arame. Empregar quatro roldanas em vez de duas apresenta a vantagem imediata de dobrar a superfície de contato das roldanas com o arame. Desse modo, uma pressão menor com quatro roldanas exerce a mesma força de tracionamento no arame que um par de roldanas com uma pressão maior. Consequentemente, é possível evitar a deformação indesejável do arame tubular empregando um sistema de alimentação com quatro roldanas.

Arames tubulares são melhores tracionados com roldanas ranhuradas ou recartilhadas, que podem ser operadas com pressões menores, Figura 2.84. É sempre importante tomar cuidado para não aplicar uma pressão excessiva, pois isso aumenta o risco de causar danos ao arame tubular. Além disso, se as ranhuras ou recartilhas das roldanas estiverem marcando a superfície do arame tubular, ele pode agir como uma lima e, por sua vez, danificar o bico de contato.



Figura 2.84 – Roldana recartilhada. Fonte: Senai, 2011.

2.4.2 Tipo de corrente elétrica

As aplicações de corrente elétrica para este processo são empregadas da mesma maneira e com as mesmas finalidades que no GMAW. Veja o capítulo anterior.

2.4.3 Tipos de Transferência Metálica do Processo FCAW

A principal diferença dos modos de transferência dos processos GMAW e FCAW é que, no FCAW, o fluxo de gotas metálicas não é central ao eixo do arame. As gotas são formadas na lateral do arame, visto que há fluxo no centro do mesmo. Isso não é um problema, porém atenção especial deve ser tomada na soldagem de juntas em ângulo e em juntas de topo com chanfros em “V”, com o intuito de evitar o excesso de fusão lateral nas paredes da junta e falta de penetração na junta. Esse processo apresenta baixa penetração e pode, em função do processo de fabricação, apresentar maior percentual de hidrogênio que os demais, especialmente pela impossibilidade de secagem após fabricação.

As vantagens econômicas provenientes do emprego de arames tubulares são claras, porém devem ser feitas algumas considerações quanto aos modos de transferência do metal de solda para que sejam alcançados os melhores resultados, especialmente quando não são necessariamente aplicáveis comparações diretas com arames sólidos. As escolhas do consumível e do diâmetro relativamente à aplicação proposta são importantes aspectos a serem considerados na seleção do processo. O esquema mostra um esquema da transferência metálica no processo FCAW, Figura 2.85.

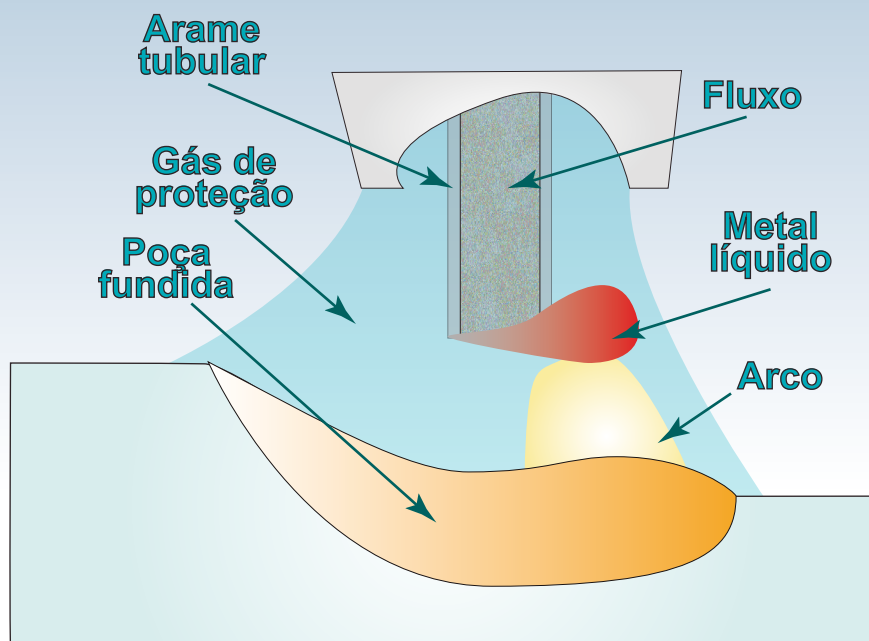


Figura 2.85 - Esquema de transferência metálica do FCAW. Fonte: OS AUTORES, 2018.

Na soldagem com arames tubulares, as variações comuns dos gases de proteção, fontes de energia e tipos de arames têm efeitos significativos, que podem produzir basicamente três diferentes modos de transferência de metal através do arco: spray ou aerossol, globular e curto-circuito. A transferência por spray/aerossol e a globular requerem correntes relativamente altas, enquanto a transferência por curto-circuito usa normalmente correntes médias e baixas. Cada modo de transferência de metal de solda tem suas limitações e vantagens específicas. Arames tubulares metálicos comportam-se de forma similar aos arames sólidos relativamente aos modos de transferência, contudo o aumento da corrente não altera o modo de transferência metálica, pois é uma propriedade inerente ao projeto do consumível. Em geral, arames tubulares rútilicos apresentam, em função da corrente, os modos de transferência por aerossol para altas correntes e um misto de aerossol e globular (pode ser chamado de “falso aerossol”) para baixas correntes, enquanto que arames tubulares básicos operam normalmente com transferência globular a correntes elevadas e curto-circuito para correntes mais baixas, Figura 2.86.

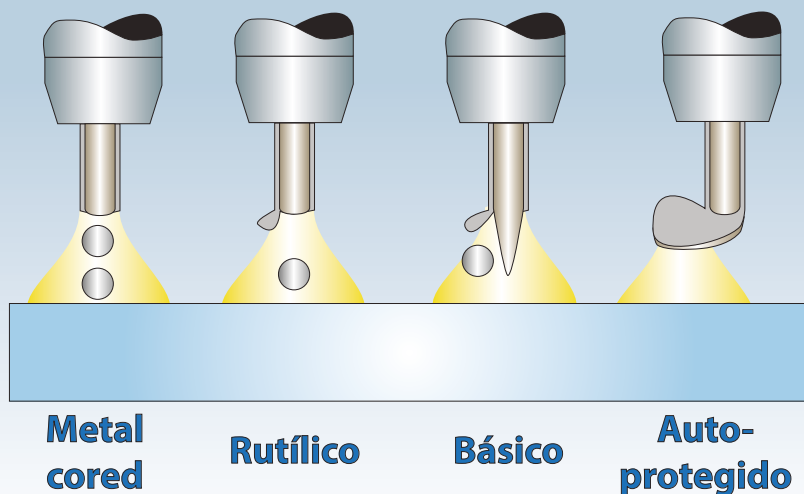


Figura 2.86 - Formas típicas de transferência na soldagem com arames tubulares. Fonte: adaptado http://de-met.eng.ufmg.br/wp-content/uploads/2012/10/fisica_da_soldagem1.pdf acessado em 09/03/2021

2.4.3.1 Transferência Globular

Usando-se correntes de soldagem relativamente baixas, bem como tensões de soldagem altas, ocorrerá a transferência metálica do tipo globular.

No modo de transferência globular, os gases ricos em CO_2 são usados para proteger o arco e a região de soldagem. O arame se aquecerá demasiadamente e formarão grandes gotas de metal fundido, que será transferido através do arco em glóbulos impulsionados pela força do arco. Nem sempre as gotas serão direcionadas à poça de fusão e por isso haverá excessivos respingos no impacto com o material de base ou com a poça de fusão. Por isso, esse tipo de transferência deve ser evitado tanto para arames sólidos quanto para arames tubulares.

2.4.3.2 Transferência por curto-circuito

Quando são usadas fontes de tensão constante, o modo de transferência por curto-circuito ocorrerá somente para correntes geralmente abaixo de 200 A, embora esse valor possa variar em função do diâmetro do arame e dos parâmetros escolhidos. Esse modo de transferência funciona através de uma série de curtos-circuitos em que o arame realmente toca a poça de fusão e, conseqüentemente, a corrente aumenta e funde a ponta do arame.

A necessidade de correntes relativamente altas com os modos de transferência por aerossol e globular limita sua aplicabilidade. Esses modos de transferência não são recomendados para a soldagem de seções de pequena espessura porque a penetração na junta e as taxas de deposição são excessivamente altas, resultando em perfuração ou em deposição excessiva.

Entretanto, com a transferência por curto-circuito, a corrente média e as taxas de deposição podem ser limitadas empregando-se fontes de soldagem que permitam ao metal de solda ser transferido através do arco somente durante os intervalos de curtos-circuitos controlados ocorrendo a taxas um pouco maiores do que cinquenta por segundo. Aplicar uma indutância menos agressiva é a prática mais usual que pode ser utilizada para variar o aumento de corrente de tal maneira que as erupções que ocorrem imediatamente após o curto-circuito não causem respingos excessivos.

2.4.3.3 Transferência por Spray

O modo de transferência por spray é estabelecido quando é mantido um comprimento constante do arco, de modo que gotas extremamente finas sejam projetadas através do arco em queda livre.

Esse modo de transferência consiste em uma transferência axial de várias centenas de pequenas gotas de metal de solda por segundo. É necessário o argônio ou misturas de gases ricos em argônio para proteger o arco. O eletrodo positivo com corrente contínua (CC+) é quase sempre empregado e a corrente tem que estar acima de um valor crítico relacionado com o diâmetro do arame. A transferência do metal de solda é muito estável, direcional e essencialmente livre de respingos. A aparência da solda é muito boa, sendo que aporte térmico e força do arco superior asseguram excelente fusão lateral e penetração com uma reduzida incidência de defeitos. Esse modo é habitualmente empregado em situações em que são possíveis e desejáveis taxas de deposição máximas, Figura 2.87.

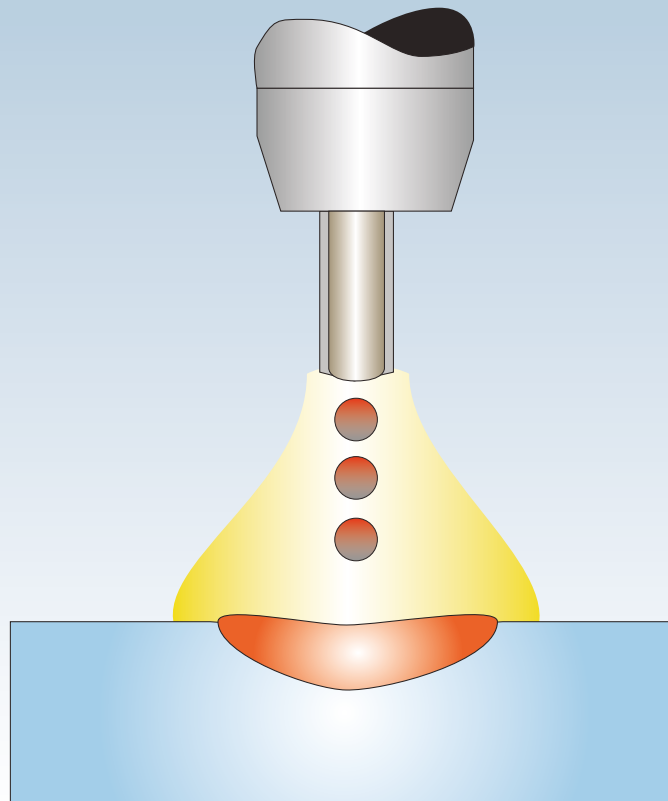


Figura 2.87 - Transferência por spray no FCAW. Fonte: OS AUTORES, 2019.

Como forma de minimizar o alto aporte térmico do FCAW, o arco pulsado também é utilizado nesse processo, como mostrado na Figura 2.88.

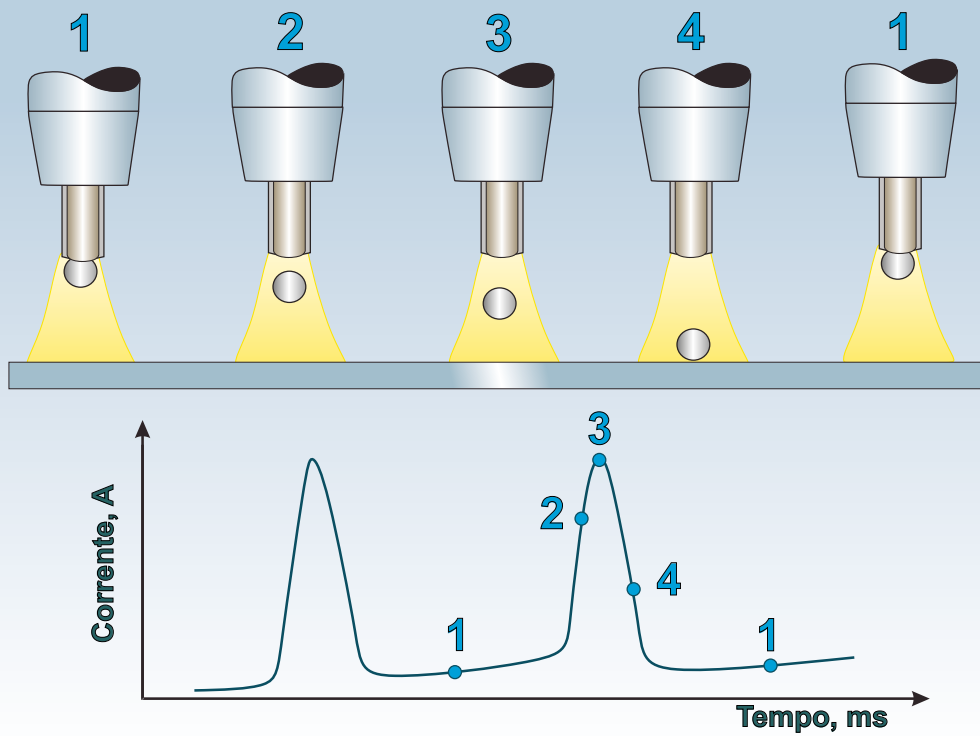


Figura 2.88 - Transferência com Arco Pulsado. Fonte:

2.4.3.4 Vantagens e limitações do FCAW

Como vantagens, podemos citar a alta taxa de deposição, boa fusão e penetração, bom aspecto do cordão, capacidade da utilização de grandes diâmetros de arames, pouco ou nenhum respingo (depende da regulação da máquina).

Já como limitações, temos a utilização para espessuras acima de $\frac{1}{2}$ " nas posições plana e horizontal. A fonte de energia pode apresentar diversos aspectos construtivos, em termos de projeto e características operacionais, de acordo com seu fabricante e capacidade. Porém, deve ter saída do tipo corrente constante, com capacidade e tipo de corrente adequados para os eletrodos utilizados. Sabendo que a tensão em vazio ou em circuito aberto é a tensão existente nos bornes de saída da máquina quando não há fornecimento de corrente.

2.4.4 Variáveis de soldagem

No processo FCAW, a qualidade da solda é influenciada por diversas variáveis, tais como: corrente, tensão e comprimento do arco, velocidade de soldagem, comprimento do eletrodo livre, gases de proteção, diâmetro do eletrodo e posição da tocha. As influências dessas variáveis para o FCAW são iguais às encontradas no GMAW. Portanto, para mais detalhes, veja o capítulo anterior.

2.4.5 Classificação dos consumíveis: arame e gás de proteção

A norma AWS traz as classificações dos consumíveis de FCAW e eles são apresentados a seguir.

2.4.5.1 Classificação dos Gases de Proteção

Entre as diversas opções de gases e misturas destes disponíveis no mercado, a opção deve ser feita por aquele que atenda aos requisitos de qualidade requeridos com o menor custo possível. Entre os mais usados pode-se citar o dióxido de carbono e misturas deste com o argônio. Os gases hélio e oxigênio também estão bastante presentes em misturas para soldagem FCAW e são bastante semelhantes ao visto anteriormente no processo GMAW. Dessa forma temos:

2.4.5.1.1 Dióxido de Carbono

O dióxido de carbono (CO_2) é muito usado para proteção durante a soldagem com arames tubulares, em aplicações que não exigem altos valores de tenacidade, como em soldagem em estruturas. Duas vantagens desse gás são o baixo custo e alta penetração. Embora ele usualmente seja usado nas transferências globular, algumas formulações de fluxo produzem transferência spray com o uso de CO_2 .

O dióxido de carbono não é ativo na temperatura ambiente. Contudo, quando ele é aquecido a altas temperaturas pelo arco elétrico, se dissocia formando o monóxido de carbono (CO) e o oxigênio (O_2)

O oxigênio proveniente dessa dissociação irá reagir com os elementos do metal fundido oxidando-os. Assim, materiais desoxidantes são adicionados ao fluxo do eletrodo para compensar os efeitos oxidantes do CO_2 .

Conheça as vantagens e desvantagens.

- » Como vantagens, temos:
 - » econômico;
 - » baixo calor irradiado;
 - » razão (profundidade / largura do cordão) superior;
 - » menores níveis de hidrogênio difusível no metal de solda.

A maioria dos arames tubulares com fluxo não metálico pode ser aplicada apenas com CO_2 , produzindo bons resultados. Arames tubulares básicos também produzem características físicas superiores quando utilizados com CO_2 .

- » Já as desvantagens são:
 - » maior quantidade de respingos;
 - » banda de tensão estreita – a regulação da máquina é crítica.

2.4.5.1.2 Mistura de Gases

O uso da mistura de gases na soldagem com arames tubulares pode combinar as vantagens separadas de dois ou mais gases. O aumento de gás inerte aumenta a eficiência de transferência dos desoxidantes que estão no fluxo do arame. Por outro lado, a penetração do cordão será reduzida. O argônio é capaz de proteger a poça de fusão em todas as temperaturas de soldagem. Sua presença em quantidade suficiente resulta na diminuição da oxidação comparativamente à proteção com CO_2 (100%). Os gases de proteção usados na soldagem são classificados em função de suas composições químicas. Estão classificados na especificação AWS A5.32 (2011).

A mistura mais empregada tanto para arames tubulares quanto para arames sólidos é a Ar + 15 - 25% CO_2 , que, embora mais cara, traz vantagens que certamente justificam seu uso.

Conheça as vantagens e desvantagens.

- » Suas vantagens são:
 - » quantidade reduzida de respingos pela ação de um arco mais suave;
 - » menor geração de fumos;
 - » acabamento e perfil do cordão de solda superiores;
 - » capacidade de suportar uma larga faixa de tensão – a regulação da máquina é menos crítica;
 - » penetração consistente e mais favorável, especialmente com arames tubulares;
 - » maiores velocidades de soldagem.
- » E as desvantagens são:
 - » maior calor irradiado;
 - » algumas vezes podem ser requeridos sistemas de refrigeração.

2.4.6 Classificação do arame

Os consumíveis são classificados pela AWS quanto ao tipo de enchimento, uso de gás de proteção, tipo de corrente, posições de soldagem, composição química e propriedades mecânicas do cordão de solda. Os arames tubulares necessitam cuidados similares aos eletrodos revestidos, no sentido de evitar a oxidação. Assim, embalagens especiais a vácuo são necessárias.

São denominados de arames metal-cored arames tubulares que não utilizam fluxo, mas sim um pó metálico de enchimento, geralmente pó de ferro ou ferro-ligas. A quantidade de escória gerada é mínima, há maior taxa de deposição, o que traz vantagem na soldagem mecanizada em alta velocidade. Outras aplicações para arames metal-cored são a soldagem de inoxidáveis e aplicação de revestimentos contra desgaste.

Na soldagem com arame tubular, o modo de transferência é influenciado pelos elementos que constituem os diversos tipos de fluxo do arame. Os fluxos são os de composição metálica, de composição rutilica, de composição básica.

O arame tubular com fluxo de composição rutilica geralmente proporciona a transferência por spray. Uma parte do fluxo se decompõe em gases de proteção e a outra parte restante é transferida para a poça de fusão formando uma camada de escória protetora do cordão de solda.

A soldagem com arames tubulares rutilicos apresentam as seguintes características:

- » altas correntes, produzindo poucos respingos e uma aparência regular do cordão de solda;
- » altas taxas de deposição;
- » remoção da escória se dá sem esforço, sendo muitas vezes autodestacável;
- » ideal para soldagem de equipamentos pesados;
- » utiliza a corrente contínua polaridade inversa;
- » rápida solidificação, facilitando a soldagem fora de posição.

A transferência proporcionada por arames básicos, mesmo não sendo facilmente encontrados comercialmente, acontece por curto-circuito, com corrente baixa e, quando a corrente é mais elevada, o modo de transferência é goticular.

A soldagem com os arames tubulares básicos apresenta as seguintes características:

- » alta taxa de deposição (até 90%), produzindo taxas de deposição mais altas que outros arames tubulares com fluxo não metálico;
- » fina camada de escória, facilmente destacável, reduzindo a ocorrência de inclusões de escória;
- » operam preferencialmente com corrente contínua polaridade direta.

Os arames com fluxo de composição metálica possuem características semelhantes aos arames sólidos. Na soldagem com correntes baixas, a transferência se dá por curto-circuito e com correntes mais elevadas, por spray. A transferência com correntes elevadas proporciona altas taxas de deposição e uma poça de fusão fluída, sendo uma grande dificuldade para os soldadores adaptar-se a essa característica do processo, Gráfico 2.13.

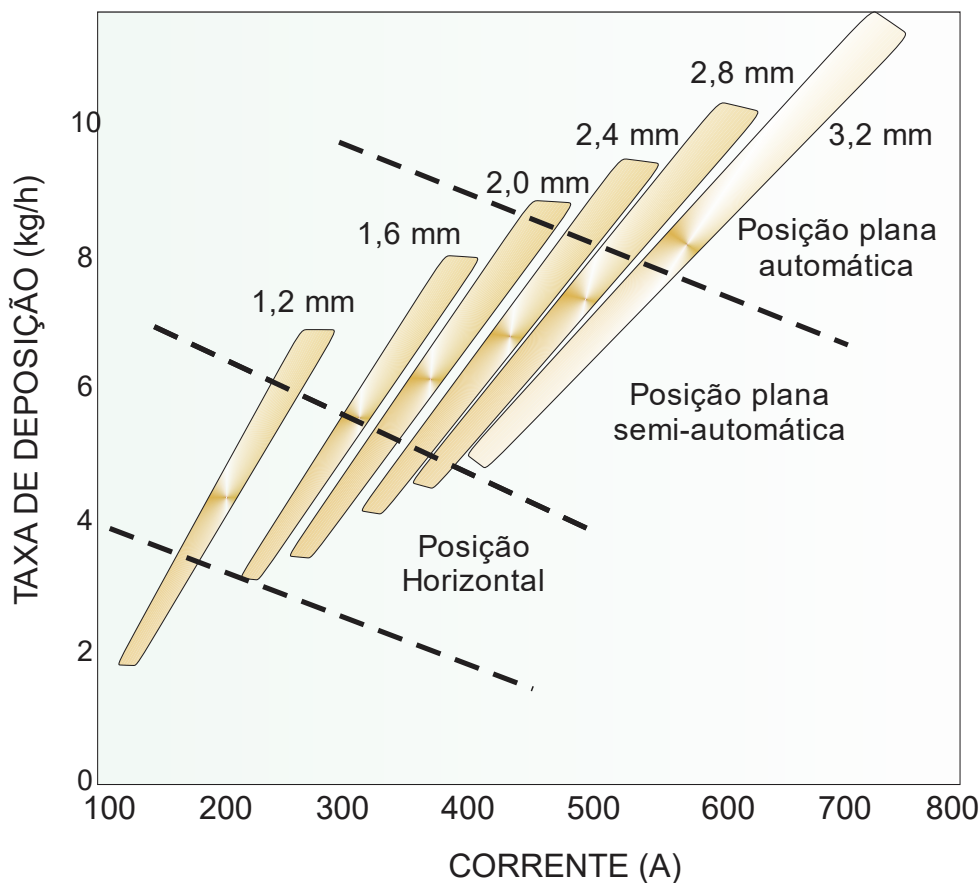


Gráfico 2.13 - Relação entre a corrente de soldagem e taxa de deposição.

Fonte: [FORTES, 2004, p. 42, adaptado pelos AUTORES.](#)

As especificações da AWS destinadas aos consumíveis para soldagem pelo processo FCAW são as seguintes:

Clique nos itens.

AWS A 5.15

AWS A 5.20

AWS A 5.22

AWS A 5.29

2.4.6.1 Eletrodos de aço carbono e baixa liga

A maior parte dos eletrodos de aço carbono e baixa liga para o FCAW são classificados de acordo com os requisitos (exigências) da AWS A5.20 - Specification for Carbon Steel Electrodes for Flux Cored Arc Welding (2005) – e da AWS A5.29 - Specification for Low Alloy Steel Electrodes for Flux Cored Arc Welding (2010). O sistema de classificação usado nessas especificações segue basicamente a Figura 2.89.

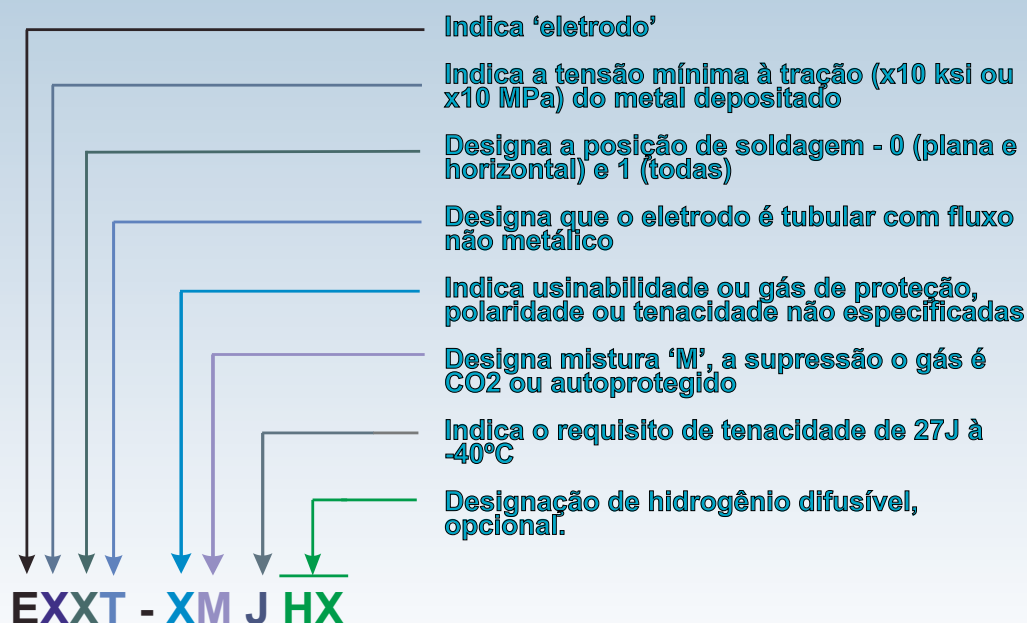


Figura 2.89 - Sistema de classificação segundo a AWS para consumíveis de aço carbono e baixa liga.
Fonte: [AtraSME II part C.](#)

Para os eletrodos baixa liga é acrescentada a essa classificação, após a letra T, um número que indica a composição química do metal depositado, para aço carbono no Quadro 2.27 e baixa liga no Quadro 2.28.

Eletrodo	Nº de passes	Proteção externa	Corrente	Polaridade	Transferência
EXXT-1	Passes Múltiplos	CO ₂ e mistura de Argônio com CO ₂	CC	Eletrodo Positivo	Spray
EXXT-2	Passe Único	CO ₂ e mistura de Argônio com CO ₂	CC	Eletrodo Positivo	
EXXT-3	Passe Único	Nenhuma	CC	Eletrodo Positivo	Spray
EXXT-4	Passes Múltiplos	Nenhuma	CC	Eletrodo Positivo	Globular
EXXT-5	Passes Múltiplos	CO ₂ e mistura de Argônio com CO ₂	CC	Eletrodo Positivo	Globular
EXXT-6	Passes Múltiplos	Nenhuma	CC	Eletrodo Positivo	Spray
EXXT-7	Passes	Nenhuma	CC	Eletrodo	
	Múltiplos			Negativo	
EXXT-8	Passes Múltiplos	Nenhuma	CC	Eletrodo Negativo	
EXXT-10	Passe Único	Nenhuma	CC	Eletrodo Negativo	
EXXT-11	Passes Múltiplos	Nenhuma	CC	Eletrodo Negativo	Spray
* EXXT-G	Passes Múltiplos				
* EXXT-GS	Passe Único				

* Eletrodos relativamente recentes.

Quadro dos eletrodos para aço carbono. Fonte: Senai, 2011.

Eletrodo	Nº de passes	Proteção externa	Corrente	Polaridade	Transferência
EXXT1 – X	Passes Múltiplos	CO ₂ e mistura de Argônio com CO ₂	CC	Eletrodo Positivo	Spray
EXXT4 – X	Passes Múltiplos	Nenhuma	CC	Eletrodo Positivo	Globular
EXXT5 – X	Passes Múltiplos	CO ₂ e mistura de Argônio com CO ₂	CC	Eletrodo Positivo	Globular
EXXT – 8X	Passes Múltiplos	Nenhuma	CC	Eletrodo Negativo	
EXXTX – G	Passes Múltiplos	NE	NE	NE	NE

NE : Não especificado

Quadro 2.28 – Classificação dos eletrodos para aços de baixa liga. Fonte: Senai, 2011.

2.4.6.2 Eletrodos de aços inoxidáveis

Os eletrodos de aço inoxidável para soldagem FCAW são classificados de acordo com os requisitos (exigências) da AWS A5.22 - Specification for Stainless Steel Electrodes for Flux Cored Arc Welding and Stainless Steel Flux Cored Rods For gás Tungsten Arc Welding (2012).

Os diferentes tipos de arames tubulares são encontrados no mercado, com diferentes seções transversais.

A quantidade de fluxo no interior dos arames varia entre 15 a 30% em peso, podendo chegar a 50% para arames especiais, com menor seção metálica. Seções mais complexas, mais difíceis de fabricar e com custos mais elevados, podem apresentar melhores características operacionais, como um aquecimento mais homogêneo ao longo da seção transversal, resultando em transferência metálica mais regular.

Um aspecto muito importante que deve ser levado em conta quando a contratação dos serviços de soldagem é feita nas instalações do contratante é o consumo de energia elétrica por peso de metal de solda depositado comparando diferentes processos de soldagem, Gráfico 2.14.

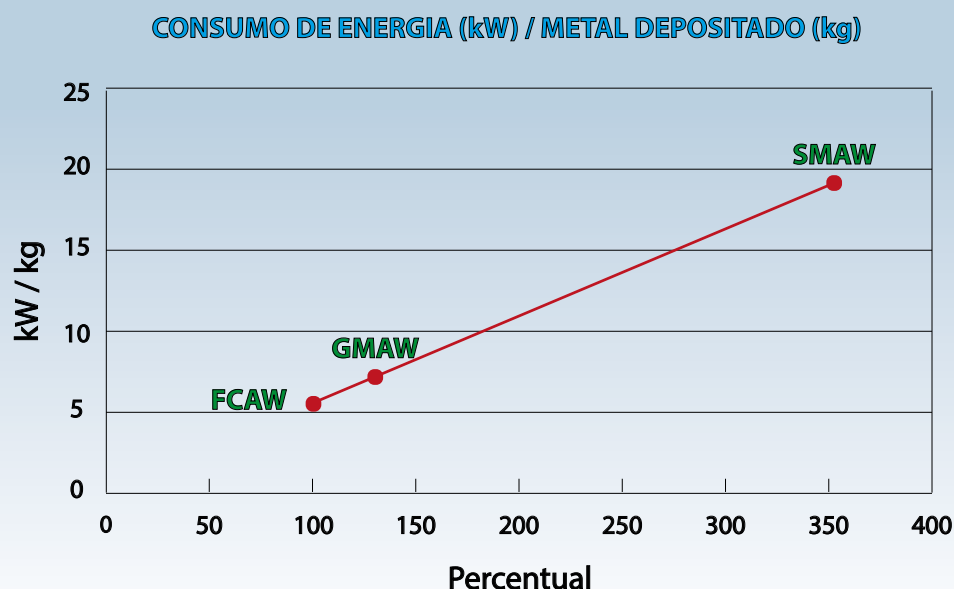


Gráfico 2.14 – Consumo de energia comparativo por processo considerando o metal de solda depositado. Fonte: Mini-curso ESAB, 2003, slide 54. <https://www.passeidireto.com/arquivo/47903105/arames-tubulares-mini-curso-pt-2>

2.4.7 Classificação do gás de proteção

Os gases de proteção usados na soldagem, por sua vez, são classificados em função de suas composições químicas. Estão classificados na especificação AWS A5.32 (2011). A regra de identificação desses gases está descrita no capítulo do GTAW.

Os gases de proteção podem ser de origem atômica, como o argônio e o hélio, ou moleculares como o CO₂. Eles ainda se dividem quanto à composição, que pode ser simples contendo apenas um tipo de gás, ou podem ser compostos por misturas, possuindo dois ou mais tipos de gases em sua composição. Perfis de penetração dos cordões de solda do processo GMAW para diferentes gases utilizados, Figura 2.90.

Efeito do gás de proteção nos perfis de penetração dos cordões de solda feitos através do processo FCAW, utilizando diferentes tipos de gases.

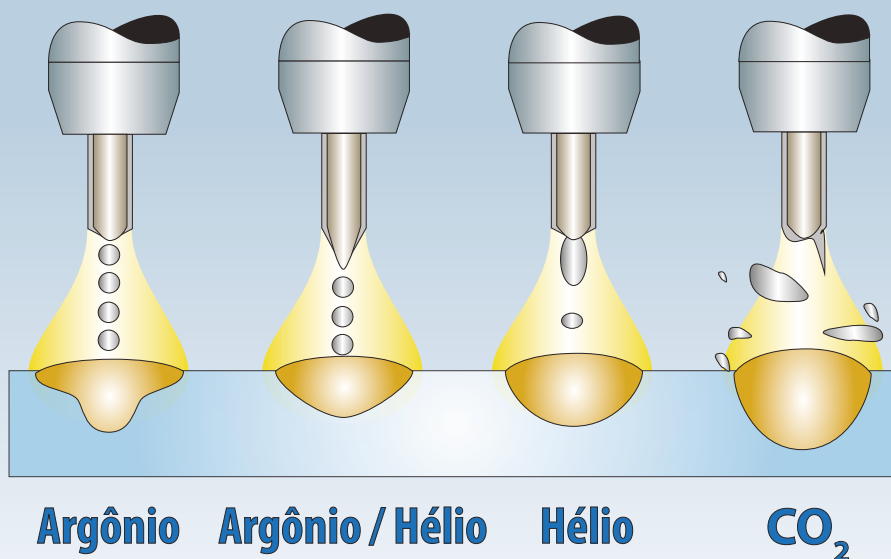


Figura 2.90 – Perfis de solda variando em função dos tipos de gás de proteção. Fonte: adaptado de <https://www.sumig.com/pt/blog/post/tudo-o-que-voce-precisa-saber-sobre-o-processo-de-soldagem-mig-mag> pelos AUTORES, acessado em 09/03/2021.

O Quadro 2.29 mostra os diferentes materiais e seus respectivos gases utilizados para soldagem pelo processo FMAW.

Arame x Tipo de Gás	Ar	CO ₂	Ar-Co ₂	Ar-He	Ar-O ₂
Aços ao carbono e de baixa liga	--	100%	8, 15, 20, 25 ou 50% de CO ₂ em Ar	--	--
Ligas de aço inoxidável	--	--	até 4% de Co ₂ em Ar	--	2 a 4% de O ₂ em Ar
Alumínio e suas ligas	100%	--	--	até 25% de He em Ar	--
Cobre e suas ligas	100%	--	--	até 75% de He em Ar	--
Ligas de níquel	100%	--	--	até 75% de He em Ar	--
Metais reativos	100%	--	--	até 75% de He em Ar	--

Quadro 2.29 – Tipo de gás recomendado para cada tipo de material. Fonte: ESAB, c2018.

2.4.8 Descrição das discontinuidades induzidas pelo processo

O Processo FCAW se destaca por apresentar metal depositado de relativa qualidade e solda com boa aparência visual, principalmente com o FCAW-S. A qualidade da solda produzida por esse processo depende do tipo de eletrodo utilizado, do método (com proteção gasosa ou autoprotégido), das condições do metal de base, do projeto da junta e do procedimento de soldagem.

A ocorrência de discontinuidades está diretamente relacionada a procedimentos e práticas inadequadas. O Quadro 2.30 relaciona os principais tipos de problemas que podem ocorrer com suas prováveis causas e ações corretivas para solucioná-los.

Problema	Possíveis causas	Ações corretivas
Porosidade	Baixo fluxo de gás Alto fluxo de gás Correntes de ar Gás contaminado Metal de base contaminado Alimentador de arame contaminado Fluxo insuficiente no eletrodo Tensão alta "Stickout" excessivo "Stickout" insuficiente (eletrodos autoprotégidos) Velocidade de soldagem excessiva	Aumentar o fluxo de gás Reduzir o fluxo de gás para minizar a turbulência Proteger a região da solda das correntes de ar Checar a fonte de gás Checar a existência de vazamentos em mangueiras e encaixes Limpar as faces da junta Remover os componentes que estão originando a contaminação Retirar óleo das roldanas Evitar acúmulo de sujeira no sistema de alimentação Trocar o eletrodo Ajustar tensão Ajustar "Stickout" e corrente Ajustar "Stickout" e corrente Ajustar a velocidade
Falta de penetração ou fusão incompleta	Tocha posicionada de maneira inadequada Parâmetros inadequados Solda com perfil inadequado	Direcionar o eletrodo para a raiz da solda Aumentar a corrente Reduzir a velocidade de soldagem Reduzir o "Stickout" Reduzir o diâmetro do arame Aumentar a velocidade de soldagem (p/ arames autoprotégidos) Aumentar a abertura da raiz Reduzir a face da raiz
Trinca	Juntas com restrição excessiva Eletrodo inadequado Desoxidantes em quantidade insuficiente no fluxo do arame	Reduzir as restrições Aplicar pré-aquecimento Usar um metal de solda mais dúctil Realizar martelamento Checar a fórmula e os componentes do fluxo Checar a fórmula e os componentes do fluxo
Falha de alimentação	Contato excessivo do arame no bico Fusão do bico de contato Conduíte sujo	Reduzir a pressão das roldanas Reduzir tensão Utilizar tocha refrigerada Limpar o conduíte ou trocá-lo

Quadro 2.30 - Descontinuidades em soldas realizadas por FCAW. Fonte: Senai, 2011.

Além das causas acima, a soldagem semiautomática de bocais, juntas em T, etc., através dos processos FCAW e GMAW, favorece a falta de fusão, pelo difícil acesso e posicionamento da tocha.

Na soldagem pelo processo FCAW, o posicionamento da pistola através das técnicas empurrando e vertical são menos suscetíveis à inclusão de escória, contudo a maior penetração é obtida pela técnica de puxar a poça de fusão.

2.4.9 Aplicações especiais

O desenvolvimento da soldagem FCAW vem aumentando consideravelmente seu campo de aplicações. O uso de arames tubulares autoprotetidos no revestimento e recuperação de peças onde se desejam ligas com propriedades especiais como resistência ao desgaste abrasivo é um exemplo de aplicação recente. Esse tipo de aplicação é economicamente interessante, pois aumenta significativamente a vida útil de peças, além de permitir sua recuperação quando desgastadas. Indústrias de construção pesada, mineradoras e usinas de cana de açúcar são hoje os maiores clientes desse tipo de aplicação.

2.5 PROCESSO DE SOLDAGEM COM ELETRODO CONSUMÍVEL COM ARCO SUBMERSO / SUBMERGED ARC WELDING (SAW)

É um processo que alia uma boa qualidade de metal de solda com muito boa produtividade. Na maioria das vezes, é o processo preferido quando o volume de solda é grande, para espessuras maiores, desde que seja viável tecnicamente.

No processo de soldagem Submerged Arc Welding (SAW), o arco elétrico é formado por uma corrente elétrica que passa entre o eletrodo de arame sólido ou tubular e a peça de trabalho sob a proteção de um fluxo granular fundido, Figura 2.91. O calor produzido pelo arco elétrico é transferido pelo fluxo fundido funde o metal de adição (arame) e o metal de base, formando a poça de fusão.

Nesse processo não há arco visível, o arco fica submerso no fluxo formado por um material granulado, pois parte do fluxo não funde e sobrenada a porção fundida. Além de proteger o arco elétrico e a poça de fusão, o fluxo pode fornecer elementos desoxidantes e conter elementos de adição que modificam a composição química do metal depositado. Com o deslocamento do eletrodo ao longo da junta, o fluxo fundido sobrenada e se separa do metal de solda líquido, na forma de escória.

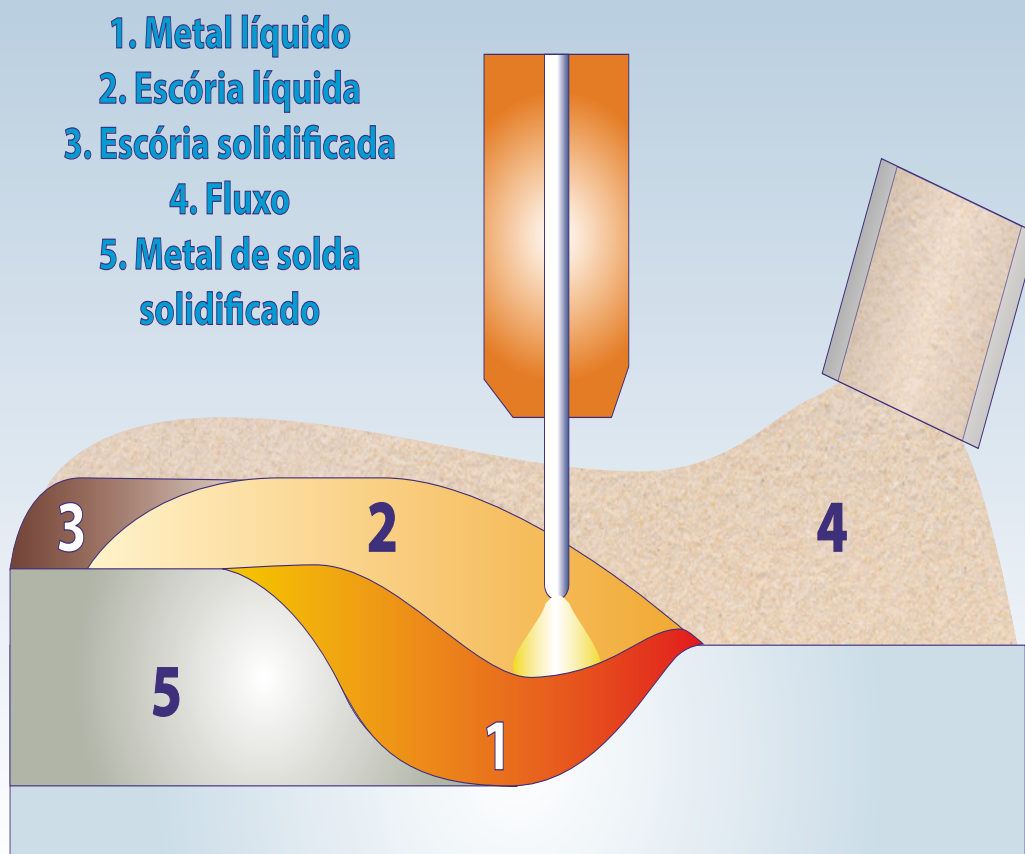


Figura 2.91 – Esquema de arco submerso –SAW. Fonte: OS AUTORES, 2019.



Saiba Mais

Você pode entender melhor o assunto com os vídeos abaixo:

<https://www.youtube.com/watch?v=3cmhZ992twY>

<https://www.youtube.com/watch?v=-UlnKzc84EI>

A escória formada tem a função de proteger o metal de solda recém-solidificado, pois se encontra em alta temperatura o que lhe torna muito reativo com o oxigênio da atmosfera. Essa escória é relativamente espessa e facilmente destacável.

Nesse processo, o fluxo é distribuído por gravidade à frente do arco elétrico ou concentricamente ao eletrodo. Esta independência do par arame-fluxo é outra característica do processo que o torna diferente dos processos com SMAW, GMAW e FCAW. No SAW, esta separação permite que se utilizem diferentes composições arame-fluxo, de modo a selecionar combinações que sirvam a um projeto de junta em especial.

O processo SAW geralmente é automático e um dispositivo é utilizado para deslocar o cabeçote de soldagem. Raramente, pode ser semiautomático, quando o alimentador de fluxo e a pistola de soldagem constituem um conjunto que é manipulado pelo operador de soldagem ao longo da junta, esta operação é dificultada pela não visualização do arco, diminuindo a eficiência do processo. As maiores produtividades do processo são alcançadas quando o processo é automatizado.

A Figura 2.92 abaixo mostra uma representação da execução de uma solda com a alimentação do fluxo no mesmo bocal do eletrodo com a remoção do excesso na soldagem de um equipamento ou duto de grande diâmetro.

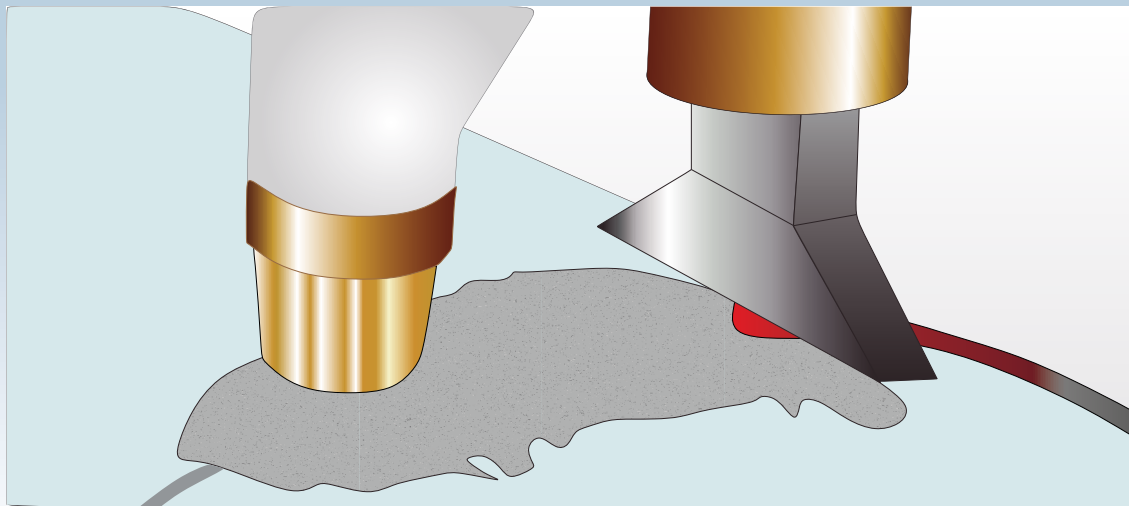


Figura 2.92 – Representação esquemática da alimentação do fluxo no mesmo bocal do eletrodo. Fonte: adaptado de <https://projtec.pt/2020/05/12/processos-de-soldagem-arco-submerso-saw/> pelos autores, 2019.

2.5.1 Equipamentos

O equipamento para o SAW é constituído por fonte de energia, tocha de soldagem, alimentador de arame, sistema de controle, dispositivo para alimentação do fluxo, par de cabos elétricos e uma garra de fixação do cabo à peça.

Pode ser vista na Figura 2.93 a representação esquemática do arranjo de montagem do processo.

 Clique nos itens.

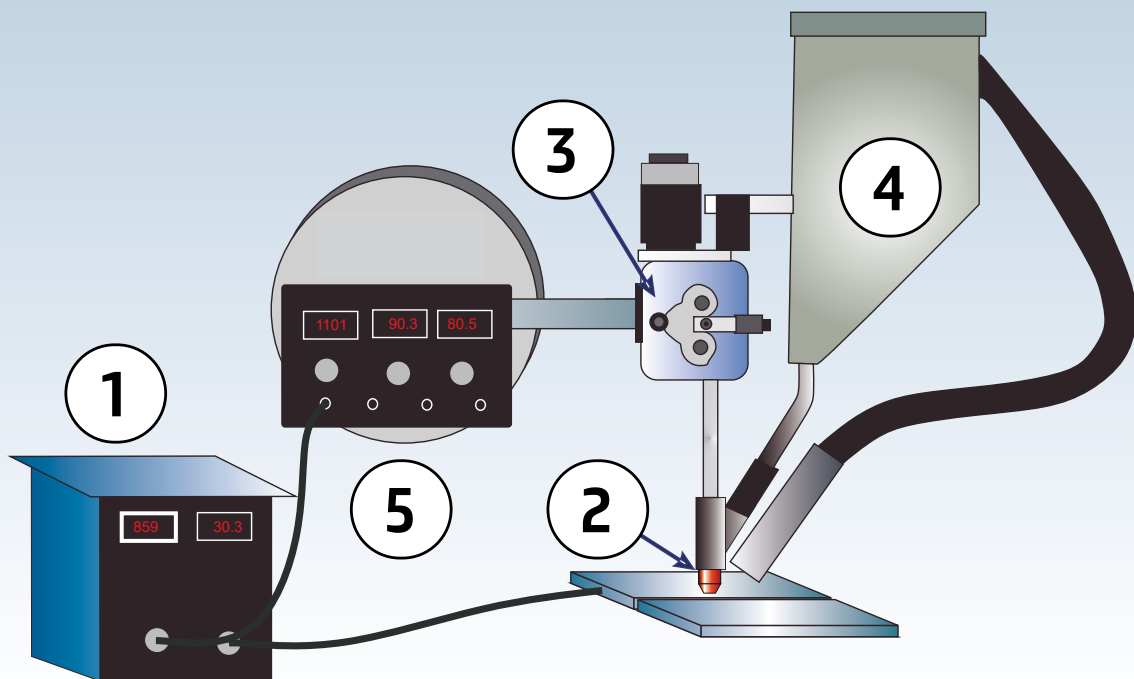


Figura 2.93 – Representação esquemática do equipamento SAW. Fonte: OS AUTORES, 2019.



Saiba Mais

Você pode entender melhor o arco submerso com os vídeos abaixo:

<https://www.youtube.com/watch?v=-UlnKzc84EI>

<https://www.youtube.com/watch?v=Zc3Fu1AVCjc>

<https://www.youtube.com/watch?v=7srOHVAjyGU>

2.5.2 Parâmetros na soldagem SAW

Os parâmetros principais que devemos considerar na soldagem com arco submerso são as mesmas dos demais processos, corrente, tensão, velocidade.

2.5.2.1 Corrente de Soldagem

A corrente de soldagem influencia diretamente na taxa de deposição do eletrodo e na penetração. A corrente escolhida deve estar dentro das faixas recomendadas para o diâmetro do eletrodo selecionado. Uma corrente elevada produz cordões de solda com um perfil alto e estreito e com mordeduras. Com uma corrente baixa, existe o risco de ter a falta de fusão e o arco instável. A Tabela 2.4 correlaciona o diâmetro do eletrodo com a faixa de corrente mais adequada a partir da compilação de diversos catálogos de fabricantes.

Diâmetro do arame (mm)	Faixa de corrente (A)
1,6	100 - 300
2,0	200 – 500
2,4	300 - 600
3,2	320 – 800
4,0	400 – 900
4,8	500 – 1200
5,6	600 – 1350
6,4	650 - 1600
8,0	1000 - 2500

Tabela 2.4 - Faixas de correntes associadas aos diâmetros dos arames. Fonte: OS AUTORES, 2019.

A Figura 2.94 mostra o perfil dos cordões de SAW com a variação da corrente.

Velocidade de soldagem automática Arame de 5,6 mm, 34 V e 0,76 m/min

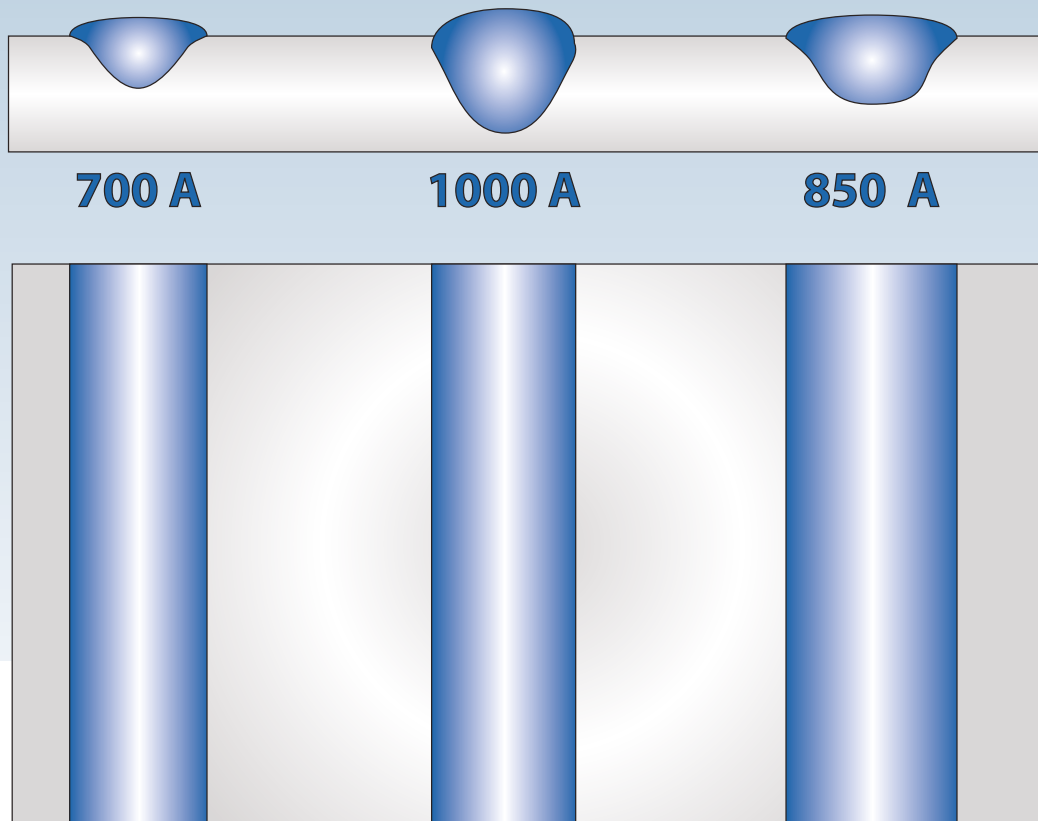


Figura 2.94 - Influência da corrente no perfil do cordão de solda do SAW. Fonte: adaptado de <https://www.lincolnelectric.com/en-us/support/process-and-theory/Pages/variables-weld-penetration.aspx> pelos autores, 2019.

2.5.2.2 Tensão

Mantendo-se os demais parâmetros constantes, pode-se verificar visualmente o efeito da variação da tensão no cordão de solda, Figura 2.95. A tensão influencia o formato da secção transversal do cordão e sua aparência externa. O aumento da tensão resultará em um cordão mais largo e baixo reforço. O uso da tensão abaixo do especificado produzirá um cordão estreito e alto.

Velocidade de soldagem automática Arame de 5,6 mm, 850 A e 0,76 m/min

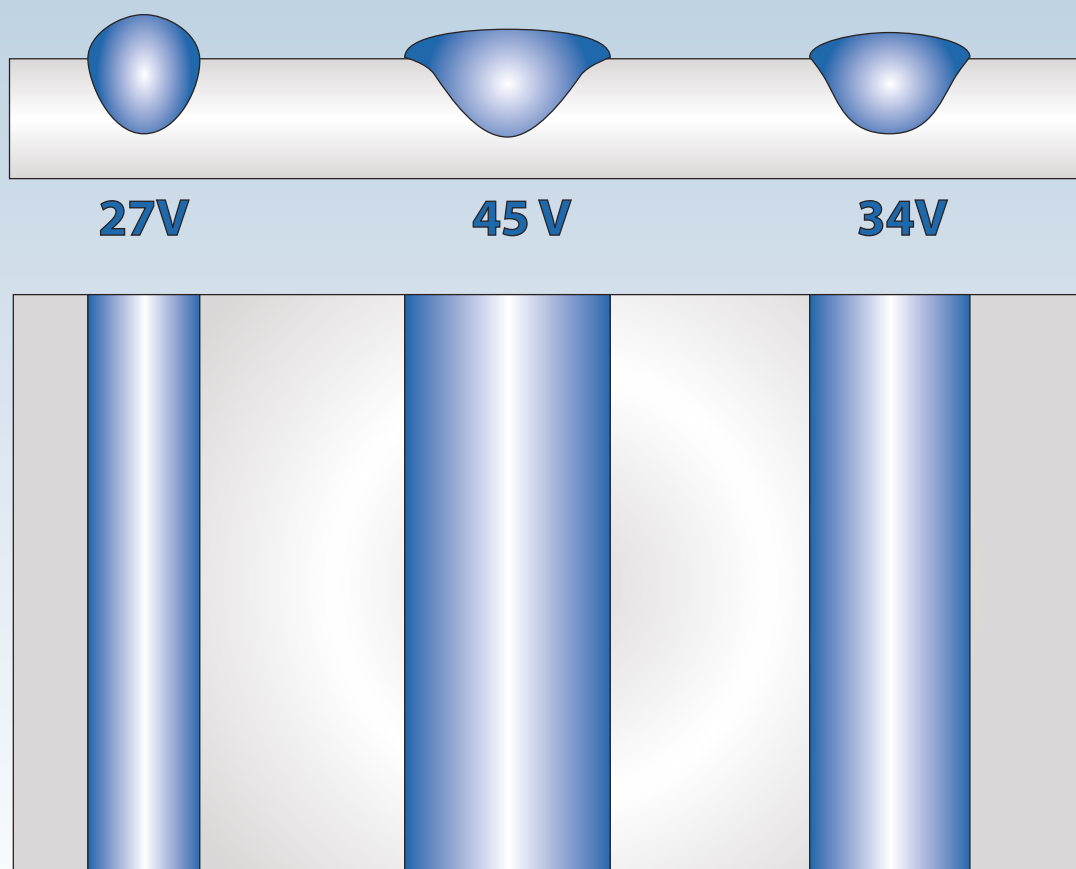


Figura 2.95 - Influência da tensão no perfil do cordão de solda do SAW, arame de 5,6 mm, corrente fr 850 A e velocidade de 0,76 m/min Fonte: adaptado de <https://www.lincolnelectric.com/en-us/support/process-and-theory/Pages/variables-weld-penetration.aspx> pelos autores, 2019.

2.5.2.3 Velocidade de Soldagem

Velocidades de soldagem excessivamente altas aumentam a tendência a mordeduras, porosidades, trincas e cordões com formato não uniforme, Figura 2.96. Já a utilização de menores velocidades de soldagem irá produzir cordões sujeitos a trincas e poças de fusão excessivamente largas, resultando num cordão áspero e com possíveis inclusões de escória.

Velocidade de soldagem automática Arame de 5,6 mm, 850 A e 84 V

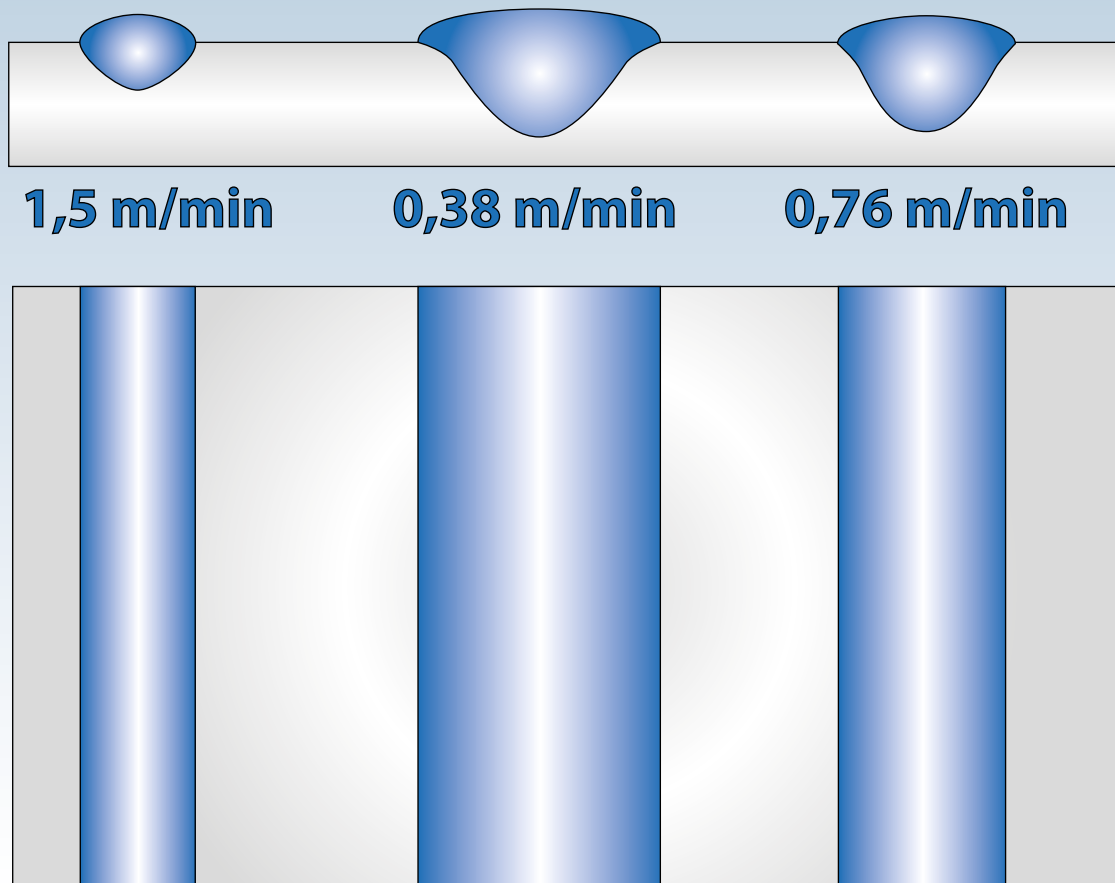


Figura 2.96 - Influência da velocidade de soldagem no perfil cordão de solda do SAW. Fonte: adaptado de <https://www.lincolnelectric.com/en-us/support/process-and-theory/Pages/variables-weld-penetration.aspx> pelos autores, 2019.

2.5.2.4 Polaridade

O eletrodo com polaridade inversa (CC+) produz melhor penetração e um cordão mais bem feito. Já a polaridade direta (CC-) proporcionará uma maior taxa de deposição com diminuição da penetração, muito comum na soldagem de revestimentos ou aços de baixa soldabilidade onde é desejável reduzir a diluição. O eletrodo positivo é normalmente o mais utilizado.

2.5.2.5 Diâmetro do arame

De uma forma geral, mantendo-se todos os outros parâmetros constantes, uma diminuição no diâmetro do eletrodo acarretará uma maior penetração, cordões mais altos e estreitos e uma maior taxa de deposição, Figura 2.97. Para um valor de corrente igual, a mudança para um diâmetro de arame maior permite uma melhor ligação de juntas mal ajustadas. Arames mais finos possibilitam melhor abertura e reignição do arco, principalmente quando se trabalha com corrente alternada.

Velocidade de soldagem automática 600 A, 30 V e 0,76 m/min

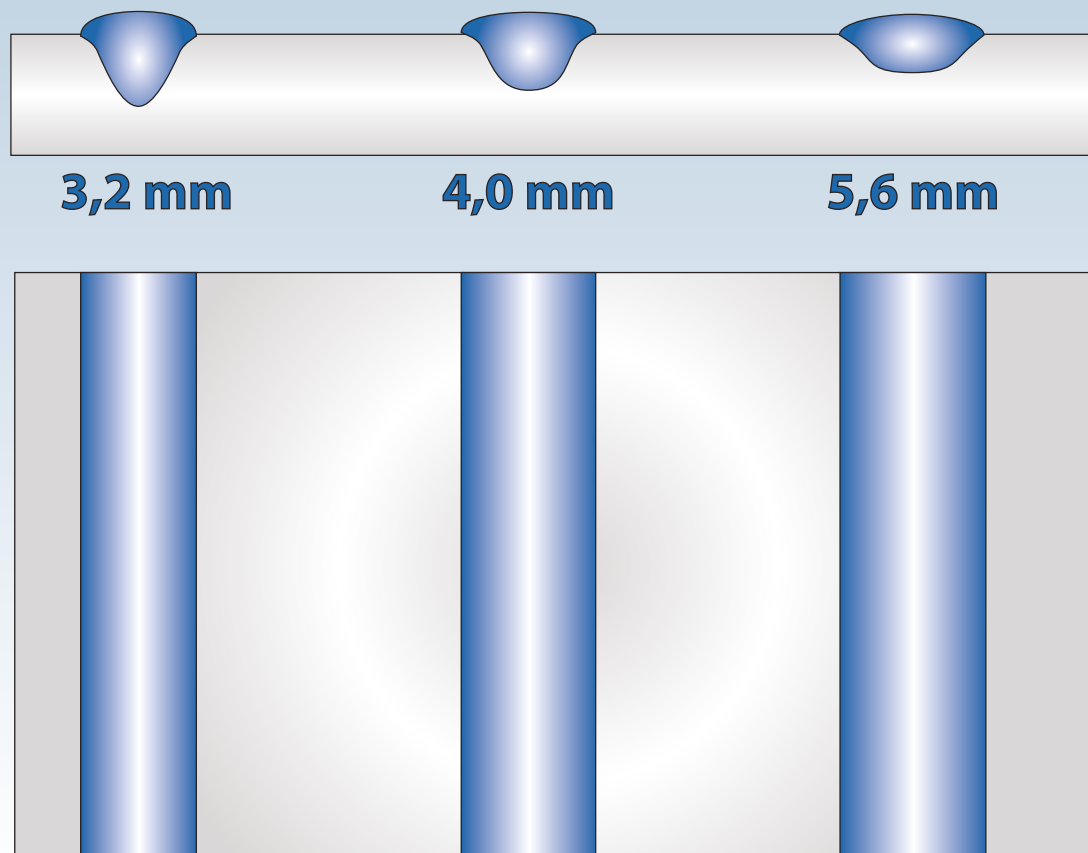


Figura 2.97 - Influência do diâmetro do arame no perfil do cordão de solda do SAW. Fonte: <https://www.lincolnelectric.com/en-us/support/process-and-theory/Pages/variables-weld-penetration.aspx> OS AUTORES, 2019.

2.5.2.6 Comprimento do eletrodo livre

É definido como a distância entre a extremidade do bico de contato e a ponta do arame. Durante a passagem de corrente, toda a extensão do eletrodo é submetida ao aquecimento por resistência. Este comprimento varia entre 19 e 30 mm.

Quando o comprimento do eletrodo livre aumenta a tensão do arco aumenta, ou seja, a tensão do arco é diretamente proporcional ao comprimento que a corrente percorre pelo eletrodo entre o bico de contato e a peça.

2.5.2.7 Distribuição do fluxo

Se a camada de fluxo for muito alta, o arco fica muito confinado e os gases têm dificuldade para sair; o aspecto superficial do cordão é irregular. Por outro lado, se a camada for muito rasa, o arco não ficará completamente submerso no fluxo, podendo vir a causar centelhamento, respingos e porosidade ao longo do cordão de solda.

2.5.3 Consumíveis

Os consumíveis para soldagem por arco submerso são os fluxos e o arame-eletrodo.

2.5.3.1 Fluxo

As funções do fluxo no processo de soldagem SAW são formar escória, que tem como função proteger a poça de fusão contra a ação atmosférica; estabilizar o arco elétrico; promover a desoxidação, promovendo a limpeza do metal líquido; isolante térmico e controlar o acabamento e a geometria do cordão de solda. Geralmente o fluxo não agrega elementos de liga à poça, mas há exceções como no caso dos aços inoxidáveis.

Considerando os métodos de fabricação, os fluxos podem ser denominados de aglomerados, fundidos e sinterizados.

Quanto aos fluxos fundidos, são aqueles que os constituintes da matéria prima são misturados e integralmente fundidos em um forno elétrico. O banho fundido é vazado e resfriado (sofrendo choque térmico com fluxo de água ou sendo o fluxo reduzido em partículas de diferentes tamanhos). Observa-se as seguintes vantagens nos fluxos fundidos: homogeneidade química excelente, a poça de solda não evolui gases, os finos (partículas menores do fluxo, provenientes de um reaproveitamento, que não proporcionam as condições propícias para o processo) podem ser removidos, e não são higroscópicos.

Quanto às limitações dos fluxos fundidos, podemos citar o custo de fabricação elevado e a falta de possibilidade de adição de elemento de liga.

Para a **fabricação do fluxo aglomerado é primeiramente feita uma** pesagem das Matérias-Primas, seguida pela Mistura a Seco, depois aglomeração com Silicato de Sódio, secagem a 150°C, sinterização a 600 - 800°C, resfriamento à temperatura ambiente e finalmente a classificação granulométrica.

As vantagens apresentadas por este tipo de fluxo são: menor custo, embalagem, possibilidade do uso de desoxidantes e adição de elementos de liga, apresentam camada de fluxo mais espessa na zona de solda, a escória formada destaca-se facilmente e baixo custo de fabricação.

Quanto às principais **limitações, pode-se dizer que os finos não devem ser totalmente removidos, os fluxos aglomerados são higroscópicos e a poça de solda pode absorver gases.**

A AWS A 5.9 (Eletrodos e varetas para a soldagem dos aços Inoxidáveis), a AWS A5.17 (Arame e fluxos para soldagem SAW de aço carbono), a AWS A 5.22 (Eletrodos e varetas com fluxo interno para a soldagem de aços inoxidáveis) e a AWS A5.23 (Arame e fluxos para soldagem SAW de aço baixa liga) são as especificações dos fluxos e arame para o processo SAW.

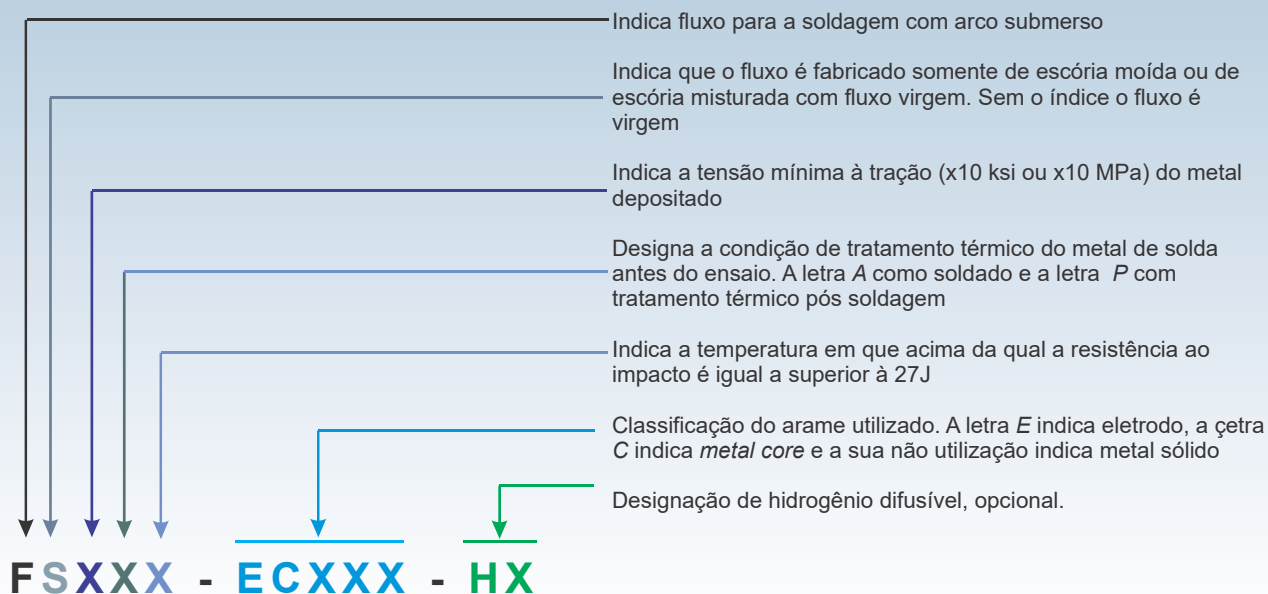
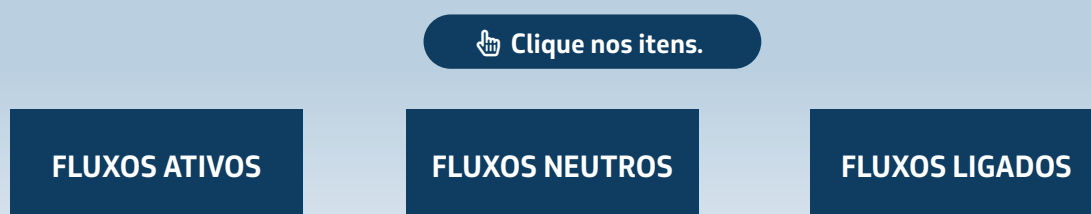


Figura 2.98 - Classificação dos fluxos. Fonte: OS AUTORES, 2019.

Os fluxos aglomerados são classificados como: ativos, neutros e ligados.



Como no processo eletrodo revestido, o fabricante deve informar a curva de temperatura de secagem e a temperatura de manutenção necessária para retirar a umidade presente no fluxo. A superfície onde o fluxo será depositado deve ser limpa previamente (~300mm de cada lado) e deve estar isenta de umidade. O fluxo não utilizado deve ser peneirado (espaçamento não maior que 3,2mm) para retirar pequenos pedaços de escória fundida e outros corpos estranhos e ressecado segundo orientação do fabricante.

2.5.3.2 Arames

Os arames-eletrodos são arames sólidos ou tubulares, fornecidos na forma de carretéis ou bobinas. Os arames são produzidos por trefilação e apresentam um revestimento especial de cobre, semelhante ao utilizado nos arames para o processo de soldagem MIG/MAG; têm a função de proteger contra a oxidação.

Corrente, tensão e velocidade de soldagem são as três mais importantes variáveis da soldagem por arco submerso, Figura 2.99 e Figura 2.100.

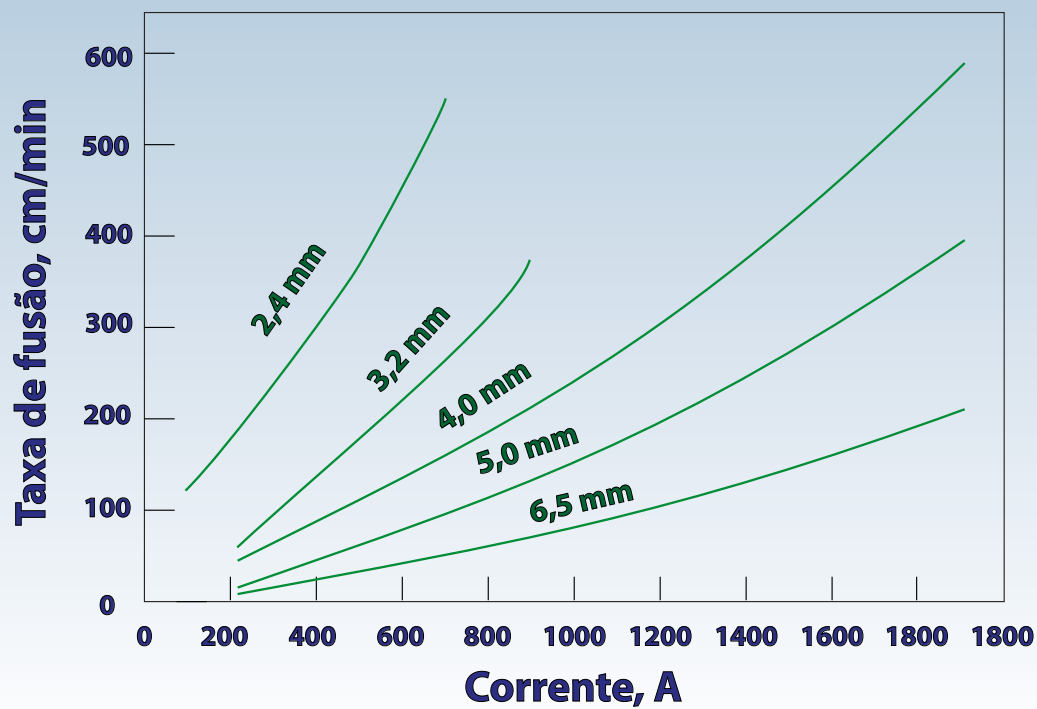


Figura 2.99 – Taxa de fusão do arame em função da corrente alternada e do diâmetro do eletrodo. Fonte: <http://www3.esab.com.br/literatura/apostilas/Apostila%20Arco%20Submerso.pdf>

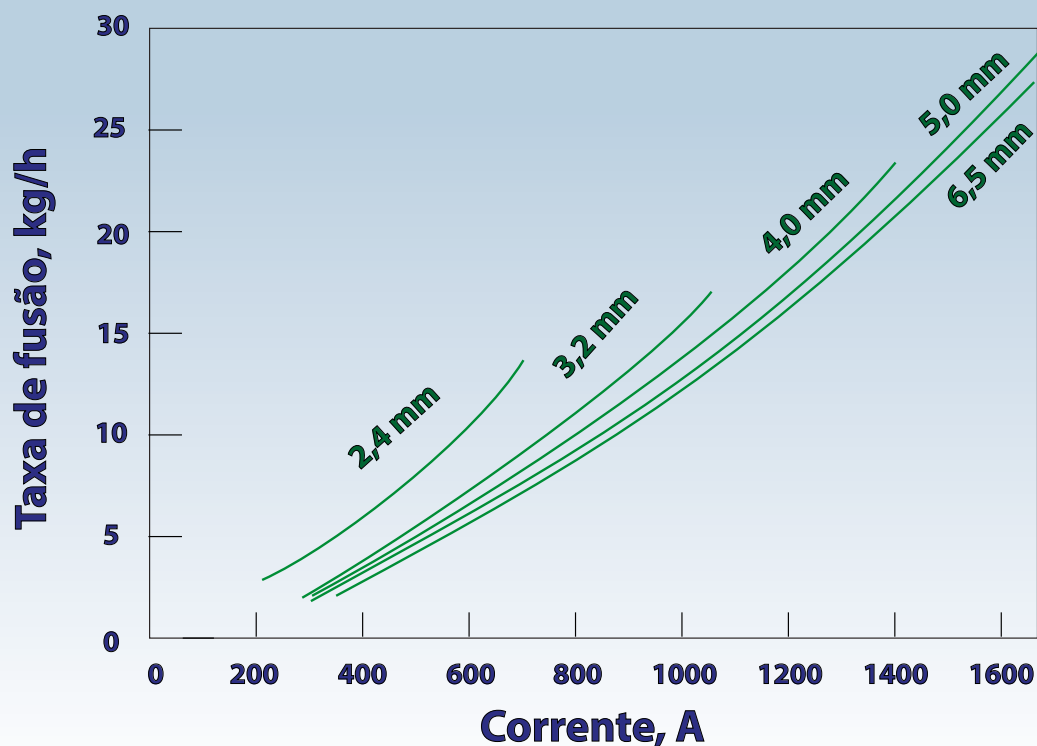


Figura 2.100 – Taxa de deposição em função da corrente e do diâmetro do eletrodo. Fonte: <http://www3.esab.com.br/literatura/apostilas/Apostila%20Arco%20Submerso.pdf>.

2.5.4 Contenção da raiz fundida na soldagem com chanfro

O processo de maneira geral é caracterizado pelas altas densidades de corrente e apresenta formação de grandes poças de fusão. Da mesma forma, o processo não apresenta resfriamento rápido (escória isolante), então, a poça de fusão é mantida em estado líquido (fluido) por um razoável período de tempo quando comparado a outros processos. Esta por sua vez não apresenta sustentação e resistência, tendendo a escorrer (a raiz da solda necessita ser suportada até total solidificação). Os métodos abaixo para contenção da raiz são os mais utilizados:

- » soldagem da raiz por outros processos;
- » cobrejunta;
- » backing fluxo;
- » backing cerâmico.

2.5.5 Variações do processo Arco Submerso

No processo de soldagem SAW existem diversas configurações, que o objetivo principal é aumentar a produtividade e facilitar as aplicações específicas. Algumas destas configurações são "twin arc" e "tandem arc".

2.5.5.1 Consumível Único ou Simples (Single-Electrode Welding)

É a forma mais comum e clássica do processo. É usualmente utilizado em CC+ (maior penetração) ou CC- quando menor penetração é requerida. É utilizado na soldagem de tanques e vasos de pressão com chanfro reto ou não na posição plana, podendo ser utilizado na posição três horas ou horizontal (acessórios especiais de posicionamento do cabeçote e contenção do fluxo contra o costado do tanque são empregados).

2.5.5.2 Soldagem com chanfro estreito (Narrow Groove Welding)

Embora não seja propriamente uma variação do processo, a soldagem multipasses de chapas $\geq 50\text{mm}$ pelo processo arco submerso com ângulo de bisel geralmente variando de zero a oito graus (abertura de raiz de 13mm a 25mm), Figura 2.101. Por isso, merece algumas considerações: A corrente pode ser CC+ ou CA (função do fluxo e arame) e empregar apenas um arame consumível ou múltiplos arames. É essencial que o fluxo desenvolvido tenha sido desenvolvido para a soldagem com chanfro estreito, pois este tipo de chanfro tende a mordeduras e dificulta a remoção da escória.



Figura 2.101- Soldagem SAW com chanfro estreito. Fonte: Imagens cedidas por Ronaldo Cruz, 2015.

2.5.5.3 Twin arc

O Twin Arc é um processo onde dois arames são ligados a uma única fonte e alimentados por um único alimentador, utiliza-se corrente contínua com polaridade inversa, possui alta taxa de deposição chegando até a 15 kg/h, forma apenas um arco elétrico, apresenta pouca penetração e baixa diluição. É comumente utilizado na soldagem de revestimentos e de chanfros largos com mata junta.

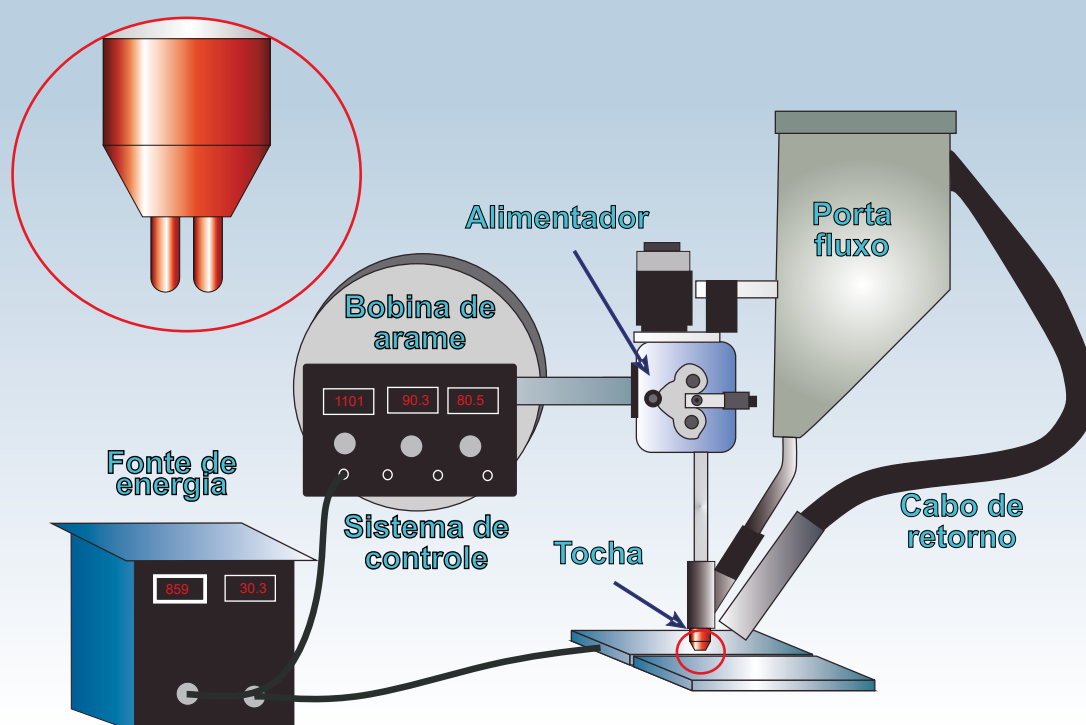


Figura 2.102 - Esquema da configuração Twin Arc. Fonte: OS AUTORES, 2019.

2.5.5.4 Arco Tandem

O Arco Tandem é um processo onde cada arame é ligado à sua própria fonte e é alimentado pelo seu próprio alimentador, possui taxa de deposição de até 20kg/h e geralmente o cabeçote guia possui corrente contínua com polaridade inversa e os demais cabeçotes guiados possuem corrente alternada devido ao efeito do sopro magnético.

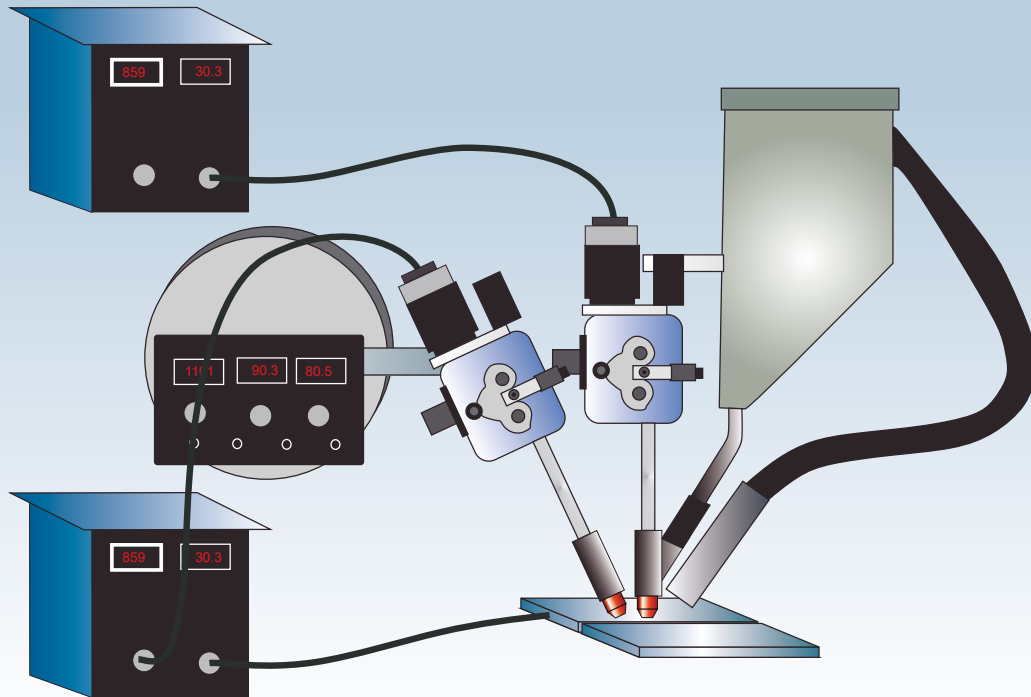


Figura 2.103 - Esquema da configuração Tandem Arc. Fonte: OS AUTORES, 2019.

É muito comum que o eletrodo-guia trabalhe com CC+ para garantir melhor penetração e os demais eletrodos com CA, para garantir o enchimento e melhor acabamento do cordão. Esse tipo de montagem evita deflexão do arco elétrico ou sopro magnético.

2.5.6 Arame Frio (Cold Wire Addition)

O equipamento para adição de do arame frio é o mesmo utilizado para aplicação de mais de um consumível (arame). Nesta técnica, pode ser empregado arame sólido ou arame com pó compactado (metal core) e o consumível arrastado não é conectado a uma fonte de energia, logo não há passagem de corrente. Enquanto a taxa de deposição pode ser aumentada de 40% ou mais, a velocidade de soldagem e a penetração (diluição) são reduzidas (interessante para soldagem de revestimento).

2.5.7 Arame Quente (Hot Wire Addition)

O arame quente é alimentado dentro da poça de fusão, sendo mais eficiente que o arame frio ou mesmo quando é usado um arco adicional porque a corrente é totalmente utilizada com a única finalidade de aquecer o arame e não para fundir o material e o fluxo.

A deposição pode ser aumentada em 50% a 100% e geralmente é utilizado em soldagem de revestimento.

2.5.8 Adição de pó Metálico (Metal Powder Addition)

A adição de pó metálico é empregada em alguns tipos de consumíveis e a composição química do pó deve ser avaliada para atender o objetivo final da obra. Quando pó metálico é utilizado na soldagem por arco submerso a taxa de deposição pode ultrapassar a 70%. A penetração e a diluição são reduzidas o torna a soldagem com adição de pó metálico atrativa para soldagem de revestimento.

O pó metálico pode ser adicionado à frente ou diretamente dentro da poça de fusão, geralmente por gravidade ou com utilização de um campo magnético. A Figura 2.104 mostra os dois sistemas de alimentação.

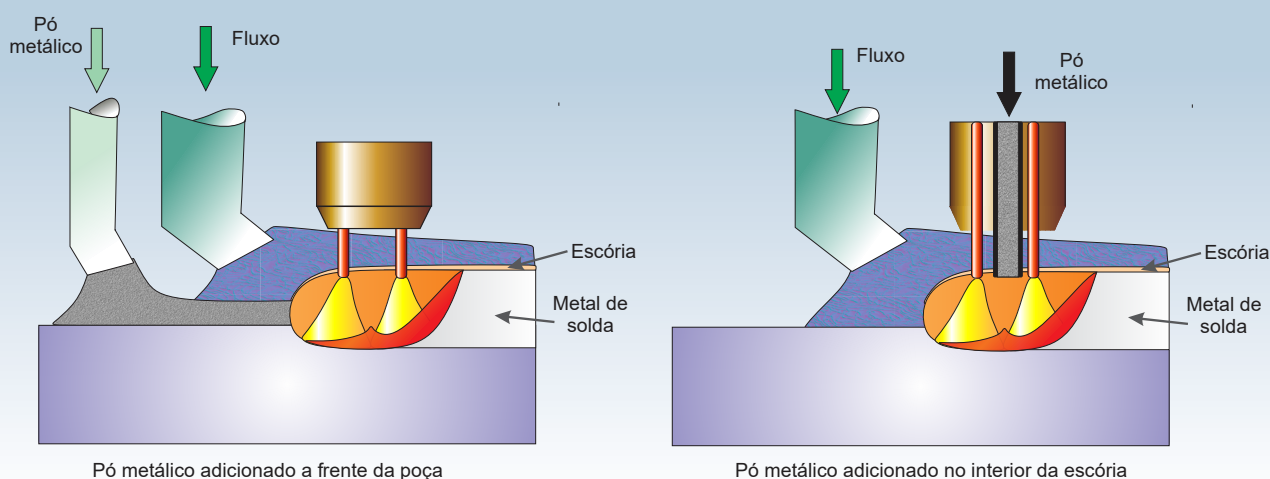


Figura 2.104 - Pó metálico sendo adicionado à poça de fusão. Fonte: OS AUTORES, 2019.

2.5.9 Processo Strip Cladding

A utilização dos processos com a utilização de fitas metálicas ao invés de arames proporciona baixa diluição aliada a grande produtividade, característica desejada na soldagem de revestimento (weld overlay). Pode ser utilizado tanto no processo SAW e como no processo de soldagem por eletroescória (Electro Slag Welding – ESW).

O processo ESW utiliza uma escória fundida condutora que protege e funde o arame se depositando continuamente no metal base. O arco elétrico é somente utilizado para fundir a escória, Figura 2.105. O aporte de calor é muito alto, gerando uma ZTA muito grande. Todavia, na soldagem de revestimentos, baixos valores de diluição indicam este processo para esta aplicação.

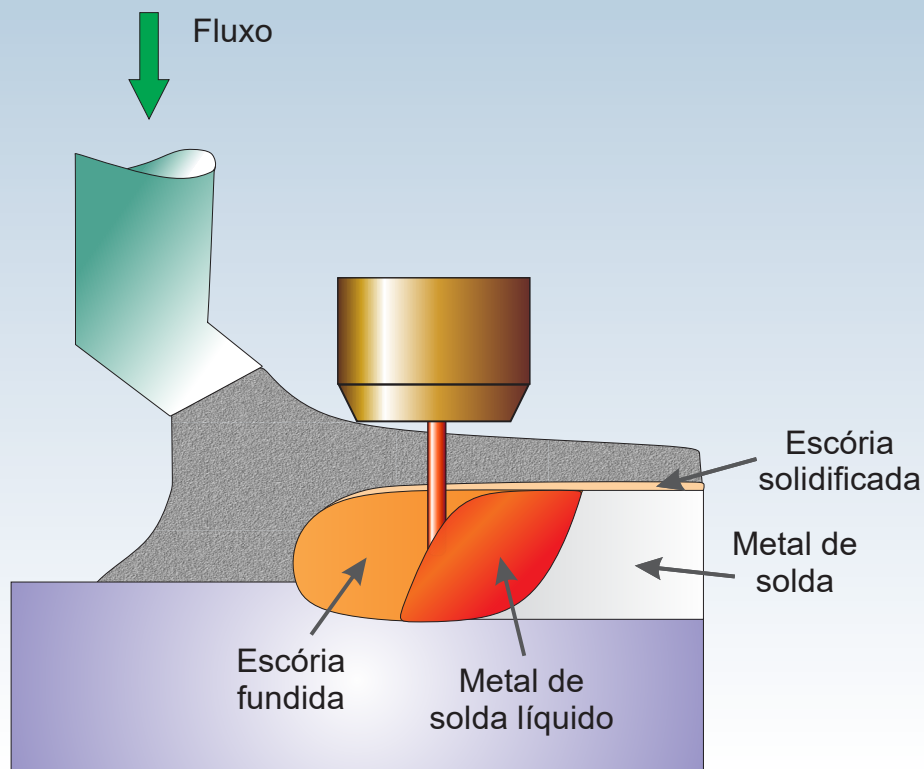


Figura 2.105 – Representação esquemática do processo ESW convencional. Fonte: OS AUTORES, 2019.

O Strip Cladding é a variação de dois processos baseados na condutividade de escória, Figura 2.1074.

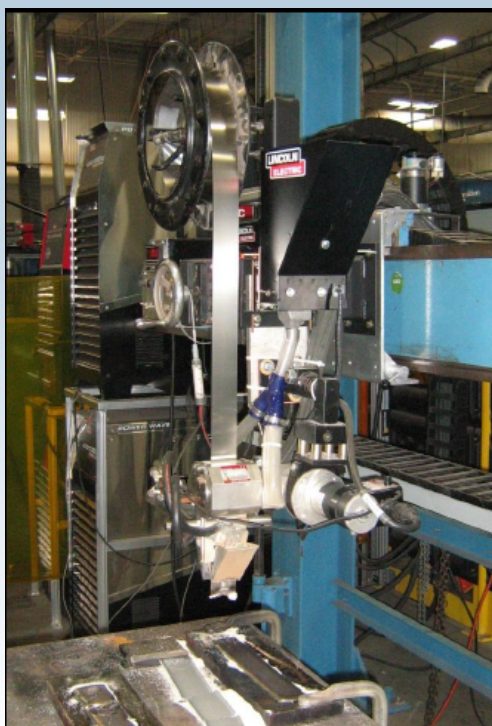


Figura 2.106 - SAW strip cladding e ESW strip cladding. Fonte: Aula de processos de soldagem, Marcy Saturno, Especialização em Soldagem, 2017.

Assim sendo, os eletrodos em forma de fita possuem cerca de 0,5mm de espessura e de 30 a 120mm de largura. Nesse processo, o metal depositado possui aspecto de cordões planos com mínima diluição no metal base, Figura 2.107.

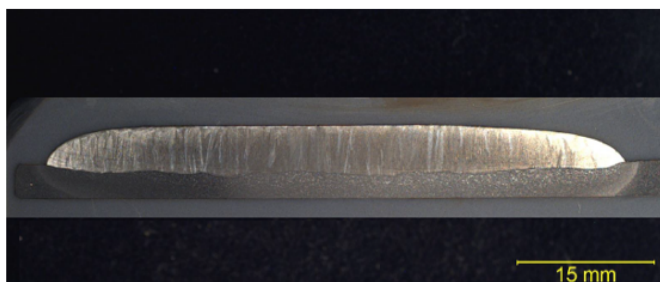


Figura 2.107 – Cordões de solda feitos por Strip Cladding. Fonte: Aula de processos de soldagem, Marcy Saturno, Especialização em Soldagem, 2017.

Os parâmetros usuais do Strip Cladding são:

- » velocidade de soldagem de aproximadamente 11-21 cm/min;
- » taxas de deposição: fita de 60mm de 9 a 19,5 kg/h, fita de 90mm de 28 a 33 kg/h, fita de 120mm de 30 a 35 kg/h;
- » diluição de 10 a 25%;
- » principal desvantagem do processo é o alto aporte, entre 10 e 12 KJ/mm.

2.6 PROCESSO DE SOLDAGEM POR FRICÇÃO

A soldagem por fricção, também conhecida como soldagem por atrito, é um processo de soldagem no estado sólido que produz soldas pela rotação ou movimento relativo de duas peças sob forças compressivas produzindo calor e deformando plasticamente material nas superfícies de atrito. A solda produzida caracteriza-se pela ausência de uma zona de fusão, estreita zona afetada pelo calor e presença de material deformado plasticamente em torno da região soldada (colar ou flash). **Fonte de referência não encontrada.**

A qualidade da solda é dependente do tipo de material, das características da junta, dos parâmetros de soldagem e dos tratamentos pós-soldagem.

Ainda objetos de estudos na indústria do petróleo, há os métodos não convencionais, como Friction Stir Welding (FSW), Friction Hydro Pillar Processing (FHPP) e Friction Stitch Welding.

2.6.1 Soldagem por fricção convencional

Nesse processo, uma das peças é presa a uma unidade provedora do movimento, enquanto a outra é restringida de rotação. A peça então gira ou translada a uma velocidade predeterminada. Para serem soldadas, as peças são colocadas em contato, a fricção gera um aquecimento que diminui o seu limite de escoamento e então uma força axial é aplicada. Com aumento do calor, há micro deformação localizada e

a área de contato aumenta, até que 100% da área fique em contato. Isso continua por um tempo predeterminado, ou até que uma quantidade de deslocamento, também predeterminada, seja atingida. A força de fricção é mantida ou aumentada (força de forjamento) durante um tempo predeterminado após a rotação ou translação cessar. A solda está assim completa. Em soldagem por fricção direta, existem dois mecanismos diferentes de controle para determinar o fim do ciclo de soldagem. Por um lado, o processo pode ser finalizado quando um tempo pré-ajustado de soldagem é atingido. Por outro lado, a quantidade total de deslocamento pode ser usada para determinar o término do processo. É necessária a remoção do excesso de metal deformado.

2.6.2 Friction Stir welding (FSW)

Nesse processo, uma ferramenta cônica não consumível, de altíssima dureza, que gira em altíssima velocidade e penetra com uma alta força na junta de topo sem abertura de raiz a ser soldada. Desliza entre duas chapas fazendo com que o material em temperatura próxima a de fusão, mas no estado sólido se misture e, posteriormente, o metal de solda se estabeleça. A solda se dá no estado plástico por caldeamento.

A Figura 2.108 ilustra e exemplifica o processo mais detalhadamente.

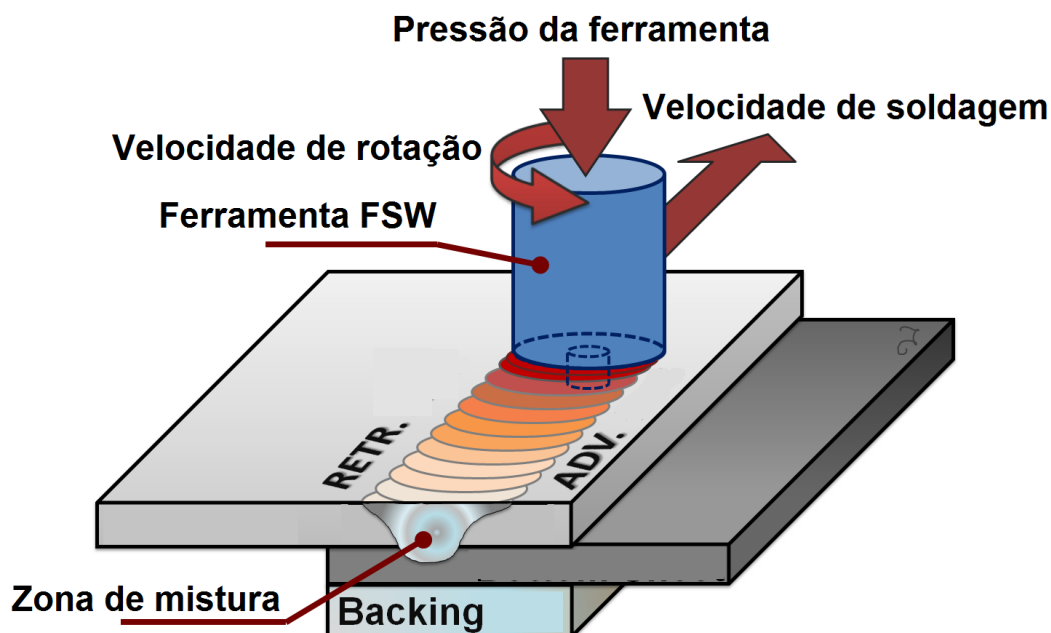


Figura 2.108 – Friction Stir Welding. Fonte: GUEDES, 2015, p. 5, traduzido e adaptado pelos AUTORES.

Esse processo apresenta uma ZAC menor, uma vez que o metal de solda não atinge a temperatura de fusão. A zona de mistura, em função da grande deformação e temperatura elevada, possui uma microestrutura com grãos bem refinados com boas propriedades mecânicas.

Apesar do excelente potencial de aplicação, em especial na soldagem de dutos e tubulações, esse processo ainda não tem um horizonte de aplicação de curto prazo.

No entanto, o FSW está associado a vários defeitos específicos. A sua utilização com temperaturas de soldagem insuficientes, devido a baixas velocidades de rotação ou altas velocidades de deslocamento, gera falta de fusão contínuas, além de limitar a ação de forjamento da ferramenta.

O projeto do pino, cujo material resistente à abrasão em altas temperaturas, pode ser um limitante da aplicação para soldagem em aço carbono.

Conheça as vantagens e desvantagens.

 Clique nos itens.

Diversas vantagens potenciais do FSW em relação aos processos convencionais de soldagem por fusão foram identificadas:

No entanto, algumas desvantagens do processo serão apresentadas:

2.6.3 Friction hydro pilar processing (FHPP)

Este processo consiste de duas etapas: uma primeira de furação e uma segunda de enchimento. Nesta última, o consumível ou material de enchimento, equivalente ao material a ser reparado, é posto primeiramente em rotação e em seguida introduzido axialmente dentro da cavidade previamente aberta. Devido ao contato inicial do consumível com o fundo da cavidade, será gerado calor por fricção, promovendo, assim, o escoamento do material plastificado ao longo do plano de cisalhamento na base do consumível.

Dessa forma, com uma escolha apropriada de pressão e velocidade relativa, os planos de cisalhamento são induzidos a mover-se axialmente, de forma que o material de adição entre em contato íntimo com a parede interna da cavidade. Devido à fricção e a deformações a que o material é submetido, a solda acontece entre as paredes da cavidade e o consumível, num tempo entre 5 e 20 segundos, dependendo do material, da velocidade relativa, da pressão axial e da profundidade da cavidade. A Figura 2.109 apresenta um esquema mostrando o princípio do processo.

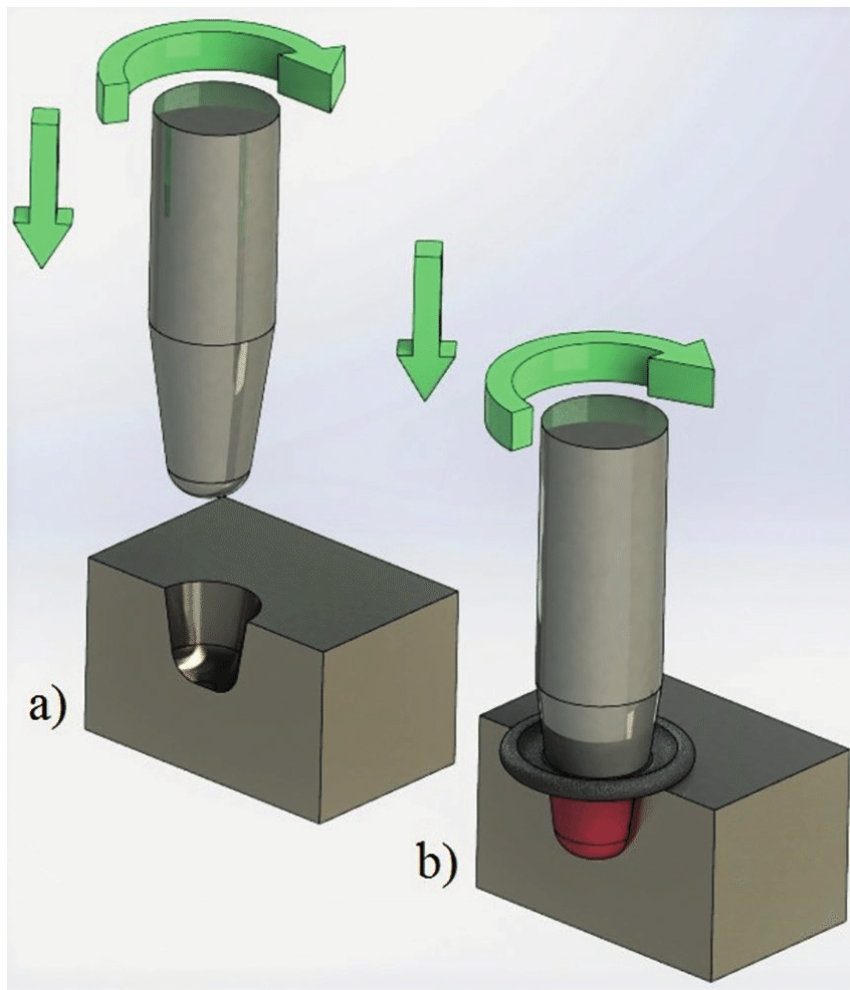


Figura 2.109 - Friction hydro pilar processing. Fonte: [LESSA et al., 2016, p. 929.](#)

Por ser um processo em estado sólido, a soldagem por fricção, diferentemente dos processos a arco elétrico, não é afetada pela pressão ambiente e por isso espera-se que o processo possa ser empregado com sucesso mesmo em profundidades superiores às aquelas comumente utilizadas para a passagem de oleodutos. Na verdade, a soldagem por fricção já tem sido usada com êxito no reparo e manutenção de estruturas de conexão nas indústrias offshore e naval há alguns anos.

A ausência de uma zona de fusão é também uma característica do processo FHPP. Severos problemas envolvidos em soldagem por fusão, como já mencionado, são reduzidos ou praticamente não existem. FHPP está bem adaptado para automatização e controle remoto, uma vez que o ciclo de soldagem é pré-programado e não é preciso que o operador tenha habilidades, uma vez que não há necessidade de ajustar parâmetros ao longo do ciclo de soldagem, Figura 2.110.

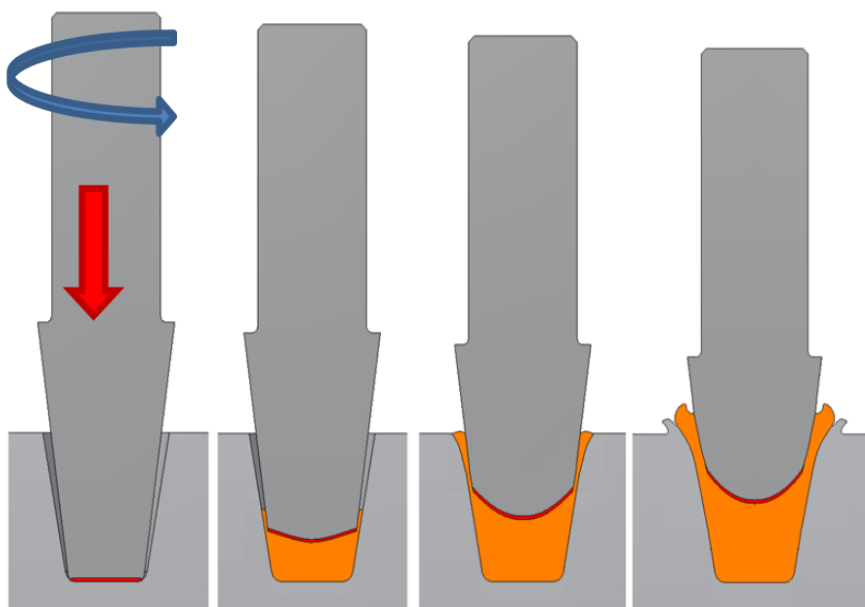


Figura 2.110 - Escoamento de material durante a costura por fricção. Fonte: [BULBRING, \[2012\], p. 2.](#)

2.6.4 Costura por fricção (Friction Stitch Welding)

A costura por fricção usa o método FHPP, discutido anteriormente, para o reparo de trincas. O processo se caracteriza por produzir uma série de soldas sobrepostas, em um ou mais passes até que a trinca seja completamente restaurada. Esse processo é descrito esquematicamente na Figura 2.111:

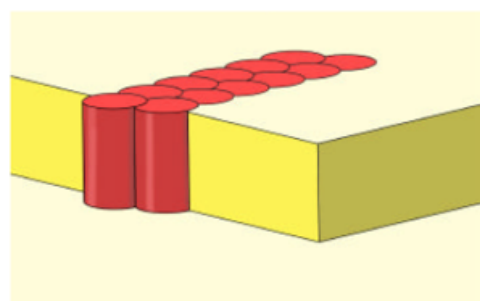
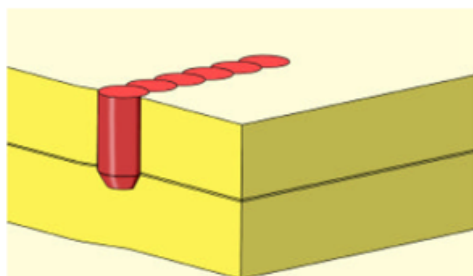


Figura 2.111 - Esquema da costura por fricção em um passe / Costura por fricção com mais de um passe.
Fonte: MARINHO, 2010, slide 37.

2.7 PROCESSOS DE SOLDAGEM HÍBRIDOS

O estudo dos processos de soldagem híbridos teve início na década de 1970, com o projeto de uma nova tocha de soldagem, combinando as características dos processos de soldagem Plasma e MIG/MAG. Porém, as primeiras propostas feitas para esse processo remontam ao final da década de 1950.

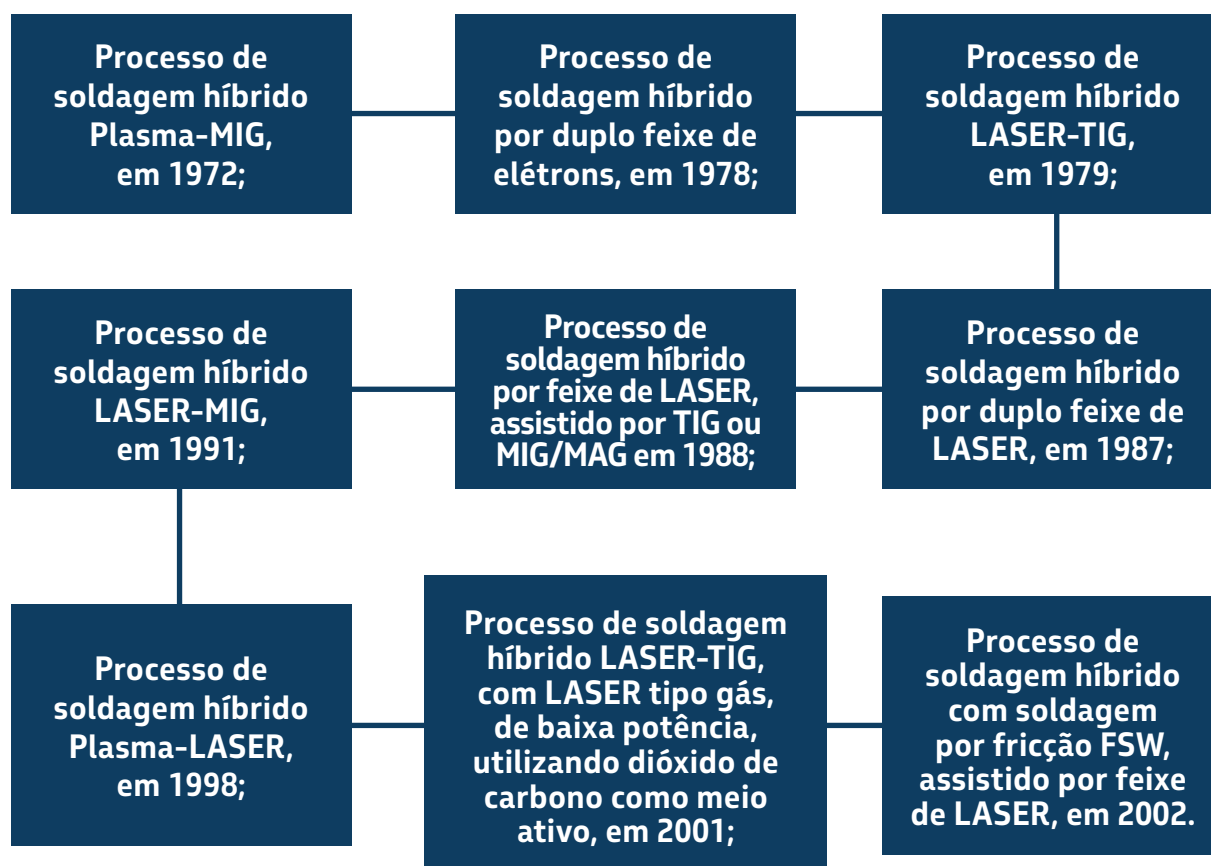
Uma definição simples e objetiva dos processos de soldagem híbridos é a associação física de dois processos de soldagem, de maneira a aproveitar as características mais atrativas de cada processo. A apli-

cação de dois ou mais processos de soldagem tem sido um dos objetivos da indústria nos últimos anos. O motivo desse interesse é obter um aumento de produtividade empregando processos de soldagem com suas tochas configuradas em tandem, ou com os arcos elétricos numa mesma poça de fusão com a disposição híbrida, ou utilizar as tochas operando simultaneamente em uma configuração geminada. Muitos pesquisadores concentraram seus estudos na soldagem híbrida por Light Amplification by Stimulated Emission of Radiation (LASER) ou LBW (laser beam welding) e por plasma com outros processos de soldagem, como o Metal Inert Gas / Metal Active Gas (MIG/MAG) e o Tungsten Inert Gas (TIG).

Após alguns anos de estudo, o processo de soldagem híbrido LASER-TIG apresentou bons resultados no que diz respeito ao aumento de penetração e melhor estabilidade de arco, com baixos custos de operação. Atualmente, o processo de soldagem híbrido LASER-MIG é foco de estudos devido ao seu grande interesse na indústria naval e automotiva. Elevadas velocidades de soldagem sobre chapas espessas, e em único passe, explicam esse interesse. O processo de soldagem híbrido Plasma-MIG tem como grande vantagem a independência entre o aporte de calor do arco plasma e do material de adição depositado pela tocha MIG, o que facilita a manipulação da geometria do cordão de solda.

O processo de soldagem híbrido Plasma-LASER é um dos mais recentes e permite uma deposição de material precisa e controle do aporte de calor. O processo de soldagem híbrido TIG-MIG permite o aumento da velocidade de soldagem, maior penetração e uma solda mais limpa, com menos respingos e melhor aparência do cordão de solda se comparado com o processo de soldagem MIG/MAG convencional. A maioria dos processos de soldagem aplicados na configuração em tandem corresponde a tochas de soldagem de mesmo processo, como cabeçotes de soldagem por arco submerso e tochas MIG/MAG acopladas em tandem.

Um histórico do desenvolvimento de novos processos de soldagem híbridos é apresentado a seguir:



Por que utilizar processos de soldagem híbridos?

- » novos materiais, combinações de materiais (dissimilares);
- » difícil soldabilidade (ex.: Al/Mg, Al/Aço);
- » resistência;
- » robotização;
- » aumento de produtividade.

2.7.1 Processo de soldagem híbrido LASER-MAG

Essa combinação permite uma maior velocidade de soldagem, quando comparado ao MAG, e uma maior tolerância a desalinhamentos e irregularidades geométricas da junta, quando comparado ao LASER autôgeno, o que leva a benefícios adicionais, como aumento da velocidade de soldagem, alguma robustez a desalinhamentos da junta, baixa distorção termomecânica e redução da taxa de reparos.

2.7.1.1 Combinação dos dois processos

A combinação de processos de soldagem surgiu da demanda de maximizarmos as propriedades do processo híbrido LASER-MAG com uma possível soma das vantagens dos processos individuais e, dessa forma, temos, abordados nas Figura 2.112 e Figura 2.113:

- » a atuação conjunta sobre a mesma região de soldagem;
- » o oferecimento dos benefícios dos processos em separado e a superação de algumas das desvantagens individuais de cada um;
- » a largura da solda é determinada pelo arco MIG (comprimento);
- » a profundidade de penetração da solda é determinada pelo feixe de laser (densidade alta de energia);
- » o plasma criado pelo laser é intensificado pelo arco elétrico = maior eficiência térmica do processo híbrido.

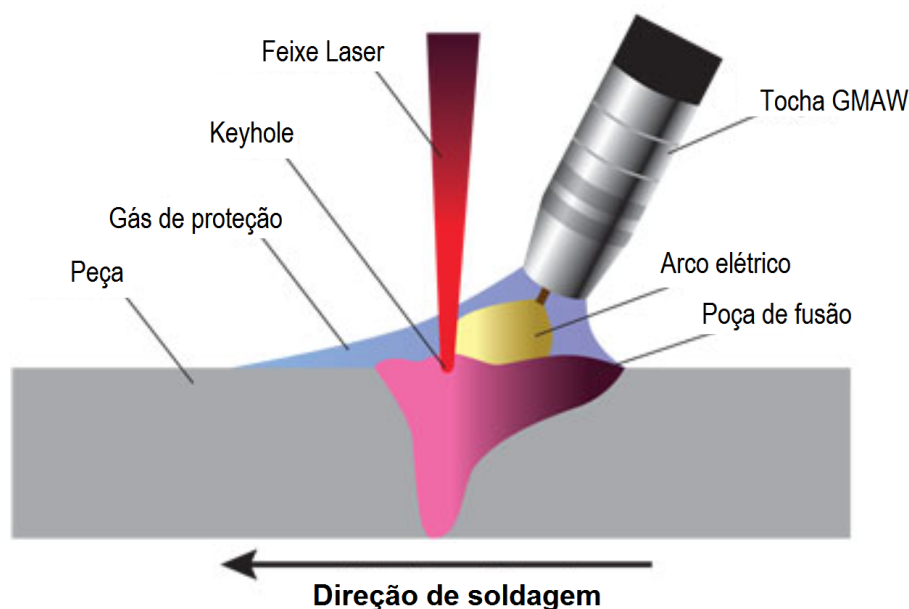


Figura 2.112 – Soldagem híbrida Laser- MAG. Fonte: [THE LINCOLN ELETRIC COMPANY, \[2011\], p. 1, traduzido pelos AUTORES.](#)

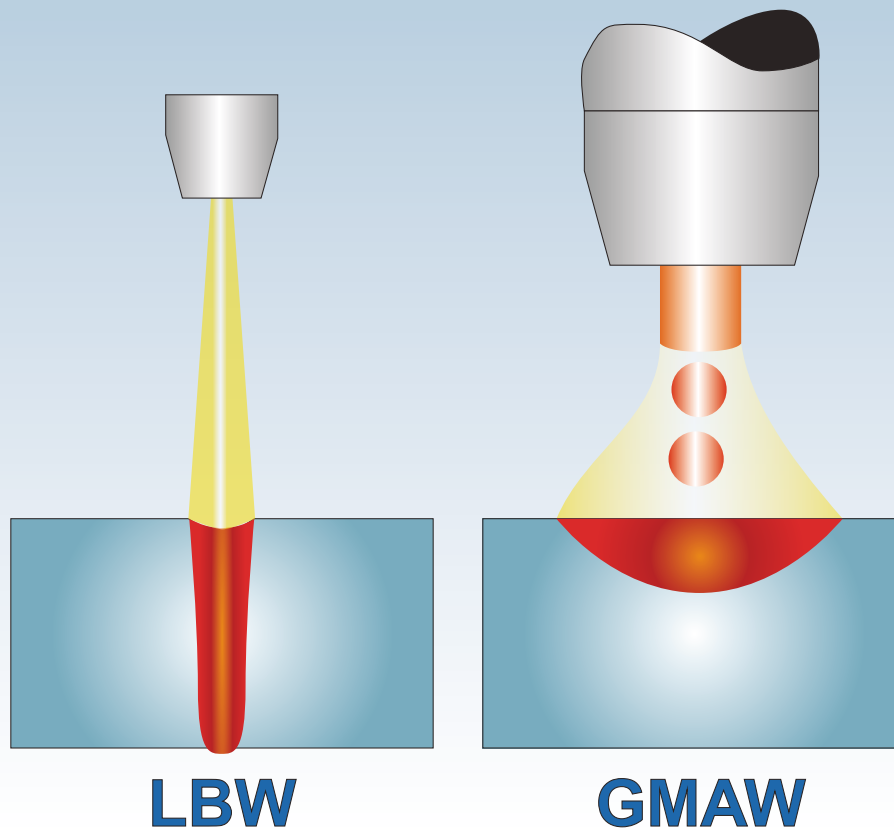


Figura 2.113 - Comparação entre as poças de fusão nos processos de soldagem por LASER e MIG/MAG.
Fonte: OS AUTORES, 2019.

São evidentes na Figura 2.112:

- » a zona fundida comum;
- » o plasma produzido pela radiação LASER;
- » o arco elétrico.

Uma comparação das micrografias dos processos laser e GMAW facilita o entendimento da contribuição de cada processo com o metal de solda final, Figura 2.114

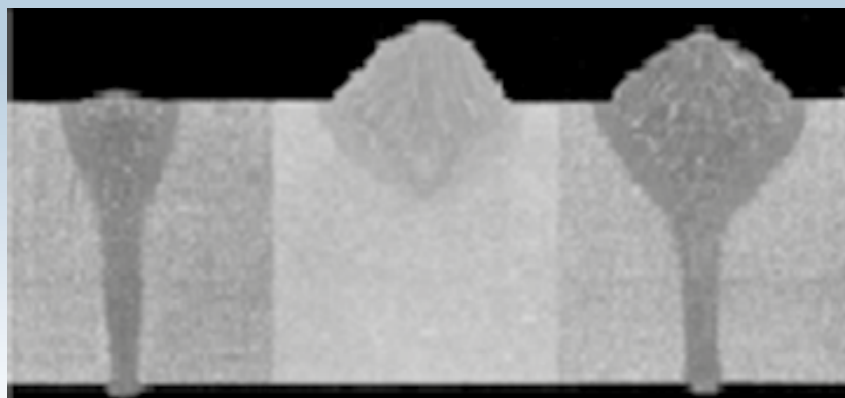


Figura 2.114 - Macrografias de aços soldados com laser (esq). MAG (centro) e híbrido laser com MAG (dir.).
Fonte: Senai, 2011.

O arranjo da tocha é mostrado na Figura 2.115



Figura 2.115 - Tocha turbo laser e tocha MIG/MAG para soldagem MIG-Laser. Fonte: Senal, 2011.

Conheça as vantagens e desvantagens.

 Clique nos itens.

VANTAGENS

DESVANTAGENS

2.7.2 Processo de soldagem híbrido Plasma-MIG

O processo de soldagem híbrido Plasma-MIG ou Plasma-GMAW consiste, basicamente, na combinação dos processos plasma e MIG-MAG em uma única tocha. Por meio dessa associação, é possível unir as vantagens de cada processo de soldagem. A maior vantagem está na independência entre a energia de soldagem imposta pelo processo e o material adicionado, resultando em uma maior facilidade para obter-se uma geometria do cordão de solda desejável.

Outros benefícios do processo Plasma-MIG, em relação ao processo MIG-MAG convencional, são o uso de maiores velocidades de soldagem, menor distorção, por apresentar uma menor zona afetada pelo calor, melhor aspecto de cordão de solda, com menos respingos e maior penetração. A utilização de robôs industriais de soldagem, que possibilitam operações em altas velocidades, em peças com geometria complexa, também é uma possibilidade.

O princípio fundamental do processo Plasma-MIG é que o arame-eletrodo, o arco voltaico, as gotas em transferência são envolvidos por uma corrente de gás termicamente ionizado, também denominado de plasma, ao invés de serem envolvidos apenas por um gás inerte ou ativo, como ocorre no processo MIG-MAG, Figura 2.116. Em outras palavras, o arame-eletrodo e seu respectivo arco elétrico, que formam a parte GMAW do processo, são envolvidos por um gás termicamente ionizado, junto com a parte do plasma do processo, formando um arco híbrido.

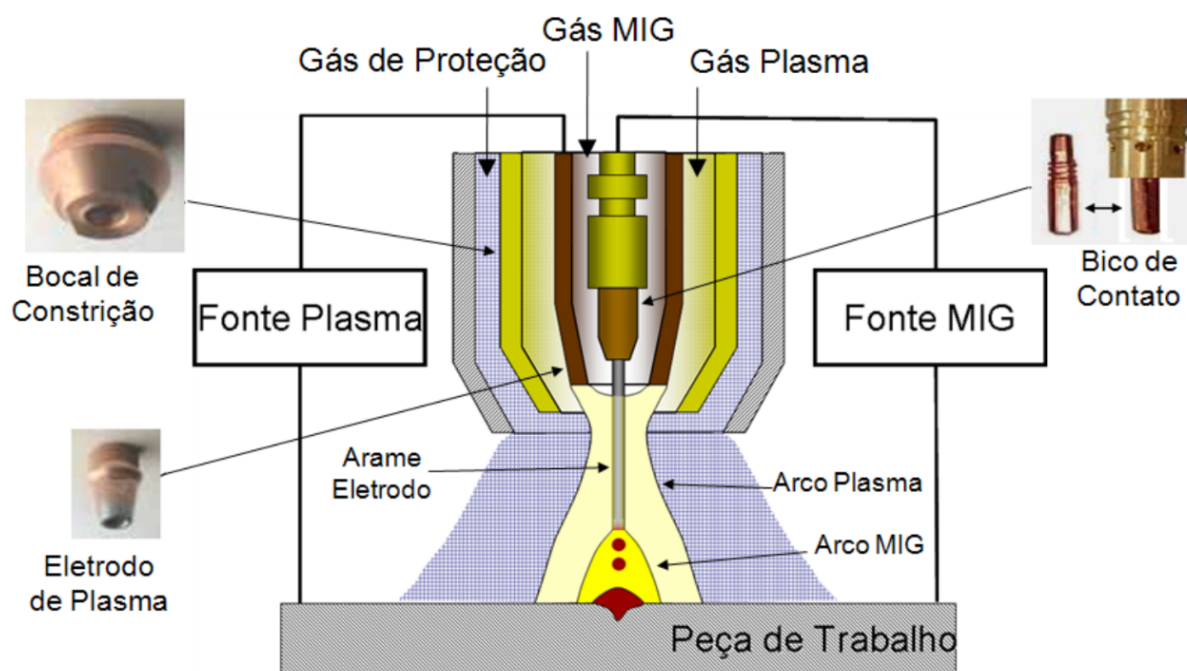


Figura 2.116 - Desenho esquemático de uma tocha para soldagem Plasma - MIG, com destaque para os componentes principais. Fonte: [RESENDE; FERRARESI, 2007, p. 3.](#)

No conceito original das tochas de soldagem Plasma-MIG, utiliza-se um eletrodo de tungstênio, o mesmo das soldagens plasma e TIG, para geração do arco plasma. Nesse conceito, o eletrodo é localizado ao lado do bico de contato MIG, como ilustrado na Figura 2.117. Em função do alto desgaste do eletrodo de tungstênio em atmosferas oxidantes, o gás de plasma utilizado nesse tipo de pistola deve ser de natureza inerte. Normalmente utiliza-se argônio, hélio ou uma mistura destes, sendo que a utilização de misturas de argônio com gás hidrogênio também é citada na literatura. O gás de proteção pode ser de natureza ativa, já que esse fluxo não entra em contato com o eletrodo de tungstênio. Misturas de argônio com dióxido de carbono são empregadas como gás de proteção na soldagem de aço carbono. Na soldagem de não ferrosos, normalmente, utiliza-se argônio puro ou misturas com hélio.

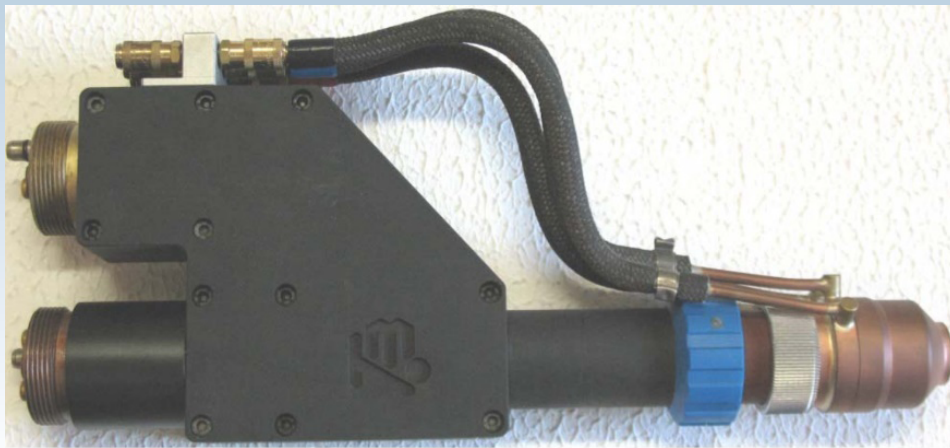


Figura 2.117 - Exemplo de tocha comercial para o processo Plasma-MIG. Fonte: [RESENDE; FERRARESI, 2007, p. 3.](#)

2.7.3 Processo de soldagem híbrido LASER-TIG

No processo de soldagem híbrido LASER-TIG, uma tocha TIG é posicionada no eixo de um feixe de LASER. Ambos estão alinhados na mesma direção de soldagem, com a tocha TIG adiante do feixe de LASER, conforme Figura 2.118. O resultado dessa combinação de processos são uma maior penetração e estabilidade do arco elétrico, com menor custo operacional. A maior aplicação desse processo está na soldagem de ligas de alumínio e magnésio com alta velocidade de soldagem. A aplicação desse processo foi estudada em juntas de aço inoxidável AISI 304 que foram soldadas, obtendo-se excelentes propriedades mecânicas, mesmo com os cordões de solda executados com altas velocidades de soldagem.

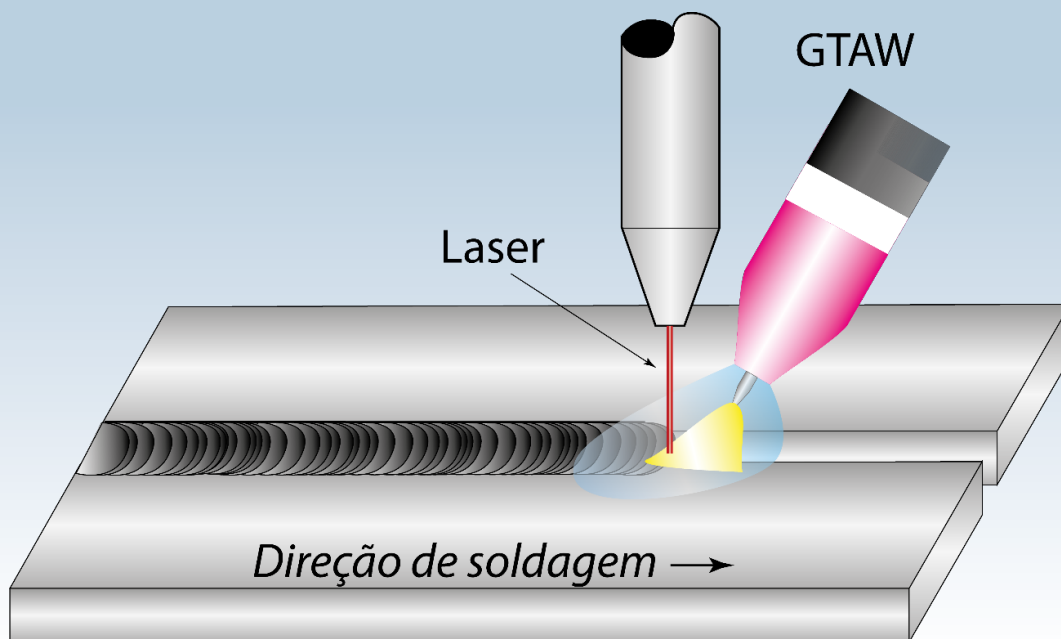


Figura 2.118 - Processo de soldagem híbrido LASER-TIG. Fonte: [OS AUTORES.](#)

Uma limitação do processo híbrido LASER-TIG é a formação de porosidade devido à falta de gás de proteção para o feixe de LASER. Visto que o feixe de LASER não pode ter uma proteção gasosa coaxial ao eixo do feixe, pois este ficaria instável, a solução é a injeção de gás de proteção incidindo lateralmente ao feixe de LASER.

2.7.4 Equipamentos utilizados nos processos Híbridos

Uma tendência recente tem sido a combinação dos tipos de fonte abaixo descritos de modo a aumentar o desempenho das fontes de energia a um menor custo. As fontes de energia controladas por transistores tanto no primário como no secundário, possuem características operacionais especiais. Outra tendência muito importante observada nas fontes transistorizadas é a substituição progressivo de sistemas físicos (hardware) de controle por sistemas baseados em programação (software). Essa tendência, já observada em diversos outros tipos de equipamento, permite uma crescente flexibilidade ao equipamento e uma grande capacidade de atuar no processo de soldagem, particularmente na transferência de metal.

2.8 RESUMO DOS PROCESSOS DE SOLDAGEM

Características principais	Eletrodo Revestido (SMAW)	TIG (GTAW)	MIG / MAG (GMAW)	Arame Tubular (FCAW)	Arco Submerso (SAW)
Custo do equipamento	1	1,5 (man.) 10 (auto)	3	3	10
Taxa de deposição	1 a 5 kg/h	0,2 a 1,3 kg/h	1 a 15 kg/h	1 a 18 kg/h	6 a 20 kg/h
Espessura soldada	2 a 200 mm	0,1 a 50 mm	>0,5mm c.c. >6mm p.a.	>3mm	> 5mm
Posições	Todas	Todas	Todas	Todas	Plana e horizontal (ângulo)
Diluição	25 a 35%	2 a 20% (adição) 100% (sem adição)	10 a 30%	20 a 50%	20 a 50%
Faixa de corrente	60 a 300 A	10 a 400 A	60 a 500 A	90 a 600 A	350 a 2000 A
Vantagens	Baixo custo, versatilidade, operações em locais de difícil acesso.	Produz soldas de melhor qualidade. Solda seções finas.	Elevada taxa de deposição. Baixo teor de hidrogênio.	Elevada taxa de deposição. Ótimo acabamento e baixo teor de hidrogênio.	Taxa de deposição elevada. Bom acabamento.
Desvantagens	Baixa taxa de deposição. Remoção de escória. Requer habilidade manual	Baixa taxa de deposição. Requer soldadores muito bem treinados.	Limitação na posição de soldagem. Risco de ocorrência de falta de fusão.	Somente aplicável a aços carbono e aços inoxidáveis. Limitação na posição de soldagem.	Requer ajuste preciso das peças. Limitação na posição. Pode apresentar tenacidade baixa.

Quadro 2.31 - Resumo das características dos processos de soldagem. Fonte: <https://docplayer.com.br/18175521-Universidade-federal-do-rio-grande-do-norte-curso-de-engenharia-de-materiais-topico-introducao-aos-processos-de-fabricacao-dos-metais.html>.

A aplicabilidade de cada processo em cada faixa de espessura em diferentes materiais pode ser vista no Quadro 2.32.

Material	Espessura	SMAW	SAW	GMAW	FCAW	GTAW	PAW	LBW
Aço-Carbono	F	X	X	X		X		X
	I	X	X	X	X	X		X
	M	X	X	X	X			X
	G	X	X	X	X			
Aço Baixa Liga	F	X	X	X		X		X
	I	X	X	X	X	X		X
	M	X	X	X	X			X
	G	X	X	X	X			
Aço Inox	F	X	X	X		X	X	X
	I	X	X	X	X	X	X	X
	M	X	X	X	X		X	X
	G	X	X	X	X			
Ferro Fundido	I	X						
	M	X	X	X	X			
	G	X	X	X	X			
Níquel e ligas	F	X		X		X	X	X
	I	X	X	X		X	X	X
	M	X	X	X			X	X
	G	X		X				
Alumínio e ligas	F			X		X	X	X
	I			X		X		X
	M			X		X		
	G			X				

Abreviações: F - fina < 3mm, I - intermediária 3-6mm, M - média 6-19mm, G - grossa > 19mm.

Quadro 2.32 – Aplicabilidade dos processos de soldagem.
 Fonte: Welding Metallurgy, Second Edition Sindo Kou, editora Wiley.

3. Transformações Associadas à Fusão – Metal de Solda e Zona Afetada pelo Calor

3. TRANSFORMAÇÕES ASSOCIADAS À FUSÃO – METAL DE SOLDA E ZONA AFETADA PELO CALOR

Como já visto, o calor necessário para a fusão dos materiais a serem unidos – metal base e metal de adição – provém de um arco elétrico. Esse calor não determina somente o tamanho (volume) da poça de fusão, mas também as temperaturas da junta soldada, o tempo de solidificação da poça de fusão e as velocidades de resfriamentos, tanto da poça de fusão quanto da zona afetada pelo calor (ZAC).

A velocidade de resfriamento vai determinar o tempo no qual cada região, em especial da ZAC, tem para sofrer as transformações metalúrgicas que podem ou não danificar significativamente as propriedades da junta soldada. Ou seja, essas transformações em cada faixa de temperatura de uma junta soldada determinam a sua sanidade, uma vez que o calor da poça de fusão, metal de base e metal de adição, vai determinar a rapidez das variações de temperatura e, conseqüentemente, da taxa de resfriamento em cada região dessa junta.



Saiba Mais

Alguns conceitos podem ser aprofundados em:

<https://www.youtube.com/watch?v=LWRaJfufCdE&t=500s>

<https://www.youtube.com/watch?v=-Vsxfz0kul>

[Metals and Alloys, lecture 3, Solidification - Bhadeshia](#)

ou lendo

[Nucleation - MIT](#)

[Fundamentals of solidification](#)

[Welding Solidification and Microstructure](#)

[Solidificação dos metais - e-Disciplinas USP](#)

<https://demet.eng.ufmg.br/laboratorios/laboratorio-de-soldagem/>

- Metalurgia da Soldagem acessados 08/06/2021.

3.1 Poça fundida

A poça de fusão é o produto de todas as reações físicas/químicas na zona fundida quando no estado líquido. **A poça de fusão é constituída no momento da soldagem pela zona fundida (metal de adição + material de base) e seu envoltório (gasoso e/ou escorificante).** A frente de solidificação está diretamente relacionada ao deslocamento do banho de fusão (a poça de fusão na soldagem ao arco atinge forma estacionária e se desloca em movimento uniforme), Figura 3.1.



Figura 3.1– Poça fundida na soldagem SMAW. Fonte: WCWELDING. Arc welding tips and tricks! Disponível em: <https://www.wcwelding.com/arc-welding-tips.html>. Acesso em: 8 out. 2018.

A poça de fusão pode ser observada para cada processo nos vídeos:

SMAW

<https://www.youtube.com/watch?v=Q1zcW3pyyG0> e
<https://www.youtube.com/watch?v=rBWnZ4TkU4w>

GTAW

https://www.youtube.com/channel/UCR_L4XxyFfRdoyvZ_874M5g ,
<https://www.youtube.com/watch?v=UNAAhwieNhU> e
<https://www.youtube.com/watch?v=6LSLV8QRgMA>

GMAW

<https://www.youtube.com/watch?v=Qqf4k-clA5s> e
https://www.youtube.com/watch?v=_hdsd3dFWN8

3.2 Zona fundida – ZF

Região efetivamente fundida na junta soldada, composta pelo metal depositado mais as regiões de material de base que são incorporados pela fusão ou apenas pelo material de base fundido. Possui propriedades mecânicas, como resistência mecânica e tenacidade, superiores ao metal base como requisito das principais normas de qualificação de procedimento.

3.3 Zona afetada pelo calor – ZAC

Quando estruturas ou vasos de pressão são unidos através de processos de soldagem a arco elétrico, as chapas são aquecidas até atingirem a temperatura de fusão e resfriadas rapidamente sob condições de restrição impostas pela geometria e espessura das juntas. **Em função desse severo ciclo térmico, a microestrutura original e as propriedades mecânicas do material de base sofrem modificações. Normalmente, esses materiais apresentam carbono equivalente controlado para permitir boas condições de soldabilidade.**

Importante!

As propriedades mecânicas, como os limites de escoamento e resistência, tenacidade à fratura e dureza, e a resistência à corrosão desta região podem apresentar modificações substanciais em relação ao material base não afetado. Essas modificações podem influenciar ou comprometer o desempenho das juntas soldadas em operação.

Em outras palavras, a ZAC, Figura 3.2, é a região compreendida entre a zona de ligação e o metal de base que não sofreu nenhuma modificação microestrutural significativa que originasse alguma mudança significativa nas propriedades mecânicas e/ ou a resistência à corrosão.

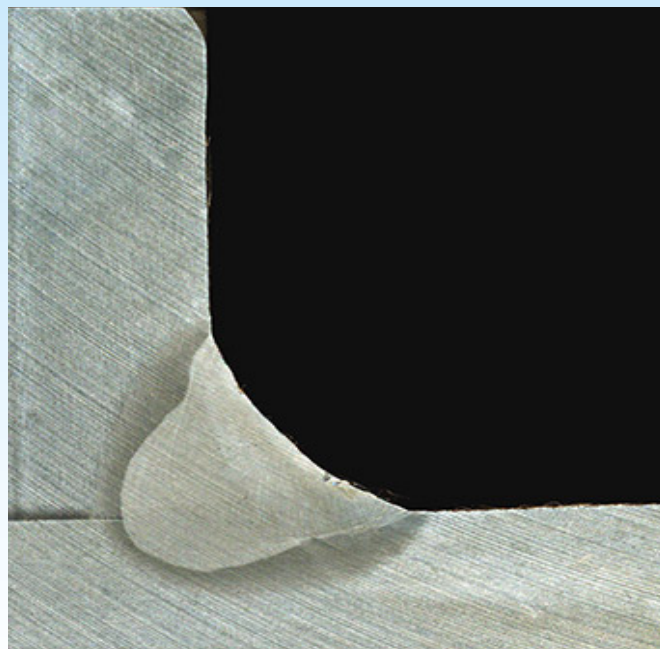


Figura 3.2 – Representação de ZAC em solda em ângulo. Fonte: SGS MSI, c2018, adaptado pelos autores, 2019.

3.4 Aspecto térmico da soldagem

O fundamento da união por soldagem a arco elétrico é baseado na fusão do metal base com o metal de adição, na maioria dos casos é aplicável, de uma forma muito localizada visando à formação de uma poça de fusão.



Saiba Mais

Maiores informações de condução de calor na soldagem podem ser observadas na página [Condução de calor na soldagem: Fundamentos & Aplicações - Ivan Machado acessada em 19/07/2021.](#)

O **aporte de calor**, ou energia de soldagem, é definido como a relação entre a potência que a fonte introduz (arco elétrico) na peça e a velocidade de deslocamento dela. **Em outras palavras, é a quantidade de energia transferida à junta por unidade de comprimento.**

O aporte de calor pode ser alterado teoricamente através da variação dos valores da tensão do arco, corrente, na linguagem do campo amperagem, e velocidade de soldagem. Entretanto, para um mesmo processo de soldagem, essas variações são limitadas em função do diâmetro do consumível, do tipo de fonte (corrente constante ou tensão constante) e pelas características construtivas dos consumíveis.

Os consumíveis sempre devem ser utilizados dentro da faixa de tensão e de corrente indicada pelo fabricante, ou seja, a faixa na qual podem trabalhar sem trazer efeitos deletérios como perda de resistência mecânica (sanidade do cordão- defeitos) ou perda de resistência à corrosão (volatilização de elementos químicos).

A velocidade de soldagem pode ser significativamente alterada se o cordão é depositado de forma retilínea ou trançado, com tecimento.

Parte da energia fornecida não é absorvida e depende do processo de soldagem utilizado. Assim, cada processo apresenta um rendimento térmico, η , que deve ser considerado no cálculo da energia absorvida, também chamada de energia líquida, Figura 3.3.

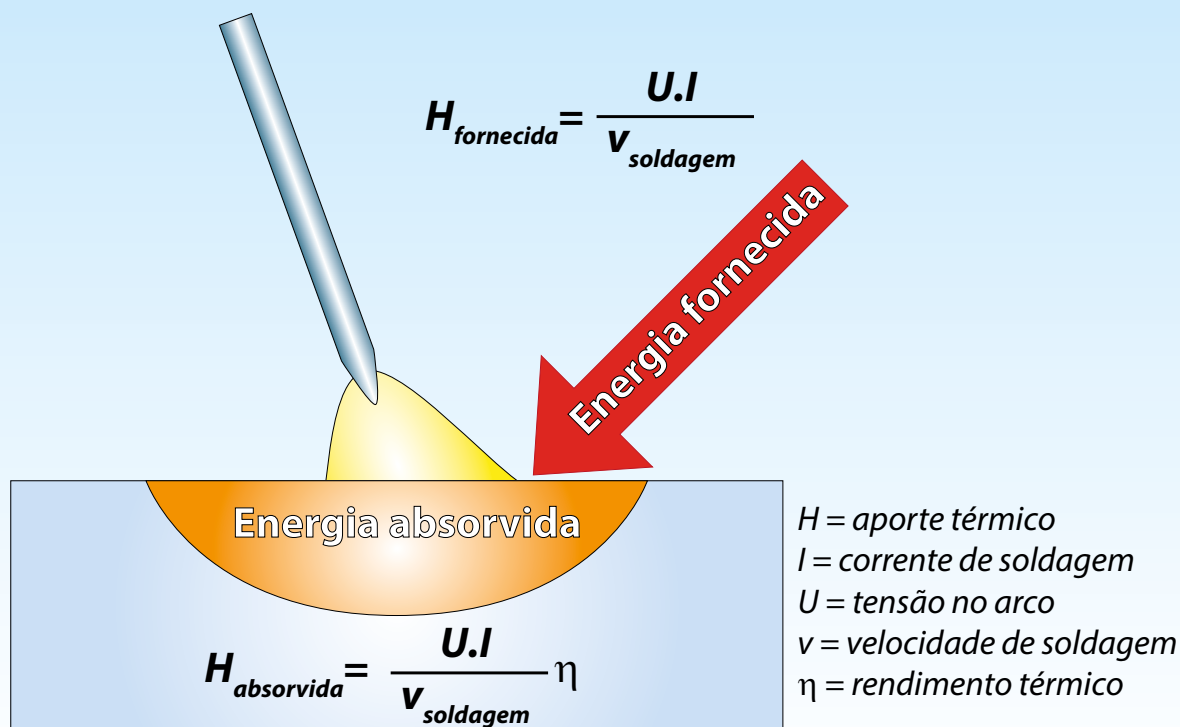


Figura 3.3 – Representação esquemática do rendimento térmico da energia de soldagem.
 Fonte: os autores, 2018.

Para os processos convencionais, o rendimento normalizado é dado pela Quadro 3.1. Todavia, os procedimentos de soldagem qualificados não consideram o rendimento na sua formulação, pois somente atrelam os parâmetros de soldagem que são vinculados ao processo executado.

O limite de aporte térmico estabelecido nas normas deve ser avaliado com cuidado. Quando não estiver vinculado a um processo de soldagem, deve ser aplicado um valor de rendimento teórico para que sejam comparados diferentes processos. Entretanto, quando estiver relacionado com cada processo específico, pode ser utilizado sem restrições para aquele processo. Nesse caso, quando for utilizado um processo de soldagem diferente do estabelecido e que não esteja citado na norma, uma conversão de aporte deve ser feita considerando os valores teóricos de eficiência.

Importante!

Isso se deve pela imprecisão de utilizar um valor tabelado. A correta determinação do rendimento seria com a utilização de um calorímetro.

Processo	Eficiência de transferência
GTAW	
Modo de baixa corrente, CC-	0,40-0,60
Modo de alta corrente, CC-	0,60-0,80
CC+	0,20-0,40
CA	0,20-0,50
PAW	
Modo de fusão direta	0,70-0,85
Modo Keyhole	0,85-0,95
GMAW	
Modo de transferência globular e curto circuito	0,60-0,75
Modo de transferência spray	0,65-0,85
SMAW ou FCAW	0,65-0,85
SAW	0,85-0,99
ESW	0,55-0,85
LBW	
Superfícies reflexivas ou vapor	0,005-0,50
Modo Keyhole	0,50-0,75 +

Quadro 3.1 – Rendimento dos principais processos a arco elétrico.
 Fonte: MESSLER, 2004, p. 137, adaptado e traduzido pelos autores.

A Figura 3.4 apresenta uma série de fatores que levam à perda de energia durante a operação de soldagem com eletrodo não consumível. Entre elas estão:

 Clique nos números.



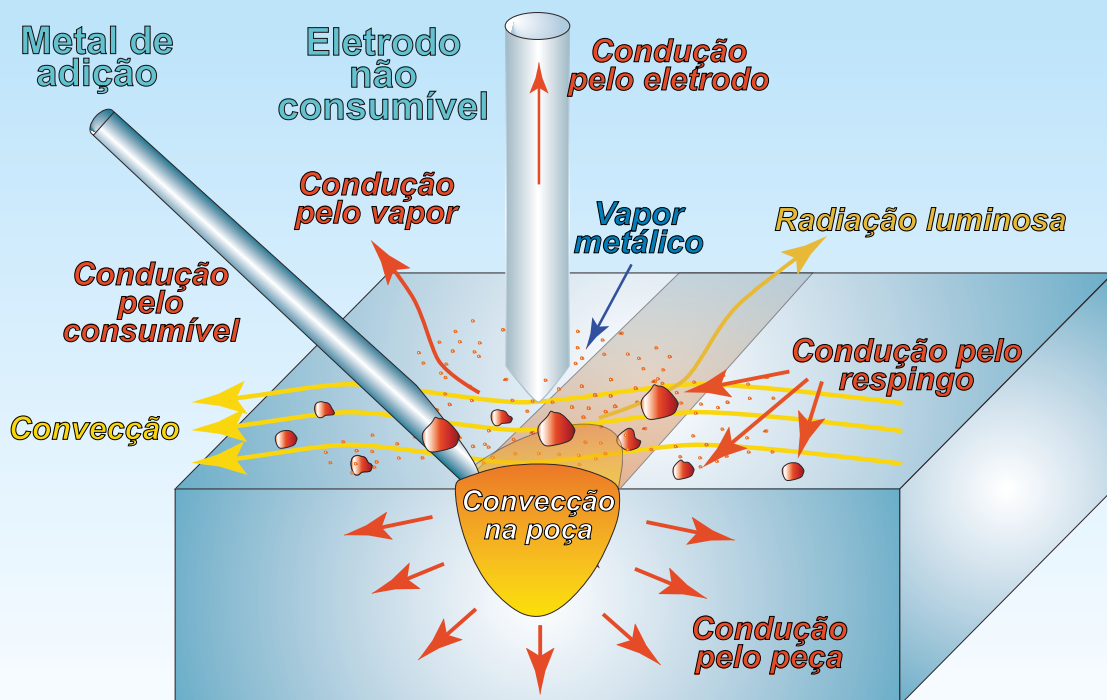


Figura 3.4 - Causas de perda de energia térmica durante a soldagem de uma peça.
Fonte: MESSLER, 2004, p. 135, adaptado pelos autores.

Cada processo de soldagem apresenta uma densidade de energia, ou seja, uma quantidade de energia por área de aplicação, Figura 3.5. Os processos de menor densidade de energia têm um menor rendimento térmico, o que faz com que tenhamos uma maior dissipação de calor na peça aumentando, por exemplo, a extensão da ZAC.

E, conseqüentemente, os processos de maior densidade de energia concentram maior o calor na peça, aquecendo uma menor porção do material, melhorando a eficiência térmica da soldagem.

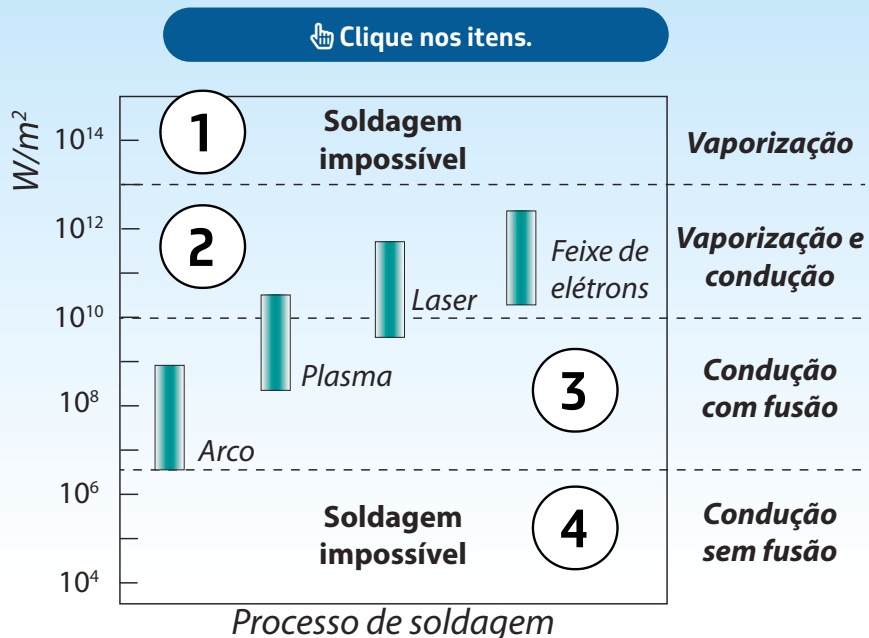


Figura 3.5 – Densidade de energia por processo de soldagem.
Fonte: redenhada de MODENESI; BRACARENSE, 2012, p. 4.

Essa diferença provoca comportamentos distintos nas juntas soldadas com relação à sua qualidade. Quanto maior a densidade de energia melhor a qualidade da solda, melhor a penetração, maior a velocidade de soldagem, porém o custo do equipamento é muito superior. Assim, deve ser avaliado se o aumento do custo do equipamento se justifica em função do ganho advindo das melhorias de produtividade. Todavia, em materiais susceptíveis à transformação martensítica, deve-se ter um cuidado especial considerado o efeito da taxa de resfriamento na utilização desses processos, de forma a evitar formação de trincas.

Na Figura 3.6 e Figura 3.7, é possível verificar que a energia de soldagem na peça diminui à medida que a densidade de energia aumenta. Isso se deve ao fato de a região aquecida por uma densa fonte de calor ser mais concentrada, ou seja, mesmo que o calor aplicado a ela seja mais intenso, a região de aplicação é bem menor, e isso é refletido no valor da energia de soldagem.

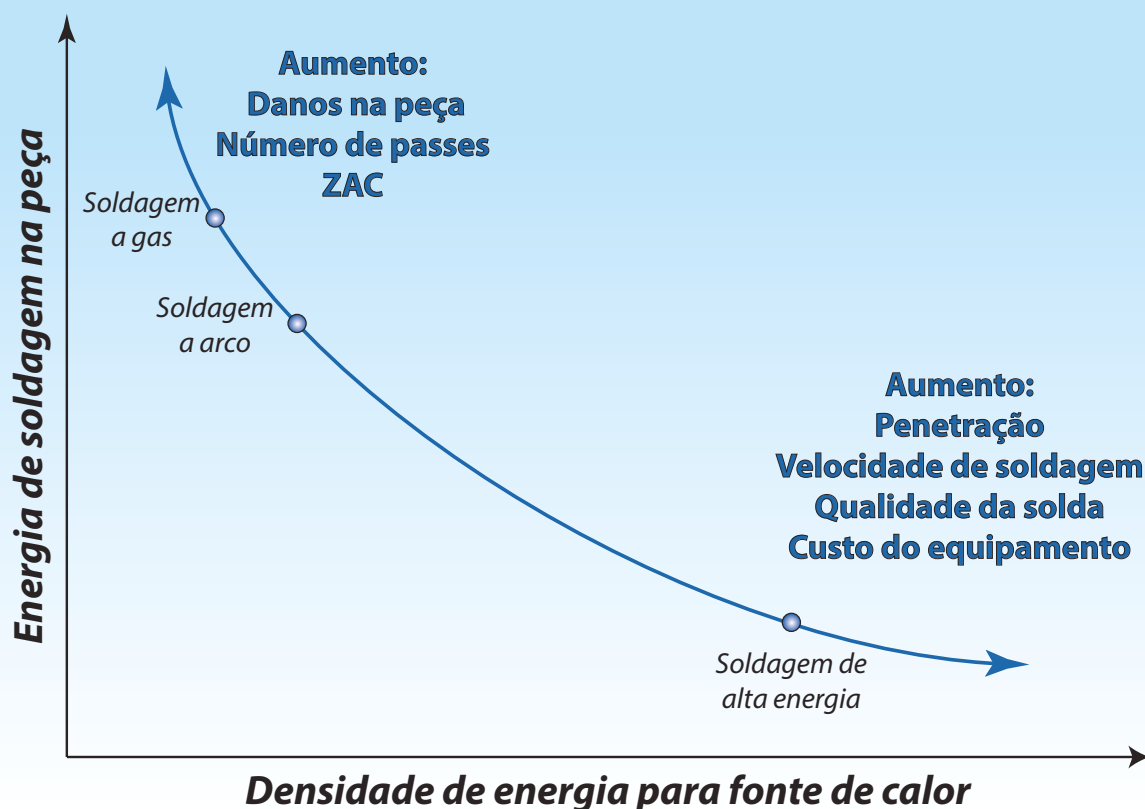


Figura 3.6 - Causas de perda de energia térmica durante a soldagem de uma peça.
Fonte: os autores, 2018.

A densidade de energia apresenta uma relação direta com o tamanho da ZAC:

- » quanto maior a densidade de energia, mais eficiente é o aquecimento e mais estreita é a largura da ZAC.
- » quanto menor a densidade de energia, mais calor é transferido para a peça e maior é a ZAC, Figura 3.7.

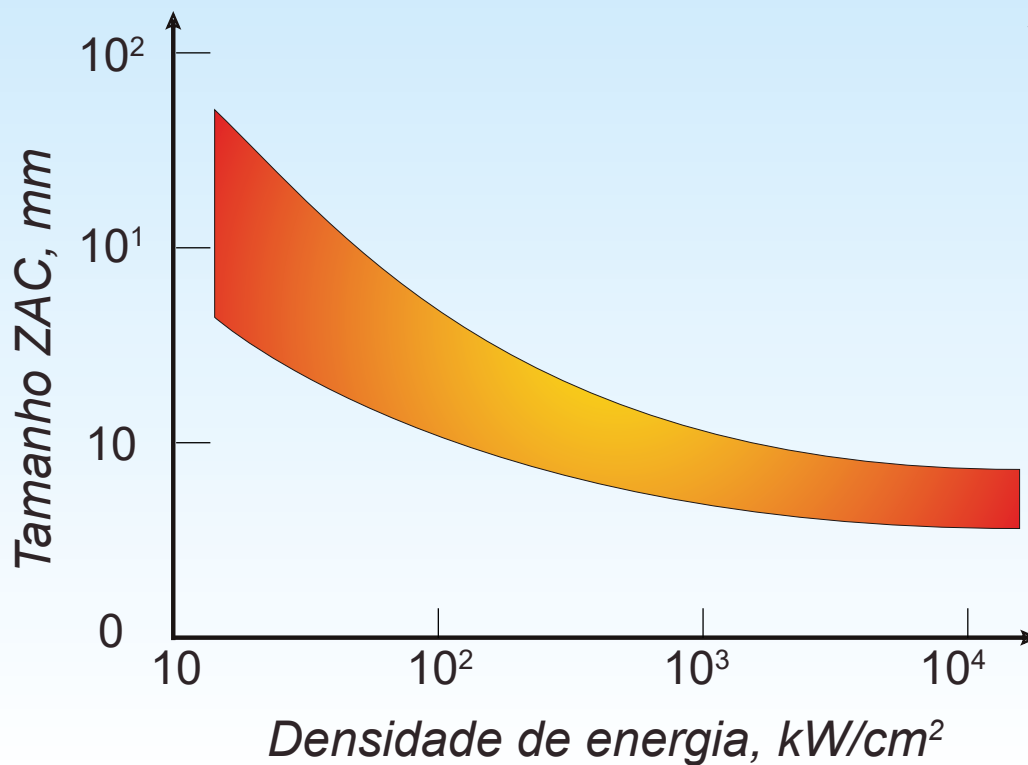


Figura 3.7 – Tamanho da ZAC em função da densidade de energia.
 Fonte: redesenhado de *Metals handbook*

3.5 Ciclo térmico e repartição térmica

Como relatado anteriormente, os valores de temperatura do arco elétrico ficam entre 5000 e 30000 K, Figura 3.8, dependendo da natureza do plasma e da corrente conduzida por ele e esse calor é localizado e tem perdas.

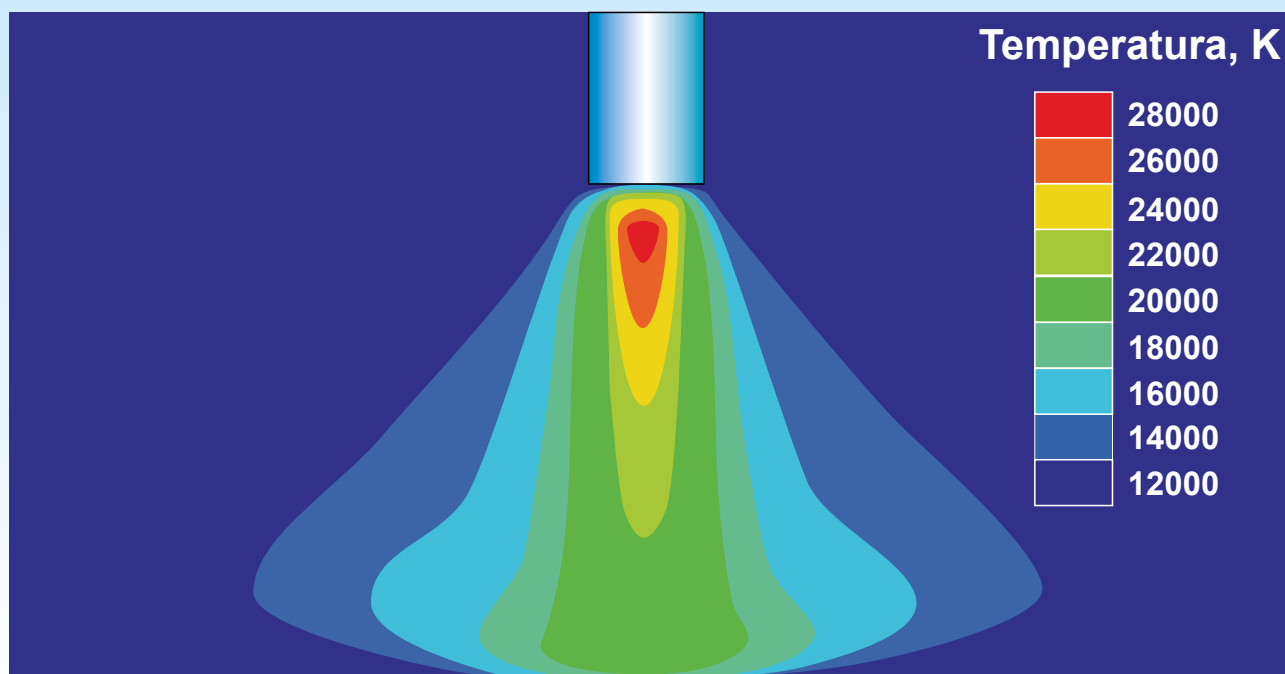


Figura 3.8 – Perfil de temperatura do arco para uma simulação de 200 A de corrente e comprimento do arco de 10 mm. Fonte: OS AUTORES, 2019.

O ciclo térmico é considerado fundamental no entendimento da metalurgia da soldagem, decorrente de uma distribuição de temperatura não linear na soldagem, Figura 3.9. Observe a figura e clique no ícone para entender a variação de temperatura.

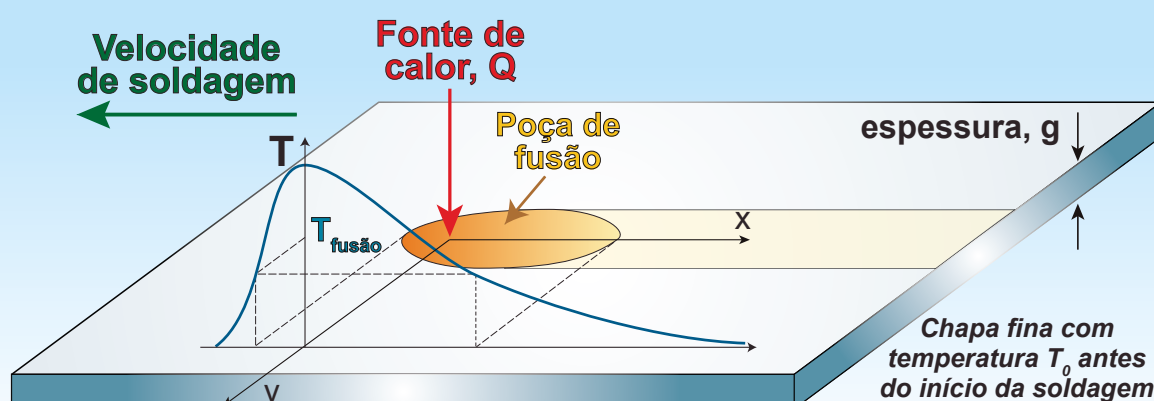


Figura 3.9 – Esquema da variação de temperatura com a fonte de calor e distância.
Fonte: OS AUTORES, 2018.

Podemos observar na representação esquemática de um processo de soldagem com eletrodo consumível, Figura 3.10. A poça de fusão é originada no instante em que há a transferência das gotas para o metal de base, formando o metal de solda líquido.

A temperatura no metal de base próximo à fonte de calor de soldagem é alta, muito localizada e, decorrente disso, a análise da forma como esse calor se distribui na peça a ser soldada é fundamental para prevermos as transformações metalúrgicas que acontecem no metal de solda e, especialmente, na ZAC, que conforme definido anteriormente é a região na qual transformações metalúrgicas que interferem nas propriedades mecânicas da junta soldada acontecem e devem ser controladas.

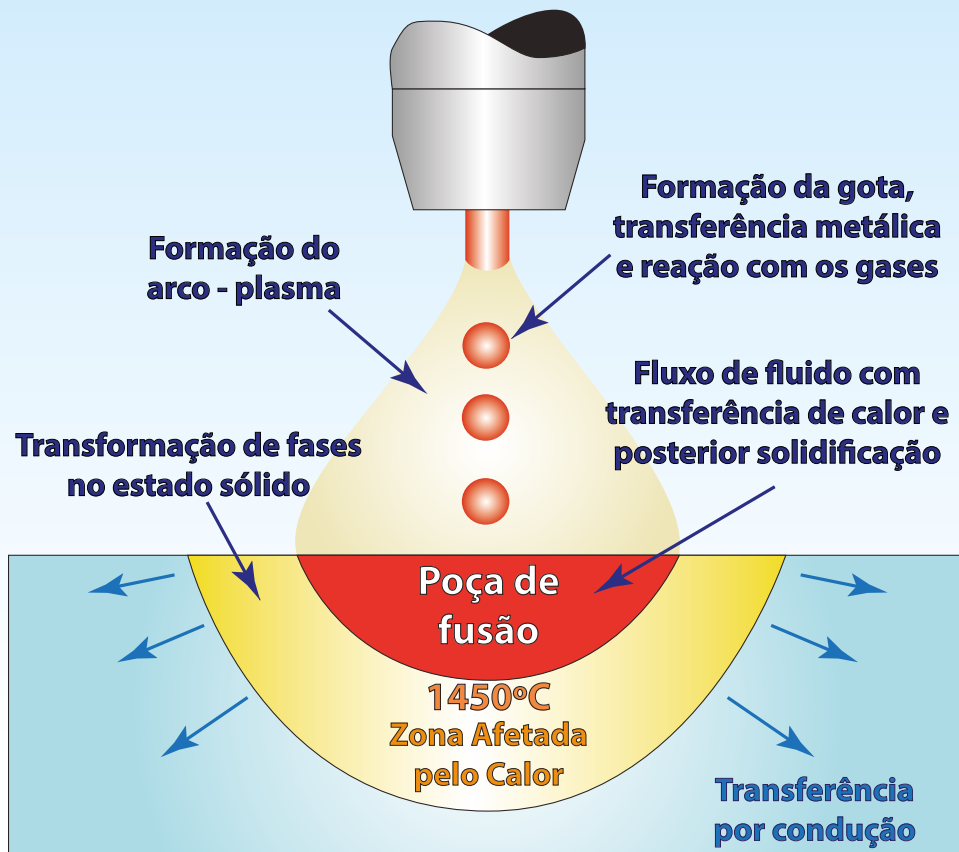


Figura 3.10 – Ilustração da interação da fonte de calor com o metal de base e as diferentes regiões da soldagem, como zona de fusão, zona afetada pelo calor e metal de base. Fonte: os autores, 2021 .

Quando observamos uma fonte de calor estática, as isotermas se localizam concêntricas à fonte de calor. Numa fonte móvel, como no caso da soldagem, elas assumem a forma elíptica e serão tão mais alongadas quanto maior for a velocidade de soldagem.

Essas duas situações estão representadas na Figura 3.11.

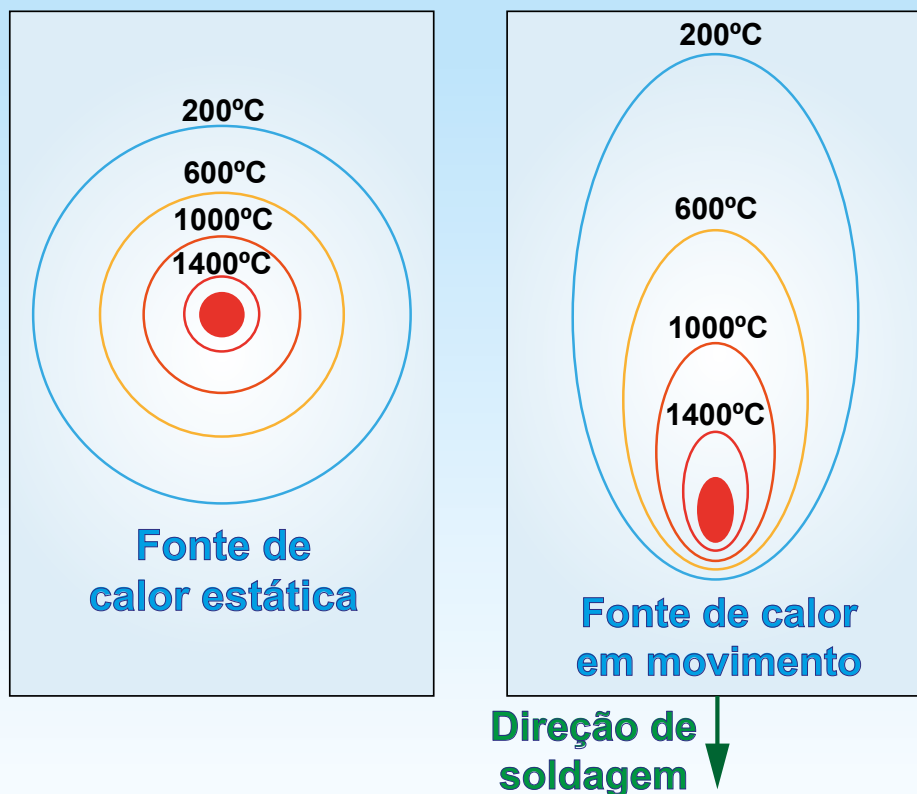


Figura 3.11 - Distribuição de temperatura em relação à fonte de calor na condição estática e na condição de soldagem com a fonte se movendo com a direção de soldagem. Fonte: OS AUTORES, 2018.

No instante que a poça de fusão atinge sua temperatura máxima, há uma distribuição de temperatura ao longo do eixo x , cujo ponto zero se localiza nesse ponto de pico em tempos crescentes de t_1 a t_5 , Figura 3.12. A essa distribuição de temperaturas denominamos de **repartição térmica**.

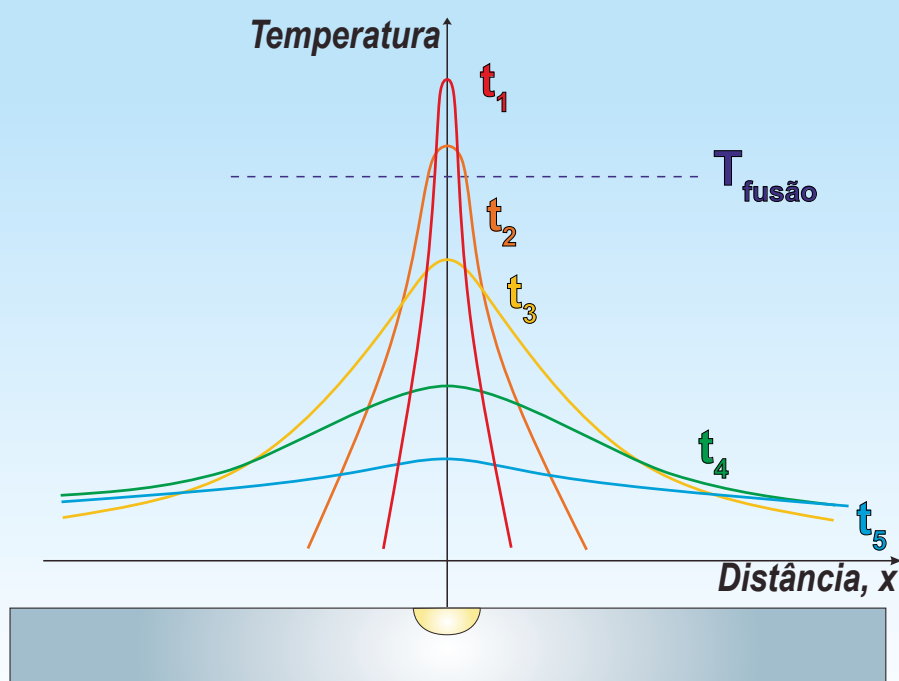


Figura 3.12 – Representação da repartição térmica. Fonte: DALPIAZ, 2017.

Observamos, também, a delimitação da ZAC, Figura 3.13, que será proporcional ao aporte térmico, ao aumento da temperatura inicial, à condutividade térmica e inversamente proporcional à espessura no modo de extração de calor bidimensional, como será visto adiante.

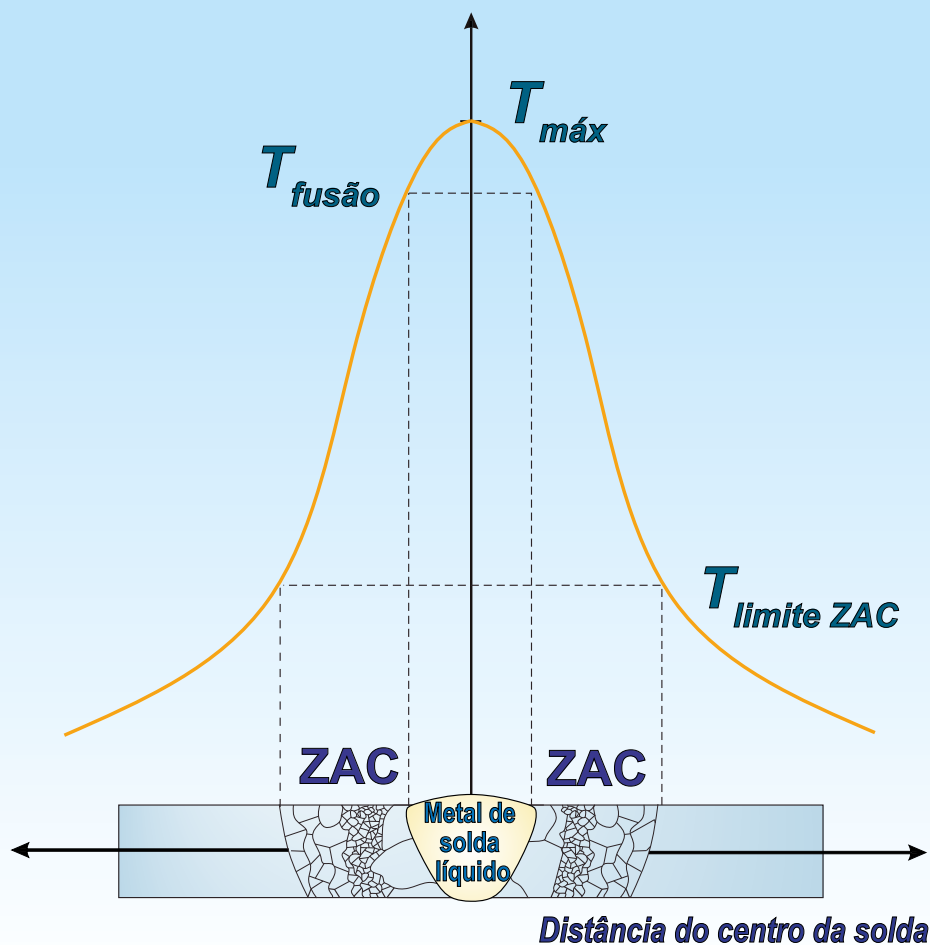


Figura 3.13 - Representação esquemática da repartição térmica e a sua influência na ZAC.
Fonte: OS AUTORES, 2018.

De uma forma analítica, considere um ponto A aleatório na junta soldada, definido pela sua distância ao centro da solda e pela sua posição em relação à espessura. O calor da operação de soldagem provoca, nesse ponto, variações de temperatura como indica a Figura 3.14. **A tangente da curva θ_2 nos dá a taxa de resfriamento, que é fundamental para estimarmos as transformações metalúrgicas que podem ocorrer durante o processo de soldagem.**

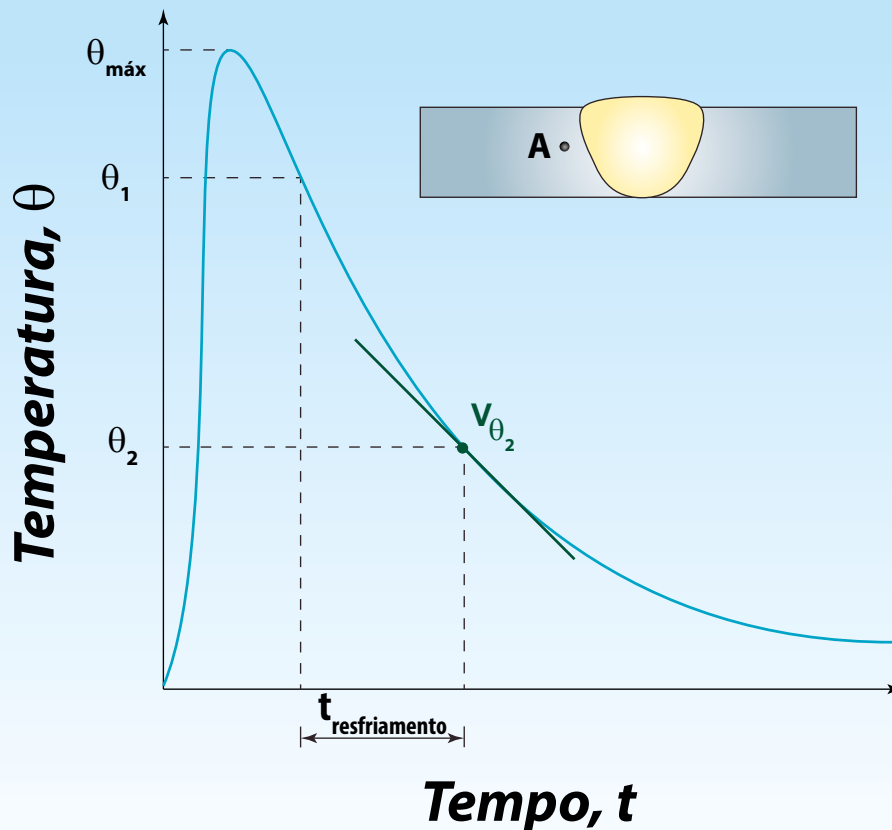


Figura 3.14 – Representação do ciclo térmico em um ponto aleatório do material base.
Fonte: OS AUTORES, 2018.

A variação de temperatura em função do tempo, $\theta = f(t)$, Figura 3.15, é o ciclo térmico no ponto considerado. A curva permite a determinação de:

- » $\theta_{\text{máx}}$ – temperatura máxima atingida
- » V_{θ} – taxa de resfriamento à temperatura θ_2
- » t_{resfr} – tempo de resfriamento entre as temperaturas θ_1 e θ_2

Analisando todos os pontos, é possível obter-se as temperaturas máximas atingidas em função da distância ao centro da solda $\theta_{\text{máx}} = f(x)$. **Essa função é a repartição térmica para a reta considerada.** Estabelecido o regime de soldagem, a repartição térmica mantém a sua forma ao longo do cordão de solda, Figura 3.15.

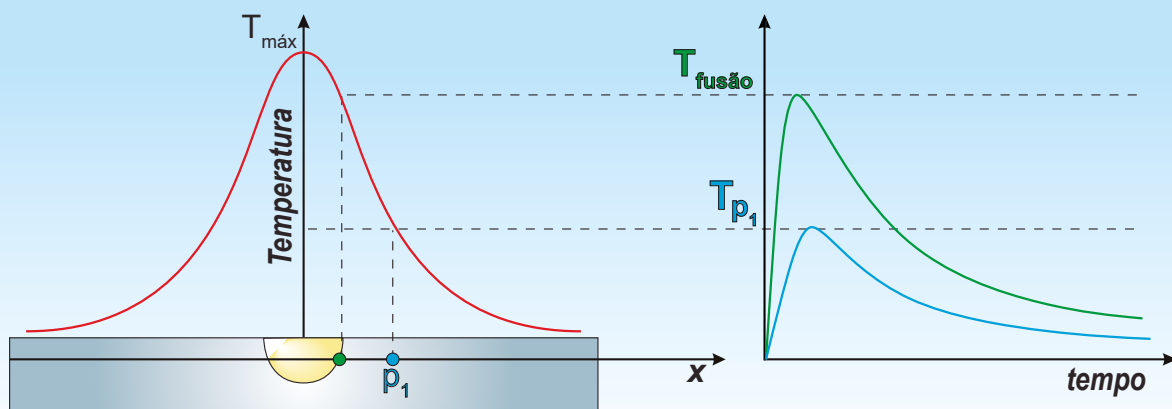


Figura 3.15 – Temperatura máxima em função da distância x do cordão de solda.
Fonte: adaptada de DALPIAZ, 2017, p. 10.

Com essas duas funções, torna-se possível o estudo das transformações metalúrgicas no estado sólido que acontecem em uma junta soldada. O ciclo térmico possibilita a interpretação ou previsão das transformações, enquanto a repartição térmica permite determinar a extensão das zonas onde se passam tais fenômenos.

Importante!

A essas regiões influenciadas pelo ciclo térmico de soldagem denominamos de ZAC. O comportamento da ZAC é de fundamental importância no comportamento final da junta soldada, pois grande parte das descontinuidades observadas em juntas soldadas está relacionada com essa região.

Teoricamente as velocidades de resfriamento decrescem à medida que a distância “x” aumenta. Entretanto, do ponto de vista prático e para a faixa de temperatura onde ocorrem os fenômenos de têmpera que possibilita a transformação martensítica, pode-se considerar a velocidade de resfriamento – ou o tempo de resfriamento – como constante em toda a extensão da zona afetada pelo calor.

As equações de Rosenthal, Equação 1 e Equação 2, fornecem um modelo matemático que permite estimar o fluxo térmico de soldagem e são de fácil utilização. As principais variáveis de entrada são:

 Clique nos números para conhecê-los.

1

2

3

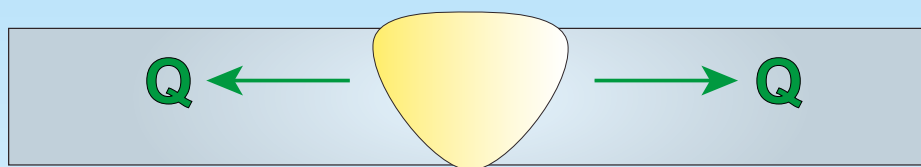
4

Para conhecer as equações de Rosenthal, clique no ícone e veja a Equação 1 e 2:

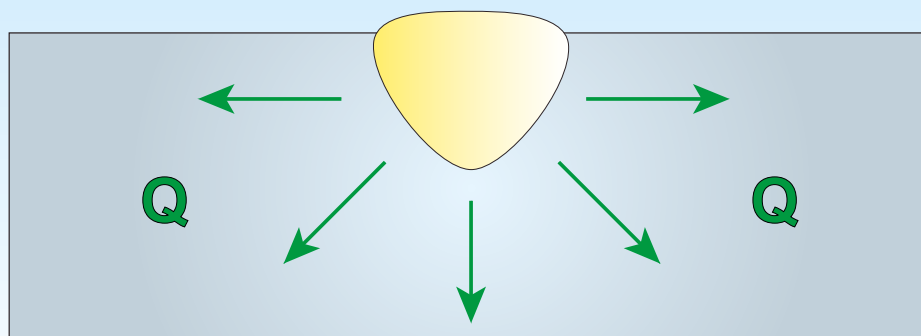


A diferença principal entre as duas equações reside no fato da primeira ser independente da espessura - tridimensional – e a segunda dependente da espessura – bidimensional, como pode ser observado na Figura 3.16. Isso quer dizer que quando aumentamos a espessura em fluxo de calor bidimensional a temperatura da junta varia mais rápido, os ciclos de aquecimento e resfriamento se tornam mais severos. No fluxo tridimensional, a espessura não influencia, pois, a extração de calor se dá também ao longo da espessura. Ambas as equações dependem da condutividade térmica do material a ser soldado.

A Figura 3.16 mostra um esquema de fluxo de calor em uma chapa fina. Existem situações intermediárias que não supridas por nenhuma das duas equações, e outras abordagens numéricas devem ser consideradas.



Extração de calor bidimensional



Extração de calor tridimensional

Figura 3.16– Representação esquemática do fluxo de calor de bi e tridimensional.
Fonte: OS AUTORES, 2018.

O tempo $\Delta t_{8/5}$ é uma variável bastante utilizada para prever se o material, ferrítico ou martensítico, apresenta risco de apresentar microestruturas frágeis na ZAC, transformadas a partir das altas taxas de resfriamento. Mede o tempo necessário para que a junta soldada resfrie entre 800 e 500 °C. É nessa faixa de temperatura na qual as transformações de austenita em ferrita, martensita e/ou bainita ocorrem. Observe a diferença:

- » menores valores de $\Delta t_{8/5}$ têm maiores taxas de resfriamento, o material esfria mais rápido, aumentando a possibilidade de ocorrer transformações martensíticas;
- » maiores valores de $\Delta t_{8/5}$ têm menores taxas de resfriamento, o material esfria mais lentamente, aumentando a possibilidade de ocorrer transformações da austenita em altas temperaturas (como ferrita, agregado de ferrita e carboneto, entre outros).

O entendimento das relações existentes na variação do aporte térmico, da temperatura inicial (preaquecimento) e da espessura faz com que possamos prever o $\Delta t_{8/5}$ de modo a controlarmos o resfriamento do material, minimizando a possibilidade de obtenção dessas microestruturas mais frágeis. **Adicionalmente, considere que a transformação martensítica não irá ocorrer na soldagem de aços com carbono equivalente mais baixos, conforme será mostrado adiante.**

Para entender mais sobre o $\Delta t_{8/5}$, clique no ícone e observe as equações.



Essas equações permitem que sejam elaboradas algumas considerações relevantes com relação às variáveis de soldagem. A taxa de resfriamento ($\delta T/\delta t$), onde T é temperatura e t é tempo, pode ser influenciada pela temperatura inicial, aporte térmico e espessura a ser soldada.

O regime térmico da operação de soldagem depende de fatores associados à peça a ser soldada e ao procedimento de soldagem, como:

- » o aporte térmico,
- » a espessura da peça a ser soldada e
- » a temperatura inicial dessa peça.

A taxa de resfriamento tem uma importância diferente nos processos de Soldagem.

 Clique nos itens para conhecê-los.

SOLDAGEM DOS
AÇOS CARBONO

SOLDAGEM DOS
AÇOS INOXIDÁVEIS
AUSTENÍTICOS

SOLDAGEM DOS
AÇOS INOXIDÁVEIS
DUPLEX

Assim, o perfeito entendimento e controle dos principais fatores que interferem na taxa de resfriamento são imprescindíveis para a execução de uma junta soldada adequada para as condições de aplicação impostas pelos códigos de projeto.

3.6 Influência Da Espessura Da Peça

A influência das propriedades físicas é evidente nas fórmulas de Rosenthal. À medida que aumenta a massa da peça – expressa pela sua espessura –, o gradiente de temperatura e a velocidade de resfriamento aumentam. Todavia, a velocidade de resfriamento aumenta até certa espessura limite. **Assim:**

- » a diminuição da espessura faz com que, para o mesmo aporte térmico, a chapa aqueça mais diminuindo a taxa de resfriamento;
- » de maneira análoga, com o aumento da espessura, o volume de material do componente faz com que o calor dissipe mais facilmente.

Em chapas grossas, a temperatura na superfície oposta à soldagem é igual à temperatura ambiente. Pela Figura 3.17, pode ser visto que, a partir de determinada espessura, a influência do aumento da espessura deve ser desprezada, ou seja, não influenciará na velocidade de resfriamento (o lado contrário à soldagem está sempre à temperatura ambiente).

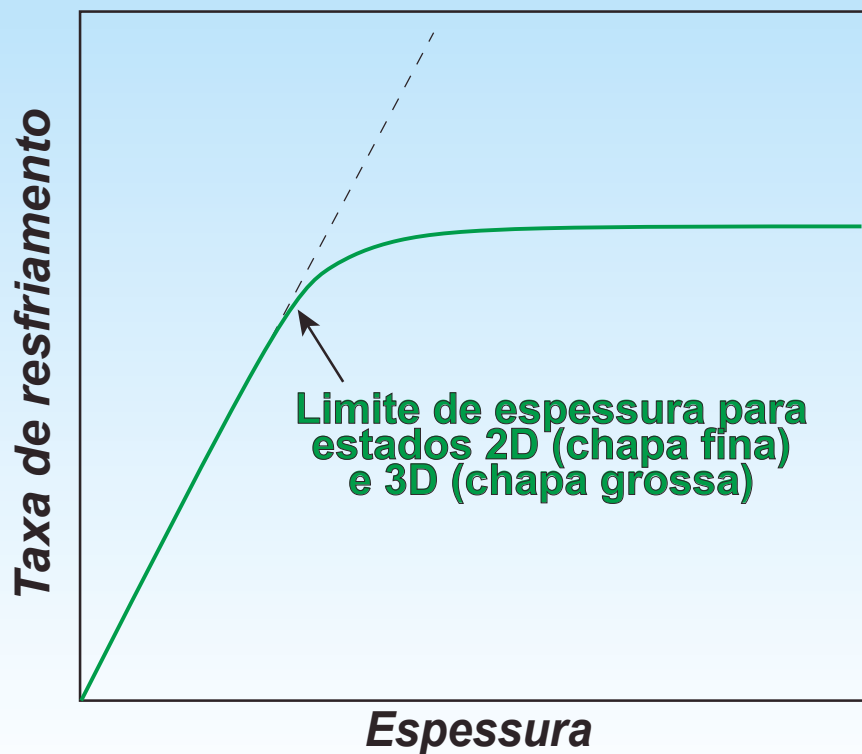


Figura 3.17 - Influência da espessura na velocidade de resfriamento. Fonte: OS AUTORES, 2018.

3.7 Influência da temperatura inicial da peça

Outro fator relativo à peça é sua temperatura inicial. Temperaturas iniciais mais altas aumentam a extensão da zona afetada pelo calor, o tempo de permanência em alta temperatura e reduzem a velocidade de resfriamento.

Essa última consequência é o objetivo do preaquecimento, o qual favorece a difusão - escape do hidrogênio. Por isso, o preaquecimento é utilizado para diminuir a possibilidade de trinca a frio, conforme será melhor detalhada adiante. Pelo mesmo motivo o código ASME restringe a soldagem em temperaturas (da peça) inferiores a 10 °C.

A temperatura inicial, bem como o preaquecimento, interfere na taxa de resfriamento. Para compreender essa afirmação, clique no ícone e veja um exemplo que irá nos auxiliar a entender esse efeito da temperatura inicial.



A determinação de níveis adequados de preaquecimento para a prevenção de trincas induzidas pelo hidrogênio depende de um conhecimento preciso da composição do metal base e, consequentemente do seu carbono equivalente – CE, e da composição química do metal de solda.

A fórmula do IIW para o CE é representada na N-133 e é aplicável aos aços com CE na faixa de 0,30 a 0,70, segundo a ISO TR 17671-2:2002.

No caso da soldagem de aços carbono e aços carbono-manganês em que os demais elementos dessa fórmula não forem indicados, apenas o carbono e o manganês, deve ser adicionado 0,03 ao valor calculado para considerar os elementos residuais. Nas situações em que aços de diferentes CE ou graus estiverem sendo soldados, o maior valor de CE deve ser usado.

A ocorrência de trincamento pelo hidrogênio, trinca a fio, depende de vários fatores:

1. composição química do aço;
2. procedimento de soldagem utilizados consumíveis de soldagem aplicados;
3. tensão envolvida.

Se o tempo $\Delta t_{8/5}$ for muito curto, pode ocorrer um endurecimento excessivo na ZAC. E quando o nível de hidrogênio da solda estiver acima de um nível crítico, essa zona endurecida da ZAC trinca espontaneamente somente pela influência de tensão residual, próximo da temperatura ambiente. As condições de soldagem podem ser selecionadas de forma a evitar trincas, garantindo que a ZAC resfrie suficientemente devagar, pelo controle da temperatura de interpasse mínima.

Os procedimentos devem ser qualificados para evitar trincas a frio, com tempos de resfriamento maiores impossibilitando a formação de microestruturas endurecidas e suscetíveis. Esses podem envolver o controle do resfriamento pela aplicação de um pós-aquecimento na conclusão da soldagem, tipicamente de 300° C a 100°C, de forma a minimizar essa ocorrência de trinca a frio pelo favorecimento da difusão do hidrogênio.

Importante!

A quantidade de hidrogênio da solda pode ser controlada usando processos e consumíveis de baixo hidrogênio e, quando esse teor ainda for superior ao nível crítico, pode ser necessária a aplicação desse pós-aquecimento.

Considerações semelhantes se aplicam à trinca a frio no metal de solda. Embora o seu endurecimento ocorra em menor grau, é provável que os níveis reais de hidrogênio e tensão sejam maiores do que na zona afetada pelo calor. Em geral, os procedimentos de soldagem selecionados para evitar trincas de hidrogênio na ZAC também evitarão trincas no metal de solda. No entanto, sob algumas condições, como alta restrição, metais base com baixo CE, seções espessas ou metal de solda com adição de elementos de liga, a trinca por hidrogênio do metal de solda pode se tornar um mecanismo dominante.

A garantia mais eficaz para evitar trincas no hidrogênio é reduzir a entrada de hidrogênio no metal de solda a partir dos consumíveis de soldagem. Com esse controle, não é necessária temperatura de preaquecimento maiores de 20°C, podendo - como mostra os exemplos no Quadro 3.2 - ser aumentada usando metais de adição com menor teor de hidrogênio. E a espessura combinada pode ser calculada conforme a N-133.

HD ml/100 g de metal depositado			Espessura combinada máxima			
			CE para 0,49		CE para 0,43	
			Aporte térmico		Aporte térmico	
			1,0 kJ/mm	2,0 kJ/mm	1,0 kJ/mm	,0 kJ/mm
			mm	mm	mm	mm
	>	15	25	50	40	80
10	≤	15	30	55	50	90
5	≤	10	35	65	60	100
3	≤	5	50	100	100	100
	≤	3	60	100	100	100

Quadro 3.2 - Escala de Hidrogênio. Fonte: ISO 17671-2, Tabela A-1, 2002, adaptado pelos autores.

As condições de soldagem para evitar trincas de hidrogênio nos aços carbono-manganês foram definidas na forma gráfica do Quadro 3.3 para a faixa normal de composições, expressa em CE, e essas condições devem ser seguidas para todos os tipos de juntas, sempre que possível.

As condições foram estabelecidas para ter em conta as diferenças de comportamento entre os diferentes aços da mesma CE, considerando as variações normais as análises de composição dos métodos. Eles são válidos para evitar trincas da ZAC e de metais de solda na maioria das situações de soldagem.

HD ml/100 g de metal depositado			Escala de hidrogênio
	>	15	A
10	≤	15	B
5	≤	10	C
3	≤	5	D
	≤	3	E

Quadro 3.3 - Escala de Hidrogênio. Fonte: ISO 17671-2, Tabela A-2, 2002, adaptado pelos autores.

A seguir, são fornecidas orientações gerais sobre a seleção das escalas de hidrogênio apropriadas em função de valores habituais a do processo de soldagem.

 Clique nos itens.

**ELETRODOS
REVESTIDOS
BÁSICOS**

**CONSUMÍVEIS DE
ARAME TUBULAR E
METAL-CORED**

**COMBINAÇÕES DE
CONSUMÍVEIS ARAME
E FLUXO DE ARCO
SUBMERSO**

**ARAMES SÓLIDOS
PARA SOLDAGEM A
GMAW OU GTAW TIG**

A escala E pode ser também considerada apropriada para alguns arames e alguns eletrodos revestidos básicos, mas somente após uma avaliação específica. Ao alcançar esses baixos níveis de hidrogênio, deve-se considerar a contribuição do hidrogênio da composição do gás de proteção e da umidade atmosférica da soldagem.

A série de gráficos da norma ISO 17671-2, Figura 3.18, mostra um excelente indicativo de temperaturas de preaquecimento para a soldagem com eletrodo revestido com eficiências menores que 95% e entre 95% e 110% e para cordões únicos retilíneos, segundo a escala de hidrogênio do Quadro 3.2.

Note que quanto maior a escala de hidrogênio, menor deve ser o valor o carbono equivalente para uma dada condição de preaquecimento e que, para valores maiores de carbono equivalente, mais altas são as temperaturas de preaquecimento aplicáveis. Quando o modo de extração de calor muda de bidimensional para tridimensional, ponto em que a reta fica paralela ao eixo das ordenadas, o aporte térmico não aumenta independentemente do aumento da espessura combinada.

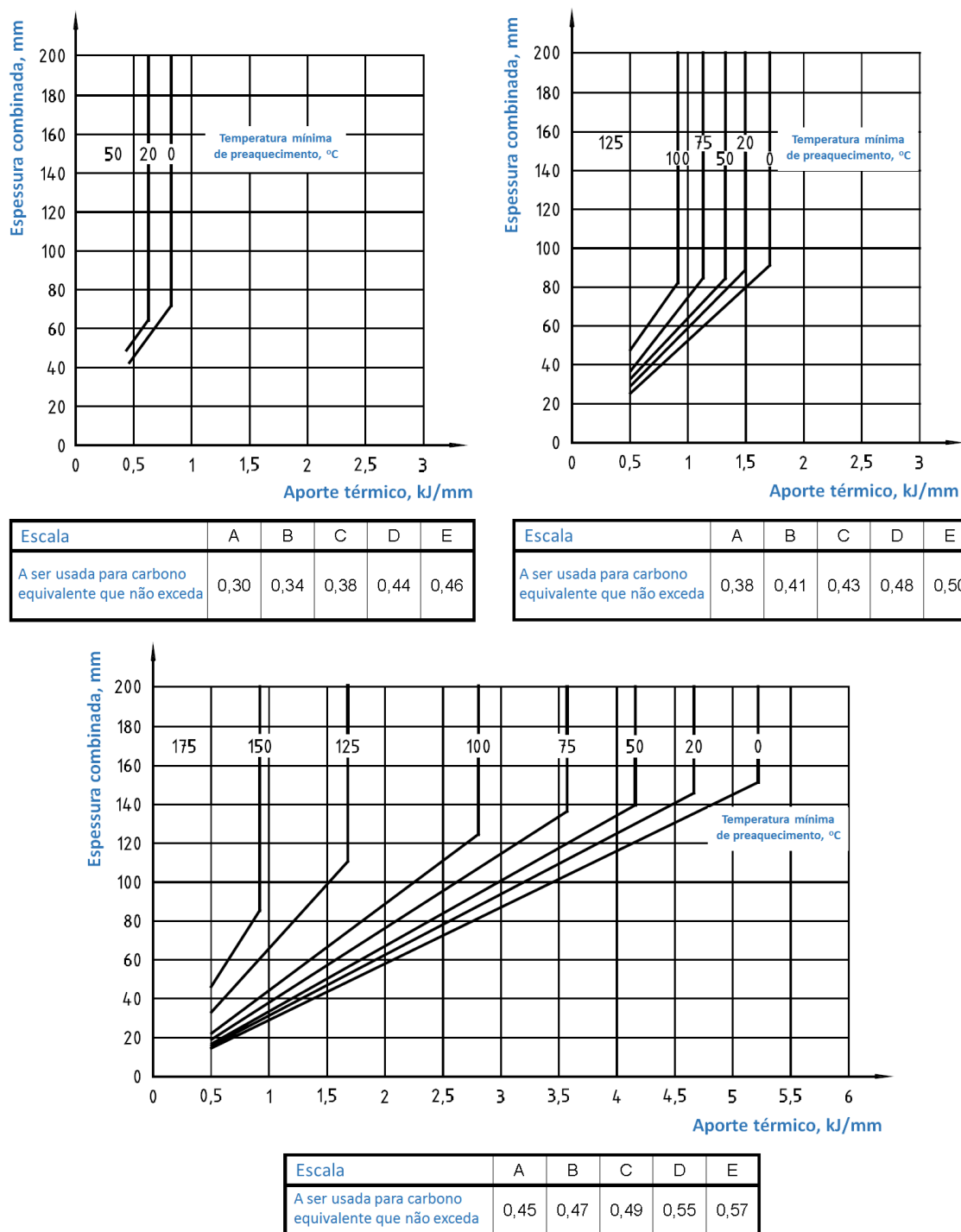


Figura 3.18- Condições para a soldagem de aços com os valores de carbono equivalente e escala de hidrogênio apresentados nas tabelas. Fonte: ISO 17671-2, Tabela A-2, 2002, adaptado pelos autores.

O Quadro 3.4 mostra que se pode fazer uma inferência do aporte térmico para os eletrodos revestidos pela medição do comprimento do depósito para cada diâmetro do eletrodo.

Eletrodos com 95 a 110% de eficiência

Aporte Térmico kJ/mm	Comprimento do depósito para eletrodos revestidos de diâmetro, mm					
	2,5 mm	3,2 mm	4 mm	5 mm	6 mm	6,3 mm
0,8	130	215	335	525	—	—
1,0	105	170	270	420	600	—
1,2	85	145	225	350	500	555
1,4	—	120	190	300	430	475
1,6	—	105	165	260	375	415
1,8	—	95	150	230	335	370
2,0	—	85	135	210	300	330
2,2	—	—	120	190	275	300
2,5	—	—	105	165	240	265
3,0	—	—	90	140	200	220
3,5	—	—	—	120	170	190
4,0	—	—	—	105	150	165
4,5	—	—	—	95	135	150
5,0	—	—	—	85	120	135
5,5	—	—	—	—	110	120

Quadro 3.4 – Aporte térmico em função do comprimento do cordão de solda e diâmetro do eletrodo.
Fonte: ISO 1717671-2, 2002, p. XX.

3.8 Influência do aporte térmico

O aporte térmico também é chamado de energia de soldagem, energia imposta, calor imposto, *heat input*.

Importante!

Trata-se de um parâmetro tão importante quanto complexo, dada a quantidade de coisas que podem afetá-lo. Inclusive seu próprio efeito pode não ser o esperado teoricamente, a depender de como é conseguido o aumento no aporte térmico.

O procedimento de soldagem influencia tanto o ciclo térmico como a repartição térmica. Suas diversas variáveis podem ser reunidas num só parâmetro: a **energia de soldagem**, isto é, a quantidade de Joules por comprimento de solda. Por exemplo, a soldagem com eletrodo revestido é realizada com energias entre 0,5 kJ/mm e 4 kJ/mm.

Com o aumento da energia de soldagem, diminuem o gradiente de temperatura e a velocidade de resfriamento. O tempo de permanência em alta temperatura aumenta com a energia.

Se o aporte térmico for aumentado, aumentamos a energia da junta em uma determinada fração do tempo e a junta aquece mais. Esse maior aquecimento faz com que, mantidas todas as outras variáveis constantes, a peça permaneça quente por mais tempo, diminuindo a taxa de resfriamento. De uma forma contrária, a diminuição do aporte térmico faz com que a energia da junta seja menor, aquecendo menos a junta e ela esfrie mais rapidamente.

A influência dessas três variáveis na taxa de resfriamento está mostrada na Figura 3.19.

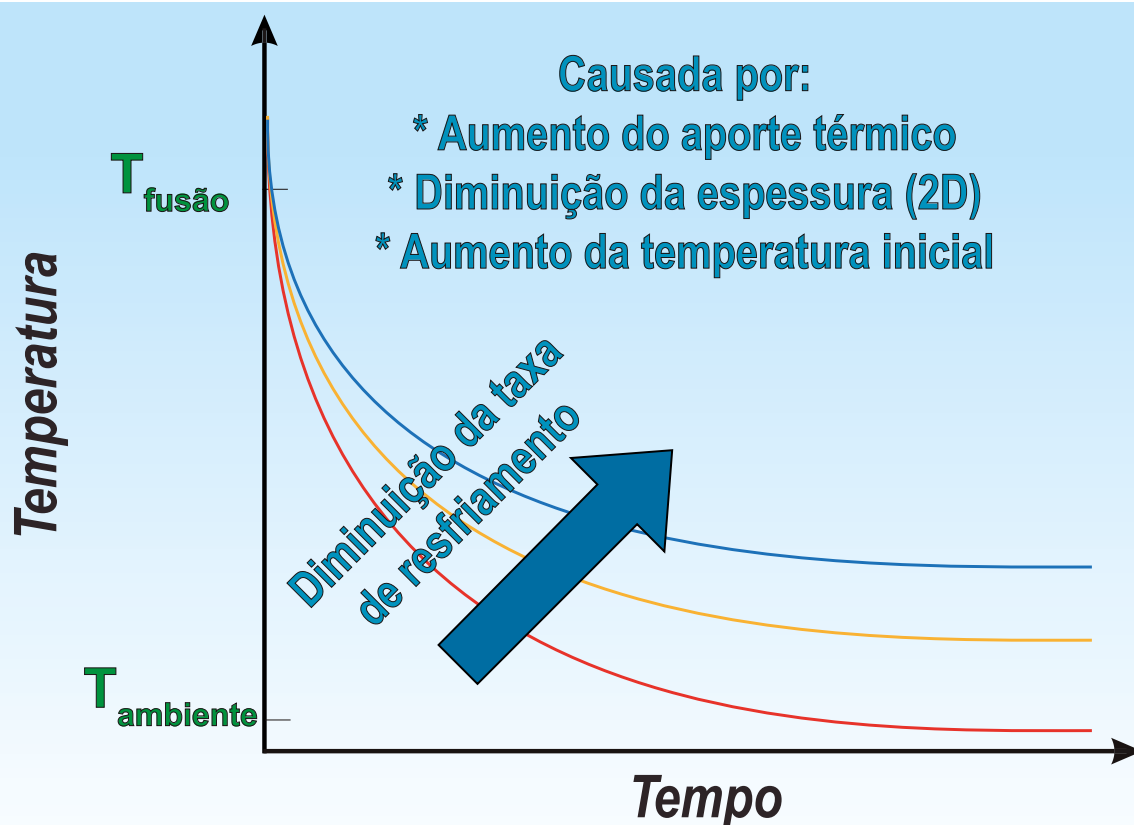


Figura 3.19– Representação esquemática da diminuição da taxa de resfriamento em função da espessura, temperatura inicial e aporte térmico. Fonte: OS AUTORES, 2018.

Esses parâmetros influenciam diretamente a tensão de escoamento e de ruptura e estão mostrados na Figura 3.20. Observe que:

- » a diminuição da taxa de resfriamento ocasiona um aumento na resistência mecânica;
- » o aumento da taxa de resfriamento leva a uma diminuição da resistência mecânica.

Em geral, a tenacidade tem comportamento contrário.

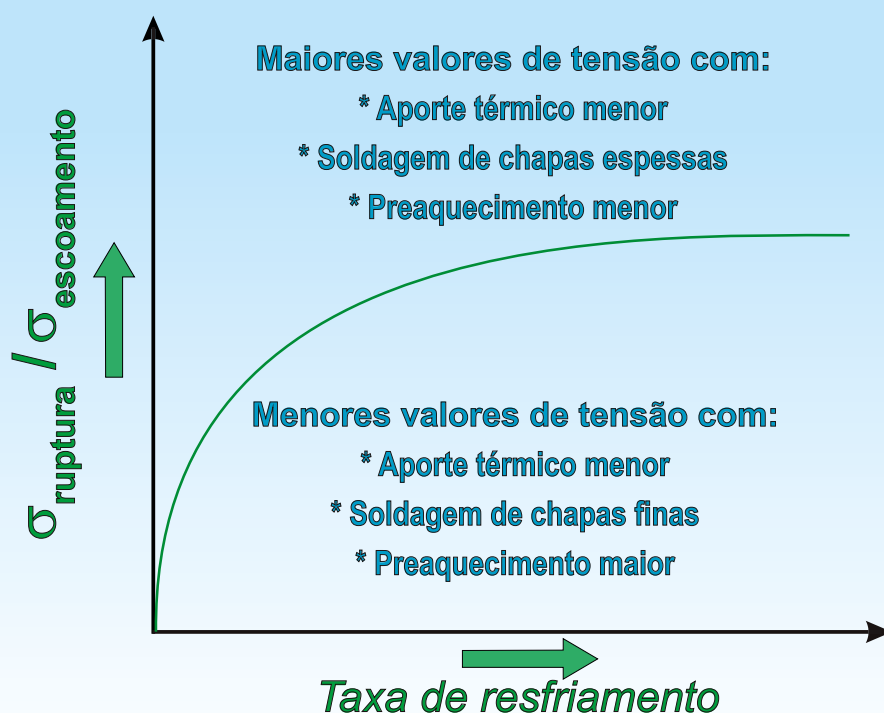


Figura 3.20 – Influência da taxa de resfriamento na tensão de escoamento ou de ruptura.
Fonte: OS AUTORES, 2018.

Uma abordagem pertinente é sobre a forma como se consegue o aumento do aporte térmico. Como pode ser visto na Figura 3.21, o perfil do cordão de solda é muito diferente para a mesma energia de soldagem, e essa diferença repercute também no comprimento da ZAC, bem como na extensão das peças sob influência das tensões residuais.

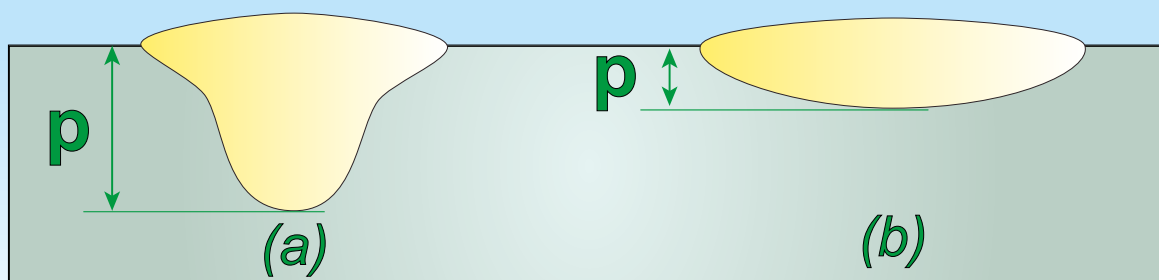


Figura 3.21 – Efeito das alterações nos parâmetros de soldagem na geometria dos cordões de solda com uma energia de soldagem de aproximadamente 1,8kJ/mm (esquemático). Condições de soldagem: a) 800A, 26V e 12mm/s e b) 125A, 26V e 1,7mm/s. Fonte: redenhado de MODENESI, 2018.

3.9 Soldagem em vários passes (multipasse)

A maioria das operações de soldagem envolvidas na indústria do petróleo envolve múltiplos passes, isto é, deposições sucessivas de metal de solda. Cada passe superpõe seu ciclo térmico aos precedentes, provocando a evolução das estruturas e propriedades da solda, Figura 3.22.

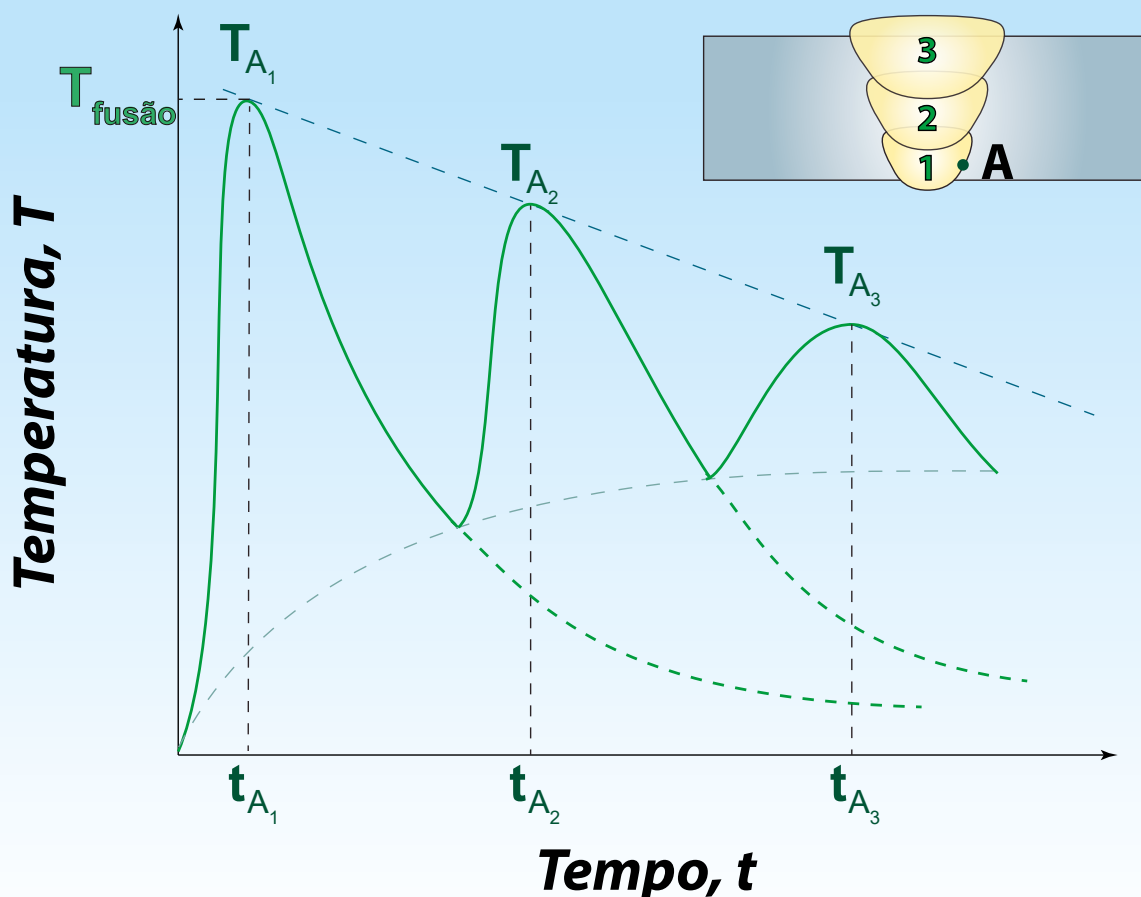


Figura 3.22 – Ciclo térmico da soldagem em vários passes. Fonte: autores.

Considerando diferentes pontos em uma junta soldada, Figura 3.23, é possível observar o efeito dos passes sucessivos em três pontos distintos da junta soldada.

1. No ponto 1, mais próximo da raiz, a temperatura máxima é atingida no primeiro passe e os passes subsequentes apresentam uma influência cada vez menor por estarem cada vez mais afastados.
2. No ponto 2, o primeiro passe e terceiro passes exercem uma pequena influência na temperatura e o segundo passe leva o atingimento da temperatura de pico nesse ponto.
3. Por sua vez, no ponto 3, as temperaturas de pico vão crescendo à medida que os passes se aproximam, e, no último passe, por não estar tão próximo, a temperatura é um pouco menor.

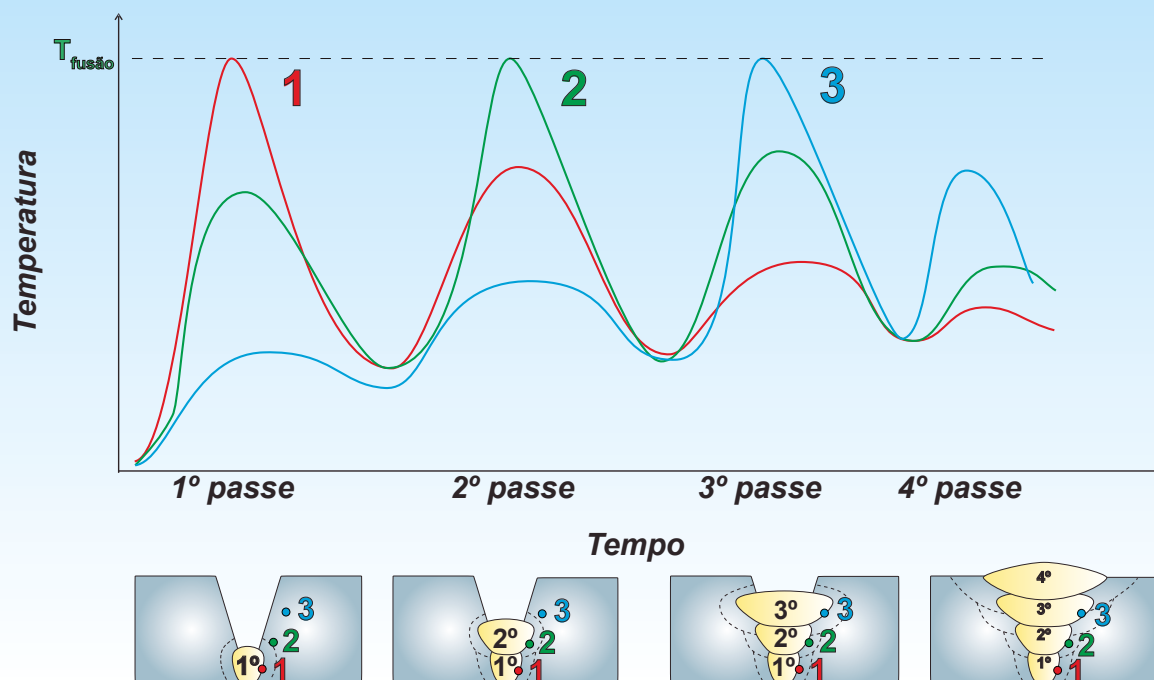


Figura 3.23 – Ciclo térmico da soldagem em vários passes. Fonte: OS AUTORES, 2018.

Se o tempo entre esses sucessivos passes for curto, a temperatura de início de cada passe tende a se elevar, diminuindo, em consequência, a velocidade de resfriamento. Dessa forma, aumentará o tempo de permanência em temperaturas mais elevadas, e também a dimensão da ZAC aumentará.

Tanto o metal de solda como a ZAC podem voltar a ultrapassar a temperatura de transformação e com essa velocidade de resfriamento menor. **Com isso, o processo de soldagem pode contribuir com a precipitação de carbonetos, nitretos, outras fases deletérias e crescimento de grão excessivo em função do aumento do tempo de permanência em altas temperaturas.**

Decorrente disso, um limite superior na temperatura entre os passes é utilizado, denominado de **temperatura interpasse máxima ou somente temperatura interpasse**. A temperatura interpasse máxima pode ser empregada também para promover a recristalização ou o revenimento do passe anterior, Figura 3.24.

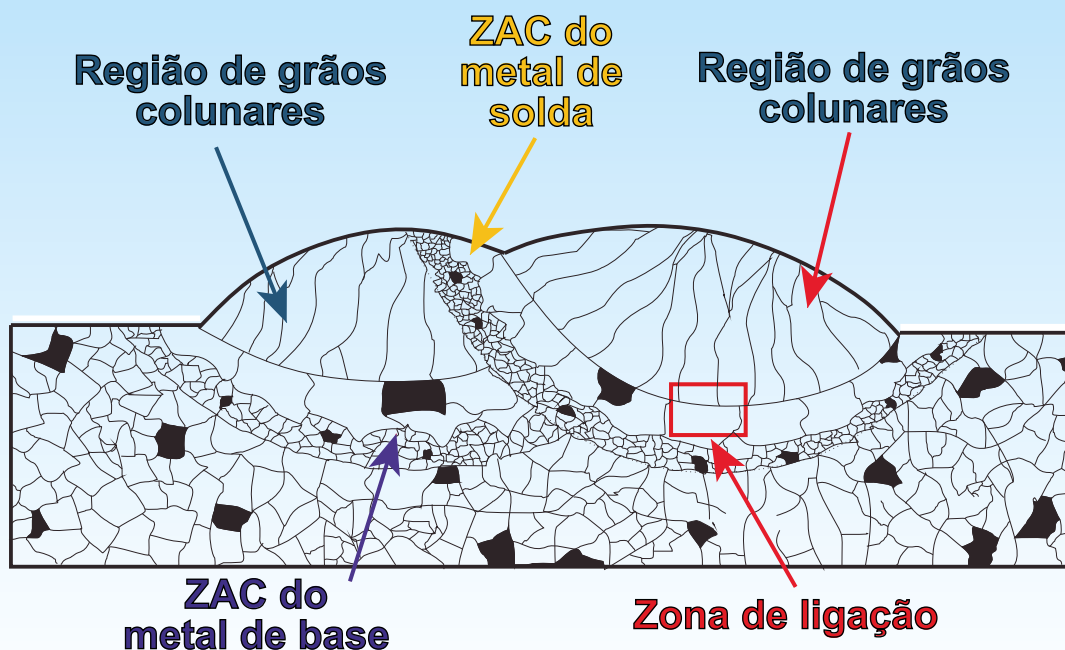


Figura 3.24 – Sobreposição dos passes com recristalização (revenido) do passe anterior.
Fonte: POPE, 2002, adaptado pelos autores.

3.10 Estudo da poça de fusão

Como visto anteriormente, a poça de fusão é o produto de todas as reações físicas/químicas na zona fundida quando no estado líquido. A poça de fusão é constituída, no momento da soldagem, pela zona fundida (metal de adição + material de base) e seu envoltório onde aplicável (gasoso e/ou escorificante). A frente de solidificação está diretamente relacionada ao deslocamento do banho de fusão (a poça de fusão na soldagem a arco atinge forma estacionária e se desloca em movimento uniforme).

A formação da poça de fusão depende, além das reações no arco, de uma série de fatores.

 Clique nos números para conhecê-los.

1

2

3

4

5

6

As temperaturas envolvidas no processo de transferência, exemplificado no GMAW, são observadas na Figura 3.25.

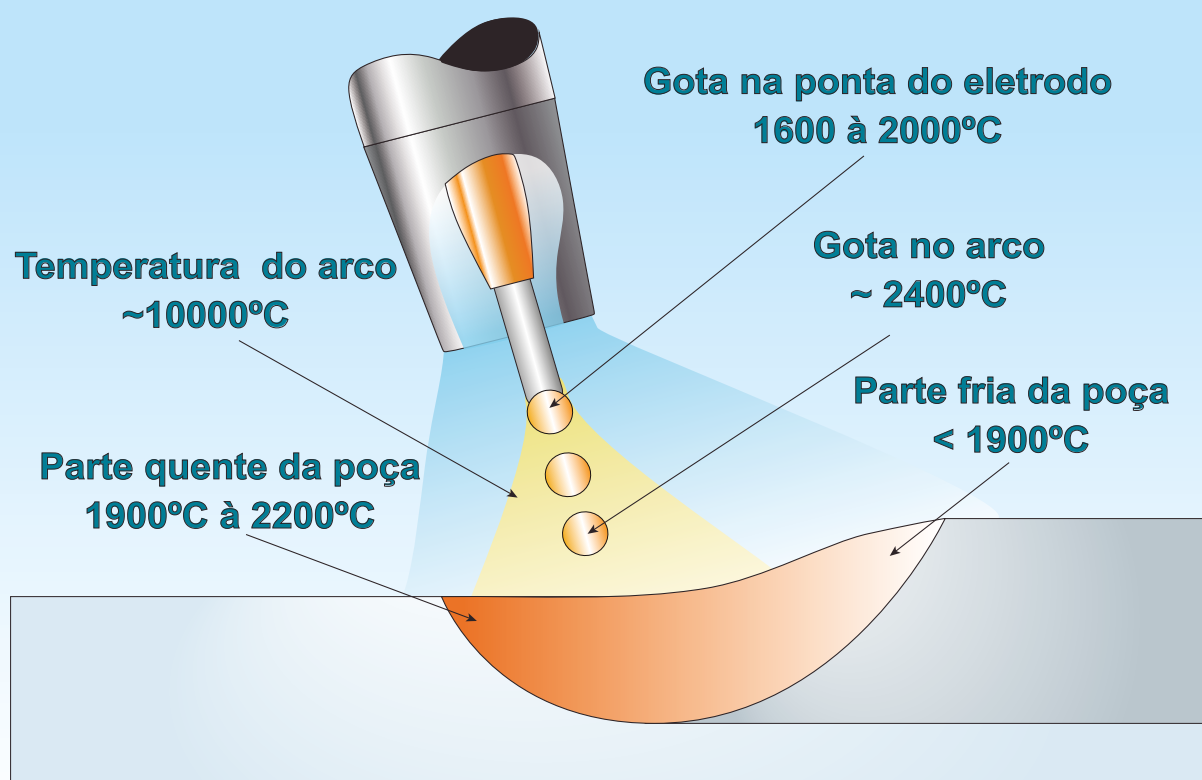


Figura 3.25 – Esquema de formação da poça de fusão mostrando a transferência metálica e temperaturas no arco e na poça. Fonte: OS AUTORES, 2018.

Destacamos as forças motrizes para o fluxo de fluido, como pela convecção das forças de Buoyancy, pelo movimento de convecção forçada pelas forças de Lorentz, pela tensão de cisalhamento induzida pelo gradiente de tensão superficial das forças de Marangoni, pelas forças de cisalhamento e turbulência induzidas pelo jato de plasma, Figura 3.26. Além disso, há a evaporação de metal na poça, que pode levar a uma perda de elementos de liga no metal de solda, e a explosão de metal transferido (*droplet*).

Atenção

Com todos esses elementos, vemos que a avaliação da poça de fusão é muito complexa e não será avaliada nas aplicações soldadas de campo, uma vez que os fabricantes de consumíveis levam em conta os estudos sobre a poça de fusão na formulação das condições de soldagem de seus eletrodos.

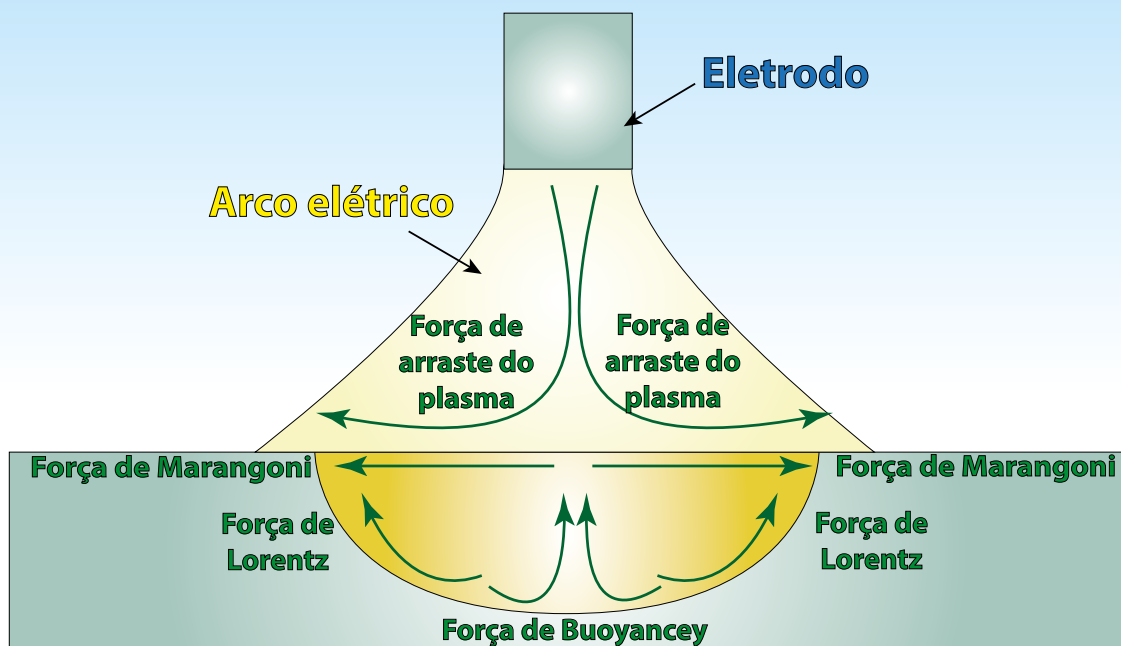


Figura 3.26 – Esquema das forças atuantes na poça de fusão.

Fonte: Adaptado e traduzido pelos autores de Gong

Contudo, vale ressaltar o **efeito do enxofre nas forças de Marangoni**, Figura 3.27. Este elemento, geralmente, se não controlado, se torna vilão para a maior parte das aplicações de metalurgia, mas nos percentuais permitidos pelas normas de projeto, exerce uma importante função no aumento da tensão superficial no interior da poça de fusão, melhorando a penetração, como pode ser observado na comparação entre as situações mostradas na Figura 3.27. Dessa forma, quando a proporção adequada de enxofre é administrada, a temperatura no centro da poça fica mais elevada.

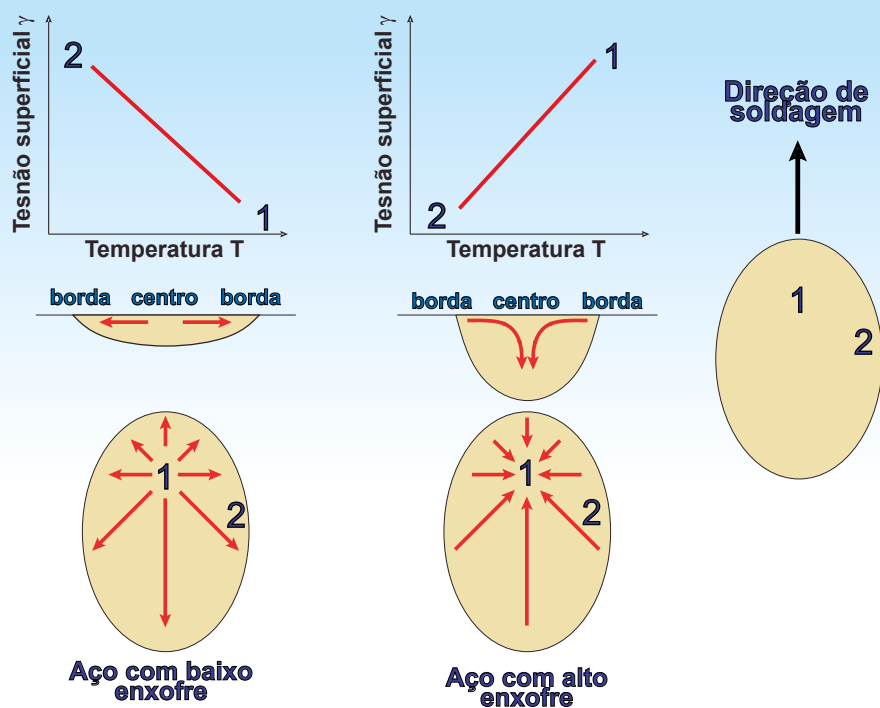


Figura 3.27 – Forças de Marangoni nas poças de fusão devido a tensão superficial.

Fonte: DONG; LU; LI; LI, Y., 2011, traduzido e adaptado pelos autores.

A temperatura no interior da poça varia, atingindo seu valor máximo sob a fonte de calor, Figura 3.28. Observe:

- » no corte (a-a), vemos a poça na direção de soldagem;
- » no (b-b), a visão transversal da poça nesse ponto de máxima temperatura;
- » no corte (c-c) uma visão atrás, considerando o deslocamento no processo soldagem, da fonte de calor.

Dessa forma, podemos observar também a influência da pressão do arco na poça líquida, onde $z=0$ é o plano da chapa a ser soldada e das diferenças de temperatura na poça de calor. **O gradiente térmico, por sua vez, é maior em (b-b) do que em (c-c).**

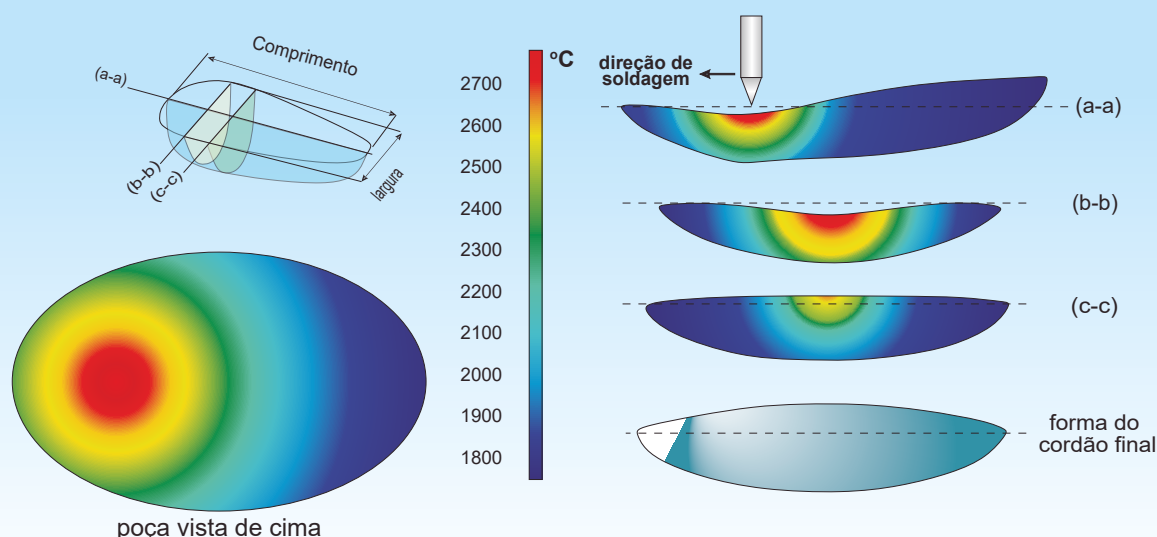


Figura 3.28 – Representação esquemática das temperaturas na poça de fusão do processo GTAW.
Fonte: AUTORES, 2019.

Durante a breve permanência no estado líquido, o metal de solda sofre alterações em sua composição química que podem ser atribuídas às causas descritas a seguir.

3.10.1 Volatilização

É a perda considerável quando a pressão de vapor do metal é elevada na temperatura de soldagem. Se a temperatura é próxima do ponto de fusão, as perdas são desprezíveis. Entretanto, onde a temperatura é elevada, as perdas podem ser apreciáveis. **Por isso, uma função dos consumíveis é compensar essas perdas de elementos de liga.**

3.10.2 Reações químicas

As reações químicas no metal líquido são prejudiciais quando provocam o desprendimento de gases. A reação entre o óxido de ferro e o carbono do metal líquido ($\text{FeO} + \text{C} \rightarrow \text{Fe} + \text{CO}$) tem grande influência na qualidade das soldas. Os óxidos são extremamente prejudiciais na qualidade final do metal de solda. Na ausência dos elementos desoxidantes e com a solidificação rápida da solda o monóxido de carbono pode ficar retido, provocando a porosidade.

Os valores elevados dos limites de escoamento e resistência da zona fundida na soldagem com SMAW, GMAW e SAW, são consequência da adição de elementos desoxidantes e dessulfurante. Em contrapartida, o excesso desses elementos, como Mn e Si, aumentam a dureza das juntas soldadas fazendo com que fiquem mais suscetíveis a mecanismos de fragilização, como a trinca induzida pelo hidrogênio e a corrosão sob tensão, que serão abordadas mais adiante. As reações entre escória e metal líquido também possibilitam a adição de elementos de ligas a partir de ferro ligas presentes nos revestimentos, eletrodos sintéticos, e fluxos.

Atenção

A N-133 não permite esses eletrodos.

3.10.3 Absorção de gases

Uma vez que o metal líquido da solda pode dissolver gases – como hidrogênio, nitrogênio, dióxido de carbono e oxigênio – originários dos consumíveis, da atmosfera e da decomposição do vapor d'água no arco elétrico, esses gases são absorvidos pelo metal de solda. **Porém, o mais importante é que, durante o processo de soldagem, haja tempo suficiente para que eles saiam, ou seja, se difundam para fora desse metal de solda. Os gases podem gerar porosidades ou serem absorvidos pelo metal de solda na forma atômica.**

Importante!

O nitrogênio e hidrogênio têm baixa solubilidade após a solidificação. Com isso, teores elevados desses elementos podem gerar poros ou supersaturação do aço, levando a uma fragilização.

O hidrogênio, quando fica retido no metal de solda, pode se difundir para a ZAC e, por isso, merece uma atenção especial na soldagem de aços carbono e aços inoxidáveis ferríticos, Figura 3.29. Gera uma fragilização bem conhecida, a **trinca induzida pelo hidrogênio ou a trinca a frio**. Pequenas adições de H_2 podem ser feitas ao gás de proteção para aços inoxidáveis austeníticos, pois estes não sofrem fragilização pelo hidrogênio e o H_2 aumenta a temperatura do arco. No alumínio, em função da baixíssima solubilidade, gera porosidade.

Na soldagem de aços inoxidáveis duplex, pequenas adições de N_2 podem ser feitas ao gás de proteção, pois o nitrogênio é um elemento de liga desses aços. Além desses, outros gases podem ser absorvidos, como o oxigênio, argônio e CO_2 .

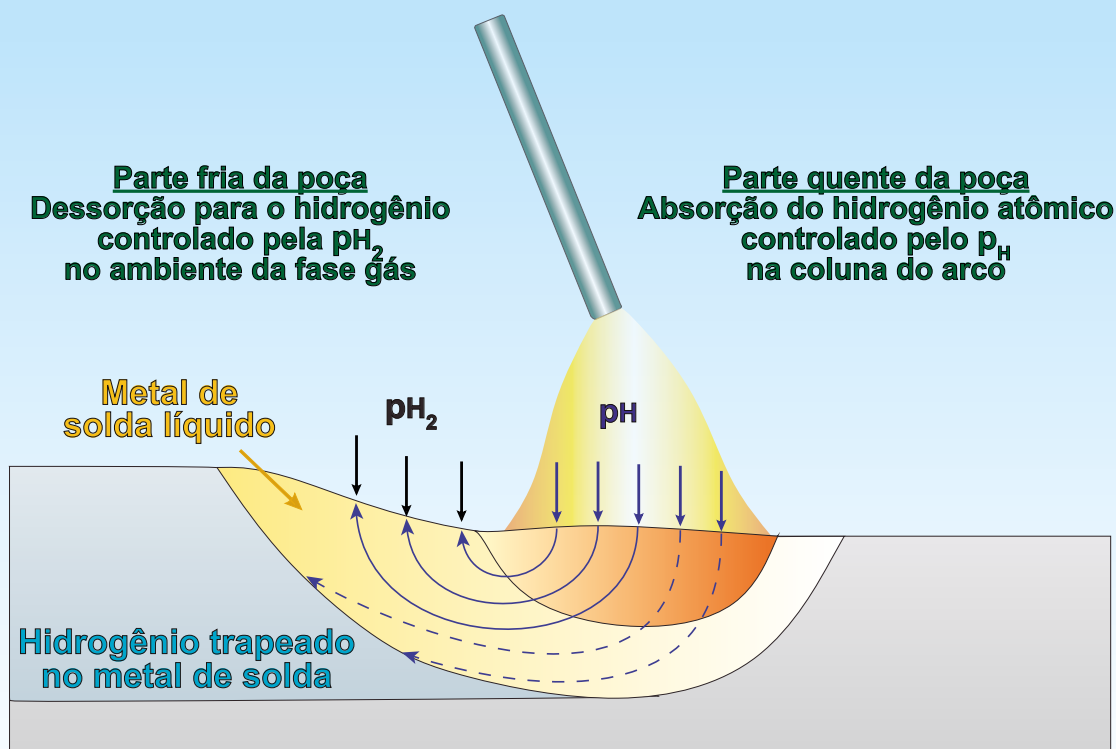


Figura 3.29 – Esquema de absorção do hidrogênio no metal de solda.
Fonte: OS AUTORES, 2019, adaptado de GRONG, 1994, p. 131.

O oxigênio pode gerar inclusões de óxidos e perda de elementos de liga por oxidação. Um nível alto de inclusões prejudica a tenacidade, porém existe uma quantidade ótima dessas partículas que facilita a obtenção de uma microestrutura desejável no metal de solda (ferrita acicular). Pequenas e controladas quantidades de O₂ podem ser adicionadas ao gás de proteção, como no GMAW e FCAW, na soldagem dos aços com o intuito de melhorar a estabilidade do arco.

Essas considerações nos mostram a importância do controle dos gases a fim de que evitemos descon-
tinuidades nos metais de solda. O Quadro 3.5 traz os principais gases com suas origens e os materiais influenciados com a sua presença.

Gás	Origem	Materiais
H ₂	Umidade atmosférica, água absorvida em fluxos ou revestimentos, oxidação na superfície da peça, substâncias orgânicas no revestimen- to do eletrodo, contaminação de óleo, graxa, etc.	Aço, alumínio
N ₂	Contaminação atmosférica	Aço, níquel, cobre
CO	Reação $C + O \rightarrow CO$	Aço, níquel
H ₂ O	Reação $CuO_2 + 2H \rightarrow 2Cu + H_2O$	Cobre
H ₂ S	Reação $S + 2H \rightarrow H_2S$	Aço

Quadro 3.5– Fonte de gases no metal de solda e materiais mais influenciados pela sua presença.
Fonte: LAMPMAN, c1997, traduzido e adaptado pelos autores.

4. Transformações Durante a Solidificação

4. TRANSFORMAÇÕES DURANTE A SOLIDIFICAÇÃO

O processo de solidificação tem início quando a temperatura do metal líquido é suficientemente baixa para que a energia entre os átomos (atração) supere a energia cinética. O líquido é constituído de uma estrutura atômica periódica de curto alcance e repleto de defeitos, como as lacunas ou vazios. Essa grande quantidade de defeitos dá elevada mobilidade ao líquido, não permitindo que este apresente grande resistência às tensões cisalhantes (fluidez).



Saiba Mais

Os conceitos de metalurgia e solidificação podem ser aprofundados clicando nos links:

<https://www.youtube.com/watch?v=LWRaJfufCdE&t=500s>

<https://www.youtube.com/watch?v=-Vsxfz0kul>

[Metals and Alloys, lecture 3, Solidification - Bhadeshia](#)

ou lendo

[Nucleation - MIT](#)

[Fundamentals of solidification](#)

[Welding Solidification and Microstructure](#)

[Solidificação dos metais - e-Disciplinas USP](#)

<https://demet.eng.ufmg.br/laboratorios/laboratorio-de-soldagem/> - Metalurgia da Soldagem acessados 08/06/2021.

4.1 Solidificação

Núcleos recém-germinados na massa líquida necessitam atingir um determinado raio crítico (r^*) para que o processo possa prosseguir. Caso contrário, o núcleo será dissolvido na massa líquida. Aos núcleos não dissolvidos serão agregados outros átomos da massa líquida, mantendo a orientação cristalográfica do pequeno cristal.

A Figura 4.1 mostra o balanço energético entre a energia livre de volume x energia livre superficial. A energia de volume favorece a formação do núcleo, enquanto a energia de superfície (sólido/líquido) tende a dissolver o pequeno cristal (separação). A parcela referente à energia de volume é negativa em função de ser termodinamicamente favorável, enquanto a parcela da interface/superfície é positiva (necessita ser vencida).

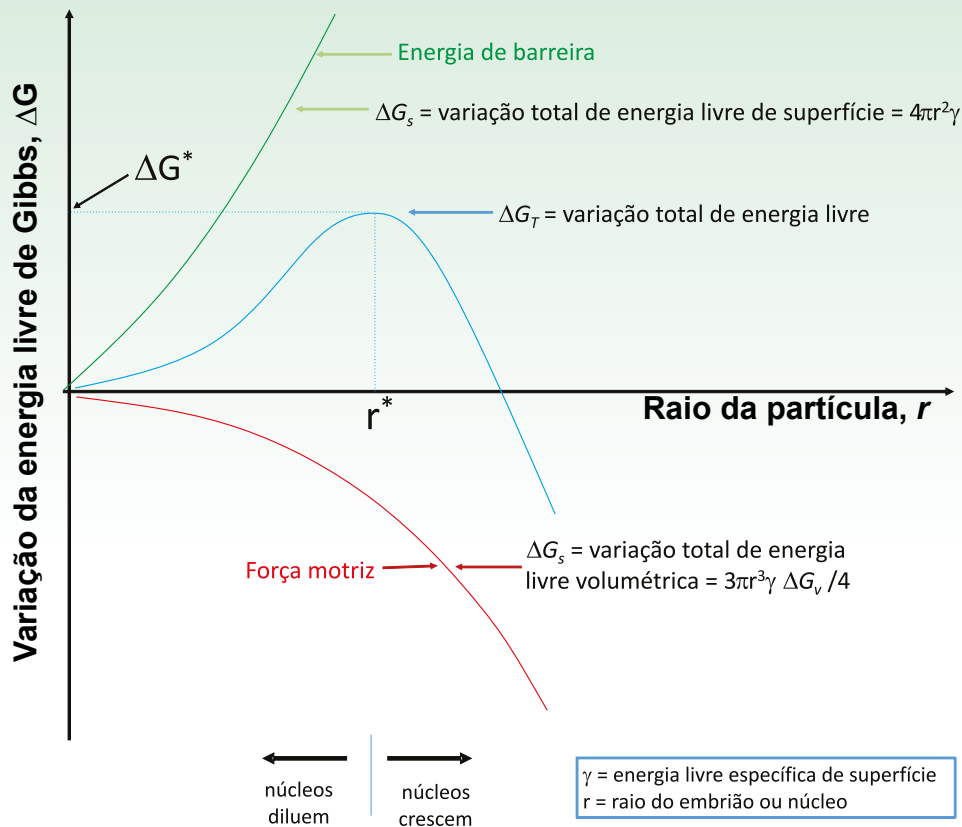


Figura 4.1 - Variação da energia livre com o tamanho da partícula e a influência das energias livres de superfície e volumétrica. Fonte: SODERO, [2016], p. 5, adaptado pelos autores.



Saiba Mais

Esse assunto pode ser aprofundado em <http://pruffle.mit.edu/~ccarter/3.21/> acessado em 18/03/2021

Em temperaturas inferiores à temperatura de fusão, a solidificação é possível, sendo o núcleo sólido mais estável por apresentar menor energia livre. **Só há nucleação quando ΔG_T começar a decrescer, ou seja, o raio do embrião é maior que o raio crítico ($r > r^*$). Quando ΔG_T estiver crescendo, o raio do embrião é menor que o raio crítico e o embrião se dissolve na massa líquida.**

Quanto menos compacto for o plano cristalográfico da interface (sólido/líquido), maior facilidade encontrará um átomo da massa líquida em se incorporar à interface sólida (crescimento). O crescimento é sempre mais fácil na direção dos planos menos compactos, sendo este o motivo que, nos metais de estrutura cristalina cúbica (CCC e CFC), o crescimento máximo é segundo a direção $\langle 100 \rangle$ da aresta do cubo. No caso específico do crescimento de um cristal na massa líquida (sem substrato), o crescimento se dá nas três direções possíveis no sistema cúbico.

Na solidificação, os grãos tendem a crescer na direção perpendicular à poça de fusão porque esta é a direção de máximo gradiente térmico (função $\Delta T/d$) e de máxima extração de calor segundo uma direção preferencial $\langle 100 \rangle$ no caso dos metais CCC e CFC.

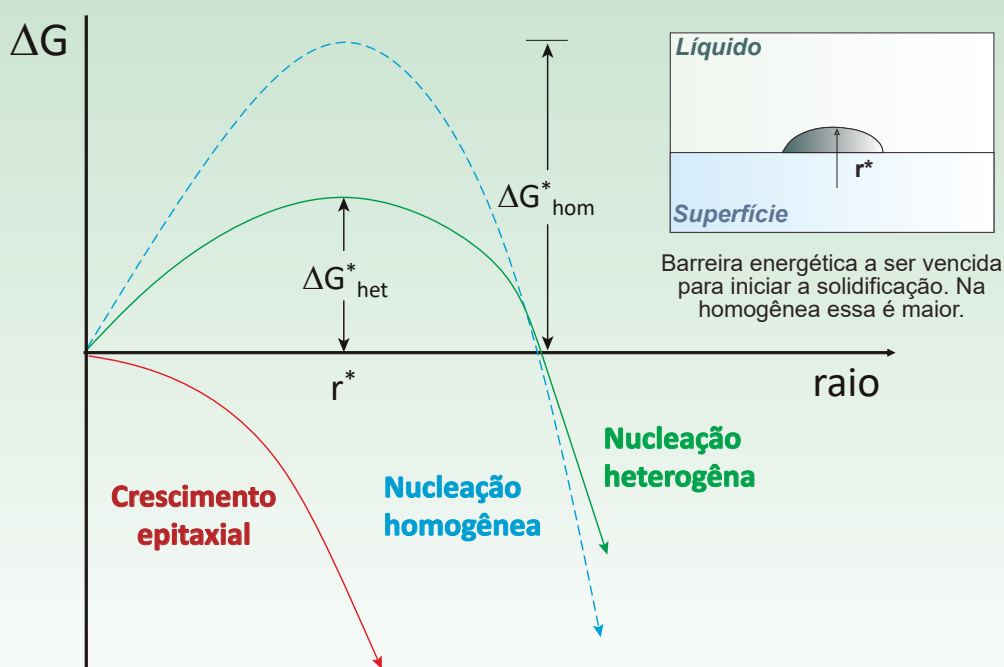


Figura 4.2 – Comparação da energia livre de Gibbs para solidificação homogênea e heterogênea com a energia de soldagem. Fonte: http://pruffle.mit.edu/~ccarter/3.21/Lecture_24/ adaptado pelos AUTORES, acessado em 18/03/2021.

4.2 Solidificação do metal de solda e transformações de fase na soldagem

Como na soldagem, o metal líquido, que faz a união de duas partes sólidas, passa por dois processos principais, a solidificação e as transformações de fase no estado sólido, sendo que estas últimas acontecem tanto no metal de solda quanto na ZAC.

Os grãos na soldagem crescem de forma diferente do que no processo de fundição ou lingotamento. Durante a solidificação de uma peça fundida, o molde tem a função de resfriador, não influenciando a granulação do material, que depende principalmente da velocidade de resfriamento e do número de germens. Em soldagem, a estrutura de solidificação se desenvolve como um prolongamento dos grãos da zona de ligação, pois crescem de forma colunar a partir dos grãos parcialmente fundidos, Figura 4.3, mantendo a sua orientação cristalográfica $\langle 100 \rangle$ e tamanho de grão.

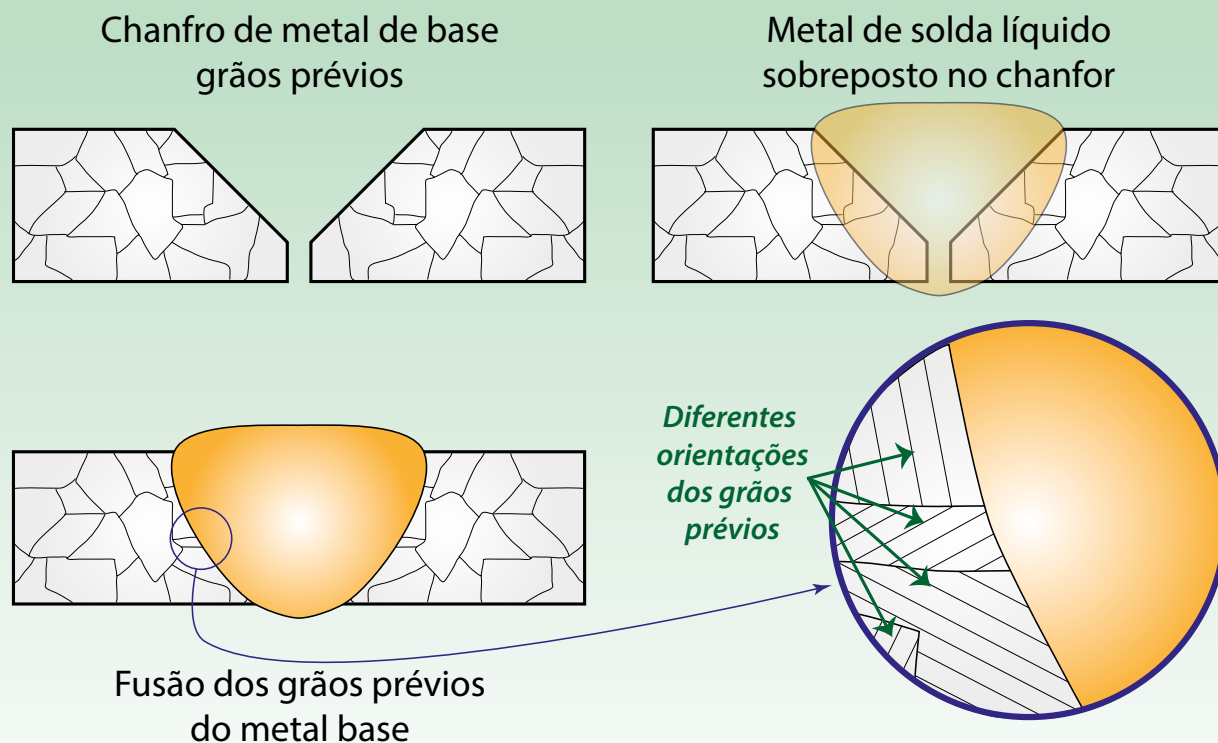


Figura 4.3 – Representação esquemática da fusão parcial dos grãos prévios durante o processo de soldagem. (a) chanfro do metal de base antes da soldagem, (b) representação do cordão de solda no chanfro, (c) representação da fusão parcial do grão prévio em destaque. Fonte: OS AUTORES, 2018.

As principais direções de crescimento são apresentadas no Quadro 4.1.

Estrutura cristalina	Direção de crescimento preferencial	Exemplos
Cúbica de faces centradas (CFC)	$\langle 100 \rangle$	Aço inoxidável austenítico, ligas de alumínio
Cúbica de corpo centrado (CCC)	$\langle 100 \rangle$	Aço carbono, aços baixa liga, aços inoxidáveis ferríticos
Hexagonal compacta (Hcp)	$\langle 10\bar{1}0 \rangle$	Titânio e magnésio

Quadro 4.1 – Direção preferencial de crescimento dos principais estruturas cristalinas. Fonte: OS AUTORES, 2018.

O crescimento epitaxial é um crescimento competitivo de grãos, pois o movimento da poça de fusão ao se afastar desloca de forma contínua a interface sólido/líquido, obrigando os grãos recém-nucleados a encurvar durante o processo de crescimento de maneira a manter a direção perpendicular à interface, tornando possível que um grão menos favorecido inicialmente possa ter seu crescimento facilitado pelo deslocamento da interface sólido/líquido (crescimento competitivo entre os grãos). Esse fato faz com que a energia de crescimento seja menor e com que os próprios grãos prévios sirvam de nucleadores de um crescimento homogêneo, crescimento epitaxial. Assim, a energia livre necessária para nucleação dos novos germens é igual a zero.

Em uma poça de fusão, o deslocamento da poça de fusão gera isoterma que definem limites de temperatura, em função da posição da fonte de calor. A isoterma mais fácil de ser identificada é a linha de fusão, cuja temperatura está exatamente na temperatura de fusão do material.

A Figura 4.4 mostra que o gradiente térmico $G (\Delta T/x)$ é máximo na direção transversal e mínimo na região longitudinal, e mostra, também, na representação das isoterma, a velocidade de solidificação $(\Delta x/\Delta t)$, que é máxima no centro do cordão de solda e mínima na lateral, representado nos grãos esquemáticos em azul. Sendo:

- » T , a temperatura;
- » x , a distância representada pelo tamanho de grão colunar; e
- » t , o tempo.

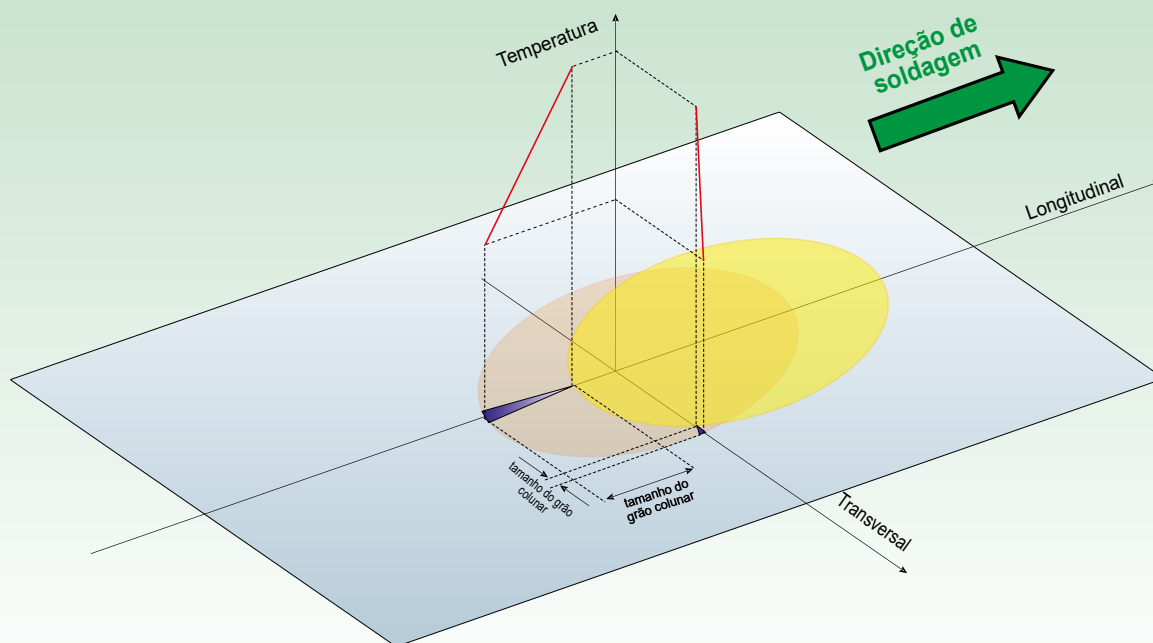


Figura 4.4 – Representação do gradiente térmico e velocidade de solidificação em função da movimentação da poça de solda. Fonte: OS AUTORES, 2018.

Os contornos de grão ultrapassam a zona de ligação, assegurando a continuidade metálica ao nível da estrutura cristalina. Os grãos irão crescer na direção perpendicular à linha de fusão, pois aqueles grãos que dispõem do eixo $\langle 100 \rangle$ perpendicular às isoterma crescem com maior facilidade que os demais. Observe a Figura 4.5.

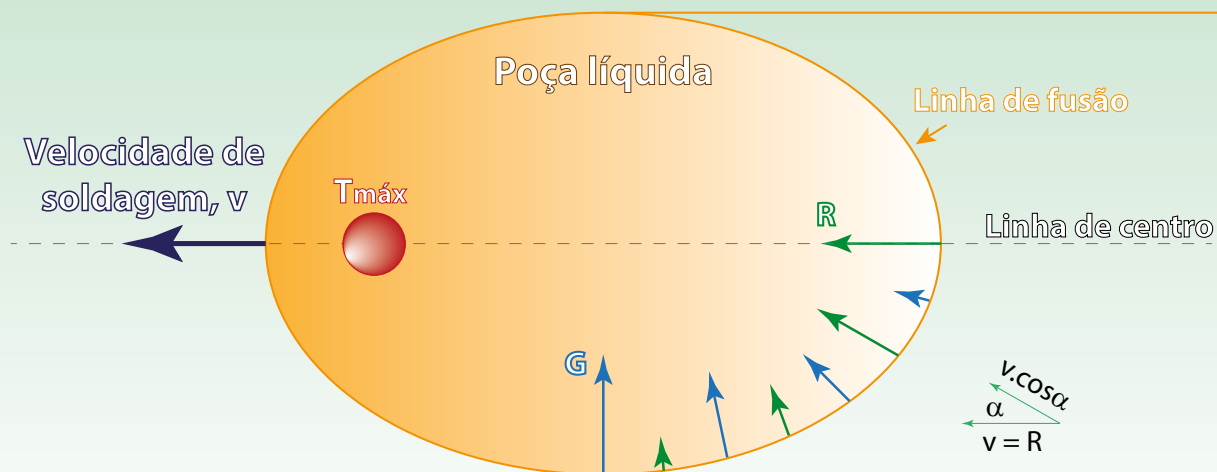


Figura 4.5 – Relação da velocidade de solidificação, velocidade de soldagem e gradiente térmico. Fonte: OS AUTORES, 2018.

Para compreender melhor a figura anterior, clique no ícone e entenda a relação em que é dada a velocidade de solidificação (R).



O movimento da poça de fusão ao se afastar desloca de forma contínua a interface sólido/líquido, obrigando os grãos recém-nucleados a encurvar durante o processo de crescimento de maneira a manter a direção perpendicular à interface, tornando possível que um grão menos favorecido inicialmente possa ter seu crescimento facilitado pelo deslocamento da interface sólido/líquido (crescimento competitivo entre os grãos), Figura 4.6.

Os grãos, também, irão competir e se aniquilar dependendo da direção preferencial de solidificação. Chama-se esse crescimento de competitivo, Figura 4.6.

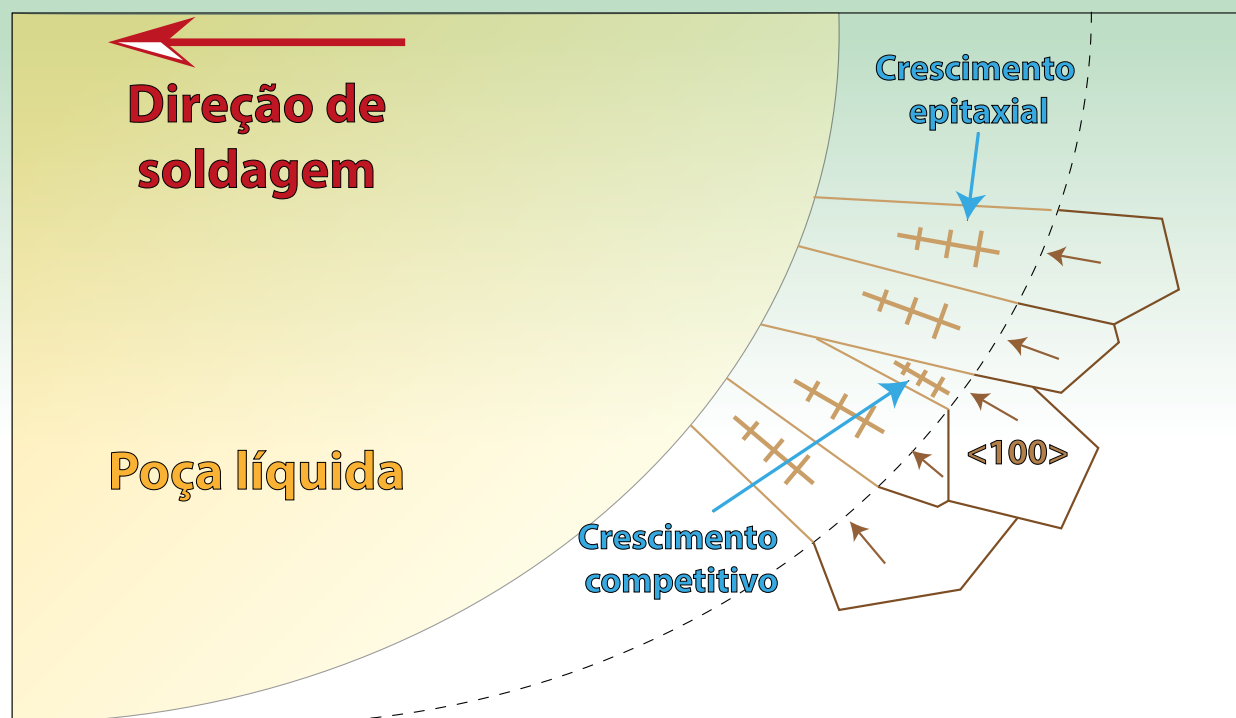


Figura 4.6 – Representação esquemática do crescimento epitaxial e crescimento competitivo segundo o plano $\langle 100 \rangle$. Fonte: OS AUTORES, 2018.

Temos diversas subestruturas de solidificação que podem se formar durante a soldagem mostrada esquematicamente na Figura 4.7. A planar se forma em condições de alto gradiente térmico e tem uma frente de solidificação que não dá tempo de os elementos serem expulsos do metal solidificado.

A sequência das subestruturas em função da diminuição do gradiente térmico é:

1. planar;
2. celular;
3. colunar dendrítica;
4. equiaxial dendrítica.

Em contrapartida, a microestrutura equiaxial dendrítica se forma em gradientes térmicos menores e os núcleos conseguem se formar no interior do metal líquido.

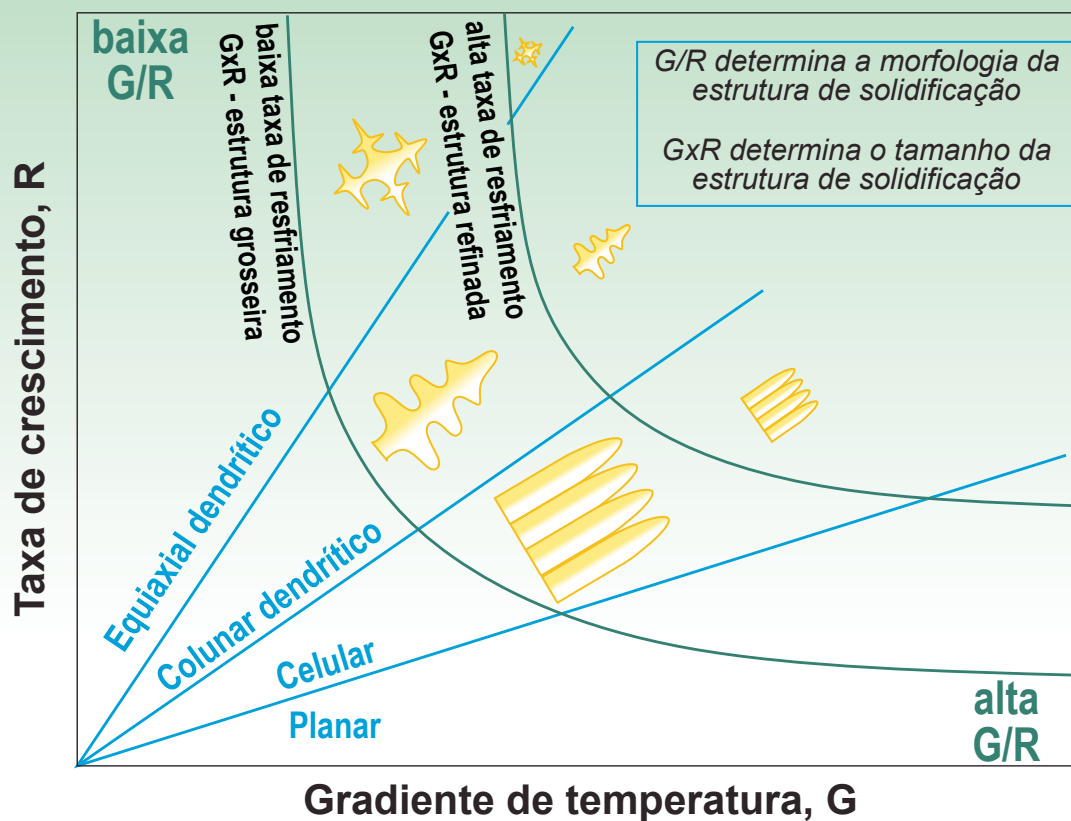


Figura 4.7 – Relação da taxa de crescimento, gradiente térmico e estrutura de solidificação formada. Fonte: KOU, 2003, p. 166, adaptado pelos autores.

Podemos associar baixo gradiente térmico a um alto aporte térmico, maior tamanho da ZAC, menor velocidade de soldagem. Por sua vez, o alto gradiente térmico associamos a baixos aportes, menores tamanhos de ZAC, maiores velocidades de soldagem. Metais com baixo coeficiente de condutividade térmica tendem a reduzir o gradiente térmico e apresentar maior largura de ZAC. Materiais que dissipam com muita facilidade o calor, maior condutividade térmica, tendem a apresentar menor largura de ZAC (para os mesmos processos a arco e mantendo todos os demais parâmetros constantes, quando possível).

 Clique nos números para conhecer os tipos de crescimento.

- 1
- 2
- 3
- 4
- 5

O gradiente térmico é sensível ao processo de soldagem e a condutividade térmica do material. Já a **velocidade de solidificação é função do processo de soldagem**.

O gradiente térmico é reduzido quando são empregados processos de alta intensidade de corrente ou aporte térmico. O preaquecimento e a temperatura de interpasse reduzem o gradiente térmico. Quanto maior a intensidade da fonte (menor a área aquecida), maior o gradiente G . Quanto maior a velocidade de resfriamento e velocidade de soldagem, maior o gradiente térmico G . **Assim, a zona fundida, além da granulação grosseira, tem uma estrutura orientada conforme a curvatura das isothermas e a velocidade da fonte de calor ou, com maior precisão, da relação entre a velocidade de soldagem e a velocidade de solidificação.**

A granulação grosseira e a orientação da estrutura exercem uma influência marcante sobre as propriedades mecânicas da zona fundida. Torna-se mais fácil a propagação da fratura frágil (transgranular), que se constata pela diminuição da tenacidade. A segregação da zona fundida pode ocupar uma posição desfavorável em relação às tensões de contração da solda. Também, descontinuidades do metal base – por exemplo, a dupla-laminação – podem se propagar pelo metal fundido em direção à superfície da peça.

A Figura 4.8 faz uma correlação entre as subestruturas de solidificação e o gradiente térmico em um cordão de solda.

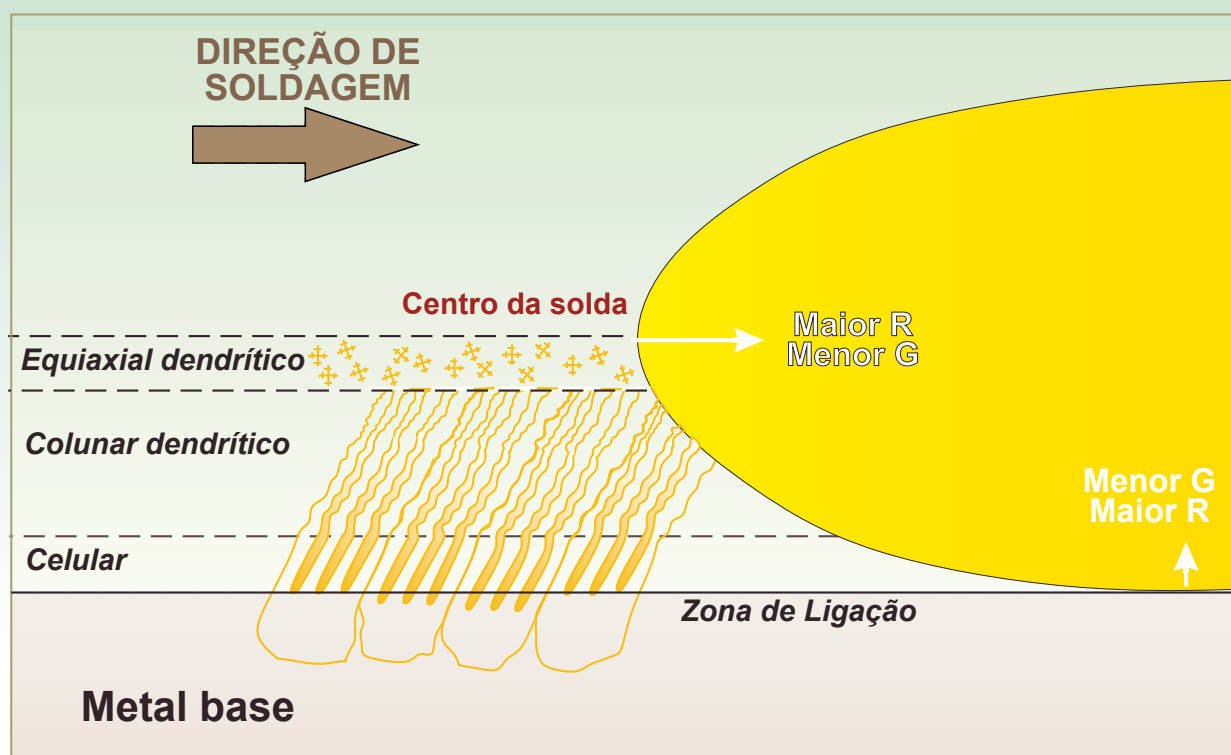


Figura 4.8 - Relação da taxa do crescimento, gradiente térmico e estrutura de solidificação formada.
Fonte: KOU, 2010, p. 202, adaptado pelos autores.

A Figura 4.9 representa uma região com crescimento dendrítico em uma simulação tridimensional.

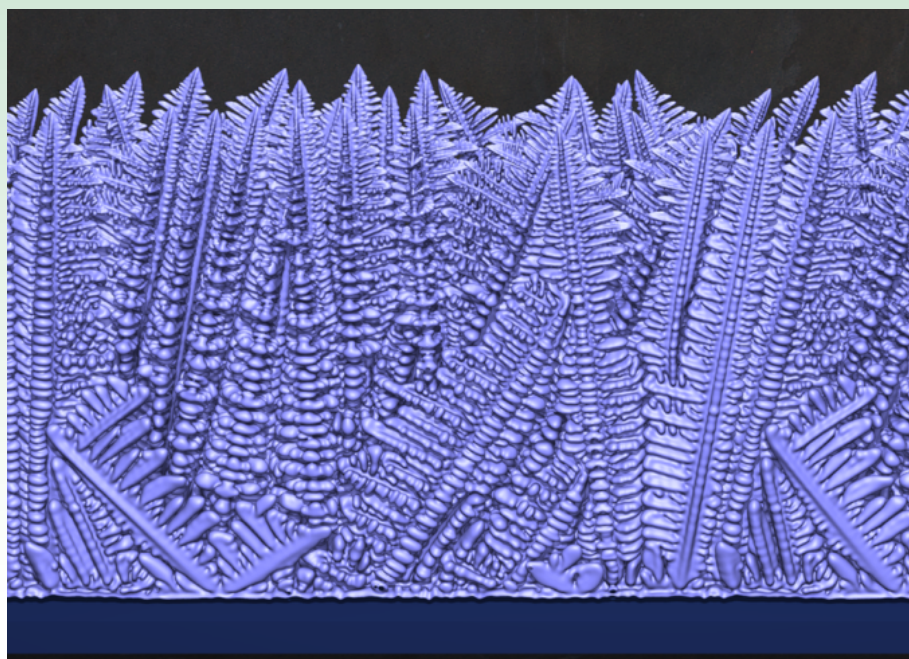


Figura 4.9 – Representação esquemática do desenvolvimento de dendritas primárias e secundárias.

Fonte: https://regmedia.co.uk/2011/12/01/3d_dendrites_big.png acesso em 23/10/18.

4.2.1 Microestrutura da zona fundida

A microestrutura da junta soldada é composta pela avaliação da microestrutura do metal de solda e da ZAC, Figura 4.10. A microestrutura do metal de solda, geralmente, é constituída de grãos colunares, seguindo a direção de solidificação do grão parcialmente fundido pela poça líquida.

Atenção

Na aplicação prática na indústria do petróleo, raramente é feita uma avaliação microestrutural; somente em casos de falhas prematuras dos componentes.

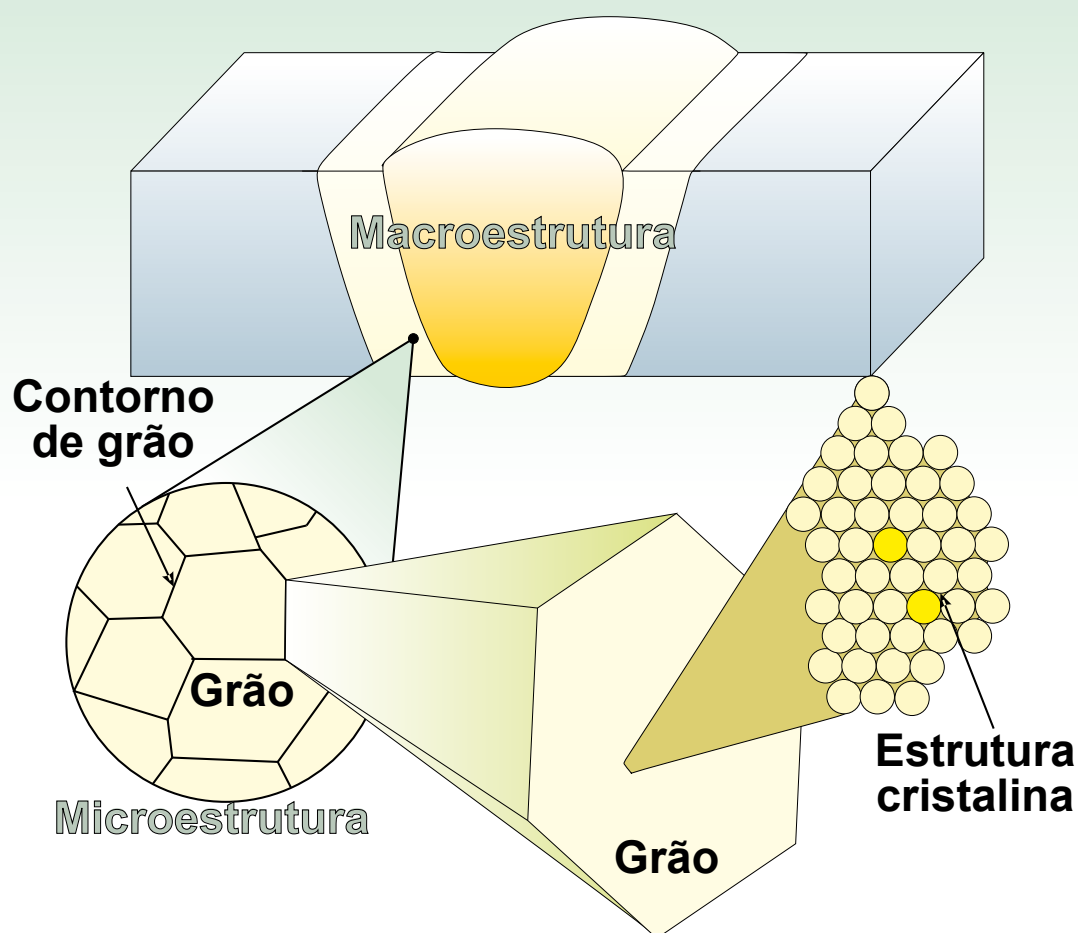


Figura 4.10 – Peça sendo representada do macro para o micro. Fonte: adaptado de <https://demet.eng.ufmg.br/laboratorios/laboratorio-de-soldagem/> acessado em 06/08/2021.

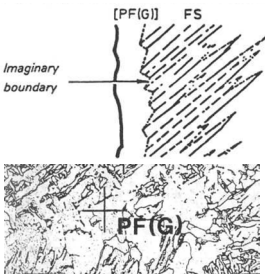
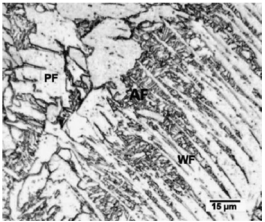
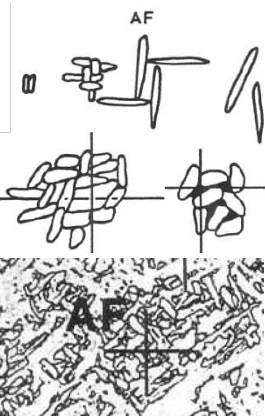
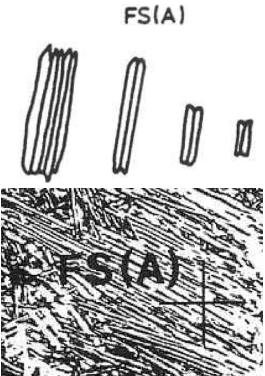
Durante o resfriamento, após solidificar-se, os grãos colunares austeníticos do metal de solda irão se transformar em constituintes microestruturais, que determinarão suas propriedades mecânicas a temperaturas mais baixas. O Quadro 4.2 traz as principais microestruturas dos aços ferríticos.

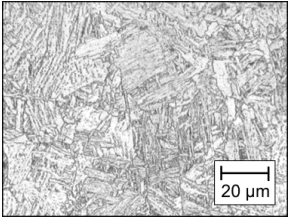


Saiba Mais

O vídeo abaixo pode elucidar melhor essas microestruturas <https://www.youtube.com/watch?v=bpC6t2oaoJw&list=PLEF6C77C2A31DE7F1&index=59> acessado em 8 de julho de 2021.

Os fabricantes de consumíveis, em seus laboratórios, elaboram composições químicas, que, com os aportes térmicos recomendados, obtenham os requisitos de aceitação das normas AWS 5.0.

CONSTITUINTE	CÓDIGO	DESCRIÇÃO	REPRESENTAÇÃO
Ferrita primária			
Ferrita de contorno de grão	PF(G)	Primeiro constituinte que se forma pela decomposição da austenita e consiste em cristais de ferrita que nuclearam nos contornos de grãos austeníticos em elevadas temperaturas de transformação.	
Ferrita poligonal intragranular	PF(I)	Nos casos em que a austenita tiver um tamanho de grão muito superior à ferrita que está se formando nos seus contornos, podem ser nucleados grãos de ferrita nos sítios de nucleação intragranular.	
Ferrita acicular	FA	Nucleia no interior do grão austenítico de forma heterogênea em sítios como inclusões, precipitados e outras irregularidades nos grãos austeníticos. Se forma em temperaturas da ordem da formação da bainita e tem granulação muito fina e alta densidade de discordâncias por possuir contornos de alto ângulo. Entre os grãos, podem existir microconstituintes ricos em carbono. Em percentuais da ordem de 70% garantem uma máxima tenacidade para os metais de solda	
Ferrita com segunda fase alinhada	FS(A)	Fase de aparência característica quer seja de uma ferrita proeutetóide formada em baixas temperaturas que nucleia em placas nos contornos de grão da austenita prévia e crescem em planos definidos, quer seja bainita, em geral superior. Ambos nucleiam diretamente no contorno ou na ferrita de contorno de grão previamente formada.	

CONSTITUINTE	CÓDIGO	DESCRIÇÃO	REPRESENTAÇÃO
Ferrita com segunda fase não alinhada	FS(NA)	Ferrita envolvendo completamente microfases aproximadamente equiaxiais ou distribuídas aleatoriamente ou em lâminas isoladas de ferrita acicular.	
Agregado ferrita carboneto	FC	Incluem a perlita, a bainita inferior e o constituinte AM que se formam durante a decomposição da austenita rica em carbono, que se forma em altas temperaturas. Quando microestruturas ricas em carbono, como a perlita são aquecidas acima da temperatura solvus em curtos intervalos de tempo, o carbono não consegue se redistribuir.	
Martensita	M	Aparecem em colônias maiores que as ripas de ferrita adjacente dentro dos grãos austeníticos prévios. Colônias menores podem ser tratadas como microfases. Se for possível a análise com MEV, a martensita pode ser identificada como martensita maclada ou em ripas.	

Quadro 4.2 – Constituintes da zona fundida de aços ferríticos e microestruturas formadas do metal de solda.

Fonte: IIW, 1988.

Observe no diagrama CCT, apresentado na Figura 4.11, a formação da precipitação das fases a partir de um grão austenítico. A ferrita poligonal de contorno de grão se forma, seguida da ferrita com segunda fase alinhada. Nas inclusões, há a nucleação da ferrita acicular. A configuração da microestrutura final será intimamente ligada com a taxa de resfriamento, ou seja, com a relação com a energia de soldagem, espessura e preaquecimento.

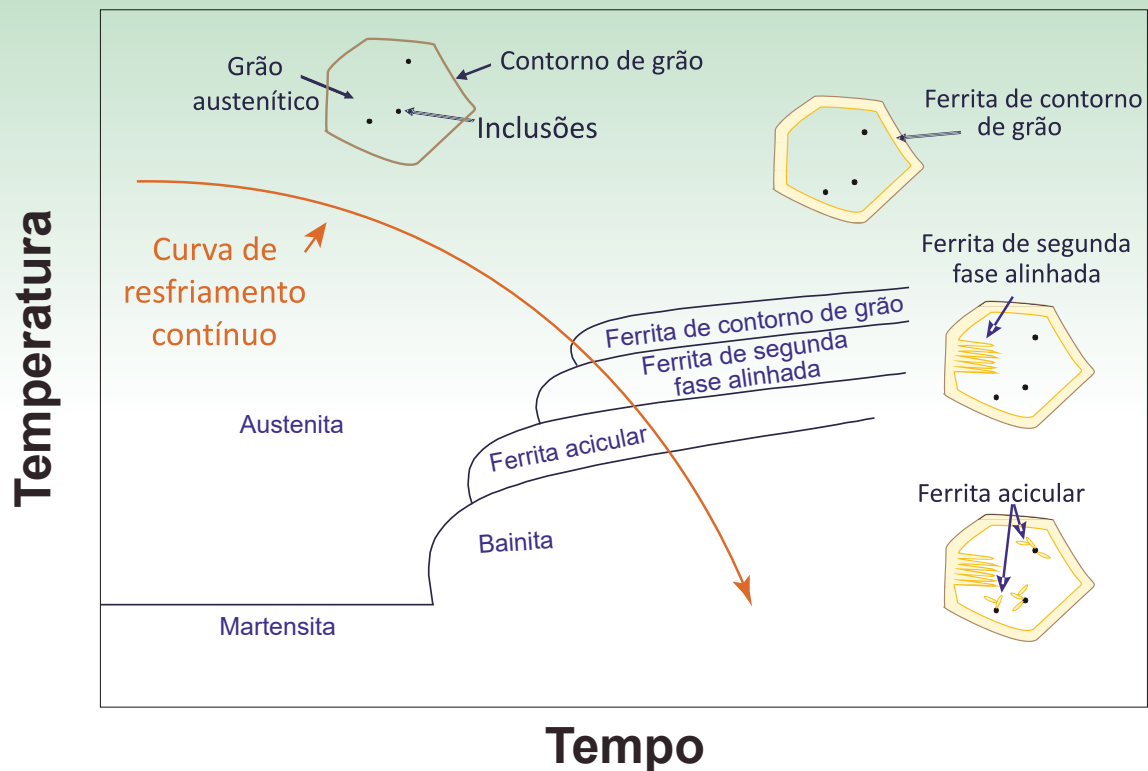


Figura 4.11 - Representação esquemática do CCT do metal de solda de um aço carbono baixa liga.
 Fonte: KOU, 2003, p. 232, adaptado pelos autores.

Na soldagem de campo da maioria dos materiais, não temos necessidade de avaliar a microestrutura do metal de solda nos processos de fabricação e construção e montagem, exceção que esta avaliação seja feita pelo código de projeto ou pela norma N-133 (PETROBRAS, 2017).



A Figura 4.12 traz uma representação esquemática da energia de impacto em diversos percentuais de carbono. Os valores máximos de energia de impacto, neste esquema simulado, estão por volta de 70% de ferrita acicular, e os valores não trazem efetivamente uma relação com o aumento e diminuição do percentual do carbono, o que aconteceria numa medição real.

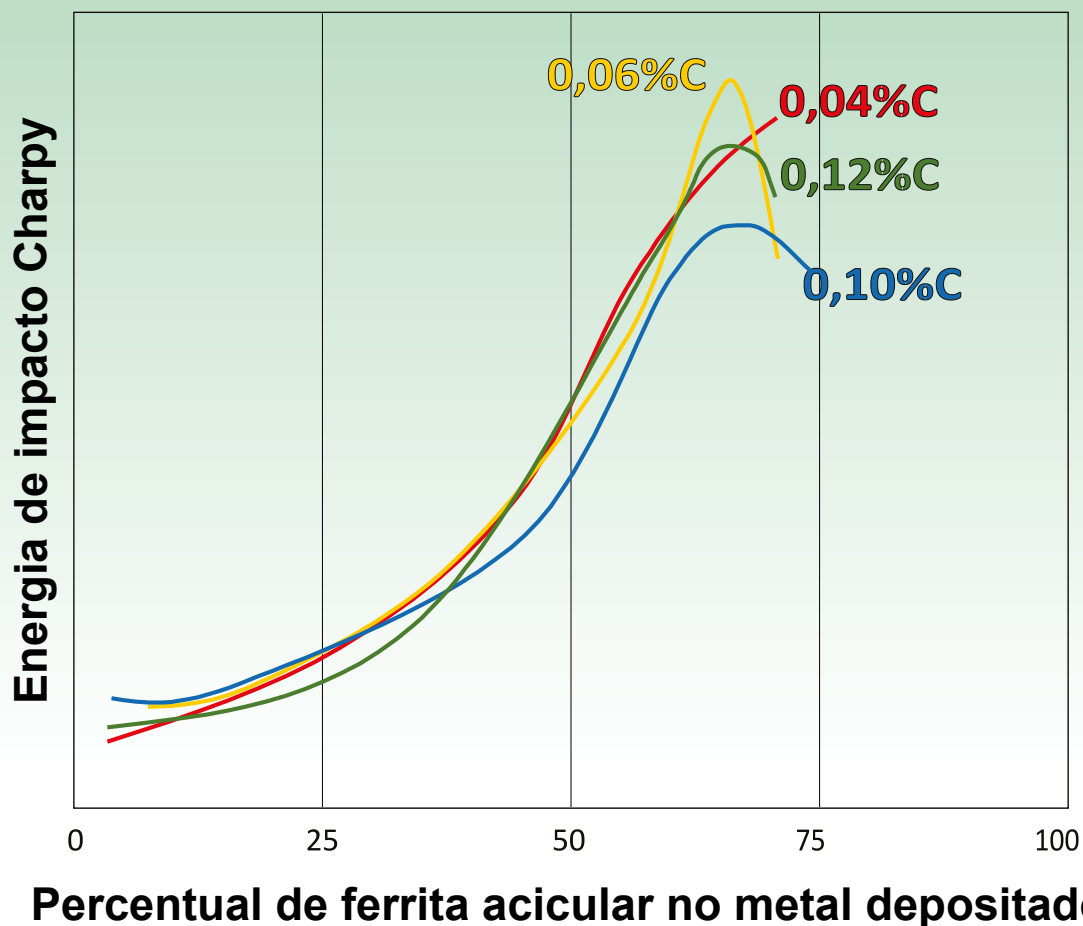


Figura 4.12 – Percentual de ferrita acicular relacionada com a energia de impacto.
Fonte: os Autores, 2021

Na manutenção e inspeção, muitas vezes temos que fazer esta avaliação microestrutural. Bem como na análise de falhas, a microestrutura do componente soldado pode identificar a causa da falha.

4.3 Zona afetada pelo calor

Quando estruturas ou vasos de pressão são unidos através de processos de soldagem ao arco elétrico, as chapas são aquecidas até atingir a temperatura de fusão e resfriadas rapidamente sob condições de restrição impostas pela geometria e espessura das juntas. **Em função desse severo ciclo térmico, a microestrutura original e as propriedades mecânicas do material de base sofrem modificações. Normalmente, esses materiais apresentam carbono equivalente controlado para permitir boas condições de soldabilidade.**

As propriedades mecânicas, como os limites de escoamento e resistência dessa região, tenacidade à fratura e dureza, como a resistência à corrosão podem apresentar modificações substanciais em relação ao material de base não afetado, podendo influenciar ou comprometer o desempenho da junta em operação. As tensões residuais e a fragilização da ZAC, principalmente nos aços, podem resultar em defeitos, como trincas logo após a soldagem ou em operação.

Em outras palavras, a zona termicamente afetada é a região compreendida entre zona de ligação e o metal de base que não sofreu nenhuma modificação microestrutural significativa (mudança significativa nas propriedades mecânicas e/ ou a resistência à corrosão), Figura 4.13 .

A representação dos tamanhos de grão com a distância da linha de fusão é mostrada na Figura 4.13. As regiões que atingem uma temperatura de pico maior têm um crescimento de grão acentuado, enquanto as regiões com temperatura mais próximas da temperatura de austenitização têm um refino do grão.

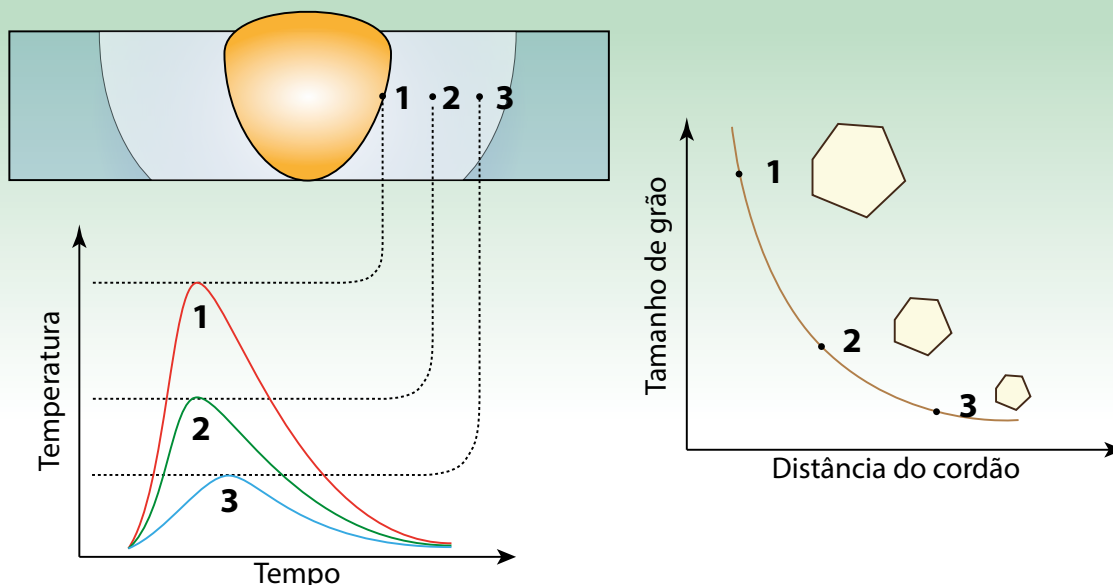


Figura 4.13 – Crescimento de grão na ZAC e função das temperaturas de pico. Fonte: Sindo Kou, 2009

Observa-se um aumento do tamanho de grão em função da maior energia de soldagem, em função do maior tempo na temperatura conforme a Figura 4.14.

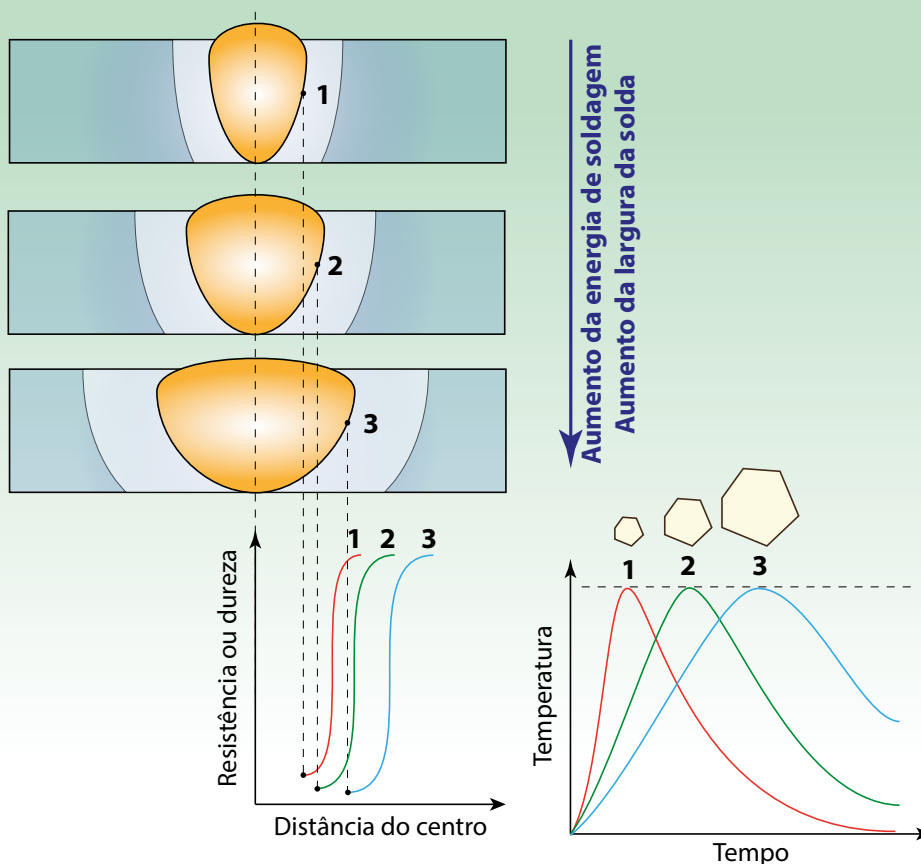


Figura 4.14 – Efeito do aporte térmico no tamanho de grão e dureza. Fonte: Sindo Kou, 2009

4.4.1.1 Zona de crescimento de grão (grãos grosseiros - RGG)

O aquecimento localizado da soldagem faz com que adjacente à linha de fusão haja uma região de crescimento de grãos, Figura 4.16, que, na maior parte dos materiais, é onde aparecem as transformações metalúrgicas e mecânicas mais significativas. Por isso, o seu entendimento é tão importante e será mais bem detalhado a seguir.

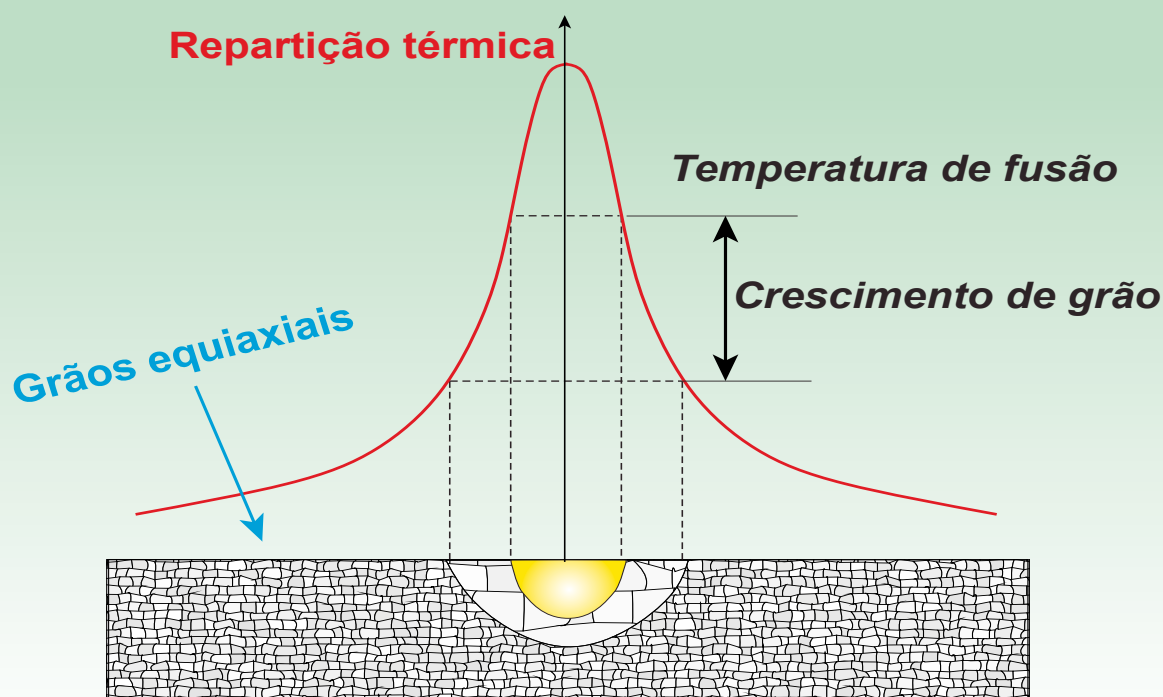


Figura 4.16 – Representação da região de grãos grosseiros de uma ZAC. Fonte: os autores, 2021

Essa região compreendida no diagrama de fases entre a temperatura de fusão e 1200 °C, localizada imediatamente adjacente à linha de fusão, experimenta as temperaturas mais altas por um maior intervalo de tempo. A austenita, após recristalização total, sofre grande crescimento de grão.

Após o resfriamento, essa região tende a apresentar alta resistência à tração, baixa ductilidade e baixa resistência ao impacto. Além disso, essa região, que devido aos **grãos grosseiros**, apresenta alta temperabilidade que favorece a formação da martensita no resfriamento, para os aços com maior carbono equivalente (região de alta temperabilidade favorece a formação da martensita no resfriamento pelo grande tamanho de grão da austenita).

O tipo de microestrutura formada com a transformação da austenita no resfriamento será função do teor de carbono, teor de elementos de liga, tamanho de grão da austenita prévia e taxa de resfriamento.

4.4.1.2 Zona de grãos finos (região de grãos refinados - RGF)

Região aquecida pouco acima da região onde há austenitização do total da microestrutura, no diagrama, situada entre pouco acima de AC3 até aproximadamente 1200 °C.

No aquecimento, ao passar por AC3, há recristalização total a baixa temperatura e não há tempo para o crescimento de grão da austenita, apresentando **finos grãos equiaxiais**, nucleados na austenita. Nessa faixa de temperatura, algumas partículas (precipitados) não são dissolvidas e atuam efetivamente impedindo o crescimento dos grãos. Dessa região, caso o material não sofra um resfriamento extremo ou se trate de um aço ligado (formação de martensita), espera-se alta resistência à tração, boa ductilidade e boa resistência ao impacto (os grãos refinados geralmente são menores que o material de base).

Observação

Alguns autores denominam as zonas de grãos grosseiros e grãos finos como zona ou região supercrítica.

4.4.1.3 Zona Parcialmente Transformada ou Intercrítica - IC

Compreendida no diagrama de fase entre AC1 e AC3, onde há transformação parcial da austenita. A ferrita não se transforma, havendo somente dissolução da perlita. Essa região parcialmente recristalizada apresenta **grãos muito finos** apenas pela transformação da perlita em austenita e **geralmente não apresenta variação significativa nas propriedades mecânicas em relação à zona de grãos finos**.

Entretanto, um aço de microestrutura ferrita e perlita, quando aquecido até a zona intercrítica, a perlita (0,8% C - eutetoide) transforma-se em austenita e, dependendo da taxa de resfriamento imposto à austenita, a microestrutura resultante pode ser constituída de ilhas de constituintes duros, como martensita ou bainita envolvidas por ferrita não transformada (macia).

4.4.1.4 Zona Super Revenida (aços temperados e revenidos) e subcrítica (ou Zona de Esferoidização) - SC

Localizada abaixo de A1, logo, não há transformação da austenita, mas:

- » Nos aços temperados e revenidos, os grãos de martensita revenida sofrem superrevenimento.
- » Nos aços laminados a quente ou normalizados, observa-se pequenas alterações ao microscópio ótico, uma vez que os carbeto lamelares da perlita, ao serem aquecidos, tendem a se dissolver e no resfriamento tomam aspecto de carbeto esferoidizados.

Mais uma vez, não há significativa mudança nas propriedades mecânicas.

A correta formulação dos consumíveis e gases de soldagem faz com que o metal de solda não seja, na maioria das vezes, o local preferencial de falhas na soldagem. Os fabricantes de consumível estabelecem a melhor condição de aplicação para os seus consumíveis, diminuindo as ações dos envolvidos na realização de soldas de campo, considerando o metal de solda.

Na maior parte das vezes, a análise da microestrutura está associada a uma condição de análise de falha de equipamento ou de avaliação do estado do componente em uma soldagem de manutenção.

Como visto acima, nos aços de alta resistência ou ligados a taxa de resfriamento da junta soldada altera consideravelmente a microestrutura da ZAC, bem como a região da ZAC. A Figura 4.17 mostra a diferença da taxa de resfriamento nos pontos 1 e 2, que podem ser, por exemplo a região de grãos grosseiros e região de grãos refinados, respectivamente. Clique nos itens da imagem e observe que:

- » Na terceira curva CCT, a taxa de resfriamento é muito elevada, fazendo com que o tempo de resfriamento propicie a formação de uma estrutura martensítica em toda a região da ZAC que sofreu austenitização.
- » A primeira curva CCT tem uma taxa de resfriamento menor fazendo com que o tempo seja longo o suficiente para que elimine a possibilidade de transformação martensítica na ZAC.

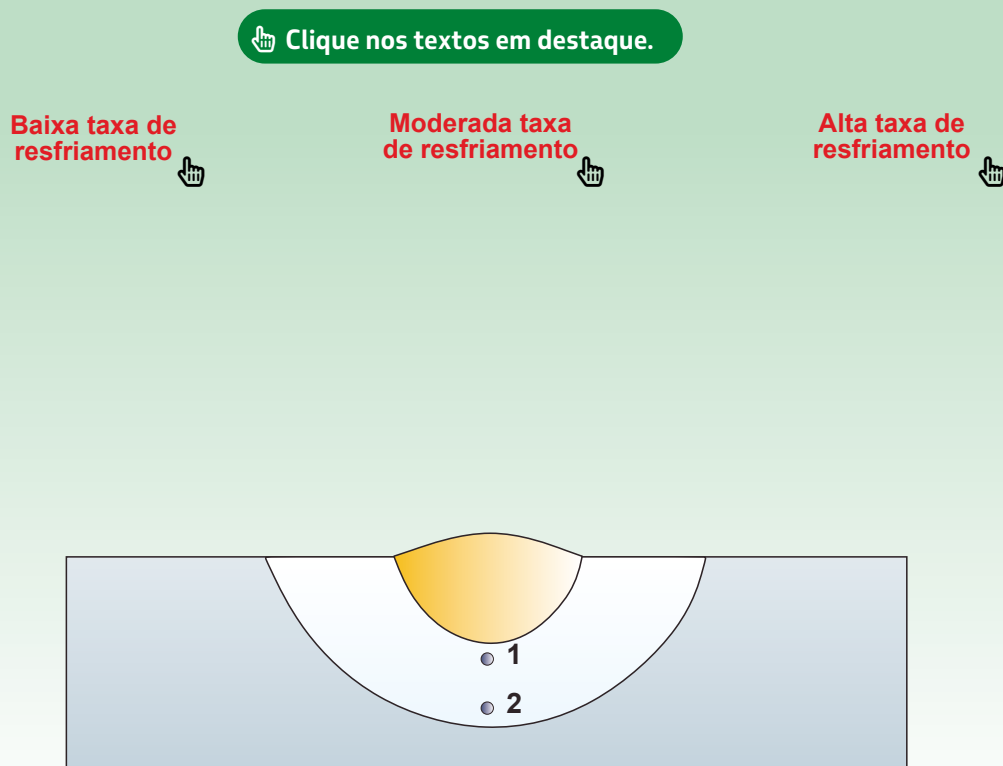


Figura 4.17 – Microestrutura esperada em função de diversas taxas de resfriamento de uma aço carbono.
Fonte: os AUTORES, 2021

O tempo de transformação depende das características dos materiais. No caso específico dos dutos termomecanicamente processados, a taxa de deformação e a quantidade de elementos de ligas em solução sólida e precipitados interferem na cinética de transformação de fases.

Em todas as representações esquemáticas, a ZAC parece grande. Entretanto, a interface entre o metal fundido e o metal de base está na temperatura de fusão, e o severo gradiente térmico da junta soldada faz com essas transformações aconteçam uma porção muito pequena, poucos milímetros, do metal de base.

Importante!

É bom ratificar que, em uma solda de campo, a microestrutura do metal de solda e da ZAC não será avaliada. Se assume que nos ensaios mecânicos realizados durante o processo de qualificação, que essas microestruturas estejam adequadas, uma vez que atenderam os requisitos das normas de projeto.

A Figura 4.18 mostra micrografias das regiões da ZAC em cada região da ZAC. A CG-HAZ é a ZAC de grãos grosseiros, FG-HAZ é a ZAC de grãos refinados e IC-HAZ é a ZAC intercrítica.

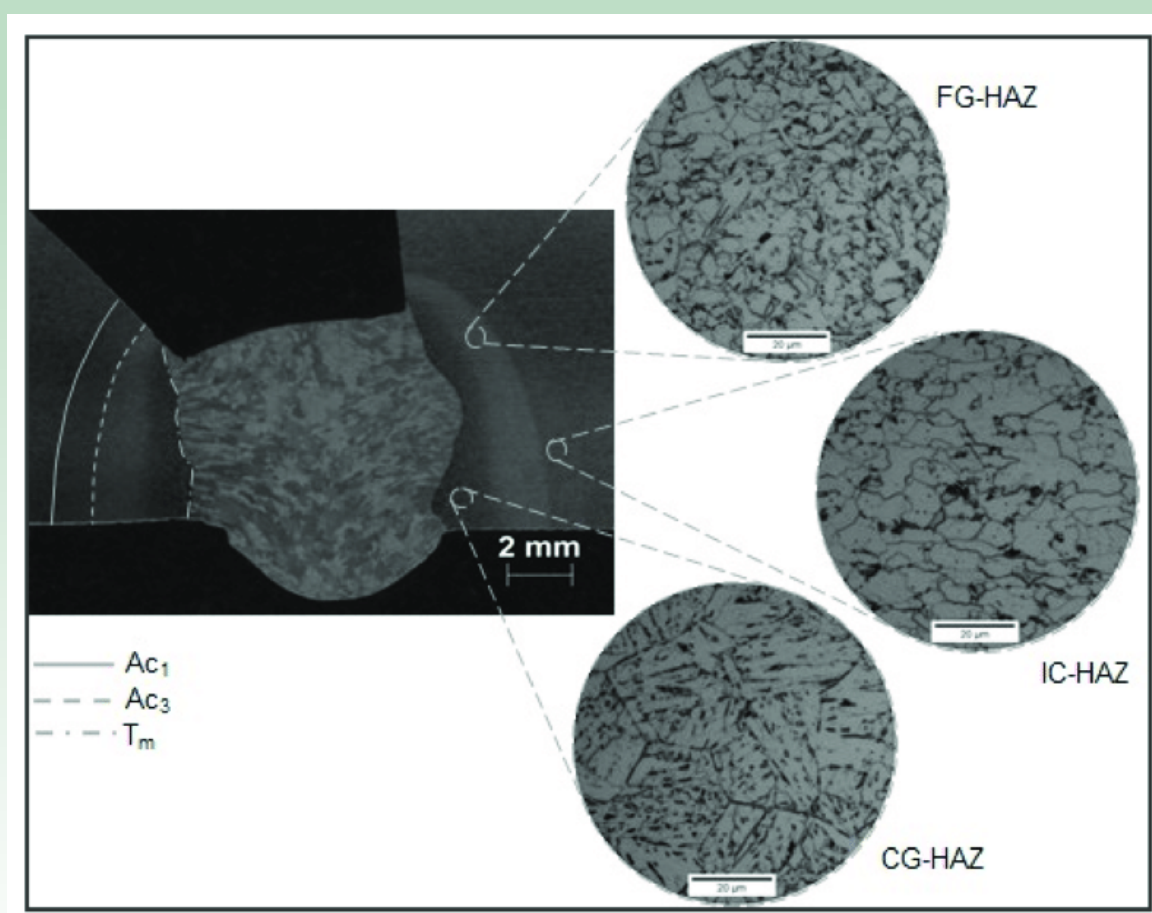


Figura 4.18 – Metal de solda e ZAC de um aço de baixo carbono. Fonte: <https://www.researchgate.net/profile/Antonio-Do-Silva-Alves-2/publication/328965366/figure/fig1/AS:693265057726467@1542298678947/Experimental-representation-of-heat-affected-zone-HAZ-regions-root-pass-welding-of-an.png> acessado em 18/07/2021

A sobreposição dos passes, apresentada na Figura 4.19, faz com que uma diminuição do tamanho de grão, aumentando o limite de resistência e a tenacidade, seja observada.

Ciclos térmico típicos de uma ZAC multipasses

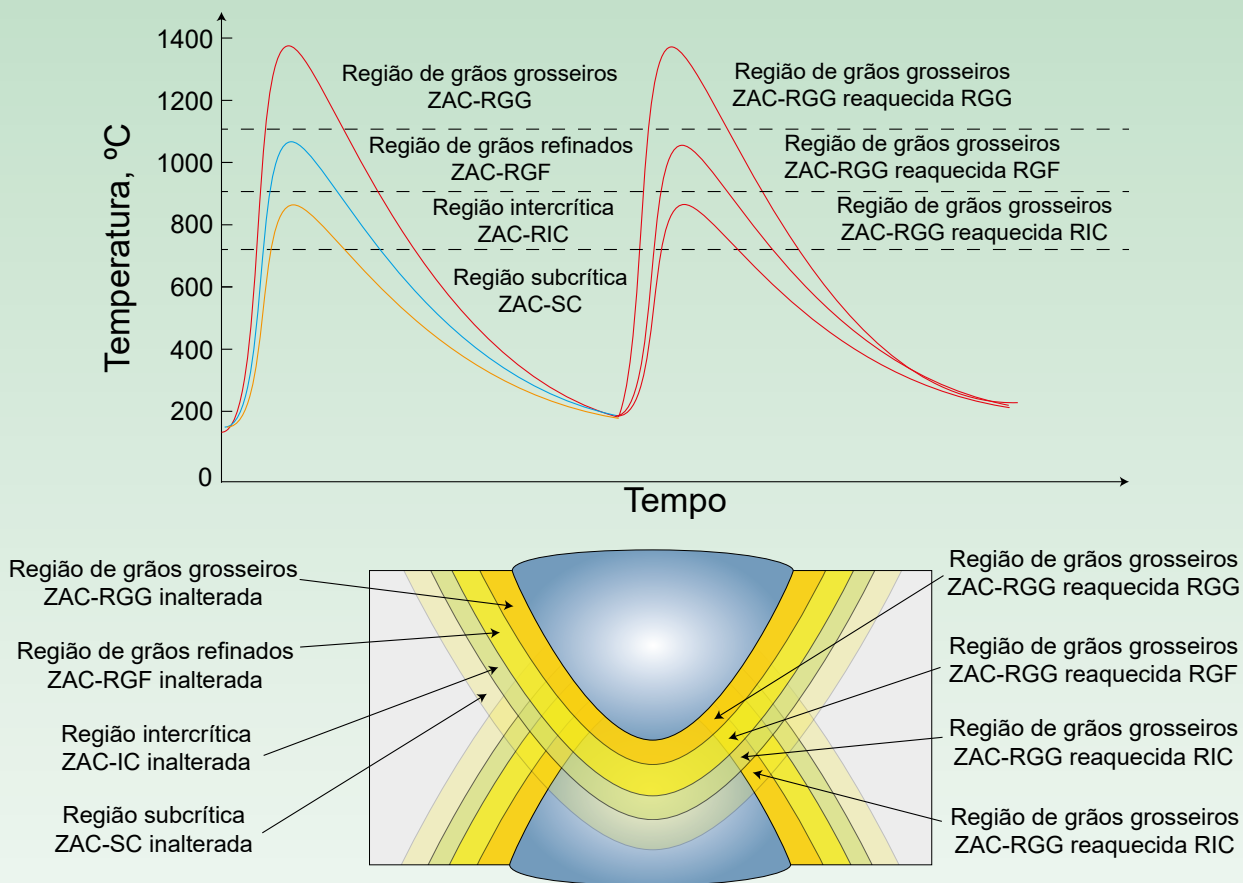


Figura 4.19 – Regiões reaquecidas em soldagem multipasses. Fonte: OS AUTORES, 2019.

4.4.2 ZAC DE LIGAS NÃO ENDURECÍVEIS POR TÊMPERA

Estes aços não apresentam a transformação martensítica. As taxas de resfriamento usuais de soldagem, devido à sua composição química, não são suficientes para que a microestrutura da ZAC se transforme em martensita.

4.4.2.1 Micrografia

A ZAC apresenta várias regiões cuja estrutura e constituição depende das temperaturas atingidas. Essas regiões da ZAC já foram mostradas na Figura 4.15.

A avaliação correta das fases presentes em uma junta soldada deve ser efetuada com um diagrama de resfriamento contínuo (*Continuous Cooling Transformation* - CCT) específico, avaliando a taxa de resfriamento para a formação das fases.

Atenção

Todas as representações apresentadas com um diagrama de equilíbrio são ilustrativas, pois essa comparação é realizada somente para facilitar o entendimento da formação microestrutural, na Figura 4.20.



Clique nos textos em destaque.

REGIÃO DE GRÃOS
GROSSEIROS

REGIÃO DE GRÃOS
REFINADOS

REGIÃO PARCIALMENTE
TRANSFORMADA

REGIÃO DO METAL
DE BASE

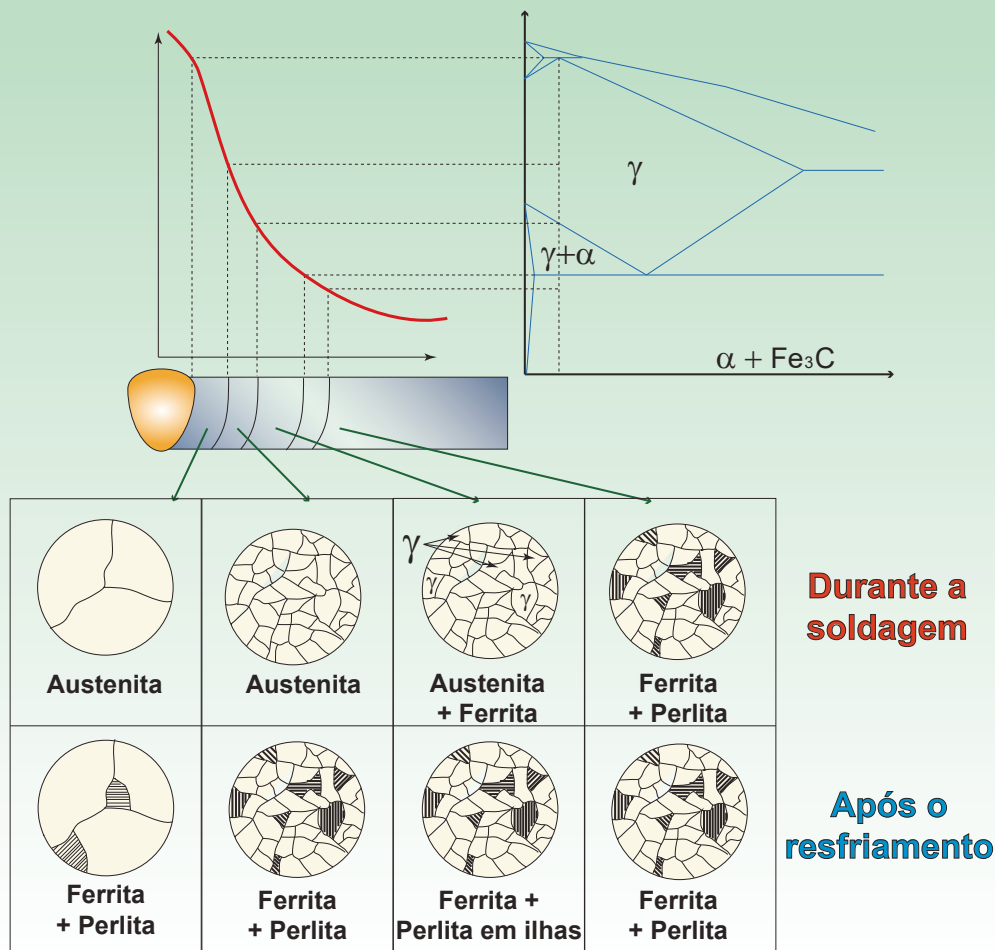


Figura 4.20 – Representação das transformações de fase em um aço não temperável. Fonte: OS AUTORES, 2018.

4.4.2.2 Propriedades mecânicas

Estes materiais são aplicados em condições de aplicação sem grandes exigências de resistência mecânica. Todavia, a tenacidade pode ser prejudicada em soldagem cujo tamanho da ZAC seja aumentado por apresentar uma região de grãos grosseiros maior. Como sabido, o aumento do tamanho de grão prejudica a resistência mecânica e tenacidade.

Entretanto, essas observações se referem à solda depositada em um passe único. Na soldagem multipasse, em vários passes, cada passe reaquece o passe anterior e, com a austenitização de uma parte dos passes anteriores, suas propriedades mecânicas são recuperadas. Assim, obtém-se uma vantagem metalúrgica nessa soldagem multipasse. A sequência de passes também faz com que tenhamos uma recristalização da região de grãos grosseiros, que melhora as propriedades da junta pelo refino de grão. Popularmente, se diz que o passe seguinte “revine” o passe anterior.

Evidentemente, para que se processe a regeneração estrutural, é necessário que a temperatura de cada passe atinja, no resfriamento, valores inferiores ao ponto de transformação, antes da deposição do passe subsequente. A elevação excessiva dessa temperatura aumenta o tempo de permanência do ciclo térmico, contribuindo para o crescimento de grão. Decorre desses fatos a importância do controle e da limitação da temperatura entre passes.

4.4.3 Soldagem de aço com alto carbono equivalente temperáveis

Em função da composição química do aço e da velocidade de resfriamento, determinada pelo ciclo térmico, a soldagem pode provocar a têmpera tanto na zona afetada pelo calor como na zona fundida.

4.4.3.1 Micrografia

As regiões da zona afetada pelo calor que foram austenitizadas total ou parcialmente, apresentam, após o resfriamento, martensita e perlita fina. Predominando uma ou outra, em função da velocidade de resfriamento do tempo de permanência. É claro que onde houve austenitização parcial, aparecem, ainda, os grãos de ferrita. Na zona fundida, poderão aparecer estruturas idênticas se o metal depositado tiver temperabilidade suficiente, tendo em vista as condições de soldagem.

A representação esquemática do diagrama de fases, Figura 4.21, traz uma **RGG** completamente martensítica, facilitado pelo maior tamanho de grão que faz com que essa região seja mais temperável que as demais. A **RGF** também é martensítica, mas com alguma perlita fina que se forma. A austenita que se forma na região parcialmente transformada recristaliza em forma de perlita fina.

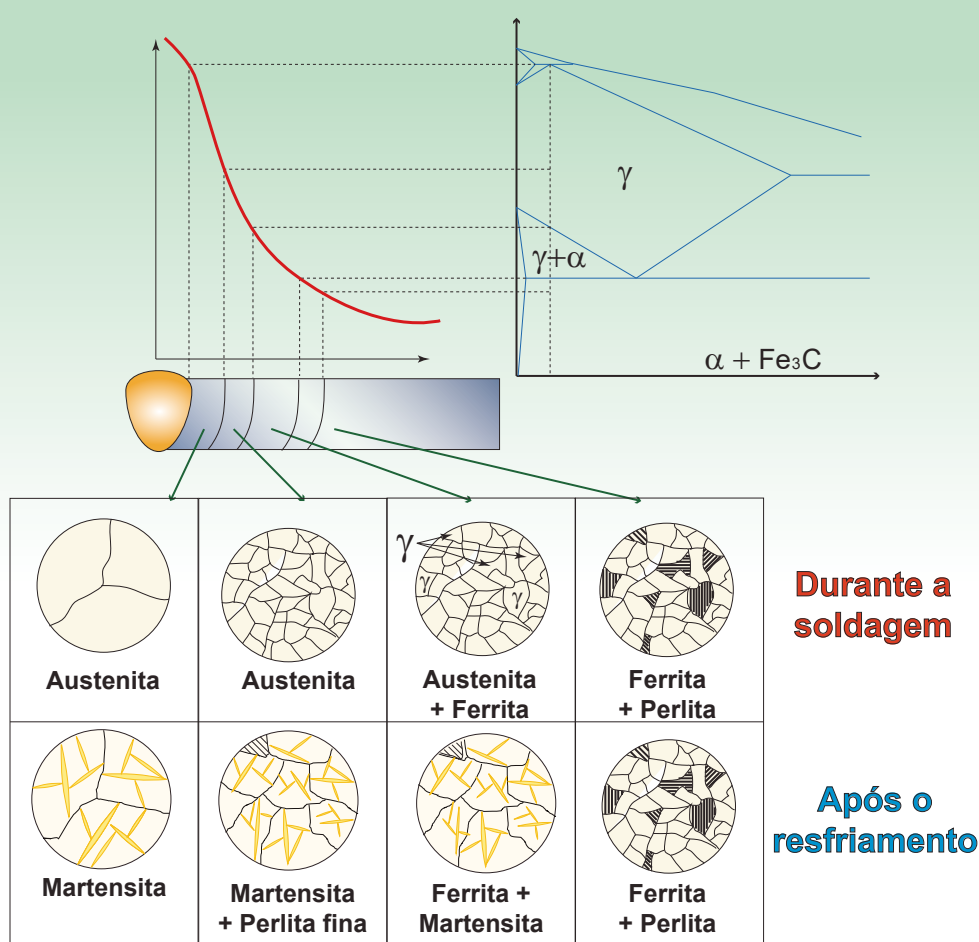


Figura 4.21 – Representação das transformações de fase em um aço temperável. Fonte: OS AUTORES, 2018.

4.4.3.2 Propriedades mecânicas

Analogamente ao que acontece no tratamento térmico, o resfriamento rápido de uma junta soldada “tempera” a ZAC, em especial a RGG, e provoca um aumento da sua resistência mecânica e fragilidade.

Em alguns casos, é proposital, como na soldagem dos aços temperados e revenidos, como no aço ASTM A517 grau F. Para isso, o ciclo térmico é ajustado para que sejam atingidas as propriedades desejadas.

Contudo, em grande parte das aplicações, a “têmpera” é um efeito colateral da adição de elementos de liga que visa obter propriedades não relacionadas à temperabilidade. O aço cromo-molibdênio, por exemplo, tem adições de cromo e molibdênio para melhorar a sua resistência à fluência, porém tem o inconveniente de aumentar sensivelmente a temperabilidade da liga. Nesse caso, as condições de soldagem são escolhidas para atenuar esses inconvenientes da têmpera.

Na representação esquemática da Figura 4.22, podemos perceber a influência do tempo de resfriamento $\Delta t_{8/5}$ e do teor de carbono na dureza do material. Clique no ícone e entenda como ocorre essa influência.

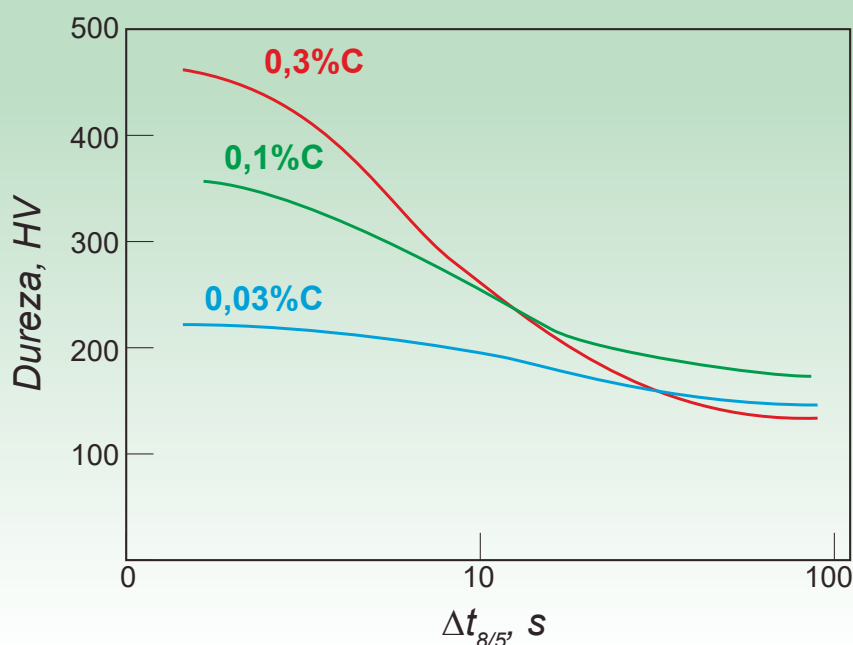


Figura 4.22 – Esquema da variação da dureza com o tempo de resfriamento entre 800 e 500°C para diferentes teores de carbono. Fonte: OS AUTOR, 2019.

Nestes aços temperados e revenidos, a existência de uma faixa superrevenida de menor dureza não compromete a resistência global da junta soldada, Figura 4.23. As bordas mais resistentes limitam a deformação da faixa compensando sua menor resistência. Entretanto, esse efeito, chamado de consolidação, só é válido para faixas relativamente estreitas.

Contudo, em aplicações em que as juntas devem apresentar resistência a quente sob regime de fluência, as regiões expostas entre AC3 e AC1, ou mesmo logo abaixo da temperatura crítica AC1, podem apresentar redução de vida útil.

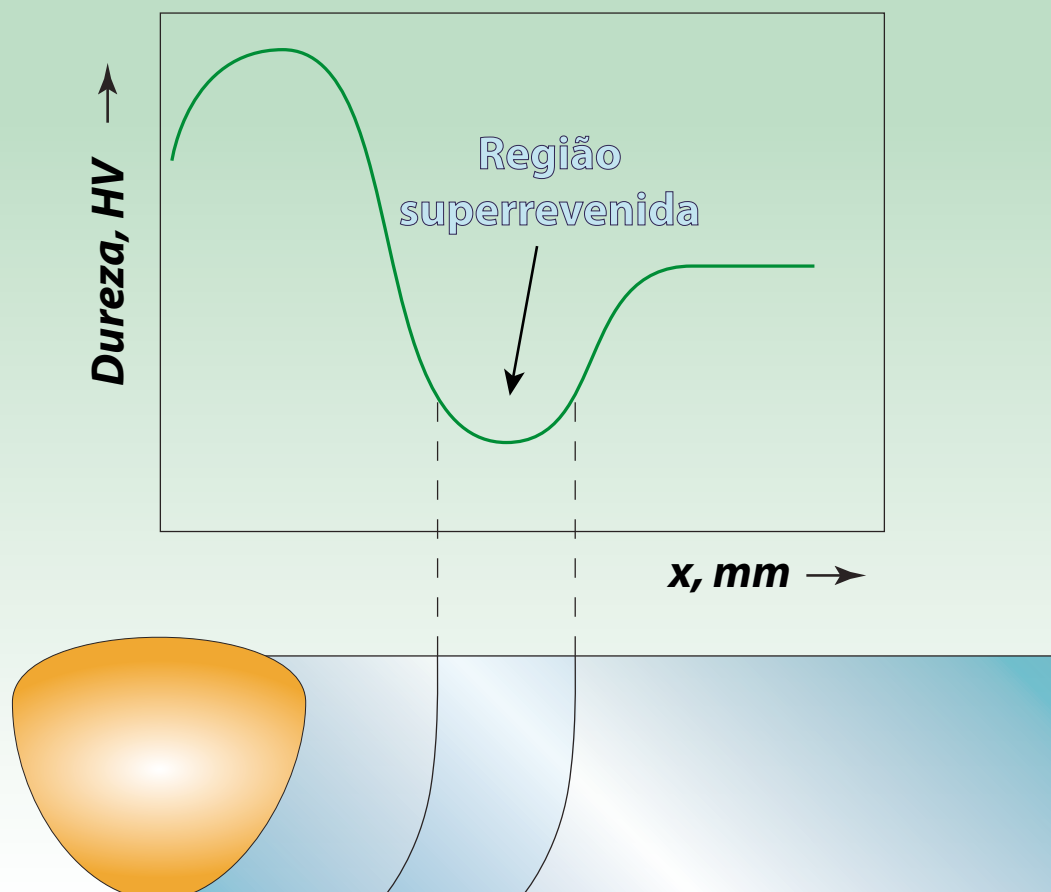


Figura 4.23 – Representação da região superrevenida em um aço temperado e revenido.
Fonte: OS AUTORES, 2018.

A escolha das condições de soldagem para a obtenção de propriedades previamente estabelecidas pode ser feita por meio de diagramas de transformação CCT (diagrama de resfriamento contínuo). Os aços temperáveis possuem carbono equivalente mais elevado, o que faz com que as curvas do CCT sejam deslocadas para a esquerda, aumentando a possibilidade de transformação martensítica na ZAC, conforme Figura 4.24.

Em alguns casos, a utilização de preaquecimento pode ser necessária para aumentar o tempo $\Delta t_{8/5}$. Mas no aço Cr-Ni-Mo SA508Gr.4N, apresentado na Figura 4.24, é possível observar que, mesmo com tempos de resfriamento elevados, há transformação martensítica.

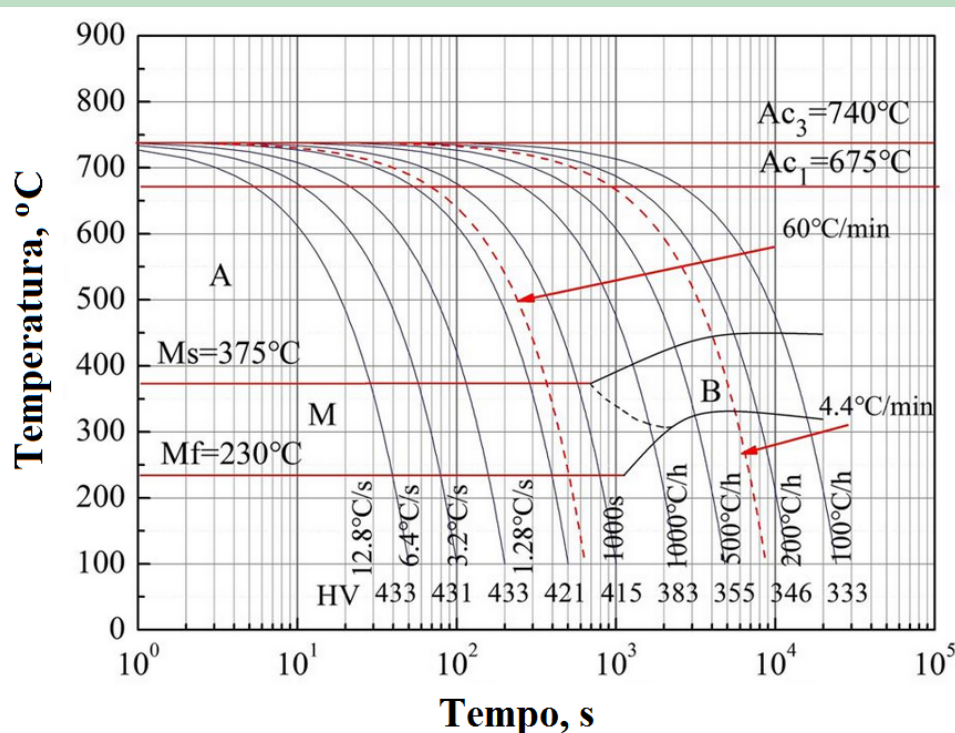


Figura 4.24 – Diagrama CCT do aço SA508Gr.4N austenitizado a 860°C.

Fonte: YANG, et al., 2018, traduzido pelos autores.

Nesses casos, um tratamento térmico de alívio de tensões (TTAT) ou tratamento térmico pós soldagem (TTPS) pode ser necessário de forma que sejam reestabelecidas as condições previstas nos códigos de projeto para aplicação desse material, como por exemplo em reatores de Cr-Mo que operam em altas temperaturas, as quais foram degradadas pelo processo de soldagem. As condições de TTAT estão descritas nos códigos de projeto para cada material e cada aplicação.

Convém lembrar que, apesar de serem muito mais aderentes que os diagramas de equilíbrio e os diagramas TTT, os diagramas de transformação isotérmica ou de resfriamento contínuo não se aplicam, com precisão, às soldas. A falta de homogeneização da austenita durante a soldagem é a razão principal dessa restrição. Outra diferença é que nesses diagramas a temperatura de exposição da austenita se dá à baixa temperatura, logo acima de AC3.

A composição química do aço e a velocidade de resfriamento do ciclo térmico de soldagem são os fatores mais significativos que determinam a possibilidade de a transformação martensítica ocorrer na solda. A Figura 4.25 mostra uma relação do aporte e espessura da peça com a taxa de resfriamento. A partir de um valor, a peça entra em fluxo de calor tridimensional e não varia mais o tempo $\Delta t_{8/5}$, como já visto anteriormente. E o aumento do aporte também leva a um aumento desse tempo no modo bidimensional.

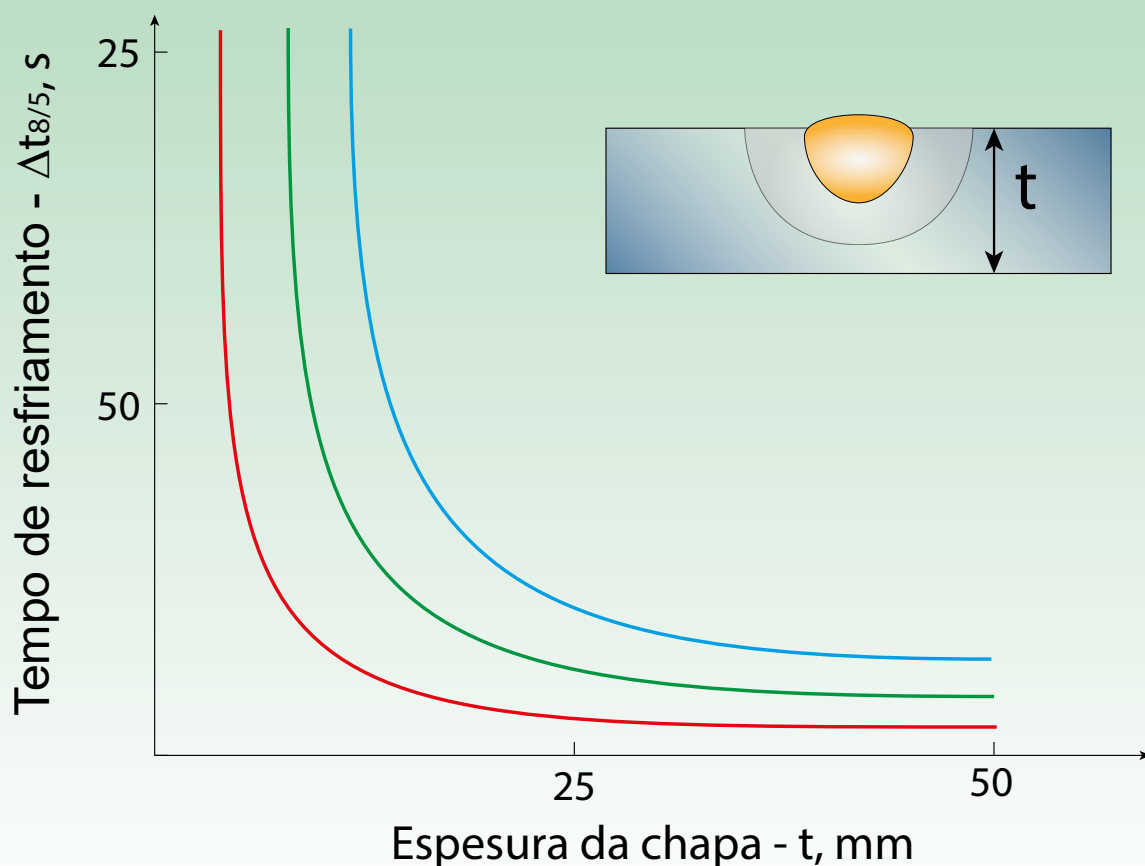


Figura 4.25 – Valores de $\Delta t_{8/5}$ em diferentes espessuras e sua influência com a variação do aporte térmico.
 Fonte: adaptado de <https://demet.eng.ufmg.br/laboratorios/laboratorio-de-soldagem/> acessado em 06/08/2021.

Essa influência da composição química na possibilidade de têmpera das soldas dos aços carbono, carbono-manganês e microligados pode ser expressa em função do carbono equivalente - CE representado a seguir e já visto anteriormente.

O carbono equivalente é muito útil para a avaliação da soldabilidade relativa desses aços. Por exemplo, aços com carbono equivalente menor do que 0,41, conforme a N-133 (2017), raramente necessitam de cuidados especiais para evitar a trinca induzida pelo hidrogênio no campo.

Contudo, apesar de ser amplamente utilizada nas aplicações soldadas, existem diversas fórmulas que determinam esse índice de temperabilidade, sendo cada uma mais adequada a cada família de aplicações. A fórmula do IIW utilizada na N-133 (2017) foi concebida para aços com faixa de aplicação entre 0,30 e 0,50% de carbono, apesar de ser utilizado em percentuais menores. Observe os grupos na Tabela 4.1:

- » onde o grupo A é aplicável a aços médio carbono;
- » o grupo C aplicável ao aço baixo carbono;
- » o grupo B para aplicações intermediárias entre A e C; e
- » o grupo D aplicável a uma grande faixa de materiais.

À medida que o CE diminui, o pré-aquecimento crítico e o aporte térmico diminuem, contudo, esses valores de referência dependem da equação utilizada e da aplicação. Ou seja, os aços com menores CE podem ser soldados com menores temperaturas de preaquecimento e uma mais ampla faixa de aporte térmico.

Na prática de soldagem, a temperatura de interpasse mínimo ou preaquecimento e o mínimo necessário de entrada de calor são importantes, e não a dureza crítica.

Tabela 4.1 – Fórmulas de carbono equivalente para os diferentes grupos e aços

Grupo	Equação	Valor de CE		
		Aço A*	Aço B*	Aço C*
A	$CE_{IIV} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cu + Ni}{15} + \frac{Cr + Mo + V}{5}$	0,353	0,363	0,303
	$CE_{WES} = C + \frac{Si}{24} + \frac{Mn}{6} + \frac{Ni}{40} + \frac{Cr}{5} + \frac{Mo}{4} + \frac{V}{14}$	0,368	0,342	0,311
	$CE_{Winterton} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cu}{40} + \frac{Ni}{20} + \frac{Cr}{10} - \frac{Mo}{50} - \frac{V}{10}$	0,353	0,348	0,252
	$CE_{Stout} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cu}{40} + \frac{Ni}{20} + \frac{Cu + Mo}{10}$	0,353	0,348	0,277
	$CE_{Coltrel} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr}{5} + \frac{Mo}{5} + \frac{V}{3} + \frac{Nb}{4C} + \frac{0,0001}{S}$	0,362	0,406	0,632
B	$CE_{DNV} = C + \frac{Si}{24} + \frac{Mn}{10} + \frac{Cu + Ni}{40} + \frac{Cr}{5} + \frac{Mo}{4} + \frac{V}{14}$	0,323	0,253	0,235
	$P_n = C + \frac{Si}{20} + \frac{Mn}{10} + \frac{4P}{3} + \frac{Cu}{20} + \frac{Cr}{30} + \frac{Mo}{20}$	0,344	0,26	0,194
C	$P_{CM} = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn}{20} + \frac{Cu}{20} + \frac{Ni}{60} + \frac{Cr}{20} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5B$	0,285	0,184	0,135
	$CE_{HSLA} = C + \frac{Mn}{16} + \frac{Ni}{50} + \frac{Cr}{23} + \frac{Mo}{7} + \frac{Nb}{5} + \frac{V}{9}$	0,283	0,176	0,155
	$CE_{PLS} = C + \frac{Si}{25} + \frac{Mn}{16} + \frac{Cu}{16} + \frac{Ni}{60} + \frac{Cr}{20} + \frac{Mo}{40} + \frac{V}{15}$	0,297	0,206	0,142

Grupo	Equação	Valor de CE		
		Aço A*	Aço B*	Aço C*
D	$CEN = C + A(C) \left(\frac{Si}{24} + \frac{Mn}{6} + \frac{Cu}{15} + \frac{Ni}{60} + \frac{Cr + Mo + Nb + V}{5} + 5B \right)$ onde $A(C) = 0,75 + 0,25 \tanh [20(C - 0,12)]$	0,368	0,261	0,192
*Aço	C Si Mn P S Cr Mo Ni B Cu Nb V			
A - Estrutural (YP350)	0,247 0,35 0,68 0,014 0,012 - - - - - - -			
B - Offshore (YS350)	0,09 0,17 0,17 0,005 0,002 - - 0,27 - 0,25 0,01 -			
C - Duto (API X65)	0,05 0,25 0,25 0,005 0,001 - 0,21 0,32 - - 0,05 -			

Fonte: Minicurso de Metalurgia da Soldagem - Stephen Liu - Rio Welding 2014.

A têmpera, evidenciada nas aplicações de campo pela medição de valores elevados de dureza, acarreta inconvenientes como a fragilidade intrínseca da martensita quando associada com teores elevados de hidrogênio, e altas tensões residuais podem levar à trinca a frio. Além disso, a variação de dureza no local da solda atua como entalhe metalúrgico, diminuindo a resistência à fadiga da peça.

Importante!

Para avaliar a temperabilidade, pode ser estimada uma taxa de resfriamento crítica (TRC):

$$TRC \left(\frac{^{\circ}F}{s} \right) = \frac{6.598}{CE_{IIW} - 0.3074} - 16.26$$

(2)

Essa variação de microestrutura é facilmente observada nas soldas de campo pela medição da dureza. Os métodos de dureza Poldi e rebote não são mais aceitos pela N-133 (2017), que tem um anexo de medição de dureza. Essa restrição advém de a área de análise ser maior do que o tamanho da ZAC e, por isso, a dureza do metal de base estaria “mascarando” o resultado dessa dureza. Somente o método de campo de impedância ultrassônica (UCI) é permitido pela sua melhor confiabilidade. Durezas acima de 300 HV devem ser avaliadas com cuidado, e a condição de aplicação deve ser considerada.

4.4.4 Ligas endurecidas por Solução Sólida

Consideraremos como ligas endurecidas por solução sólida apenas aquelas que não apresentam encruamento e que, quando submetidas ao ciclo térmico de soldagem, não apresentam endurecimento adicional por mudança de fase, ou seja, não há mudança alotrópica de fase durante o ciclo térmico e nem precipitações significativas com intuito de aumentar a resistência mecânica. Pode ser o caso do cobre e algumas ligas de cobre, como os latões (Cu – Zn), alguns aços inoxidáveis ferríticos (Fe-C-Cr), alguns aços austeníticos (Fe- C-Cr-Ni), ligas de níquel e alumínio recozido.

O grande problema dessas ligas é o crescimento de grão, que, em alguns casos, pode reduzir a tenacidade e resistência final da junta, exceto nos materiais de microestrutura austenítica (CFC).

4.4.5 Ligas endurecidas por Encruamento

Estas ligas são fornecidas encruadas a frio com objetivo de elevar a resistência mecânica final pelo aumento do número de discordâncias geradas pela deformação. Entretanto, após o efeito do ciclo térmico, os grãos afetados pelo calor apresentarão forma equiaxial em virtude da recristalização, bem como a recuperação, e a junta apresentará na ZAC regiões com menor resistência mecânica.



Clique nos textos em destaque.

LIGAS ENDURECIDAS
POR ENCRUAMENTO

LIGAS DE
ALUMÍNIO

LIGAS DE ALUMÍNIO
ENCNUADAS

O aço carbono encruado por sua vez apresenta duas regiões distintas de recristalização por apresentar mudança de fase. A primeira ocorre acima de Ac1 (completada acima de Ac3 com a transformação austenita). A segunda recristalização se dá abaixo de Ac1 apenas pelo efeito térmico no material encruado e é devida à recristalização da ferrita encruada (ferro alfa), conforme a Figura 4.26.

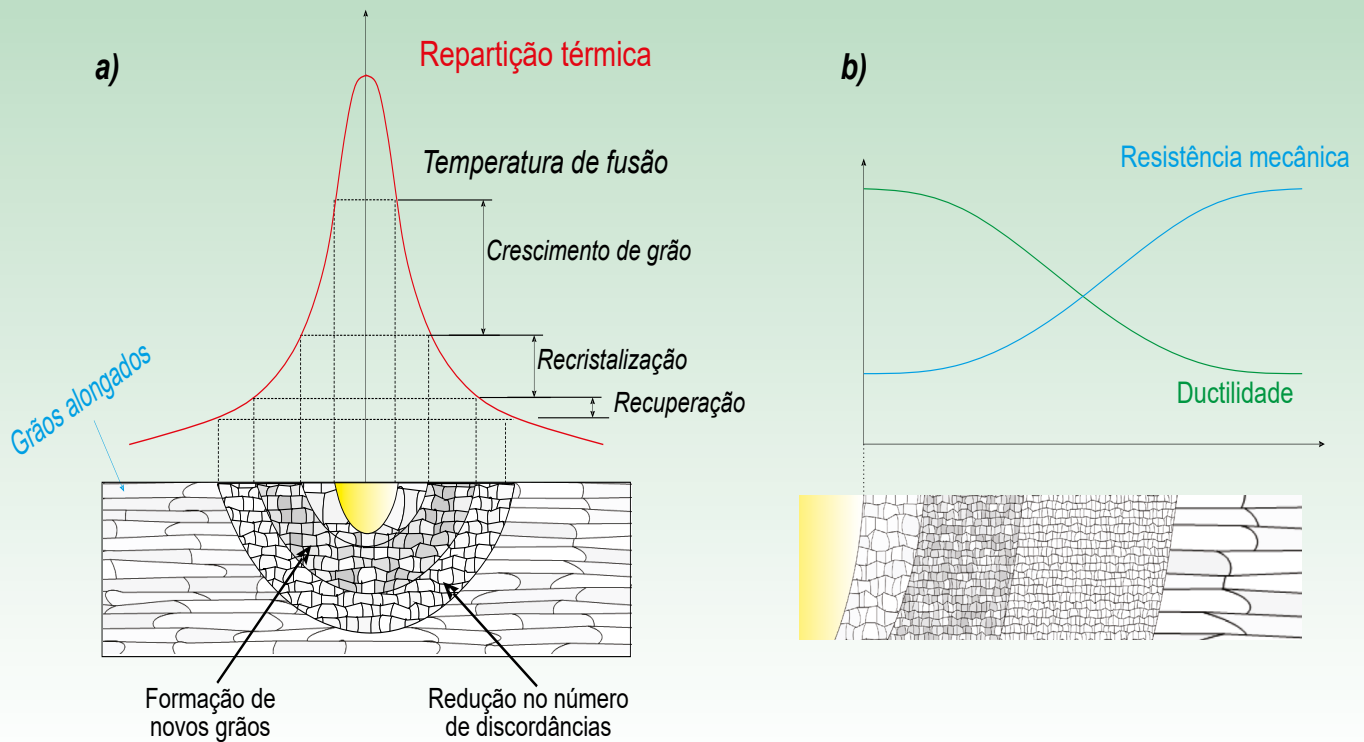


Figura 4.26 - Repartição térmica dos materiais encruado e influência da resistência de ductilidade. Fonte: adaptado das aulas de metalurgia da soldagem do Giovani Dalpiaz no curso de Especialização em engenharia de soldagem 2018 da UP.

Este grupo compreende as ligas de alumínio não tratadas termicamente, como a liga Al-Mg e alguns aços laminados a frio ou demasiadamente encruados por calandragem.

Os aços podem ainda apresentar na soldagem um tipo de envelhecimento acompanhado de deformação (encruamento) que desloca a temperatura de transição dútil-frágil para a direita, fragilizando o material. A fragilização na resistência ao impacto se dá em virtude da migração de átomos solutos como o nitrogênio (livre) para as discordâncias (maior energia de distorção), travando-as, quando eles são aquecidos de 200 °C a 400 °C (máximo).

4.4.5.1 Micrografia

A zona afetada pelo calor apresenta duas regiões de granulação grosseira, fazendo que a microestrutura bainítica, obtida para os aços de mais alta resistência, seja perdida. A mais distante da zona fundida corresponde ao crescimento de grão, que ocorre em temperatura superior à de recristalização. **Se o aço ou a liga metálica não tiver ponto de transformação, existirá uma região superaquecida única e mais extensa, Figura 4.27.**

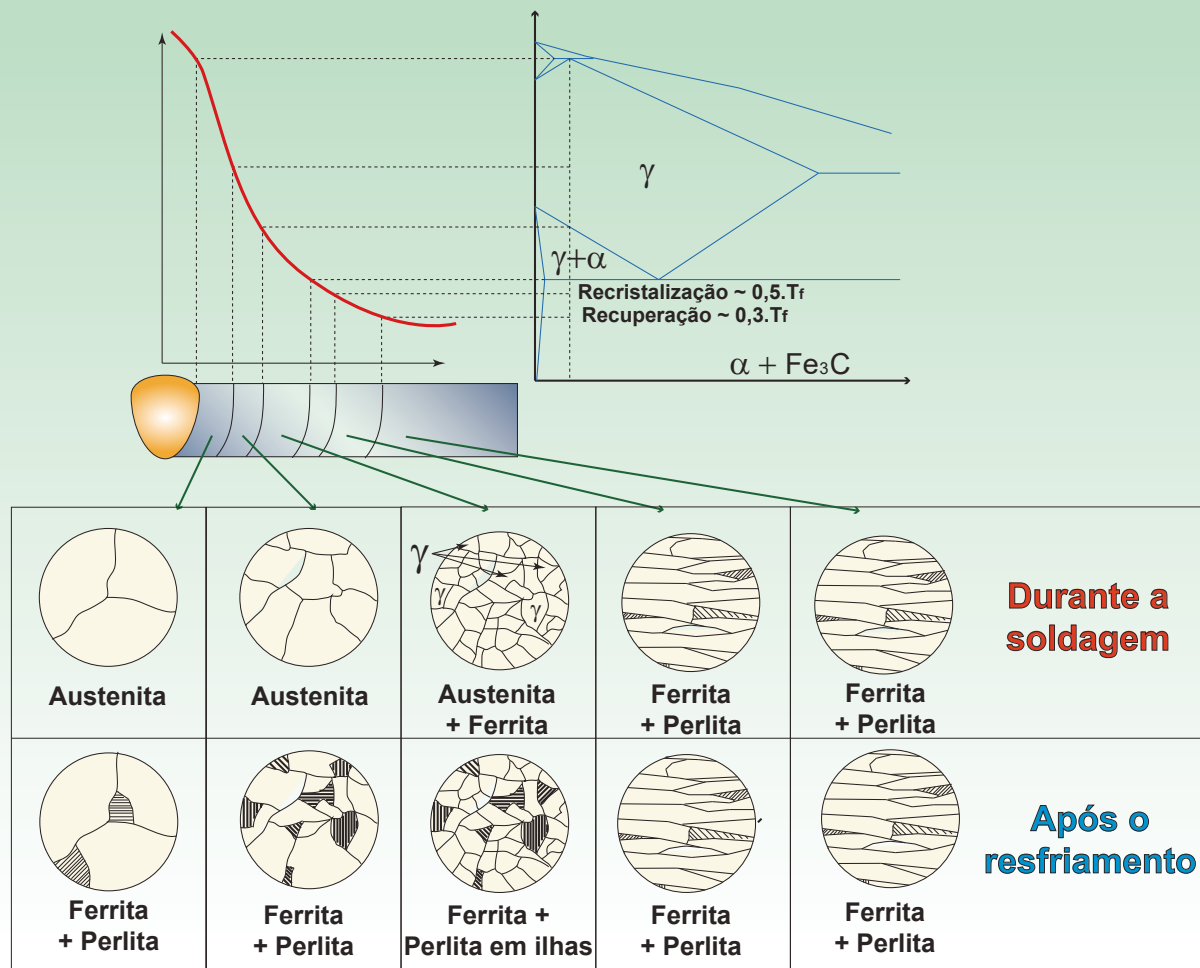


Figura 4.27 - Zona afetada pelo calor de um aço encruado. Fonte: OS AUTORES, 2019.

4.4.5.2 Propriedades mecânicas

A recristalização e o superaquecimento diminuem a resistência mecânica e tenacidade do metal encruado. Se as regiões correspondentes da zona afetada pelo calor forem estreitas, a resistência mecânica global da peça não será afetada, graças ao efeito de consolidação, de forma semelhante aos aços encruados.

A extensão da zona recristalizada depende da forma da curva de repartição térmica, da temperatura de recristalização e do grau de encruamento. Esse último fator, quando próximo do encruamento crítico, pode resultar em granulação excessivamente grosseira.

O metal deformado plasticamente pode sofrer o envelhecimento e consequente fragilização, quando aquecido na faixa de 250 a 500 °C. Isso pode ocorrer em regiões encruadas próximas à solda, como por exemplo em furos, rasgos e nervuras feitos por estampagem e, sobretudo, os perfis fabricados a frio. A situação é particularmente grave quando nessas regiões existem entalhes ou cantos vivos.

4.4.6 Ligas Endurecidas por Precipitação

Estas ligas apresentam precipitação distribuída na matriz com objetivo de aumentar a resistência mecânica e a dureza.

Estas ligas apresentam, na região adjacente à ZAC, uma região onde os precipitados foram totalmente ou parcialmente dissolvidos pela exposição a altas temperaturas acima da linha solvus (solubilidade), permanecendo em solução sólida em virtude do rápido resfriamento imposto pelo ciclo térmico de soldagem, como num tratamento térmico de solubilização, Figura 4.28. Logo, não há tempo suficiente para a difusão dos átomos ou, em outras palavras, para que os átomos precipitem.

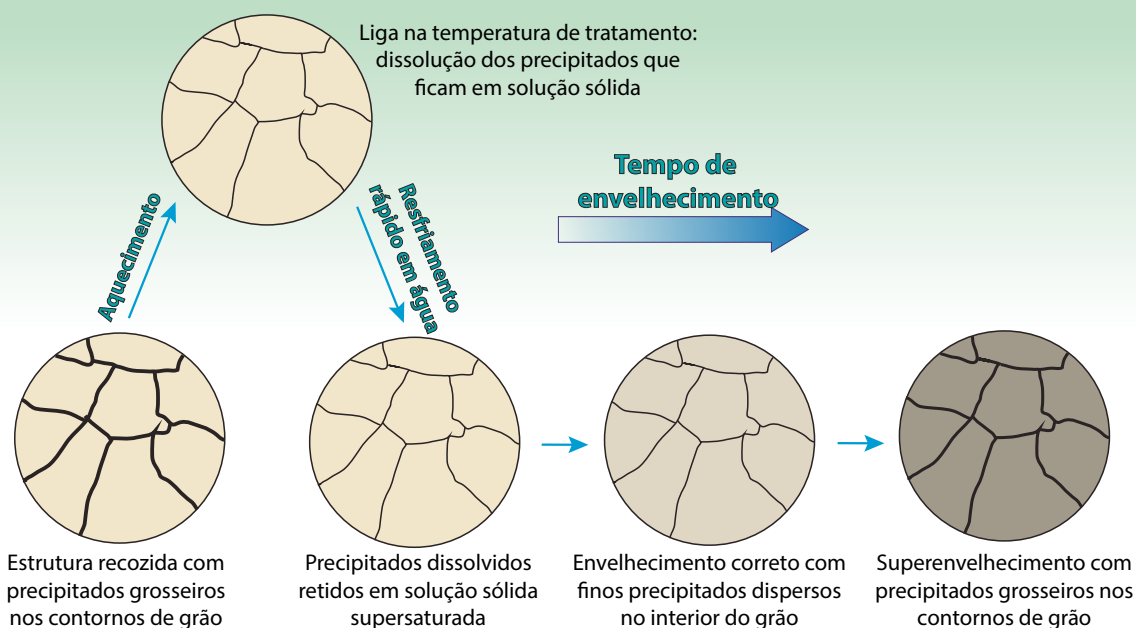


Figura 4.28 – Diferenças na microestrutura de uma liga aquecida acima da linha de solubilidade resfriada lentamente e resfriada bruscamente seguida por permanência em temperatura de envelhecimento. Fonte: os autores

Mais distante da zona de fusão, o material experimenta temperaturas abaixo da linha de solubilidade, na região bifásica, havendo o superenvelhecimento dos precipitados, cuja região pode ser observada na Figura 4.29. No superaquecimento há coalescimento dos precipitados (aumento de tamanho) e redução da quantidade de precipitados distribuídos na matriz. **Nessas ligas, da mesma forma que as ligas encruadas, há redução localizada nas propriedades mecânicas.**

Atenção

Algumas técnicas podem ser utilizadas após a soldagem para restaurar a resistência, mas sempre apresentam alto custo e nem sempre são viáveis (solubilização seguida de envelhecimento do conjunto soldado ou apenas o envelhecimento da junta ou a soldagem do material de base solubilizado, mas estas últimas não alteram a região superenvelhecida).

Esses materiais devem ser soldados com pequeno aporte de calor para que a região com reduzida resistência mecânica atinja a menor área possível. Algumas ligas de alumínio, como a liga da série Al-Mg-Zn, endurecem à temperatura ambiente, permitindo a recuperação da resistência ou dureza pelo menos na região mais próxima à zona fundida, na região solubilizada.

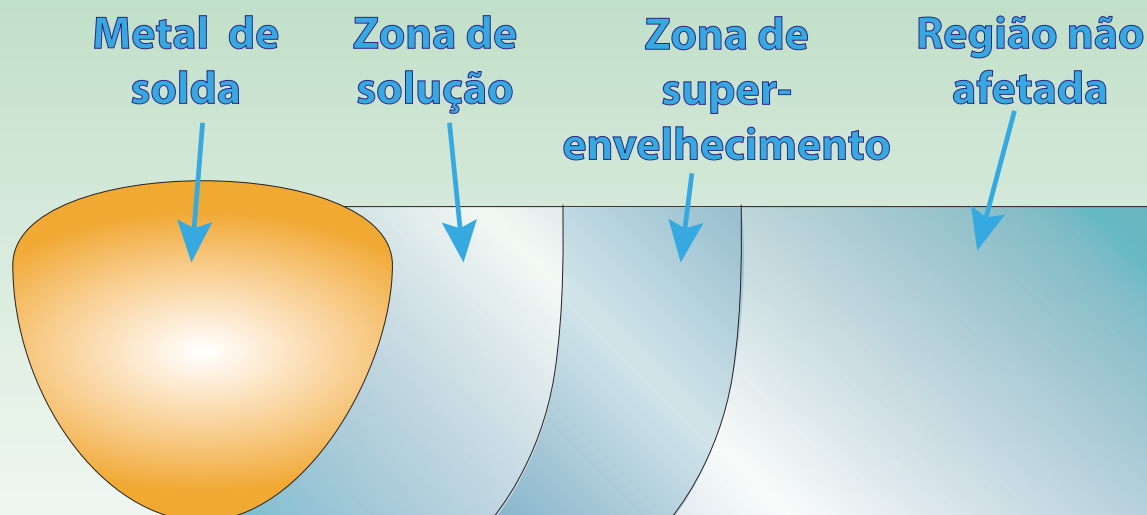


Figura 4.29 – Representação das regiões da ZAC em uma junta soldada. Fonte: OS AUTORES, 2019.

4.4.7 Soldagem de metais e ligas não transformáveis

Os metais e ligas sem ponto de transformação estão sujeitos ao crescimento irreversível dos grãos.

4.4.7.1 Micrografia

A zona afetada pelo calor caracteriza-se pela granulação grosseira, que se estende à zona fundida através da epitaxia e do crescimento competitivo dos grãos. No caso particular do aço inoxidável austenítico AISI 304 (18%Cr-10%Ni), ainda ocorre a precipitação de carboneto de cromo na faixa correspondente às temperaturas entre 420 e 870°C tornando o aço sensível à corrosão intergranular, conforme Figura 4.30.

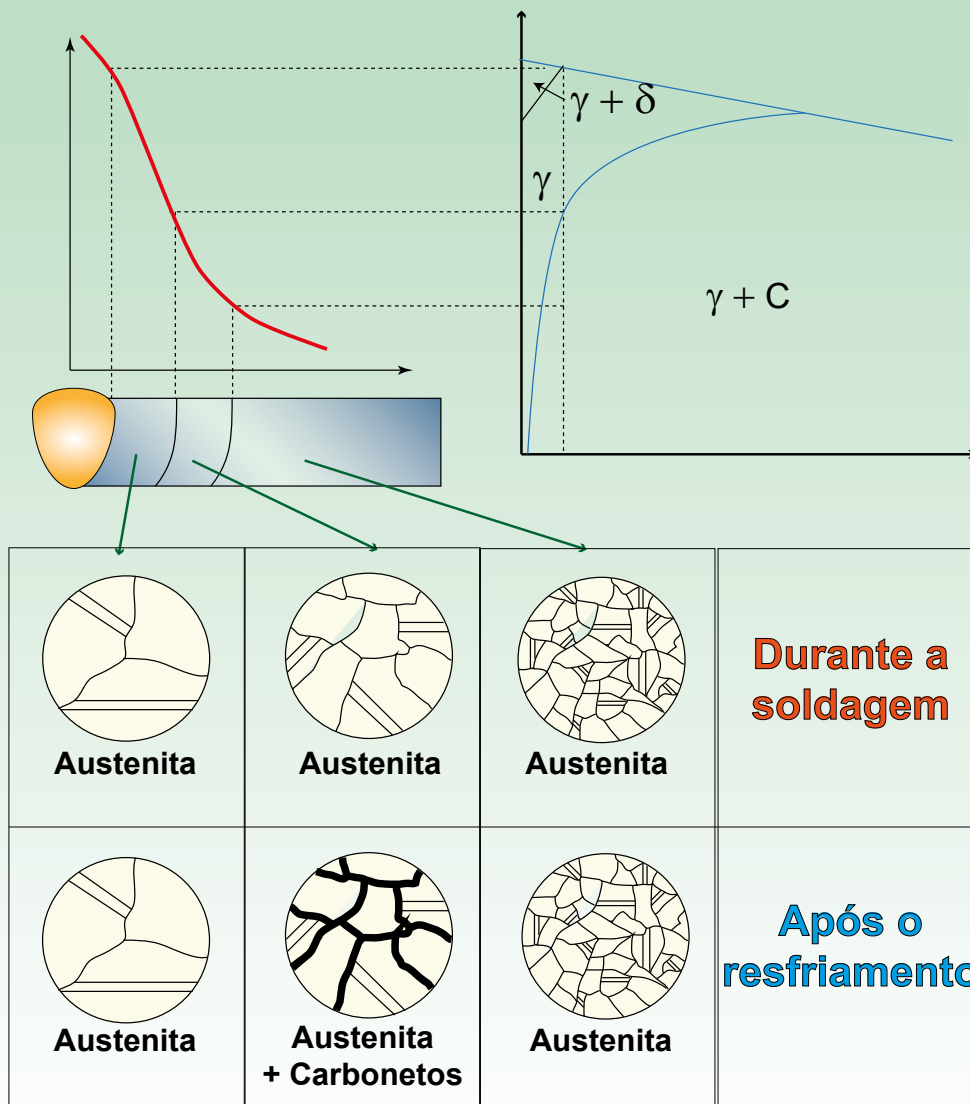


Figura 4.30 - Zona afetada pelo calor de uma liga metálica não transformável, aço inoxidável austenítico 304.
Fonte: OS AUTORES, 2019.

4.4.7.2 Propriedades mecânicas

A ausência de transformação impede a regeneração estrutural, quer por meio de tratamento térmico, quer pela soldagem multipasse. A estrutura grosseira e orientada aumenta consideravelmente a fragilidade dos metais de estrutura cúbica de corpo centrado.

A estrutura cúbica de face centrada, em função da sua maior possibilidade de deformação, apresenta ductilidade suficiente mesmo com o crescimento dos grãos. É o caso, por exemplo, dos aços inoxidáveis austeníticos, cuja soldabilidade é satisfatória.

4.4.8 Soldagem dos metais termomecanicamente processados

Os metais termicamente processados são àqueles que sofrem um encruamento seguidos de um resfriamento acelerado com o intuito de diminuir o tamanho do grão ferrítico, cerca de até 5 microns. A precipitação de partículas induzidas por deformação, nos intervalos entre passes durante o processamento termomecânico, inibe ou mesmo suprime a recrystalização estática da austenita. Na fabricação para que as propriedades mecânicas de resistência e tenacidade fossem atingidas, na zona afetada pelo calor da solda, são submetidos à recrystalização e ao crescimento de grão, Figura 4.31. **Essas transformações podem estar associadas à modificação alotrópica, como no caso dos aços.**

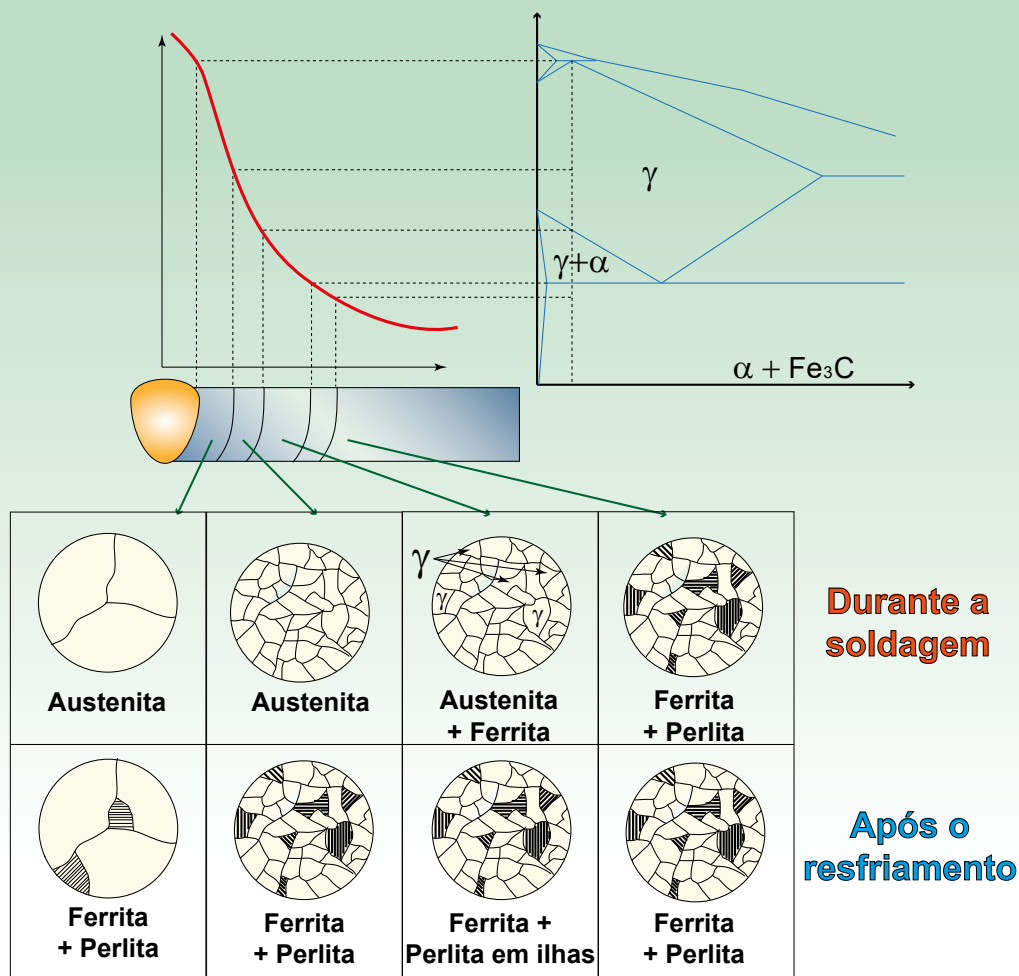
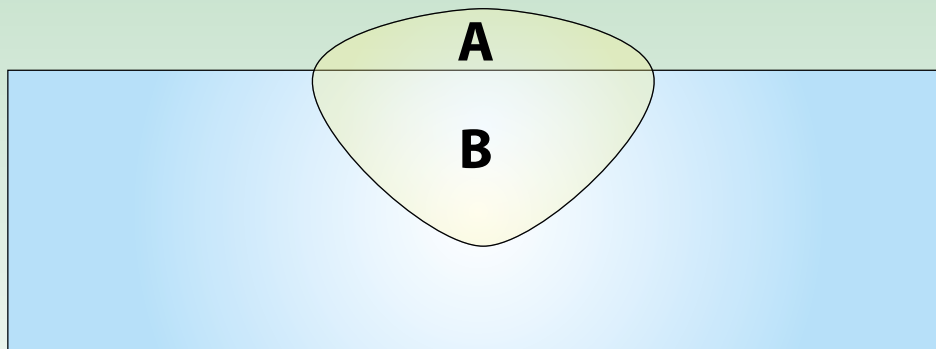


Figura 4.31 - Zona afetada pelo calor de uma liga termomecanicamente processada. Fonte: OS AUTORES, 2019.

4.5 DILUIÇÃO

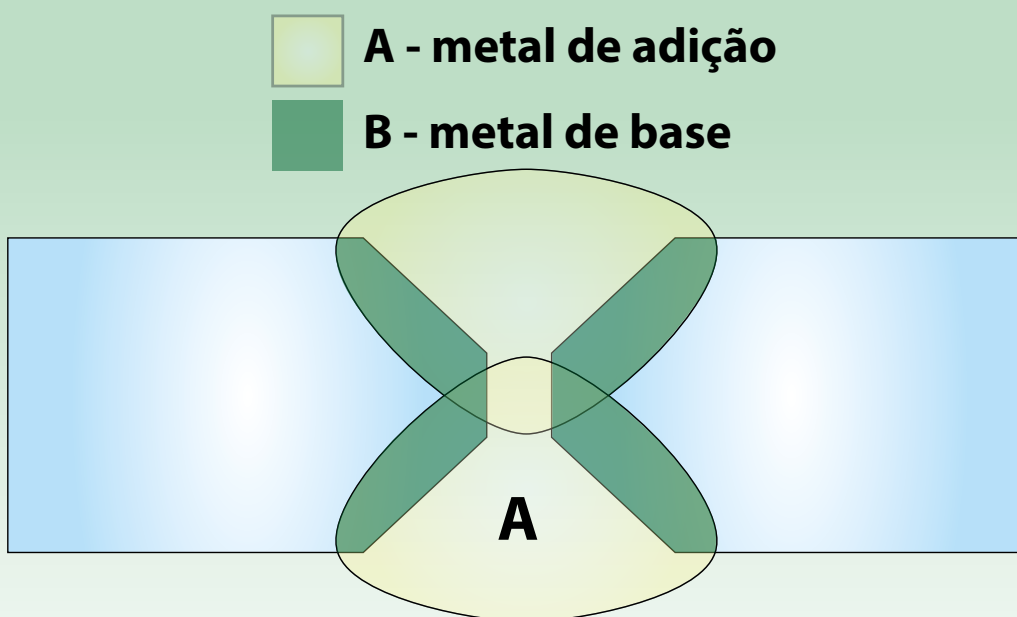
A zona fundida está diretamente associada à diluição. Entende-se como diluição a participação do metal de base na constituição da zona fundida, ou seja, metal de adição mais o metal de base fundido pela operação de soldagem em uma solda bead on plate, Figura 4.32 e em uma solda de topo com chanfro e duplo V, Figura 4.33.

Cálculo da diluição do metal base na área da seção transversal do cordão de solda



$$\text{diluição (\%)} = \frac{B}{B + A} \cdot 100$$

Figura 4.32 – Cálculo de diluição N-1438. Fonte: Nortec N-1438



$$\text{diluição (\%)} = \frac{B}{B + A} \cdot 100$$

Figura 4.33 – Determinação da diluição em uma solda com chanfro X. Fonte: OS AUTORES, 2019.

A diluição por sua vez é função do processo de soldagem empregado . Por exemplo, com eletrodo revestido, a diluição é da ordem de 30%, enquanto, na soldagem a arco submerso, pode atingir 60% ou uma soldagem autógena, sem metal de adição, 100%. Além disso, é influenciada pela polaridade do processo.

 Clique nos textos em destaque.

SOLDAGEM DE METAIS
DISSIMILARES

SOLDAGEM DE
REVESTIMENTO

SOLDAGEM DA RAIZ

5. TENSÕES RESIDUAIS ORIUNDAS DA SOLIDIFICAÇÃO

5. TENSÕES RESIDUAIS ORIUNDAS DA SOLIDIFICAÇÃO

Nos processos de fabricação, construção & montagem e manutenção de estruturas, vasos de pressão, tubulações e plataformas utilizam-se, amplamente, os processos de soldagem a arco.

Para conhecer esses processos, clique no ícone e entenda as consequências que podem ser geradas.



Um aspecto importante, é a falta de integração entre os engenheiros projetistas, de fabricação, construção e montagem, inspeção e manutenção dos equipamentos e estruturas com os engenheiros específicos de soldagem. Em uma primeira etapa, os materiais são considerados como livres de tensões, homogêneos e, em uma fase posterior, é necessário que sejam previstas as heterogeneidades, características específicas de cada material e os efeitos térmicos nessas características.

Esta falta de integração, comunicação ou interação entre as partes resulta, muitas vezes, em retrabalho, atraso e custos não contabilizados.

Além disso, como consequências dos processos de soldagem, se destacam a instabilidade dimensional e as deformações. Desta forma, tornam-se necessários procedimentos de correção, com um custo associado, que incluem tanto métodos mecânicos como também métodos térmicos antes, durante e após a montagem. E, ainda, sem considerar a característica de cada material, que interfere diretamente na sua soldabilidade e nas suas propriedades mecânicas e metalúrgicas.

Uma vez que os parâmetros, como aporte térmico, velocidade, direção e sequenciamento de soldagem, restrições estruturais de projeto e provisórias, condições de projeto de junta, controlam a nível final de distorção, a utilização de métodos que prevejam esses efeitos se mostram com grande valia na otimização do processo.

A previsão de distorções, durante muito tempo, foi efetuada de modo empírico. A simulação numérica de soldagem teve seu início em 1980, época que a modelagem era limitada pela capacidade dos recursos computacionais da época, forçando os pesquisadores a reduzir o custo computacional através de muitas simplificações e premissas. Ao longo dos anos 1980, 1990 e 2000, com o desenvolvimento dos recursos computacionais, modelos de solda multipasse, modelos de condução de calor e fonte térmica puderam ser implementados, além de modelagens, configurações e geometrias cada vez mais complexas.

A aplicação de Simulação Computacional de Soldagem (CWM – *Computational Weld Mechanics*) tem se mostrado como uma técnica que tem por objetivo integrar o projeto mecânico ao projeto de fabricação e suas disciplinas correlatas.

Atualmente, o estado da arte na simulação de soldagem considera ainda as tensões residuais como um aspecto de importância. Com isso, há o direcionamento para o modelamento de transformações de estado sólido em ligas especiais através do método dos elementos finitos, eventualmente auxiliado pela utilização de recursos e métodos de otimização avançados com a integração de diversas ferramentas de simulação. Esta vanguarda torna mais fácil e funcional a integração entre os engenheiros projetistas e os engenheiros de soldagem (fabricação, montagem e manutenção) durante a vida em operação dos componentes soldados, Figura 5.1.

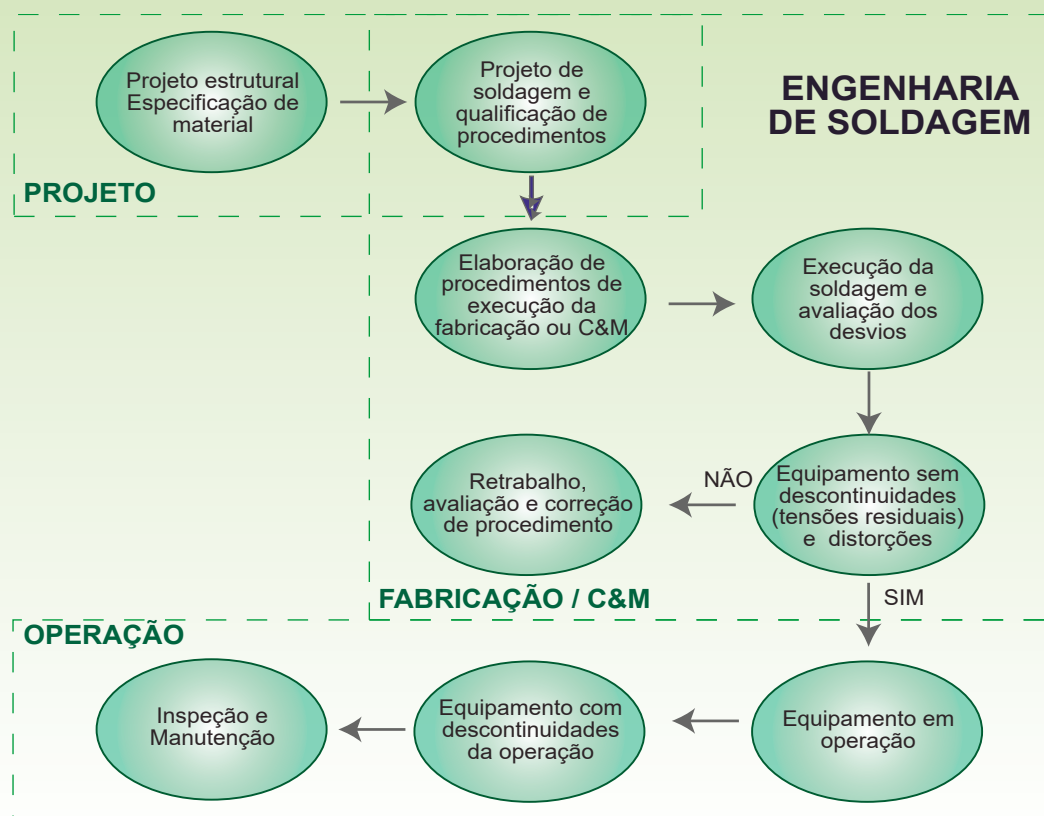


Figura 5.1 – Falta de Integração no Projeto de Equipamentos Soldados. Fonte: Os autores, 2019.

Decorrente do aquecimento localizado e pontual, que ocorre na soldagem, a contração do metal de solda, com a diminuição da temperatura, gera tensões residuais e deformações de soldagem.



Saiba Mais

Maiores informações podem ser obtidas consultando:

<https://www.imetllc.com/training-article/residual-stress/>

<https://www.twi-global.com/technical-knowledge/faqs/residual-stress>

https://www.researchgate.net/publication/303788758_Review_on_Welding_Residual_Stress

<https://www.sciencedirect.com/topics/chemistry/residual-stress>

<https://www.youtube.com/watch?v=eF7zyL9vIEc&t=14s>

<https://www.youtube.com/watch?v=4qyNZW6OHK0>

[Estudo das tensões residuais](#) acessados em 8 de julho de 21.

As tensões residuais são tensões internas, auto equilibradas, sempre presente após o término da soldagem e podem gerar falhas estruturais nos componentes.

As fontes de tensões residuais em soldagem são:

- a. Contração no resfriamento de regiões aquecidas e plastificadas em diferentes temperaturas durante a operação de soldagem ("*Shrinkage residual stresses*").
- b. Resfriamento superficial mais intenso ("*quenching residual stresses*").
- c. Transformação de fase ("*transformation residual stresses*").

Uma abordagem tradicional, de muito fácil compreensão para explicar o efeito da tensão residual de contração, é o modelo de aquecimento localizado de uma barra.

Quando uma barra metálica é aquecida localmente livremente sem restrições, esse aquecimento localizado, representado, nesse exemplo, por uma resistência elétrica na Figura 5.2, faz com que a barra se dilate e contraia livremente, sem gerar nenhuma tensão.

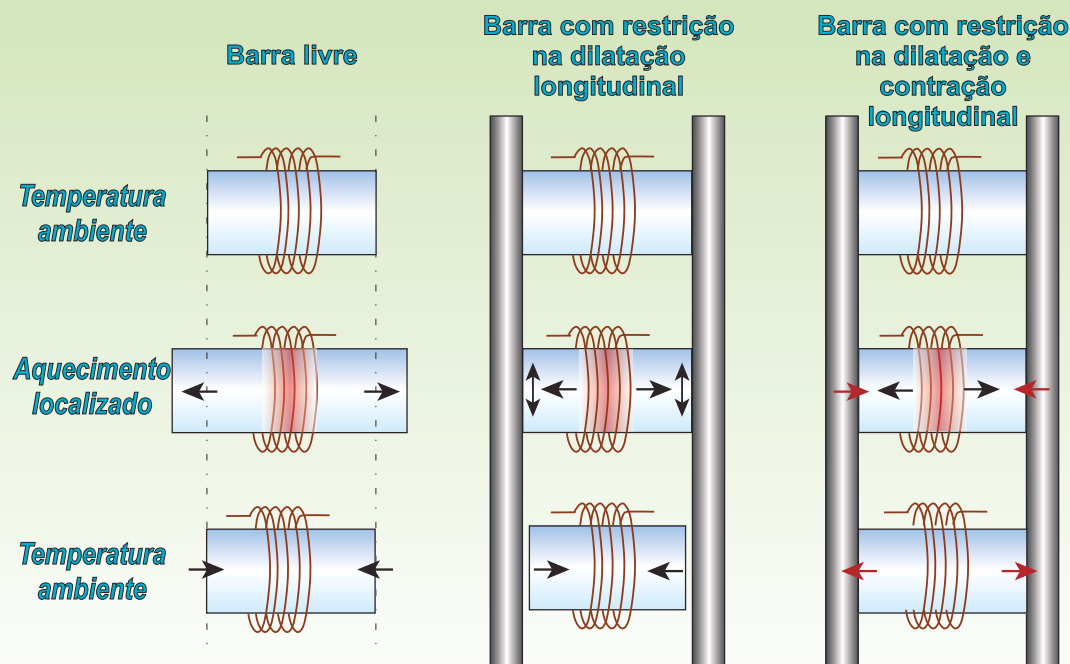


Figura 5.2- Barras aquecidas que auxiliam na explicação da tensão oriunda da soldagem. Fonte: Os autores, 2018.

Na segunda situação, em função da restrição a dilatação longitudinal, a explicação de [Modenesi, Marques e Santos](#) em sua apostila, facilitará o entendimento.

O aquecimento localizado na barra, fará com que apareçam tensões elásticas em função da restrição imposta que impede a barra de se dilatar conforme a equação:

$$\frac{\sigma_{centro_{aquecida}}}{E_{T_{elevada}}} = \alpha \Delta T + \frac{\sigma_{lateral_{fria}}}{E}$$

onde $E_{T_{elevada}}$ e E são os módulos de elasticidade em alta temperatura e temperatura ambiente respectivamente e $\sigma_{centro_{aquecida}}$ e $\sigma_{lateral_{fria}}$ são os valores de tensão no centro da barra na região aquecida e tensão na região lateral sem aquecimento. Assim, como a barra possui a mesma seção e a tensão na parte central é o dobro da tensão de cada lado, podemos reescrever a equação:

$$\sigma_{centro_{aquecida}} = \alpha \Delta T + \frac{2E}{1+2 \frac{E}{E_{T_{elevada}}}}$$

Quando $\sigma_{centro_{aquecida}}$ atingir o limite de escoamento, as tensões geradas começam a deformar plasticamente a barra, ou seja, de forma permanente. Como o aumento da temperatura provoca uma diminuição do limite de escoamento, o valor da tensão da barra no ponto aquecido vai diminuindo gradativamente e, conseqüentemente, a região central da barra sofre uma maior deformação plástica. Quando o aquecimento é interrompido, a barra se contrai e o seu comprimento fica menor do que o inicial.

Já o terceiro caso apresenta comportamento idêntico ao segundo até o final do aquecimento. Todavia, em função da restrição à contração imposta, no resfriamento as tensões de compressão são reduzidas e tornam-se nulas acima da temperatura ambiente pois, devido à sua deformação plástica, a região cen-

tral deveria apresentar um comprimento menor do que o original, como no segundo caso. Com a continuação do resfriamento, tensões de tração passam a atuar até que o limite de escoamento, agora sob condições de tração, seja atingido no ponto D. A partir desta temperatura, a parte central da barra passa a deformar plasticamente até atingir a temperatura ambiente.

Após concluído o resfriamento, a diferença de comprimento entre a situação dois e três será acomodada pelas deformações elásticas que gerarão tensões residuais. Na região central que foi aquecida, essas tensões serão trativas e de valor próximo ao do limite de escoamento do material. Na região não aquecida, para se manter o equilíbrio de forças, existirão tensões de compressão de valor igual à metade da tensão na região central, mostrada Figura 5.3.

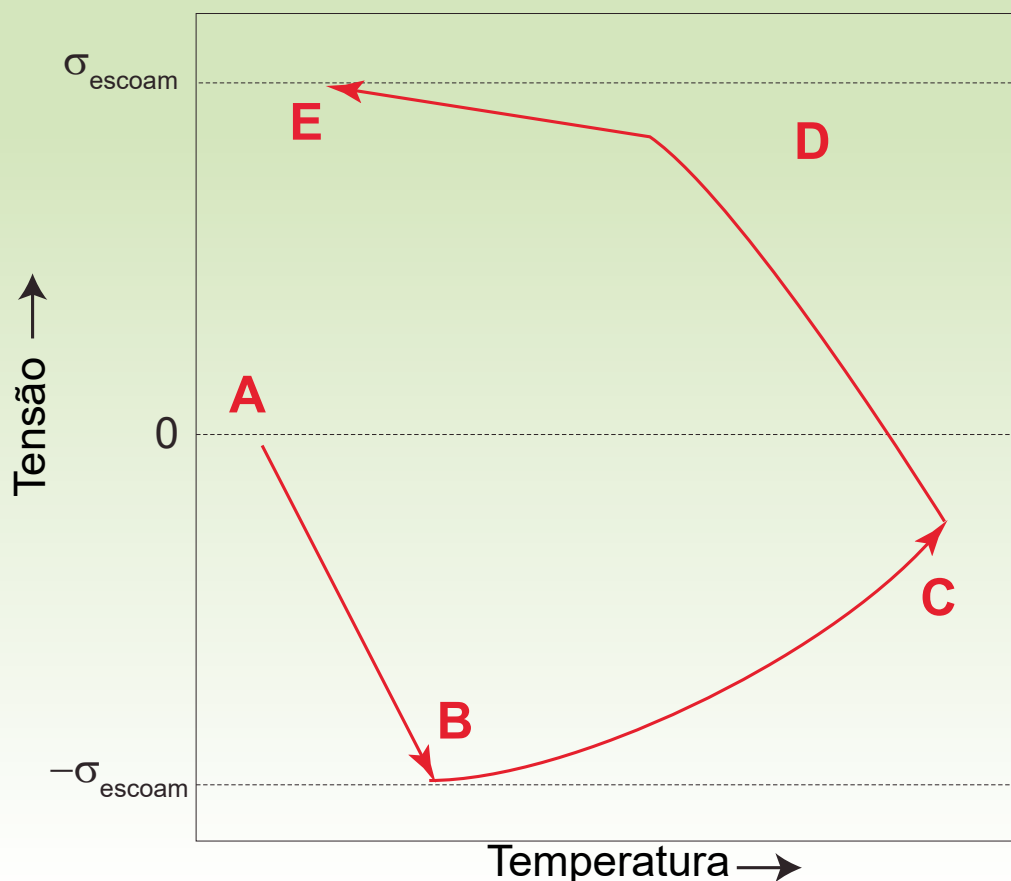


Figura 5.3 – Variação da tensão na barra do centro. Fonte: os autores, 2018

Atenção

Esse raciocínio é, evidentemente, simplificado. Não foi considerada a variação do módulo de elasticidade e do coeficiente de dilatação térmica com a temperatura, nem a variação do limite de escoamento com a temperatura foi considerada com a mesma configuração tanto à tração quanto à compressão. A fluência do material ("creep") também foi desprezada, Figura 5.4.

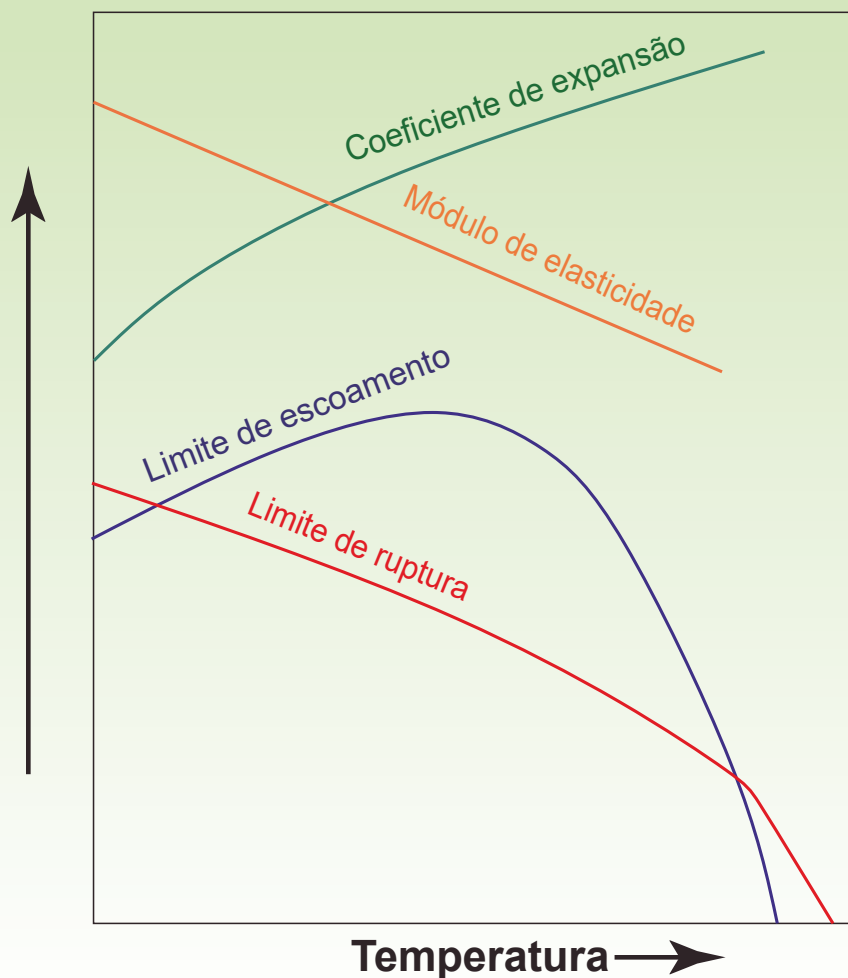


Figura 5.4– Variação das propriedades físicas e mecânicas do aço carbono com a temperatura.
 Fonte: adaptado de linertos autores, 2018.

5.1 Distribuição de tensão em função da temperatura

A Figura 5.5 representa o comportamento do metal de solda após o resfriamento e a criação de tensões residuais. Após o resfriamento, se o metal de solda, é impedido de se contrair pelo metal base surgem tensões residuais trativas, tanto na ZAC quanto no metal de solda. Dessa forma, toda a solda terá tensões residuais trativas nessa zona de interesse.

 Clique nos itens.

**Imediatamente
após a soldagem**

**Imediatamente após
o resfriamento se
a contração fosse
possível**

**Imediatamente após
o resfriamento com
a contração impedida**

Figura 5.5 – Formação de tensão residual durante a soldagem. Fonte: os autores, 2018

Considerando uma fonte de calor se deslocando a uma velocidade constante sobre uma chapa plana de aço, pode ser constatado, Figura 5.6:

 Clique nos números para conhecê-las.

1

2

3

4

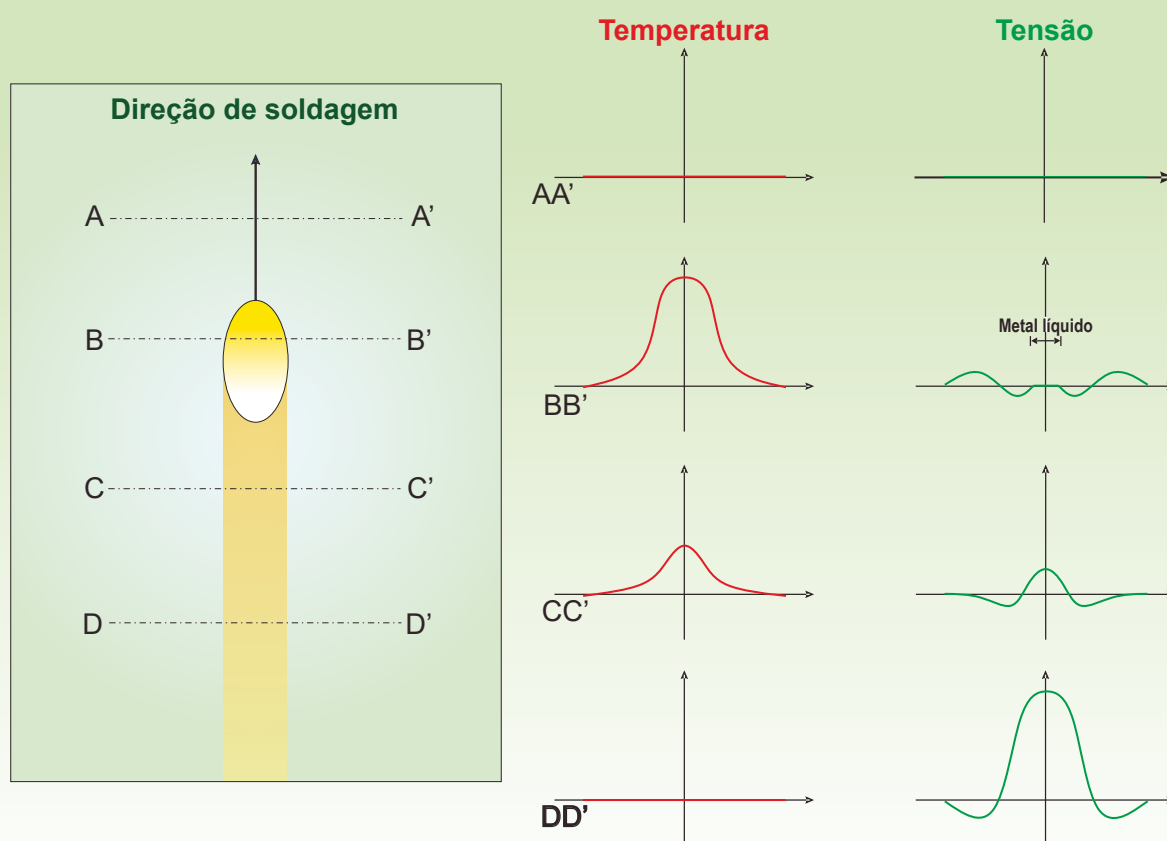


Figura 5.6 – Esquema de representação da temperatura e tensões residuais com a passagem da poça líquida.
Fonte: adaptado de Easterling

Essas tensões geradas em uma junta soldada podem ser longitudinais, transversais ou no sentido da espessura, conforme representado na Figura 5.7.

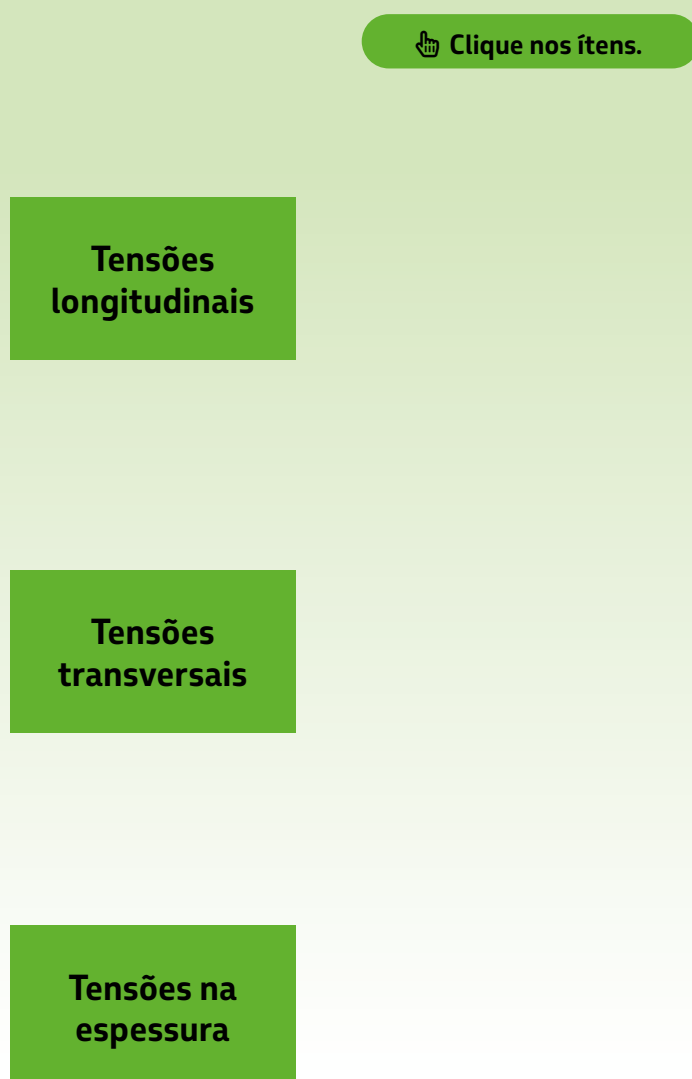


Figura 5.7 - Distribuição de tensões residuais longitudinais, transversais e ao longo da espessura de uma solda. Fonte: adaptado de linert

Conforme analogia, uma peça soldada se assemelha ao sistema de barras aquecidas. A repartição térmica mostra, Figura 5.8, que a zona aquecida acima de TZDP sofre deformações plásticas, analogamente à barra B, determinando o aparecimento das tensões residuais de contração. O nível de tensões depende do grau de restrição da estrutura, na direção considerada.

Na maioria dos casos, a restrição é total na direção longitudinal do cordão de solda. Verificações experimentais confirmam que nessa direção as tensões são muito próximas do limite de escoamento.

Não dispondo de rigidez suficiente, as peças se deformam tendendo a aliviar as tensões residuais. As deformações são proporcionais à extensão da zona plastificada, de forma ilustrativa representada por três vezes a largura do cordão.

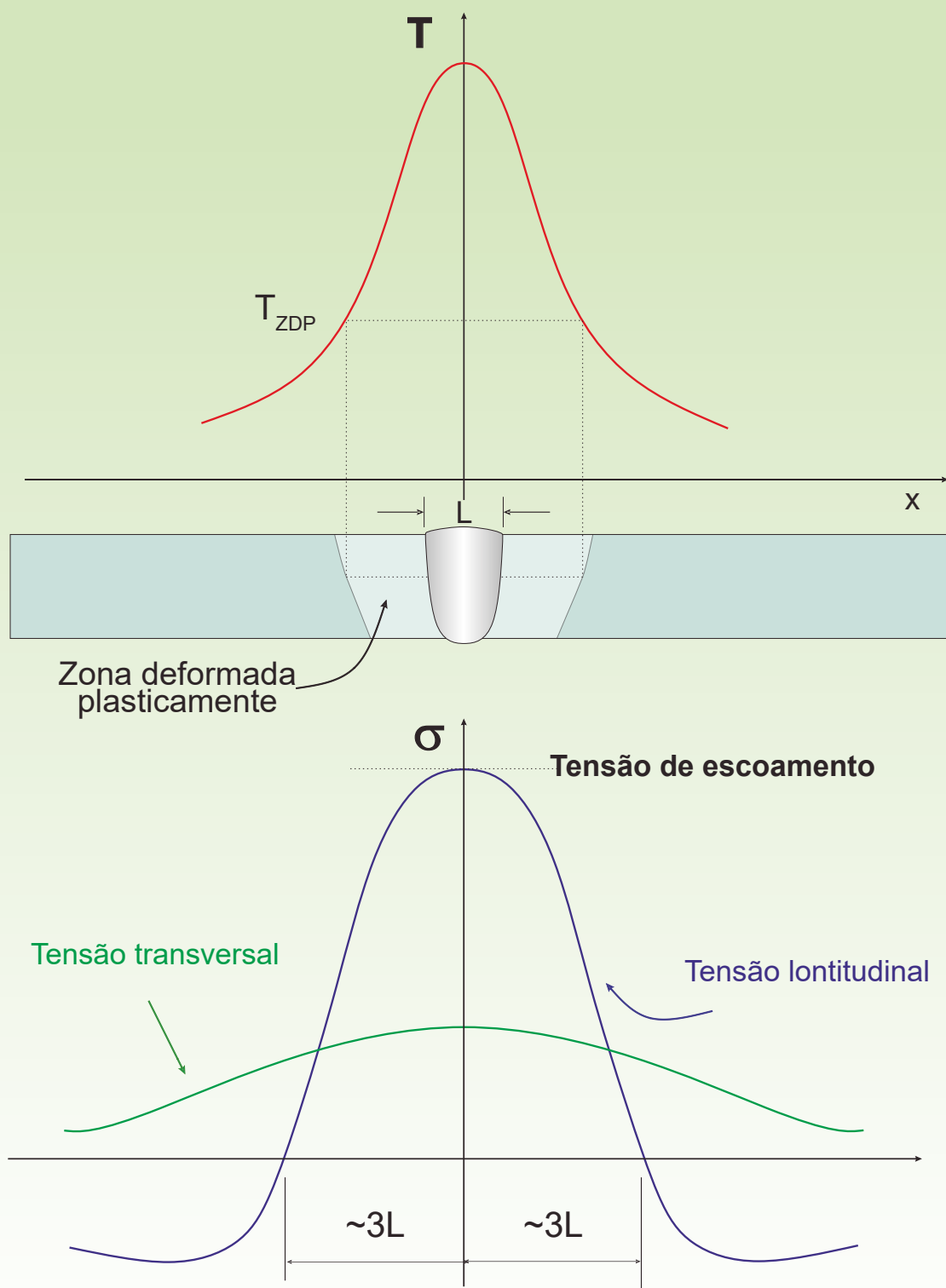


Figura 5.8 - Distribuição de tensões residuais longitudinais e transversais de uma solda entre peças livres.
 Fonte: adaptado de Macherauch e Wohlfart OS AUTORES, 2019

Efetivamente, as tensões residuais e deformações resultantes da soldagem aparecem em condições muito mais complexas que no modelo da barra aquecida. O movimento da fonte de calor, a variação do grau de restrição à medida que a solda é depositada e a soldagem em vários passes são os principais fatores eliminados pela simplificação. Entretanto, apesar de sua relativa simplicidade, a analogia permite conclusões úteis, tais como:

»

 Clique nos números para conhecê-las. .

1

2

3

4

5

5.1.1 Tensões Residuais devido ao Resfriamento Superficial e às Transformações de Fase

O resfriamento de uma junta soldada não é homogêneo ao longo da sua espessura. Decorrente disto, existem dois mecanismos que podem ser inseridos no processo de resfriamento superficial intenso que influenciam no estado final de tensões residuais como a ocorrência de transformações de fase e o resfriamento por têmpera. Ambos os processos ocorrem durante os processos de soldagem a arco, além do gradiente de temperatura ao longo da distância da fonte de calor, largura e comprimento, há aquele associado ao gradiente de temperatura ao longo da profundidade (espessura) que podem gerar tanto estados trativos como estados compressivos de tensões residuais.

Dependendo da geometria da peça, da intensidade do resfriamento, do tipo de material, do teor de contaminantes, o material fica sujeito tanto a tensões residuais como a possibilidade de distorções e de falhas.

Para entender como essas variáveis influenciam, clique no ícone e compreenda o processo.



Considerando, apenas para efeito de raciocínio, o resfriamento superficial mais rápido como única fonte de tensão residual atuante, obter-se-á uma distribuição de tensões residuais de compressão na superfície em equilíbrio com tensões residuais de tração na região interna ao cordão.

A Figura 5.9 ilustra o efeito do resfriamento superficial mais intenso no estabelecimento de tensões residuais transversais (σ_y) decorrentes de um aquecimento localizado – por meio de chama oxiacetilênica – numa chapa de aço carbono estrutura, e se aplica perfeitamente a soldagem a arco. Neste caso, como são resultados experimentais, as curvas correspondem à soma dos vários efeitos que produzem tensões residuais.

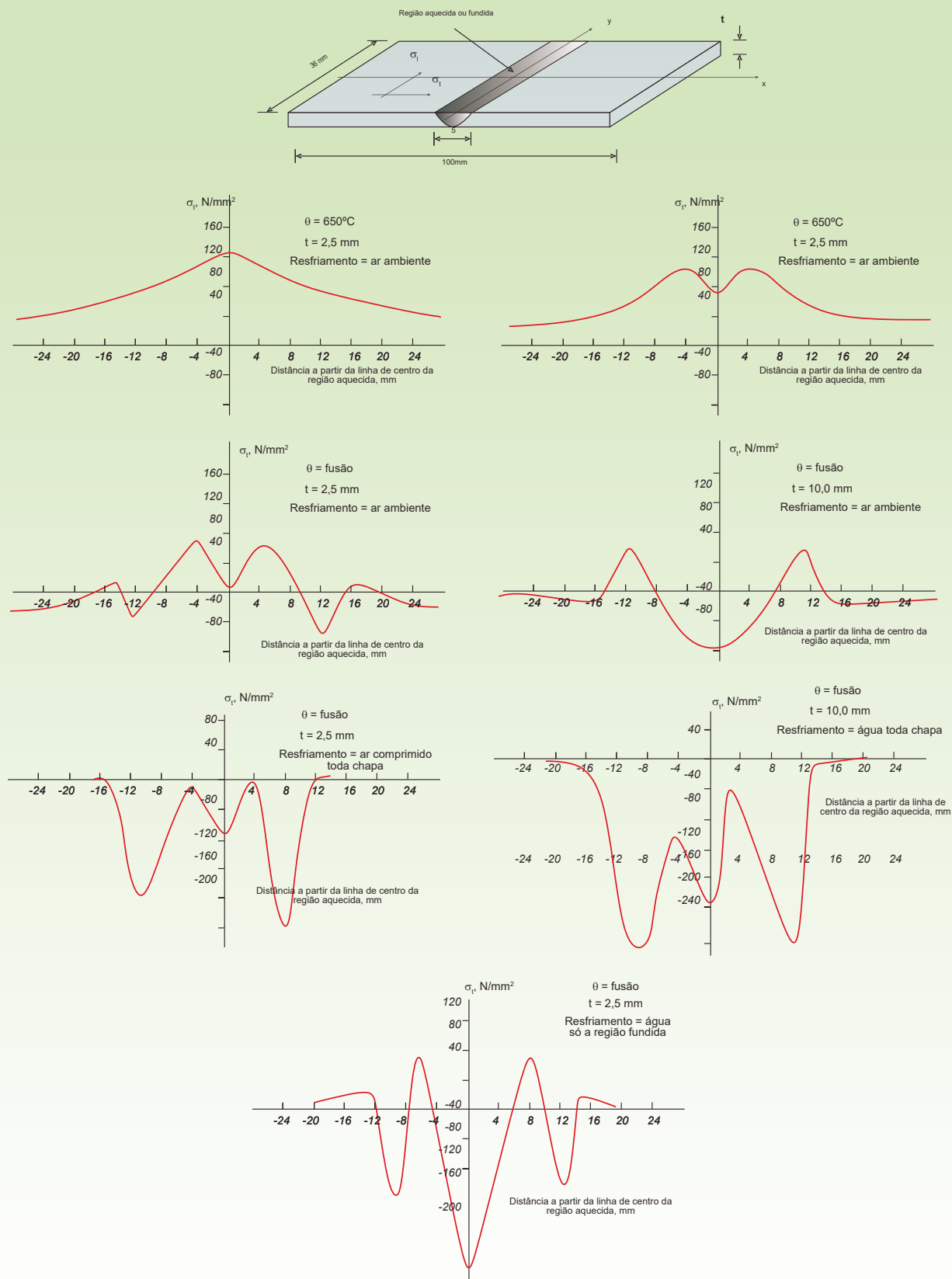


Figura 5.9 – Tensões residuais a partir do centro da solda em diversas condições de resfriamento e temperaturas iniciais para uma mesma chapa. Fonte: adaptado de Macherauch e Wohlfart

A transformação de fase da austenita para ferrita, bainita e, em especial, para martensita, ocorre com aumento de volume. Desta forma, numa junta soldada, o material da zona fundida (ZF) e da zona afetada pelo calor (ZAC) que sofrem transformação de fase tenderá a se expandir. Todavia, será impedido, pelo menos na direção longitudinal da solda, pela porção restante do material mais frio e não transformado. Explica-se, então, a geração de tensões residuais de compressão na região transformada e de tração na região não transformada.

Este efeito será mais acentuado quando a região transformada possuir uma área reduzida e quando a transformação de fases ocorrer em temperaturas relativamente baixas, isto é, quando na temperatura de transformação de fase o material já tiver um valor elevado de limite de escoamento.

No resfriamento superficial, quando não ocorre transformação de fase como nos aços inoxidáveis e ligas de Ni, as fases mais frias da peça possuem volume menor que as fases mais quentes, o resfriamento diferencial da superfície imprime uma restrição compressiva às porções mais internas do metal. Ao se resfriar, as porções mais internas acabam por ter sua contração restringida pelas porções externas criando um estado de tensões residuais trativo interno e compressivo, externo, conforme ilustrado na Figura 5.10.

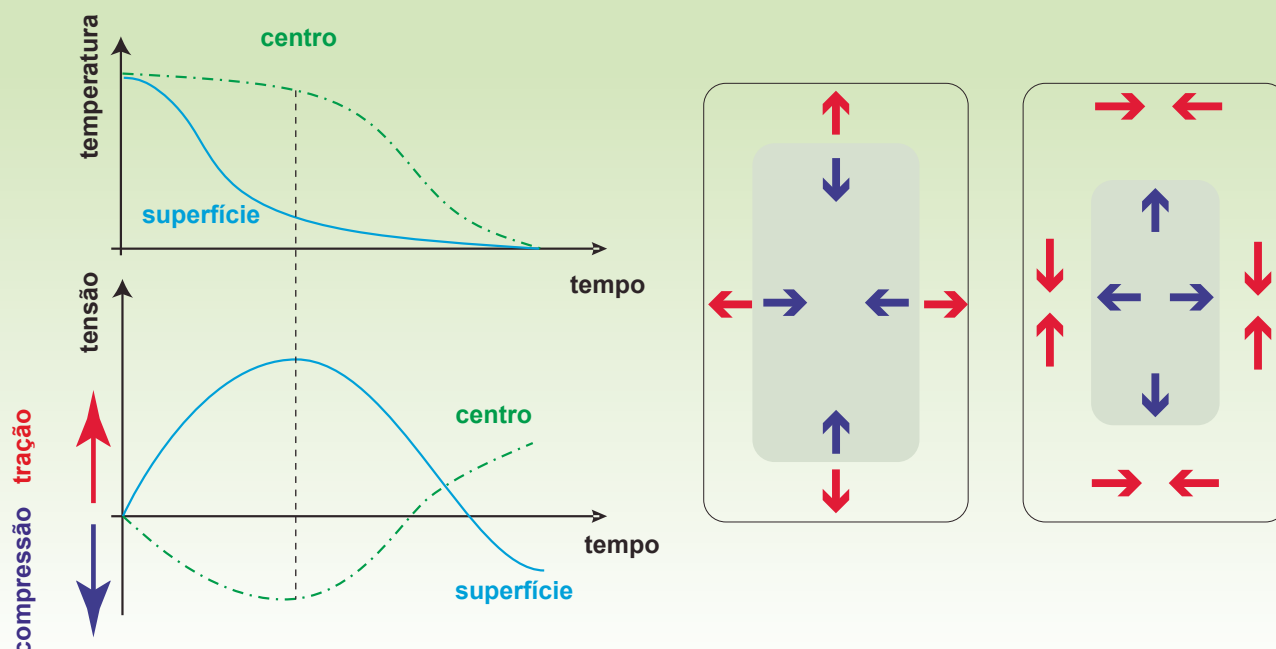


Figura 5.10 – Ilustrações das Tensões Residuais Compressivas na Superfície. Fonte: os autores, 2018.

No processo de têmpera, a peça, sujeita a alta temperatura, é submetida a um rápido resfriamento de forma que a sua superfície, no caso dos aços carbono, transforma-se de austenita para martensita antes das porções mais internas. A martensita, devido a sua estrutura hexagonal de corpo centrado, possui um volume da ordem de 4% maior que o da austenita. No processo de resfriamento, as porções mais internas, quando transformadas em martensita, tem sua expansão de volume contida pelas porções mais externas, submetendo-as a um estado de tensões compressivo, enquanto que as porções mais externas, devido ao esforço de expansão do núcleo, assumem um estado de compressão trativo, conforme ilustrado na Figura 5.11.

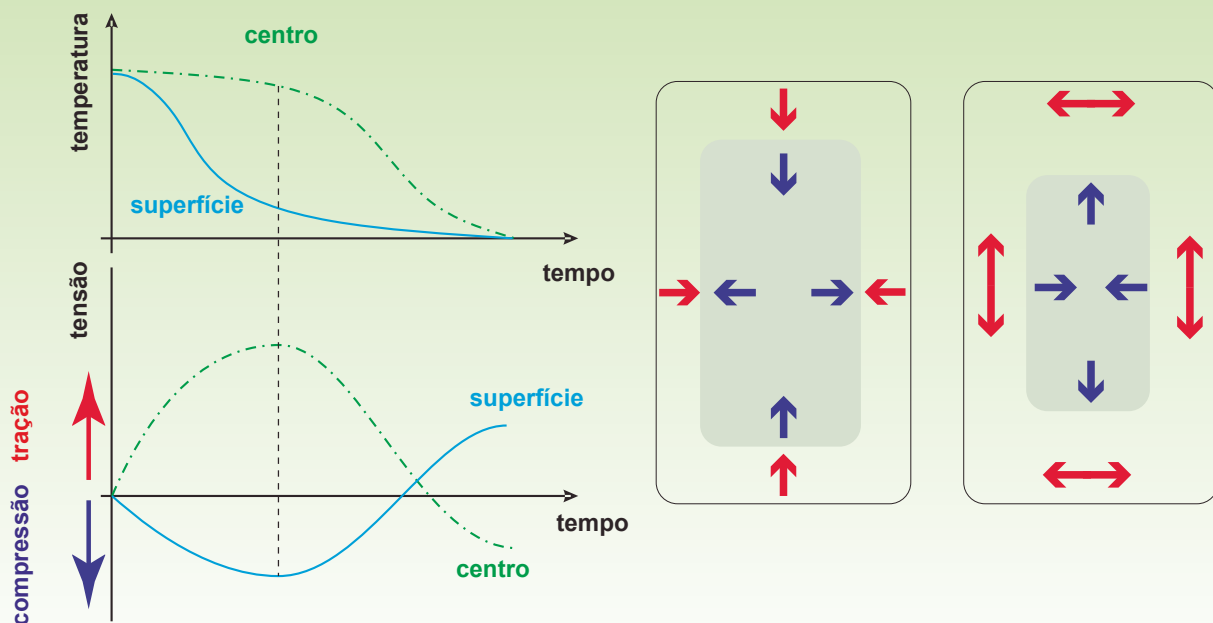


Figura 5.11 - Ilustrações das Tensões Residuais Trativas na Superfície. Fonte: os autores, 2018.

5.1.2 Superposição das diversas fontes de Tensões Residuais

As fontes de tensões residuais em soldagem apresentadas não são independentes. Consequentemente, a distribuição das tensões residuais, decorrentes destes efeitos atuando, simultaneamente, será de grande complexidade como mostrado na Figura 5.12.

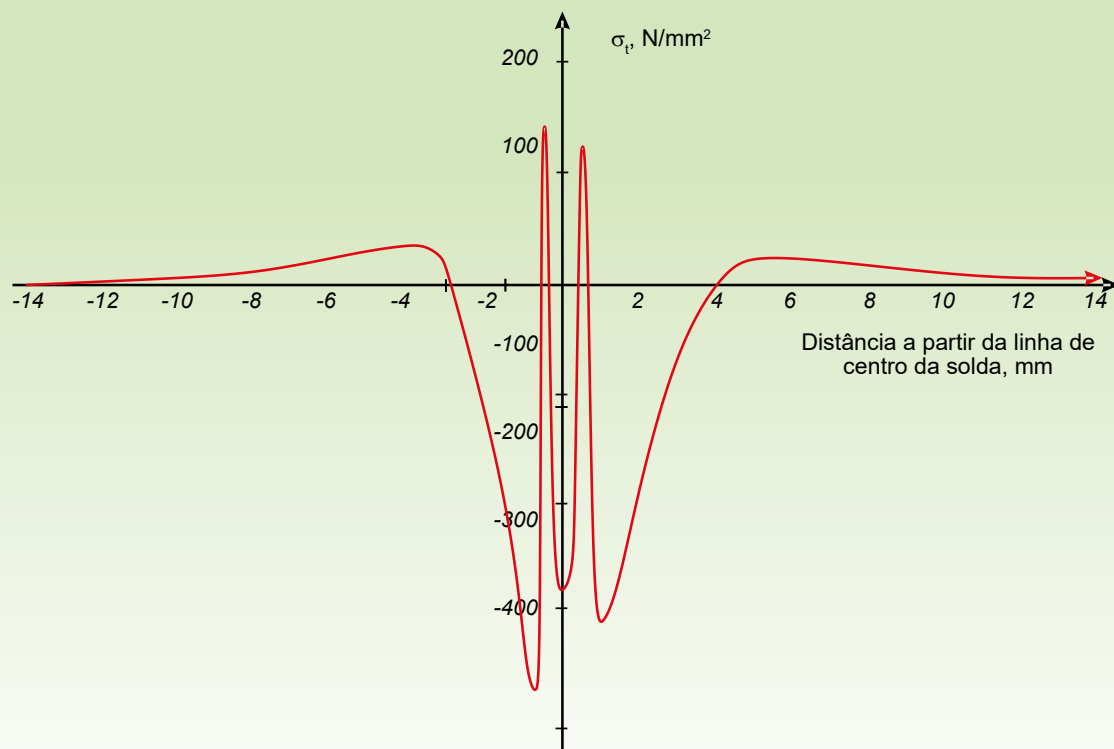
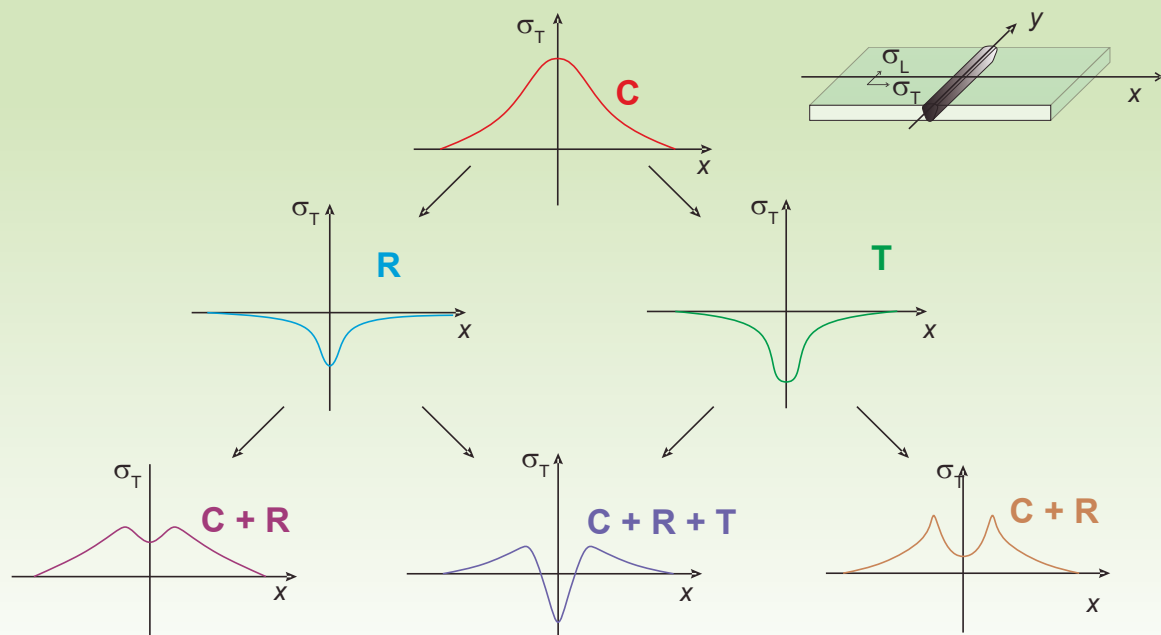


Figura 5.12 – Variação das tensões residuais transversais medidas superficialmente a uma junta soldada por EBW de um aço Maraging de 6,0 mm de espessura e velocidade de soldagem 3900 mm/min. Fonte: adaptado de Macherauch e Wohlfart

Atenção

A consideração da superposição linear de cada fenômeno isolado na determinação do estado de tensões residuais resultante não é válida, visto que os fenômenos envolvidos, além de serem interdependentes, não são lineares.

Foi comprovado, experimentalmente, que é válida a superposição linear de cada efeito, na determinação do estado de tensões residuais resultante, Figura 5.13. Sua aplicação torna mais fácil o estudo deste estado complexo de tensões.



TENSÕES RESIDUAIS TRANSVERSAIS

Sobreposição linear de efeitos: **C** - contração, **R** - resfriamento superficial e **T** - transformação de fases

Figura 5.13 – Sobreposição linear dos efeitos de contração, resfriamento superficial e transformações de fase na tensão transversal. Fonte: adaptado de Macherauch e Wohlfart

Todavia, o que pode ser uma estimativa válida é considerar apenas a superposição dos estados resultantes de tensão para cada efeito.

5.1.3 Exemplos de Distribuição das Tensões Residuais

Existem diversos tipos de distribuição de tensões residuais em variadas geometrias. Nesta seção, foram transcritos alguns desses mais básicos.

5.1.3.1 Solda Multipasse de uma Chapa Espessa

A Figura 5.14 representa a geometria de uma simulação de uma solda e o posicionamento da localização de retirada de corpos de prova em uma chapa espessa de espessura t para uma solda de topo multipasse de forma a representar as direções das tensões residuais apresentadas nos gráficos da Figura 5.15.

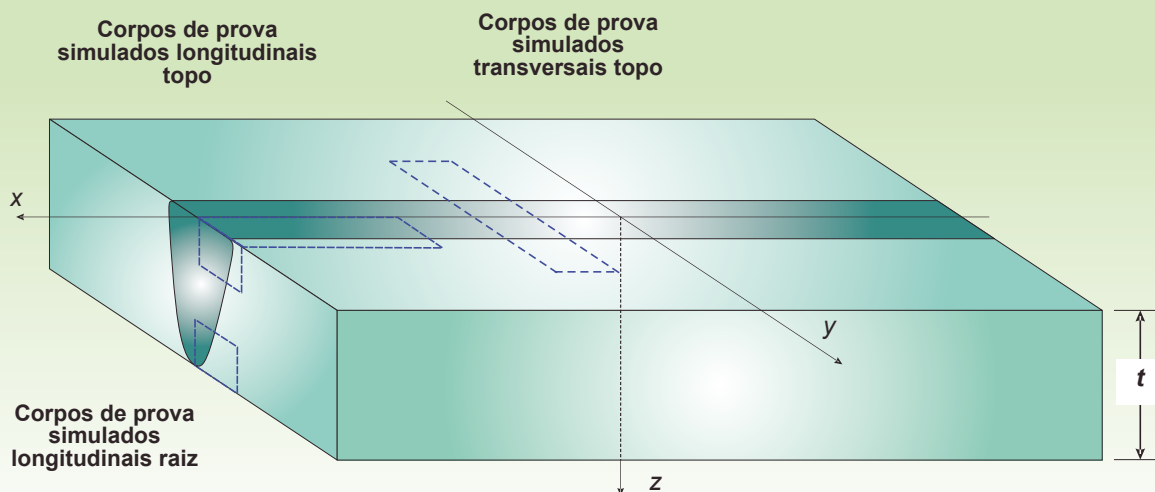


Figura 5.14 – Geometria de Experimento e Simulação – Solda Multipasse de uma Chapa Espessa.
Fonte: adaptado de Ueda

Essa Figura 5.15 ilustra as tensões residuais todas através da simulação e da medição ao longo da superfície e da superfície oposta à da solda.

Importante ressaltar, que nas regiões próximas à região da solda, as tensões são de natureza trativa, enquanto nas regiões mais distantes são de natureza compressiva.

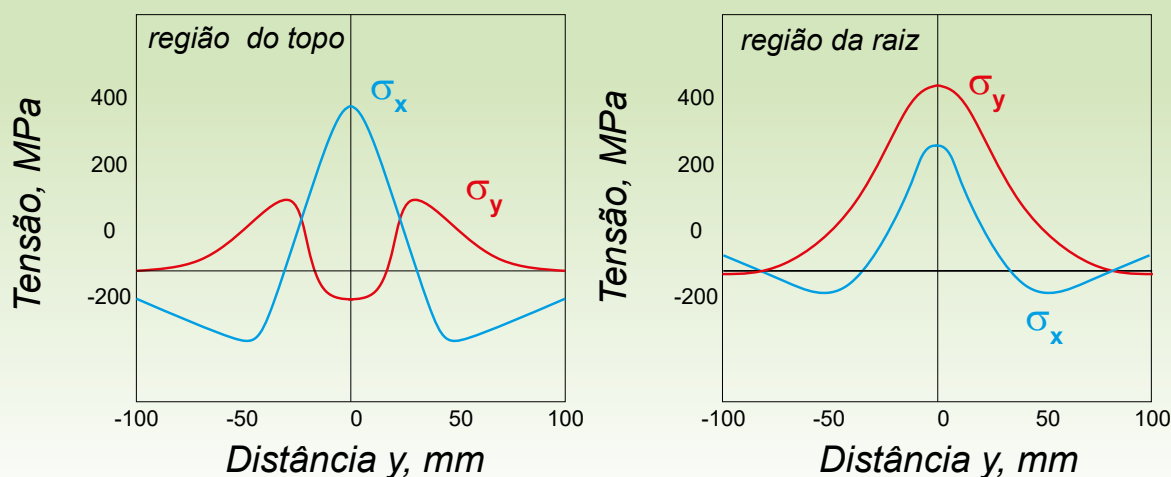


Figura 5.15 – Tensões residuais na superfície e na superfície oposta. Fonte: adaptado de Ueda

A Figura 5.16 ilustra a distribuição das tensões residuais na direção da espessura, sendo a figura da esquerda na linha de centro da solda e a figura da direita a 20 mm da linha de centro da solda. **Note-se que o nível de tensões decai à medida que se distancia do centro da solda.**

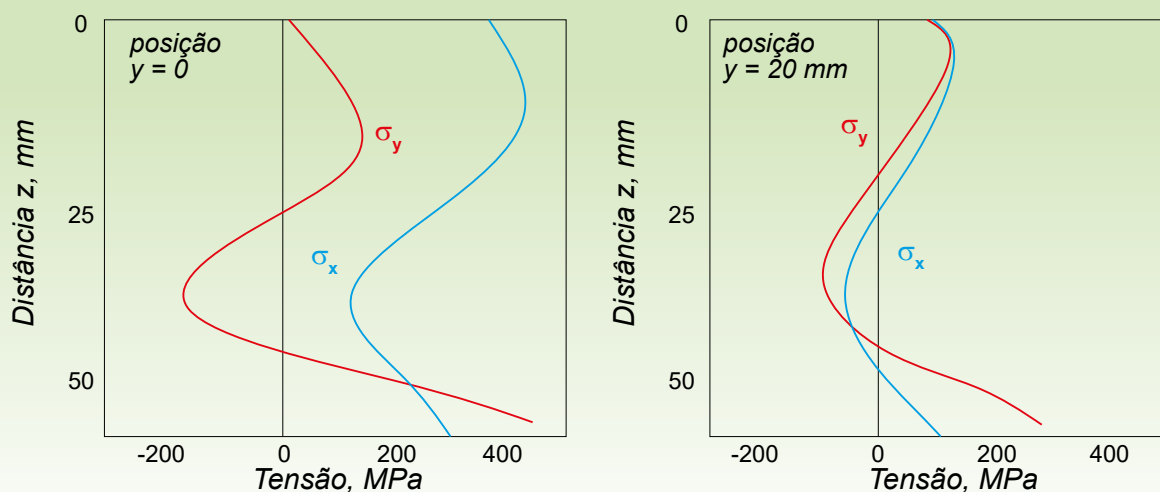


Figura 5.16 – Tensão residual na direção da espessura: à esquerda: na linha de centro da solda e à direita a 20mm da linha de centro da solda. Fonte: adaptado de Ueda

5.1.3.2 Solda em Junta em Ângulo

A Figura 5.17 representa o efeito das tensões longitudinais e transversais em uma solda em ângulo.

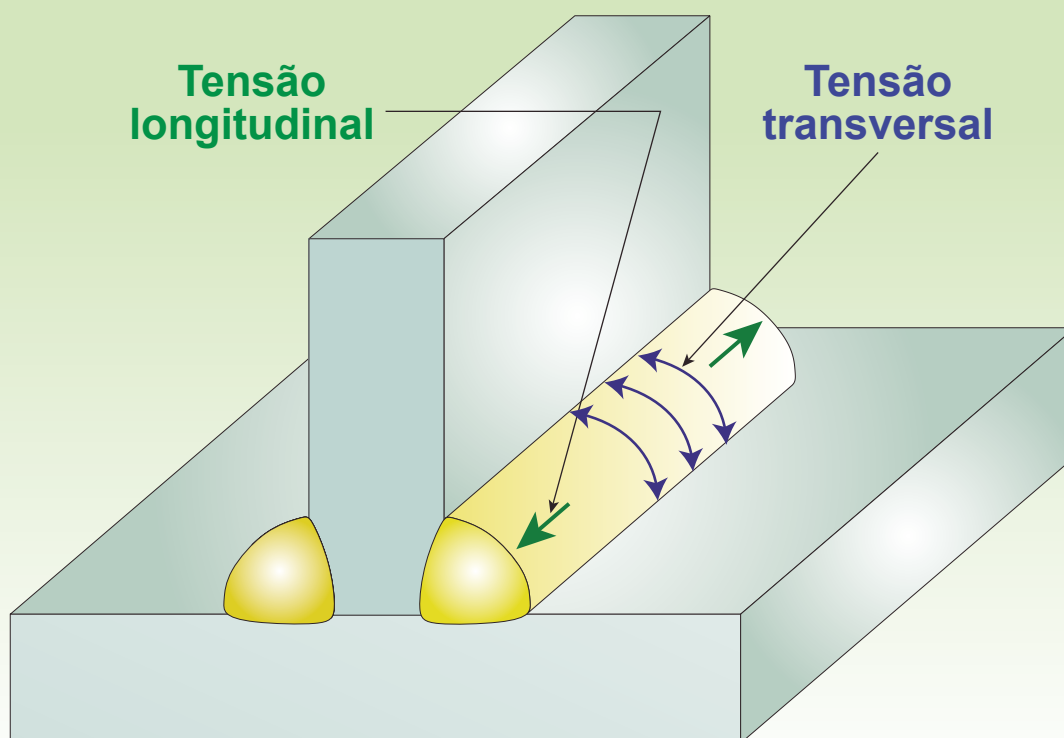


Figura 5.17 – Geometria de Experimento e Simulação de uma solda em Junta em Ângulo. Fonte: adaptado de Lincoln

Na Figura 5.18 é ilustrada a geometria da solda e dos corpos de prova que foram removidos e sujeitos em uma medição simulada do estado de tensões para o caso de uma solda em junta em ângulo.

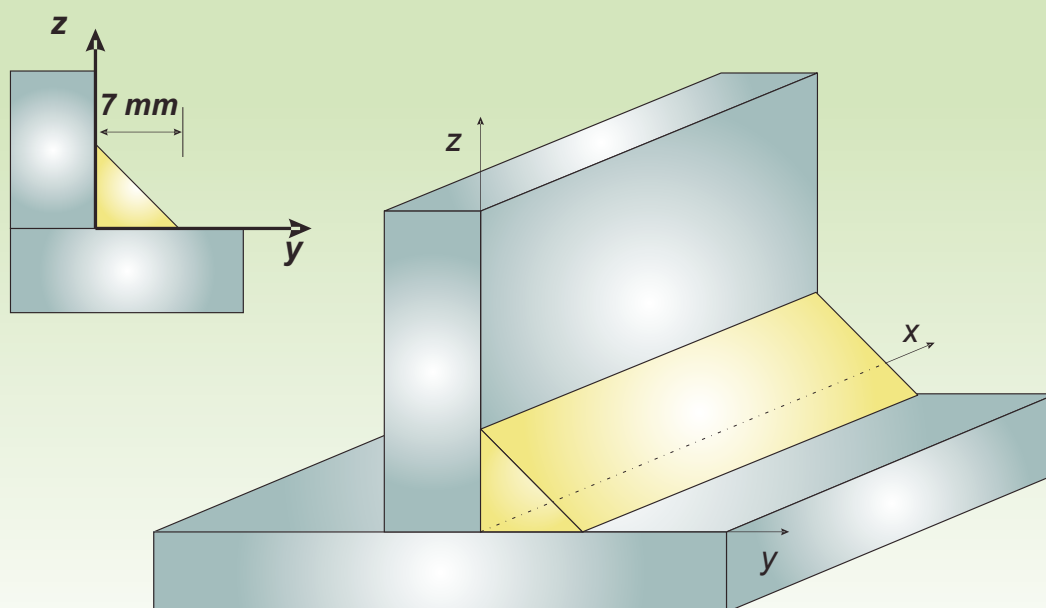


Figura 5.18 – Geometria de Experimento e Simulação de uma solda em Junta em Ângulo.
Fonte: adaptado de Ueda

As tensões residuais obtidas através dessa simulação ao longo da superfície do corpo de prova, estão apresentadas na Figura 5.19. Novamente, note-se que nas regiões próximas à região da solda, as tensões são de natureza trativa, enquanto que nas regiões mais distantes são de natureza compressiva.

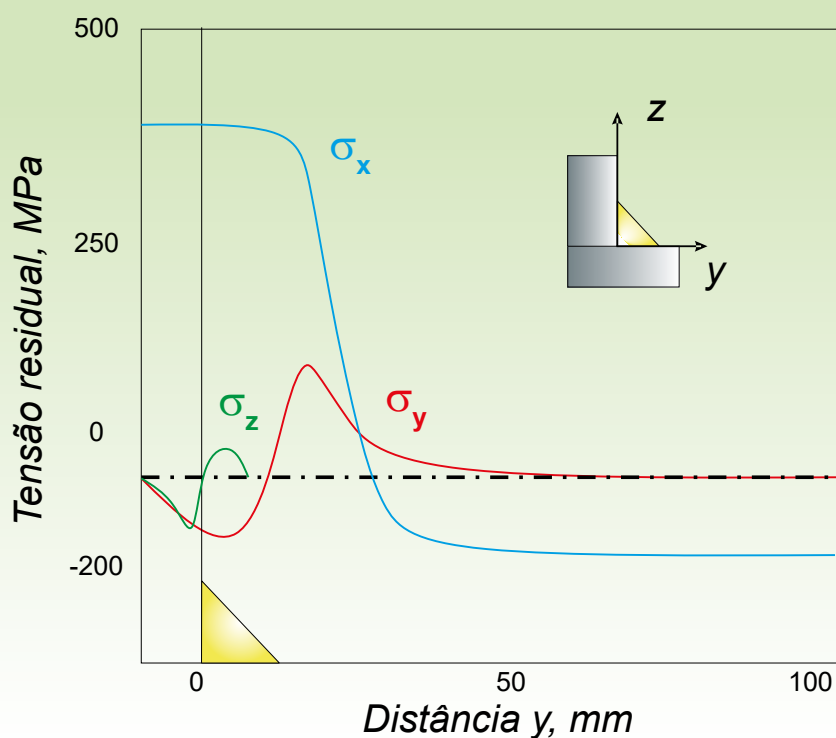


Figura 5.19 – Tensões residuais a o longo superfície do corpo de prova. Fonte: adaptado de Ueda

E a Figura 5.20 ilustra a distribuição das tensões residuais na direção da espessura. Neste caso, é interessante notar que ocorre um comportamento similar ao daquele ao longo da superfície, Figura 5.19, visto que a geometria é similar.

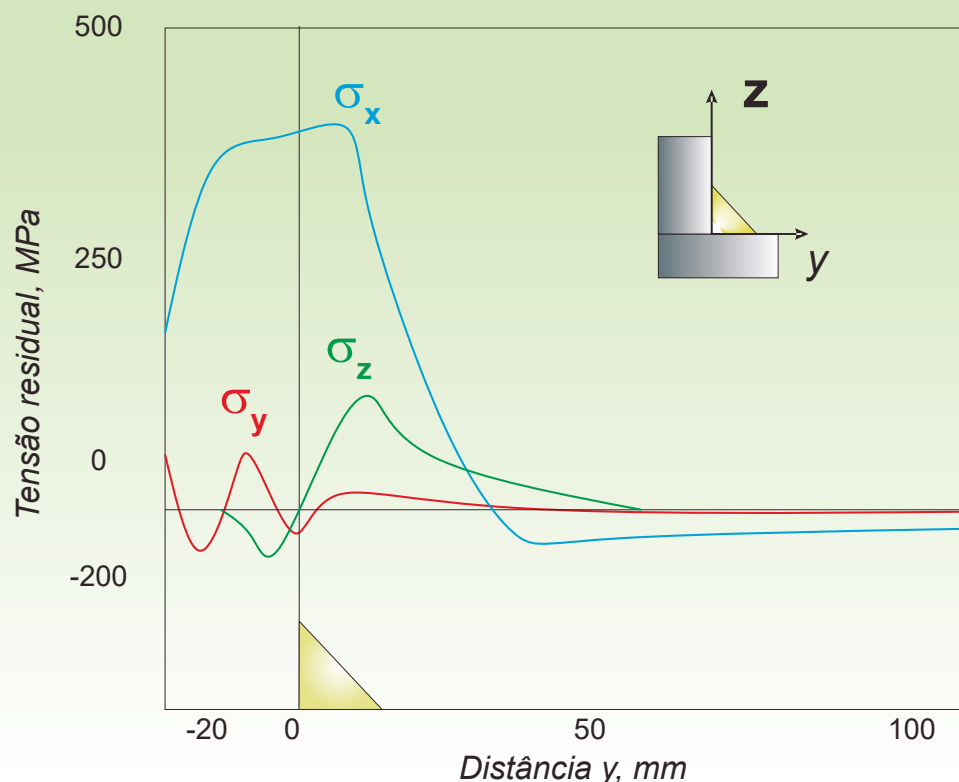


Figura 5.20 – Tensão residual na direção da espessura: à esquerda: na linha de centro da solda e à direita a 20mm da linha de centro da solda. Fonte: adaptado de Ueda

5.1.3.3 Solda Circunferencial em Tubos com "Heat Sink"

O *heat sink* é uma técnica utilizada na soldagem de aços inoxidáveis com o intuito de mitigar a susceptibilidade da ocorrência de corrosão sob tensão na superfície interna da solda. **A técnica consiste em prover um resfriamento forçado com spray de água na superfície interna com o intuito de inverter o estado de tensões de trativo para compressivo.**

Na Figura 5.21 é ilustrada a geometria da solda entre dois tubos de 2" de diâmetro.

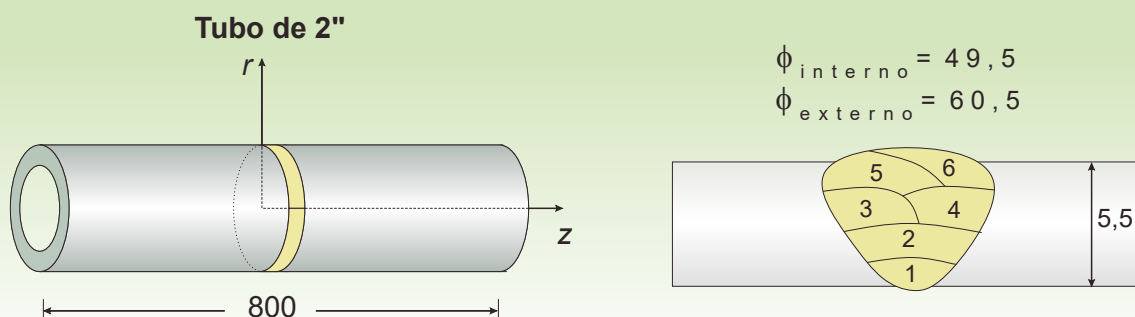


Figura 5.21 – Geometria de e Sequencia de Solda entre Tubos de 2". Fonte: adaptado de Ueda

A Figura 5.22, por sua vez, ilustra o estado de tensões residuais axiais sem e com a aplicação de *heat sink* na superfície interna da tubulação. Note-se que na superfície interna, o estado de tensões axiais é invertido de trativo para compressivo.

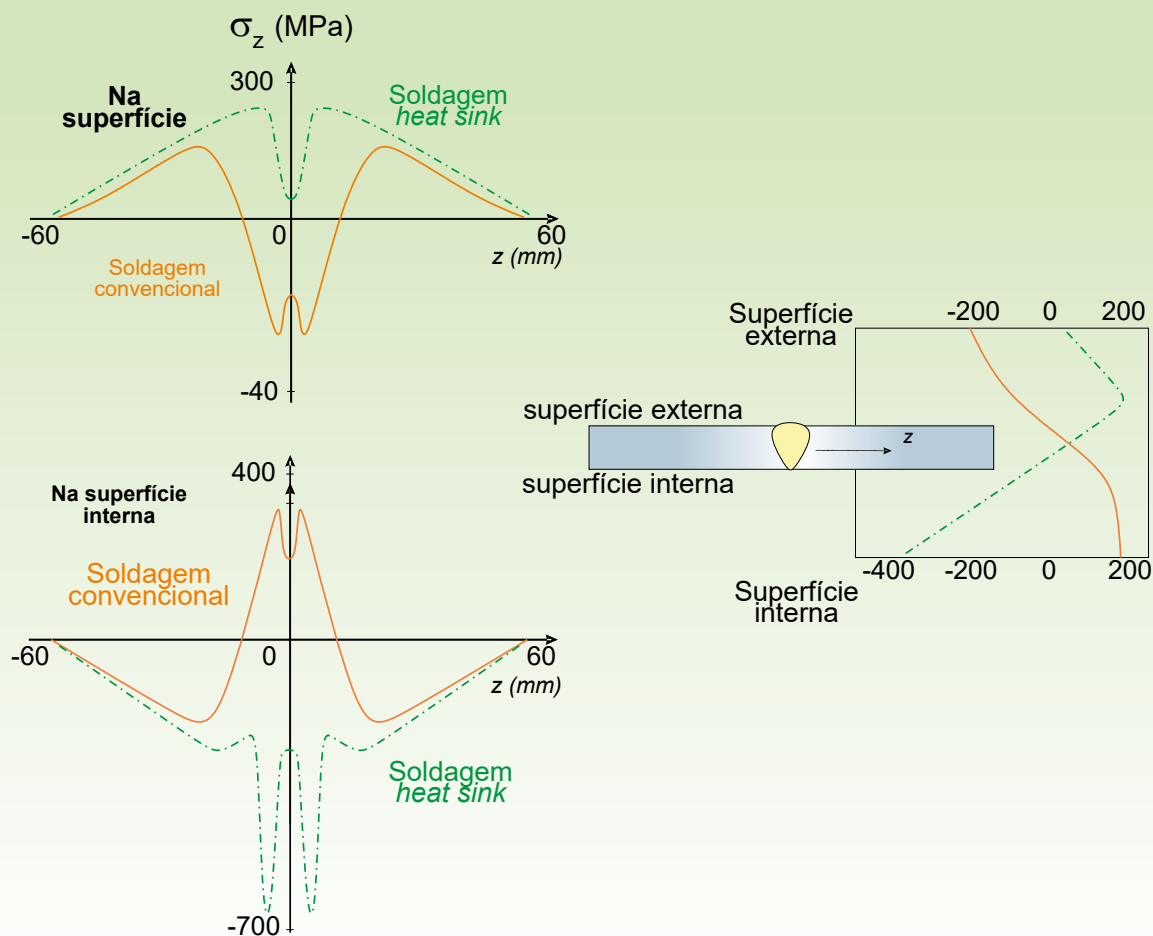


Figura 5.22 – Tensões Residuais Axiais sem e com a Aplicação de **Heat Sink** na Superfície Externa e Interna da Tubulação. Fonte: adaptado de Ueda

A Figura 5.23, de forma similar à Figura 5.22, ilustra o estado de tensões circunferenciais axiais sem e com a aplicação de *heat sink* na superfície interna da tubulação e a inversão do estado de tensões na superfície interna em juntas entre tubos de 4", que apresentam campos de tensão com cerca similaridade, todavia com certo grau de redução do nível de tensões, devido ao tratamento térmico induzido pelos passes adicionais.

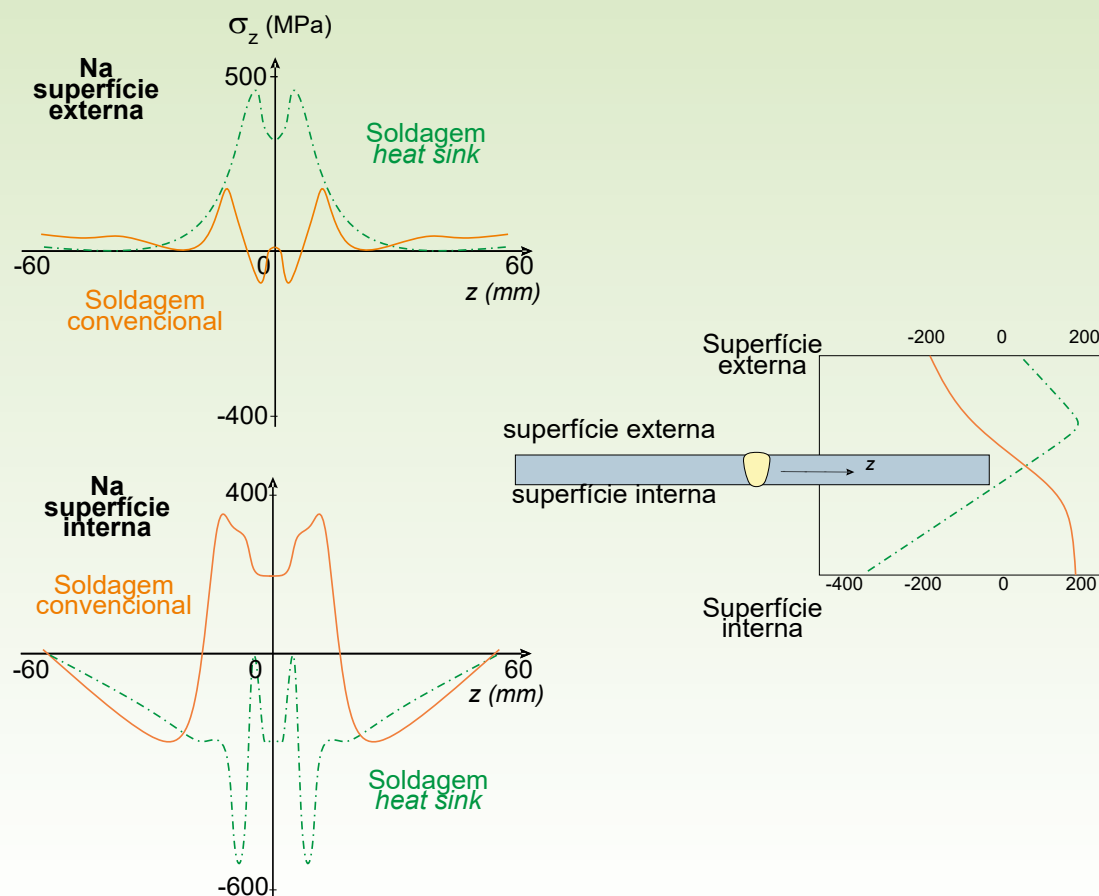


Figura 5.23 – Tensões Circunferenciais Axiais sem e com a Aplicação de **Heat Sink** na Superfície Externa e Interna da Tubulação. Fonte: adaptado de Ueda

5.2 Estabilidade Dimensional

A estabilidade dimensional de peças é a consequência mais visual e imediata consequente do processo de soldagem e decorre do equilíbrio entre o nível de restrições e o nível de tensões residuais final.

Isto é, quanto maior o nível de restrições, maior será o nível de tensões residuais, Figura 5.24. A distorção ocorre quando a peça soldada não possui estabilidade suficiente e é consequência do alívio estrutural do nível de tensões.

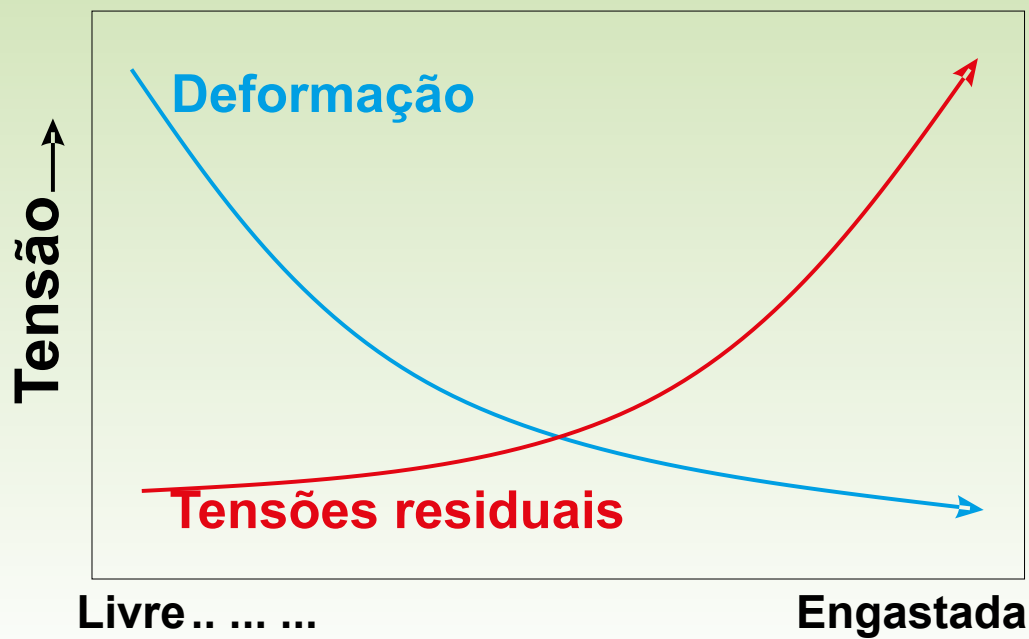
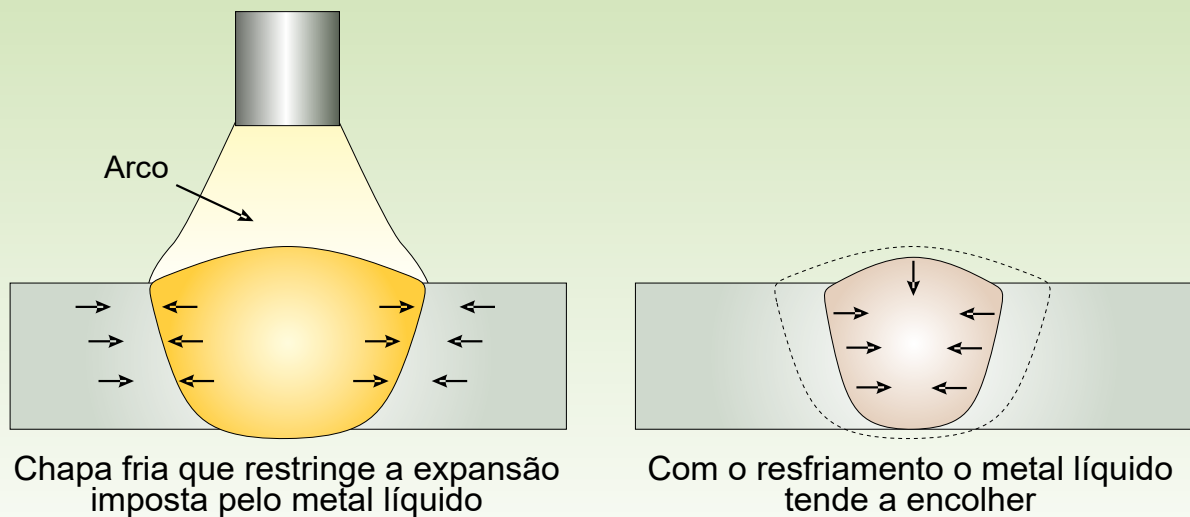


Figura 5.24 – Comparação do Efeito do Nível de Restrição nas Deformações e Tensões Residuais nos limites em uma peça com liberdade de movimento e outra engastada. Fonte: os autores, 2018.

Distorções e tensões residuais são fenômenos que ocorrem de forma acoplada. As distorções resultam do alívio natural das tensões residuais quando não há restrição das peças. Para compreender esse processo, clique no ícone e entenda o motivo da ocorrência dos fenômenos.





AQUECIMENTO

RESFRIAMENTO

Figura 5.25 – Efeito do encolhimento na distorção. Fonte: adaptado de Lincoln

Importante!

As tensões geradas atingem os níveis de plastificação, causando tensões residuais, distorções permanentes ou ambos.

O nível de distorções depende principalmente:

- » das propriedades dos materiais;
- » do grau de restrição da peça;
- » do projeto da junta;
- » do acoplamento entre as peças;
- » do procedimento de solda.

Existem vários métodos para corrigir distorções que podem ser adotados desde o projeto, como, também, durante a montagem e a fabricação. Podem ser, simplesmente, mecânicos ou envolver a aplicação de temperatura.

Algumas formas de mitigação são a minimização ou eliminação de juntas soldadas, o reposicionamento das soldas nas peças, a administração do número de passes, a pré-montagem, deformação local, tratamento térmico, etc.

A contração da zona plastificada provoca deformações que se manifestam conforme mostrado na Figura 5.26.



Figura 5.26 – Tipos de Distorção. Fonte : os autores, 2018.

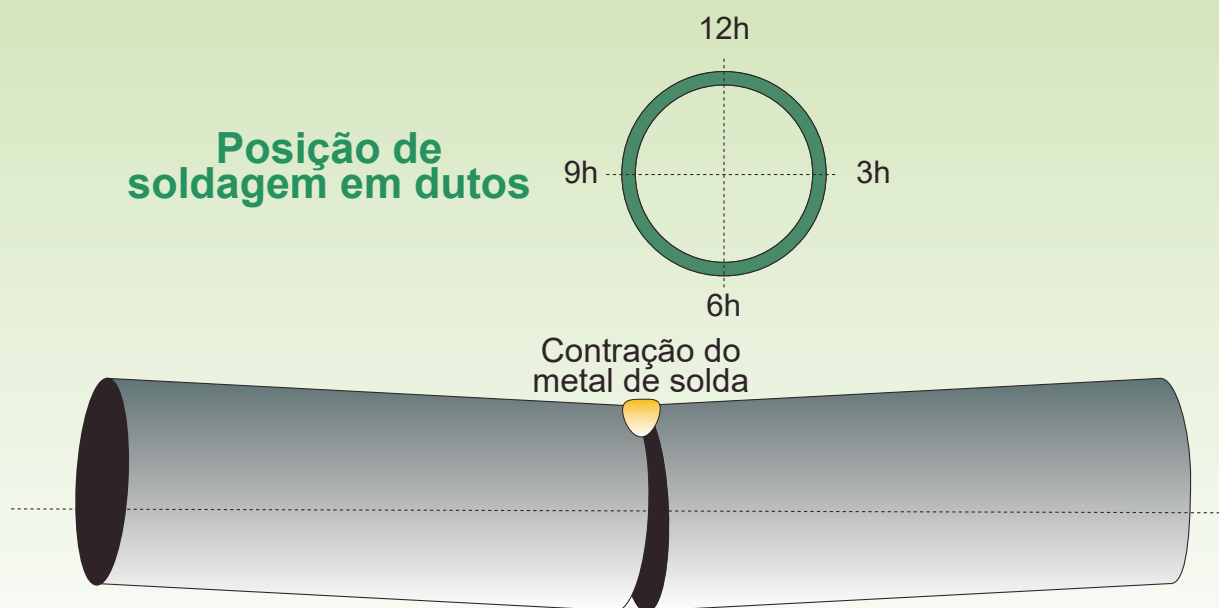
A previsão quantitativa das deformações, indispensável para se estabelecer as dimensões iniciais da peça, é ainda difícil e limitada a alguns casos simples. Entretanto, as observações que seguem proporcionam um entendimento menos superficial do problema.

5.2.1 Grau de Restrição

Um equipamento ou estrutura não pode ser soldado livremente. Problemas dimensionais devida à contração do cordão impedem a montagem do componente na maioria das situações. Na soldagem da raiz de um duto, por exemplo, com dois soldadores iniciando a soldagem na posição plana 12h, a contração da solda faria com que a abertura de raiz fosse excessiva e impediria de que se fosse possível a soldagem na posição 6h, Figura 5.27.

Desta forma, é necessário a introdução de dispositivos que viabilizem esta soldagem, os dispositivos auxiliares de soldagem, impondo uma restrição a esse movimento.

Posição de soldagem em dutos



Deformação ocasionada pela soldagem de um duto sem restrição

Figura 5.27 – Representação das posições de soldagem num duto e da deformação da soldagem sem restrição. Fonte: os autores

O processo de soldagem raramente é escolhido tendo em vista as deformações. De um modo geral, os processos automáticos provocam menos deformação. Além disto, a utilização de dispositivos auxiliares de montagem ("strongback arrangements"), com o objetivo de limitar deformações, é uma prática bastante usual, Figura 5.28.

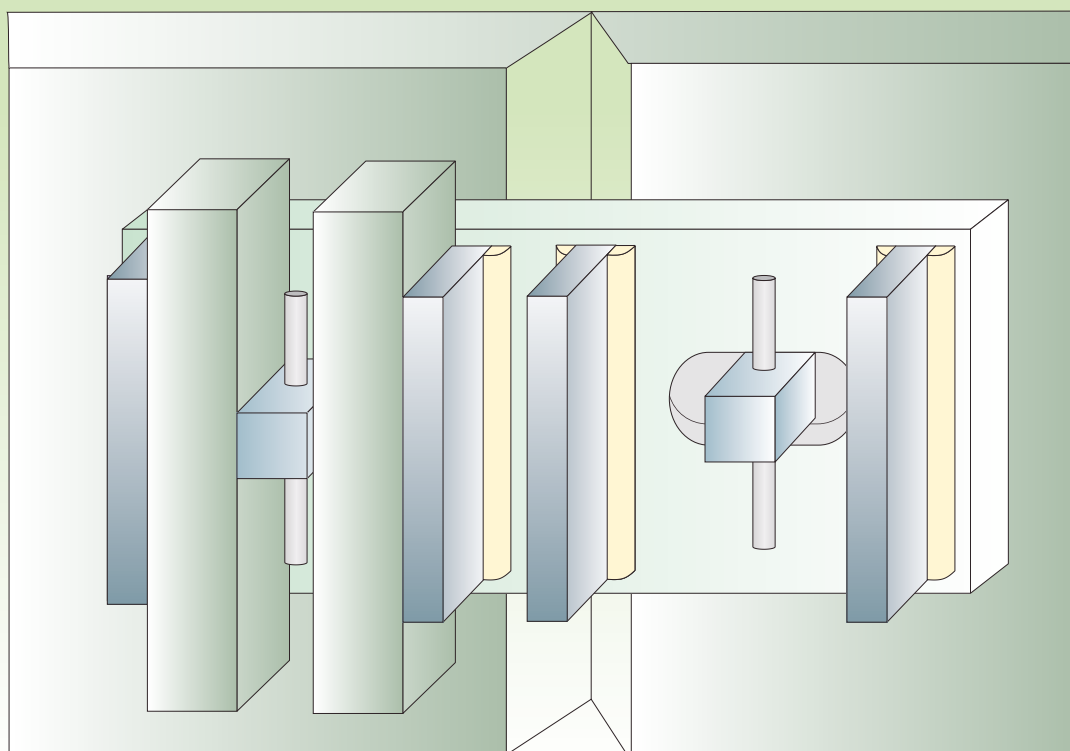


Figura 5.28– Exemplo de dispositivo auxiliar de montagem. Fonte: os autores, 2018.

A influência do grau de restrição está diretamente relacionada com a geometria da peça e é um parâmetro a ser observado. Deve ser utilizado de forma que se equilibre o nível de tensões residuais com o nível de deformações e com a susceptibilidade ao trincamento. Isto pode ser feito através da utilização de dispositivos provisórios de soldagem, pré-deformação, pré-tensionamento, bem como do sequenciamento de união das peças.

Importante!

Muitas vezes, são métodos paliativos e devem ser seguidos de correção mecânica ou tratamento térmico de alívio de tensões, TTAT.

O grau de restrição das peças durante a soldagem – aquecimento e resfriamento – será, em resumo, o principal fator determinante da intensidade das tensões residuais. Considere que, quanto maior for o grau de restrição durante a soldagem menor será a deformação e mais elevado será o nível das tensões residuais.

5.2.2 Contração transversal

Trata-se de uma redução de dimensão perpendicular ao eixo do cordão de solda. É diretamente proporcional à área da seção transversal da zona fundida, Figura 5.29. Quanto maior a seção transversal da zona plastificada, maior a contração.

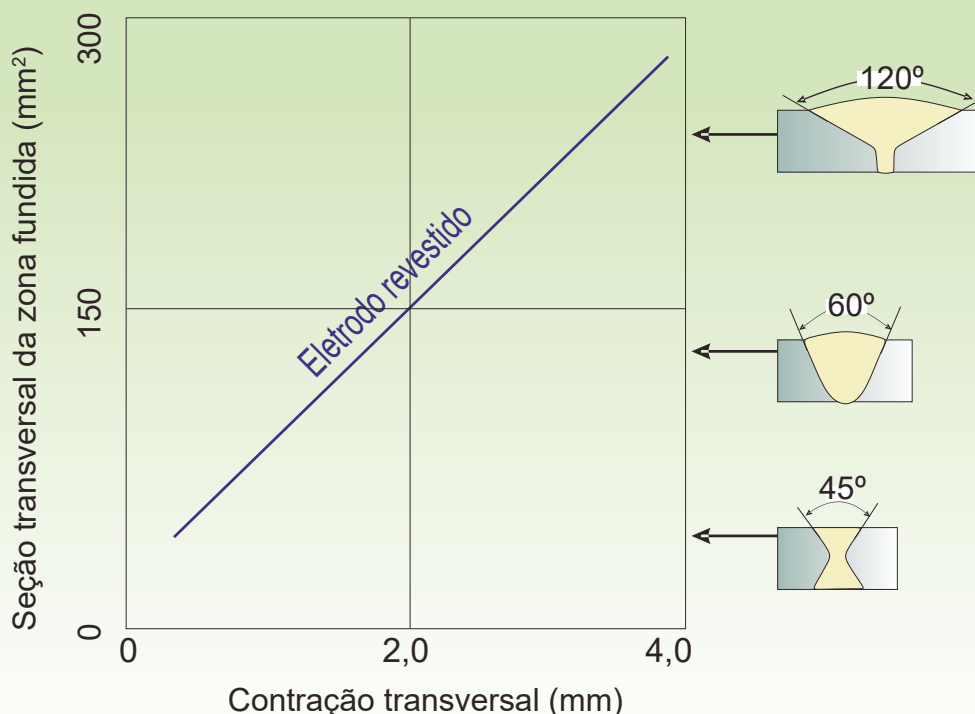


Figura 5.29 – Contração transversal de juntas de topo em soldagem sem restrição. Fonte: adaptado de Lincoln

Em soldas de topo em chapas de aço, variando a espessura e considerando a preparação dos chanfros, é possível calcular matematicamente essa contração em função da área de metal depositado. O resultado foi a equação 5.1 que é uma expressão simples para estimativa da distorção transversal.

$$\delta_T = 0,10 \frac{A_w}{t} \quad (5.1)$$

Onde A_w é área da seção transversal da zona fundida, A_p é área da seção transversal da peça e t é espessura da solda, Figura 5.30.

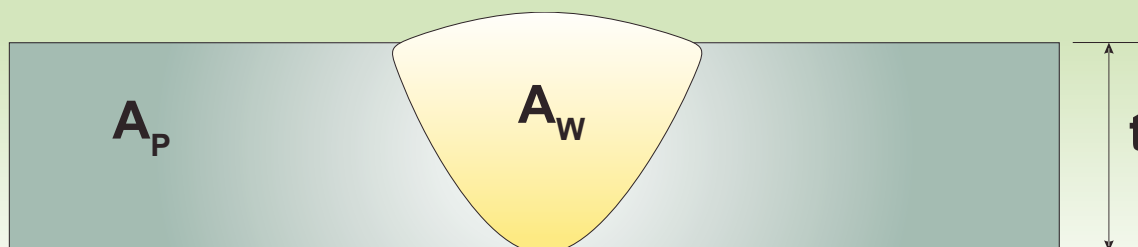


Figura 5.30 – Seção Transversal da Zona Fundida. Fonte: os autores, 2019.

Isso pode ser observado na Figura 5.31, que quanto maior a seção transversal da zona fundida, maior será a contração transversal.

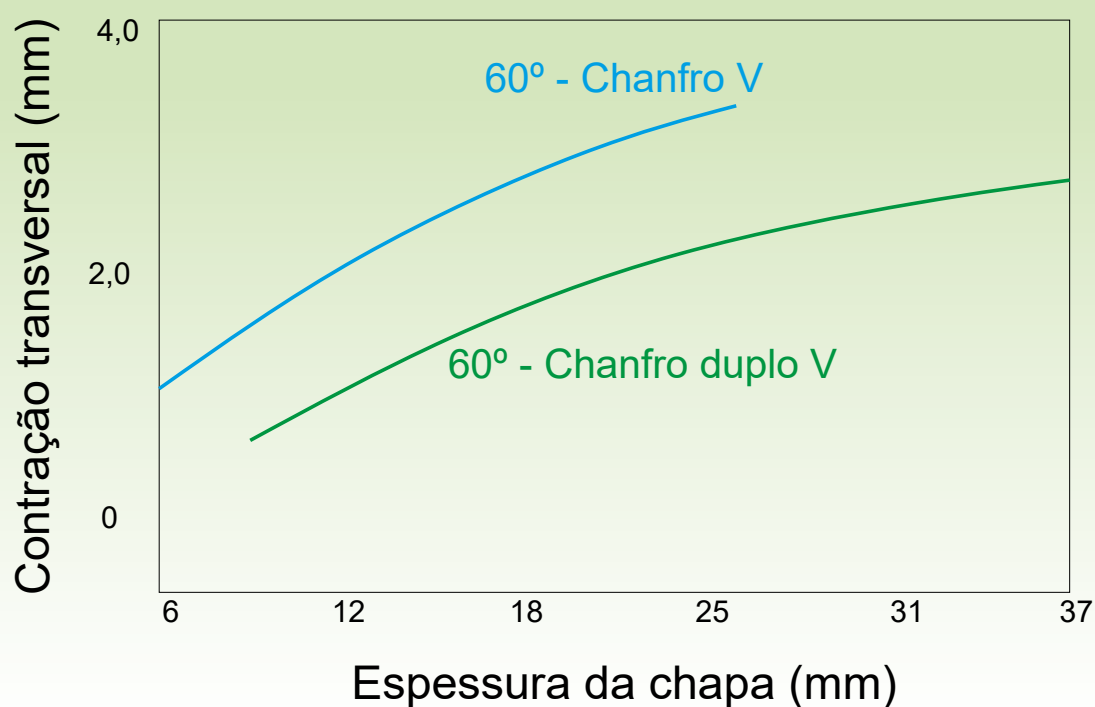


Figura 5.31 – Contração transversal com a espessura. Fonte: adaptado de Lincoln

A contração transversal é desprezível para soldas em ângulo. A abertura de raiz é um fator que influencia a distorção transversal. Todavia, conclui-se que nenhum dos modelos apresenta resultados satisfatórios exatos, principalmente à medida que se variam parâmetros como espessura e velocidade de soldagem.

Em uma primeira aproximação, cada 16 mm² de seção transversal de zona fundida provoca uma contração transversal de 6,35 mm. Os principais fatores de influência são:



Clique nos números para conhecê-los.

1

2

3

A ação destes fatores deve ser vista em conjunto . Por exemplo:

- » o pré-aquecimento aumenta a contração pelo alargamento da zona plastificada, entretanto, proporciona um resfriamento mais regular que tende a reduzir as deformações;
- » o número de passes pode aumentar a contração, mas à medida que a solda é depositada, o grau de restrição tende a conter essa tendência.

O martelamento das soldas (*peening*), à exceção do primeiro e último passes, pode evitar grande parte da deformação. Por outro lado, o martelamento excessivo é prejudicial.

5.2.3 Contração longitudinal

A contração longitudinal consiste na redução do comprimento do cordão de solda (*Longitudinal Shrinkage*). A contração longitudinal é avaliada pela redução do comprimento do cordão de solda e dependerá da relação entre a seção transversal da zona plastificada e a seção restante da peça.

A Figura 5.32 apresenta os resultados para o tipo de montagem assinalado no topo da figura, na avaliação da contração longitudinal de soldas de ângulo em chapas de aço carbono.

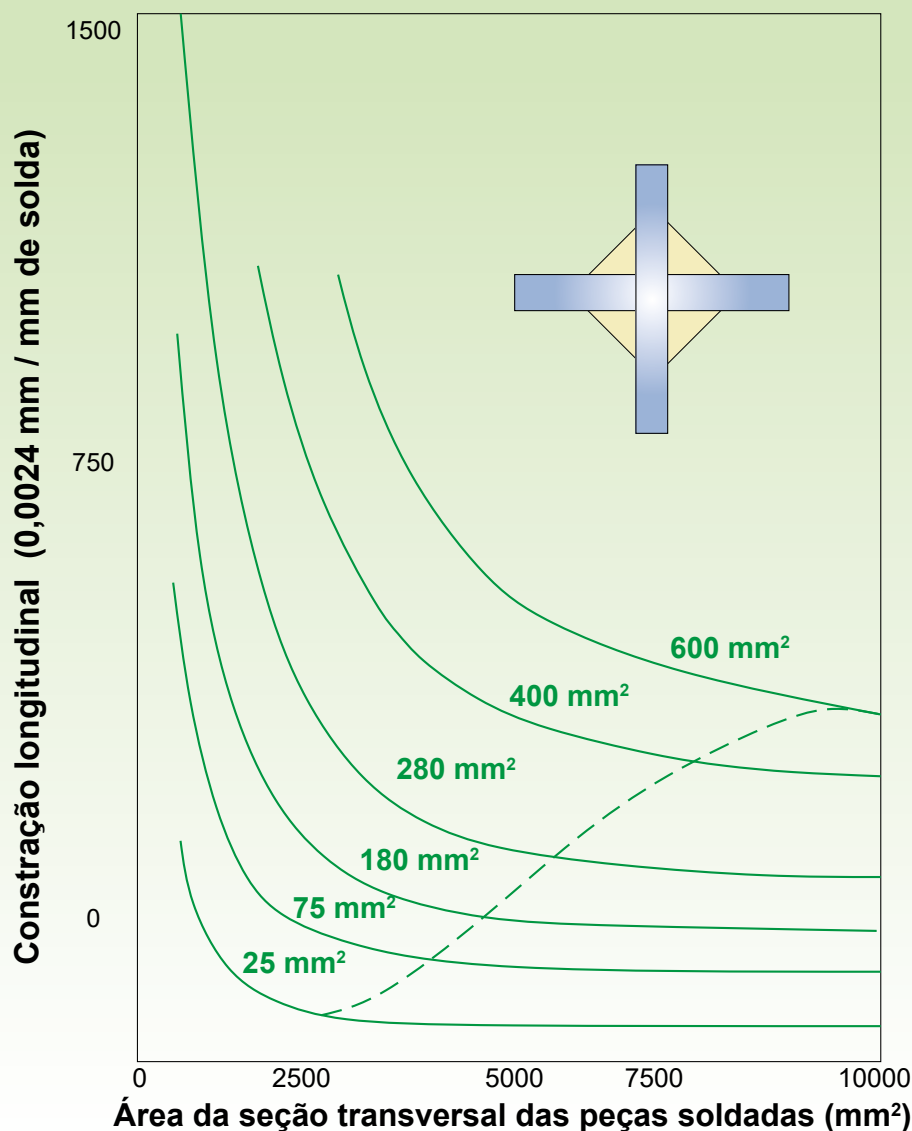


Figura 5.32 – Contração longitudinal de soldas em ângulo. Fonte: adaptado de guyot

A contração longitudinal em juntas de topo é da ordem de 1/1000 do comprimento do cordão de solda, valor normalmente inferior à contração transversal.

Como regra básica para estimativa da contração longitudinal, em aços-carbono, utiliza-se a proporção mostrada na equação 5.2:

$$\delta_L = 0,001L \quad (5.2)$$

onde L é o comprimento da solda.

É diretamente proporcional à relação entre a seção transversal da zona plastificada e a seção restante da peça. Pode-se observar que a contração longitudinal tende para um valor aproximadamente constante, quando para a determinada área de zona fundida (A_w), a área da seção transversal das peças soldadas (A_p) exceder os valores indicados pela linha tracejada.

Atenção

O cálculo isolado da contração longitudinal induz a resultados falsos, visto que esse fenômeno ocorre de forma acoplada com a deformação angular.

A fórmula evidencia as medidas preventivas da deformação angular. Quando soldas de tamanhos diferentes, depositadas em distâncias também diferentes da linha neutra, deve-se procurar equilibrar os esforços de contração soldando, por exemplo, em primeiro lugar, os cordões mais próximos da linha neutra. Quando possível, durante o projeto, os cordões maiores devem ser localizados próximos à linha neutra.

5.2.4 Deformação Longitudinal - *Bending*

Peças cujas soldas não se situem na linha neutra da estrutura estarão sujeitas à deformação longitudinal - *bending*. A terminologia em inglês é conhecida como *bowing* e ocorre devido ao momento de flexão oriundo da contração longitudinal.

Para a solda cordão sobre chapa - *bead on plate*, o modelo de Horst Plug se aproxima dos resultados experimentais para espessuras maiores e o modelo de Okerblom é o que mais se aproxima dos resultados experimentais para soldas de topo, apresentando maior dispersão com o aumento da velocidade de soldagem.

Conheça os modelos e suas equações:

 Clique nos itens.

**MODELO DE
HORST PLUG**

**MODELO DE
OKERBLOM**

Todavia, segundo o *The Procedure Handbook of Arc Welding* (LINCOLN ELECTRIC COMPANY, 2000), para vigas esbeltas, a deformação longitudinal pode ser estimada pela seguinte equação 5.5:

$$R = 0,005 \frac{A_w y L^2}{I} \quad (5.5)$$

Onde:

- » A_w é área da seção transversal da zona fundida em pol^2 ;
- » y é a distância da linha neutra em pol ;
- » L é o comprimento da estrutura soldada (pol), considerando-se a soldagem ao longo de toda a estrutura;
- » I é o momento de inércia da seção transversal da estrutura soldada (pol^4).

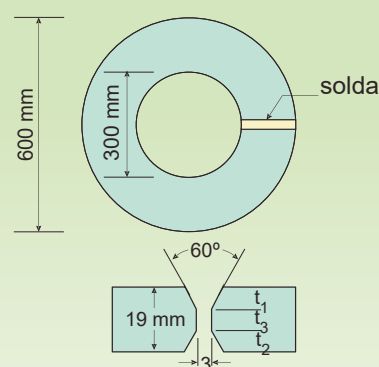
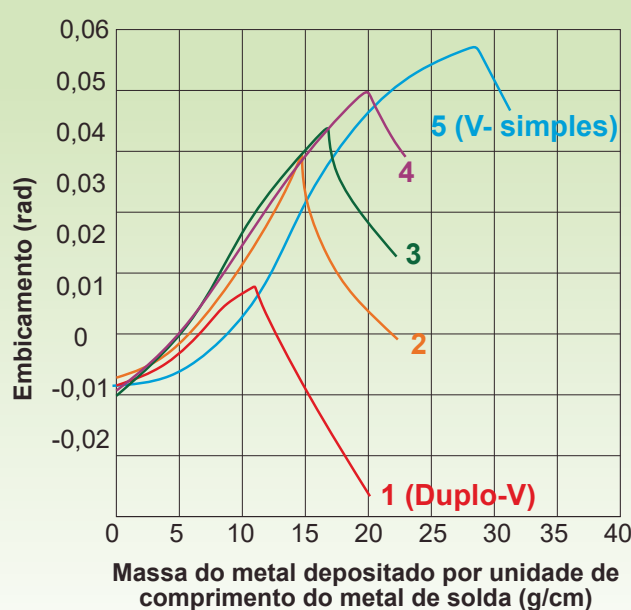
A expressão evidencia que as principais medidas preventivas a serem tomadas de forma a mitigar a deformação longitudinal são balancear as soldas em relação ao eixo neutro da estrutura. Quando a estrutura apresentar soldas de tamanhos diferentes depositadas em distâncias também diferentes do eixo neutro, deve-se procurar equilibrar os esforços de contração através do balanceamento e de preferência, em primeiro lugar, os cordões mais próximos ao eixo neutro. Quando possível, durante o projeto, os cordões de maiores seções deverão ser localizados mais próximos ao eixo neutro.

5.2.5 Distorção Angular em Soldas de Topo (Embicamento)

A deformação angular de soldas de topo é representada pelo ângulo entre as chapas unidas.

Atenção

Não existe modelo que represente de forma adequada a deformação angular. O que se sabe, é que a penetração tem um grande efeito na distorção angular de juntas por soldas de topo, Figura 5.33.



Corpo de prova	t ₁ (mm)	t ₂ (mm)
1	8,5	8,5
2	11	6
3	13	4
4	15	2
5	17	0

t₃ = 2 mm

Figura 5.33 – Efeito da forma do chanfro no embicamento de solda de topo.

Fonte: adaptado de Kihara e Masubuchi

Uma avaliação feita em corpos de prova do tipo anel vazado concluiu que, para o tipo de corpo de prova ensaiado, o mínimo embicamento será obtido para uma preparação tendo a seguinte relação em 5.6:

$$\frac{t_1 + 0,05 t_3}{t_2} = 0,6 \quad (5.6)$$

Onde, para um chanfro em duplo-V, t₁ e t₃ são as espessuras correspondentes de cada chanfro V e t₂ é a altura do nariz, conforme a Figura 5.34.

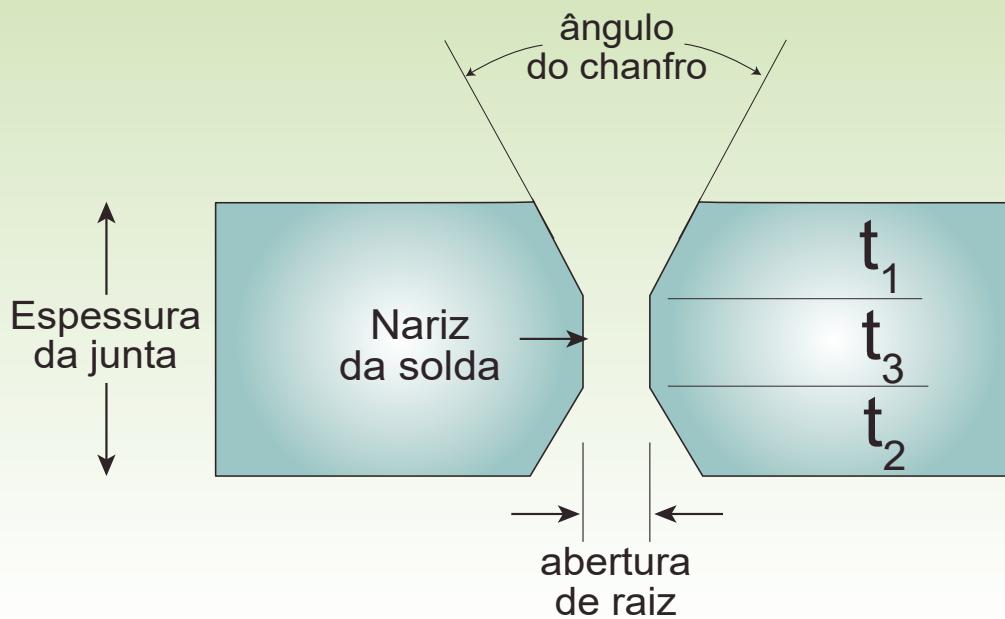


Figura 5.34 – Geometria do chanfro duplo V. Fonte: os autores, 2019.

Para peças finas, a deformação angular pode ser calculada pela fórmula 5.7:

$$\Delta = \frac{0,005 A_s (L^2)^d}{I} \quad (5.7)$$

Onde:

- » Δ - Deflexão (in)
- » A_s - Área total, em seção transversal, dos cordões de solda (in²).
- » d - Distância do centro de gravidade dos cordões de solda à linha neutra da peça (in)
- » L - Comprimento da peça (in). Considerando-se a soldagem ao longo de toda a peça
- » I - Momento de inércia da peça

5.2.6 Empenamento ou flambagem

O empenamento, normalmente, ocorre na soldagem de chapas finas, devido ao acoplamento das tensões residuais de tração atuantes na região da solda e das tensões residuais de compressão atuantes nas regiões afastadas da solda (*buckling*). Ocorre em peças soldadas, quando o seu comprimento excede determinado comprimento crítico que depende de parâmetros como comprimento, espessura e rigidez global.

Estudos do empenamento em cordões sobre chapa, que visavam determinar o comprimento e espessura mínima e determinaram a curva, são ilustrados na Figura 5.34, onde B é a largura da chapa e L o comprimento. Assim, um painel construído a partir de 2 chapas de largura $B = 0,5\text{m}$ e comprimento $L = 1\text{m}$: $B/L = 0,5$, soldadas topo a topo apresentará empenamento após soldagem se a espessura das chapas for inferior a 3 mm.

A recomendação é utilizar o gráfico da Figura 5.35 de forma a estimar grosseiramente a susceptibilidade à flambagem, pois não existem referências nem prática divulgada sobre o assunto.

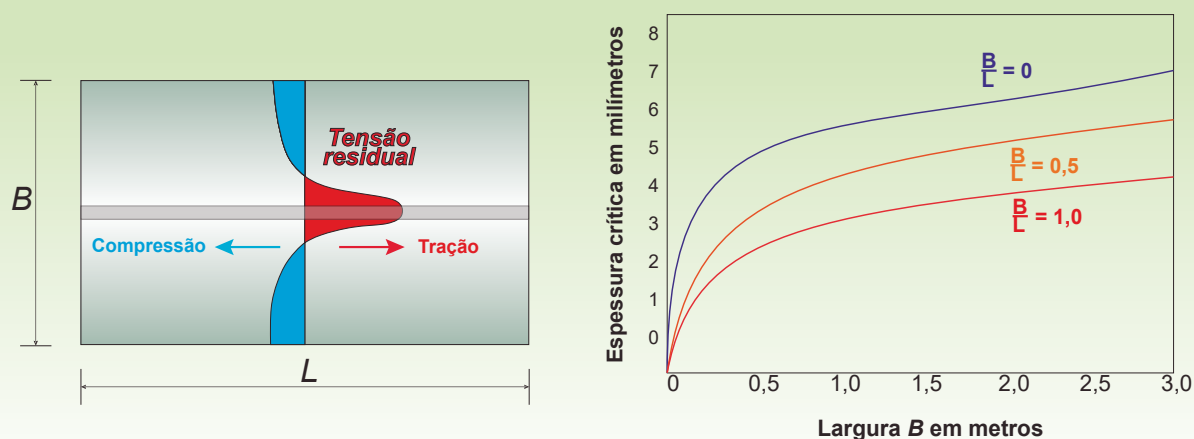


Figura 5.35 – Espessura crítica de Watanabe e Satoh para o empenamento de solda de topo.
Fonte: adaptado de Watanabe e Satoh

5.2.6.1 Deformação Angular em Soldas de Ângulo

Para deformação angular de soldas de ângulo, não existe bibliografia nem casos gerais disponíveis, o que existem são estudos específicos para alguns casos.

Segundo a *Lincoln Electric Company* (1973), pode-se estimar a deformação angular através da equação 5.8:

$$\delta = 0,02 \frac{W\omega}{t^2} \quad (5.8)$$

Onde W , ω e t estão ilustrados na Figura 5.36.

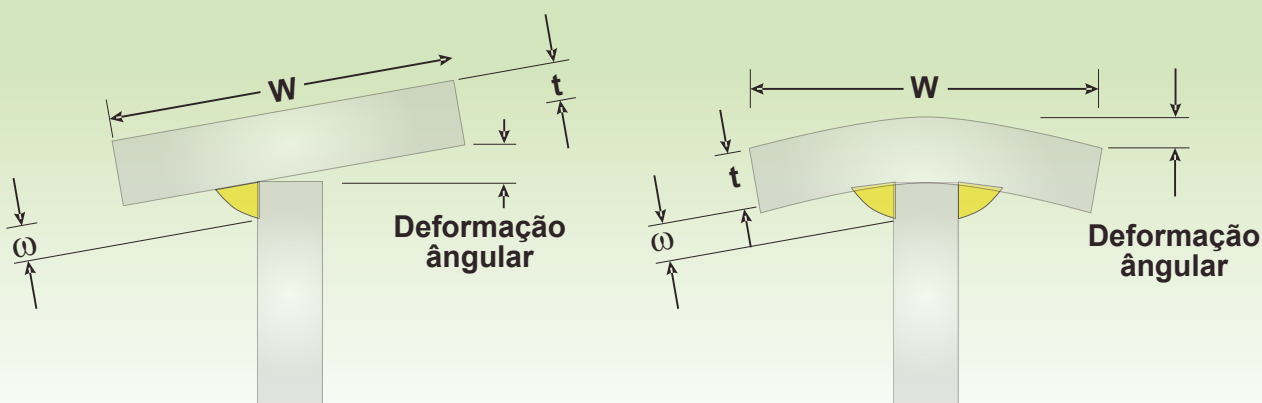


Figura 5.36 – Aspecto da Deformação Angular. Fonte: adaptado de Lincoln

A deformação angular em estruturas navais compostas é conforme a geometria ilustrada na Figura 5.37.

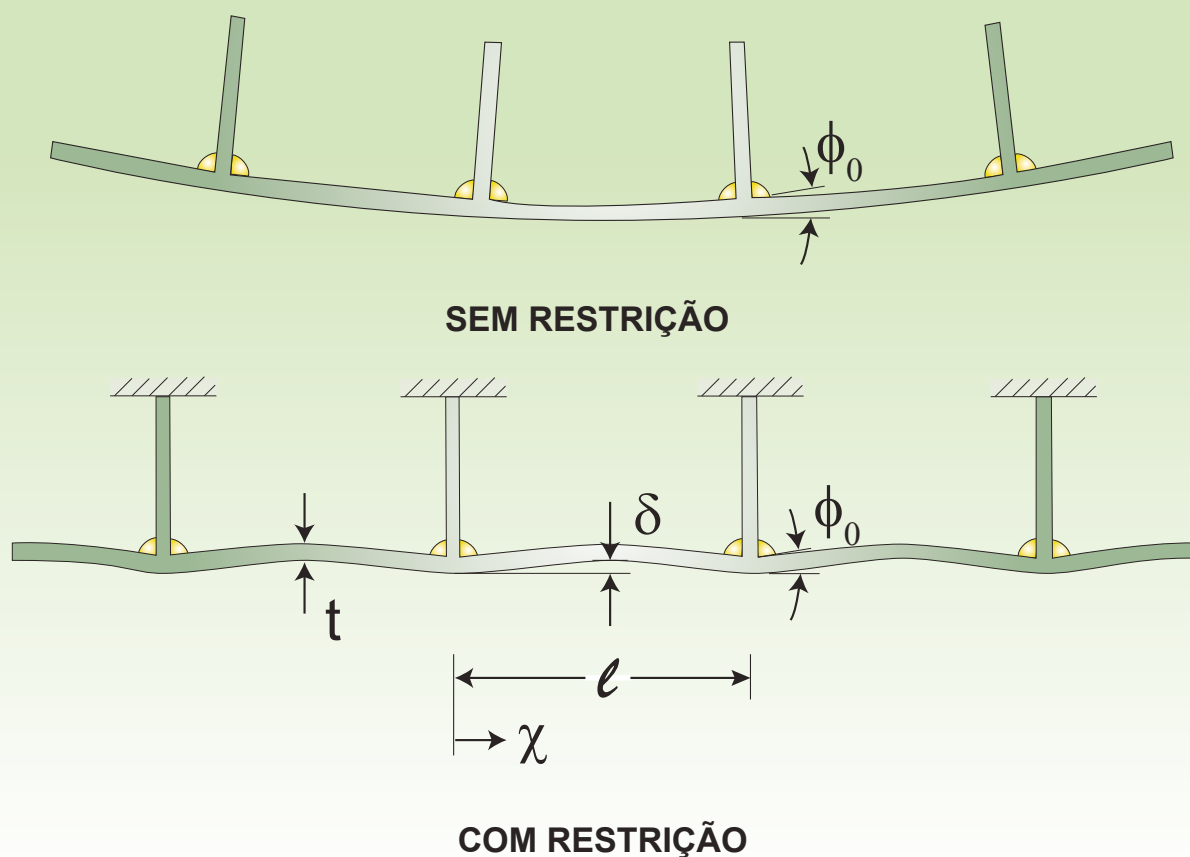


Figura 5.37 – Aspectos de Deformação Angular em Estruturas Navais. Fonte: adaptado de Lincoln

A seguinte relação para uma estrutura uniformemente deformada na equação 5.9:

$$\frac{\delta}{\ell} = \frac{1}{4} \varphi - \phi \left(\frac{x}{\ell} - 0,5 \right)^2 \quad (5.9)$$

Onde:

- » δ é o deslocamento;
- » ℓ é o comprimento entre as juntas T;
- » x é a distância de uma das juntas T;
- » φ é a deformação angular;
- » ϕ é deflexão a uma distância x da solda de ângulo;

A relação entre as deformações angulares de estruturas com e sem restrição: ϕ e ϕ_0 é dada na equação 5.10:

$$\phi = \phi_0 \left(1 + \frac{1}{C} \frac{2D}{\ell} \right)^{-1} \quad (5.10)$$

Onde:

- » E é o módulo de Young;
- » ν é o coeficiente de Poisson;
- » D é rigidez da chapa com espessura t , dada por (5.11):

$$D = E \frac{t^3}{12(1-\nu^2)} \quad (5.11)$$

- » C é um coeficiente determinado a partir das condições de soldagem e espessura da chapa t .

Determinações experimentais mostram que os valores de ϕ_0 e C para diversas condições de soldagem apresentados na equação 5.12:

$$C = t^4 (1 + 0,2W_{ec})^{-1} \quad (5.12)$$

Sendo:

- » t é a espessura, em mm;
- » W_{ec} é o peso de eletrodo consumido por unidade de comprimento de solda, em g/cm.

Importante!

A recomendação é utilizar o procedimento da Lincoln Electric Company (2000) como estimativa inicial.

5.2.7 Natureza do Material Soldado

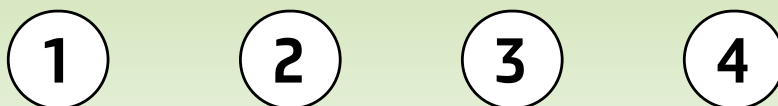
A anisotropia da distribuição de temperaturas numa estrutura durante a sua soldagem – aquecimento e resfriamento – é a principal responsável pelo aparecimento das tensões residuais e consequentes deformações.

A deformação final de uma estrutura soldada é, em resumo, influenciada pelo seu grau de rigidez e pela extensão da zona plastificada durante a soldagem, bem como as propriedades mecânicas e metalúrgicas do material.

5.2.7.1 Propriedades dos Materiais

As quatro principais propriedades que influenciam a susceptibilidade à distorção são:

 Clique nos números para conhecê-los..



Dentro das próprias famílias de materiais existe uma certa variabilidade das propriedades mecânicas e térmicas, conforme ilustrado no Quadro 5.1.

Metal	Coeficiente de Expansão Térmica	Condutividade Térmica	Tensão de Escoamento	Módulo de Elasticidade
	α	k	σ_y	E
	(10 ⁻⁶ m/(m K))	W/(m K)	MPa	GPa
Alumínio (Ligas)	22,2	204,3	151 - 380	69,0
Inconel 625	12,6	10,8	414 - 758	200
Aços-Carbono	12,0	36,3 - 53,6	200 - 400	200
A304	17,3	16,2	290	200
A316	16,0	16,2	290	200
A410	9,9	24,9	310	200

Quadro 5.1 – Coeficiente de Expansão Térmica, Condutividade Térmica, Tensão de Escoamento e Módulo de Elasticidade para Diversos Materiais. Fonte: os autores, 2019.

Os efeitos das propriedades entre materiais são possíveis de serem verificados na tabela comparativa de deformação, Tabela 5.1. A partir de uma referência unitária, cada propriedade é referenciada para os demais materiais dessa tabela.

Metal	Coefficiente de Expansão Térmica	Condutividade Térmica	Tensão de Escoamento	Módulo de Elasticidade
Alumínio (Ligas)	2,0	4,5	1,0	0,3
Inconel 625	1,0	0,2	2,0	1,0
Aços-Carbono	1,0	1,0	1,0	1,0
A304	1,5	0,5	1,0	1,0
A316	1,3	0,5	1,0	1,0
A410	1,0	0,5	1,0	1,0

Tabela 5.1 – Coeficiente de Expansão Térmica, Condutividade Térmica, Tensão de Escoamento e Módulo de Elasticidade para Diversos Materiais – Comparativo. Fonte: os autores, 2019

Peças ou estruturas em aços inoxidáveis serão mais susceptíveis a distorção quando comparadas com peças em aço carbono. No caso de peças de alumínio, o maior coeficiente de expansão térmica é compensado pela maior condutibilidade térmica. Peças em Inconel 625, assim como aços de alta resistência, tenderão a ter maiores níveis de tensão residual ou de distorção pela maior tensão de escoamento.

Observe cada comparação e entenda suas diferenças:

 Clique nos itens.

Comparação do Aço Carbono com o Aço Inoxidável

Comparação do Aço Carbono com o Alumínio

Comparação do Aço Carbono com o Aço de Alta Resistência

5.2.7.2 Extensão da Curva de Repartição Térmica

A deformação em soldagem dependerá, basicamente da dimensão da zona plastificada – ZP – que, por sua vez, dependerá da extensão da curva de repartição térmica. Como já visto, diversos fatores afetarão a extensão da curva de repartição térmica.

- » Temperatura inicial (preaquecimento) – o aumento da temperatura inicial aumentará a zona plastificada e aumentará a deformação.
- » Aporte térmico (energia de soldagem) – o aumento do aporte térmico aumentará a zona plastificada e aumentará a deformação.
- » Número de passes – o aumento do número de passes aumentará a zona plastificada e aumentará a deformação.

A ação destes fatores deve ser vista em conjunto. Por exemplo, o pré-aquecimento aumenta a contração pelo alargamento da zona plastificada, entretanto, proporciona um resfriamento mais regular que tende a reduzir as deformações. O número de passes pode aumentar a contração, mas, à medida que a solda é depositada, o grau de restrição tende a conter esta tendência.

5.3 Métodos de Mitigação de Tensões Residuais e de Distorções

As tensões residuais e distorções se originam de complexas interações mecânicas e térmicas que ocorrem no processo de soldagem. Todavia, é um fato que muitas vezes o histórico de formação dessas tensões residuais e distorções são ignorados.

Conforme a Figura 5.38, já no processo de fabricação são introduzidas tensões residuais, dependendo do processo, como fundição, forjamento, laminação, etc.

Histórico do carregamento com a fabricação

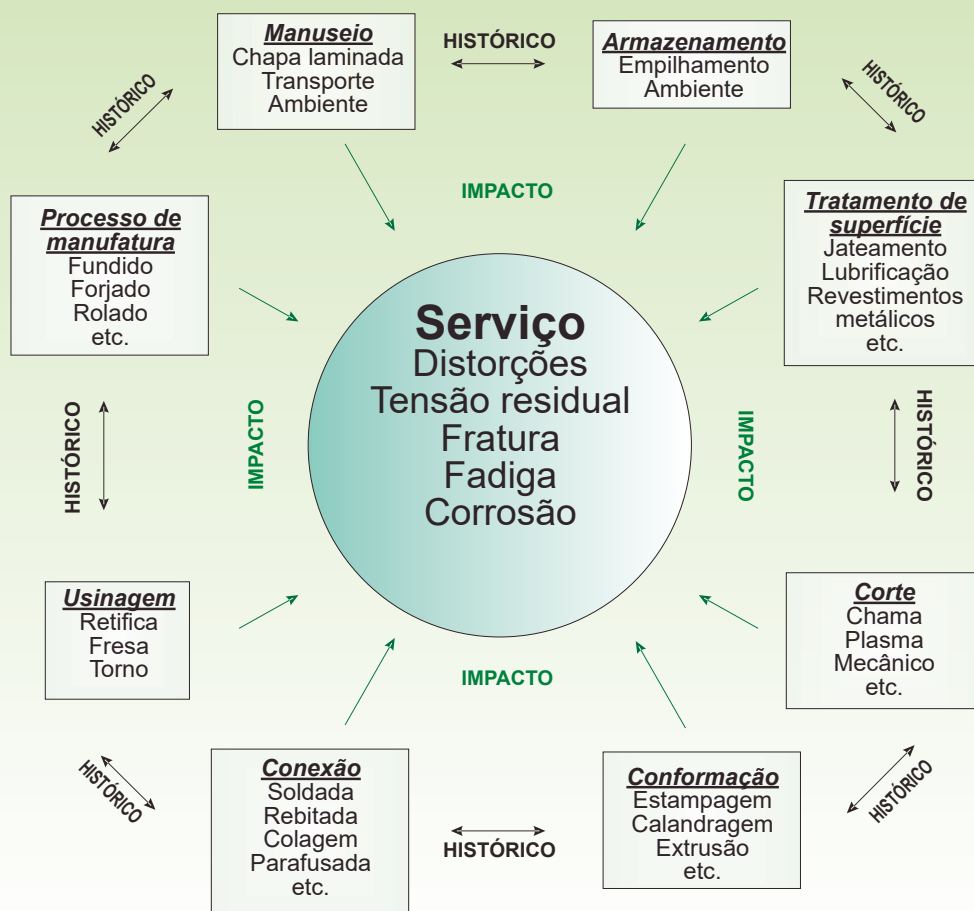


figura 5.38 - fluxograma do processo de aplicação de métodos de mitigação de tensões residuais e distorções.
Fonte: adaptado os autores Brust, 2019

O processo de pré-montagem e ajuste, ao sofrer cortes ou conformações, geralmente introduz estados de tensões residuais localizados. Existem, ainda, condições impostas por tratamentos superficiais e eventualmente ajustes de conexão da peça. Todos estes estados juntos podem não ser considerados e muitas vezes não serem previstos, entretanto podem representar cerca de 50% do valor nominal da tensão residual e afetar prejudicialmente as condições de integridade da peça em operação. Nestes casos, procedimentos de alívio de tensão podem ser empregados, todavia, geralmente, podem ser bastante custosos.

Importante!

Simplificadamente, a solda funciona como um tratamento local de alívio de tensões de forma que o histórico, como visto na Figura 5.38, pode ser negligenciado.

Existe uma grande gama de métodos para a mitigação de tensões residuais e de distorções oriundas do processo de soldagem. Esses podem ser utilizados individualmente ou em conjunto, dependendo do projeto da peça. O que importa, nesse processo, é a redução do nível de tensões residuais e a mitigação ou remoção corretiva das distorções em conjunto com aspectos como produtividade e custos.

Muitas vezes, dependendo de opções de custo e aplicabilidade, vários métodos e estratégias podem ser aplicadas, incluindo correções dimensionais após a fabricação.

5.3.1 Otimização de Projeto

A melhor forma de se mitigar a ocorrência de tensões residuais ou deformações é otimizando o projeto das juntas. Existem algumas práticas já bem implementadas. As tensões residuais e deformações podem ser reduzidas desde que seja possível a adoção de medidas preventivas, como por exemplo:

- » Reduzir ao mínimo a quantidade de metal depositado. Utilizar chanfros com abertura e espaçamento (*gap*) menor possível, desde que não impeçam a correta fusão da raiz ou dos passes anteriores. Não havendo contraindicação de ordem metalúrgica, os eletrodos de maior diâmetro são recomendados para que a taxa de deposição seja alta e o número de passes o menor possível. Essa recomendação advém do fato que a soldagem efetuada com um maior número de passes, para uma mesma espessura e geometria de chanfro, produz um maior volume de material retransformado pelos passes subsequentes, tanto na ZAC como o metal de solda. Isso faz com que a tensão residual da junta seja aumentada. Entretanto, em soldas heterogêneas, utilizando metal de adição de matriz austenítica, como não há transformação de fase no metal de solda, a soldagem multipasse com menor corrente é recomendada para produzir uma menor tensão residual diminuindo o tamanho da ZAC. Além disso a matriz austenítica possui maior capacidade de deformação, havendo uma acomodação das tensões por essas deformações locais de cada passe.
- » Usar chanfros duplo-V e duplo-U, pois a solda, em ambos os lados, possibilita o equilíbrio dos esforços de contração. Os chanfros podem ser simétricos ou assimétricos. No primeiro caso, os cordões devem ser depositados alternadamente nos dois lados.
- » Evitar excesso de material nas soldas em ângulo. Em se tratando de chapas finas, como nos fundos de tanque, adotar sequências especiais de soldagem.

5.3.1.1 Minimização ou Eliminação de Juntas Soldadas

O uso de peças conformadas, forjadas, extrudadas ou, até, com o uso de soldas intermitentes sempre que possível, reduz drasticamente ou, em alguns casos, elimina estados de tensão residual e distorções, Figura 5.39.

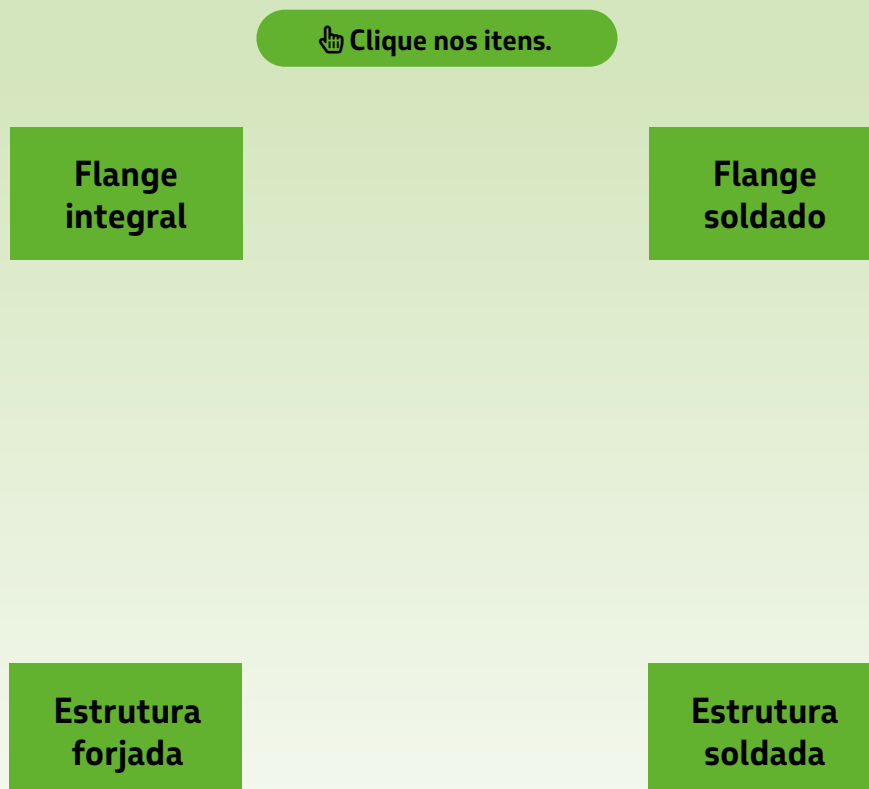


Figura 5.39 – Minimização ou Eliminação de Juntas Soldadas. Fonte: os autores, 2019.

5.3.1.2 Posicionamento das Soldas nas Peças

Um dos melhores locais para posicionamento das soldas é na linha neutra, uma vez que nessa localização, menor será o nível de aplicação das forças de contração térmica. Todavia, como nem sempre isto é possível, com a utilização do balanceamento, em soldas multipasses, é possível obter o mesmo resultado. Portanto, um cordão de solda pode ser balanceado pelo cordão seguinte, assim sucessivamente.

- a. Posicionar as soldas o mais próximo possível do eixo neutro da peça (Figura 5.40).

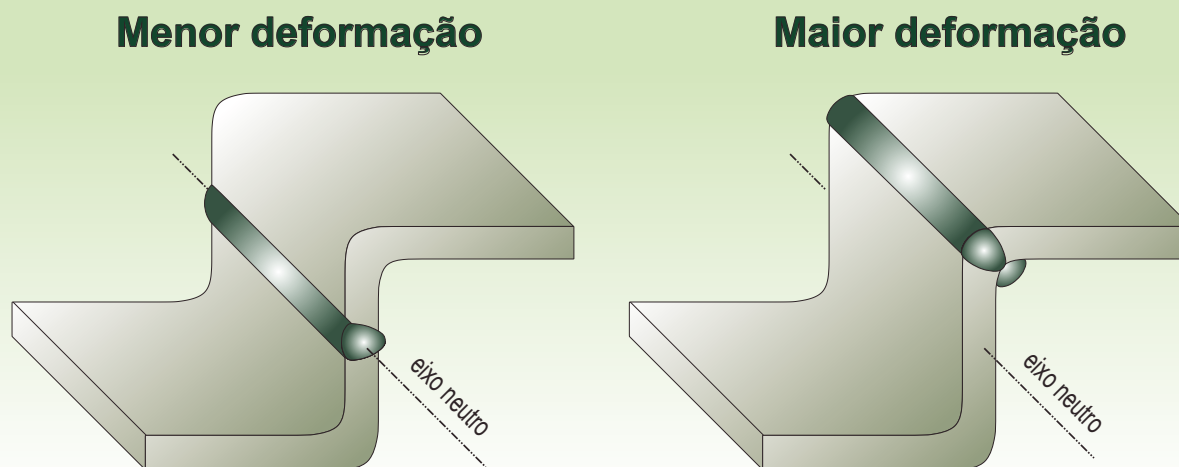


Figura 5.40 – Utilização de Eixos Neutros. Fonte: os autores, 2019.

- b. Balancear as soldas em relação ao eixo neutro da peça (Figura 5.41).

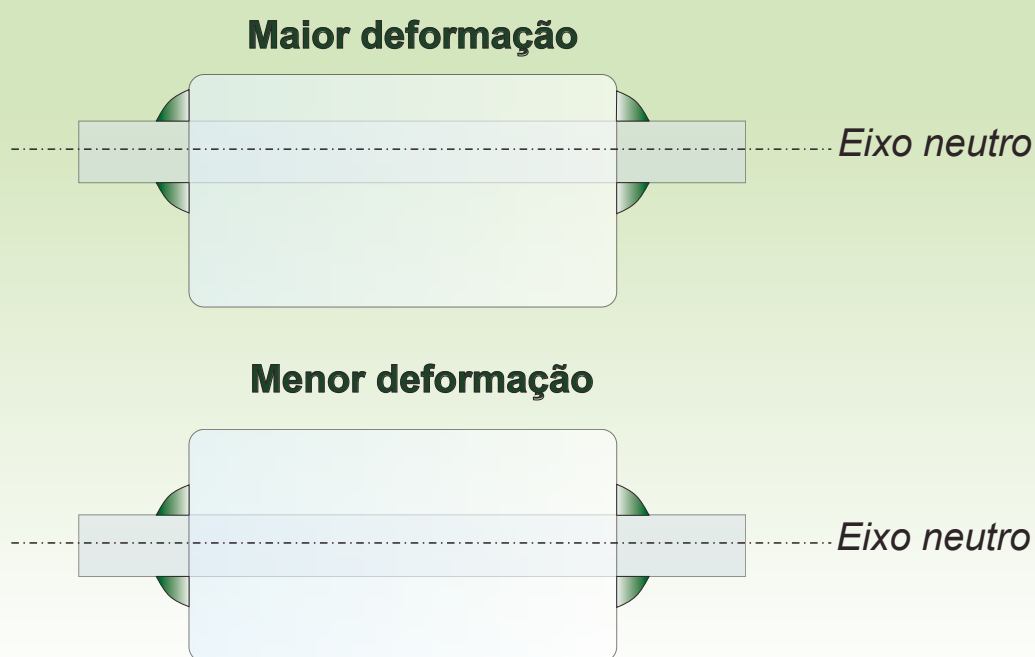


Figura 5.41 – Balanceamento em relação ao eixo neutro. Fonte: os autores, 2019.

5.3.1.3 Montagem em Conjunto

Ao se pontear ou mesmo apenas fixar peças similares em conjunto, conforme a Figura 5.41, pode-se fazer o uso do balanceamento em torno na linha neutra do conjunto. Todavia, o conjunto deverá sofrer ou tratamento térmico de alívio de tensões ou ser montado com pré-deformação ou pré-tensionamento para uma correta estabilidade dimensional final.

Duas peças idênticas podem ser mantidas solidárias, por ponteamamento ou através de grampos, formando um conjunto simétrico e possibilitando a soldagem balanceada em relação ao seu eixo neutro (soldagem “back-to-back”). Este método é particularmente interessante quando o conjunto for tratado termicamente para alívio de tensões antes da liberação de cada peça, Figura 5.42 e Figura 5.43.

Atenção

Na impossibilidade de realização deste tratamento será recomendável a utilização da pré-deformação, que será abordado a seguir.

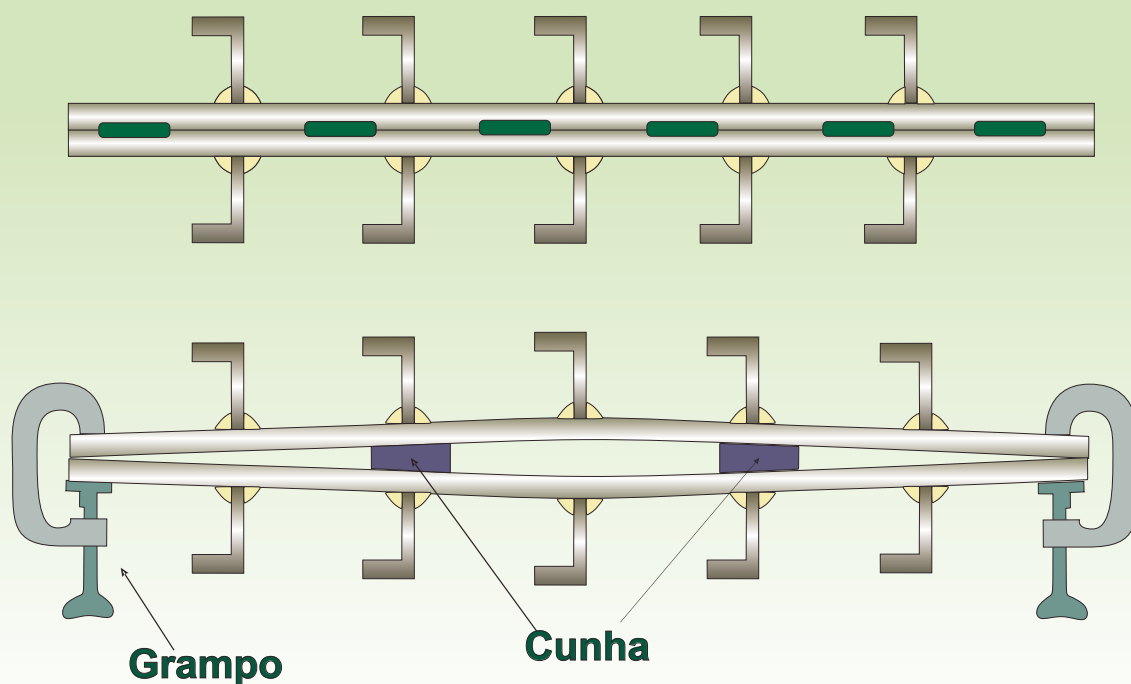


Figura 5.42 – Montagem em Conjunto. Fonte: os autores, 2019.

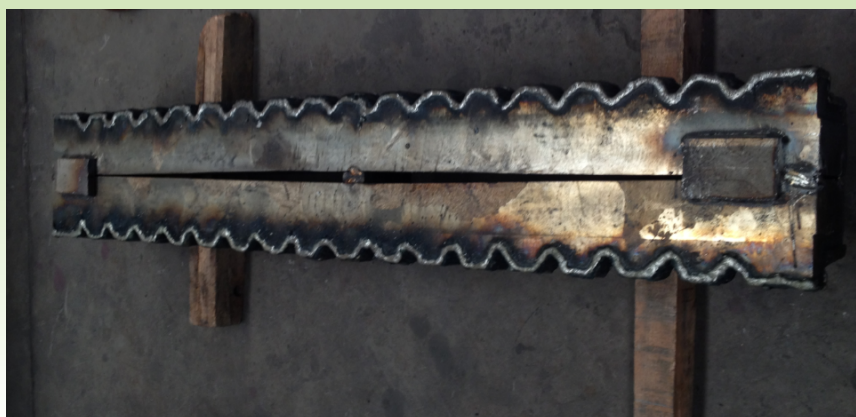


Figura 5.43 – Aplicação de uma cunha em uma junta soldada. Fonte : apostila UPS

5.3.1.4 Quantidade de Metal Depositado

O grau de restrição, o projeto da junta e da peça bem como as formas de acoplamento estão diretamente relacionados com a geometria da peça e a rigidez do sistema. Quanto maior for a quantidade de metal depositado maior será a energia transferida à peça e, conseqüentemente, teremos uma maior extensão da zona plastificada e uma maior deformação em soldagem.

As deformações em soldagem poderão ser minimizadas, pela redução ao mínimo da quantidade de metal depositado, desde que seja possível a adoção das seguintes medidas preventivas:

1. reduzir o reforço de solda (Figura 5.44);

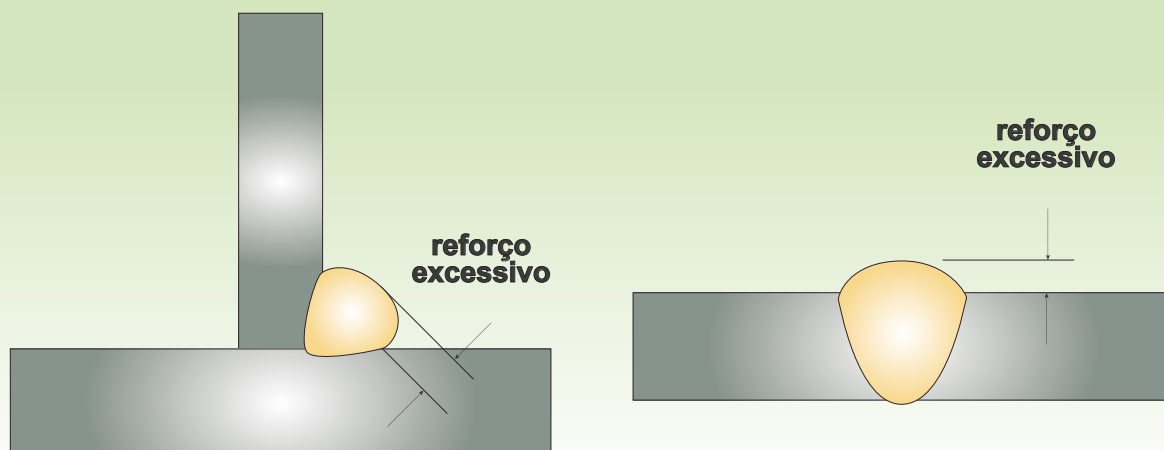


Figura 5.44 – Reforço excessivo de solda. Fonte: os autores, 2019

2. utilizar chanfros com abertura e espaçamento ("gap") pequenos, compatíveis com a penetração completa (Figura 5.45). Os processos de soldagem devem estar com os parâmetros bem controlados, pois esta prática pode promover falta de fusão e penetração, tanto na raiz quanto entre os passes;

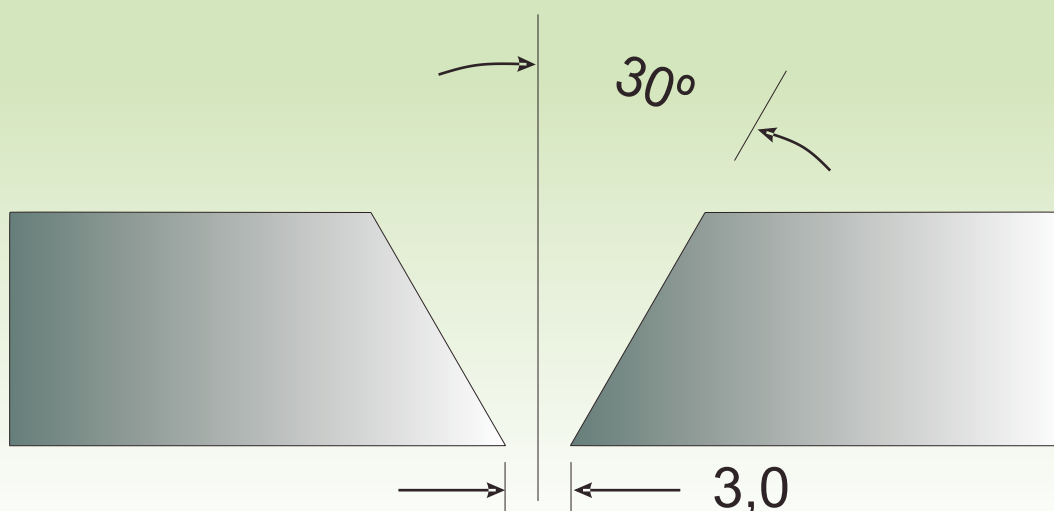


Figura 5.45 – Abertura e espaçamento de chanfros. Fonte: os autores, 2019

3. não havendo contraindicação de ordem metalúrgica, preferir os eletrodos de maior diâmetro minimizando o tamanho do cordão e o aporte térmico imposto. Todavia, vale ressaltar que eletrodos maiores têm maior dificuldades em soldarem chanfros estreitos;
4. um dos aspectos mais importantes quanto ao metal depositado é que a distorção devido à contração de resfriamento é proporcional ao seu volume. Além disso, ainda existem aspectos como tempo de preparação de junta e facilidade de acesso ao soldador ou à máquina de solda automatizada. Para chapas espessas, reduzir o ângulo de abertura e aumentar o espaçamento ou utilizar a preparação do tipo U. Porém, neste caso, normalmente a menor deformação é obtida com a adoção de chanfros duplos – V duplo ou U duplo – ou, sempre que possível a utilização de chanfros estreitos – *narrow gaps* (Figura 5.46);

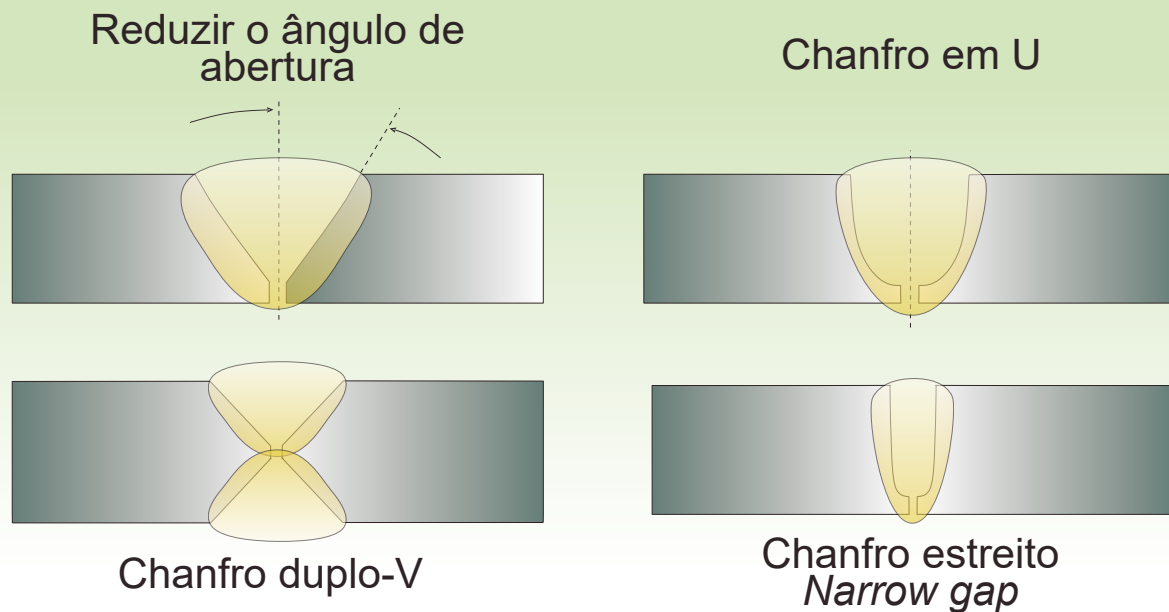


Figura 5.46– Redução do Volume de Metal de Adição. Fontes: os autores, 2019.

5. utilizar soldas intermitentes quando possível (Figura 5.47).

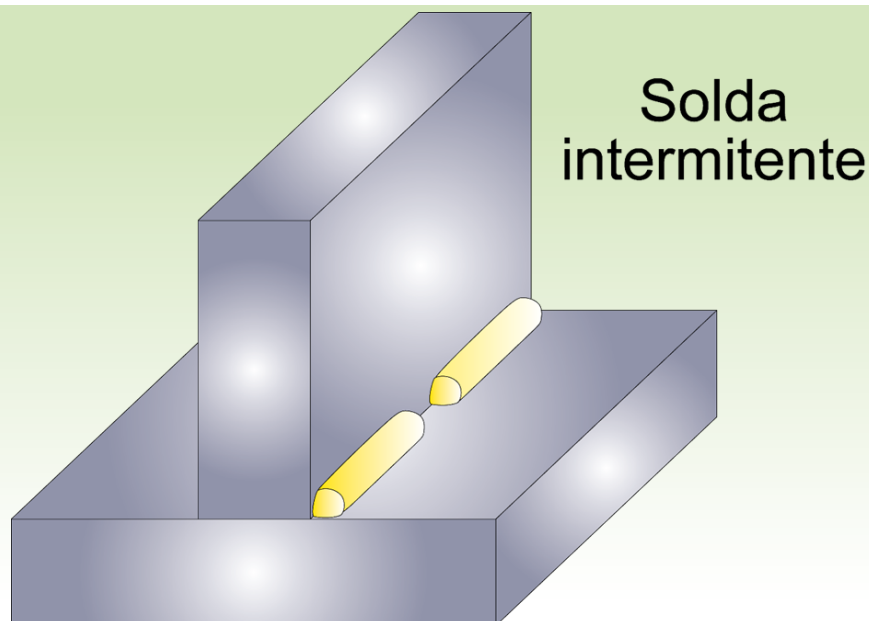


Figura 5.47 – Soldas intermitentes. Fontes: os autores, 2019.

5.3.1.5 Administração do Número de Passes

Existem opiniões controversas referentes a essa forma de se evitar distorções. Em uma junta efetuada sem restrições, geralmente, o nível final de distorções é diretamente proporcional ao número de passes.

Todavia, efetuar uma junta com poucos passes de grande volume propicia um alto nível de contração de resfriamento. A execução de vários passes de menor volume adiciona restrição paulatinamente à peça, propiciando um menor nível de restrição. Passes de grande volume ainda aumentam consideravelmente o risco de flambagem em chapas finas.

5.3.2 Técnica de Soldagem

A forma que é efetuada a soldagem interfere diretamente no nível de tensões residuais e deformações.

A escolha do processo de soldagem, parâmetros de soldagem, como velocidade de soldagem, se a soldagem é manual ou automática, tamanho da solda, se os passes são retilíneos ou oscilantes, se os cordões são contínuos ou intermitentes, quantidade de passes, aporte de calor, podem controlar o nível de distorção e de tensão residual final.

Por exemplo, peças idênticas podem ser soldadas uma contra a outra constituindo conjuntos simétricos ou efetuando a soldagem por ambos lados e terão valores diferenciados de tensões e distorções.

Outra técnica que exemplifica esse efeito é o passe a ré. Segundo a N-1438 (2013), a sequência na qual os cordões de solda são executados em sentido oposto ao da progressão da soldagem, de forma que cada cordão termine no início do anterior, formando ao todo, um único passe.

5.3.2.1 Processos de Soldagem

Geralmente, os processos que envolvem fusão embutem os maiores níveis de distorção. Os processos LBW, EBW e PAW são aqueles cujos níveis de distorção são os menores pelo fato da fonte de calor poder ser mais concentrada e a poça de fusão ter menores dimensões. Além desses, os processos por fricção no estado sólido, como o FSW, também minimizam o efeito das tensões residuais e distorções. O FSW ainda induz plastificação localizada e endurecimento por deformação na peça, o que tem impacto, dentre outras propriedades, na tenacidade à fratura da peça.

Importante!

Um processo de soldagem raramente é escolhido tendo em vista às deformações. De um modo geral, o que se visa é a regularidade da soldagem e um gradiente de temperatura tal que forneça a menor extensão da zona plastificada.

Os processos automáticos possibilitam a soldagem com alta velocidade e, comparativamente aos processos manuais, normalmente provocam menores deformações pelos seguintes motivos:

- » maior quantidade de metal é depositada por passe, acarretando menor número de passes para completar a junta soldada;
- » maior é a regularidade da soldagem, obtendo-se, devido à sua continuidade, uma distribuição mais uniforme de temperatura (Figura 5.48).

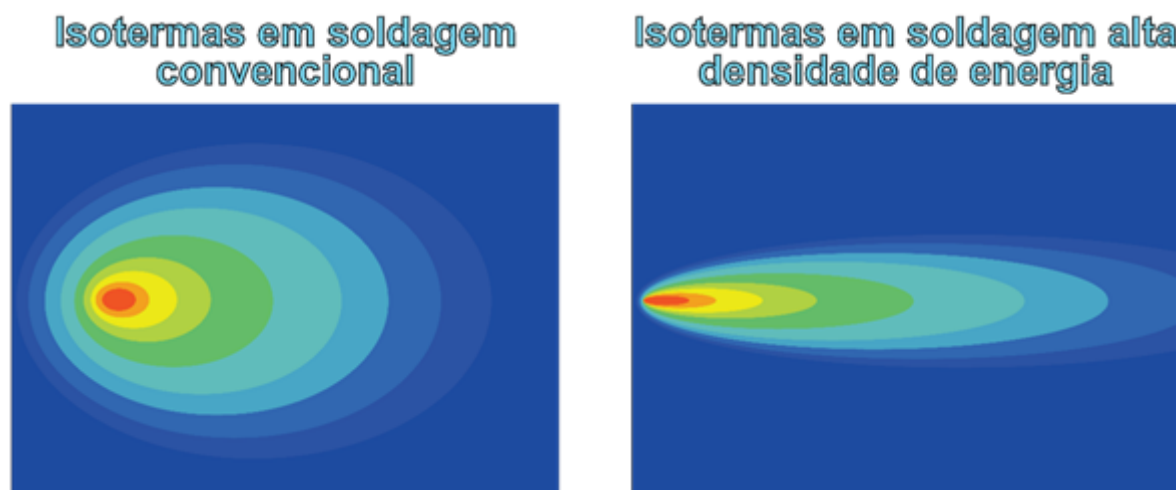


Figura 5.48 – Isotermas produzidas pela soldagem manual e automática. Fonte: os autores, 2019.

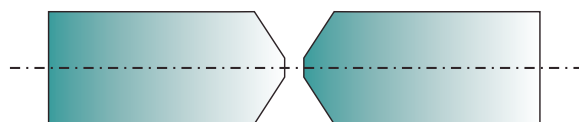
O pré-aquecimento, conforme visto anteriormente, proporcionará um resfriamento mais regular, porém não deveremos esquecer que o mesmo aumentará a contração devido ao alargamento da zona plastificada.

Desta forma, espera-se obter a menor deformação em soldagem utilizando-se um processo de soldagem automático e a máxima velocidade compatível com a deposição de cada passe.

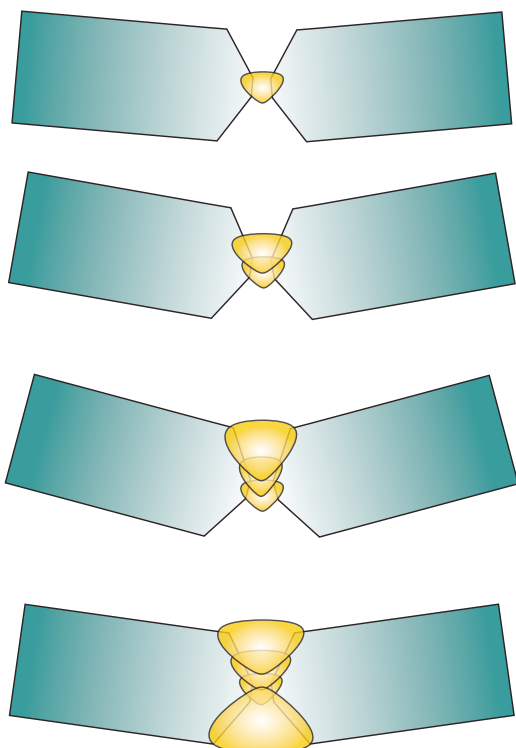
5.3.2.2 Deposição dos Passes - balanceamento

A Figura 5.49 mostra um comparativo entre balanceamento e não balanceamento de passes em uma junta de topo. O chanfro assimétrico é empregado quando se torna inviável a aplicação de vários cordões alternados.

Antes da soldagem

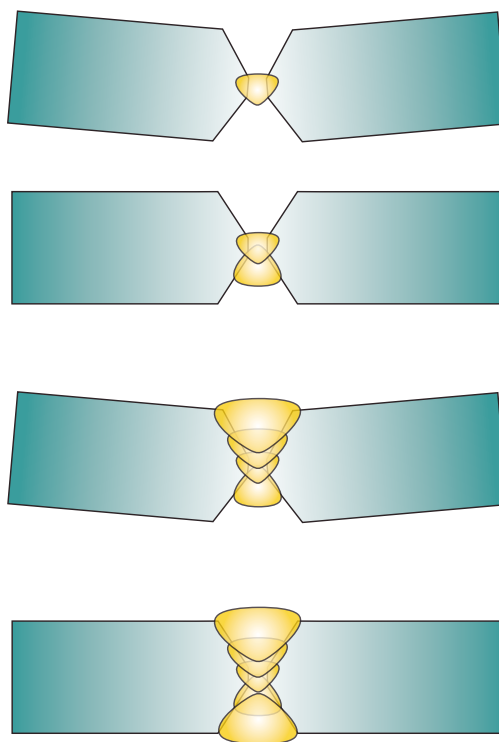


Soldagem por um lado



Maior distorção

Soldagem alternada



Menor distorção

Figura 5.49 – Balanceamento pela sequência de soldagem do chanfro simétrico. Fonte: os autores, 2018.

O que ocorre nesse processo é que, à medida que a junta vai sendo efetuada, aumenta-se o grau de restrição e, através do balanceamento, compensa-se progressivamente as contrações de resfriamento individuais de cada passe. Pode-se aplicar este procedimento também em juntas em ângulo, além de se poder preparar juntas assimétricas ou mesmo metodologias de pré-tensionamento, que será abordado a seguir.

Neste caso, a utilização de chanfros duplos – V duplo ou U duplo é recomendada. Para entender a recomendação, clique no ícone compreenda a utilização dos chanfros.



A realização de uma correta sequência de soldagem em um chanfro assimétrico também contribui para a diminuição das tensões residuais, Figura 5.50.

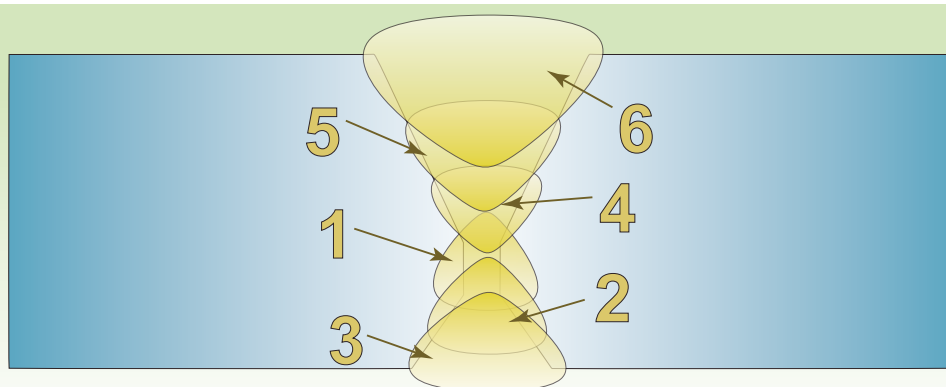


Figura 5.50 – Sequência de soldagem do chanfro assimétrico. Fonte: os autores, 2018.

O lado a ser preenchido por último tem maior volume de metal depositado para compensar a restrição imposta pela primeira solda.

A sequência de soldagem nos recipientes cilíndricos deve levar em conta a diferença de rigidez para esforços internos e externos, Figura 5.51, para espessuras maiores do que 25 mm.

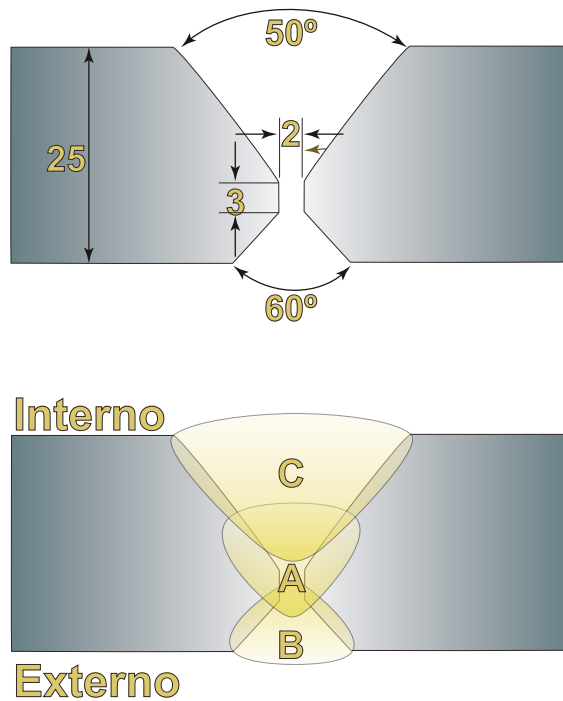


Figura 5.51 – Soldas de topo em recipientes cilíndricos. Fonte: os autores, 2018.

Sequência das operações:

1. Soldagem de aproximadamente 2/3 do volume do chanfro interno.
2. Goivagem pelo lado externo.
3. Soldagem do chanfro externo.
4. Conclusão da soldagem pelo lado interno.

Atenção

A **Goivagem** é a remoção de cordões de solda, abertura de sulcos ou, ainda, corte de componentes com a utilização de um arco elétrico, estabelecido entre um eletrodo de grafite e a peça de trabalho, que funde essa peça e promove a remoção do metal fundido por um jato de ar na ponta desse eletrodo.

Considerar que, quanto maior o grau de restrição, durante a soldagem, mais elevado será o nível de tensões residuais. Adotar o mínimo de restrição, utilizando, quando possível, a pré-deformação.

5.3.2.3 Sequenciamento da Soldagem

A estratégia de sequenciamento da soldagem se baseia no princípio de que é possível controlar a distorção através do enrijecimento estratégico de partes da junta de forma sequencial. Pode ser realizada com passe à ré ou mesmo com passes intercalados, dependendo da peça e da junta.

O sequenciamento da soldagem é bastante aplicado para controle de distorção e naturalmente também se aplica para controle do campo de tensões residuais. Todavia, pode não ser suficiente sem a aplicação de outros métodos.

Ainda dentro da estratégia de sequenciamento de soldagem, existe também a estratégia de sequenciamento do ponteamto, baseado no princípio que pode haver fechamento ou abertura do chanfro durante o processo de soldagem contínuo.

As técnicas utilizadas podem ser:

 Clique nos itens.

Passe a Ré ou Passe de Pelegrino ("Back-Step Welding")

"Skip Welding"

Solda intermitente em junta em ângulo

5.3.2.4 Controle de Consumíveis

Baseia-se no princípio da mudança de volume causada por transformações de fase em conjunto com o processo de contração devido ao resfriamento para reduzir o nível de tensões residuais.

Atualmente, existem consumíveis de soldagem especialmente projetados de forma que a temperatura de transformação de fase, como limites máximo e mínimo da martensita, coincida com a temperatura de transformação do metal de base. A expansão do volume do metal de solda em conjunto com a contração de resfriamento propicia a formação de campos de tensão residual compressivos.

Atenção

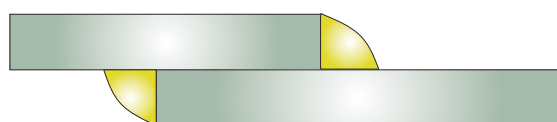
A aplicação deste método em soldas de múltiplos passes pode se resultar ineficaz, caso não se observe a temperatura de interpasse.

A utilização de consumíveis heterogêneos de matriz austenítica, diminui sensivelmente as deformações na junta soldada, minimizando as tensões residuais e distorções.

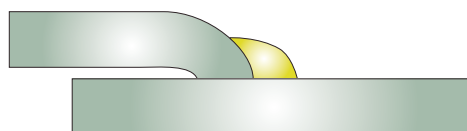
5.3.2.5 Tipos de Solda

Na soldagem de estruturas com alto grau de rigidez ou na soldagem de estruturas com grandes dimensões – como por exemplo, fundo e teto de tanques de armazenamento – a junta sobreposta (*"lap joint"*) é frequentemente utilizada, para facilitar a montagem e minimizar deformações, Figura 5.55.

A junta sobreposta com solda de ângulo com cordão duplo (*"duble fillet weld"*) é, neste caso, e havendo possibilidade de utilização, particularmente interessante. A contração transversal e o embicamento são normalmente desprezíveis, o que nem sempre se poderá afirmar no caso de uma junta sobreposta com solda de ângulo com cordão simples. Essas juntas são, entretanto, submetidas à contração longitudinal e, quando apresentarem grande comprimento, poderão sofrer acentuado empenamento, requerendo sequências especiais de montagem.



**Solda em ângulo com
cordão duplo**



**Solda em ângulo com
cordão simples**

Figura 5.55 – Juntas sobrepostas, solda em ângulo com cordão duplo e solda em ângulo com cordão simples.
Fonte: os autores, 2019.

5.3.3 Métodos Mecânicos

Diversas configurações desses dispositivos podem ser observadas. É importante frisar que as estratégias, tanto os passes intermediários como os de ponteamto devem ser fundidos à junta de projeto.

5.3.3.1 Aplicação de Dispositivos de Prefixação e Pré-Enrijecimento

Procedimentos prefixação e pré-enrijecimento, geralmente, são utilizados justamente pelo fato de serem os mais fáceis de serem aplicados.

Para compreender esse fator, clique no ícone e entenda o que e para que são esses procedimentos.



Os dispositivos mostrados na Figura 5.56 impedem a deformação angular e favorecem o alinhamento das chapas, sem restringir a contração transversal.

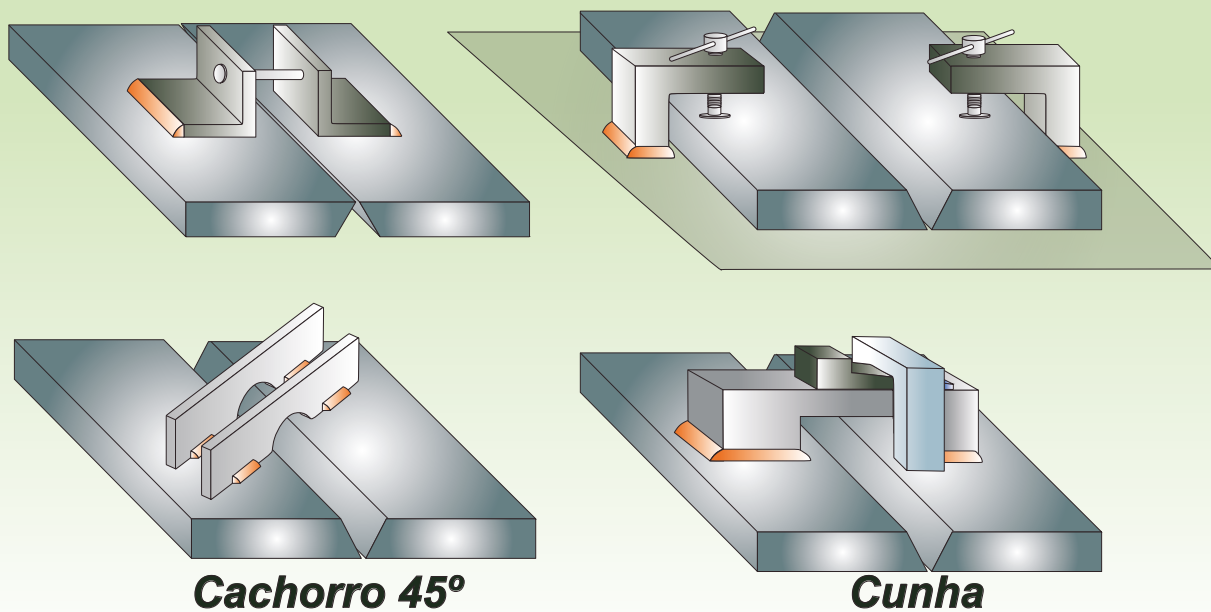


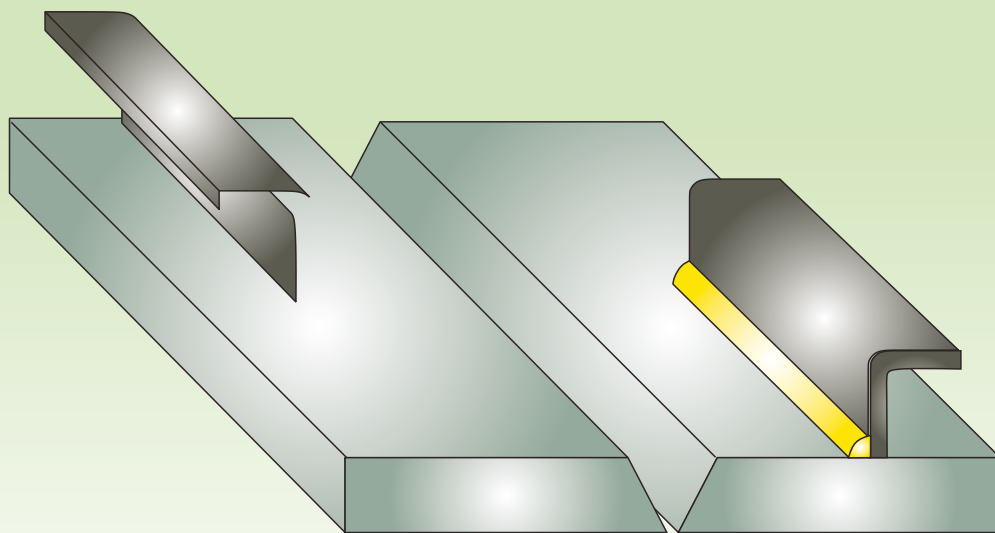
Figura 5.56 – Configurações de alguns dispositivos auxiliares de montagem. Fonte: os autores, 2019.

As peças são previamente deformadas, utilizando dispositivos de fixação, de tal modo que, após o processo, a forma com a deformação final projetada seja aquela desejada sem, ou com uma mínima, distorção.

Importante!

Os dispositivos de montagem que limitam todas as possibilidades de deformação – como por exemplo o “cachorro” – não constituem a melhor solução, pois impedem a deformação angular e favorecem o alinhamento das chapas, sem restringir a contração transversal.

Todavia, nem sempre o nível de prefixação e pré-enrijecimento, como mostrado na Figura 5.57, pode ser adequadamente previsto, o que pode fazer necessário o uso de tentativas e o custo do processo. Em se fazendo tais tentativas, esta metodologia acaba, na prática, sendo aplicada para juntas mais simples. Mas isto tende a mudar com o advento da simulação de soldagem.



Defasagem para garantir o acesso pelo soldador

Figura 5.57 – Aplicação de dispositivos de pré-enrijecimento. Fontes: os autores, 2019.

5.3.3.2 Pré-deformação

Conforme dito, o grau de restrição das peças durante a soldagem – aquecimento e resfriamento – será, em resumo, o principal fator determinante da intensidade das tensões residuais. Considere que quanto maior for o grau de restrição durante a soldagem, menor será a deformação e mais elevado será o nível das tensões residuais.

Consiste no controle de deslocamentos e de rotações antes do início do processo de soldagem através da adição de peças ou suportes provisórios, devidamente projetados, Figura 5.58.

A variação de aporte térmico, inerente a cada processo de soldagem, pode interferir na análise de pré-montagem. Como por exemplo:

- » na soldagem com os processos de soldagem SMAW e GMAW, geralmente, a junta se fecha;
- » na soldagem com SAW a junta se abre.

Este conhecimento pode-ser utilizado para minimizar estes efeitos, Figura 5.58.

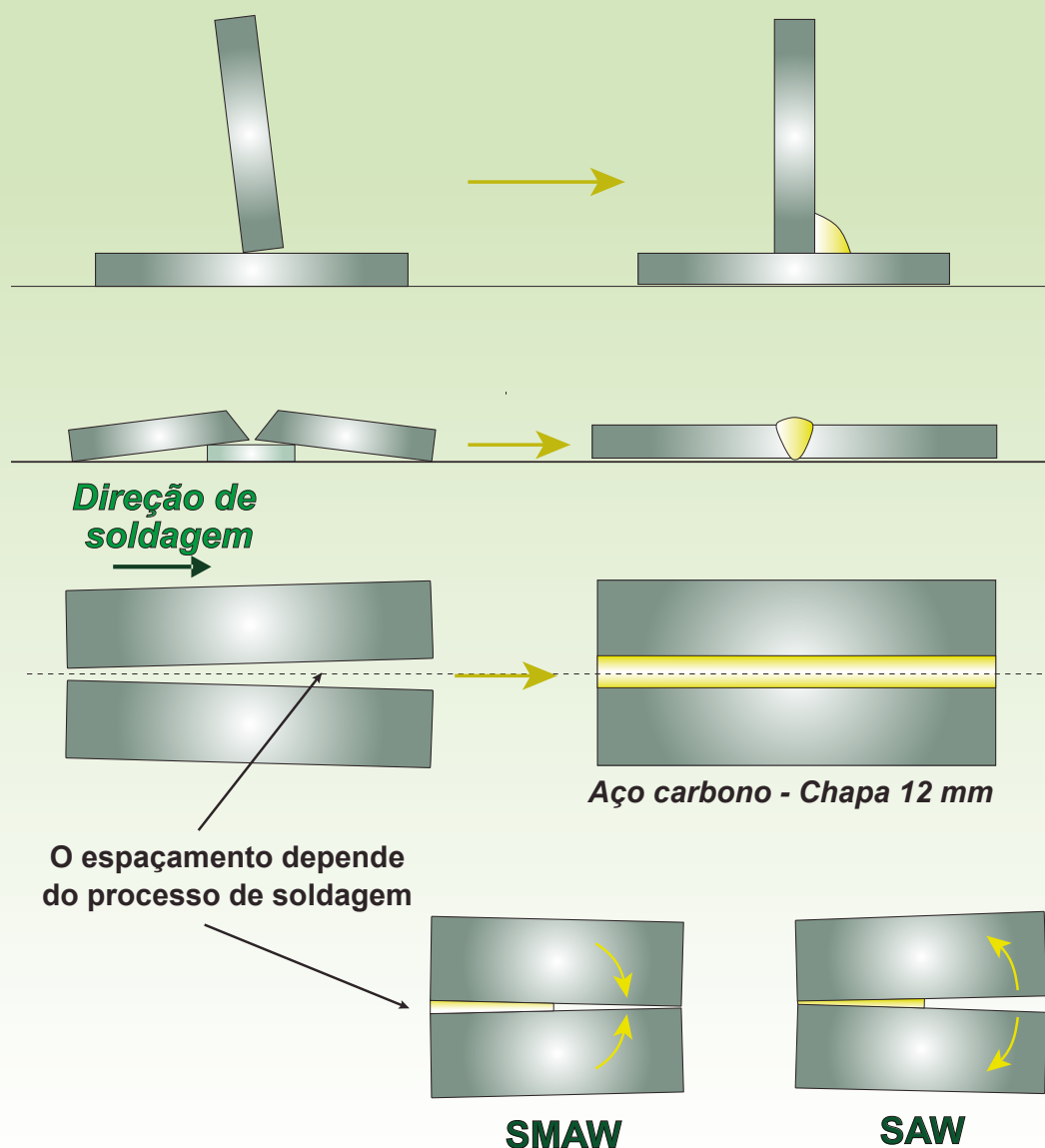


Figura 5.58 – Pré-montagem. Fonte: adaptado de Lincoln

A utilização de uma deformação prévia, com o intuito de compensar a deformação imposta pelo ciclo térmico de soldagem, poder ser, também, uma boa alternativa, Figura 5.59.

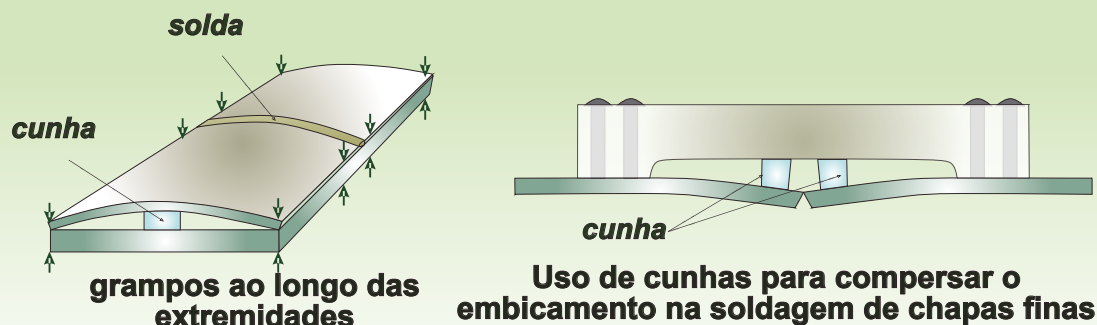


Figura 5.59 – Pré-deformação. Fonte: adaptado de Lincoln

5.3.3.3 Método da Sobrecarga

Ainda é possível, após a fabricação, minimizar o nível das tensões residuais com a aplicação de esforços mecânicos sobre a peça que a deformem plasticamente.

Esse método consiste de um aumento gradativo de carga até um certo valor máximo requerido e, posteriormente, decréscimo também gradativo desta mesma carga, como por exemplo, a pressurização de vasos e tubulações durante o teste hidrostático.

O alívio de tensões será conseguido pela transformação de deformações elásticas em deformações plásticas localizadas, Figura 5.60. A distribuição das tensões antes do tratamento está mostrada na curva (a). A distribuição das tensões na peça durante a aplicação da sobrecarga, curva (b). A produção de deformação plástica nas regiões mais tensionadas da estrutura. A relaxação de tensão indica a região de conversão de deformação elástica em deformação plástica. Em (c), observa-se a distribuição de tensões residuais após a remoção da sobrecarga.

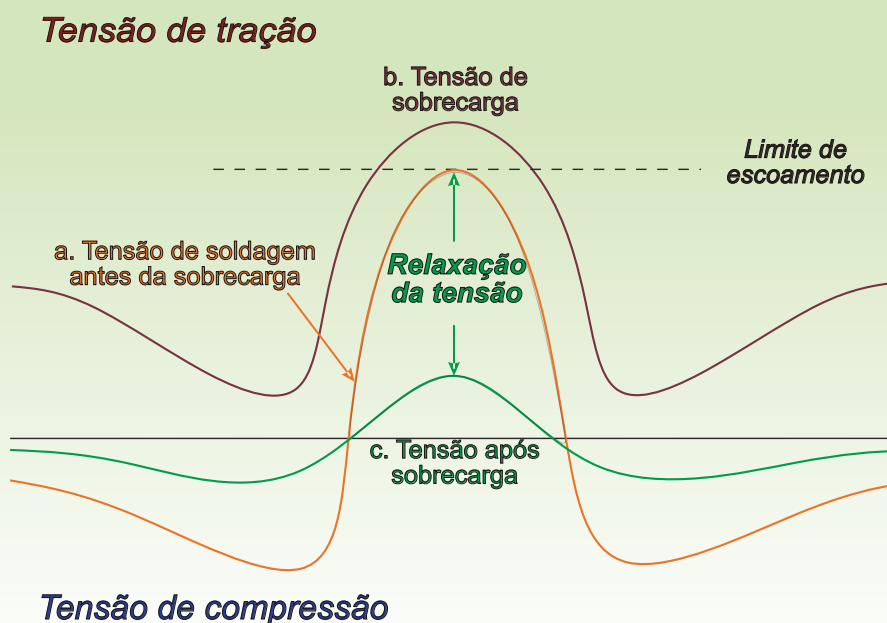


Figura 5.60 – Alívio de tensões residuais por sobrecarga. Fontes: os autores, 2019.

O alívio de tensões residuais por sobrecarga apresenta algumas limitações e desvantagens:

 Clique nos números para conhecê-los.

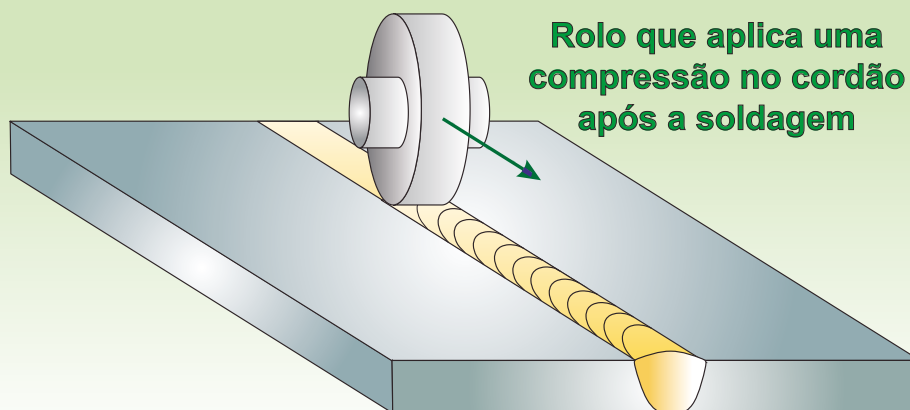
1

2

3

5.3.3.4 Deformação Local

Estudos mostram que imprimindo tensões compressivas, como através de um rolo sobre o cordão de solda exemplificado na Figura 5.61, pode vir a minimizar, significativamente, as tensões residuais longitudinais.



Rolo que aplica uma compressão no cordão após a soldagem

Figura 5.61 – Aplicação de Deformação Local. Fontes: os autores, 2019.

1. Martelamento - "peening"

O martelamento das soldas não deixa de ser, também, uma forma de sobrecarga localizada e poderá ser utilizado para aliviar tensões residuais, controlar deformações ou aumentar a resistência à fadiga de estruturas soldadas. Atuará como uma deformação plástica localizada na junta soldada com o objetivo de diminuir a deformação generalizada da estrutura.

O martelamento das soldas, à exceção do primeiro e último passes, pode evitar grande parte da deformação em soldagem. Observe, porém, o que ocorre nas execuções apresentadas:

 Clique nos itens.

Primeiro passe

Último passe

Importante!

É uma técnica muito utilizada em soldagem de manutenção.

É interessante diferenciar o martelamento com o objetivo de aliviar tensões residuais e controlar deformações – realizado durante a deposição dos cordões de solda – do martelamento realizado nas margens do cordão que objetiva a introdução local de um campo de tensões de compressão com consequente aumento da resistência à fadiga da junta soldada.

O peening, durante a deposição dos passes intermediários de uma junta soldada, não será recomendável para peças com espessura inferior a 15 mm, nem em construções realizadas com aços temperáveis. É uma operação que deverá ser cuidadosamente supervisionada.

Um martelamento excessivo poderá ser bastante prejudicial, pois provocará uma superfície totalmente irregular. Decorrente disso, poderá não ocorrer a fusão completa durante a deposição de um passe subsequente, ocasionando a formação de descontinuidades e grande risco de aprisionamento de escória, como no caso de soldagem com SMAW ou FCAW.

Ratificando, o martelamento, visando minimizar deformações de uma estrutura soldada, normalmente só é aplicado em espessuras superiores a 15 mm. Além disso, o *peening* excessivo nas margens dos cordões poderá provocar diversas trincas superficiais de pequenas dimensões não sendo detectadas prejudicando a resistência à fadiga da junta soldada.

2. Shot peening

Este método se baseia no fato que o impacto das microesferas que irão causar zonas localizadas de compressão, alterando o estado local de tensões residuais superficial para compressivo. Um dos intuítos deste tratamento é aumentar a resistência a fadiga e reduzir, eventualmente, a susceptibilidade à corrosão sob tensão.

Um cuidado adicional deve ser tomado com materiais frágeis, como aços temperáveis, de forma a evitar a presença de trincas superficiais.

3. Laser Shock Processing (LSP)

Utiliza o mesmo princípio do *shot peening*, todavia, com a aplicação de laser de forma a produzir um impacto localizado na peça. É mais eficaz do que o *shot peening* tradicional por embutir um campo de tensões residuais mais profundo. Uma das aplicações é em palhetas de turbinas.

4. Tratamento por Vibração – *Vibrational* (VSR)

O tratamento mecânico de alívio de tensões por vibração utiliza dispositivos vibradores – para produzir vibrações de ressonância na estrutura soldada. Para compreender como acontece o tratamento, clique no ícone e entenda a ação dos dispositivos vibradores.



Se baseia em um fenômeno chamado *shakedown* elástico. Devido a aplicações de ciclos de tensão, durante os ciclos iniciais, ocorrem plastificações localizadas na matriz do material. À medida que o número de ciclos avança, o material passa a se comportar de forma elástica e os ciclos geram uma acomodação da microestrutura, melhorando a resistência à fadiga da peça.

Estudos mostraram que a aplicação de tensões em torno de 25 a 50% da tensão de escoamento reduzem o nível de tensões residuais de 20 a 40%. Assim sendo, a aplicação de esforços vibratórios na peça deverá possuir completa liberdade de deformação (Figura 5.62).

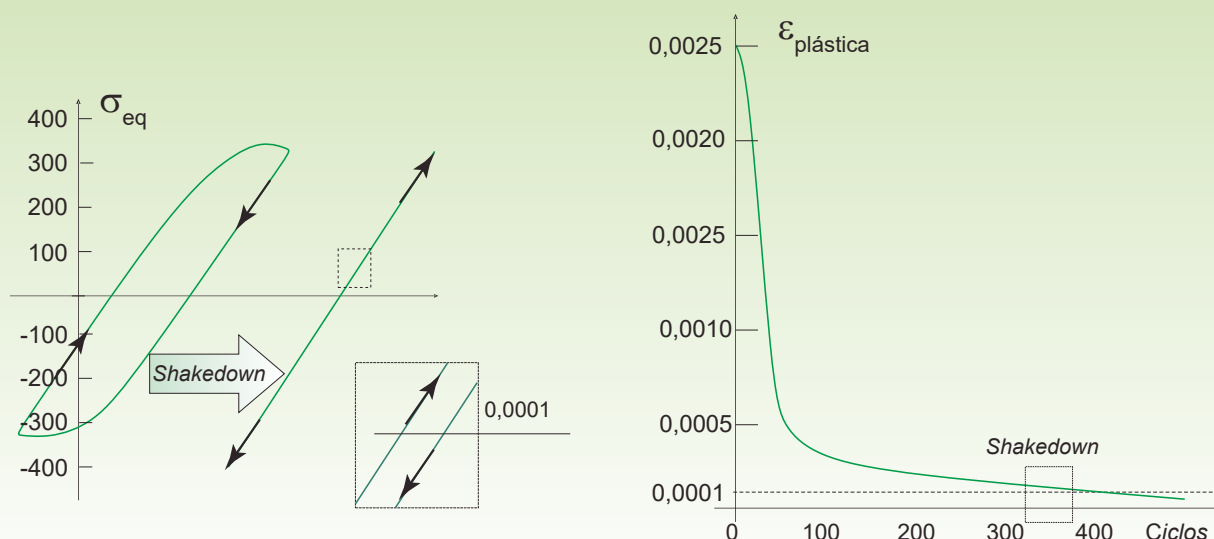


Figura 5.62 – Avaliação do Limite de **Shakedown** (a) Curva Tensão-Deformação, (b) Evolução da Deformação Plástica ao Longo dos Ciclos de Carregamento – Fontes: adaptado de May

Como sabemos, os métodos mecânicos de alívio de tensões não provocam, normalmente, qualquer efeito metalúrgico benéfico no componente tratado. Os métodos térmicos, além de aliviarem as tensões residuais de soldagem, podem também realizar uma série de efeitos metalúrgicos benéficos na estrutura tratada. Porém, quanto à estabilidade dimensional – como por exemplo durante operações de usinagem subsequentes ao tratamento de alívio de tensões – o VSR tem demonstrado resultados muito superiores.

Assim, deveremos realizar um tratamento térmico antes do VSR quando houver a necessidade de melhorar propriedades metalúrgicas e também manter a estabilidade de forma. Quando o VSR for uma alternativa viável, comparando-o com os métodos térmicos, ele será um tipo de tratamento mais simples, rápido e barato.

Importante!

Há um grande ceticismo, ainda, sobre a validade do VSR. Acredita-se que a sua aplicação diminuirá a resistência à fadiga do componente tratado, o que atualmente não possui respaldo nas pesquisas acerca deste assunto.

Sendo um tratamento mecânico, produzindo deformação plástica, o VSR não deverá ser aplicado em materiais frágeis – como por exemplo ZAC de estruturas soldadas com dureza elevada – ou em estruturas contendo severos defeitos de soldagem, incapazes de absorverem a deformação plástica produzida.

Atualmente, em estruturas soldadas, o campo de aplicação do VSR tem sido a estabilidade de forma, particularmente nos componentes que sofrerão usinagem mecânica após o tratamento de alívio de tensões.

5.3.4 Métodos Térmicos

De modo geral, os métodos térmicos de alívio de tensões residuais, TTAT, podem ser divididos em tratamentos realizados completos, como no interior de fornos ou utilizando um aquecimento interno à estrutura, e tratamentos localizados. A aplicação de calor de forma controlada também pode ser uma ferramenta de controle de tensões residuais na soldagem.

Admitindo algumas simplificações, o tratamento térmico de alívio de tensões consiste em aquecer uniformemente a peça de modo que o limite de escoamento do material fique reduzido a valores inferiores às tensões residuais. Nesta condição, as tensões residuais provocam deformações plásticas locais e diminuem de intensidade.

A Figura 5.63 mostra uma representação esquemática de como o alívio de tensões se faz em duas fases:

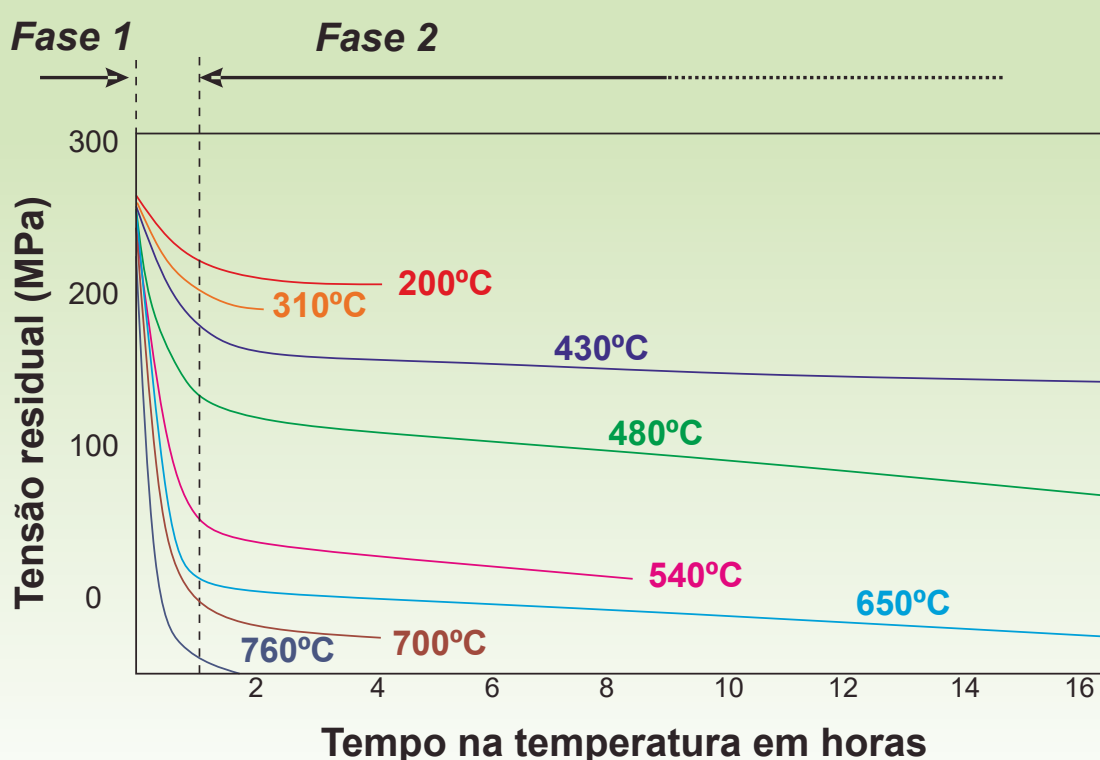
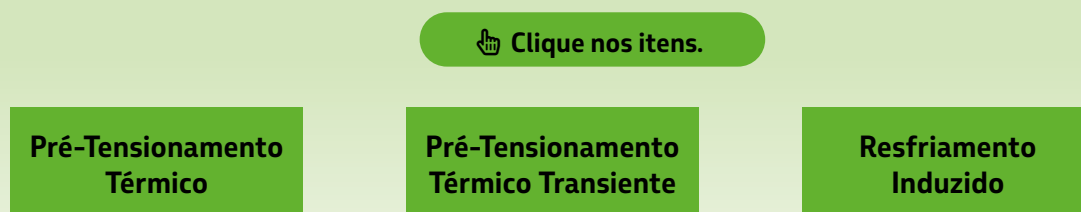


Figura 5.63 – Influência da temperatura e do tempo de tratamento no alívio de tensões, aço com 0,21%C e 1,44%Mn, com limite de resistência de 482 MPa. Fontes: os autores, 2019.

1. **Fase 1:** durante aproximadamente a primeira hora de tratamento, ocorre a maior redução de tensões. Nos tratamentos realizados em temperaturas elevadas, a principal causa do alívio de tensões é a plastificação local resultante da redução do limite de escoamento. O pequeno alívio de tensões que ocorre em temperaturas baixas, como por exemplo a 204°C, não poderá ser atribuído à redução do limite de escoamento e sim ao fenômeno de recuperação metalúrgica.
2. **Fase 2:** nas horas subsequentes, as tensões residuais diminuem também por deformação plástica, resultante da fluência do material.

Somente os tratamentos feitos em temperaturas superiores a 500 °C – para os aços carbono – são realmente eficazes. Quanto maior for o nível inicial de tensões residuais, mais elevadas serão as tensões após o tratamento térmico. Os aços resistentes à fluência requerem temperatura ou tempo mais elevados que para os aços carbono. Na soldagem em vários passes, a sucessividade dos passes não reduz a intensidade das tensões residuais.

Os métodos térmicos podem ser divididos em:



5.3.4.1.1 Pós-aquecimento

O pós-aquecimento consiste em manter a temperatura da peça ou da junta soldada por um maior tempo após a soldagem, geralmente maior do que de 100°C, acima da temperatura de pré-aquecimento, de forma a permitir a difusão de hidrogênio da solda para a atmosfera.

Embora este procedimento não possa ser considerado como método de alívio de tensões residuais, ele permite que se elimine uma das causas do trincamento a frio, comumente conhecido na soldagem como trinca induzida pelo hidrogênio.

5.3.4.1.2 Tratamento Térmico de Alívio de Tensões

Quando o nível de tensões residuais, gerado pela operação de soldagem, for superior ao limite de escoamento, Figura 5.64, estas tensões devem ser aliviadas com um Tratamento Térmico de Alívio de Tensões - TTAT, segundo os requisitos impostos pelos códigos de projeto e fabricação dos equipamentos.

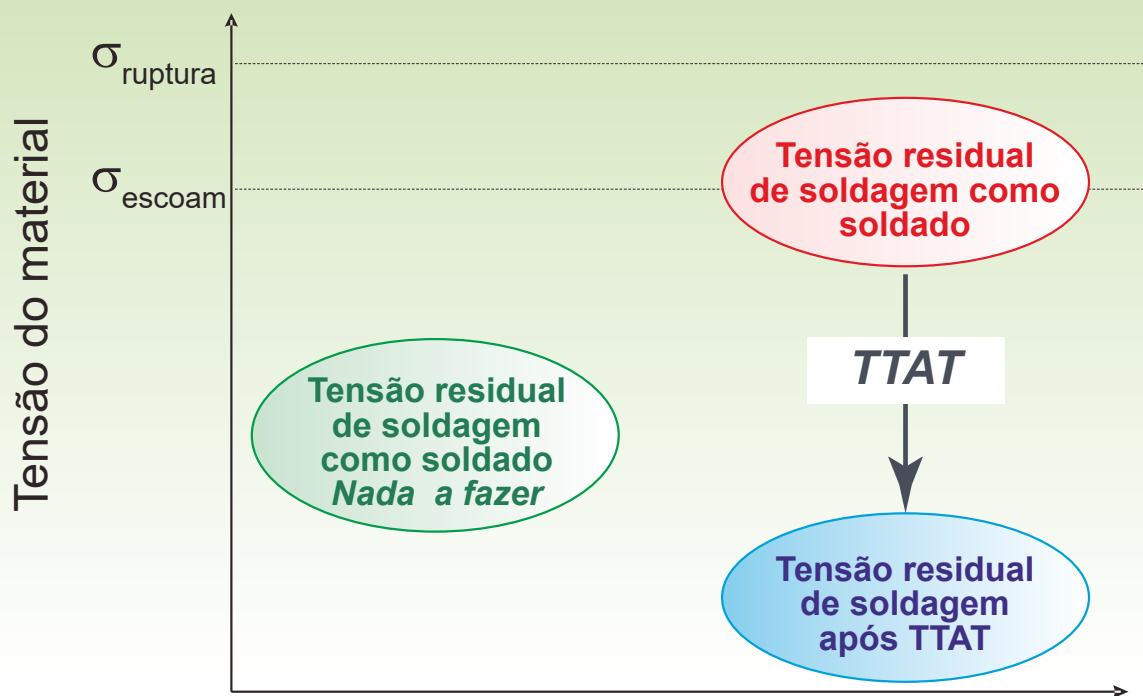
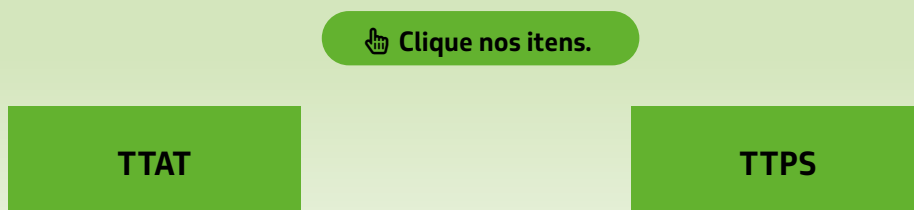


Figura 5.64 –Avaliação da necessidade de tratamento térmico de alívio de tensões. Fonte: os autores, 2019.

Compreenda a diferença entre o TTAT e o TTPS:



No caso do alívio de tensões, as peças sofrem aquecimento controlado e são mantidas por determinado tempo a um certo nível de temperatura de forma que se permita a redistribuição do estado de tensões residuais através da plastificação localizada. Com o aumento da temperatura, ocorre uma redução do valor do limite de escoamento e isto propicia a reacomodação do campo de tensões residuais. Por fim, a peça é resfriada de forma controlada para se evitar distorções devido a um resfriamento irregular. Esse processo explora beneficemente as características de fluência do material. Pode tanto ser aplicado localmente ou em peças ou equipamentos inteiros, como no caso de esferas.

Os TTAT podem ser aplicados tanto inserindo toda a peça em um forno como também tratamentos locais e tratamentos onde a fonte de calor é instalada dentro do equipamento.

Importante!

É um requisito mandatório de vários códigos de projeto, como ASME, BS ou DIN. As temperaturas e os tempos de manutenção de patamar de temperatura seguem definições para cada material, como por exemplo: nas tabelas UCS-56 do ASME BPVC sec. VIII 2015, na tabela 4.4.1 do BS PD 5500, da DIN EN 13445, ANCC (*Associazione Nazionale per il Controllo della Combustione*) entre outros.

Os valores de temperatura de patamar compilados na Tabela 5.4 revelam as pequenas variações de acordo com diferentes códigos de projeto. O mesmo item UCS-56 do código ASME sec. VIII div. 1, 2015 traz a espessura de 50 mm para início da necessidade de tratamento térmico em aços carbono PN-1. Este valor é interessante para que se tenha uma estimativa inicial de a partir de qual espessura exista a necessidade de TTAT.

	ANCC	ASME VIII div.1 (mín.)	BS PD 5500	BS EM 13445
Aço C/C-Mn	600-650	595	580-620	550-600
C-1/2Mo	620-670	595	630-670	550-620
1Cr-1/2Mo	630-680	595	630-700	630-680
2 1/2Cr-1/2Mo	660-710	675	630-750	670-720
5Cr-1/2Mo	680-730	675	710-760	710-750
3,5Ni	550-610	595	580-620	580-620
9Ni	Acordo entre fabricante e comprador	Não especificado	Não requerido	Não especificado

Tabela 5.4 - Temperaturas de tratamento térmico de alívio de tensões (°C) recomendações de diversos códigos para os aços mais utilizados na construção de vasos de pressão. Fonte: compilação de dados feita pelos autores, 2018.

Existe uma variabilidade no patamar de temperaturas, entretanto todas se situando na faixa de temperatura de fluência. O tempo estimado de teste, para que se atinja uma temperatura homogênea em função das espessuras, é, em uma regra geral, de 1h a cada 25 mm. Também, cuidados são requeridos nas taxas de aquecimento e resfriamento para temperaturas acima de 350 ou 400°C, conforme o código, no intuito de evitar tanto a têmpera como também deformações excessivas no componente.

É uma variável essencial em todas as especificações de qualificação do procedimento de soldagem, como ISO 15614 Parte 1 e ASME IX. A adição ou eliminação de TTAT ou tratamento térmico fora do tempo qualificado e/ou intervalos de temperatura requerem uma requalificação dos procedimentos de soldagem.

Existem ainda requisitos específicos para vasos contendo substâncias letais e para quando se possuem limitações para a execução de TTAT na temperatura prescrita pelo ASME.

Todavia, um cuidado especial deve ser adotado de forma a administrar possíveis efeitos colaterais como:

- a. superrevenimento;
- b. precipitação de fases;
- c. envelhecimento prematuro do material.

Esses efeitos podem possibilitar a ocorrência de distorções, endurecimento devido ao envelhecimento, fragilização e trincamento por reaquecimento. Todos esses efeitos fazem necessário um rigoroso controle do processo.

» Tratamentos Térmicos em Fornos

A melhor forma de se efetuar um tratamento térmico é inserindo as peças ou equipamentos soldados em fornos, visto que nesses ambientes é possível se controlar melhor o nível e a uniformidade de temperatura, como também as taxas de aquecimento e de resfriamento. O ciclo térmico é fundamental para que o alívio de tensões seja efetivo, Figura 5.65.

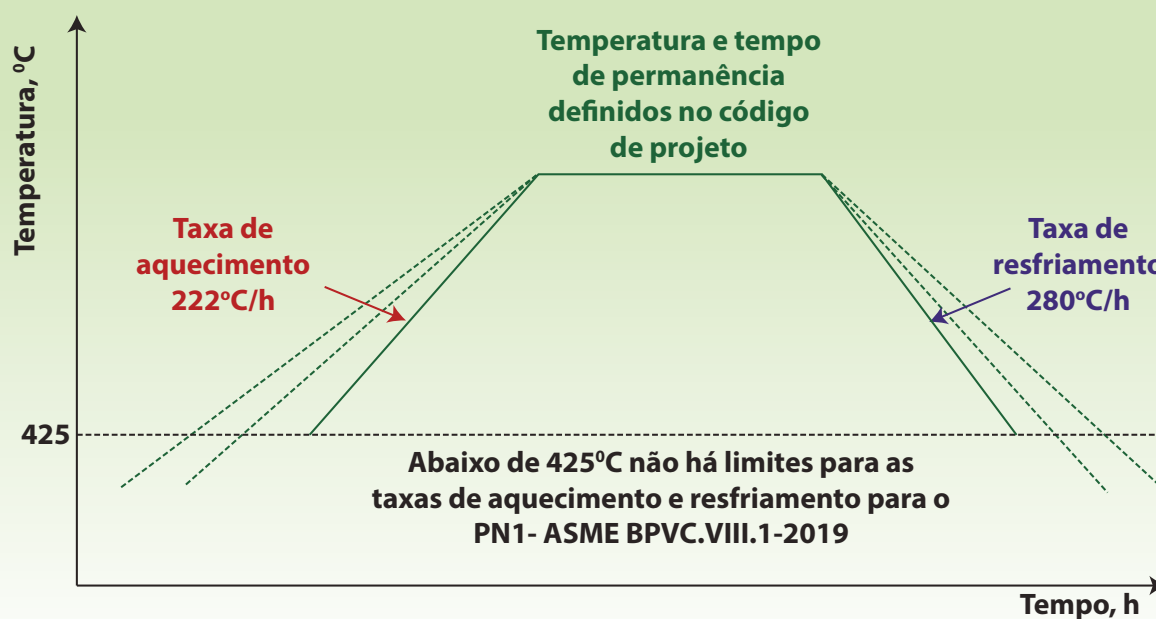


Figura 5.65 – Exemplo ciclo térmico P-number 1 para TTAT para um vaso de pressão ASME VIII - 19.
Fonte: os autores, 2019.

Durante a realização do tratamento térmico deverão ser controladas principalmente as seguintes variáveis:

- » taxa de aquecimento e resfriamento, Figura 5.66;
- » temperatura de tratamento;
- » tempo de permanência na temperatura de tratamento.

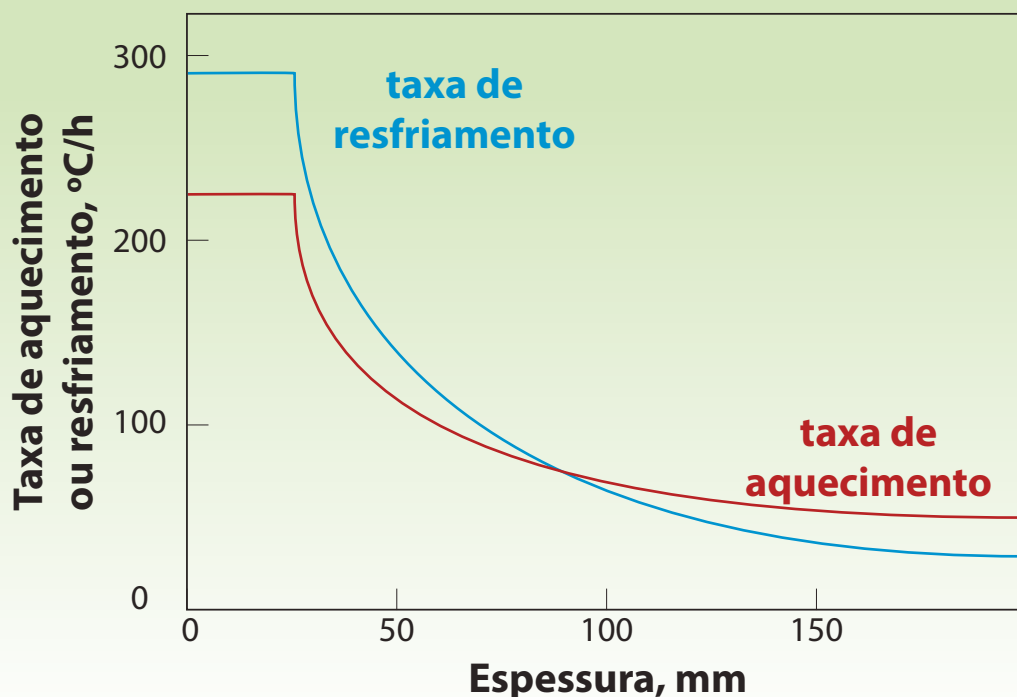


Figura 5.66 – Máximas taxas de aquecimento e resfriamento permissíveis para aços carbono-manganês – valores ilustrativos de ordem de grandeza. Fonte: os autores, 2019.

Existem fornos capazes de tratar um vaso de 150 t, Figura 5.67, e que possuem cerca de 20 m de comprimento, uma porta de 5 x 5 m e um consumo de 900 m³/h de gás. Fornos cuja fonte de calor se baseia em combustão devem ter o combustível livre de enxofre. Além disso, cuidado quanto à atmosfera interna de forma a não causar a carburização das superfícies dos equipamentos ou mesmo oxidação e *scaling*.



Figura 5.67 – Tratamentos Térmicos em Fornos. Fonte: Fotos cedidas por Ronaldo Cruz

O controle de temperatura é efetuado por termopares que são controlados, nos fornos mais modernos, por computador. Todavia, o controle principal deve ser baseado em termopares instalados nas peças ou equipamentos que estão sendo tratados. Essa distribuição de termopares deve ser cuidadosamente planejada para a correta homogeneização de temperatura das peças tratadas, como na esfera exemplificada na Figura 5.68.

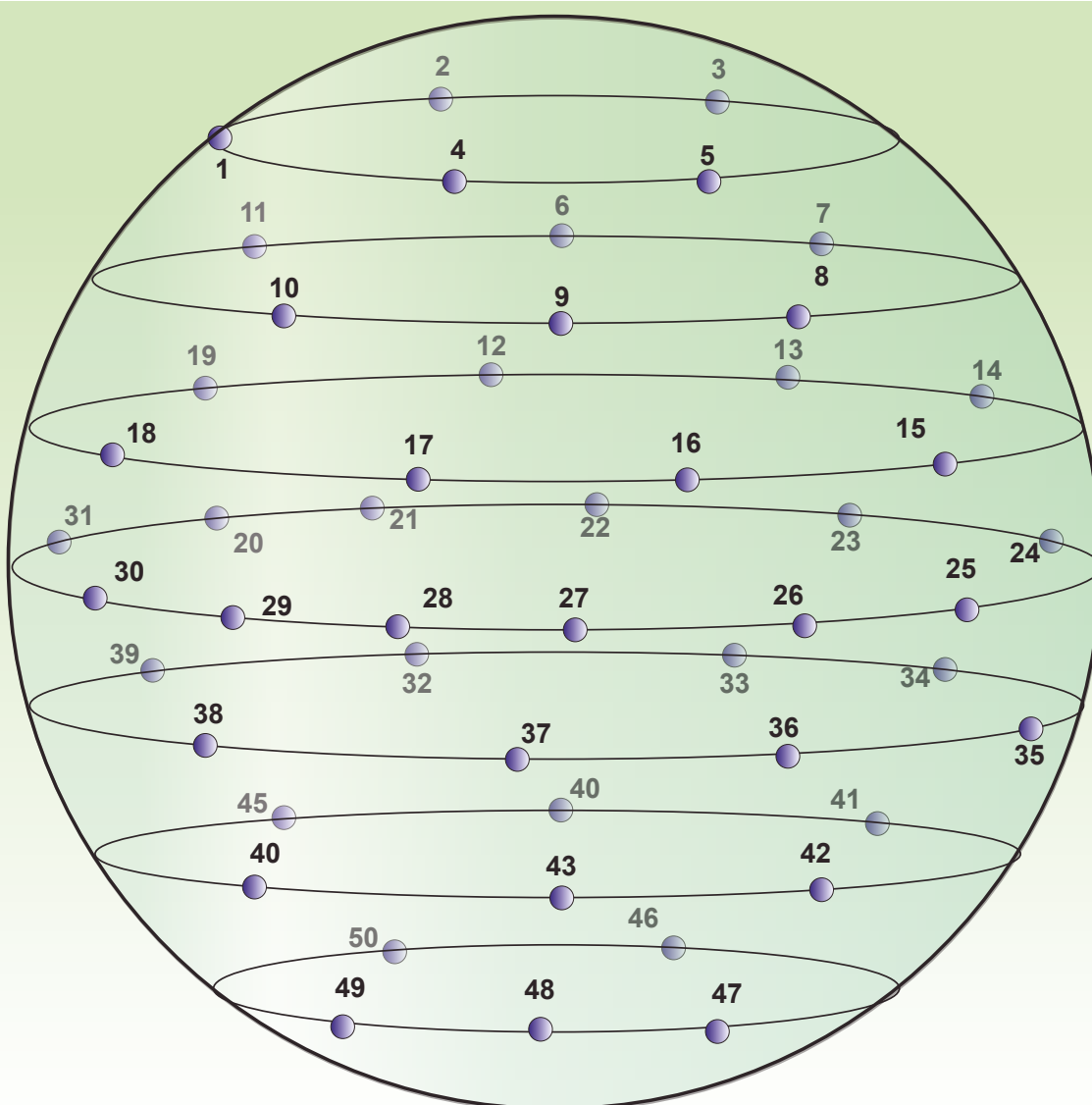


Figura 5.68– Posicionamento dos termopares para as esferas de 18,25 m de diâmetro.

Fonte: imagem cedida por André Mariano

Um outro aspecto que deve ser atendido durante um tratamento térmico é a suportação do equipamento. A perda de resistência mecânica, com o aumento de temperatura, poderá provocar deformações ou mesmo colapso, no caso de suportação inadequada ou mesmo falta de rigidez a altas temperaturas.

Outra questão, é quando o equipamento é demasiadamente grande e deve ser tratado em seções. Tanto os códigos ASME como tratamento térmico definem como devem ser essas zonas de sobreposição. Cuidados devem ser dados no isolamento térmico das partes que estão fora do forno de forma a controlar o gradiente térmico. Por fim, uma prática a ser adotada é prever no procedimento e na qualificação das soldas tratamentos térmicos sucessivos, uma vez que os equipamentos podem acabar tendo que serem termicamente tratadas duas vezes por fazer parte das zonas de sobreposição.

5.3.4.2 Tratamentos Térmicos por Aquecimento Interno

Neste caso, a estrutura soldada exercerá, praticamente, a função de um forno provisório. Esferas de armazenamento de GLP, geralmente, sofrem tratamento térmico dessa forma. O aparato de aquecimento é montado dentro do equipamento soldado, Figura 5.69.



Figura 5.69– Sistema de Aquecimento. Fonte: <https://postweldheattreatment.wordpress.com/2011/08/01/pwht-spherical-tank-internal-firing-indonesia/> acessado em 2/7/19.

Essas esferas devem ser devidamente isoladas externamente, Figura 5.70. Assim como no caso de tratamento térmico no interior de fornos, a temperatura de sua superfície metálica deve ser controlada por meio de termopares durante todas as etapas em diversas posições da esfera.

A suportação do equipamento, as colunas de sustentação no caso das esferas, deve absorver adequadamente a expansão radial que ocorrerá durante a realização do tratamento térmico.



Figura 5.70 – Isolamento Externo. Fonte: Portal Petrobras, ENG-AB/IECOMPERJ/IEOFF, Notícia: IEUC dá início aos preparativos para tratamento térmico de alívio de tensões das esferas do Comperj

» Tratamentos Térmicos Localizados

Em diversas situações não será conveniente – por motivo econômicos, construtivos ou técnicos – o tratamento térmico de alívio de tensões da estrutura completa no interior de um forno. Assim, tratamentos térmicos localizados são uma opção quando não for possível a utilização de forno, seja por causa do tamanho da peça ou pela condição ou localização, como sistemas de tubulações ou mesmo reparos, como no TTAT do permutador *breach lock*, Figura 5.71.



Figura 5.71 – Tratamento térmico localizado de permutadores *Breach Lock*. Fonte: os autores, 2015.

São as seguintes as situações mais frequentes:

 Clique nos números para conhecê-los.

1

2

3

4

5

O aquecimento localizado poderá ser realizado por diversos métodos:

1. Aquecimento por Resistência Elétrica, Figura 5.72.

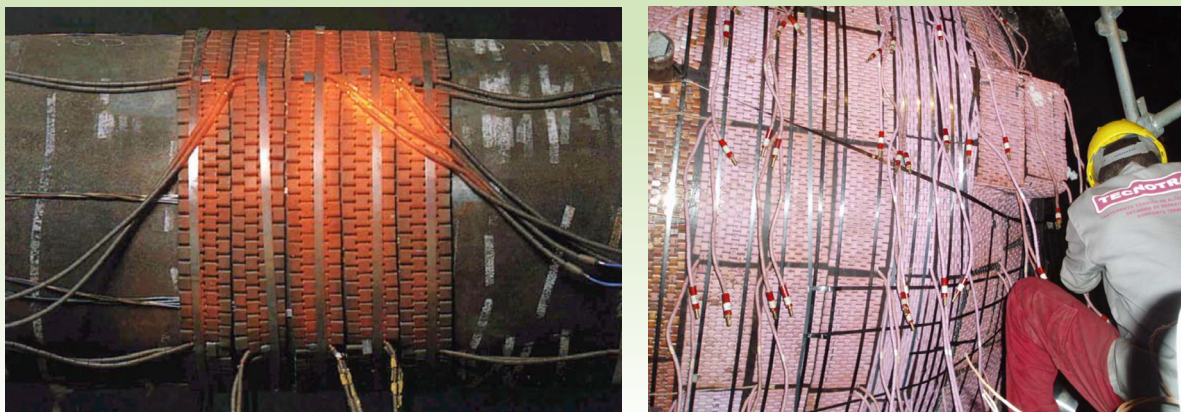


Figura 5.72 – Tratamento térmico localizado com aquecimento por resistência elétrica.
Fonte: imagem cedida como cortesia de André Mariano

2. Aquecimento por Radiação Eletromagnética (Infravermelho).

3. Aquecimento por Indução, Figura 5.73.

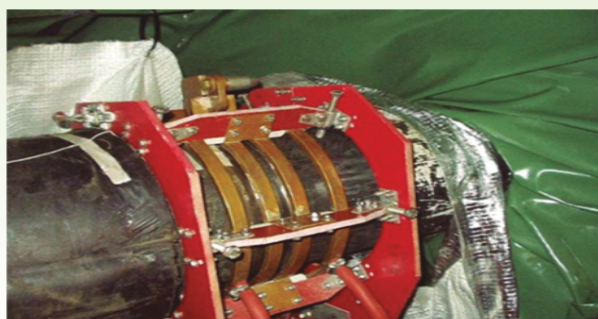
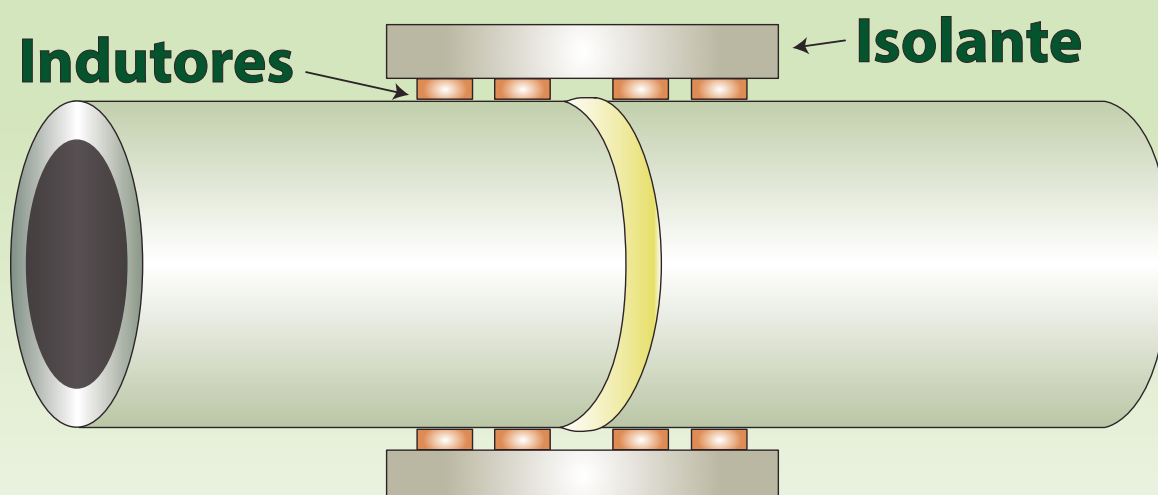


Figura 5.73 – Cinta de Aquecimento Indutivo. Fonte: adaptado de <http://www.mtctrat.com.br/assets/uploads/noticias/f5783891c5bdd09a510cee6dd50911a8.jpg>

A Figura 5.74 mostra um sistema de aquecimento localizado por indução. Todavia existem outros sistemas de aquecimento por resistência elétrica, radiação e por combustão.

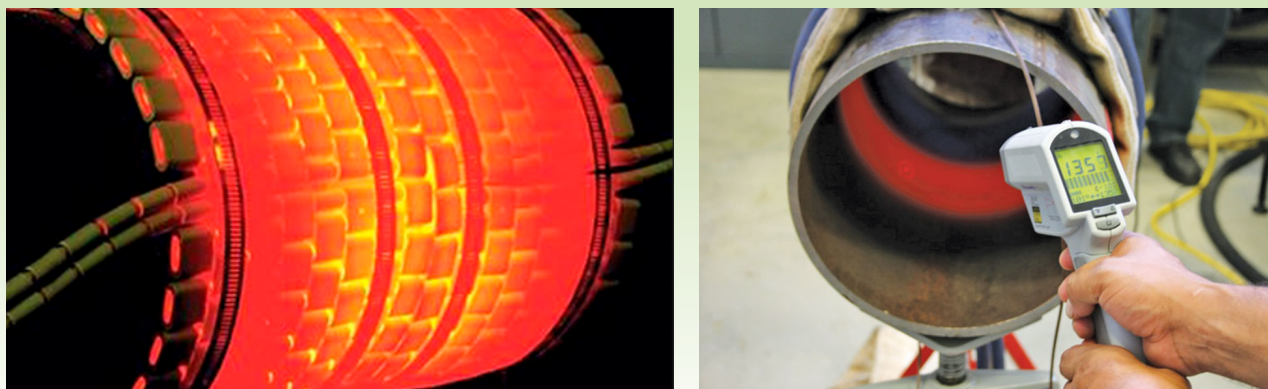


Figura 5.74 – Controle de temperatura no Aquecimento Indutivo. Fonte: <http://www.twi-global.com/technical-knowledge/job-knowledge/heat-treatment-of-welded-joints-part-3-116/> e <https://napipelines.com/wp-content/uploads/2015/03/inducing-succ-welds-3.jpg> acessado em 11/6/19

» Códigos de projeto

- » O ASME VIII, no item UW-40, requer que a banda de temperatura do tratamento térmico seja do dobro da espessura ou pelo menos 50,8 mm.
- » A ASME B31.3, no item 331.2.6, requer que a banda de aquecimento seja, no mínimo, o triplo da maior espessura soldada. No caso de bocais, a banda deve conter duas vezes a espessura do tubo principal.
- » A ASME B31.3 se refere à AWS D10.10, seções 5, 6, e 8 no que tange à colocação dos termopares.
- » A BS EN 13445, todavia, ao invés de recomendar uma banda de aquecimento, recomenda uma banda aquecida com um conjunto de aquecedores de largura $2,5\sqrt{Rt}$ cujo centro é na solda, sendo R o raio interno do componente e t a espessura do componente tubular e uma banda de isolamento de $10\sqrt{Rt}$.

Isso é mostrado na Figura 5.75, que ilustra a preocupação quanto ao gradiente térmico durante um tratamento térmico localizado de um duto ou tubulação de forma estilizada.

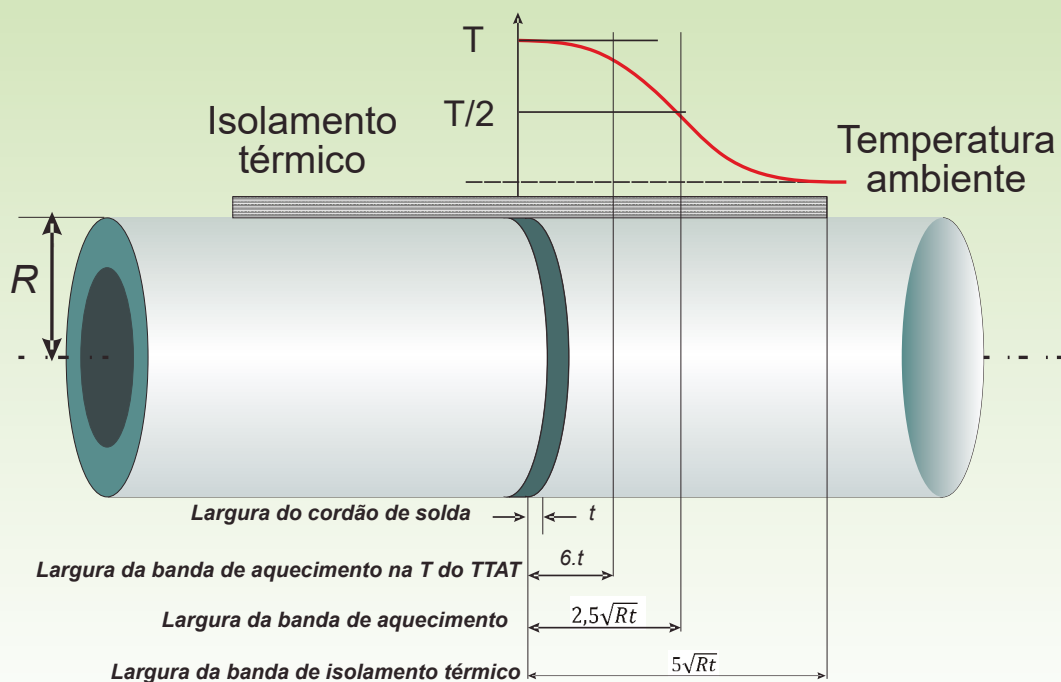


Figura 5.75 – Limitações para o gradiente térmico durante um tratamento térmico localizado.
Fonte: os autores, 2019.

Adotamos, para um tratamento térmico localizado, a temperatura de tratamento e o tempo de permanência nesta temperatura normalmente recomendados para um tratamento térmico de alívio de tensões no interior de fornos, Figura 5.76.

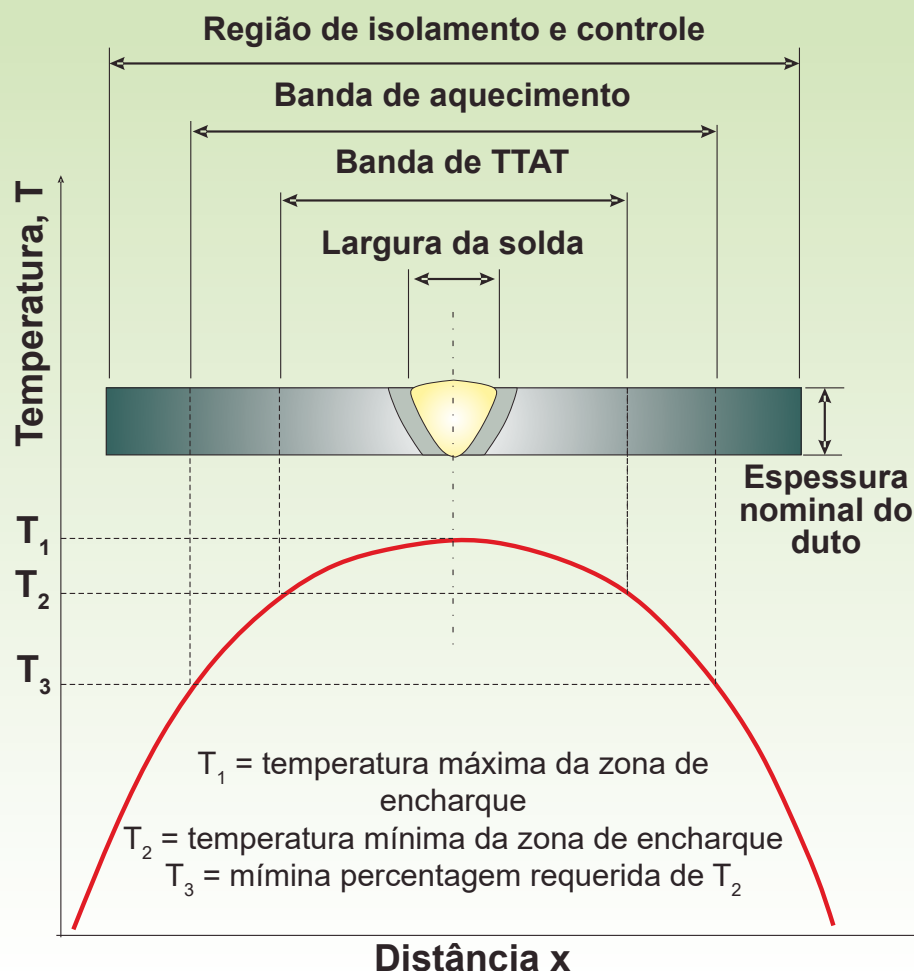


Figura 5.76 – Esquema da Banda de temperatura num TTAT local. Fonte: os autores, 2019.

O tratamento térmico localizado produzirá deformações plásticas na estrutura tratada. O gradiente térmico durante o aquecimento localizado deverá ser cuidadosamente controlado para evitar, na estrutura que está sendo tratada, a introdução de um novo estado de tensões. As tensões térmicas produzidas por um tratamento térmico localizado indevidamente realizado – por exemplo, durante um tratamento com gradiente térmico inadequado – poderão originar um estado de tensões residuais mais perigoso à estrutura soldada do que o existente anteriormente ao tratamento.

Conforme vimos, é fundamental o controle do gradiente térmico durante a realização de um tratamento térmico localizado. Diversos códigos limitam, além do gradiente térmico, a largura mínima da faixa localmente aquecida e a extensão de seu isolamento térmico.

A Tabela 5.5 sintetiza estas exigências para alguns códigos de construção tradicionalmente utilizados.

	BS 5500	ASME VIII, Div. 1 and 2	ISSO DIS 2694
Sobreposição de tratamentos de peças de forno	Maior do que 1,5 m ou $5\sqrt{R} t$	1,5 m	1,5 m
Largura da faixa aquecida para soldas circunferenciais	$5\sqrt{R} t$	6t	$5\sqrt{R} t$
Banda de aquecimento para bocais e acessórios	$5\sqrt{R} t$	12t + w* (veja nota)	$5\sqrt{R} t$
Restrições aos gradientes térmicos	$\frac{T_{\max}}{2}$ nas extremidades da banda aquecida	Não especificado Sem recomendações	$\frac{T_{\max}}{2}$ nas extremidades das bandas aquecidas
Restrições às taxas de aquecimento	Maior do que 50 ou $\frac{220^{\circ}\text{C}/h}{t}$	Maior do que 50 ou $\frac{220^{\circ}\text{C}/h}{t}$	Maior do que 50 ou $\frac{220^{\circ}\text{C}/h}{t}$

Tempos e temperaturas são nominalmente iguais aos dos tratamentos de fornos

* w é o total da área de fixação totalmente limitada pelo metal de solda

Nota: o texto não é claro; interpretação literal resulta em uma largura de 12t, mas 6t pode ser mais apropriado

Tabela 5.5 – Tratamento térmico localizado. Exigências de diversos códigos. Fonte: os autores, 2019.

5.3.4.2.1 Efeitos do Tratamento Térmico de Alívio de Tensões

O ciclo térmico de soldagem, além do campo de tensões residuais, gera efeitos em toda a zona afetada pela temperatura ZAC, causando a têmpera do material. Com isso, além da própria estabilidade dimensional, o material se torna mais susceptível à fratura frágil e à corrosão sob tensão. Desta forma, o TTAT de uma estrutura soldada, particularmente nos aços carbono, aços baixa liga, aços cromo-molibdênio, aços-níquel tem o objetivo de reduzir o nível das tensões residuais e de alterar a microestrutura da ZAC.

Assim, um TTAT pode causar:

1. Redução do Limite de Escoamento

A realização do tratamento térmico de alívio de tensões, para estruturas soldadas em aços C e C-Mn, normalmente, promoverá uma redução no limite de resistência e no limite de escoamento do metal de base e da zona fundida, da ordem de 10 a 15% - proveniente do coalescimento da perlita promovendo a esferoidização das lamelas de cementita.

Atenção

Da mesma forma que a tenacidade, esta redução se acentuará no caso de tratamentos térmicos prolongados ou na repetição de tratamentos.

2. Alteração da tenacidade (ZAC, Zona Fundida, Metal de Base)

- » **Zona afetada pelo calor** – o TTAT normalmente eleva a tenacidade desta região justamente por propiciar o seu revenimento. Todavia, em materiais que podem formar precipitados, como no aço Cr-Mo ou nos aços inoxidáveis austeníticos estabilizados, pode promover uma precipitação de fases causando um endurecimento secundário e, decorrente disto, ficar propício a trinca de reaquecimento.
- » **Zona Fundida** – o TTAT pode causar o envelhecimento, isto é, a precipitação de fases na zona fundida. O tratamento térmico de alívio de tensões é uma função complexa de tempo e temperatura. O parâmetro de *Hollomon Jaffe* – H_p – poderá avaliar a contribuição relativa de cada variável envolvida na realização de um tratamento térmico. O parâmetro H_p será de grande utilidade na avaliação de peças de grandes dimensões, espessas e de formas complexas, exigindo, em consequência da própria inércia térmica e das limitações de gradientes térmicos, longos períodos de aquecimento e resfriamento. Desta forma, o tempo de permanência poderá ser relativamente pequeno comparado com o tempo total de tratamento.

A realização de reparos de solda pode ser considerada como uma repetição dos tratamentos térmicos de alívio de tensões. A perda de controle da temperatura do forno de tratamento térmico submetendo a estrutura, no seu interior, a uma temperatura bem superior ao valor recomendado pelo código. A realização de um tratamento térmico de alívio de tensões em temperatura inferior ao valor recomendado pelo código – por exemplo em consequência da limitação de temperatura do forno disponível. Um corpo de prova submetido a somente um ciclo térmico reproduzindo uma série de tratamentos térmicos sucessivos.

No caso de ligas de níquel, quanto maior o percentual de elementos de liga, como por exemplo Al e Ti, maior a dificuldade de soldagem e de TTAT.

- » **Metal de base** – Em virtude do material de base, longe da ZAC, ter sido exposto à menores gradientes de temperatura na soldagem, o TTAT pode propiciar aumento do tamanho de grão e precipitação de fases, o que pode reduzir sua tenacidade, resistência mecânica e/ou resistência a corrosão. Esses fatores, são alguns dos motivos de que o TTAT não deva ser efetuado em aços inoxidáveis austeníticos e duplex.

A redução no limite de resistência e do limite de escoamento decorre de fenômenos como precipitação, recristalização e movimentação de discordâncias. Em aços carbono, na precipitação, por exemplo, ocorre o coalescimento da perlita promovendo a esferoidização das lamelas de cementita. No caso de aços inoxidáveis austeníticos, a recristalização é o fenômeno preponderante.

Normalmente, para aços C e C-Mn, a realização de um tratamento térmico de alívio de tensões diminui a tenacidade do metal de base – é frequente uma elevação na temperatura de transição dúctil-frágil, levantada pelo ensaio de Charpy. Evidentemente, a alteração da tenacidade será mais acentuada em tratamentos prolongados e no caso da repetição de tratamentos. Os estudos realizados mostram que a alteração da tenacidade será função do material em estudo e do ensaio utilizado na sua avaliação.

5.3.4.3 Alteração nos resultados dos ensaios não destrutivos - END

A alteração da microestrutura pode, eventualmente, causar alteração nos resultados de END, como no ensaio por ultrassom. Isto pode ocorrer com materiais trabalhados a frio, que, quando submetidos à TTAT podem ter sua microestrutura alterada devido à recristalização, levando ao acúmulo de discordâncias em locais específicos. Outro aspecto, é que as deformações induzidas podem fechar eventuais trincas impedindo sua detecção em ensaios por ultrassom.

5.3.4.4 Distorções por Perda de Estabilidade Elástica

Devido a um projeto inadequado para o TTAT, intensos gradientes térmicos ou mesmo uma suportação inadequada do equipamento durante o tratamento térmico podem causar deformações indesejadas e, em alguns casos, até trincas.

5.3.4.5 Avaliação dos Efeitos de um Tratamento Térmico de Alívio de Tensões pelo Parâmetro de *Hollomon – Jaffe* (H_p)

A realização adequada de um tratamento térmico de alívio de tensões, de uma estrutura soldada, deverá levar em consideração:

- um balanço entre a diminuição do nível de tensões residuais de soldagem;
- a melhoria da tenacidade da zona afetada pelo calor;
- as modificações das propriedades – resistência mecânica e tenacidade – do metal de base e da zona fundida.

Estes efeitos poderão ser perfeitamente avaliados pelo parâmetro H_p .

» Parâmetro de *Hollomon Jaffe* (H_p) para Equivalência de Tratamentos Térmicos

Durante o processo de fabricação na usina e depois durante a utilização do material na fabricação das peças ou equipamentos, um aço pode ter que ser submetido a sucessivos tratamentos térmicos, sejam a têmpera, o revenimento ou o TTAT. A ocorrência de descontroles na temperatura dos fornos, a necessidade de tratamentos em temperatura inferior ao valor normativo, diferenças de espessuras e gradientes térmicos nos equipamentos durante os ciclos de aquecimento e de resfriamento, ou mesmo a ocorrência de reparos deve ser considerada. Além disso, ainda se deve considerar os efeitos prejudiciais dos tratamentos térmicos nas propriedades mecânicas dos materiais e a questão econ mica da qualificação de procedimentos de soldagem. Um corpo de prova pode ser submetido a um tratamento térmico equivalente a todo o ciclo de fabricação.

O parâmetro Hollomon-Jaffe tem por objetivo considerar a equivalência entre tempo e temperatura desses variados tratamentos térmicos e considerar seu efeito cumulativo e com isto, o TTAT pode ser estimado de forma a verificar a sua necessidade e viabilidade.

Para conhecer o parâmetro H , clique no ícone e veja como pode ser calculado:



A constante C varia linearmente para aços carbono entre 0,3 até 1,1%C em massa. Observe:

- » para aços com percentual de carbono entre 0,9 e 1,12%C em massa, C=15;
- » para os aços entre 0,15 e 0,45%C, C=19,5;
- » na prática, C=20 é utilizado para aços C-Mn e às vezes, C=30 é utilizado para aços mais ligados, como aços 9%Cr em massa.

Uma vez que as transformações metalúrgicas seguem uma escala de tempo logarítmica, os valores de H_p não podem ser simplesmente adicionados. Faz-se necessária a determinação de um tempo equivalente de tratamento térmico para aquele determinado patamar de temperatura.

Em sendo, clique no ícone e conheça a fórmula em (5.14):

$$H_p = \frac{T(20 + \log \Delta t)}{1000} \quad (5.14)$$

Onde Δt é o tempo de manutenção do patamar de temperatura.

Os sucessivos ciclos de aquecimento e resfriamento podem ser considerados através da expressão (5.15), e tempo equivalente de aquecimento é mostrado na Figura 5.77:

$$\tau = t + \frac{t}{(2,3K_1(20 - \log K_1))} + \frac{t}{(2,3K_2(20 - \log K_2))} \quad (5.15)$$

Onde:

- » τ é o tempo equivalente de tratamento térmico;
- » K_1 é a taxa de aquecimento;
- » K_2 é a taxa de resfriamento.

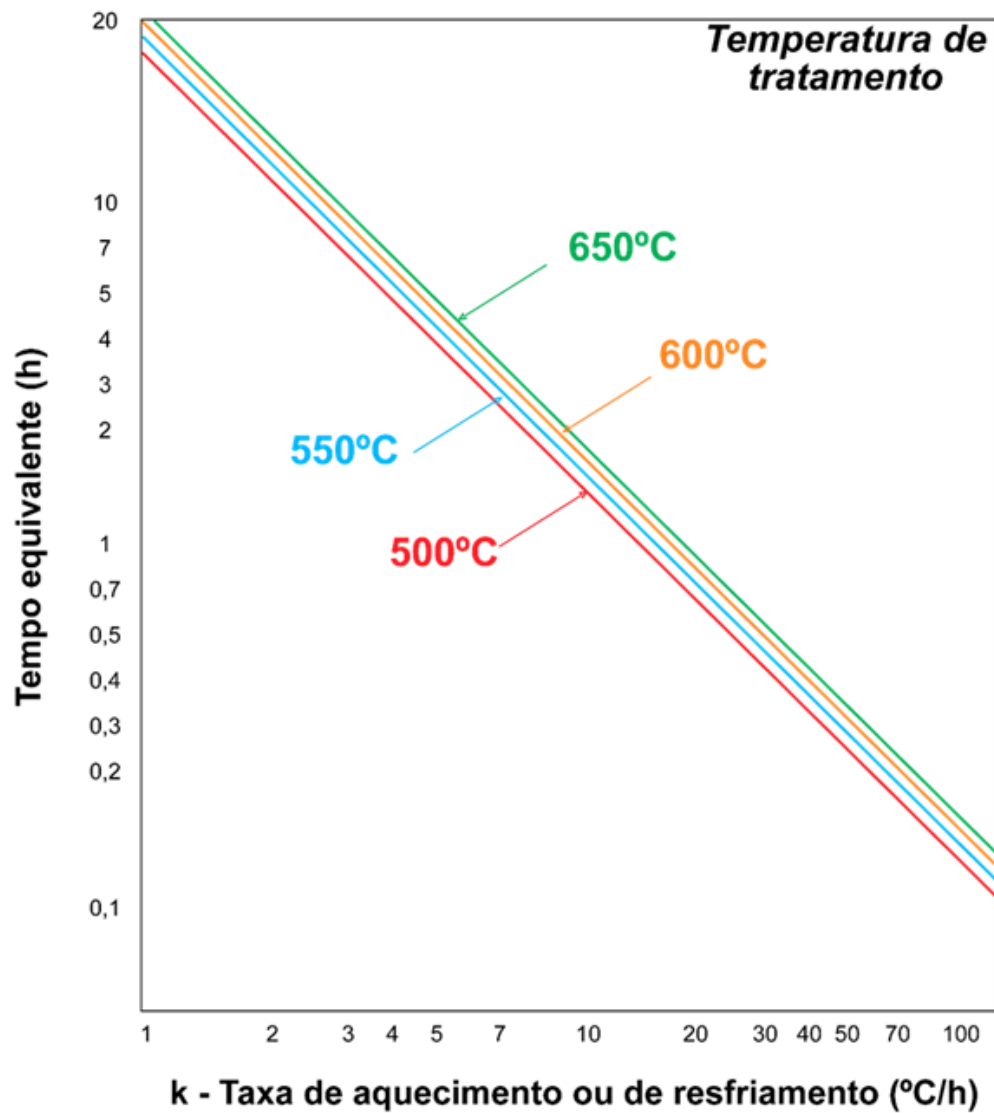


Figura 5.77 – Tempo equivalente ao aquecimento e resfriamento. Fonte: adaptado de Erikson.

No caso da realização de vários tratamentos térmicos em diferentes temperaturas, temos o parâmetro em função do tempo equivalente $\Delta t = \tau_1 + \tau_2 + \dots \tau_n$, que pode ser obtido na Figura 5.78:

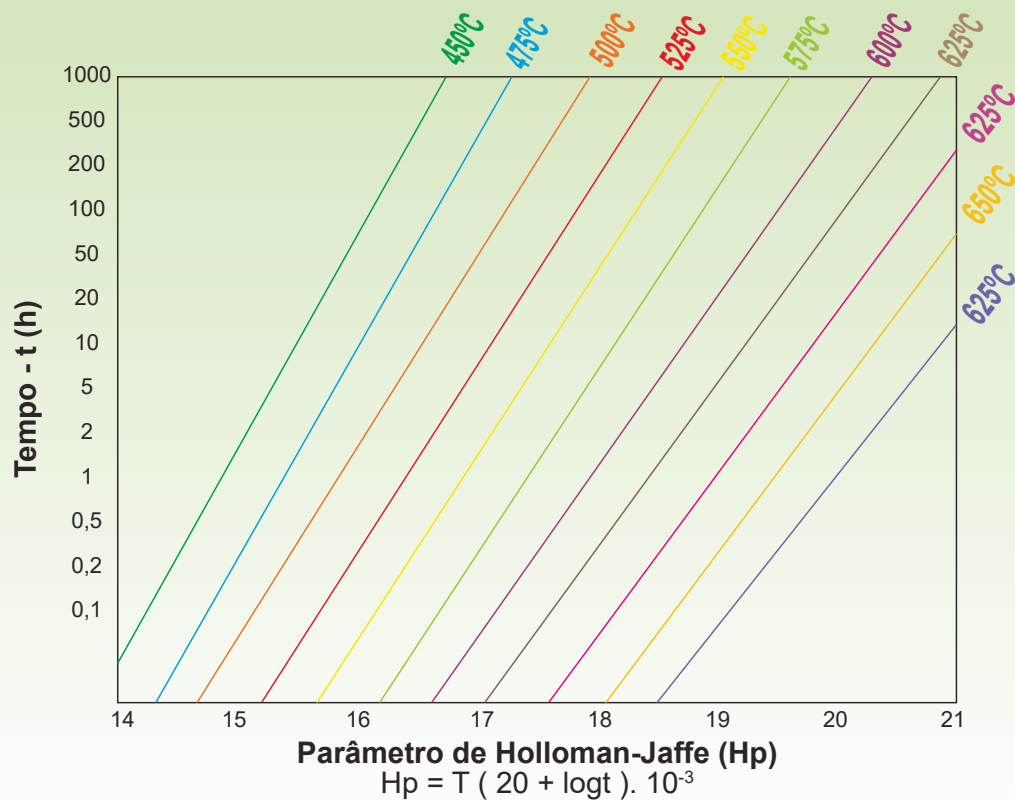


Figura 5.78 – Parâmetro de **Holloman Jaffe** (Hp) para a relação entre temperatura de tratamento e tempo de permanência. Fonte: adaptado de Gulvin, Scott Haddirl e Glen

Com este tempo equivalente de tratamento térmico e o parâmetro de *Hollomon-Jaffe*, é possível obter as funções do parâmetro em propriedades como resistência mecânica, Figura 5.79, e energia absorvida no ensaio de *Charpy*, Figura 5.80, para o A387-11-2.

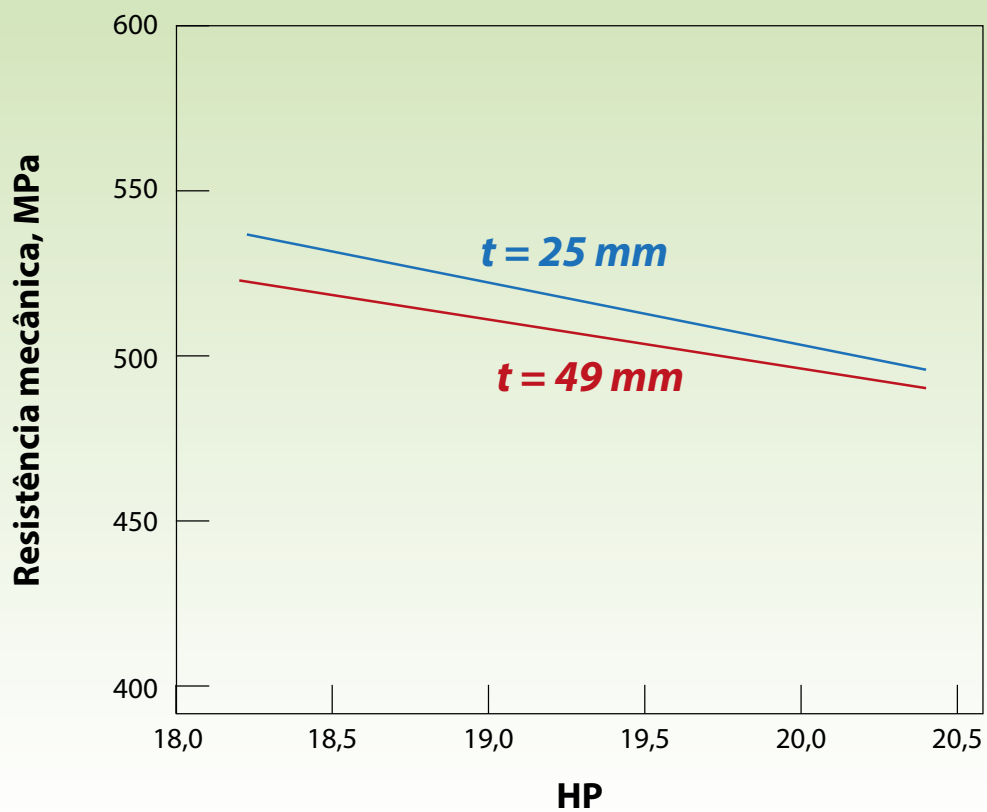


Figura 5.79 – Resistência Mecânica. Fonte: os autores, 2019.

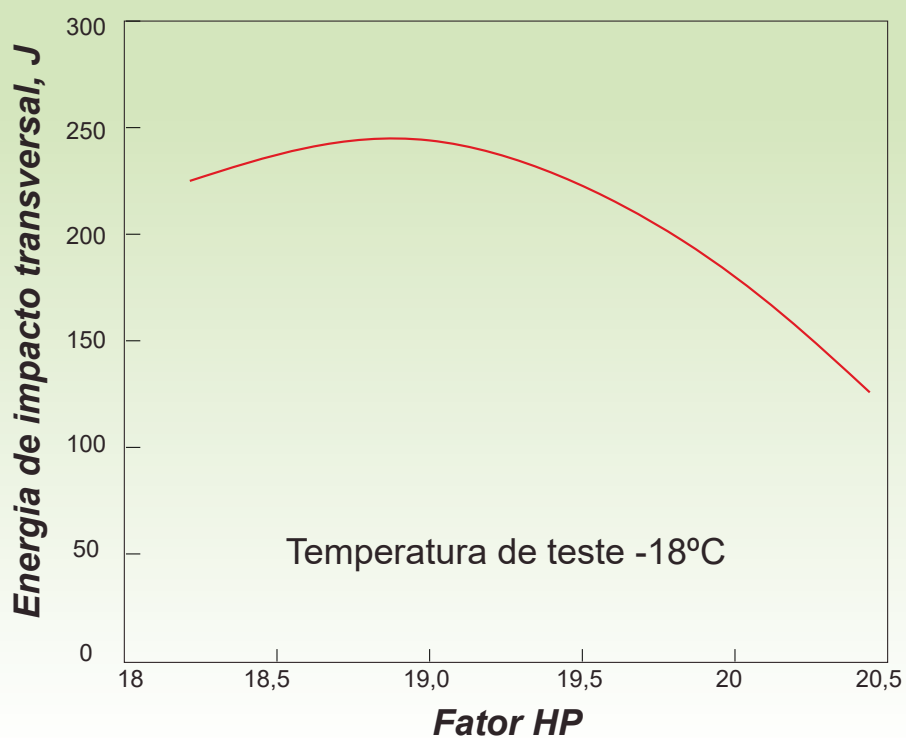


Figura 5.80 – Ensaio de Charpy. Fonte: os autores, 2019.

A maioria dos códigos estabelece uma faixa de valores para a resistência mecânica e para a energia absorvida pelo ensaio de Charpy.

A Figura 5.81, ilustra o processo: no gráfico da resistência mecânica (R_m) versus o parâmetro de Hollomon-Jaffe é possível observar que H_p deve se situar entre 18,6 e 20,3, de forma que os limites de resistência do A387-11-2, N+T se situem entre 690 e 515 MPa respectivamente: a janela de produção 1. Da mesma forma, no gráfico da energia absorvida (Av) versus o parâmetro de Hollomon-Jaffe, H_p deve se situar até 19,55, uma vez que este valor corresponde à energia mínima permitida de 17J. Com isto, o H_p deve se situar entre 18,6 e 20,3 e, através desses valores, determina-se o tempo equivalente de tratamento térmico.

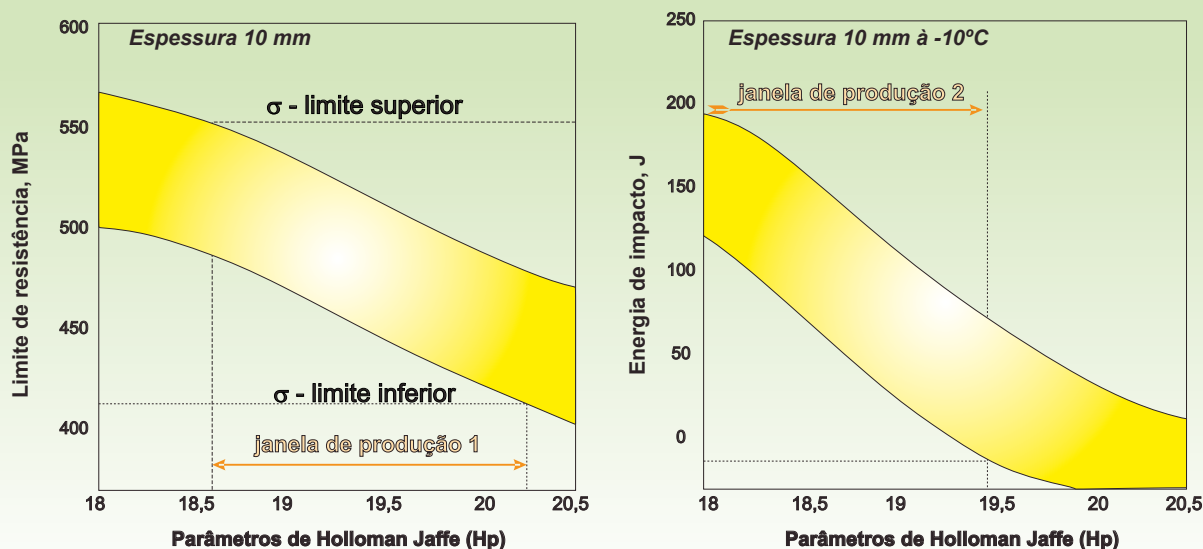


Figura 5.81 – Parâmetro de Hollomon-Jaffe. Fonte: os autores, 2019.

A espessura da peça é apenas considerada para tratamentos térmicos como a têmpera, visto que ela influencia nas taxas de aquecimento e de resfriamento. No caso de TTAT, a espessura não é considerada no cálculo do parâmetro H_p .

Através das figuras anteriores, poderemos estabelecer uma metodologia adequada, a partir do parâmetro H_p , para a realização de um tratamento térmico de alívio de tensões. O parâmetro H_p mínimo a ser adotado no tratamento térmico será o maior valor entre:

a. H_p mínimo necessário para aliviar uma certa fração das tensões residuais de soldagem (Figura 5.82).

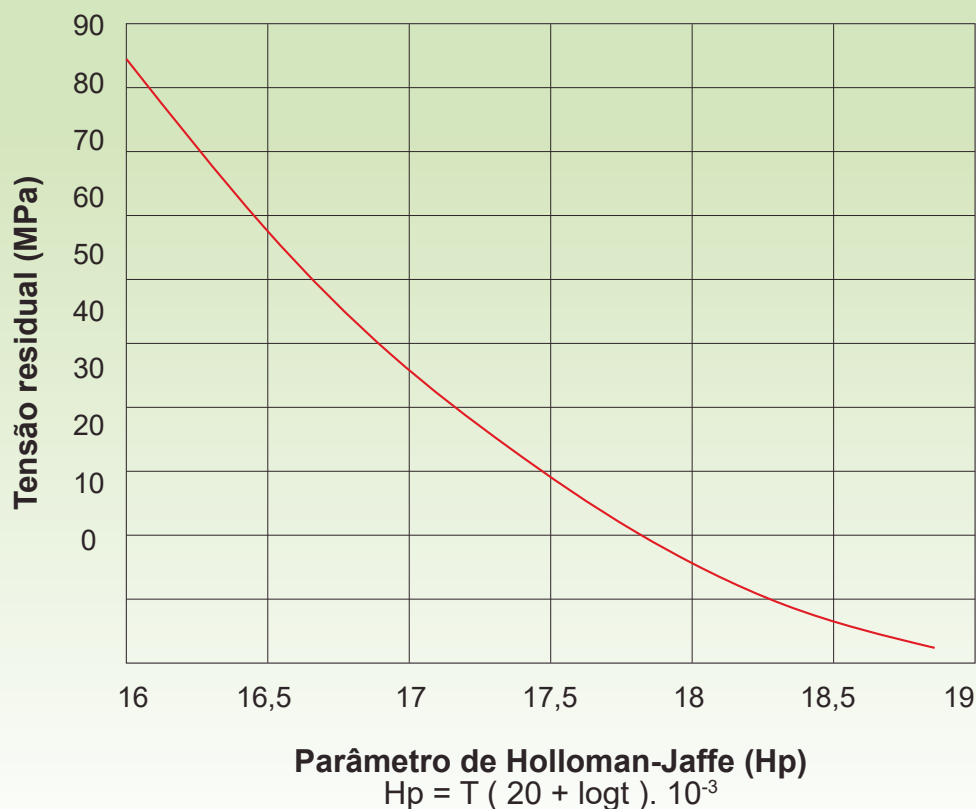


Figura 5.82 – Efeito do tratamento térmico no alívio de tensões residuais de soldagem em função do parâmetro H_p em aços C-Mn. Fonte: os autores, 2019.

b. H_p mínimo necessário para conferir uma tenacidade especificada – por exemplo 0,2 mm de CTOD – ao metal da zona fundida ou da zona afetada pelo calor (Figura 5.83).

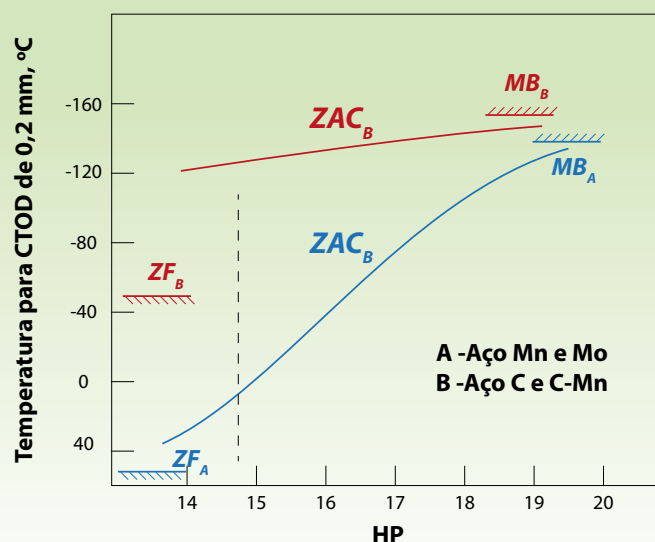


Figura 5.83 - Efeito do tratamento térmico de alívio de tensões sobre a tenacidade da ZAC em função do parâmetro H_p , aços C, C-mn e Mn-Mo. Fonte: os autores, 2018.

O máximo valor de H_p será limitado pela degeneração das propriedades mecânicas – limite de resistência, limite de escoamento e tenacidade – do metal de base, Figura 5.84.

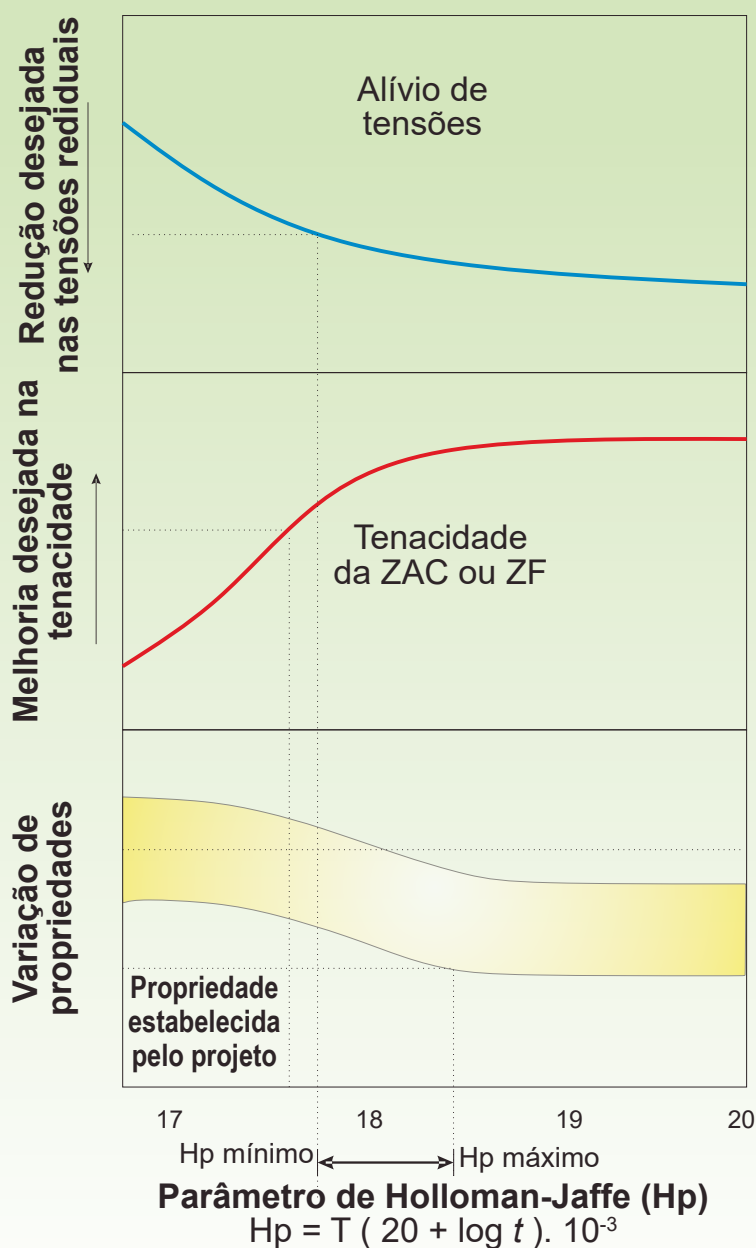


Figura 5.84 – Esquema para o estabelecimento das condições de um tratamento térmico de alívio de tensões.
Fonte: adaptado de Gulvin, Scott Haddirl e Glen

Teremos, dessa forma, uma faixa adequada de valores do parâmetro H_p para a realização de um tratamento térmico de alívio de tensões residuais de soldagem. Deveremos, de preferência, adotar o início da citada faixa pois é possível a necessidade de repetição do tratamento térmico em virtude da realização de reparos de solda.



Saiba Mais

Em sites como <https://www.dillinger.de/d/en/e-service/tools/hollomon/>, pode-se utilizar uma ferramenta para o cálculo do sequenciamento de tratamentos térmicos que pode ser muito útil nestes casos (Acesso em 18/06/2019).

O tratamento térmico de alívio de tensões é, conforme estudamos, uma função complexa de tempo e temperatura. O parâmetro H_p poderá avaliar a contribuição relativa de cada variável envolvida na realização de um tratamento térmico. O parâmetro H_p será de grande utilidade na avaliação das seguintes situações:

 Clique nos números para conhecê-los.

1

2

3

4

5

5.3.5 Correção das Deformações após soldagem

Nem sempre será possível, dentro dos limites aceitáveis, controlar a deformação produzida pela soldagem. Isto ocorrerá, principalmente, quando estivermos realizando uma construção soldada de forma complexa pela primeira vez. Em alguns casos, será mais prático e econômico permitir a ocorrência da deformação e corrigi-la após soldagem. Em outras situações, apesar de todo o cuidado e planejamento adotados, poderá ocorrer uma deformação exagerada da estrutura após a soldagem.

A correção da deformação proveniente da soldagem poderá ser realizada por diversos métodos.

5.3.5.1 Ressoldagem

Consiste na execução de uma solda adicional, aberta na peça, de forma que a distorção dessa solda corrija a distorção causada pelo primeiro processo de soldagem, durante a montagem. Por exemplo, o embicamento exagerado de uma solda de topo poderá ser corrigido pela soldagem de um novo chanfro aberto no lado convexo por goivagem ou esmerilhamento ao longo de toda a junta deformada. As dimensões deste novo chanfro deverão ser determinadas de tal forma que as forças de contração produzidas pela sua abertura, caso se utilize a goivagem, e pela sua soldagem sejam suficientes para remover a deformação produzida no processo de soldagem.

5.3.5.2 Deformação Mecânica

A peça é submetida a procedimentos mecânicos, como prensagem, de forma que após esse procedimento haja conformidade dimensional da peça. Geralmente, o estado final de tensões residuais é desconsiderado, Figura 5.85.

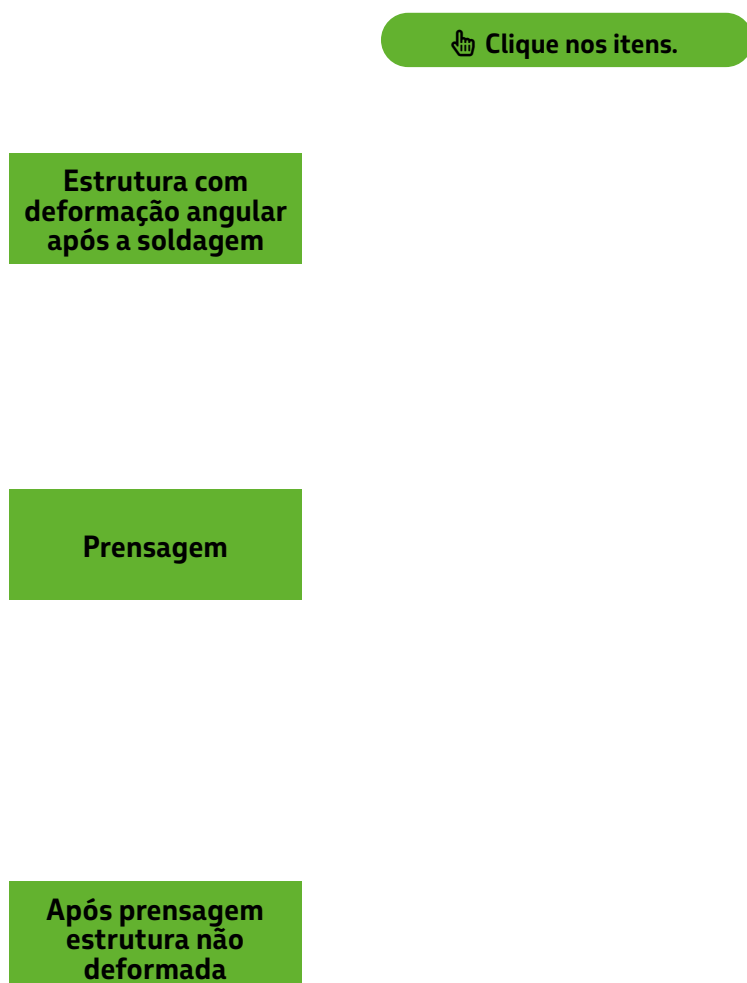


Figura 5.85 – Aplicação de deformação mecânica. Fonte: os autores, 2019.

Nessa estratégia, deve-se considerar uma correção extra para compensar o efeito de recuperação elástica da peça.

5.3.5.3 Aquecimento Localizado

É o método mais utilizado para correção de distorções. Consiste em impor aquecimentos localizados em regiões específicas das peças soldadas de forma que o ciclo de aquecimento (dilatação), seguido da redução local do limite de escoamento, propicie plastificação local restringida pelo material adjacente, em temperatura menor e, por consequência, com limite de escoamento maior. Durante o resfriamento, as contrações provocam distorções que restauram as características dimensionais de projeto da peça. Normalmente, se utilizam tochas ou chuveiros oxiacetilênicos de alta potência de aquecimento, Figura 5.86.

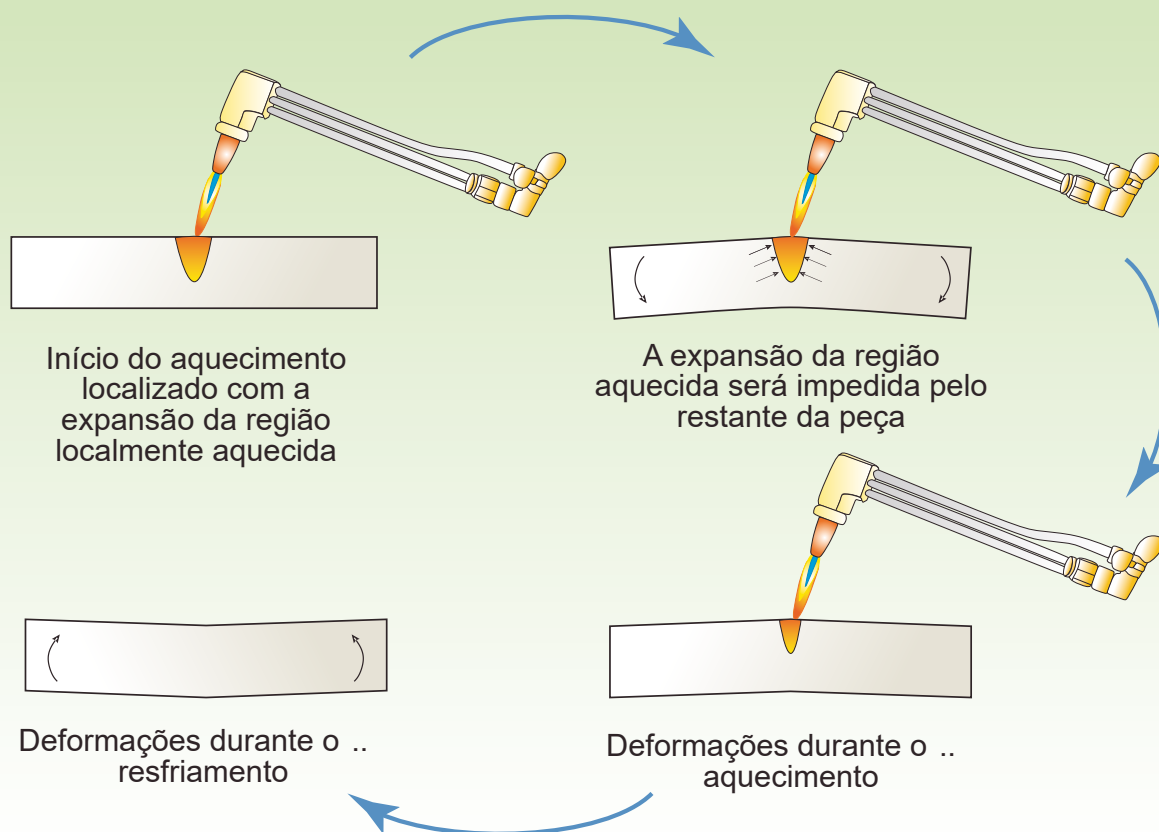


Figura 5.86 – Efeitos produzidos nas diversas fases de um aquecimento localizado. Fonte: os autores, 2019.

Existem algumas formas de efetuar tal procedimento, como o aquecimento por pontos, por linha e por fatias. Todas elas dependem da experiência do fabricante ou montador.

Por exemplo, na Figura 5.87, o aquecimento por pontos em uma chapa fina aquece a região em que se pretende efetuar a correção através da contração localizada. Esta estratégia é, geralmente, utilizada na correção de flambagem de chapas finas. Aquecimento localizado em diversos pontos pode ser imperativo para correção da deformação de painéis soldado. O aquecimento deve ser realizado no lado convexo, em diversos pontos simetricamente distribuídos, iniciando-se na parte central e dirigindo-se para a região periférica do painel deformado.

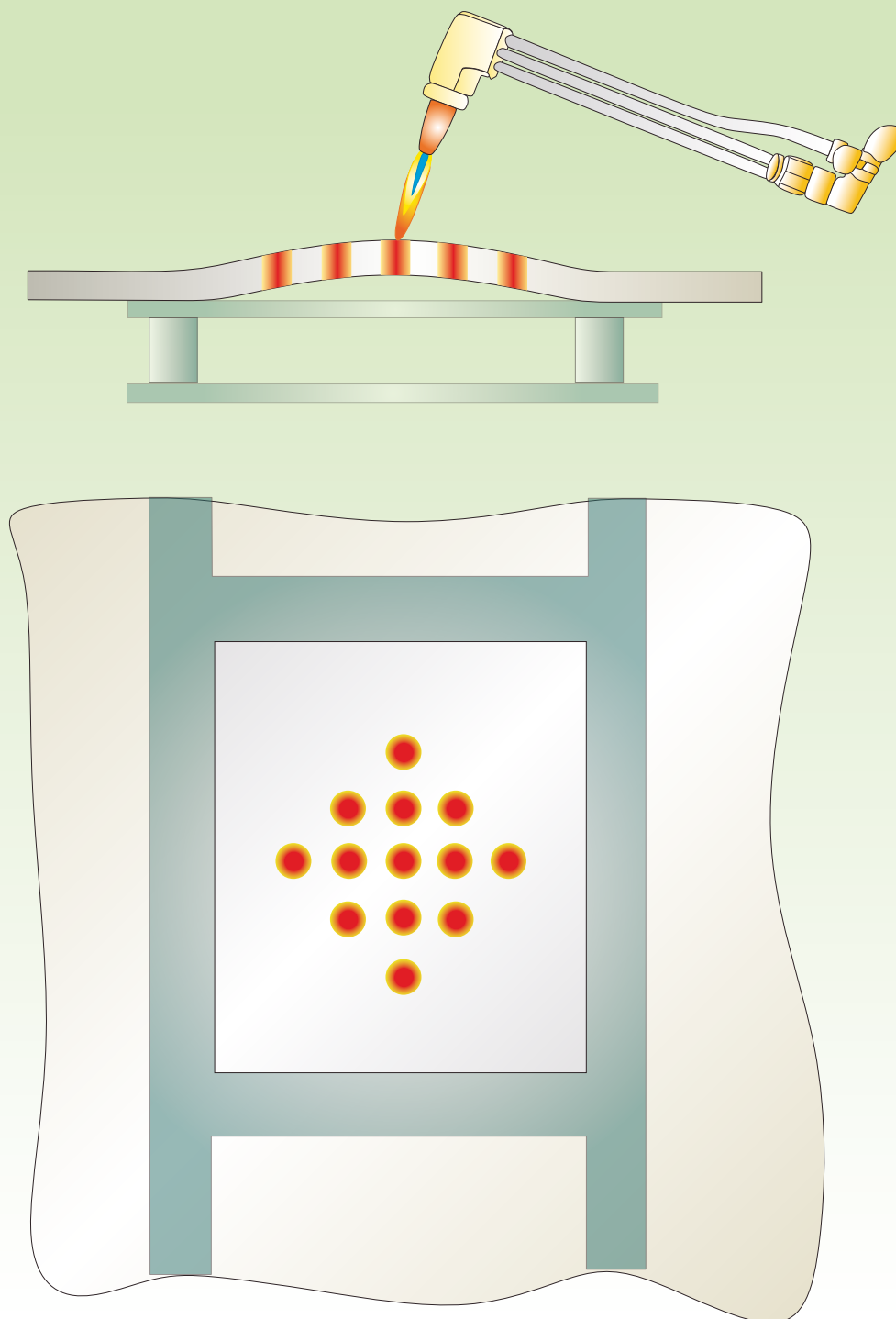


Figura 5.87 – Aquecimento Localizado em Pontos. Fonte: os autores, 2019.

Já na Figura 5.88, a correção através do aquecimento de uma linha, oposta à solda, provoca a contração e a correção dimensional angular da peça.

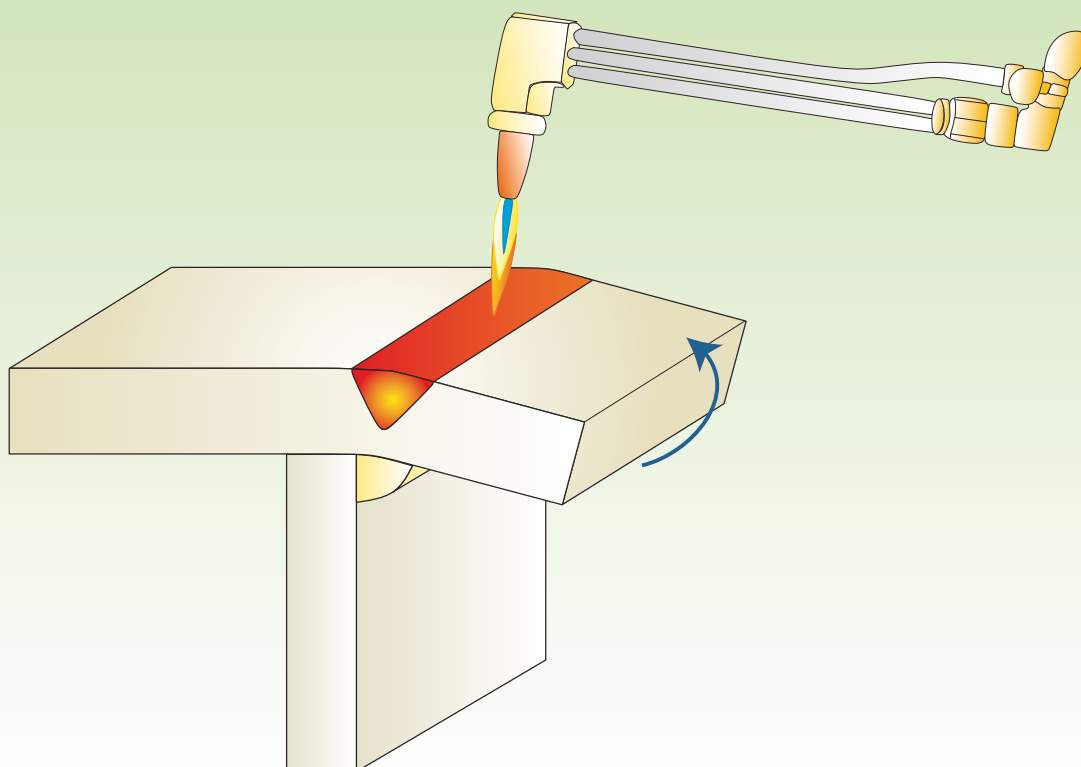


Figura 5.88 – Aquecimento Localizado para correção de uma solda em ângulo. Fonte: os autores, 2019.

O aquecimento por fatias, todavia, é empregado em estruturas mais complexas, onde é necessário o aquecimento de áreas maiores que, durante o resfriamento, contrairão e tensionarão a peça para suas características dimensionais de projeto. É necessário que toda a espessura da região seja aquecida, o que eventualmente torna necessário a utilização de tochas adicionais, Figura 5.89.

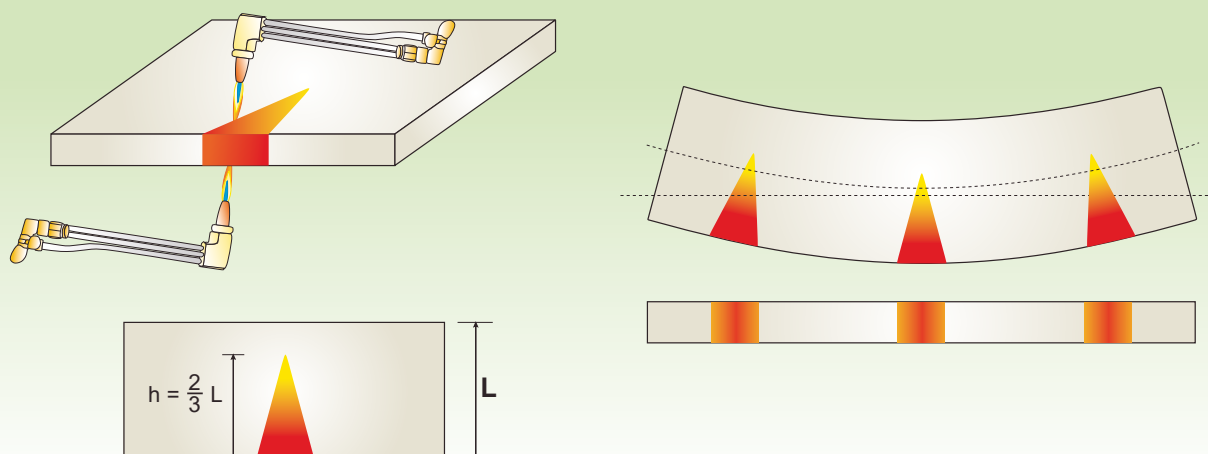


Figura 5.89 – Aquecimento Localizado em chapas espessas. Fonte: os autores, 2019.

Cuidados especiais devem ser tomados, por exemplo, quando:

- » as estruturas apresentarem regiões de alta restrição, o que pode introduzir ou aumentar o nível de tensões residuais;
- » a ocorrência de aquecimento que cause contrações excessivas;
- » a ocorrência de aquecimento que cause alterações metalúrgicas e, por consequência, de desempenho da peça. Para aços carbono, por exemplo, a restrição é de até 650°C, vermelho rubro;
- » no caso de interrupção ou perda de calor, é necessário aguardar o completo resfriamento da peça e reiniciar o procedimento.

5.3.6 Práticas de Controle de Deformação em Soldagem

Anteriormente, foram apresentados diversos fatores de influência e como utilizá-los no sentido de minimizar as deformações em soldagem. Diversas expressões, também, foram apresentadas com a intenção de permitir uma avaliação, pelo menos aproximada, das deformações em soldagem. Visando um adequado controle da deformação de uma estrutura soldada, estes conhecimentos são complementados com algumas regras básicas sobre sequência de montagem.

5.3.6.1 Regras Básicas sobre a Sequência de Montagem de Estruturas Soldadas

Procura-se estabelecer a sequência de montagem de uma estrutura soldada empregando, sempre que possível, as seguintes regras básicas:

 Clique nos itens.

1ª REGRA

2ª REGRA

3ª REGRA

5.3.6.2 Sequência de Recursos na Montagem de Estruturas Soldadas

O sequenciamento de montagem deve sempre procurar seguir as seguintes regras, que, todavia, devem ser avaliadas no que tange requisitos normativos e as características do material soldado:

👉 Clique nos números para conhecê-los.

1

2

3

4

5

5.3.6.3 Coluna Soldada Constituída de 3 Componentes

A Figura 5.90 ilustra uma simples mudança de projeto, aumentando o momento de inércia do componente inferior da viga. Isso reduz a distância do centro de gravidade das soldas em relação ao eixo neutro da estrutura e, conseqüentemente, reduz a deformação longitudinal.

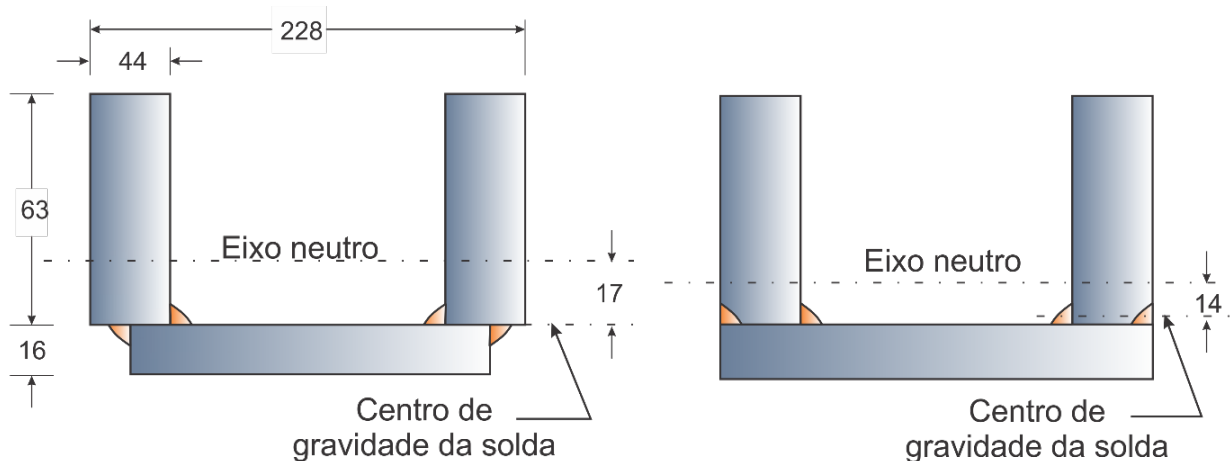


Figura 5.90 – Coluna Soldada Constituída de 3 Componentes. Fonte: adaptado de Lincoln

5.3.6.4 Viga Caixa Reforçada

A sequência de montagem, objetivando minimizar deformações, nem sempre possui uma melhor solução intuitiva. Um exemplo é ilustrado pela Figura 5.91:

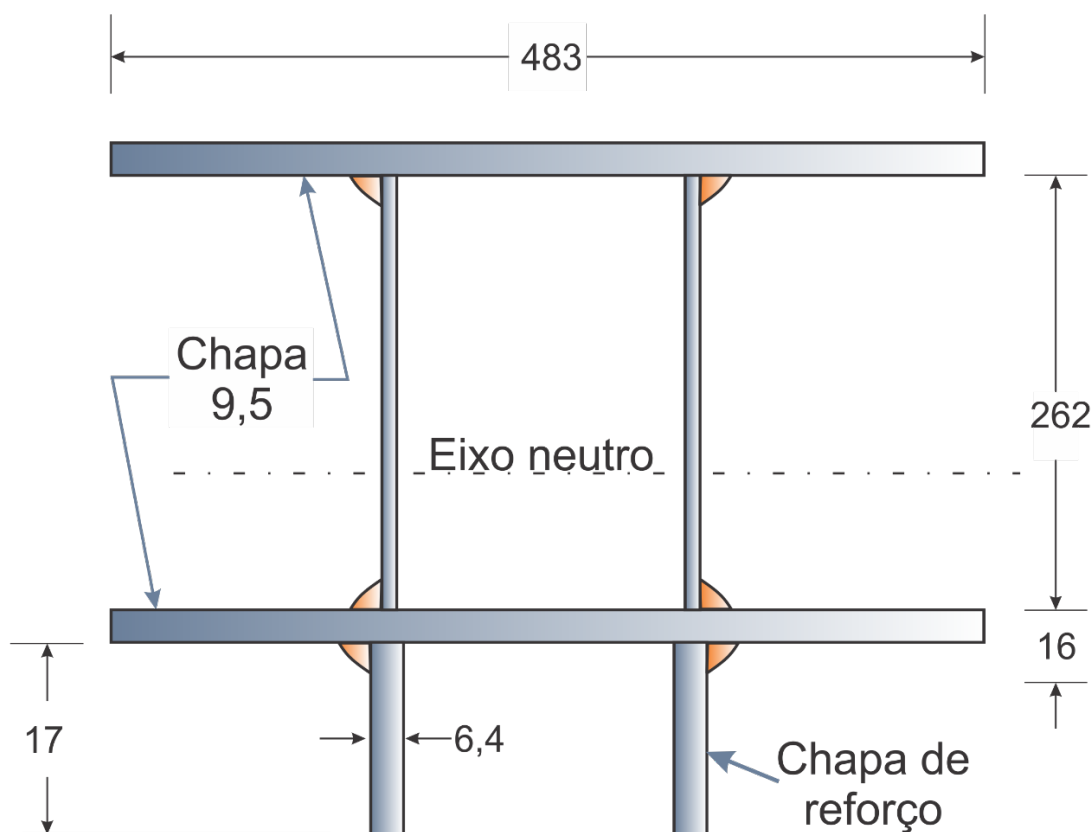


Figura 5.91 – Viga Caixão Reforçada. Fonte: adaptado de Lincoln

A primeira sequência de montagem proposta consiste em pontear todas as peças antes da soldagem, produzindo um conjunto rígido para resistir os esforços de contração. Neste caso, o centro de gravidade das soldas distanciará 1,11" do eixo neutro da seção e, considerando-se um comprimento de viga de 63 pol, a deformação longitudinal estimada é de, aproximadamente, 0,004 pol.

A segunda sequência de montagem proposta consiste em soldar inicialmente a viga caixão. Como o centro de gravidade das soldas coincide com o eixo neutro, nenhuma deformação longitudinal deverá ocorrer. Em seguida, soldam-se as chapas de reforço. Como o centro de gravidade destas duas últimas soldas está distanciado de 3,994" em relação ao eixo neutro haverá, considerando-se o mesmo comprimento de viga, uma deformação longitudinal de 0,006", uma deformação longitudinal 50% superior à primeira sequência.

5.3.6.5 Tanques de Armazenamento

A sequência de montagem de tanques de armazenamento, Figura 5.92, segue tradicionalmente as seguintes etapas:

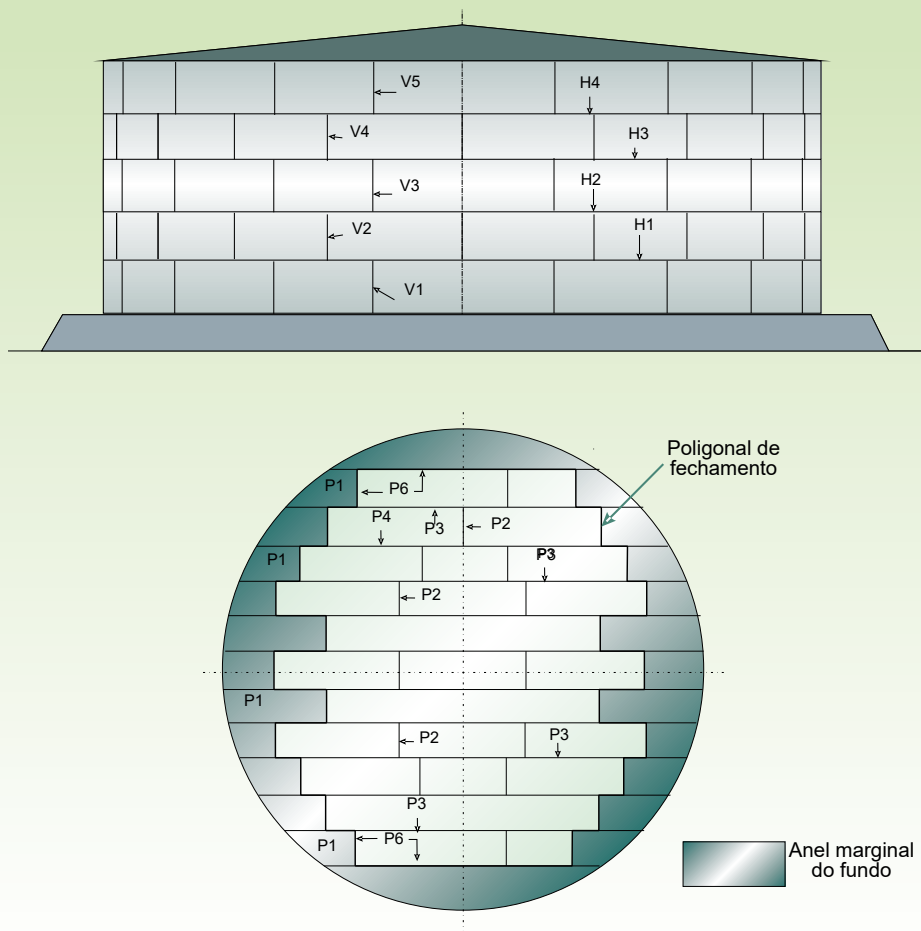
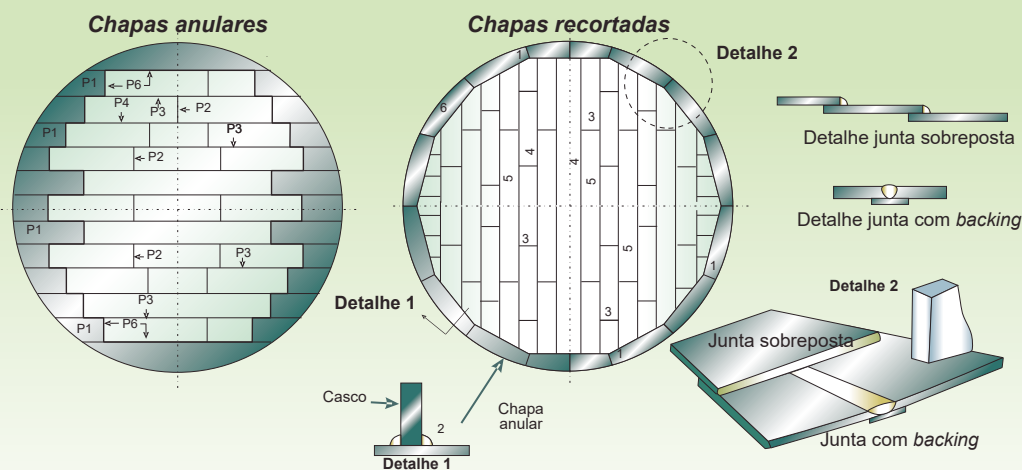


Figura 5.92 – Sequência de soldagem de um tanque de armazenamento, contorno do fundo com chapas recortadas. Fonte: Barros, S.M. (2009)

1. Posicionamento das chapas do fundo. A solda em ângulo das chapas superpostas de certa região do fundo, permitirá, numa etapa posterior, a soldagem com restrição da contração transversal, Figura 5.93.



Sequência de soldagem indicada de 1 a 6 da construção do fundo do tanque

Figura 5.93 – Arranjos típicos da chaparia do fundo de tanques de armazenamento com chapas anulares e chapas recortadas. Fonte: Barros, S.M. (2009)

2. Soldagem da parte do fundo, aproximadamente 20 mm, situada sob o costado. As chapas do fundo, sob o primeiro anel do costado, deverão ser adequadamente preparadas com a finalidade de formar uma superfície plana para o devido apoio da chaparia do costado, Figura 5.94.

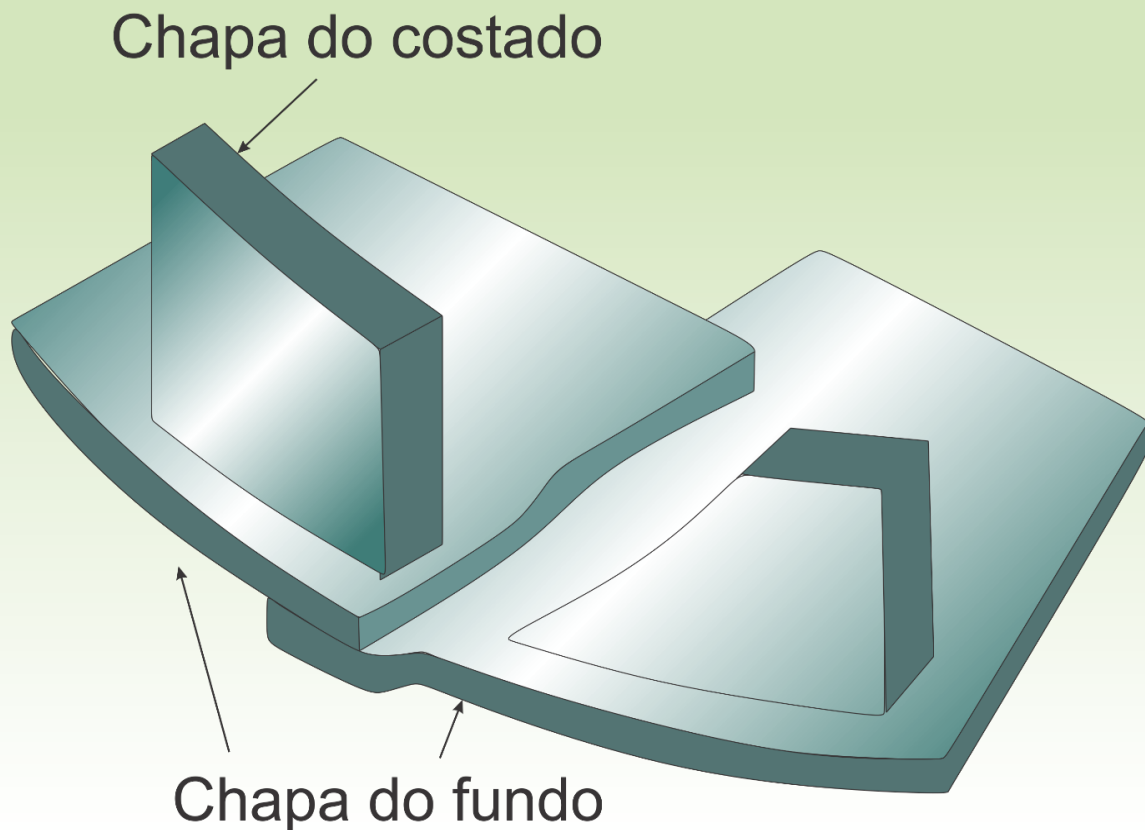


Figura 5.94 – Soldagem de Tanques de Armazenamento. Fonte: Barros, S.M. (2009)

3. Montagem do 1º e 2º anéis do costado.
4. Execução das soldas V1 do costado (Figura 5.92).
5. Execução das soldas em ângulo entre costado e fundo. Os soldadores devem atuar em setores diametralmente opostos. Esta solda está sujeita a uma contração longitudinal elevada, motivo pelo qual somente 20 cm do fundo encontra-se soldado nesta fase.
6. Soldagem dos trechos P1 constituindo um anel de chapas marginais do fundo. Como ilustração, apresentaremos a sequência de montagem de um fundo com chapas recortadas (Figura 5.92).
7. Prosseguimento da montagem do costado. Soldagem da junta H1 após a conclusão de todas as V1 e V2. O restante do costado obedece a mesma sequência, ou seja, cada horizontal é precedida de todas as verticais adjacentes. A disposição das chapas com juntas verticais desencontradas favorece à obtenção da circularidade do costado.
8. Soldagem de todas as juntas P2 do fundo.
9. Soldagem das juntas de grande comprimento do fundo na sequência P3, P4, P5...
10. Soldagem da poligonal de fechamento – solda P6 – unindo a parte central do fundo ao anel marginal. Os soldadores deverão atuar em setores opostos. A sequência (h, i, j) tem por objetivo obter a máxima planicidade do fundo.
11. Soldagem do teto com uma sequência análoga à soldagem do fundo.

A soldagem do costado e do fundo podem ser efetuadas em paralelo desde que as soldas verticais do 1º anel estejam concluídas. Todas as portas de limpeza deverão ser pré-fabricadas, incluindo chapa do costado, chapa de reforço, flange e chapa de soleira, e tratadas termicamente antes da montagem. As conexões do costado, com diâmetro nominal igual ou superior a 300 mm, localizadas em chapas de costado com espessura superior a 25 mm, deverão também ser pré-fabricadas e tratadas termicamente antes da montagem.

Importante!

Após a montagem, mesmo havendo deformações no costado, uma avaliação deve ser feita dentro do item 7.5 da norma API 650. Eventualmente, em casos extremos, deve-se avaliar através da norma API 579-1/ASME FFS-1.

5.3.6.6 Esferas de Armazenamento

Na montagem de esferas, as soldas das colunas às chapas equatoriais e das conexões às chapas polares são feitas na fase da pré-fabricação e submetidas ao tratamento térmico de alívio de tensões, Figura 5.95.

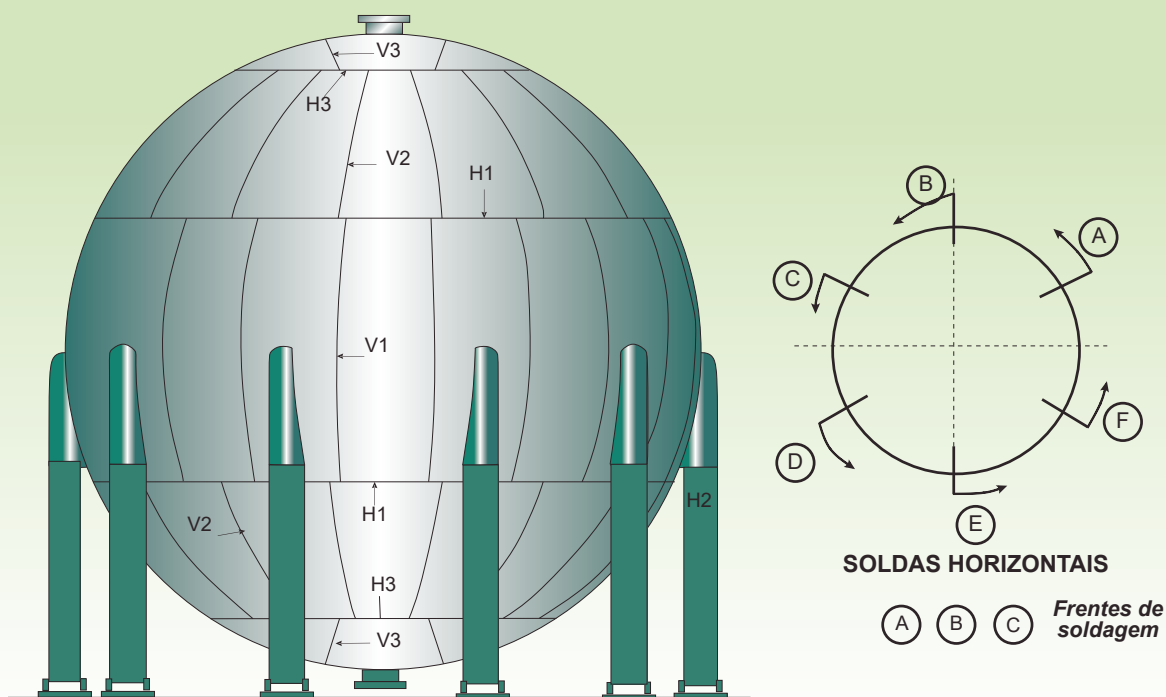


Figura 5.95 – Soldagem de Esferas de Armazenamento. Fonte: Barros, S.M. (2009)

 Clique nos números para conhecê-los.



A obediência à sequência de montagem é tanto mais necessária quanto maior for a resistência do material empregado.

Já a sequência de enchimento dos chanfros é função da posição dos dispositivos de montagem.

No hemisfério superior os dispositivos são instalados no lado externo e a soldagem inicia-se no lado interno, já no hemisfério inferior ocorre o inverso. Os chanfros podem ser assimétricos com o lado menor reservado à goivagem.

5.4 Medição de Tensões Residuais

O nível de tensões residuais, de forma geral, pode ser determinado por vias analítico-matemáticas ou experimentais, sendo que estas últimas podem ser subdivididas em destrutivas e não destrutivas. As vias analíticas, são limitadas pela complexidade do sistema envolvido, onde muitas vezes, além de faltar informações precisas sobre resistência mecânica local, fontes de calor, etc., a relação matemática é estimada.

O Quadro 5.2 lista os principais métodos existentes, utilizados tanto pela academia como pela indústria:

Tipo de Método e princípio	Nome
Semi-destrutivo, experimental, por remoção de material sem influência na integridade da peça	Método do Furo
	Método do Anel
Destrutivo, experimental, por remoção de seções da peça afetando sua integridade	Remoção ou “amputação” de seções
	Corte
	Remoção de Camada
	Método de talho
	Método do Contorno
Métodos Não Destrutivos por Técnicas de Difração	Método da Difração de Raios-X
	Método da Difração de Nêutrons
Métodos Não Destrutivos (OUTROS)	Método de Barkhausen (Magnético)
	Ultrassom

Quadro 5.2 – Tipos, Princípios e Métodos de Medição de Tensões Residuais. Fonte: os autores, 2019

Dentre os métodos experimentais de medição de tensões e deformações residuais, destacam-se o furo cego, o do anel, a remoção de camada, a difração de raios-X, a difração de nêutrons, ultrassom e magnético.

As vias experimentais destrutivas, partem do princípio que, removendo uma parte da peça, provoca-se um alívio de tensões que pode ser medido através da leitura da deformação nos extensômetros. Existem métodos semi-destrutivos, que podem ou não afetar a integridade da peça, como o do furo cego, o do anel e métodos destrutivos, como o da remoção de camada, amputação, corte e talho.

As vias experimentais não destrutivas utilizam princípios de ondas eletromagnéticas, raios-X, ópticas ou de outras naturezas físicas para medir o estado de tensões residuais. Métodos que usam difração de ondas tem sido os mais aceitos e se baseiam na deformação dos planos cristalinos quando sujeitos a tensões, como a difração de raios-X, a difração de nêutrons, ultrassom e magnético, Tabela 5.6.

Descrição	Furo cego	Deflexão	Seccionamento	Difração de Raio X	Difração de Nêutrons	Ultra-som	Magnético
Problemas para o caso de estrutura e grãos grandes	Não	Não	Não	Sim	Não	Sim	Sim
Sensibilidade à deformação ao encruamento	Baixa	Baixa	Baixa	Alta	Média	Alta	Alta
Análise em material de múltipla fase	Tensão média em todas as fases	Tensão média em todas as fases	Tensão média em todas as fases	Tensão em cada fase se a menor fase exceder uma certa fração de volume	Tensão em cada fase se a menor fase exceder uma certa fração de volume	Tensão média em todas as fases	Tensão média em todas as fases ferromagnéticas
Medidas de materiais amorfos	Possível	Possível	Possível	Impossível	Impossível	Possível	Possível em fases ferromagnético
Medidas em partes com baixo raio de curvatura	Possível, $r > 5$ mm	Possível com método de "Sachs"	Difícil	Possível, $r > 5$ mm	Possível, medidas abaixo da superfície	Difícil, necessidade de sensor especial	Possível, $r > 5$ mm
Medidas em camadas (espessuras da camada)	Maior que 50 μ m	2 a 3 μ m	Maior que 2 mm	Todas as espessuras	Maior que 2 mm	0,1 a 3 mm	0,01 a 1 mm

Tabela 5.6 – Comparações entre os métodos de medição de tensões residuais considerando os problemas do material e os problemas geométricos da região a ser analisados. Fonte: https://www.ufsj.edu.br/portal2-repositorio/File/ppmec/Diogo_A_de_Sousa.pdf acesso 18/6/19.

5.4.1 Métodos Semi-destrutivos: Método do Furo Cego e do Método do Anel

O método do furo cego, Figura 5.96, parte do conceito de que a remoção de uma pequena seção de material causará uma alteração na rigidez do local e, por consequência, uma acomodação das deformações circunvizinhas, medidas por uma roseta de extensômetros – *strain-gages* – instalada previamente, Figura 5.97. Os furos, geralmente, são executados com alta precisão, variando o diâmetro entre 1 e 4 mm de mesma profundidade.

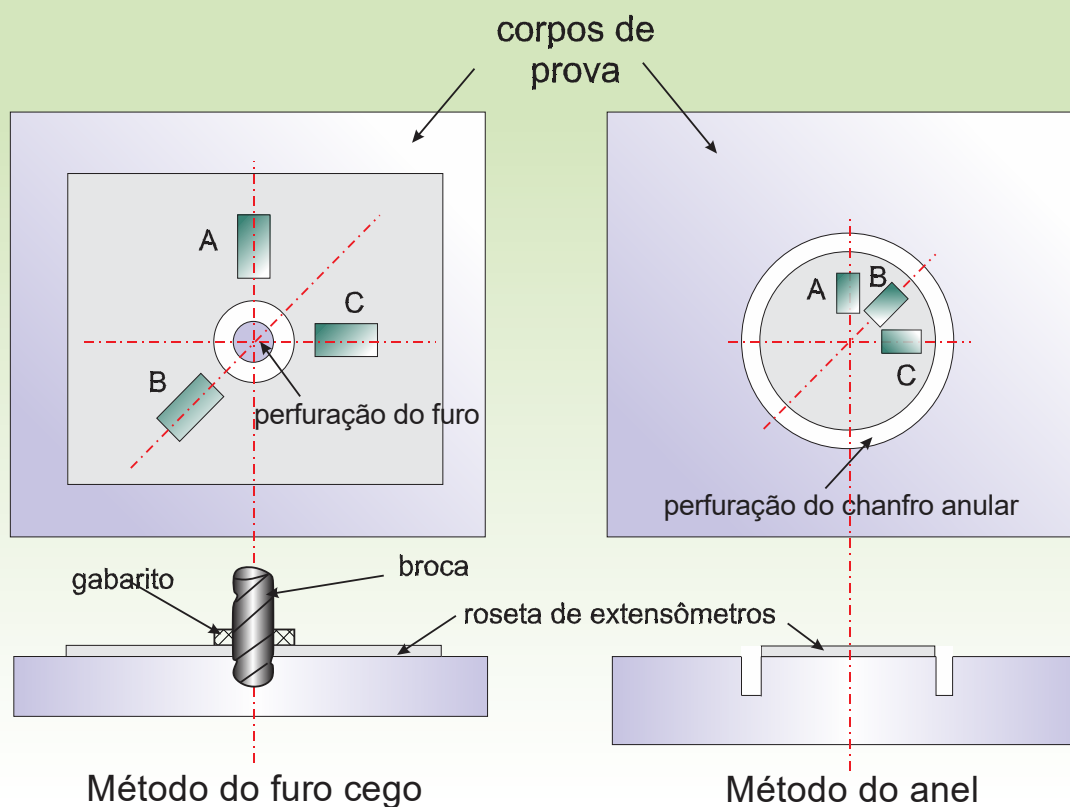


Figura 5.96 – Método do furo cego e do anel. Fonte <http://pubs.sciepub.com/ajme/1/7/36/>. Acesso em 13/03/2016

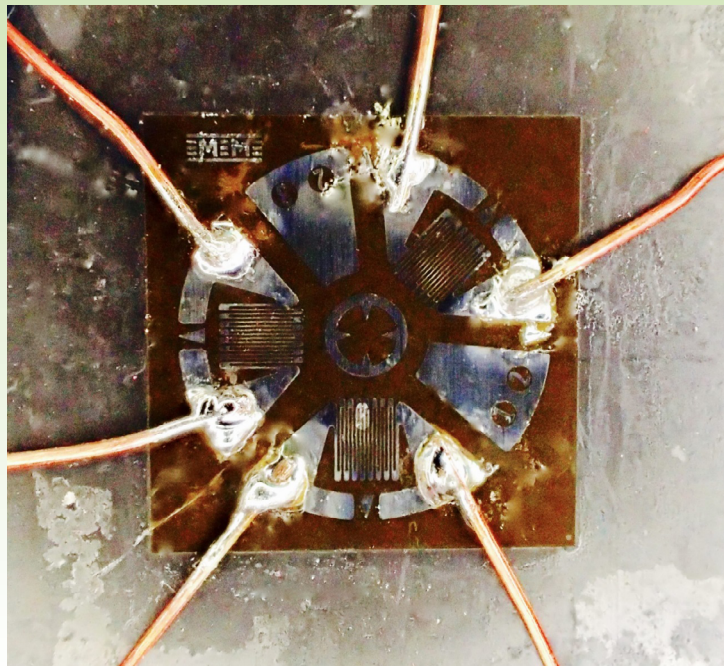


Figura 5.97 – Montagem da roseta. Fonte: https://i0.wp.com/www.g2mtlabs.com/wp-content/uploads/2017/04/fullsizeoutput_2c5b.jpeg acessado em 18/6/19.

Importante!

O método é padronizado pela *ASTM Standard Test Method E837 - Standard Test Method for Determining Residual Stresses by the Hole-Drilling Strain-Gage Method*, permitido ser aplicado por qualquer técnico em laboratório ou em campo. Todavia, é necessário avaliar as consequências estruturais da execução do furo e sua eventual remoção através de usinagem.

O método do anel, de princípio físico similar ao método do furo, consiste na remoção de um anel de diâmetro (D) de 18 mm, espessura (d) de 14 mm e profundidade (h) de 4 a 5 mm em volta da roseta de extensômetros e, não só apresenta menor sensibilidade a erros de posicionamento do furo usinado com relação aos sensores, como também maior precisão de medição até os níveis da tensão de escoamento.

Esses métodos são considerados como semi-destrutivos, pois, quando bem efetuados, não inserem problemas estruturais na peça.

5.4.2 Métodos Destrutivos

Existem diversos métodos destrutivos, dentre eles:

- a **remoção ou “amputação” de seções**, que consiste na remoção de uma seção da peça com um extensômetro acoplado de forma a medir a deformação final da seção, que representa a deformação de relaxamento;
- o **simples corte**, que consiste no corte de uma seção de forma que a deformação de fechamento ou abertura das regiões vizinhas representem o estado aproximado de tensões residuais da peça, Figura 5.98;

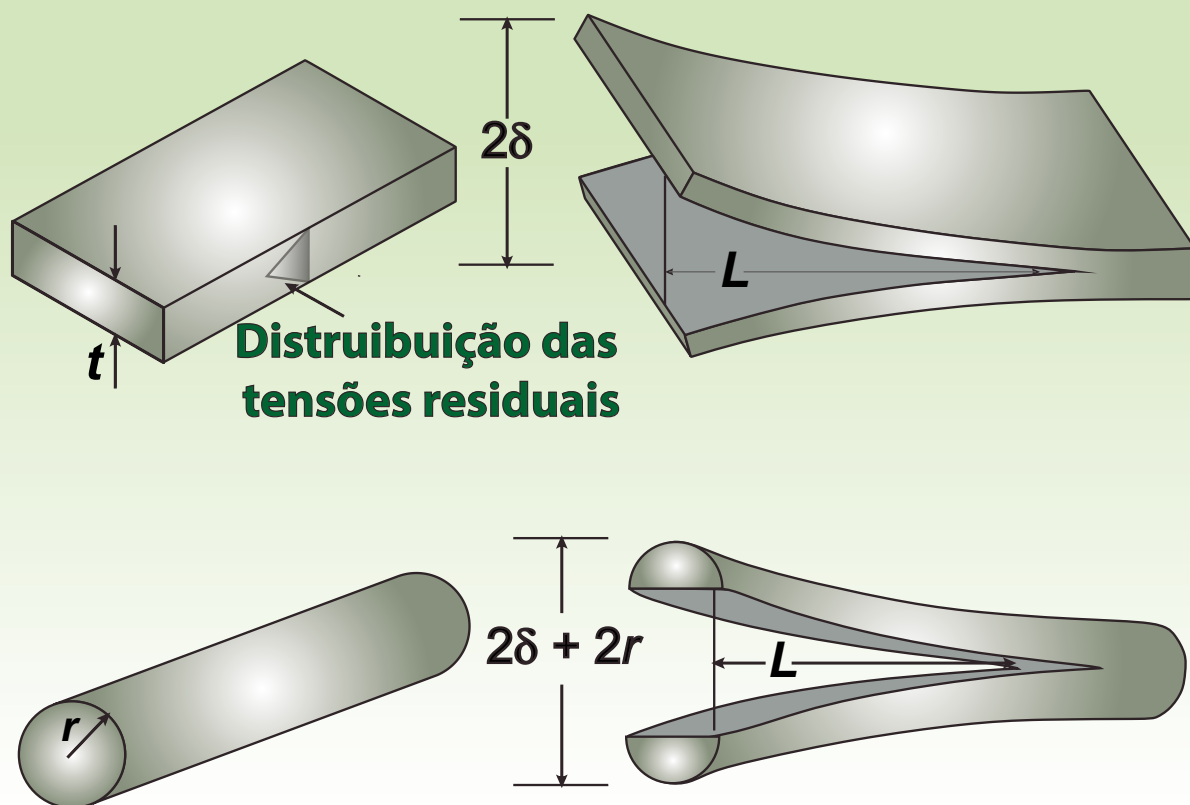


Figura 5.98 – Métodos Destrutivos. Fonte: adaptado de saunders

As tensões residuais são obtidas pela medição da abertura da chapa. A tensão longitudinal pode ser relacionada a abertura δ pela seguinte expressão:

$$\sigma_1 = \frac{Et\delta}{2L^2(1 - \nu^2)}$$

onde: E e ν são, respectivamente, módulo de elasticidade e coeficiente de Poisson e t é a espessura do componente.

- a **Remoção de Camada**, que consiste na medição e remoção sucessiva de camadas a fim de verificar a curvatura da peça provocada pelo desbalanceamento do estado de tensões residuais, Figura 5.99;

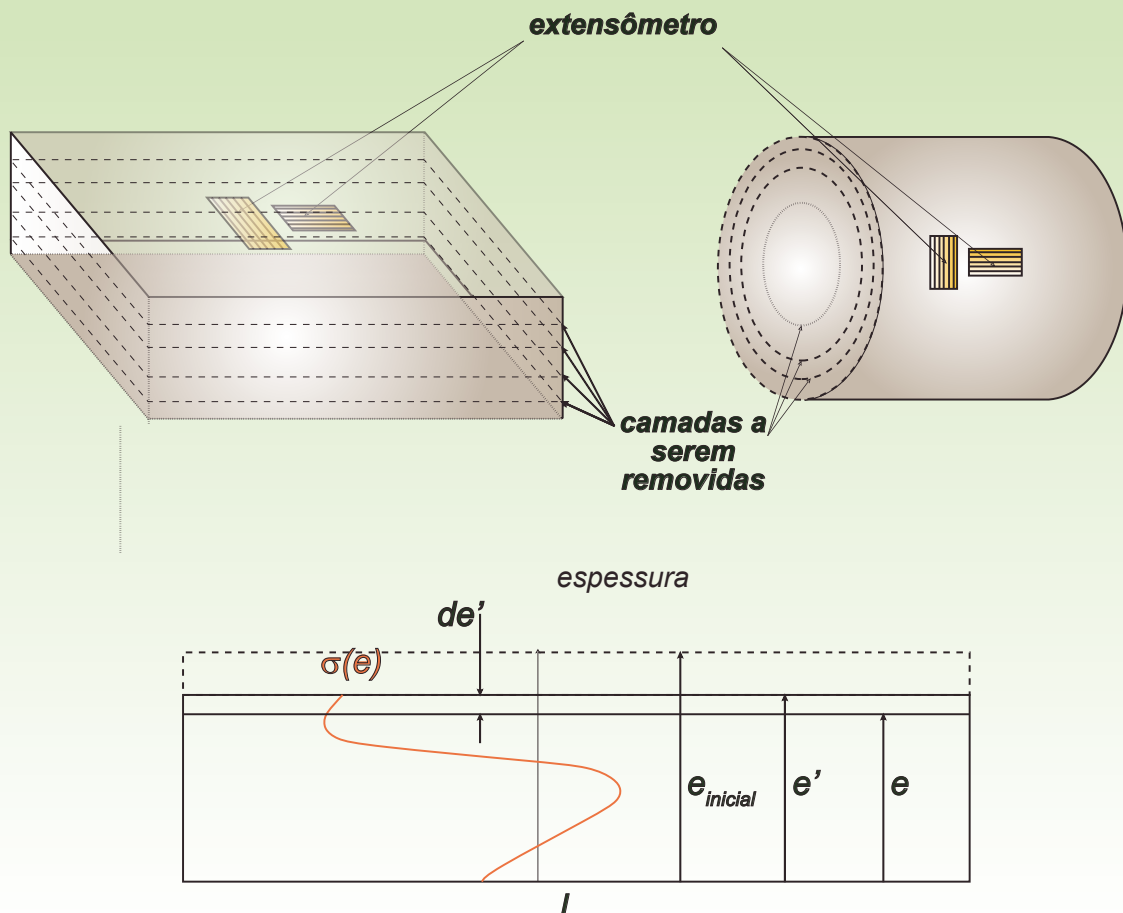


Figura 5.99 – Remoção de Camada. Fonte: adaptado de rossina

$$\sigma(e) = -\frac{4}{3} E \frac{e^2}{L^2} \cdot \frac{df}{de}$$

Onde:

- » E – é o módulo de elasticidade de material;
- » de – é a espessura da camada sendo usinada;
- » e' – é a espessura do componente antes da remoção de uma camada cuja espessura é de;
- » e – é a espessura do componente depois da remoção de uma camada cuja espessura é de;
- » L0 – é o comprimento sob o qual a deflexão está sendo medida;
- » f – é a deflexão e,
- » df – é a variação da deflexão produzida pela usinagem de uma camada de espessura de.

d. o **Método de talho**, que consiste na execução, similar ao do furo cego, de uma seção, de forma a medir a deformação final da peça. Esse método permite que se avalie o estado de tensões normais ao longo da profundidade de peça, em detrimento das tensões principais, quando comparado ao método do furo cego, Figura 5.100.

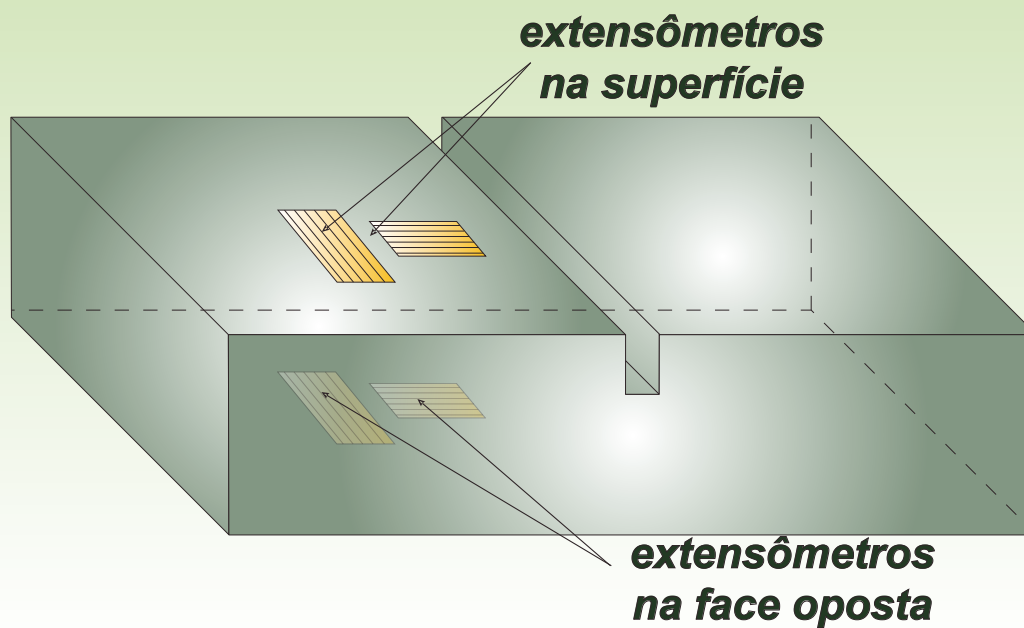


Figura 5.100 – Método de talho. Fonte: os autores, 2019.

- e. o **Método do Contorno**, que consiste no corte da peça, medição dos deslocamentos, aplicação de um tratamento de redução de dados de forma a reduzir os erros introduzidos pelas medições e finalmente modelagem através de elementos finitos, utilizando como condições de contorno, os deslocamentos medidos com sinal oposto.

5.4.3 Métodos Não Destrutivos por Técnicas de Difração

Os métodos de ensaios por técnicas de difração se baseiam nas alterações causadas pelas tensões residuais na matriz do material cristalino. As deformações são calculadas através da lei de Bragg. A Figura 5.101 ilustra o princípio físico de medição.

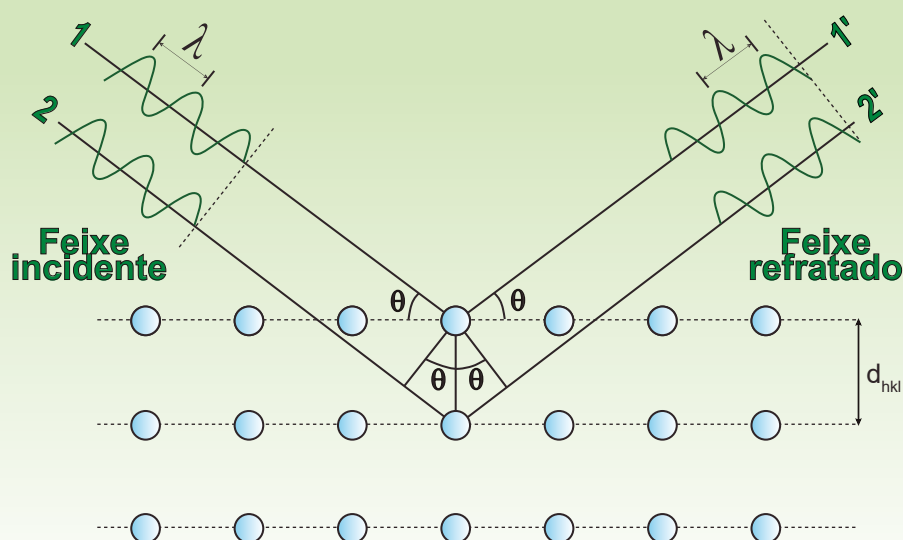


Figura 5.101 – Princípios dos Métodos Não Destrutivos por Técnicas de Difração. Fonte: os autores, 2019

5.4.3.1 Método da Difração de Raios-X

O método da difração por raio X é descrito pela ASTM E1426-14 – *Standard Test Method for Determining the X-Ray Elastic Constants for Use in the Measurement of Residual Stress Using X-Ray Diffraction Techniques*.

Utiliza, como o próprio nome diz, uma fonte de raios-X, mas é limitado, segundo a última norma, a materiais com certo grau de cristalinidade, mas limitado por:

- » gradientes de tensão;
- » parâmetros da matriz do material;
- » acabamento superficial;
- » geometria superficial;
- » textura superficial;
- » tamanho de grão;
- » presença de várias fases;
- » características de difração do material.

A tensão residual é calculada a partir de equações de deformação que correlacionam a tensão e deformação no estado elástico. A Figura 5.102, ilustra o modelo do estado plano de tensão, necessário para que os resultados dessas tensões sejam obtidos. Apesar de não possuir uma tensão normal na superfície, tem-se uma deformação $\varepsilon_{\phi\psi}$ neste sentido por causa do coeficiente de Poisson decorrente das tensões principais σ_1 e σ_2 .

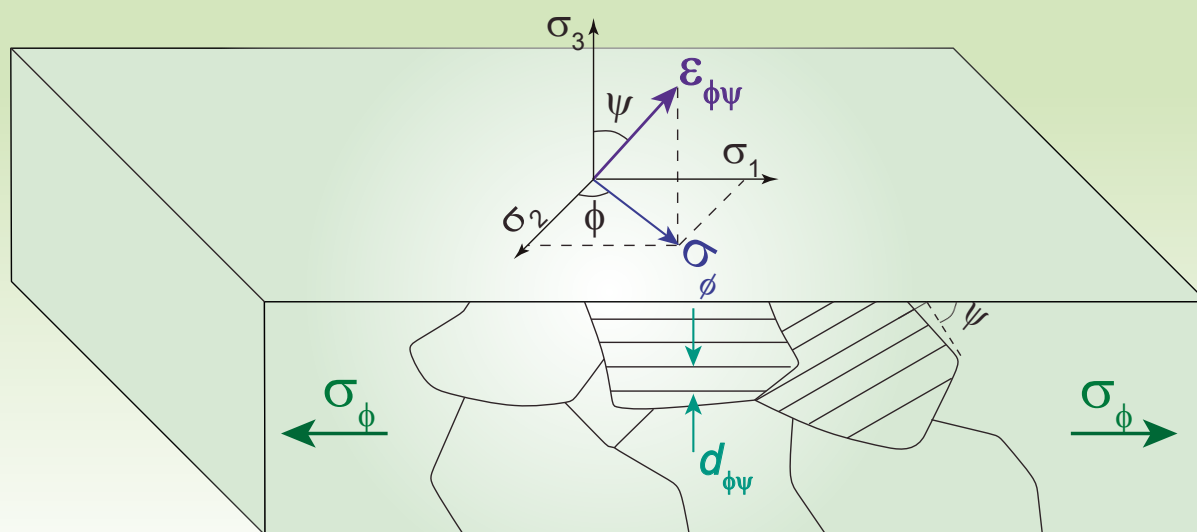


Figura 5.102 – Modelo de estado plano de tensões de Prevêy. Fonte: adaptado de https://www.ufsj.edu.br/portal2-repositorio/File/ppmec/Diogo_A_de_Sousa.pdf acesso em 18/6/19

O modelo proposto segue a equação:

$$\varepsilon_{\phi\psi} = \left[\frac{1+\nu}{E} (\sigma_1 \alpha_1^2 + \sigma_2 \alpha_2^2) \right] - \left[\frac{\nu}{E} (\sigma_1 + \sigma_2) \right]$$

Onde:

$$\alpha_1 = \cos.\text{sen}\psi \text{ e } \alpha_2 = \text{sen}\phi.\text{sen}\psi$$

Substituindo α_1 e α_2 e quando $\psi = 90^\circ$, o vetor de superfície dado por $\sigma_\phi = \sigma_1 \cos^2 \phi + \sigma_2 \sin^2 \phi$, colocando $\varepsilon_{\phi\psi} = \frac{d_{\phi\psi} - d_0}{d_0}$, onde $d_{\phi\psi}$ é a distância interplanar conforme mostrado na Figura 5.101 e d_0 a distância interplanar padrão e associado ao fato de não haver carregamento sobre o corpo, faz com a tensão residual seja dada por:

$$\frac{d_{\phi\psi} - d_0}{d_0} = \frac{\nu}{E} \sigma_\phi$$

De acordo com a equação, o aumento da distância interplanar em relação a uma amostra sem tensão residual corresponde a um valor positivo e, conseqüentemente, a uma tensão residual trativa. No caso da diminuição da distância interplanar em relação a uma amostra sem tensão residual, o valor correspondente é negativo, logo a tensão residual é compressiva.

Importante!

O ASTM E1426-14 apresenta todo o procedimento de preparação da peça, dos equipamentos, método experimental e limitações.

5.4.3.2 Método da Difração de Nêutrons

O método da Difração de Nêutrons consiste em um método similar ao da Difração de Raios-X e tem tido seu uso expandido desde a década de 1990. O método da Difração de Nêutrons, quando comparado ao método da Difração de Raio-X tem duas vantagens:

1. a profundidade maior de penetração – de 0,2mm a 100mm em ligas de alumínio e 25mm em aços;
2. a alta resolução espacial, permitindo a confecção de mapas tridimensionais de tensões residuais no material, conforme o ângulo de incidência da fonte, relativo à peça, Figura 5.103.

A desvantagem é o alto custo, que dificulta o uso em aplicações comuns de engenharia.

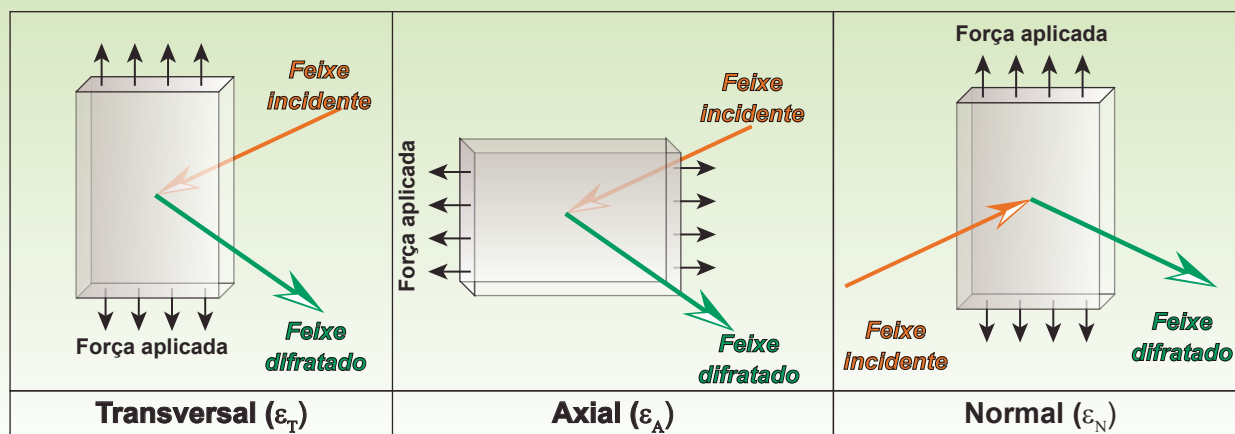


Figura 5.103 – Método da Difração de Nêutrons. Fonte: os autores, 2019

Importante!

Em 2018, foi criado o *draft* da norma ISO/DIS 21432 com o título “Non-destructive testing — Standard test method for determining residual stresses by neutron diffraction”, que visa normalizar esse ensaio. Além disso, os difratômetros, que eram equipamentos multipropósitos passaram a ser desenvolvidos para uso na medição de tensões residuais em materiais policristalinos.

O Quadro 5.3 lista os dois métodos não destrutivos que utilizam as técnicas de difração, a Difração por Raios-X e a Difração de Nêutrons.

Método	Norma	Características, aplicações e Limitações
Difração de Raios-X	ASTM E1426	1. Utiliza fonte radioativa; 2. Só consegue penetrar a distância de alguns planos atômicos (1 a 50 μm). 3. Limitado a materiais com certo grau de cristalinidade 4. Limitado por gradientes de tensão ao longo da profundidade; 5. Limitado por parâmetros da matriz do material; 6. Limitado pelo acabamento superficial; 7. Limitado pela geometria superficial; 8. Limitado pela textura metalúrgica superficial; 9. Limitado pelo tamanho de grão; 10. Limitado pela presença de várias fases e por características de difração do material.
Difração de Nêutrons	ISO/DIS 21432	1. Profundidade maior de penetração 2. Alta resolução espacial 3. Alto custo

Quadro 5.3 – Tabela Comparativa dos Métodos Não Destrutivos por Técnicas de Difração. Fonte: os autores, 2019

5.4.4 Métodos Não Destrutivos: Outros Métodos

Atualmente, há uma busca pela medição de tensões residuais com métodos de ensaios não destrutivos, como o Método de Barkhausen e Ultrassom, este último consolidado na indústria do petróleo para detecção de descontinuidades.

5.4.4.1 Método de Barkhausen (Magnético)

O Método de Barkhausen é aplicável somente a materiais ferromagnéticos. Consiste na aplicação de um campo magnético externo através de um eletroímã tipo Yoke. Na superfície do material é colocado um sensor Hall tipo bobina que mede a variação do campo magnético induzido, Figura 5.104. A medição se dá através da avaliação dos ruídos provocados por descontinuidades no campo magnético: Efeito de Barkhausen, cujo “ruído” tende a se intensificar para campos de tensão trativo e a decair para campos de tensão compressivo.

A permeabilidade do método é de 0,2mm: 100 vezes o valor da difração de raio X, o que permite a detecção de estados de tensões residuais superficiais.

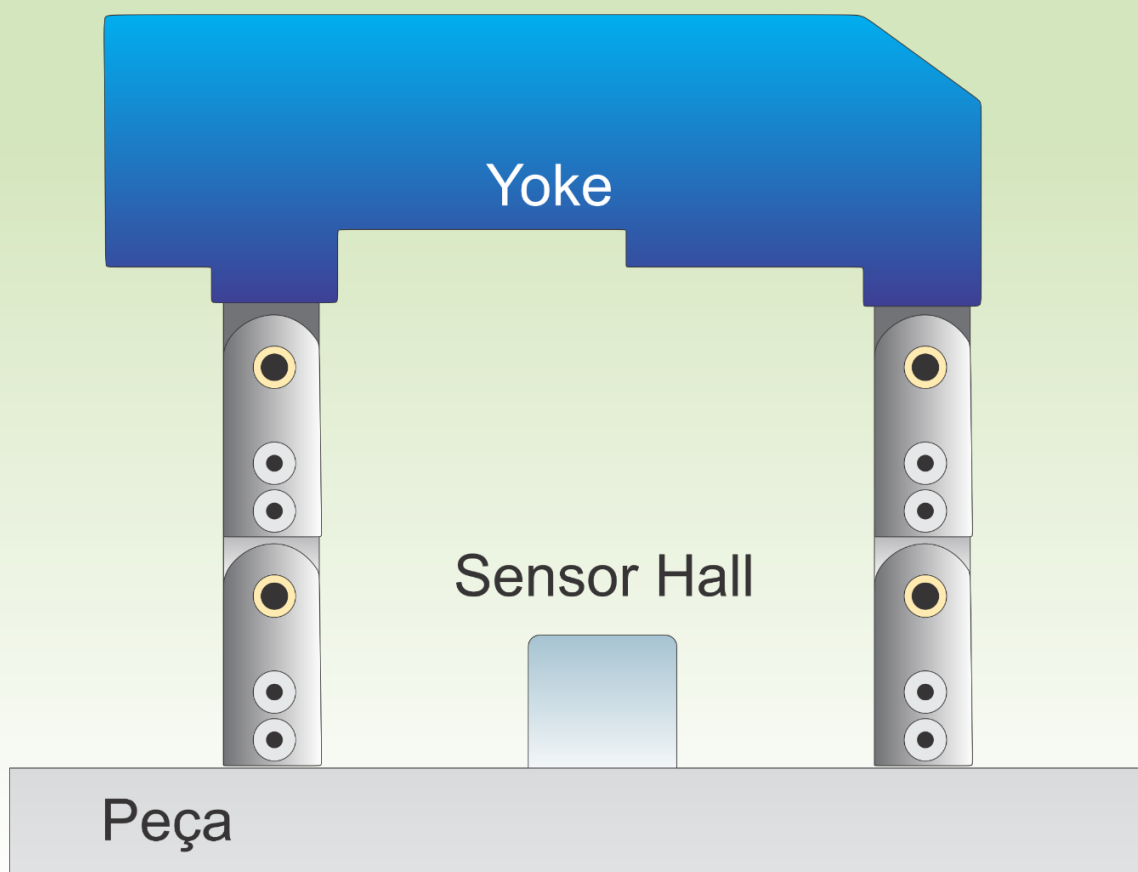


Figura 5.104 – Método de Barkhausen (Magnético). Fonte: os autores, 2019

5.4.4.2 Ultrassom

O ultrassom é um dos métodos de medição com maior potencial de crescimento no que tange a aplicação para medição de tensões residuais.

O princípio básico é que a velocidade de propagação da onda elástica é dependente do estado de tensões mecânico. É uma técnica que pode ser aplicada tanto em amostras como em estruturas reais de forma similar à inspeção de descontinuidades: pulso eco, tandem, etc.

A velocidade das ondas ultrassônicas longitudinais e transversais são medidas em um ponto desejado e comparada com valores de blocos de calibração: técnica da birrefringência acústica. Através de equações, as velocidades de propagação nas diversas direções são correlacionadas, junto com parâmetros do material, para se deduzir os componentes das deformações principais, e por sua vez o estado de tensão residual. No ultrassom, utilizado como Ensaio Não Destrutivo nas técnicas pulso eco e tandem, os reflexos têm a função de detectar, localizar e dimensionar descontinuidades.

Como vantagem pode-se citar:

 Clique nos números para conhecê-los.

1

2

3

4

5

6

Todavia, como dificuldade, a variação das velocidades de propagação devido à presença de tensões é extremamente baixa. É um processo sensível ao tipo de microestrutura, como grãos colunares dos aços inoxidáveis austeníticos, e a condições de operação como temperatura, acoplamento do cabeçote, etc. A medição depende da diferenciação entre efeitos de microestrutura e de acústica, além de depender significativamente de valores de atenuação e da largura de banda dos cabeçotes piezoelétricos utilizados.

A técnica que gera ondas ultrassônicas através de pulsos de laser, possibilitando a utilização de pulsos em nanosegundos e uma larga banda de frequência, pressão e amplitudes da ordem de MPa foi desenvolvida para melhorar a resposta.

5.5 Efeitos das Tensões Residuais de soldagem

O controle do estado de tensões decorrente de um processo de soldagem é necessário, uma vez que, além das deformações indesejadas, pode afetar o comportamento das peças relativo a diversos fenômenos.

Além das deformações, as tensões residuais influenciam o comportamento das soldas de diversas maneiras:

- » aumentam o risco de ruptura frágil;
- » alteram a estabilidade dimensional;
- » diminuem a resistência à corrosão, em especial àquelas assistidas pelo meio como a corrosão sob tensão;
- » modificam a resistência à fadiga;
- » afetam o risco de trincamento.

5.5.1 Trincamento assistido pelo meio

O trincamento assistido pelo meio está relacionado a mecanismo de corrosão sob tensão, fragilização pelo hidrogênio, entre outros.

A corrosão sob tensão é um mecanismo que depende de três fatores:

1. material susceptível;
2. meio propício;
3. tensão trativa que pode ser residual ou aplicada.

A morfologia do mecanismo é trincamento superficial, o qual pode ter propagação inter ou transgranular a depender dos fatores descritos anteriormente. A fratura por CST ocorre sem deformação plástica aparente. É um fenômeno progressivo e ocorre com tensões abaixo do limite de escoamento.

A Figura 5.105 e a Figura 5.106 ilustram exemplos de trincas de corrosão sob tensão.



Figura 5.105 – Trincas de Corrosão Sob Tensão. Fraturas Transgranulares em A 316. Fonte: Corrosion Doctors



Figura 5.106 – Trincas de Corrosão Sob Tensão. Fraturas Intergranulares em Inconel. Fonte: Corrosion Doctors

Existem diversas combinações de material e meio em que pode ocorrer CST. No Quadro 5.4 estão citados alguns exemplos.

Material	Meios Indutores de Corrosão sob Tensão
Aço inoxidável austenítico	Cloreto
	Cáusticos
	Ácido politiônico (o aço inoxidável austenítico deve estar sensibilizado)
Aço carbono	Cáusticos
	Nitratos
	Carbonatos
	Amônia anidra
	Etanol (que atende a especificação ASTM D4806)
Ligas de cobre	Amônia

Quadro 5.4 – Meios Indutores de Corrosão sob Tensão. Fonte: Pelliccione, 2014.

Para alguns casos, um método efetivo para reduzir o risco de CST é o tratamento térmico de alívio de tensões, por exemplo, aços carbono expostos a soda cáustica.

A Figura 5.107 mostra as faixas de aplicação de aços carbono em função da temperatura e da concentração em massa de NaOH. Note-se que existe uma faixa (Área “B”), em que a aplicação é permitida, desde que se empregue tratamento térmico.

Gráfico de serviço de soda cáustica
Exigências metalúrgicas: Temperatura x Concentração de NaOH

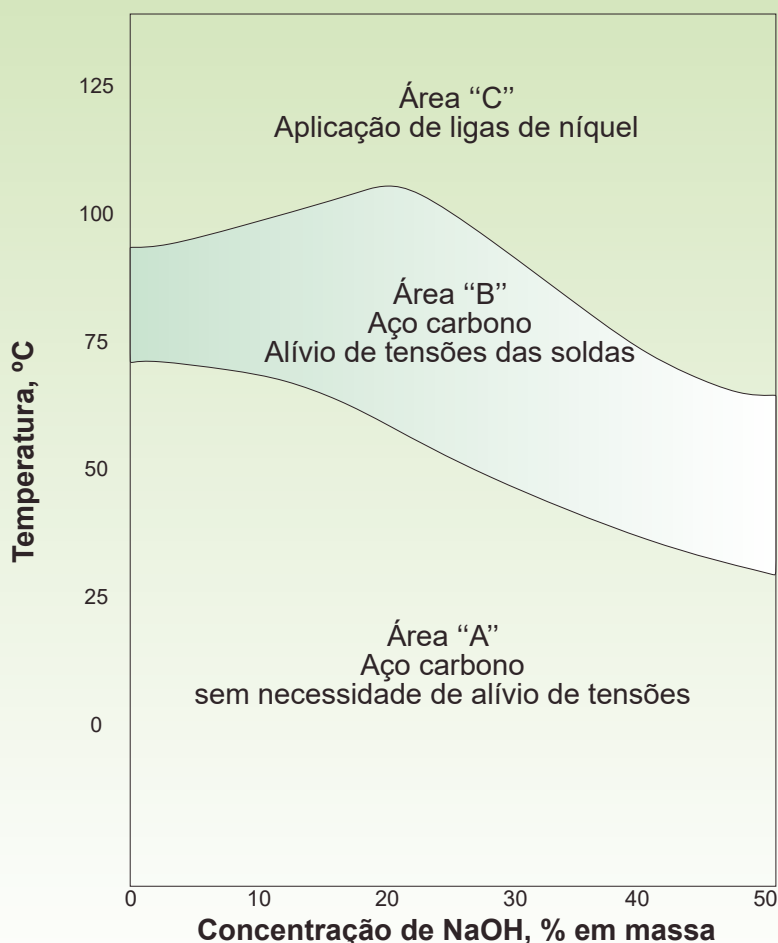


Figura 5.107 – Faixas de Aplicação de Aços Carbono em Função da Temperatura e da Concentração em Peso de NaOH. Fonte: os autores, 2019

O aço inoxidável austenítico em contato com cloretos, iodetos e fluoretos é susceptível à corrosão sob tensão, entretanto o tratamento térmico de alívio de tensões poderá provocar outros inconvenientes, por exemplo, a sensitização que é a susceptibilidade do material de sofrer corrosão intergranular devida à precipitação de carbeto de cromo nos contornos de grão. Nesse caso, pode se atuar reduzindo a agressividade do meio corrosivo, reduzindo o teor de cloreto e de oxigênio. Além disso, pode ser efetuada a seleção de material, buscando uma liga mais resistente ao mecanismo, como uma liga de níquel.

Aços de alta resistência, como aços carbono, baixa liga e inoxidáveis martensíticos, expostos a meio aquoso contendo H_2S podem sofrer o mecanismo chamado trincamento sob tensão por sulfeto.

Para meios com teores elevados de H_2S , além do tratamento térmico de alívio de tensões, é necessária uma limitação na dureza das soldas em 22 HRC, segundo a BS EN ISO 15156-2015, antiga NACE MR0175.

A Figura 5.108 mostra o efeito esquemático da dureza e da concentração de H_2S na susceptibilidade ao trincamento para aços carbono.

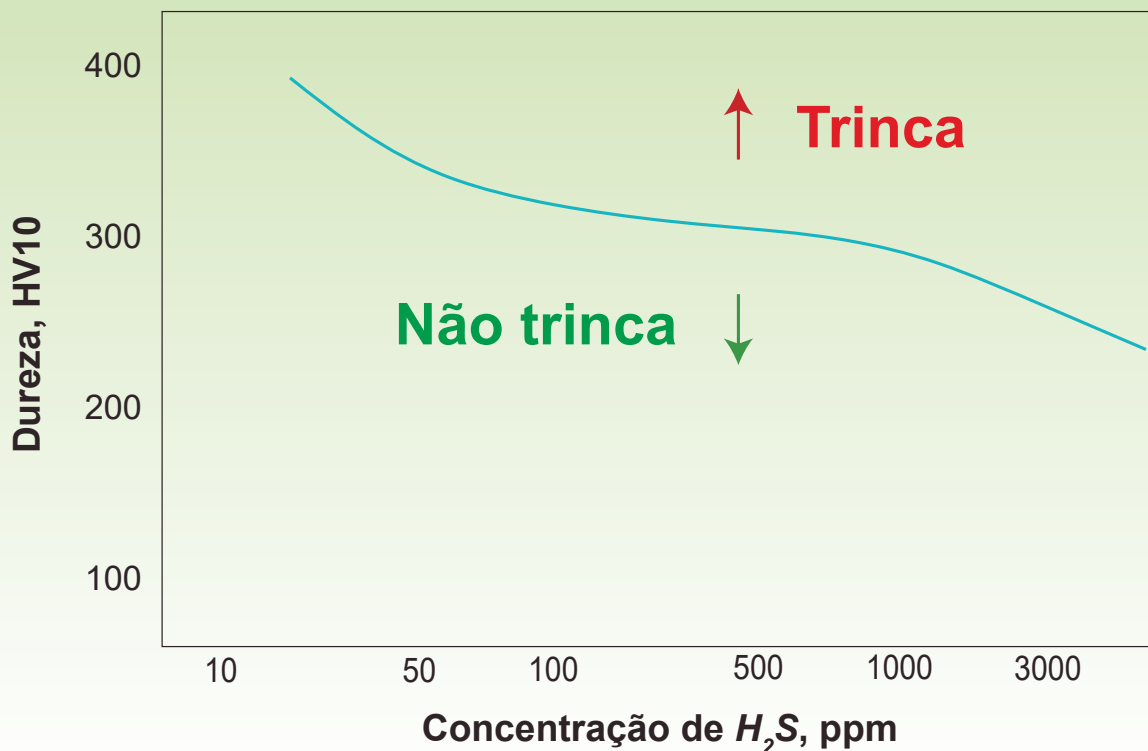


Figura 5.108 – Efeito da Dureza e da Concentração de H_2S na Susceptibilidade ao Trincamento.
Fonte: os autores, 2019

5.5.2 Resistência à Fadiga

Fadiga é um fenômeno de falha que se origina de ciclos de carregamento e descarregamento. A vida em fadiga, isto é, o tempo ou a quantidade de ciclos a que a peça irá resistir depende diretamente do nível de tensões que envolvem os ciclos de carregamento e descarregamento. Na fadiga elástica, estas tensões se situam abaixo da tensão de escoamento.

A Figura 5.109 ilustra a morfologia de uma típica fratura de fadiga por dobramento reverso (flexão bidirecional), contendo marcas de praia, marcas de catraca e a região final de fratura.

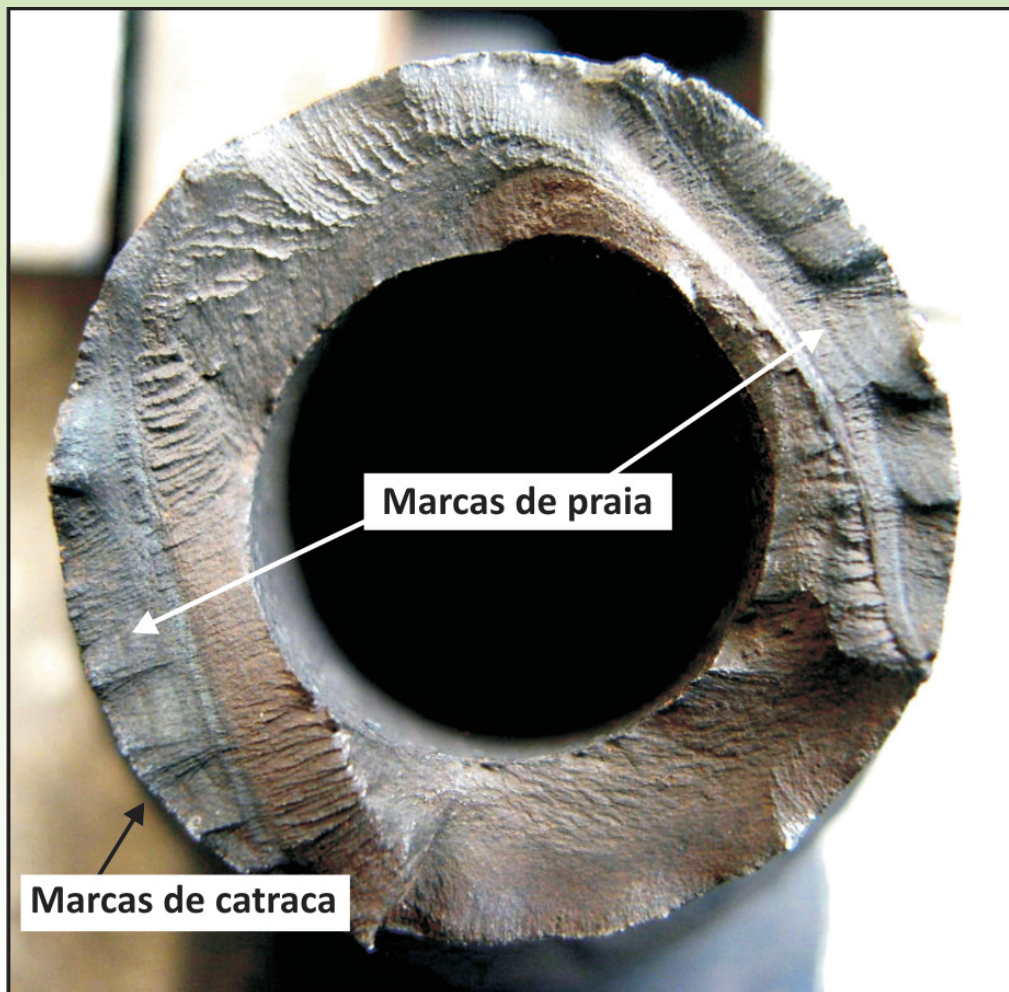


Figura 5.109 - Morfologia de uma típica fratura de fadiga por dobramento reverso, contendo marcas de praia, marcas de catraca e região final de fratura. Fonte: Pelliccione, 2014

Atenção

A fadiga envolve a parte de nucleação e propagação, sendo essa última estudada pela mecânica da fratura.

Outro fator importante é a existência de concentradores de tensão. Estes locais são mais propícios à nucleação de trincas. Soldas, por si só, representam descontinuidades na matriz do material, tanto do ponto de vista geométrico quanto metalúrgico, como geometria da junta e da peça, defeitos ou descontinuidades oriundas da fabricação, reforços excessivos, falta de penetração, presença de trincas, dentre outros.

A Figura 5.110 ilustra o efeito de concentrações de tensão devido ao reforço do cordão de solda.

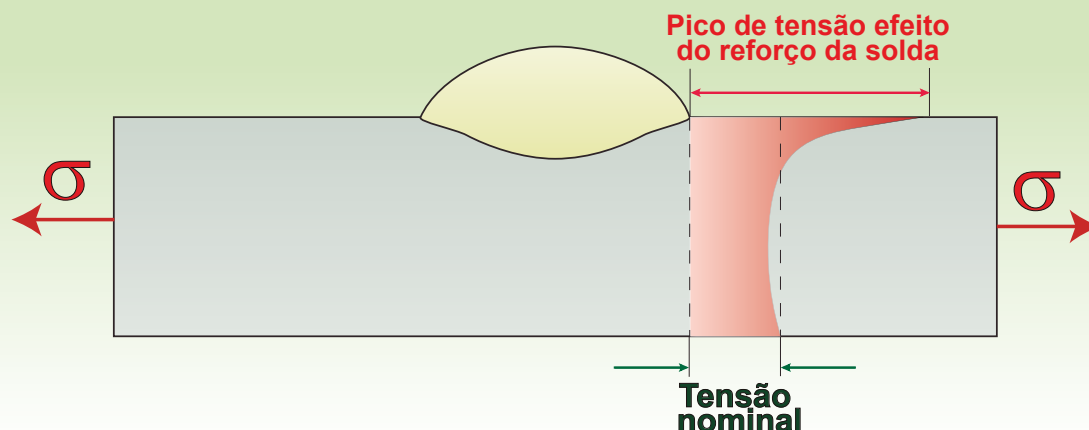


Figura 5.110 – Efeito de concentração de tensões da margem do cordão de solda. Fonte: os autores, 2019

Já, a Figura 5.111 esquemática, por outro lado, ilustra o efeito de um furo e de uma solda na vida em fadiga.

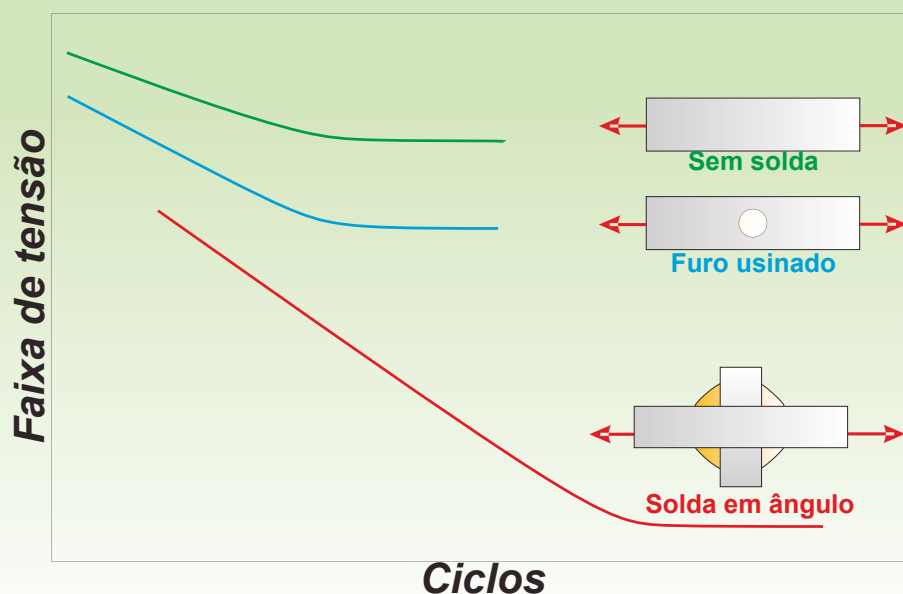


Figura 5.111 – Efeito da Solda na Vida em fadiga. Fonte: os autores, 2019

A Figura 5.112 esquemática ilustra o efeito do aumento da resistência mecânica na vida em fadiga.

Importante!

O conceito de que, em se aumentando a resistência mecânica, aumenta-se a vida em fadiga não funciona, necessariamente, para peças soldadas.

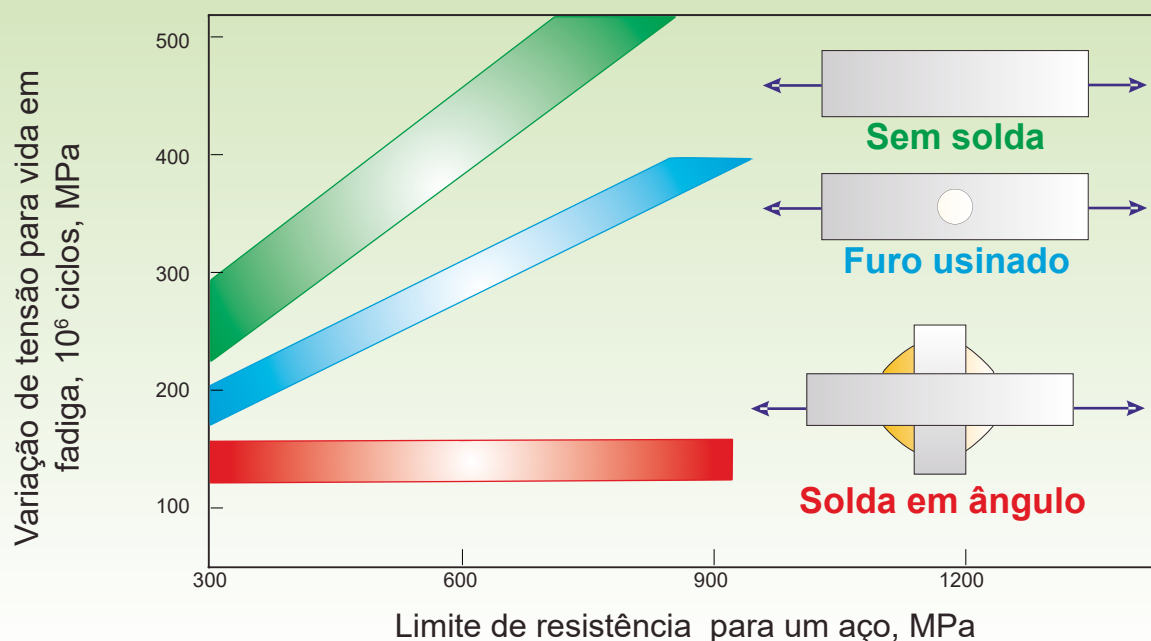


Figura 5.112 - Efeito do aumento da Resistência Mecânica na Vida em fadiga. Fonte: os autores, 2019

O determinante da resistência à fadiga de uma estrutura soldada é, normalmente, a sua própria geometria. Os defeitos de solda e as variações de forma apresentam influência muito maior do que as tensões residuais e as propriedades dos materiais.

A vida à fadiga de uma estrutura soldada, normalmente, será limitada pelo crescimento de pequenos defeitos existentes nas margens das soldas. Por esta razão, a mecânica da fratura linear elástica – LEFM – tem sido largamente utilizada na análise do comportamento à fadiga de uma estrutura soldada. A equação de Paris exprime o crescimento de uma trinca de fadiga:

$$\frac{da}{dn} = C \Delta K^m \quad (5.1)$$

Onde:

- » a é metade do comprimento de uma trinca passante ou profundidade de uma trinca superficial;
- » n é número de ciclos de carregamento;
- » C e m são constantes;
- » K é fator de intensificação de tensões

$$\Delta K = Y \Delta \sigma \sqrt{\pi a} \quad (5.2)$$

Sendo Y um fator geométrico.

Somente as tensões capazes de abrir as superfícies de uma trinca de fadiga deverão ser capazes de propagá-la. Assim, uma trinca de fadiga não deverá se propagar quando a tensão efetivamente atuante for de compressão.

5.5.2.1 Efeito das Tensões Residuais na Vida em Fadiga

O estado de tensões residuais é consequência de processos de montagem e de soldagem e é controlado por parâmetros como resistência mecânica, tipo de junta, tamanho da solda, etc.

Dentre as técnicas de melhoria da resistência à fadiga que envolvem a alteração do estado de tensões residuais, muitas delas, como martelamento, *shot peening*, aquecimento local, entre outras, têm a função de alterar o estado de tensões residuais local de forma benéfica, Figura 5.113.

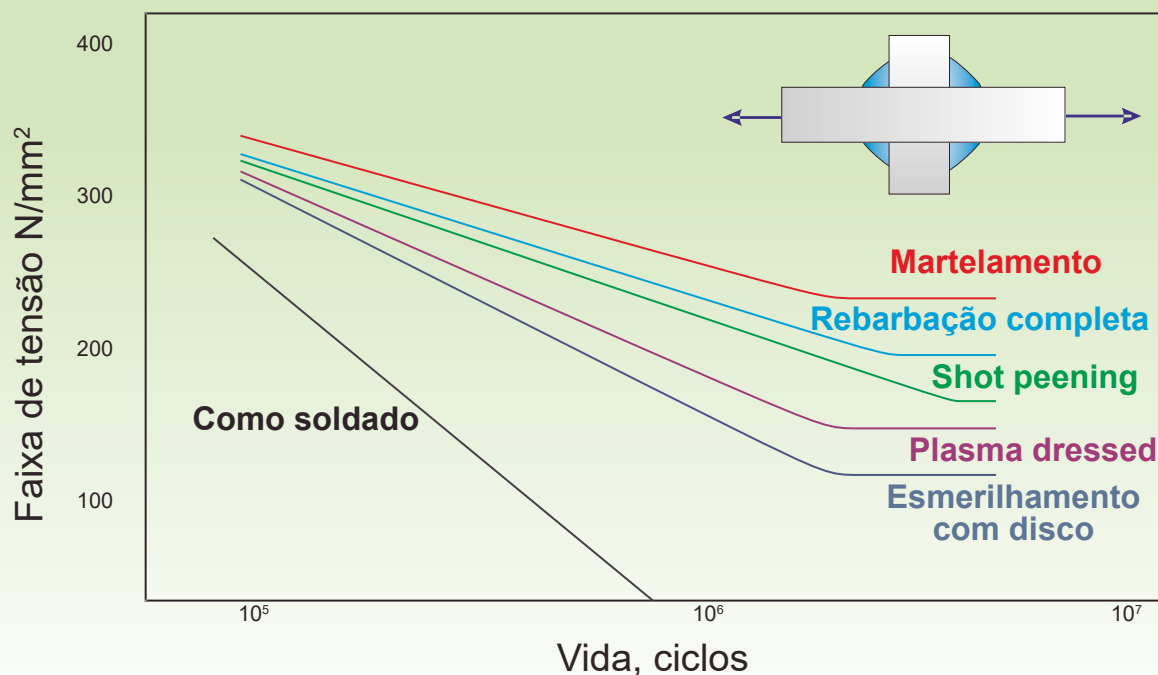


Figura 5.113 – Métodos de Melhoria da Vida em Fadiga para uma Junta Soldada.
Fonte: MATHERS, 2015c.

Embora dados exatos da resistência à fadiga de uma estrutura soldada e da influência das tensões residuais sejam atualmente obtidos por meio de verificações experimentais, é razoável afirmar que as estruturas submetidas ao tratamento térmico de alívio de tensões após soldagem apresentam uma resistência à fadiga superior às estruturas como soldadas. A Figura 5.114 ilustra este fato.

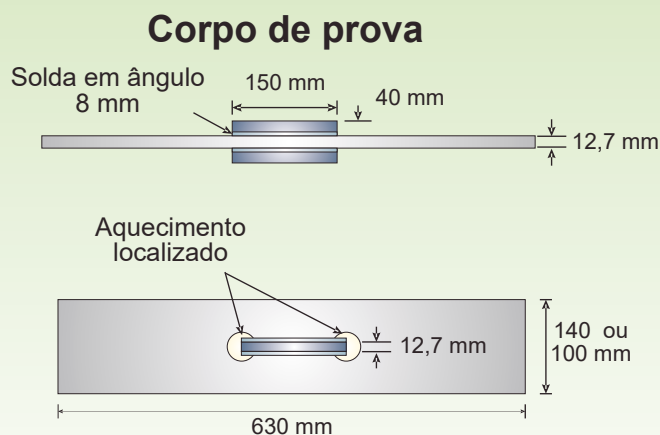
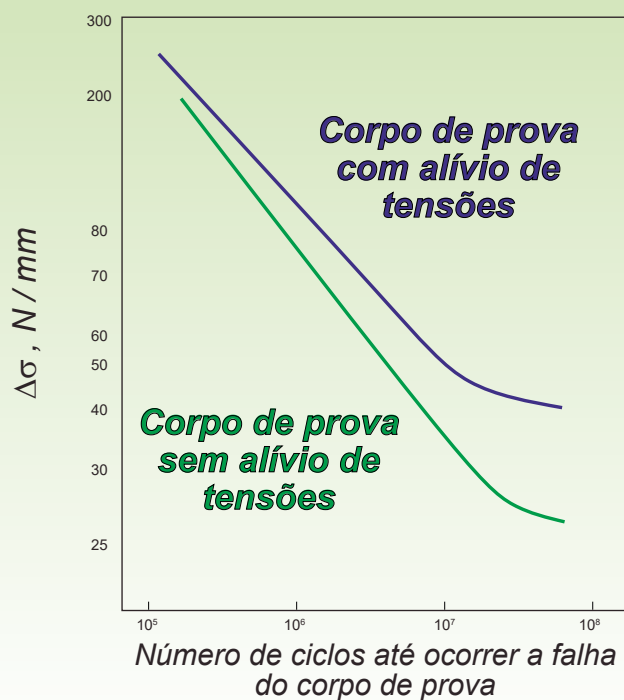


Figura 5.114 – Efeito do tratamento térmico de alívio de tensões na resistência à fadiga, corpo de prova com solda em ângulo longitudinal à aplicação da carga. Fonte: os autores, 2019

Atualmente, diversas técnicas foram desenvolvidas na tentativa de aumentar a resistência à fadiga de juntas soldadas, como esmerilhamento, martelamento, aquecimento localizado, passe de acabamento com TIG ("TIG dressing"), etc.

O esmerilhamento das margens de um cordão de solda objetiva a remoção de mordeduras e outros defeitos existentes nesta região com a intenção de eliminar a possível iniciação de uma trinca de fadiga. Esta operação permite também obter uma transição suave entre a zona fundida e o metal de base e, conseqüentemente, menor concentração de tensões nesta região.

Existem basicamente 3 técnicas de esmerilhamento, normalmente utilizadas em juntas de ângulo, cujas principais características estão resumidas na Tabela 5.7.

Técnica	Região esmerilhada	Profundidade média (mm) Figura 5.116	Características
1. Disco abrasivo	Margens do cordão (disco a 30° com a chapa)	0,8	Riscos resultantes de operação perpendiculares à aplicação da carga
2. Broca esmerilhando as margens do cordão (toe burr grinding)	somente as margens do cordão	0,4	Riscos paralelos à aplicação da carga
3. Broca esmerilhando totalmente o cordão (full burr grinding)	todo o cordão e as margens	0,5	Risco paralelos à aplicação da carga - melhor aparência

*Tabela 5.7 – Técnicas de esmerilhamento para aumentar a resistência à fadiga de juntas soldadas.
Fonte: os autores, 2019*

Os esmerilhamento das margens do cordão, Figura 5.115, podem atenuar significativamente o efeito da fadiga nos materiais.

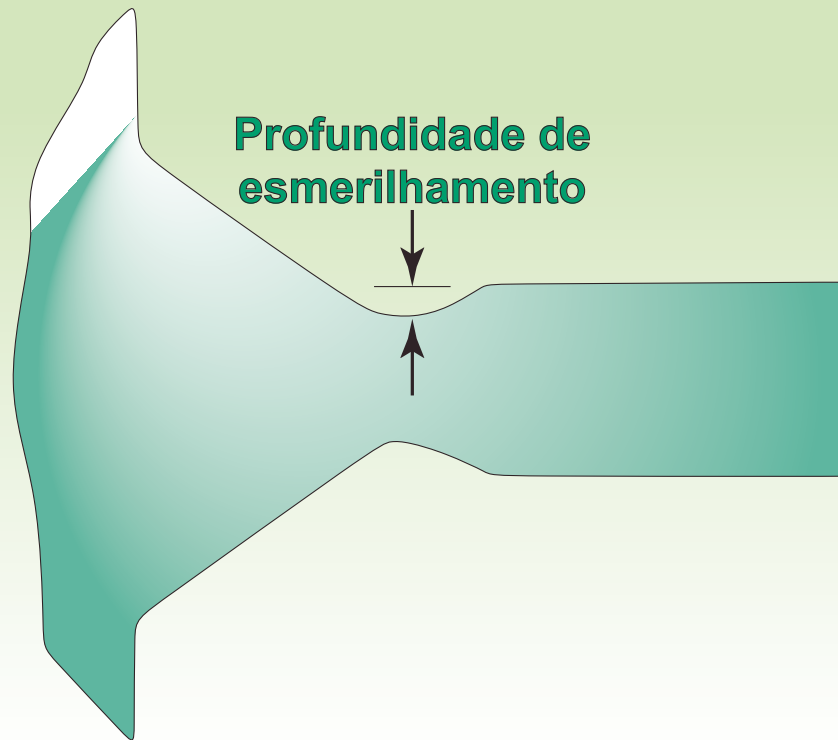


Figura 5.115 – Esmerilhamento com disco abrasivo definição de profundidade. Fonte: os autores, 2019

Além dessas, o “TIG dressing”, derretimento com TIG ou plasma nas margens do cordão de solda, tem como objetivo a remoção do entalhe formado pela descontinuidade formada na margem das soldas, sejam mordeduras, defeitos ou mesmo do próprio reforço da solda. Todavia, nesse processo, muito cuidado deve ser tomado para que não seja removido material em excesso.

Geralmente, uma espessura de 0,5 mm já é suficiente para se atingir os efeitos desejados, conforme a Figura 5.116.

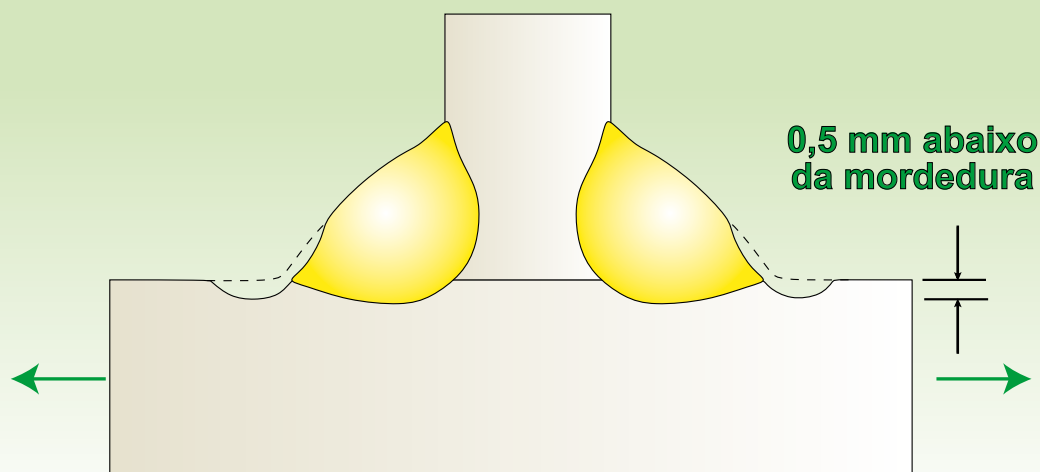


Figura 5.116 – Usinagem da margem da Solda. Fonte: <http://www.twi-global.com/technical-knowledge/job-knowledge/fatigue-testing-080/> acessado em 10/01/20

O martelamento, como visto anteriormente, das margens de uma solda objetiva a introdução, nesta região, de tensões residuais de compressão. Estas tensões residuais de compressão vão diminuir as componentes de tração porventura existentes e, conseqüentemente, diminuir a velocidade de propagação de uma trinca de fadiga. Observe que a operação é realizada somente nas margens do cordão, região onde normalmente se iniciam as trincas de fadiga.

Como o martetele tende a pular durante a operação, o peening com um só passe, normalmente, não é suficiente. A resistência à fadiga aumenta com o número de passes realizados na operação. O martelamento com 4 passes parece ser a operação ideal otimizando os aspectos de aumento da resistência à fadiga e custo da própria operação.

O custo comparativo entre as técnicas de melhoria da resistência à fadiga é listado no Quadro 5.5.

Técnica	Custo Comparativo
Martelamento com 4 passes	1
Disco abrasivo	2
Broca – margens do cordão	3 a 4
Broca – todo o cordão e margens	12

Quadro 5.5 - Custo Comparativo entre as Diversas Técnicas Fonte: os autores, 2019.

Algumas observações importantes poderão ser assinaladas:

 Clique nos números para conhecê-los.

1

2

3

4

5

5.6 Introdução à simulação de soldagem

Esse item busca, somente, salientar a importância econômica e de confiabilidade que a utilização da simulação de soldagem pode trazer para a indústria do petróleo no Brasil. Introduz conceitos iniciais e ratifica a complexidade deste tema, decorrente das várias análises que devem ser feitas para uma abordagem completa.

O método dos elementos finitos, MEF, foi concebido na década de 1940 como um método computacional e é aplicado tanto na análise de tensões, como análise de transferência de calor e fluidodinâmica, problemas eletromagnéticos, etc. Inicialmente, foi aplicado em problemas estritamente elásticos. Entretanto, ultimamente, tem aplicações em regimes tanto plásticos como em mecânica da fratura.

Importante!

O método é uma confluência de Análise Matricial de Estruturas, Teoria Variacional e computação digital.

O MEF é um método para solução numérica de valor de campo (ϕ : um valor escalar físico ou vetor do modelo que varia com o tempo e o espaço), por exemplo deslocamento e Forças (análise mecânica), temperatura e Fluxo de Calor (análise térmica), velocidade e momentum (Fluxo Fluido), corrente elétrica e fluxo magnético (eletromagnético). O número de graus de liberdade pode ser contínuo (infinito) ou finito (modelo MEF).

Cada nó é capaz de se mover em seis direções independentes: três translações e três rotações. Estes são chamados graus de liberdade em um nó, Figura 5.117.

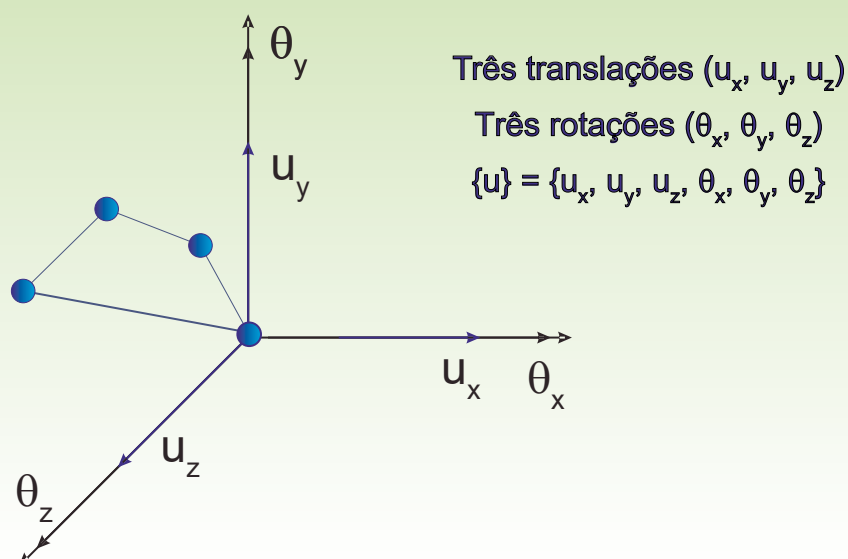


Figura 5.117 – Deslocamento de nó com graus de liberdade. Fonte: Curso simulação de soldagem, ESI, 2015.

A equação básica dos modelos de elementos finitos é $[K] \{u\} = \{F\}$, onde as grandezas são descritas na Tabela 5.8.

Propriedade [K]	Comportamento {u}	Ação {F}
rigidez	deslocamento	força
condutividade	temperatura	fonte de calor
viscosidade	velocidade	força de corpo
permissividade dielétrica	potencial elétrico	carga

Tabela 5.8 – Grandezas das propriedades da MEF. Fonte: Curso simulação de soldagem, ESI, 2015.

Na maioria das vezes, o processo de simulação numérica do método dos elementos finitos, subdivide-se em 3 etapas:

1. Pré-processamento - definição do problema:

- » definição dos pontos, linhas, áreas e volumes;
- » definição dos tipos de elementos, materiais e propriedades geométricas;
- » definição da malha dos elementos e do nível de detalhamento: 1D, 2D, axissimétrico ou 3D.

2. Solução:

- » definição dos carregamentos, ciclos térmicos, fluxo, restrições e cálculo através da solução das equações propriamente dita.

3. Análise/Pós-processamento:

- » visualização dos deslocamentos nodais;
- » visualização das forças e momentos em cada elemento;
- » visualização do campo de temperaturas;
- » análise de fluxo;
- » gráfico das deflexões;
- » diagramas de campo de tensão.

Como já abordado, as tensões residuais resultantes dos processos de soldagem por arco elétrico têm efeitos prejudiciais às juntas expostas, desde fenômenos como trinca por hidrogênio, fratura frágil, redução da vida à fadiga, ou estão sujeitas a corrosão sob tensão até a própria instabilidade dimensional associada à distorção.

A previsão de distorções, durante muito tempo, foi efetuada de modo empírico. Para a mitigação das deformações e distorções consequentes dos processos de soldagem, são necessários custosos procedimentos de tratamento térmico e de correção.

Importante!

Uma vez que parâmetros, como aporte térmico, velocidade, direção e sequenciamento de soldagem, restrições estruturais, condições e projeto de junta, controlam a distorção final, a utilização de métodos de simulação tem se mostrado como vanguarda em soldagem.

5.6.1 Acoplamento dos fenômenos físicos na simulação de soldagem

A Simulação Numérica de Soldagem (*CWM – Computational Weld Mechanics*) teve seu início em 1980, uma época em que a modelagem por MEF era limitada pela capacidade dos recursos computacionais. Isso forçava os pesquisadores a reduzir o custo computacional através de simplificações dos modelos e premissas.

Para a indústria do petróleo, os efeitos mais críticos para a solda são a presença de trincas, distorções e flambagens. De tal modo, a previsão e o controle das tensões residuais de soldagem são fundamentais para a evitarmos a propagação de trincas por corrosão sob tensão e fadiga e, consequentemente, a ocorrência fraturas frágeis que são invariavelmente catastróficas.

A CWM é um processo, inerentemente, multifísico que envolve:

 Clique nos itens.

Transmissão
de calor

Mecânica
dos fluidos

Eletromagnetismo

Ciência
dos materiais

Mecânica
dos sólidos

Essas interações entre o comportamento mecânico, térmico e microestrutural na simulação de soldagem, mostrados na Figura 5.118, são:

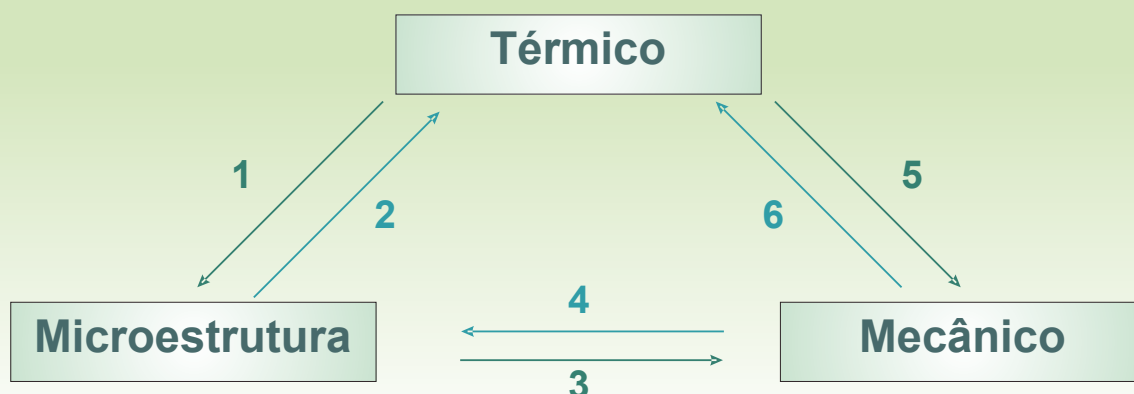


Figura 5.118 – Interação entre o comportamento mecânico, térmico e microestrutural na simulação de soldagem. Fonte: Goldak, 2009

1. Taxa de transformação – a evolução microestrutural e expansão térmica dependem do gradiente de temperatura e da taxa de dissipação de calor.
2. Calor latente – cada transformação de fase tem um calor latente associado e ele age como um dissipador de calor no aquecimento e uma fonte de calor no resfriamento.
3. Transformação de fases – a modificação de volume devido a transformação de fases, comportamento plástico e elástico do material depende da microestrutura do material.
4. Taxa de transformação – a evolução microestrutural, em particular transformação martensítica e bainítica, depende da deformação mecânica.
5. Expansão térmica – as deformações mecânicas dependem do gradiente de temperatura.
6. Trabalho plástico – a deformação mecânica gera calor no material e mudanças nas condições de contorno térmicas.

Ao longo dos anos 1980, 1990 e 2000, com o desenvolvimento dos recursos computacionais, os modelos de solda multipasse, modelos de condução de calor e fonte térmica puderam ser implementados com a modelagem de configurações cada vez mais complexas, Figura 5.119.

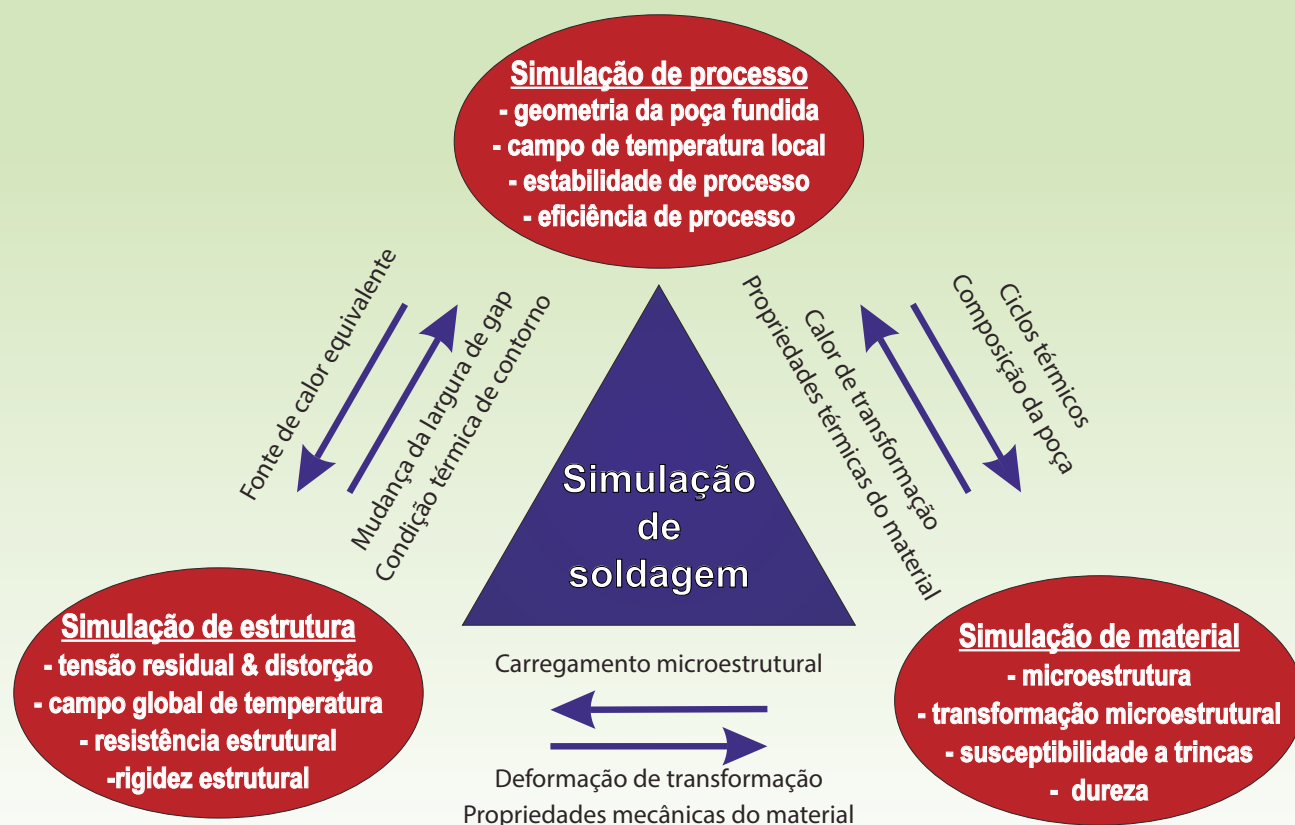


Figura 5.119 – Complexidade da simulação de soldagem considerando todos os aspectos.
Fonte: Radaj, Dieter. *Welding residual stresses and distortion*, DVS, 2002, p.4.

O estado da arte na CWM considera, ainda, que as tensões residuais se constituem em um aspecto de extrema importância. As tensões residuais são forças internas sem forças externas agindo. Como as tensões de restrição, elas estão em equilíbrio apenas com elas mesmas. As tensões de reação originadas de forças de apoio autoequilibradas podem sobrepor-se às tensões de restrição. As tensões residuais totais sobrepoem-se às tensões da carga externa (as tensões de carga).

Essas tensões residuais são, geralmente, classificadas como macroscópicas ou microscópicas:

- » as macroscópicas estão relacionadas com os carregamentos externos e restrições à movimentação da junta soldada;
- » as microtensões do material, ademais, não estão relacionadas com esforços externos, mas se originam em alterações micro e subestruturais como discordâncias, lacunas, defeitos, planos cristalinos, diferença de fases, expansão e contrações térmicas, planos cristalinos. A depender do material e das condições de carregamento, podem ter um efeito significativo na performance do componente em operação.

Essas tensões também podem ser categorizadas em três tipos, ilustrados na Figura 5.120.

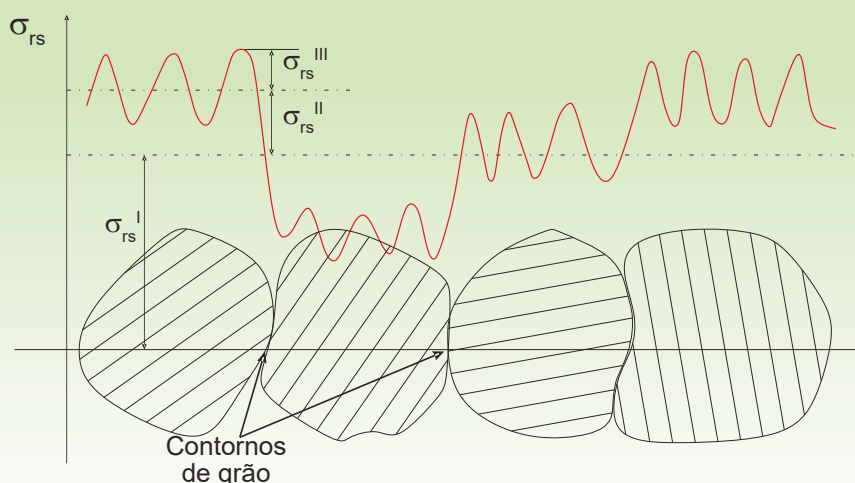


Figura 5.120 – Ilustração dos três tipos de tensão residual simulados relativa para os tamanhos de grão. Fonte: He, 2009.

1. O primeiro tipo σ_{rs}^I , tensão residual simulada macroscópica, é a tensão medida ao longo de um grande número de grãos. É a tensão correspondente à média das tensões em uma faixa maior do que 1mm. Este primeiro tipo de tensão residual é equilibrado entre diferentes partes do componente. Este tipo de tensão pode ser medido por difração de raios-X- DRX, através do deslocamento dos picos de Bragg.
2. O segundo tipo é a tensão microscópica, σ_{rs}^{II} , que é medida ao longo de um ou alguns grãos. É correspondente à média das tensões em uma faixa de microns. Este tipo de tensão pode deslocar o pico de difração, se o feixe de DRX for tão pequeno como o tamanho de alguns grãos.
3. O terceiro tipo, σ_{rs}^{III} , igualmente categorizado como a tensão microscópica e corresponde às tensões num intervalo de 1nm a 100nm. Este tipo de tensão é, geralmente, causado por defeitos cristalinos, tais como discordâncias, falhas de empilhamento e aglomerados de intersticiais e átomos substitucionais. Este tipo de tensão por si só não vai causar uma mudança detectável de picos de difração, mas pode ser medido pelo alargamento do pico e modelagem do perfil do pico.

5.6.1.1 Desafios e Técnicas de Abordagem Multifísica

A aplicação CWM tem se mostrado como uma técnica de projeto que tem por objetivo integrar o projeto mecânico ao projeto de fabricação e suas disciplinas correlatas. Espera-se um grande desenvolvimento nessa área na próxima década. Hoje, é mais fácil e funcional a integração entre os engenheiros projetistas e os engenheiros de soldagem (de fabricação, construção e montagem, inspeção e manutenção), apesar de isso muitas vezes não ser possível na prática.

Importante!

Atualmente, a questão da simulação multifísica tem envolvido disciplinas, além da engenharia física e da álgebra, como engenharia de hardware e de software de forma complexa, se colocando na fronteira do processamento das máquinas, por vezes chegando aos limites da tecnologia de gerenciamento de dados e de processamento paralelo.

O software de MEF deve, primordialmente, calcular variações dimensionais e distorções de peças, resistência e tensão do material em uso, além de tensões residuais, durante e no final do processo de soldagem e tratamento térmico, quando for o caso. Uma série de fenômenos físicos são inter-relacionados. Por isso, é necessário um acoplamento entre análise térmica e de transformação de fase computação, dois efeitos físicos que têm uma forte influência sobre o outro.

É necessário que simule todos os processos de soldagem a arco mais comuns, como SMAW, GTAW, GMAW, FCAW, SAW e LBW, tratamento térmico globais, endurecimento superficial, têmpera e endurecimento e revenimento, bem como tratamento termoquímico como endurecimento, como cementação, carbonitretação, nitretação.

Vários níveis de acoplamento para a análise térmica - módulo de transformação de fase estão disponíveis, **Figura 5.121**. Por exemplo, o módulo de difusão-precipitação é uma ferramenta baseada em equações de difusão em que até seis elementos químicos podem se difundir. Uma aplicação é a simulação de casos de endurecimento, como soldagem de aços inoxidáveis austeníticos estabilizados ou em aços Cr-Mo.

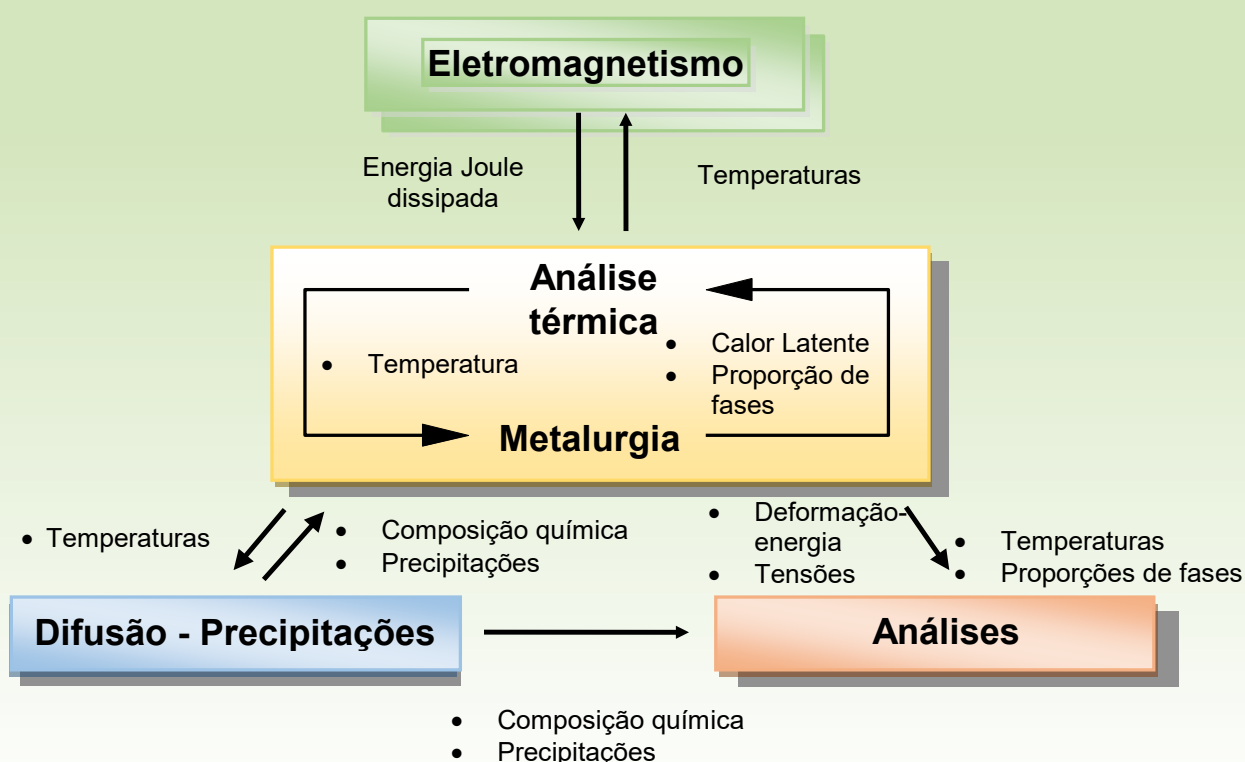


Figura 5.121 – Arquitetura da simulação de soldagem. Fonte: Curso simulação de soldagem, ESI, 2015.

O cálculo mecânico é, por padrão, desacoplado do cálculo termometalúrgico, a fim de fornecer maior eficiência em relação ao tempo de computação. No caso de um acoplamento direto ser necessário, ele pode ser realizado usando a linguagem de interface do sistema SIL. No entanto, o acoplamento causará um alto custo de solução.

O benefício dos usuários é que as peças e os processos podem ser otimizados em relação ao projeto do produto, produção, fadiga e análise da vida útil e de tensões residuais.

Os algoritmos de acoplamento, que devem tanto envolver métodos para sistemas de equações lineares, como também, métodos não lineares, podem envolver espaços e domínios distintos, gerando equações diferenciais parciais de dimensões relativamente grandes.

Dentre milhares de questões, algumas que estão em desenvolvimento podem ser citadas:

- » Integração de sistemas;
- » Arquitetura de sistemas;
- » Gerenciamento de dados;
- » Matemática computacional;
- » Acoplamentos entre meios contínuos e discretos;
- » Técnicas de compatibilização e interpolação das malhas de diferentes naturezas físicas e de escalas de tempo;
- » Problemas de estabilidade;
- » Estimativa e gerenciamento de erros passados entre componentes de diferentes naturezas físicas;
- » Problemas de interação entre os algoritmos de solução (*solvers*);
- » Engenharia de software;
- » Sistemas de integração entre interfaces.

Ainda é necessário considerar interdependência e interação entre todos esses processos e fenômenos. As propriedades mecânicas são influenciadas pela temperatura, pela taxa de resfriamento da peça e por transformações metalúrgicas. A própria definição de CWM inclui a modelagem de todos os fenômenos acima listados, o que denota a complexidade desta simulação.

Hoje em dia, não existem, ou são raros, modelos que consigam integrar todos os fenômenos. Os processos de soldagem são combinados ou substituídos por resultados experimentais de forma a calibrar a fonte de calor. Poucos trabalhos incluem a questão de mecânica dos fluidos dentro do processo de simulação térmica. Os modelos eletromagnéticos do arco elétrico e do escoamento, um modelo dos escoamentos na poça de fusão e um modelo das forças dominantes na poça de fusão devem ser considerados nessa análise.

É um fato, todavia, que existe uma confusão entre simulação multifísica e simulação multidisciplinar.

 Clique nos itens e conheça a diferença entre elas.

**Simulação
multifísica**

**Simulação
multidisciplinar**

O pacote SYSWELD, por exemplo, é considerado como multifísico e o pacote ANSYS pode ser considerado como multidisciplinar.

5.6.2 Fluxograma do Processo de Simulação

A Tabela 5.9 apresenta um fluxograma de simulação. Antes de qualquer cálculo ou qualquer simulação, o importante é entender e compreender bem o problema de forma a determinar os claros propósitos das simulações.

Configurar o plano de simulação	Com base no julgamento de se o problema em questão está relacionado a tensão ou deformação e que parte da estrutura está causando o problema, esclarecer o objetivo e finalidade
Preparação básica para simulação	Decida se o problema pode ser simulado como um problema bidimensional e modele a estrutura com o MEF. Coletar informações sobre propriedades de materiais dependentes da temperatura na forma de tabelas ou funções
Selecionar a condição de simulação	Definir ou modificar as condições de soldagem, como corrente de soldagem, tensão, velocidade, distribuição de aporte térmico, eficiência de aporte térmico, temperatura de preaquecimento, temperatura interpasse, restrições e ponteamto. Se necessário, modifique a geometria e as dimensões do modelo.
Executar a simulação	Calcule a distribuição de temperatura com o avanço do tempo em um determinado incremento de tempo. Usando essas distribuições de temperatura, calcule a deformação e as tensões em cada etapa de tempo. Quando a estrutura esfria até a temperatura ambiente, a deformação final e a tensão residual são obtidas.
Avaliar os resultados calculados	Valide os resultados computados com relação aos valores máximos e distribuição de temperatura, tensão e deformação, comparando-os com a temperatura de fusão, tensão de escoamento, etc. Através desta validação, erros nos dados de imputação pode ser detectado. Extraia informações úteis dos resultados. Se a informação ultrapassar o limite permitido, por exemplo, a espessura pode ser aumentada ou a resistência ao calor da soldagem pode ser reduzida.
Retroalimentar as etapas de projeto e fabricação	A previsão obtida através da simulação pode ser aplicada ao procedimento de projeto ou fabricação para melhorar os produtos.

Tabela 5.9 – Procedimento e passos para Simulação de Soldagem. Fonte: UEDA; MURAKAWA; MA, 2012, p. 123.

Com isto, determinar o conjunto de dados de entrada em conjunto com o modelo a ser analisado. Com isto, o processo de condução de calor e de produção do campo de tensão é conduzido e, na etapa seguinte, é verificado se está realmente correto, se condiz com as estimativas analíticas ou o senso comum. Em caso positivo, dados quantitativos podem ser obtidos no intuito de prestar *feedback* ao projeto e à fabricação, seja com sugestões de melhoria ou mesmo de correções.

5.6.3 Modelagem Geométrica das Peças

Por ser multifísico, um critério fundamental para a escolha do modelo de elementos finitos para a análise termomecânica necessária para a soldagem é a capacidade computacional requerida. Modelos completos, capazes de simular uma soldagem de um material com alterações microestruturais significativas, necessitam de computadores muito potentes e, mesmo assim, com um tempo de processamento elevado. Decorrente disso, simplificações nos modelos, desde que capazes de representar adequadamente a solda, devem ser realizadas.

Tanto para as simulações térmicas como para mecânicas, os parâmetros de fabricação, como seções transversais no caso de barras, vigas ou eixos, e espessuras no caso de tubulações, chapas, placas ou mesmo elementos, servem como parâmetros para os módulos de geração de elementos computarem as matrizes de rigidez e vetores de capacidade térmica dos sistemas.

Há várias possibilidades de aproximação geométrica, definição da fonte idealizada e de definição das condições de contorno, Figura 5.122, que podem ser adotadas em CWM e que orientam a seleção dos modelos da simulação.

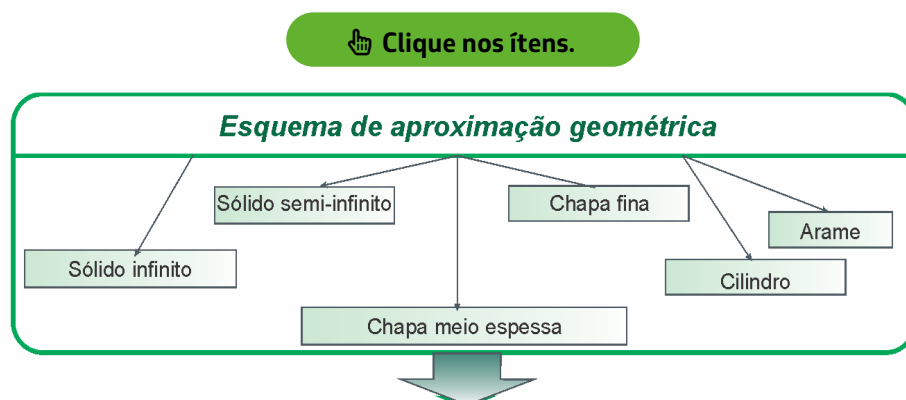


Figura 5.122 - Fluxograma do processo de seleção de modelos. Fonte: Goldak, 2002.

Essas simplificações de geometria podem e devem ser adotadas de forma a otimizar a solução de problemas ou mesmo apresentarem pré-soluções para desenvolvimento tanto dos modelos como dos próprios protótipos. Essas são apresentadas na Figura 5.123, em que a geometria da peça é reduzida a poucos elementos estruturais.

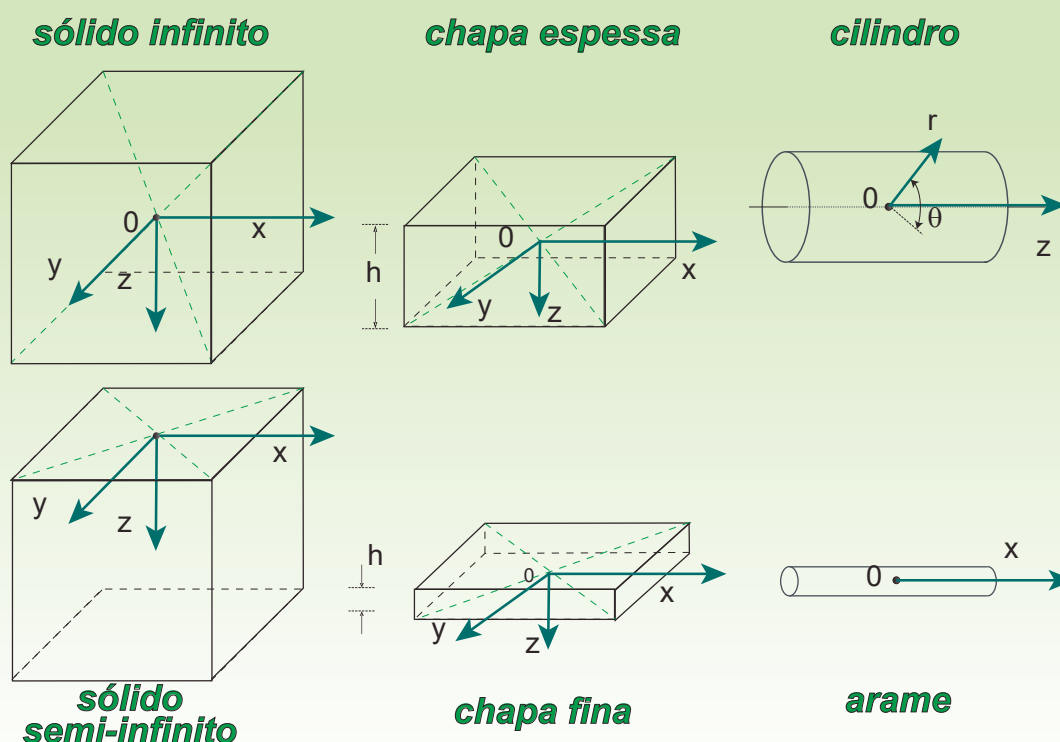


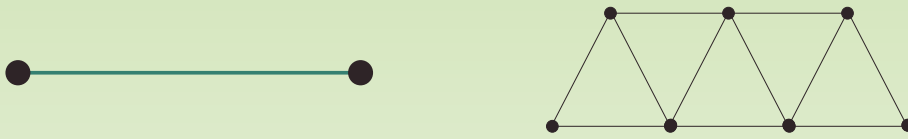
Figura 5.123 – Corpos básicos estruturais que são utilizados no cálculo da temperatura. Fonte: Goldak, 2019.

A utilização do método dos elementos finitos para a simulação de soldagem apresenta restrições quando empregado em geometrias complexas. Isso é devido aos fenômenos não lineares envolvidos, que torna todo esse processo de análise computacional bastante custoso. Diferentes abordagens podem ser utilizadas quando na simulação de soldagem desse método.

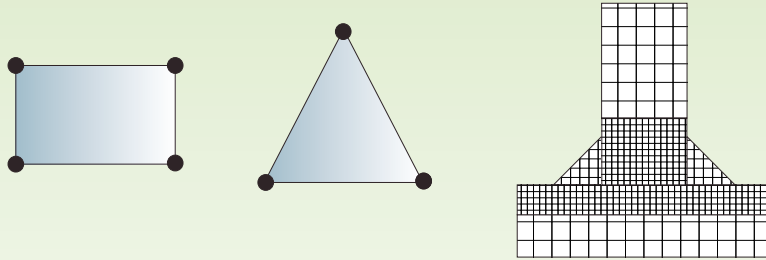
5.6.3.1 Elementos disponíveis e opções de computação

O MEF subdivide os problemas de geometrias complexas em subpartes de geometrias simples: chamadas elementos, que podem ser tanto uni, bi e tridimensionais (Figura 5.124). Cada vértice ou extremidade se chama nó e, através deste, as variáveis são transmitidas aos nós seguintes. Como estes elementos possuem geometrias simples, podem ser modelados matematicamente com equações simples.

Elemento unidimensional



Elemento bidimensional



Elemento tridimensional

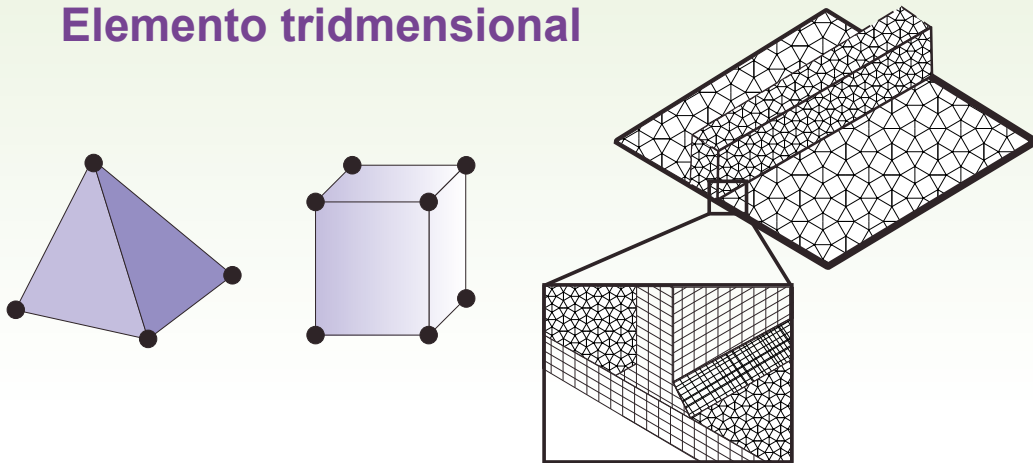


Figura 5.124 – Elementos uni como bi e tridimensionais. Fonte: os autores, 2019.

A escolha de cada tipo de elemento depende das condições de contorno, das simplificações possíveis e do que se pretende obter como resultado da CWM. Desta forma, temos:

- » **Sólidos 3D** - Este grupo de elementos consiste em uma variedade de formas sólidas que são frequentemente chamadas de “blocos”, “cunha” ou “elementos tetraédricos”. As formas comuns têm três graus de liberdade translacionais (movimentos no espaço em oposição às rotações) em cada nó. A formulação do elemento não envolve nenhuma simplificação da geometria, além daquelas impostas pelos limites das formas que podem ser definidas. O alto custo da solução pode restringir o número de elementos que podem ser usados em um modelo. Do ponto de vista do software, não há limitação prática do número de elementos/nós, Figura 5.125.

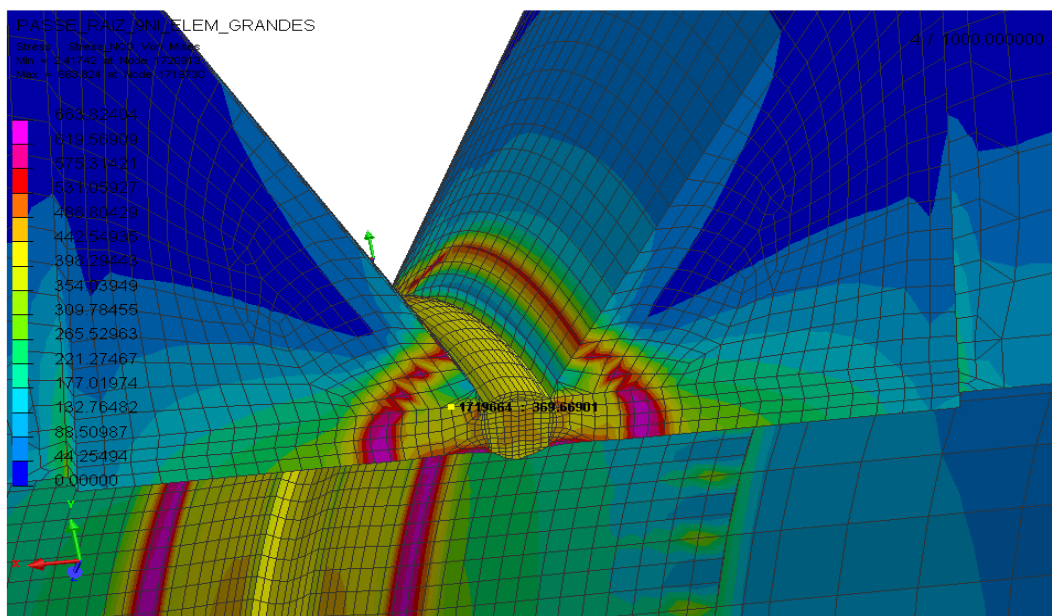


Figura 5.125 – Mapa de tensões no passe de raiz do aço 9Ni em um tubo de 38 mm com um aporte térmico de 0,6kJ/mm. Fonte: os autores, 2019.

- » Podem ser **transientes**, onde é definido o movimento da fonte de calor na malha. Difícil definir o refino da malha em torno da fonte de calor. Uma aplicação muito proeminente é a malha adaptativa. Essa consiste em refinar a malha automaticamente em torno da fonte (à medida que esta avança) e retornar à malha original após sua passagem. Esta metodologia consiste em concentrar os elementos onde existem elevados gradientes de tensão, como, por exemplo, uma malha cujo refinamento se move junto com a fonte de calor de forma a reduzir o tempo computacional. Todavia, tal metodologia depende de uma combinação adequada das grandezas mecânicas e térmicas, o que torna o processo complexo.
- » Pode ser também **quase-estacionário**, nos casos em que as dimensões da estrutura soldada são muito importantes para que um regime permanente seja estabelecido. Quando o regime permanente (chamado quase-estacionário) é atingido, a distribuição de temperatura, em relação a uma referência colocada na fonte de calor, não depende do tempo, mas somente das variáveis espaciais. Sendo assim, nenhuma discretização temporal é efetuada
- » **Sólidos 2D** – Esse grupo de elementos consiste em um estado plano de tensão, estado plano de deformação e elementos sólidos axissimétricos. Todos esses elementos exigem que a estrutura seja idealizada para que tenha uma seção transversal uniforme. Na forma gráfica, os elementos e o modelo aparecem planos no papel ou tela e a interpretação visual é simples. A forma comum desses elementos tem dois graus de liberdade de translação em cada nó. É possível resolver problemas 2D com grande número de elementos a um custo relativamente baixo, a geometria da seção transversal da estrutura pode ser modelada em grande detalhe. Na Figura 5.126, consideração feita para a modelagem 2D é que temos um estado plano de deformação, isto é, considera-se o comprimento da solda tão grande que não há contração longitudinal. Assim, o fluxo de calor na direção longitudinal da solda é desprezado. Já na soldagem de um duto ou tubulação, a representação axissimétrica é representativa de todo o diâmetro, sem considerar variações nos parâmetros de soldagem ao longo da circunferência. Por último, é considerado o estado plano de tensão, pois é possível aproximar de que a espessura não apresenta grande influência, como caso de chapas finas, e que o modelo pode ser aproximado pelo plano médio.

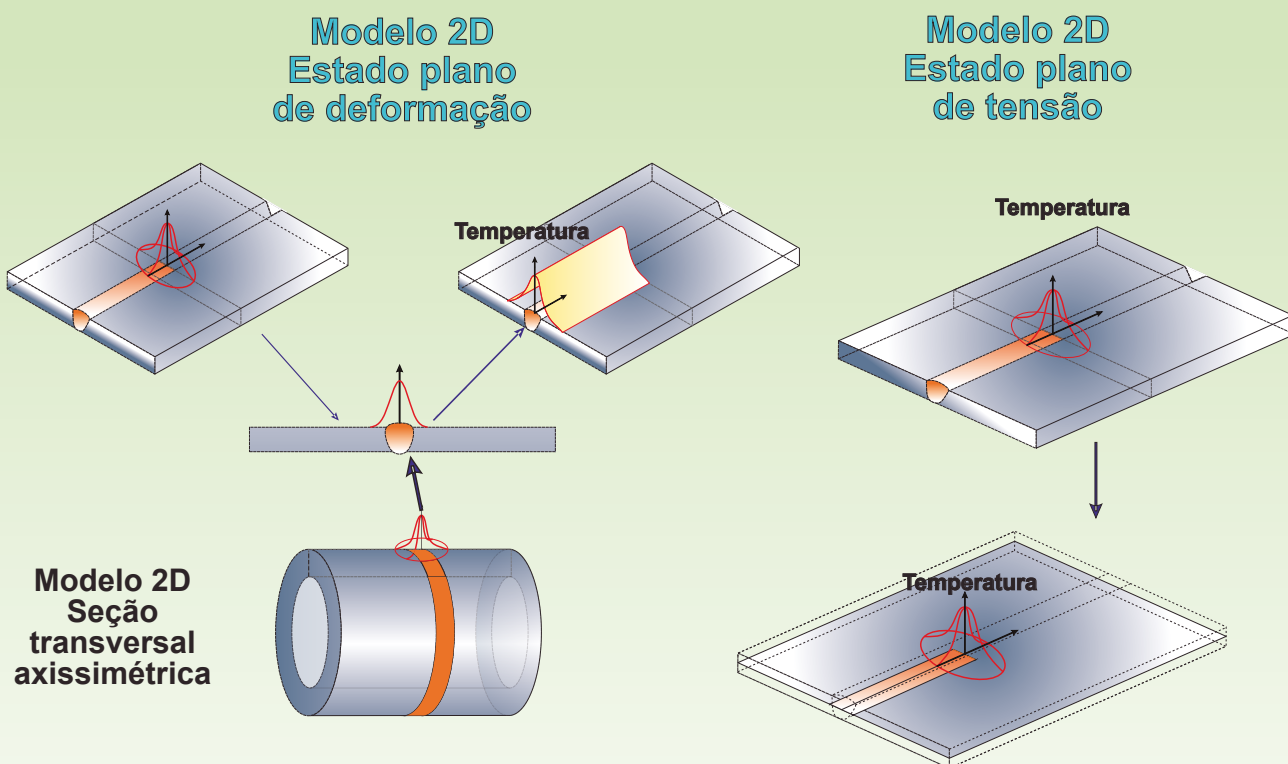


Figura 5.126 – Modelos bidimensionais. Fonte: os autores, 2019.

- » **Cascas 3D** – Os elementos de casca representam estruturas de casca e membrana como uma única superfície na espessura média do material. Eles são muito úteis para modelar estruturas com paredes finas, particularmente, fabricações que possuem grandes áreas com espessura constante, como caso de cascos de vasos de pressão e tanques de armazenamento. Malhas desses elementos são criadas com relativa facilidade diretamente a partir de nós, ou em superfícies em um modelo geométrico, desde que estas sejam superfícies únicas. Se o modelo geométrico é de um modelo CAD que representa ambas as superfícies, é necessário reduzi-lo à superfície média. A espessura da casca é especificada como uma propriedade geométrica e pode ser constante ou variável sobre um elemento. As cascas têm, em determinados softwares, três graus de liberdade translacionais e três rotacionais em cada nó.
- » **Acoplamento casca-sólido** – Os sólidos 3D e cascas 3D podem ser acoplados para modelar peças soldadas de paredes finas, como peças padronizadas e partes da carroceria do carro. As cascas são usadas para modelar as áreas fora das juntas de solda, que precisam, na maioria dos casos, de uma modelagem de sólidos 3D. Os sólidos podem simular transformações de fase em um modelo sólido de casca acoplada.

5.6.3.2 Aspectos na Configuração de Malhas

A questão do refinamento de malha para o MEF é de suma importância para a obtenção dos resultados desejados. Em regiões onde sejam esperados gradientes severos de tensão, de deformação e/ou de temperatura em CWM, é aconselhável utilizar malhas mais refinadas, com um número maior de elementos menores. Já em regiões sem tanta importância, é possível a utilização de malhas menos refinadas que ajudam a economizar iterações e tempo computacional.

Na Figura 5.127 estão representados estes pontos de atenção, que necessitam uma malha refinada: zonas de carregamentos concentrados, zonas em que se espera a abertura de trincas, mudanças abruptas de geometria ou de propriedade do material, entalhes, etc. Também devem ser evitados elementos demasiadamente esbeltos.

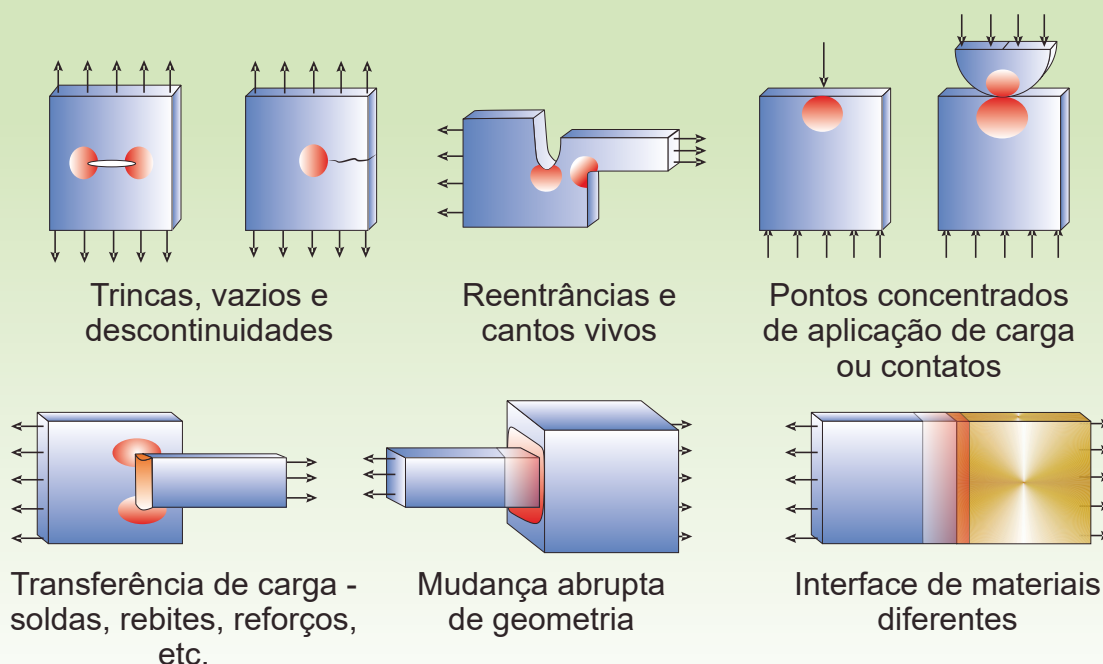


Figura 5.127 – Pontos de Concentração de Tensões onde se é necessário refinamento de malha.
Fonte: adaptado de Ifem

5.6.3.3 Abordagem da Deposição Gradual da Poça de Fusão

Na simulação térmica, a fonte de calor é considerada como um volume uniforme e superficial. O fluxo térmico é considerado como uma superfície, sendo as gotículas de metal depositado como novos volumes ativados ao longo do tempo. De acordo com a velocidade de soldagem e de deslocamento da fonte de calor, os volumes de metal de adição, antes desativados na malha, são ativados após atingirem a temperatura de solidificação.

Os parâmetros que governam este tipo de abordagem são o parâmetro volumétrico e o parâmetro de superfície e são calibrados manualmente. É a mais custosa das abordagens de aplicação.

$$Q = Q_{\text{volume}} + Q_{\text{superfície}}$$

5.16

5.6.3.4 Abordagem da Deposição em Blocos ou Total

A diferença entre esta abordagem e a Abordagem da Deposição Gradual da Poça de Fusão, é que, neste caso, o metal depositado é ativado de uma vez, ao contrário dos passes sequenciais do Abordagem da Deposição Gradual da Poça de Fusão.

5.6.3.5 Técnica da Subestruturação em Super-elementos

Esta abordagem considera que, nas adjacências da solda, predominam fenômenos não lineares, enquanto nas zonas mais distantes, predominam os fenômenos lineares. Sendo assim, esta abordagem consiste em aglutinar elementos em super-elementos similares de forma a reduzir as iterações computacionais entre as zonas de fenômenos não lineares e as de lineares.

5.6.4 Análise Térmica do CWM

A análise térmica do CWM visa a aquisição de campos de temperatura que represente a passagem da fonte em cada instante de tempo durante a operação de soldagem.

O calor Q , como visto anteriormente, consiste em uma diferença de potencial U , distância entre o eletrodo, que através dele passa uma corrente – I , e a peça a ser soldada. A potência gerada, que é a multiplicação da corrente com a tensão, depende de um rendimento térmico – η relacionado a cada processo de soldagem e que avalia as perdas do processo. Desta forma, temos a equação $Q=U.I.\eta$.

Com este Q aplicado a peça, é possível fazer a avaliação da sua distribuição com a resolução da Lei de Fourier, que é a equação de condução de calor em um sólido, para uma determinada condição inicial, aplicada em uma condição de contorno.

Para conhecer a equação, clique no ícone e veja como é descrita:

$$\rho(T)c(T)\frac{\partial T}{\partial t} = q + \frac{\partial}{\partial x}\left(k(T)\frac{\partial T}{\partial x}\right) + \frac{\partial}{\partial y}\left(k(T)\frac{\partial T}{\partial y}\right) + \frac{\partial}{\partial z}\left(k(T)\frac{\partial T}{\partial z}\right) \quad (5.17)$$

onde,

- » $\rho(T)$ é densidade do material,
- » $c(T)$ é o calor específico,
- » T é a temperatura,
- » t é o tempo,
- » $k(T)$ é a condutividade térmica e
- » q é o fluxo de calor externo gerado por unidade de volume.

A complicação da análise de todos os fenômenos envolvidos no processo de soldagem, como a geometria da fonte de calor e as propriedades físicas dos materiais em altas temperatura, fizeram com que a sua representação analítica fosse, gradativamente, substituída pela análise por elementos finitos. Assim, os modelos analíticos, como o de Rosenthal, perderam sua importância. O modelo proposto por Goldak em 2005 assume o protagonismo na análise térmica e na CWM.

5.6.4.1 Modelo para as fontes de calor de soldagem

Um aspecto importante, que é fundamental para a CWM, tem sido a questão da formulação teórica das fontes de calor. **Tradicionalmente, a teoria de calor de Fourier aplicada por Rosenthal e Rykalin nos anos de 1930 é utilizada.**

Embora populares na área de soldagem, apresentam grandes imprecisões na área da poça de fusão, principalmente devido à premissa de temperatura infinita da fonte de calor e às propriedades térmicas do material nas regiões próximas à fonte de calor. Erros na linha de fusão e na ZAC pela temperatura infinita da fonte e sensibilidade das propriedades térmicas do material à temperatura.

Têm-se utilizado o MEF para analisar fontes de calor de soldagem. Todavia, embora assumir que Rosenthal possa ser aplicado à algumas técnicas de mecânica da fratura e algumas outras geometrias, fica-se limitado às inexatidões e similaridades da formulação.

Pavelic et al. sugeriram uma distribuição Gaussiana de temperatura com os seus parâmetros sendo oriundos de experimentos (tamanho e forma da poça de fusão e suas circunvizinhanças), Figura 5.128.

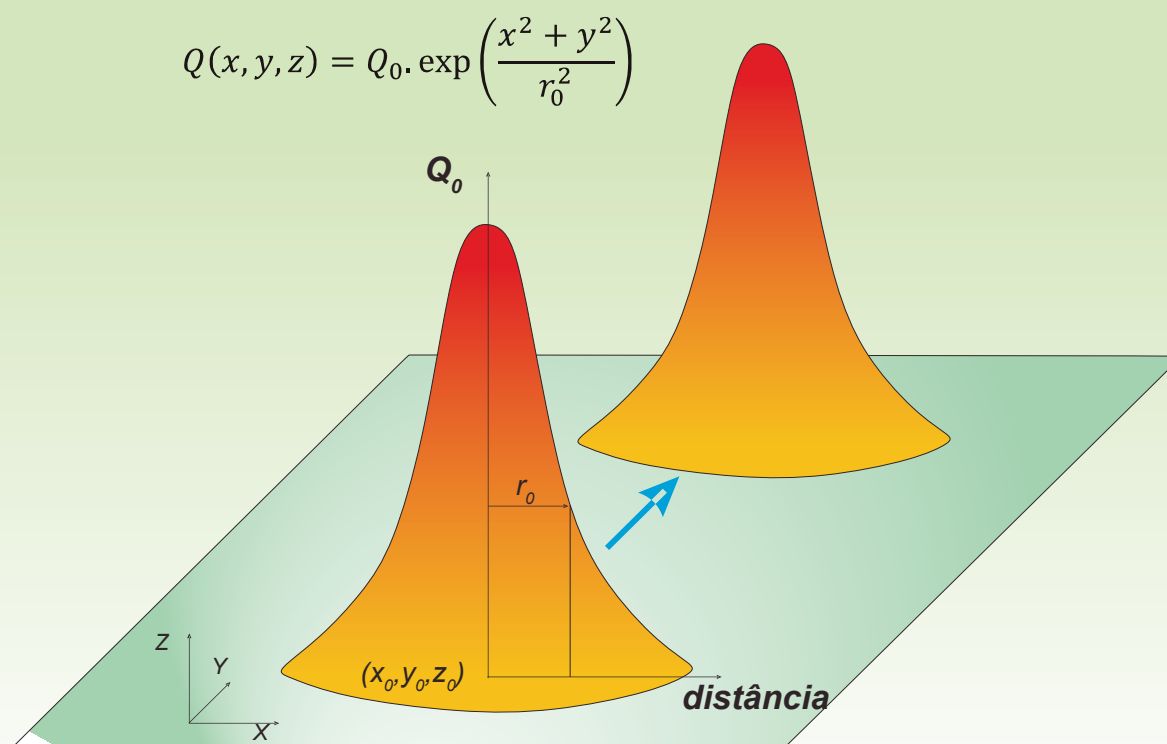


Figura 5.128 – Distribuição gaussiana do calor. Fonte: Goldak, 2009

O modelo “disco” de Pavelic é combinado com a análise MEF para alcançar distribuições de temperatura significativamente melhores nas zonas afetadas pela fusão e pelo calor do que as calculadas com o modelo Rosenthal. Substituiu o modelo da fonte pontual e foi um avanço significativo na CWM.

Desta forma, a Figura 5.129 mostra a distribuição de fluxo em uma peça durante a soldagem com o perfil Gaussiano para uma condição superficial e outra volumétrica. Os parâmetros geométricos da distribuição do fluxo de calor, como zona fundida, tamanho e forma da poça e, também, as temperaturas, são estimados a partir de soldas experimentais.

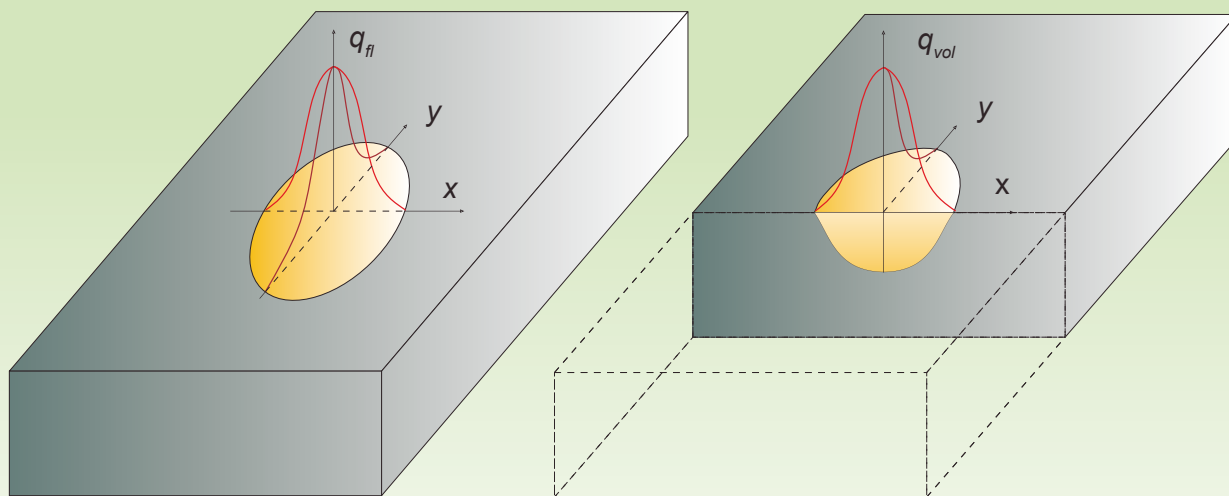


Figura 5.129 – Distribuição gaussiana de fluxo de calor em soldas relacionados com a q_{fl} para a fonte numa condição superficial e q_{vol} para uma condição volumétrica. Fonte: Goldak, 2005

Essa distribuição gaussiana do fluxo de calor na superfície do disco de Pavelic é apresentado na equação:

$$q(r) = q(0)e^{-C^2} \quad (5.18)$$

Onde:

- » $q(r)$ = Fluxo de superfície no raio r (W/m^2)
- » $q(0)$ = Fluxo máximo no centro da fonte de calor (W/m^2)
- » C = coeficiente de distribuição de largura (m^{-2})
- » r = distância radial do centro do fonte de calor (m)

E está representado pela Figura 5.130.

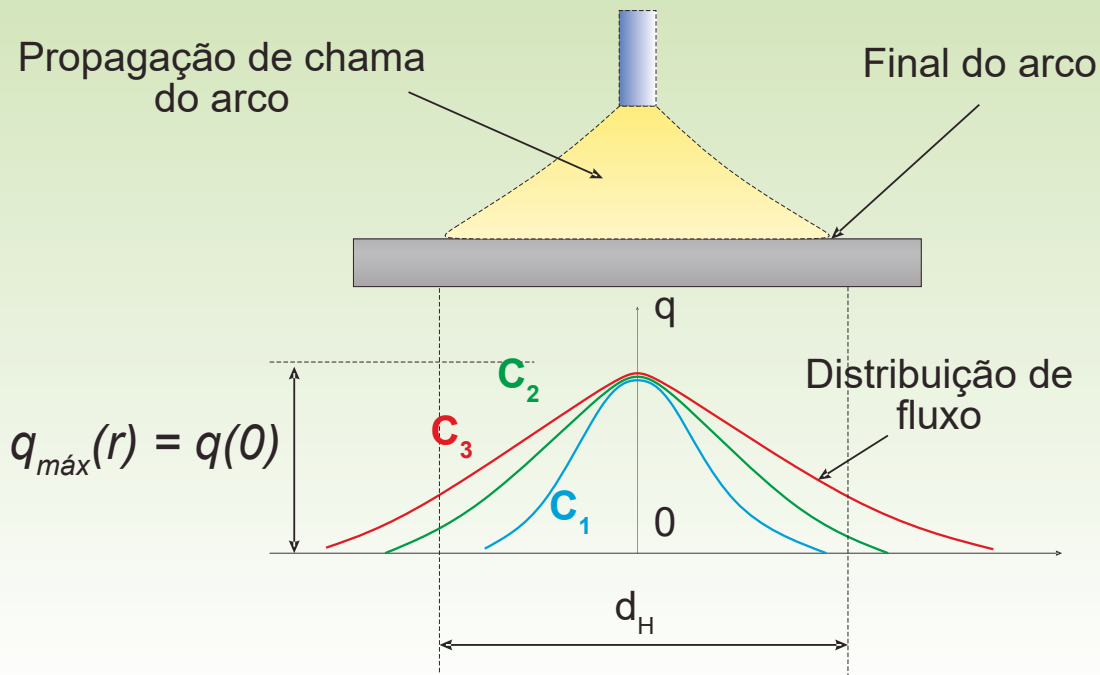


Figura 5.130 – Modelo circular de distribuição de fluxo de calor gaussiana. Fonte: Goldak, 2005.

Atenção

Embora o modelo “disco” de Pavelic seja certamente um avanço significativo, alguns autores sugeriram que o calor deveria ser distribuído por toda a zona fundida para refletir com mais precisão a ação de escavação do arco. Usaram uma distribuição de densidade de potência constante na zona de fusão, mas nenhum critério para estimar o comprimento da poça fundida foi oferecido. Além disso, é difícil acomodar a geometria complexa de poços reais de solda com o método de diferenças finitas.

Diante do exposto, o analista requer um modelo de fonte de calor que prevê com precisão o campo de temperatura na soldagem. Um modelo de fonte de calor tridimensional não-axissimétrico alcança esse objetivo.

No final dos anos 70, Krutz e Sergerland propuseram uma alternativa ao modelo de Pavelic com a definição de um sistema de coordenadas (x,y,z) que se movimenta com a fonte térmica:

$$q(x \ y \ \xi) = \frac{6\sqrt{3} \cdot f \cdot Q}{abc \cdot \pi \sqrt{\pi}} e^{-3x^2/a^2} \cdot e^{-3y^2/b^2} \cdot e^{-3\xi^2/c^2} \quad (5.19)$$

Onde:

- » $q(x, y, \xi) = \text{densidade de energia } (\frac{W}{m^3})$
- » $Q = \text{Taxa de entrada de energia} - U\eta(W)$
- » $c = \text{raio característico da distribuição do fluxo de calor (m)}$
- » $\xi = z + v(\tau - t)$, mostrada na Figura 5.131
- » v é a velocidade de soldagem (m/s)
- » z a coordenada longitudinal base na condição de contorno fixa (m), z
- » r é o fator de atraso sem s e
- » t é o tempo em s .

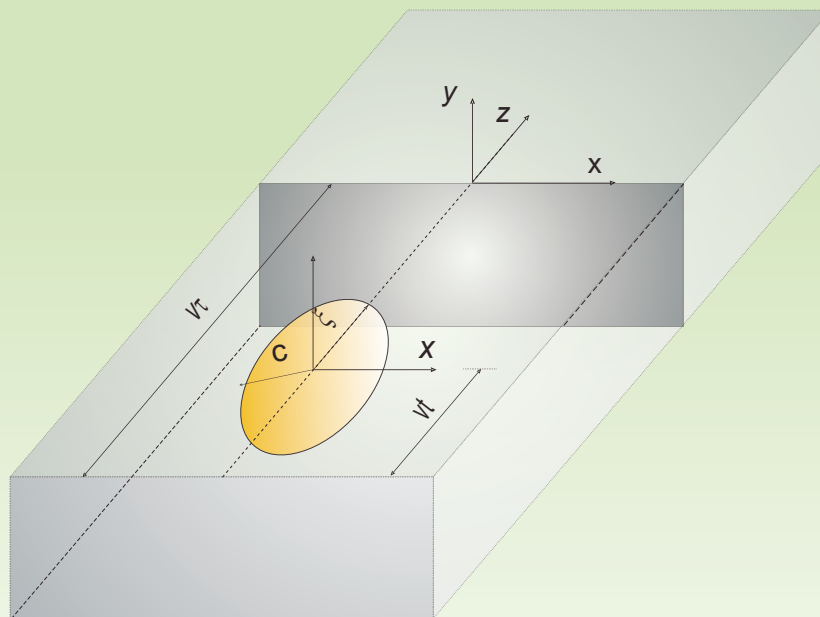


Figura 5.131 – Sistema de coordenadas usados na análise por MEF para o modelo do disco de acordo com Krutz e Segerlind. Fonte: Goldak, 2009

Para situações de soldagem onde a profundidade efetiva de penetração é pequena, o modelo de fonte de calor de superfície de Pavelic, Friedman e Krutz tem sido bem sucedido. No entanto, para fontes de alta densidade de potência, como o laser ou feixe de elétrons, ele ignora a ação de escavação do arco que transporta o calor bem abaixo da superfície da poça de fusão. Nesses casos, uma distribuição gaussiana hemisférica da densidade de potência (W/m^3) seria um passo em direção a um modelo mais realista.

A distribuição da densidade de potência para uma fonte de volume hemisférica pode ser escrita como:

$$q(x, y, \xi) = \frac{6\sqrt{3}fQ}{abc\pi\sqrt{\pi}} e^{-3x^2/a^2} \cdot e^{-3y^2/b^2} \cdot e^{-3\xi^2/c^2} \quad (5.20)$$

Goldak aperfeiçoou este modelo e desenvolveu o modelo do duplo-elipsoide, Figura 5.132.

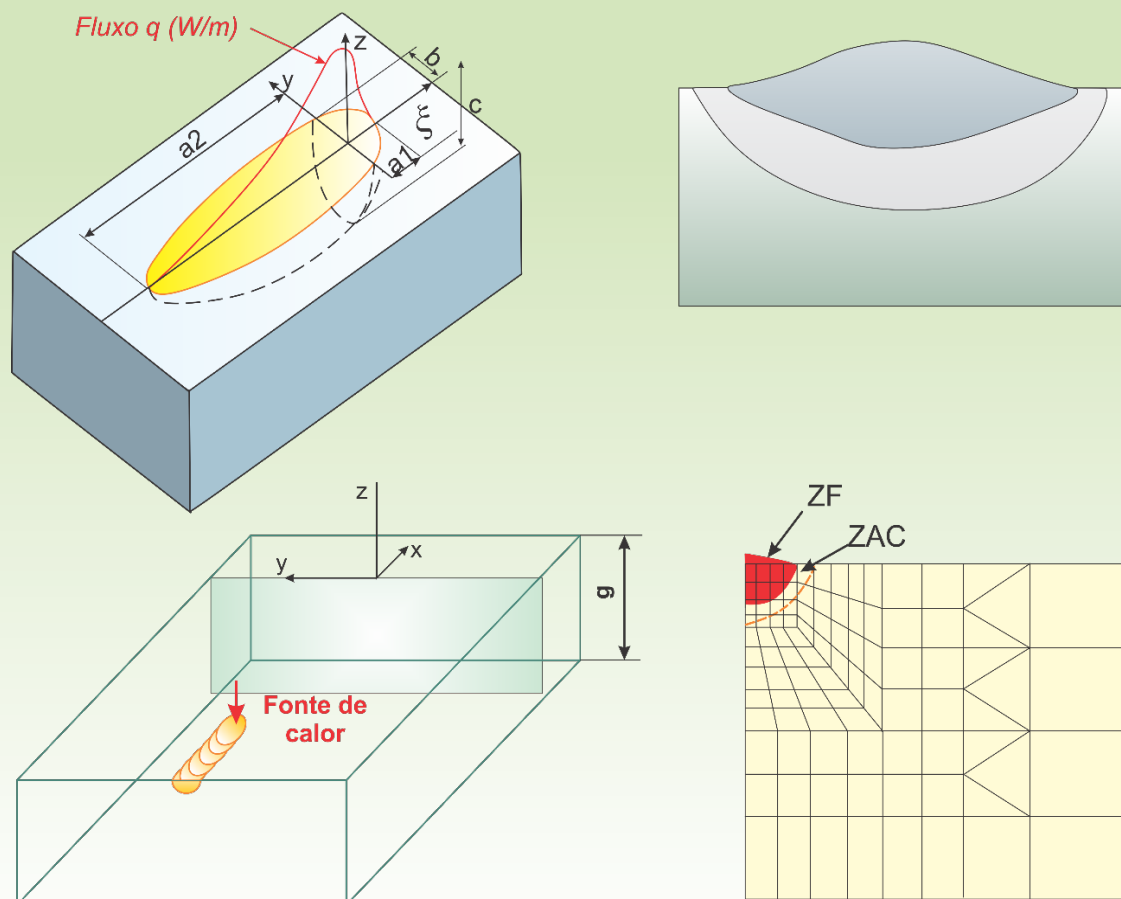


Figura 5.132 – Configuração da fonte de calor duplo elipsoide em conjunto com a função de distribuição de energia ao longo do eixo na seção transversal de um cordão de solda com SMAW. Fonte: Goldak, 2005.

Importante!

A configuração do modelo de fonte de calor tridimensional “duplo elipsoide” proposto por Goldak é a forma mais popular atualmente. A matemática do disco de Pavelic é estendida para a configuração esférica, elipsoidal e, finalmente, para a configuração elipsoidal dupla.

A forma mais geral desta classe de modelo tem uma função geral de distribuição de fonte de calor. A interação de uma fonte de calor (arco, feixe de elétrons ou laser) com uma poça de fusão é um fenômeno físico complexo que ainda não pode ser modelado rigorosamente.

A distribuição de pressão e cisalhamento do arco, o efeito gotas do eletrodo na tensão superficial, as forças de empuxo e viscosidade do metal fundido se combinam para causar distorção da poça de solda e considerável agitação. Devido ao arco de 'escavação' e agitação, fica claro que a entrada de calor é efetivamente distribuída ao longo de um volume na peça de trabalho.

Na ausência de modelagem da posição do limite livre da poça de solda, das trações aplicadas e das condições convectivas e radiativas entre a poça de fusão e o arco, alguma forma de idealização da fonte de calor é necessária para obter uma solução aproximada.

O modelo de disco não leva em consideração a transferência rápida de calor por toda a zona de fusão. Em particular, não é possível prever a penetração profunda ZF de um feixe de elétrons ou solda a laser com o modelo de disco de superfície. Uma comparação de dados históricos térmicos calculados (modelo de disco) com valores medidos ressaltou a necessidade de uma 'fonte de volume efetiva'.

Além disso, verificou-se ser necessário gerar uma fonte de volume com flexibilidade considerável, isto é, o modelo de duplo elipsoide. Com formas menos gerais, como um hemisfério ou um único elipsoide, discrepâncias significativas entre as distribuições de temperatura calculadas e medidas não puderam ser resolvidas.

O tamanho e a forma do duplo elipsoide, os comprimentos dos semieixos, podem ser corrigidos, reconhecendo que a interface sólido-líquido é a isoterma do ponto de fusão. Nos casos em que a zona de fusão difere de uma forma elipsoidal, outros modelos devem ser usados para a distribuição de densidade de fluxo e potência.

Experiências de cálculo com o modelo de fonte de calor elipsoidal na frente da fonte de calor revelaram que o gradiente de temperatura não era tão íngreme quanto o esperado e que o gradiente mais suave no bordo de fuga da poça fundida era mais acentuado que a medição experimental. Para superar essa limitação, duas fontes elipsoidais foram combinadas, como mostrado na Figura 5.132. Observe que:

- » a metade da frente da fonte é o quadrante de uma fonte elipsoidal;
- » a metade traseira é o quadrante de outro elipsoide.

A distribuição da densidade de potência ao longo do eixo é mostrada na Figura 5.132.

Por exemplo, em soldas com uma seção transversal em forma, como mostrado na Figura 5.133, quatro quadrantes elipsoides podem ser sobrepostos para modelar com mais precisão essas soldas.

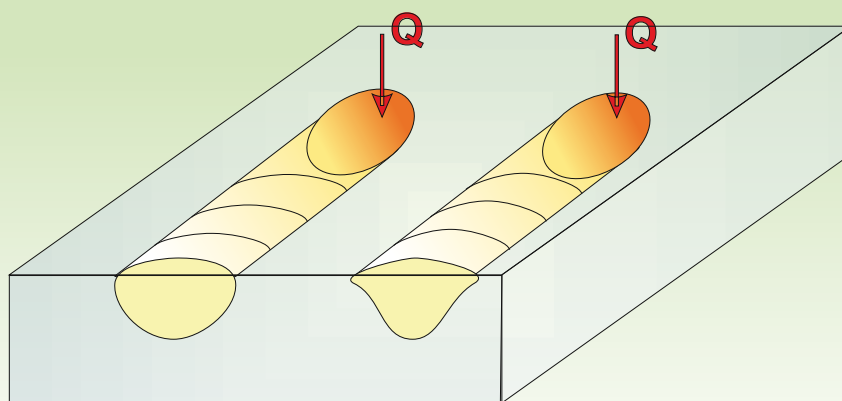


Figura 5.133 – Forma de solda transversal da zona de fusão onde um duplo elipsoide é usado para aproximar a fonte de calor (A), elipsoides duplos compostos devem ser sobrepostos para modelar com mais precisão essas soldas. Fonte: Goldak, 2005.

Na realidade, o ponto de fusão é uma função da curvatura e da velocidade da interface líquido-sólido, mas as mudanças foram ignoradas na maioria dos modelos publicados até o momento.

Ao mesmo tempo, as medições da temperatura da poça de fusão mostraram que o pico de temperatura na poça de solda é frequentemente de 300 a 500 °C acima do ponto de fusão. A fonte de calor volumétrica definida por uma elipsoide dupla é aconselhada para simular processos de soldagem com depósito de material como GMAW, GTAW, FCAW, SAW, dentre outros. Assim, temos a representação da distribuição de calor Q no duplo elipsoide em função das dimensões a_r e a_f , Figura 5.134.

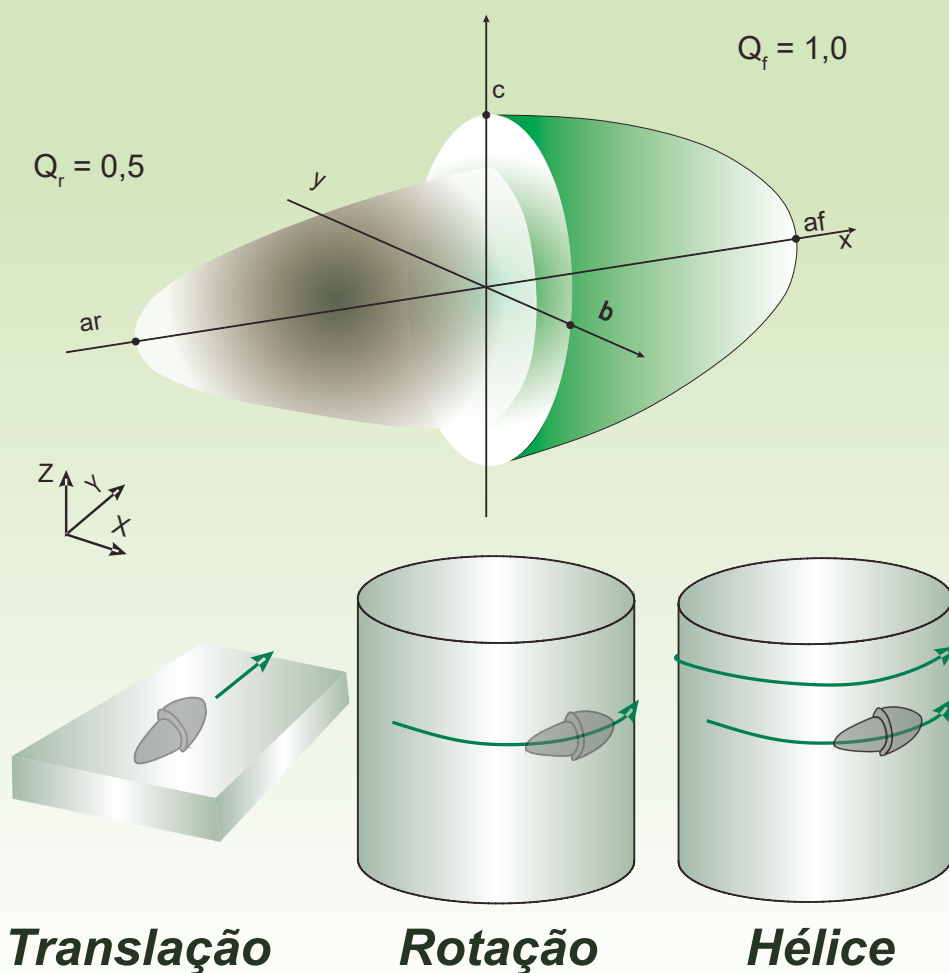


Figura 5.134 – Modelo do duplo elipsoide de Goldak. Fonte: adaptado pelos autores de Goldak, 2005

A representação de Q_r e Q_f é dada por:

$$Q(x, y, z) = Q_f \cdot \exp - \left(\frac{x^2}{a_f^2} + \frac{y^2}{b^2} + \frac{z^2}{c^2} \right) \quad (5.21)$$

$$Q(x, y, z) = Q_r \cdot \exp - \left(\frac{x^2}{a_r^2} + \frac{y^2}{b^2} + \frac{z^2}{c^2} \right) \quad (5.22)$$

Onde:

- » f = fração de calor = $f_f + f_r = 2$;
- » f_f é a fração no quadrante da frente;
- » f_r no de trás.

$$q_f(x, y, \xi, t) = \frac{6\sqrt{3} \cdot f_f \cdot Q}{abc \cdot \pi \sqrt{\pi}} e^{-3x^2/a^2} \cdot e^{-3y^2/b^2} \cdot e^{-3\xi^2/c^2} \quad (5.23)$$

$$q_r(x, y, \xi, t) = \frac{6\sqrt{3} \cdot f_r \cdot Q}{abc \cdot \pi \sqrt{\pi}} e^{-3x^2/a^2} \cdot e^{-3y^2/b^2} \cdot e^{-3\xi^2/c^2} \quad (5.24)$$

Onde:

- » $q(x, y, \xi, t)$ = densidade de energia dentro do elipsoid
- » Q = taxa de entrada de energia (W)

5.6.5 Modelos cinemáticos para transferência de calor de soldagem

Tendo selecionado um modelo para a fonte de calor, o analista tem a opção de assumir que o calor flui somente em planos transversais, somente no plano da placa, somente na direção radial ou livre para fluir nas três dimensões, Figura 5.135.

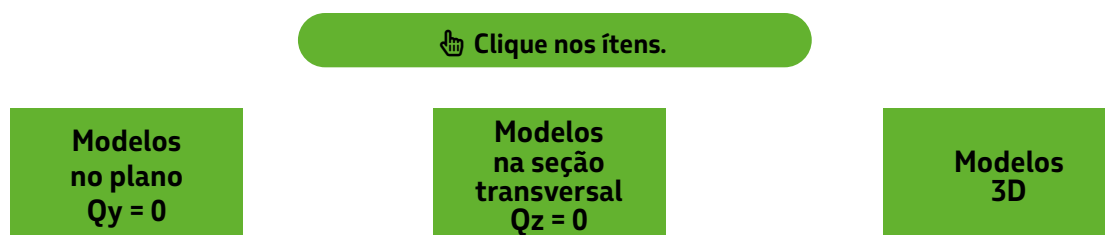


Figura 5.135 – Campos de temperatura mostrados no plano, em modelos de seção transversal e modelos 3D. Fonte: adaptado de Goldak, 2005.

Tais suposições são análogas àquelas aplicadas ao campo de deslocamento em vigas, placas e cascas na análise estrutural. Como as premissas restringem a orientação do gradiente térmico, sugere-se que elas sejam chamadas de modelos cinemáticos.

Naturalmente, esses modelos cinemáticos são bastante distintos dos modelos de fonte de calor descritos na seção anterior. Esses três modelos são discutidos em detalhes.

» Modelos de seção transversal

O modelo mais popular tem sido o de seção transversal, que assume que o fluxo de calor na direção da soldagem é zero. É limitado à análise de estado estacionário de geometrias prismáticas com a solda paralela ao eixo prismático. Como tal modelo pode ser preciso já que algum calor deve fluir claramente na direção da soldagem? A resposta é que a entrada de calor foi modificada para considerar o calor que flui na direção longitudinal. Por usar relativamente poucos elementos 2D, é computacionalmente um dos modelos mais baratos.

» Modelos cinemático no plano

Depois do modelo de seção transversal, o modelo cinemático no plano é preferido, pois ele assume que o fluxo de calor normal para a placa de solda é zero.

Atenção

A vantagem do modelo no plano transversal é sua capacidade de calcular os transientes inicial e final. No entanto, como tende a exigir mais elementos e mais etapas de tempo, os custos computacionais são mais altos.

Ao escolher um modelo cinemático, o analista deve equilibrar a precisão com o custo. Em todos os casos, a realidade é tridimensional, mas o custo da análise é o mais alto. Restringir o fluxo de calor ao plano da placa pode alcançar precisão útil para chapas finas, particularmente com soldas de plasma de penetração profunda, elétron e feixe de laser. Assumir que o calor flui apenas no plano da seção transversal pode fornecer uma aproximação útil e econômica para muitas situações de soldagem. Se a difusividade térmica for suficientemente baixa e a velocidade de soldagem for suficientemente alta, esse pode ser um modelo preciso. Em particular, os resultados de uma análise transversal de baixo custo podem ser úteis para projetar uma malha 3D eficiente.

O modelo térmico de casca é uma generalização do modelo em plano para superfícies curvas, clique no ícone e conheça este modelo.



» Modelos 3D

Em análises 3D, o modelo cinemático está obviamente correto. A questão é reduzir o custo computacional para níveis aceitáveis para malhas que alcançam precisão útil. As principais ferramentas são otimizar a malha e criar *solvers* eficientes. Em 3D análises, os elementos de bloco, "brick", são preferidos, porque tendem a ser mais precisos e fáceis de usar e interpretar do que os elementos tetraédricos. No entanto, é mais difícil classificar uma malha com pequenos elementos de bloco perto do arco de soldagem para capturar as rápidas mudanças de temperatura e com grandes elementos de bloco longe do arco onde a temperatura varia lentamente.

Com isto, a fonte de calor na forma de duplo-elipsoide proposta por Goldak acabou se tornando a mais popular destes modelos, pelo fato de não ser axissimétrica e ser flexível o suficiente para acomodar e retratar várias geometrias complexas.

5.6.6 Condições de contorno

Restrições térmicas não-lineares podem ser uma função do espaço, tempo e temperatura (convecção, radiação e contato térmico). Os modelos de MEF não retratam a condução de calor por convecção e por radiação, desta forma são abordados como condição de contorno, Figura 5.136.

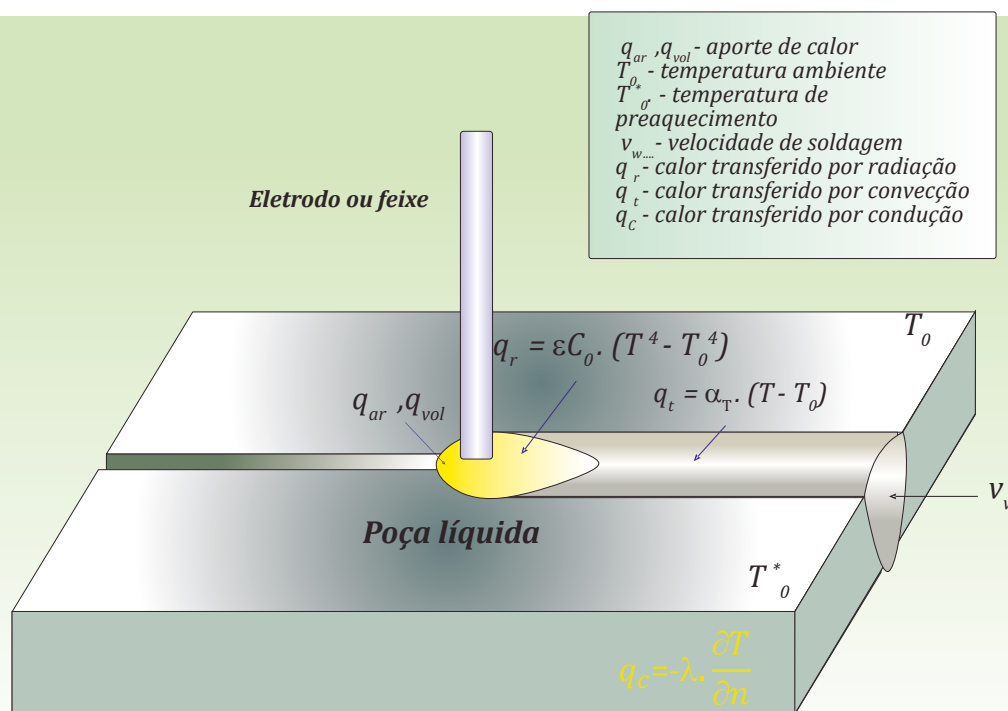


Figura 5.136 – Representação das condições de contorno com as fórmulas de convecção e de radiação. Fonte: Goldak, 2009

Somente para ratificar, as propriedades térmicas são:

- » condutividade térmica;
- » densidade;
- » calor específico;
- » entalpia e transferência de calor devido à convecção;
- » radiação.

O contato da junta soldada com o ar promove um resfriamento por convecção e radiação. Onde αT é o coeficiente de convecção, que também pode ser descrito pelo produto do coeficiente de película e a área de contato com o fluido, e ε é a emissividade da superfície, C_0 é a constante de Boltzmann ($5,67 \cdot 10^{-8} \text{ W/m}^2 \cdot ^\circ\text{C}^4$).

O calor latente é necessário quando um material é transferido do estado sólido para o estado líquido, se as transformações de fase são levadas em consideração, o calor latente também é necessário para transferir um material de um arranjo da rede ferrítica para um arranjo de rede austenítica, e liberado se um material for transferido do arranjo de grade austenítica para um arranjo de rede ferrosa.

Atenção

Qualquer tipo de transferência de calor pode ser levado em conta em função do espaço, tempo e temperatura.

A Tabela 5.10 mostra um resumo das equações, propriedades e condições de fronteira e iniciais para análise térmica.

	Análise do estado estacionário		Análise transiente	
Equações governantes	$\frac{d}{dx} \left[k \frac{dT}{dx} \right] = Q$		$\rho C \frac{\partial T}{\partial t} - \frac{\partial}{\partial x} \left[k \frac{\partial T}{\partial x} \right] = Q$	
	Linear	Não-linear	Linear	Não-linear
Propriedades de material	$k(x)$	$k(x, T)$	$k(x), \rho, c(x)$	$k(x, T(t)), \rho, c(x, T(t))$
Geração de calor interna	$Q(x)$	$Q(x, T)$	$Q(x, t)$	$Q(x, t, T(t))$
Condições de contorno e inicial				
CC essencial Temperatura prescrita	$T(x)$	$T(x)$	$T(x, t)$	$T(x, t)$
CC natural Fluxo de calor prescrito	$q(x)$	$q(x, T(x))$	$q(x, t)$	$q(x, t, T(t))$
CC misto CC convecção $q = h(T_b - T_\infty)$	$h(x)$	$h(x, T(x))$	$h(x, t), T_\infty(t)$	$h(x, t, T(t)) T_\infty(t)$
$q = \varepsilon \sigma (T_b^4 - T_\infty^4)$ $= h_{rad} (T_b - T_\infty)$	Não Aplicável	Aplicável	Não Aplicável	Aplicável $T_\infty(t)$
Condição inicial	Não Aplicável	Não Aplicável	$T_{t=0}(x)$	$T_{t=0}(x)$

Tabela 5.10 – Resumo de equações, propriedades, condições iniciais para análise térmica. Fonte: ZZZX

A equação de condução de calor transiente inclui:

1. Condições de Fronteira

- » Condição de contorno essencial : Temperatura prescrita
- » Condição de contorno natural: Valor do fluxo de calor prescrito
- » Condição de contorno mista: Convecção para ambiente

2. Calor latente de transformação de fase

- » Também fusão e solidificação, mas não em moldagem a quente.

3. Propriedades do material dependendo da temperatura e fases

4. Fontes de calor

Por meio de Elementos Finitos, o sistema contínuo, que é descrito por um conjunto de equações diferenciais parciais, é transformado em um sistema discreto, que é descrito por um sistema de equações algébricas na organização matricial. As aproximações são feitas para a derivada temporal e a derivada espacial. As derivadas espaciais estão implícitas na matriz de condutância.

5.6.6.1 Método Incremental para Problemas Não Lineares

Durante o processo de soldagem, a temperatura, o deslocamento, a deformação e as tensões variam de forma complexa. O método incremental aparece como ferramenta de processo, considerando o ciclo total de aquecimento e resfriamento em passos computacionais de tempo: Δt .

- » Caso o termo derivativo espacial seja avaliado no tempo t para calcular os resultados no tempo $t + \Delta t$, o desenho computacional é explícito.
- » Caso o termo derivativo espacial seja avaliado no tempo $t + \Delta t$, para calcular os resultados no tempo $t + \Delta t$, o esquema de cálculo é implícito.

A solução do sistema não é direta e requer a inversão de uma matriz de coeficientes.

Considere a Figura 5.137, que em cada incremento de tempo, temperatura, deslocamento, deformação e estado de tensões são calculados para utilização no próximo passo do ciclo.

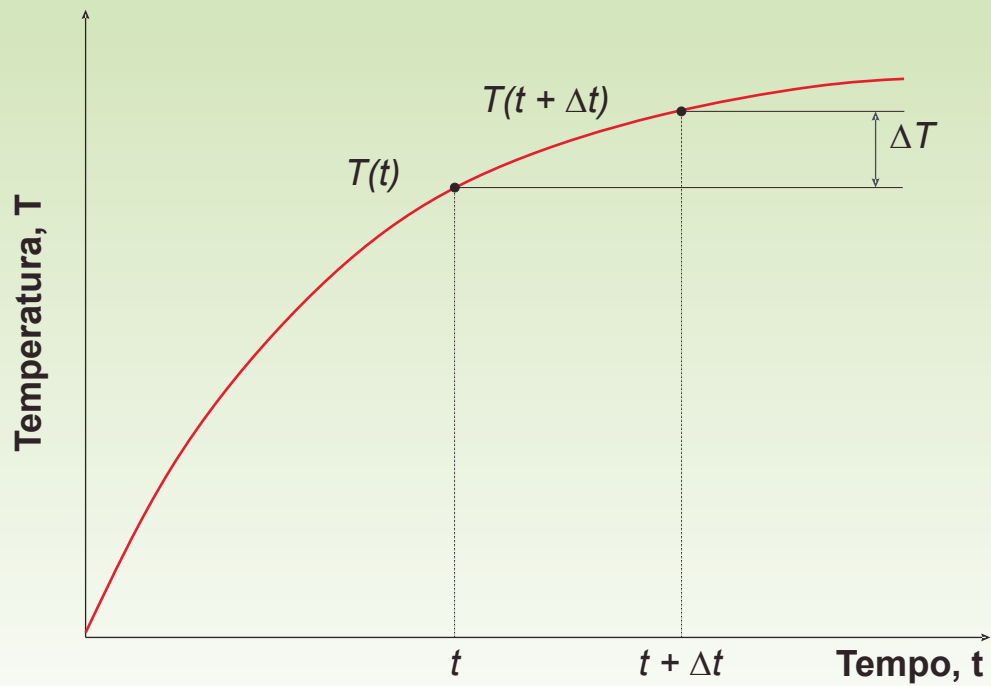


Figura 5.137 – Ilustração do Método Incremental para Problemas Não Lineares. Fonte: os autores, 2019.

O equacionamento pode ser considerado como:

$$T(t + \Delta t) = T(t) + \Delta T \quad (5.25)$$

$$u(t + \Delta t) = u(t) + \Delta u \quad (5.26)$$

$$\varepsilon(t + \Delta t) = \varepsilon(t) + \Delta \varepsilon \quad (5.27)$$

$$\sigma(t + \Delta t) = \sigma(t) + \Delta \sigma \quad (5.28)$$

Uma vez que a análise de tensões é considerada adiabática, isto é, não há variação de energia térmica no sistema, a análise térmica é efetuada primeiro, para depois ser inserida, na forma de campo de deformações, como dado de entrada da análise de tensões.

5.6.7 Simulação do Comportamento da Poça de Fusão

O processo de transmissão de calor e os escoamentos na zona fundida são responsáveis tanto pelo formato da poça de fusão como também pelos perfis de temperatura submetidos à peça e interferem ativamente não só na resistência mecânica final da peça, como também nos estados de tensão, na microestrutura e na dureza. Os escoamentos na poça de fusão são, por sua vez, influenciados por:

- » gradientes de tensão superficial (Efeito de Marangoni);
- » convecção interna;
- » gradientes internos de temperatura.

Para entender os efeitos destes fenômenos, clique no ícone e observe a Figura 5.138.

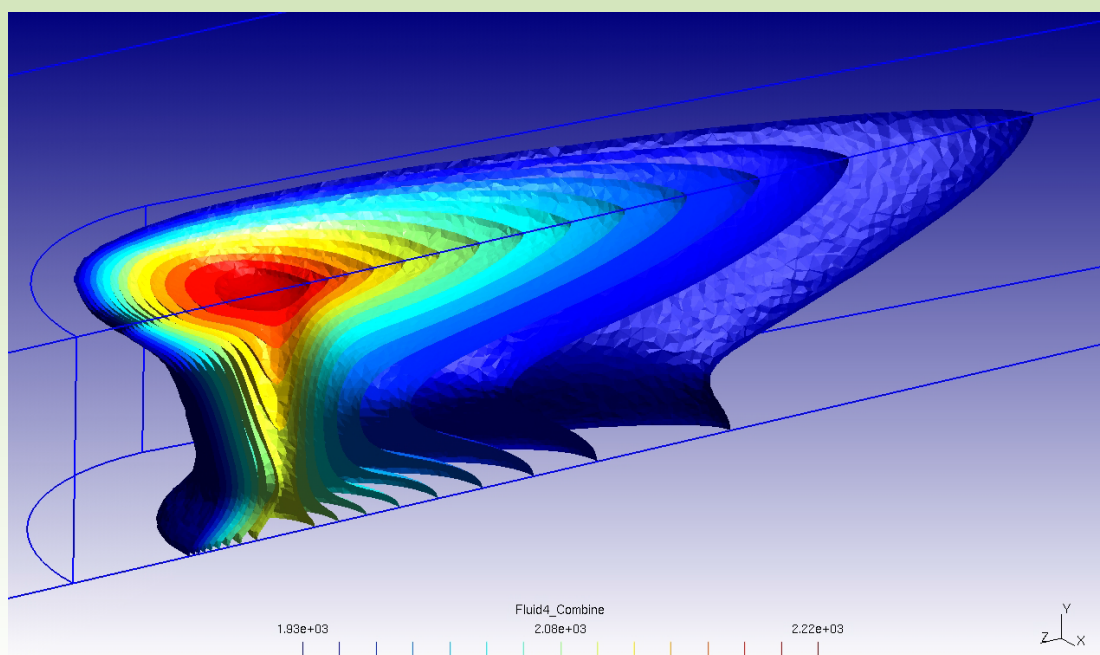


Figura 5.138 – Campo de temperatura da Poça de Fusão. Fonte: Poletz et al. (2008)

5.6.8 Simulações de Transformações Metalúrgicas e de Propriedades Mecânicas

Modelos de simulação de transformações metalúrgicas são obrigados a considerar a álgebra das transformações de fase, de transientes de energia interna, de difusão, dentre outros fenômenos inerentes à microestrutura e comportamento cristalino dos materiais, obviamente, mais ligado à área de estudos de engenharia de materiais.

Na corrente das simulações multifísicas, tem havido estudos tentando incluir os efeitos das transformações metalúrgicas em simulações numéricas, através de simulação de soldagem, considerando o efeito das transformações metalúrgicas em aços no estado de tensões residuais com a utilização de malhas adaptativas em simulações termo-metalúrgicas de soldagem.

Além disto, é possível realizar simulações de transformações de fase através de modelos de transformação martensítica.

5.6.8.1 Transformação metalúrgica dos aços carbono

Em termos metalúrgicos, um material é definido pelas proporções Z_i para as várias fases (ferrita, bainita, austenita, martensita, etc.). Os modelos devem ser capazes de prever as transformações metalúrgicas no aquecimento e resfriamento.

 Clique nos itens e entenda como isso acontece.

Transformações
metalúrgicas no
aquecimento

Transformações
metalúrgicas no
resfriamento

Vários modelos e possibilidades estão disponíveis para descrever a história metalúrgica para calcular as mudanças nas proporções de Z_i . Destacamos o modelo Johnson-Mehl-Avrami e Leblond para transformações de difusão (transformações de austenita, ferrite, perlita e bainita).

Utilizamos o modelo Leblond para reproduzir o diagrama CCT. Este modelo é baseado em uma abordagem fenomenológica e em equações do tipo cinético-químico. Essa abordagem também foi usada para levar em conta o fenômeno de tempera, introduzindo uma fase temperada e uma transformação fictícia. A equação é geralmente escrita da seguinte forma:

$$p = \frac{\bar{p}(T)^{-p}}{\tau T} F(T) \quad (5.29)$$

onde:

- » p é a proporção da fase metalúrgica
- » $p(T)$ é a proporção da fase metalúrgica no equilíbrio
- » T é a Temperatura
- » $r(T)$ é o Equivalente a um "atraso de tempo"
- » $F(T)$ é o parâmetro para ajustar

5. Modelo Generalizado de Leblond (JMA)

O modelo anterior não pode reproduzir a cinética do tipo JMA com precisão (Transformação isotérmica). Para conseguir isso, a equação básica do modelo anterior é generalizada da seguinte forma:

$$p = n(T) \cdot \frac{p(T)-p}{\tau(T)} \left(\ln \frac{p(T)}{p(T)-p} \right)^{\frac{n(T)-1}{n(T)}} \quad (5.30)$$

A integração da relação acima em temperatura constante dá a relação de JMA. Esse modelo pode reproduzir o diagrama CCT e TTT com o mesmo parâmetro.

6. Modelo Koistinen-Marbürger

Esse modelo é aplicado para as transformações displaciva (transformação de martensita). Por isso, dependem apenas da temperatura.

$$p_M(T) = p_A \cdot (1 - e^{-k(M_s - T)}) , \text{ para } T \leq M_s \quad (5.31)$$

Onde:

- » k é um parâmetro experimental
- » M_s é a temperatura de início da transformação martensítica

Essas abordagens exigem determinação de curvas de Dilatometria e/ou Diagrama CCT e/ou Diagrama TTT.

5.6.9 Partição da taxa de deformação

Para um modelo completo, é necessário considerar que todas as causas de deformação sejam calculadas para que a resposta da análise de tensões seja possível.

A taxa de deformação total é particionada da seguinte forma, Figura 5.139:

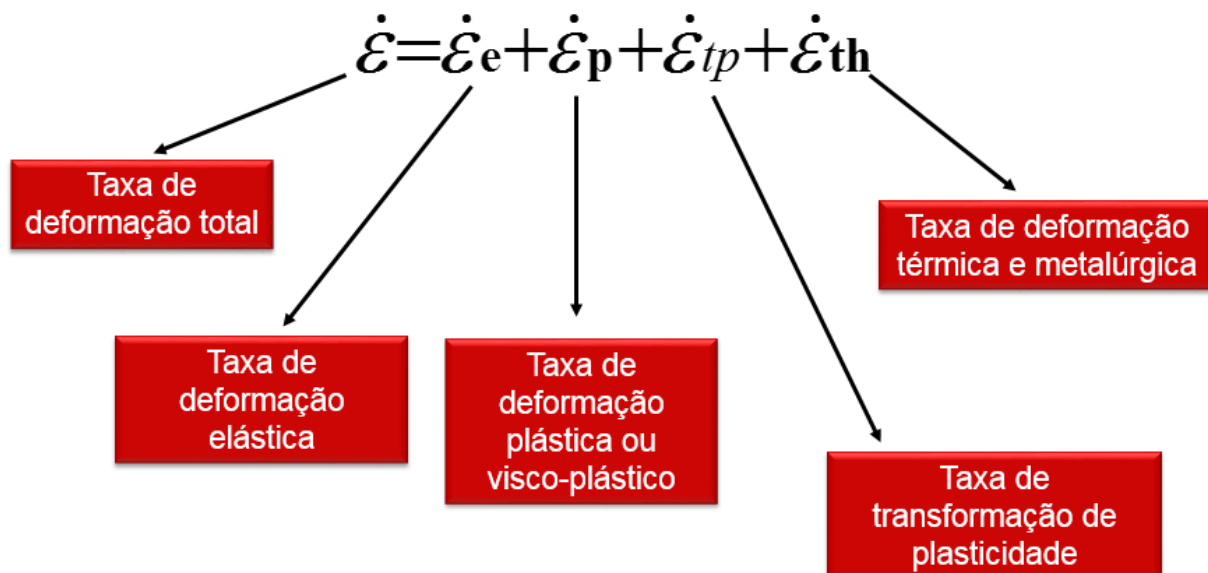


Figura 5.139 – Arquitetura da simulação de soldagem.ç Fonte: Curso simulação de soldagem, ESI, 2015.

Como visto anteriormente, a utilização de um modelo completo pode consumir um recurso computacional considerável e inviabilizar a simulação de soldagem. Por isso, em grande parte das aplicações, a avaliação térmica e mecânica é suficiente para subsidiar a análise de tensões de uma junta soldada. Todavia, em aplicações de materiais cujas propriedades finais necessárias para sua aplicação projetadas são, fortemente, influenciadas pela microestrutura, a análise metalúrgica da ZAC e, em alguns casos, até o comportamento da poça líquida, são necessários para que um comportamento próximo ao real seja atingido por simulação.

6. Descontinuidades e Defeitos Próprios à Soldagem

6. DESCONTINUIDADES E DEFEITOS PRÓPRIOS À SOLDAGEM

Todos os materiais apresentam pequenas imperfeições não detectáveis pelos métodos convencionais de ensaios não destrutivos (descontinuidades com dimensão abaixo da capacidade de detecção), como microporosidades, inclusões (óxidos, sulfetos, silicatos) e/ou microtrincas, além de defeitos microestruturais.

Essas descontinuidades, eventualmente, podem crescer devido ao processo de fabricação ou em serviço e, ao atingir um tamanho crítico (a_c), levam o equipamento ou estrutura à falha. O Gráfico 6.1 representa esquematicamente a distribuição das imperfeições, desde microdefeitos cristalinos na estrutura do material até que esses defeitos atinjam o seu tamanho crítico, passando pelas fases de fabricação e serviço – exposição ao meio operacional.

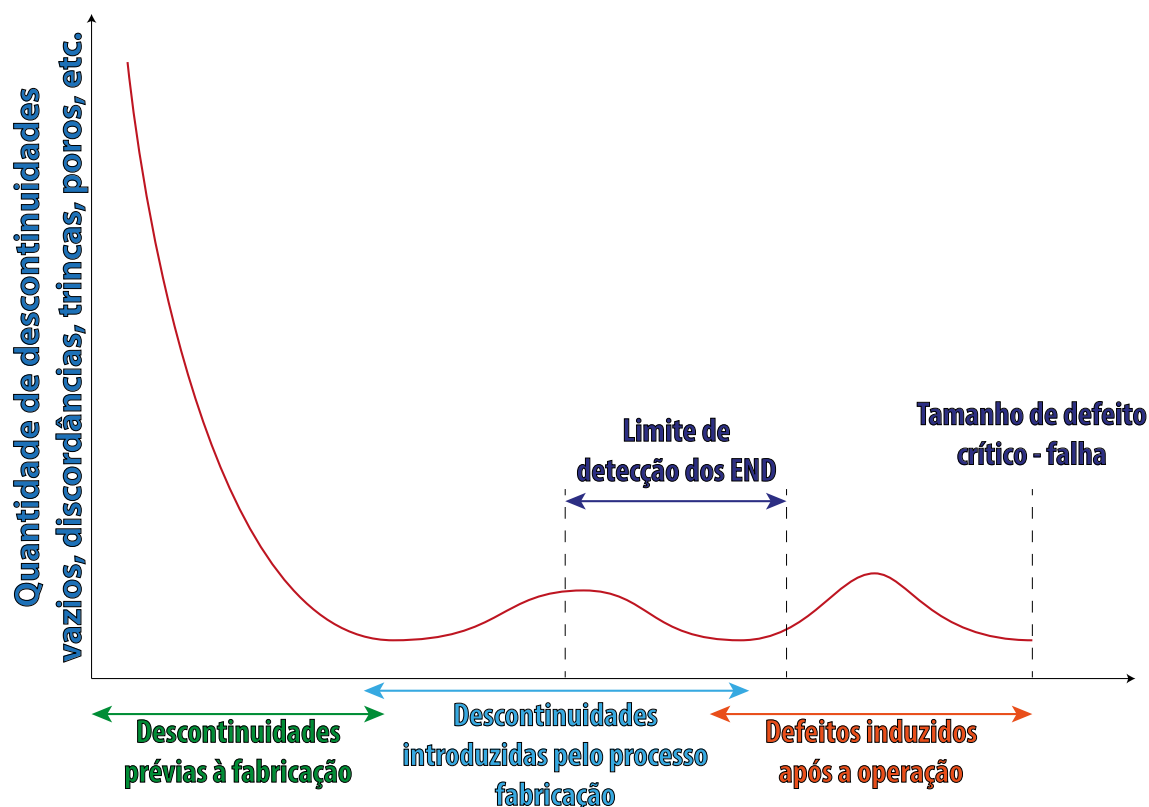


Gráfico 6.1 – Distribuição de defeitos durante a vida do equipamento. Fonte: o autor

Podemos agrupar os defeitos ou descontinuidades da seguinte forma, Figura 6.1:

 Clique nos itens.

Procedimento/
Processo

Metalúrgica

Metal Base

Em serviço



Figura 6.1 – Defeitos em juntas soldadas. Fonte: o autor

A Figura 6.2 ilustra os defeitos e discontinuidades que podem **não apresentar direta influência metalúrgica**, sendo basicamente causados por **falha da execução do processo ou de projeto**.

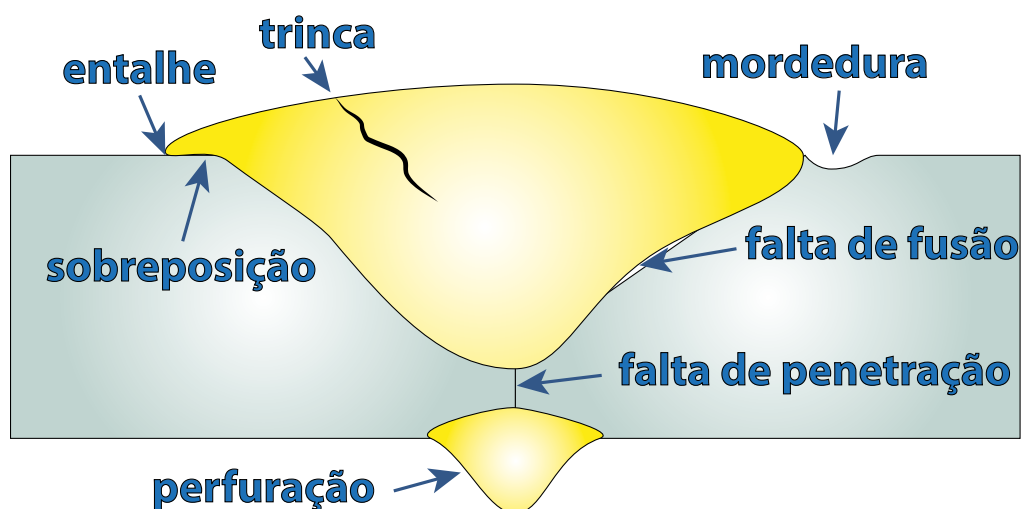


Figura 6.2 – Descontinuidades e defeitos devido à falha operacional. Fonte: o autor

Já a Figura 6.3 demonstra os principais defeitos e discontinuidades típicos de soldagem, **diretamente associados a causas metalúrgicas**, como:

- » trinca de solidificação no centro do cordão de solda;
- » trincas de liquação na ZAC;
- » trinca induzida pelo hidrogênio na margem da raiz.

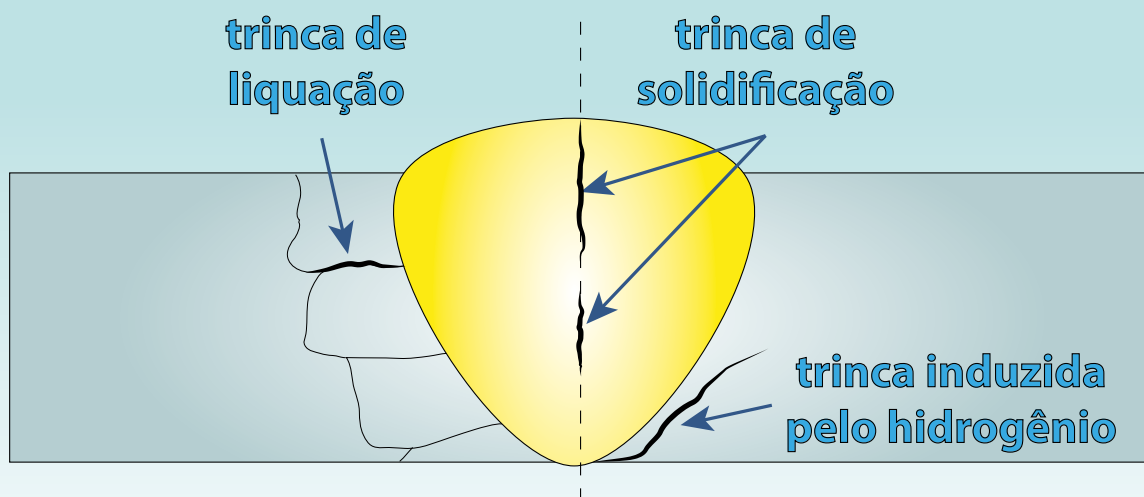


Figura 6.3 – Descontinuidades metalúrgicas comuns na soldagem. Fonte: o autor

Os **principais problemas em juntas soldadas** após algum tempo de operação estão associados às seguintes causas: vibração, fadiga, fadiga térmica, fluência, corrosão ou erosão (ou combinação desses fatores), descolamento, fragilização pelo revenido, fragilização por envelhecimento - *strain-aging* e fragilização por precipitações, como fases sigma, chi, laves, entre outras.

Serão abordados os defeitos de descolamento - *disbonding*, as fragilizações pelo revenido ou segregação (*Temper Embrittlement* - fragilidade pelo revenido) e pelo envelhecimento por deformação em aços ferríticos (*strain-aging*) devido à associação direta destes com a soldagem. A fragilização por precipitados será abordada de forma superficial, pois será vista em detalhes em soldagem de manutenção.

Muitos defeitos de soldagem e imperfeições de montagem podem ser prontamente identificados e corrigidos, evitando-se perda de tempo e atraso em projetos.

A inspeção visual é indispensável e nunca deve ser negligenciada ou relegada. A intensidade da iluminação necessária para uma boa inspeção visual deve apresentar no mínimo 1000 LUX (fotômetro ou luxímetro), conforme a norma Petrobras N-1597.

As trincas podem ser classificadas na literatura em quatro tipos quanto à localização e orientação em relação à junta soldada.

A classificação utilizada para caracterização de falhas em tubos de baixa liga sujeitos à alta temperatura em plantas de geração de energia conforme o *The Welding Institute* - TWI são:

 Clique nos itens.

Trinca Tipo I

Trinca Tipo II

Trinca Tipo III

Trinca Tipo IV

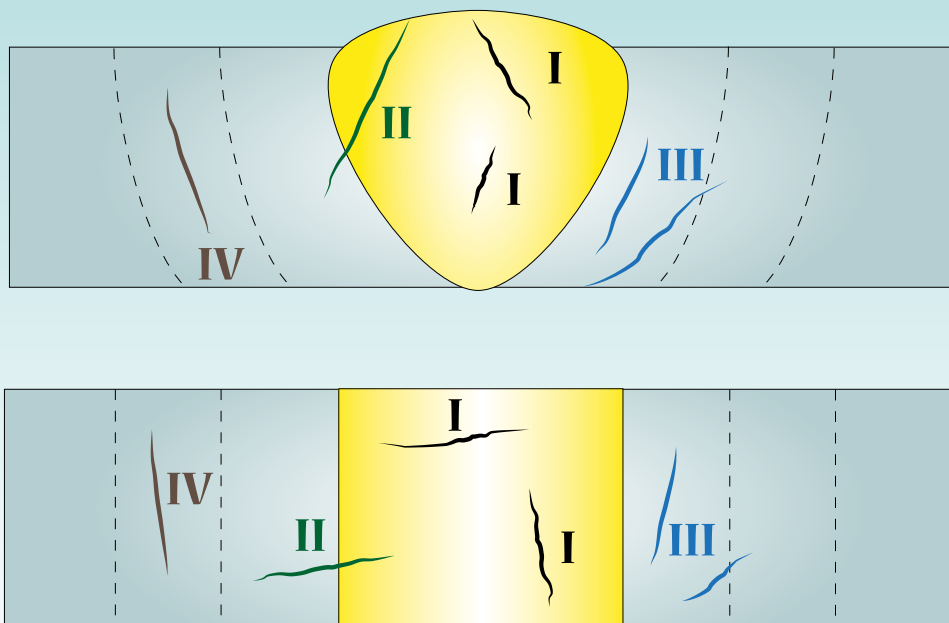


Figura 6.4 – Classificação das Trincas TWI. Fonte: o autor

A seguir, serão apresentados os três modos de formação das trincas: trincas a quente, trincas pelo hidrogênio e trincas de reaquecimento.

6.1 Trinca a frio (cold cracking ou hydrogen cracking)

A trinca induzida pelo hidrogênio, mais conhecida como trinca a frio, é o principal fator de cuidado na soldagem de aços carbono baixa, média e alta liga, ou seja, nos materiais com estrutura predominantemente ferrítica.



Saiba Mais

Mais informações podem ser obtidas consultando:

<https://www.twi-global.com/technical-knowledge/job-knowledge/defects-hydrogen-cracks-in-steels-identification-045>

<https://www.twi-global.com/technical-knowledge/published-papers/hydrogen-cracking-its-causes-costs-and-future-occurrence-march-1999>

<https://www.sciencedirect.com/topics/engineering/hydrogen-induced-cracking>

https://www.youtube.com/watch?v=4Ft_q1bvsIM

<https://www.youtube.com/watch?v=hOPHj3Xxcvk>

Acessados em 17/09/2021.

O aspecto da fratura é frágil e acontece quando a temperatura no resfriamento cai abaixo de 150°C (trinca a frio) na conjunção de três fatores simultâneos, Figura 6.5:

- » presença de hidrogênio que se difunde no material;
- » tensões trativas que geram um estado triaxial de tensões;
- » microestrutura susceptível, àquelas que apresentam uma mais baixa tenacidade como a martensita e, em alguns casos, a bainita.

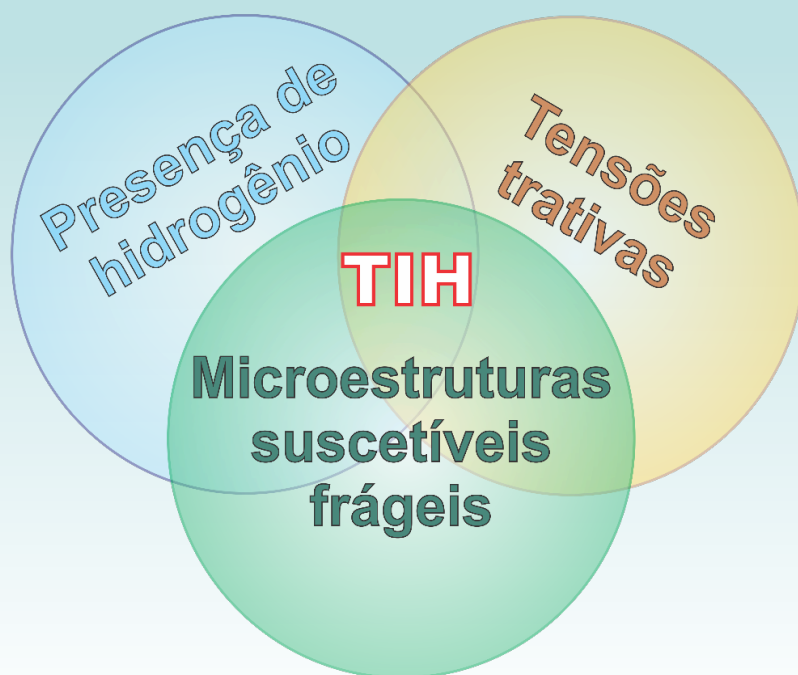


Figura 6.5 – Simultaneidade dos fatores na TIH. Fonte: o autor

Nenhum desses fatores, isoladamente, provoca a trinca a frio nos aços considerados soldáveis. E a supressão de somente um deles impede a formação da trinca a frio.

Ela pode ser denominada, também, como **trinca retardada** (*delay cracking*) porque, em alguns casos, pode ocorrer em até 72 horas após o término da soldagem.

Algumas normas de fabricação, como a N-133, REV. N DE 2017, adotam a realização dos ensaios não destrutivos (END) no passe de raiz após 48 horas nos materiais susceptíveis decorrentes disto.

O mecanismo para a trinca a frio não é integralmente conhecido e algumas teorias têm sido propostas.

 Clique nos números para conhecer as teorias.

1

2

3

4

Entre as diversas teorias, o mecanismo descrevendo que os compostos que contêm hidrogênio se decompõem na atmosfera do arco liberando hidrogênio atômico (H_0) é um dos mais aceitos. As principais fontes de hidrogênio são o revestimento orgânico dos eletrodos, umidade absorvida pelo revestimento dos eletrodos, particularmente os de baixo hidrogênio; umidade do fluxo, na soldagem a arco submerso, compostos hidratados existentes na peça, como por exemplo, a oxidação, umidade do ar ou do gás de proteção.

Esse hidrogênio migra para a ponta de uma pequena descontinuidade, como trinca, falta de fusão, vazio ou inclusão alongada. As pontas das trincas são concentradoras de tensão, favorecendo o estado de triaxialidade (região encruada rica em discordâncias). Sob o efeito de tração, a presença de entalhes nas estruturas gera um estado triaxial de tensões conforme esquema da Figura 6.6.

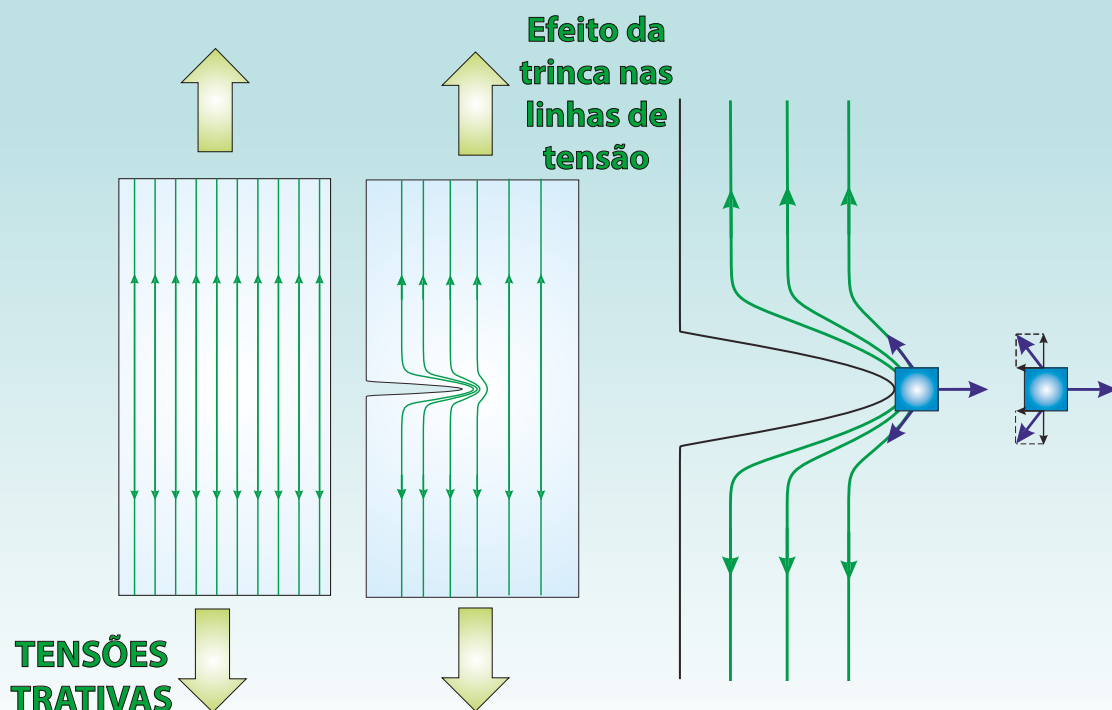


Figura 6.6 – Representação esquemática da tendência de concentração e redistribuição de tensões devido à existência de um entalhe. Fonte: adaptada de apostila *Descontinuidades de Junta Soldada*, Arno Cersosimo, 2012.

Esse estado triaxial de tensão reduz a tensão cisalhante máxima, reduzindo a ductilidade do material (dificultando a capacidade de deformação plástica), mostrado no círculo de *Mohr* da Figura 6.7.

Como a deformação plástica é induzida pela tensão cisalhante, devido à movimentação das discordâncias, a fratura de modo frágil está associada invariavelmente à presença de tensões triaxiais desenvolvidas nesse entalhe ou concentrador de tensão. Os círculos de *Mohr* ressaltam e ratificam de forma gráfica a diferença das tensões cisalhantes máximas (estado biaxial e triaxial). Teoricamente, o círculo de *Mohr* pode ser reduzido a apenas um ponto caso as três tensões sejam positivas e de mesma intensidade (nesse caso não há cisalhamento, $\tau = 0$, gerando uma fratura totalmente frágil).

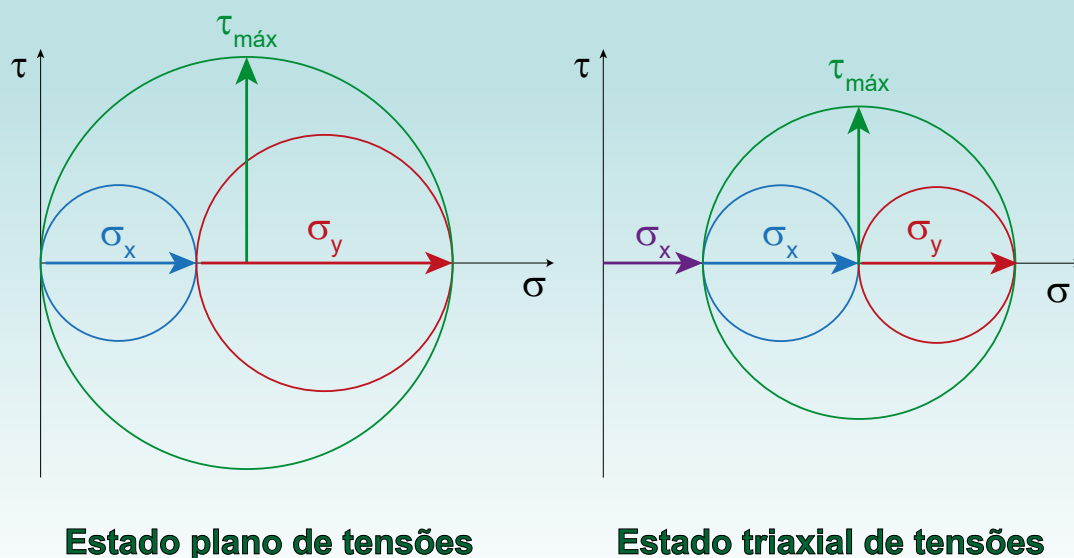


Figura 6.7 – Círculo de *Mohr* mostrando o estado plano de tensão e o estado triaxial de tensões gerado pela presença da trinca. Fonte: adaptada de apostila *Descontinuidades de Junta Soldada*, Arno Cersosimo, 2012.

Como o hidrogênio difunde para o pé das discordâncias (região plastificada /encruada) impede novas deformações por cisalhamento, Figura 6.8. A trinca progride até parar em um determinado ponto do material, e o processo se repete. O hidrogênio presente migra para a região onde há concentração de tensão (ponta do defeito), travando as discordâncias e impedindo nova deformação. Essa região tensionada e saturada de hidrogênio (encruada) não consegue deformar, e a trinca progride mais uma vez.

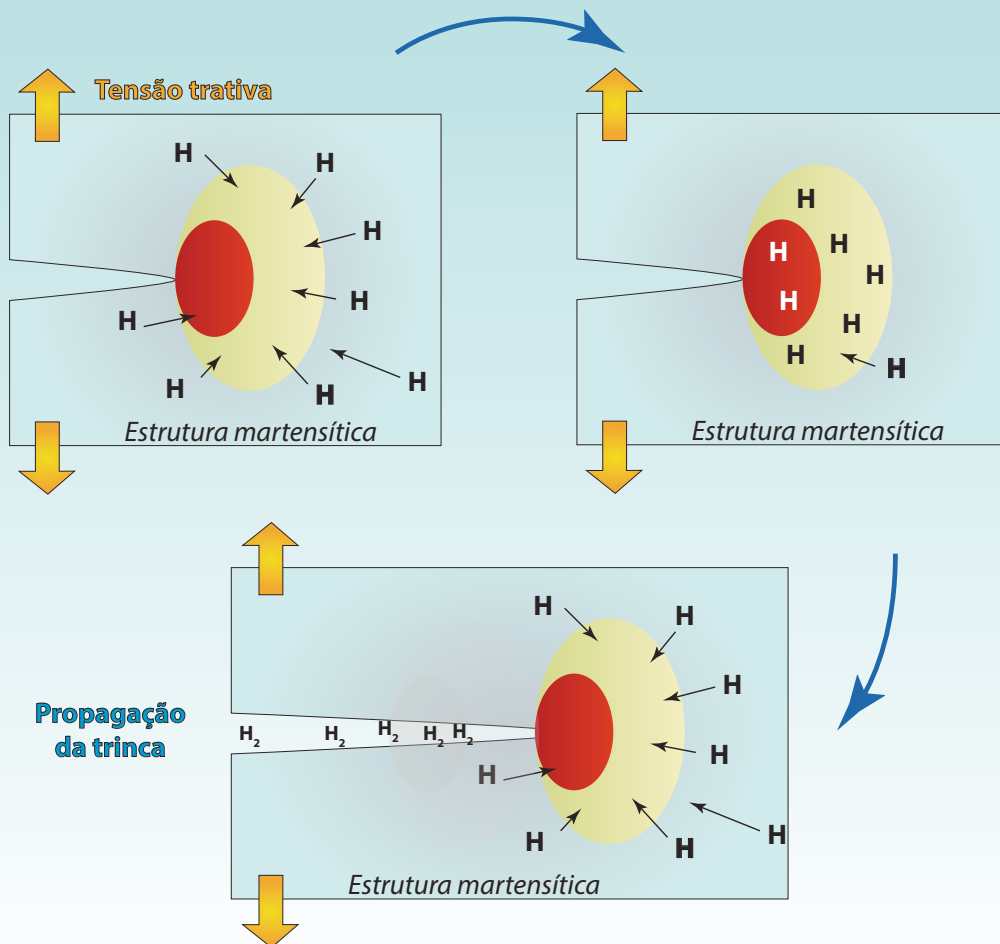


Figura 6.8 – Representação do processo de crescimento de trinca a frio com difusão do hidrogênio para região plastificada diminuindo e propagando. Fonte: adaptado de apostila Descontinuidades de Junta Soldada, Arno Cersosimo, 2012.

A progressão da trinca, que pode ser intergranular e transgranular, pode ser quase imediata ou levar horas (dias), sendo o tempo da fratura função:

- » do tratamento;
- » da composição química do material;
- » do estado de tensão;
- » da quantidade de hidrogênio.

Em aços de maior resistência e, conseqüentemente, maiores valores de dureza, aumenta a possibilidade da progressão de trinca seguir os contornos de grão da ferrita.

Importante!

Alguns códigos de projeto determinam que a inspeção através de ensaios não destrutivos seja realizada após 48h à soldagem (Por ex.: DNV e ASME VIII Div I, UCS56 – Pn3, N-133, REV. N DE 2017, etc.).

Essa metodologia é aconselhável para os aços estruturas de baixa liga e alta resistência mecânica (ARBL), podendo ser estendida para os aços baixa liga (Cromo-molibdênio e C-Ni).

A solda, no estado líquido, dissolve quantidades apreciáveis de hidrogênio. A solubilidade decresce com a temperatura e de forma descontínua na solidificação e nas modificações alotrópicas, Figura 6.9. Consequentemente, na fase final do resfriamento, a solda estará supersaturada em hidrogênio. A Figura 6.9 mostra que, enquanto o cordão se encontra com estrutura cristalina cúbica de corpo centrado (CCC), a ZAC permanece CFC, havendo uma janela de tempo sob a zona de ligação.

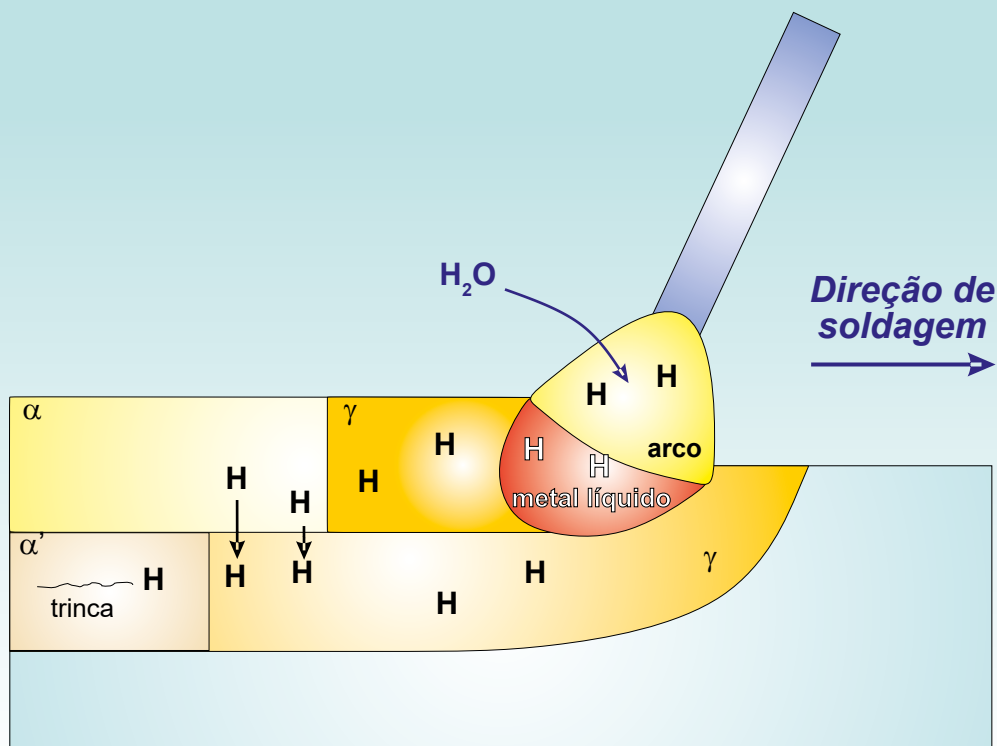


Figura 6.9 – Difusão de hidrogênio do metal de solda para a ZAC durante a soldagem. Fonte: o autor

Na soldagem similar, o consumível é normalmente menos temperável que o material de base por apresentar menor percentual de carbono ou carbono equivalente. A transformação da "austenita" em "ferrita" na zona fundida ocorre em primeiro lugar.

Na ZAC, a transformação da austenita é retardada por apresentar maior teor de carbono (ou CE), sendo a transformação realizada com a zona fundida totalmente transformada.

Em outras palavras, enquanto o cordão se encontra com estrutura cristalina CCC, a ZAC permanece CFC, havendo uma janela de tempo sob a zona de ligação.

Como o hidrogênio atômico no ferro α apresenta baixa solubilidade e alto coeficiente de difusão na ferrita, exatamente ao contrário de seu comportamento em relação à austenita, este migra do cordão para a ZAC através da zona de ligação. Para compreender essa diferença, clique no ícone e entenda o comportamento do hidrogênio em relação aos demais átomos.



Quando a temperabilidade da zona fundida for inferior à da zona afetada pelo calor – que é uma situação relativamente frequente em virtude do menor teor de carbono da solda –, o hidrogênio pode migrar para esta ZAC. O hidrogênio fica retido na zona fundida quando sua temperabilidade é superior ou quando tem estrutura austenítica.

A **martensita** saturada em hidrogênio é consideravelmente frágil. A solda, em virtude de sua composição química e das condições térmicas da soldagem, pode temperar parcial ou totalmente. Nessas condições e na fase final do resfriamento, apresentará regiões martensíticas saturadas em hidrogênio e submetidas a um sistema de tensões residuais trativas, cuja intensidade é próxima do limite de escoamento da zona fundida.

A ação simultânea desses três fatores é responsável pelo aparecimento de trincas a frio.

A têmpera poderá ser inevitável como nos aços baixa liga cromo-molibdênio (Cr-Mo) ou por descuido, como, por exemplo, em peças preaquecidas incorretamente ou aportes térmicos menores que os indicados em chapas grossas. A fragilidade da martensita depende da composição química do aço. Sabe-se que a ação fragilizante do hidrogênio é muito mais pronunciada nas martensitas ricas em carbono.

Os entalhes mecânicos, como mordeduras, penetração incompleta e inclusões, promovem, através da concentração de tensões e deformações plásticas locais, o movimento as discordâncias da estrutura cristalina. O hidrogênio busca as regiões de mais alta energia, como as discordâncias, aumentando sua concentração local. Dessa forma, impede esse movimento, favorecendo o aparecimento de trincas junto aos entalhes.

A maior parte do hidrogênio em supersaturação se difunde e abandona a solda após um tempo que, como em todo mecanismo de difusão, depende da temperatura. **A 250°C, o hidrogênio difusível é eliminado em poucas horas. Essa é a temperatura utilizada para o pós-aquecimento, necessário para a soldagem de materiais altamente susceptíveis a trinca a frio.**

Os volumes de hidrogênio no metal são medidos em mililitros de hidrogênio dissolvido por 100 g de metal de solda, e os valores da solubilidade estão apresentados na Figura 6.10. Somente para recordar que os valores de referência para a soldagem com eletrodos revestidos básicos secos é de 5 a 8 ml/100g H₂ e do eletrodo celulósico aproximadamente 20 a temperatura ambiente. Dessa maneira, o controle dos consumíveis pode ser um fator importante no controle da trinca a frio.

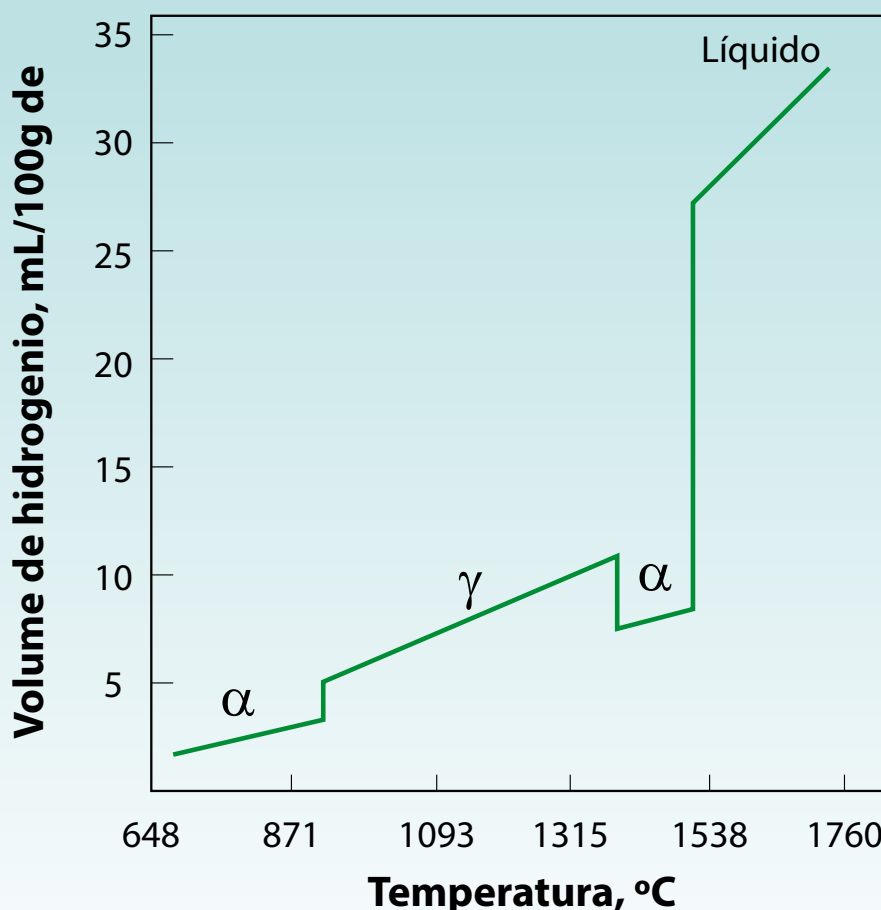


Figura 6.10 – Solubilidade diferenciada do hidrogênio na ferrita α e na austenita γ . Fonte: adaptada de apostila Descontinuidades de Junta Soldada, Arno Cersosimo, 2012.

As normas ISO/TR – 17844:2004 (*Comparison of Standardised Methods for the Avoidance of Cold Cracks*) e AWS D14.8M:2009 (*Standard Methods for the Avoidance of Cold Cracks*) **trazem métodos para evitar trinca a frio**. Esse método é baseado no conceito que a trinca de hidrogênio pode ser controlada através da dureza da ZAC, ou seja, não ocorrerá trinca pelo hidrogênio caso a dureza não atinja um valor crítico (≤ 350 HV e consumível de alto hidrogênio). Na ZAC, a transformação da austenita é retardada por apresentar maior teor de carbono (ou carbono equivalente - CE), sendo a transformação realizada com a zona fundida totalmente transformada. Deve ser notado que o CE é um indicativo, pois outros fatores devem ser considerados, como o nível de hidrogênio, umidade, espessura da seção e grau de restrição.

O método do CE do IIW utilizado na norma ISO 17844 é dado pela Equação 1 e é válido segundo algumas premissas.

$$CE_{IIW} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr + Mo + V}{5} + \frac{Ni + Cu}{15}$$

Equação 1 – Fórmula do Carbono Equivalente. Fonte: ISO 17844 – *Welding Comparison of standardised methods for the avoidance of cold cracks – First Edition, 2004*.

 Clique nos números para conhecer as premissas.

1

2

3

4

Faixa de composição química para os constituintes do metal base aplicável ao método do CE

Elemento	Porcentagem em peso
Carbono	de 0,05 a 0,25
Silício	$\leq 0,8$
Manganês	$\leq 1,7$
Cromo	$\leq 0,9$
Cobre	$\leq 1,0$
Níquel	$\leq 2,5$
molibdênio	$\leq 0,75$
Vanádio	$\leq 0,20$

Quadro 6.1 – Intervalos em porcentagem dos elementos para cálculo do CE. Fonte: iso TR 17844 - Welding Comparison of standardised methods for the avoidance of cold cracks - First Edition, 2004

De uma forma geral, o Quadro 6.2 apresenta uma relação inicial de soldabilidade com o valor de carbono equivalente. Entretanto, esses valores devem ser avaliados em conjunto com outras variáveis, como espessura a ser soldada, nível de restrição da junta, aporte térmico utilizado, entre outros.

Carbono equivalente	Soldabilidade
Até 0,35	Excelente
Entre 0,36 e 0,40	Muito boa
Entre 0,41 e 0,44	Boa
Entre 0,45 e 0,50	Razoável
Acima de 0,51	Difícil

Quadro 6.2 – Relação do carbono equivalente com a soldabilidade. Fonte: os autores.

Diversas fórmulas foram desenvolvidas para estimar essa temperabilidade em função da aplicação e estão descritas no Quadro 6.3.

Observamos a diferença de valores do CE com diversos aços e diversas fórmulas. Por isso, a aplicação deve ser levada em consideração na aplicação das fórmulas. A N-133, REV. N DE 2017 adota a fórmula genérica do IIW, contudo para aplicações mais específicas e com maior grau de responsabilidade outras abordagens podem ser necessárias.

O fato de o hidrogênio ter uma concentração suficiente e uma distribuição localizada ajuda no aparecimento da trinca a frio.

Grupo	Equação	Valor de CE										
		Aço A	Aço B	Aço C								
A	$CE_{IIW} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cu + Ni}{15} + \frac{Cr + Mo + V}{16}$	0,353	0,363	0,303								
	$CE_{wes} = C + \frac{Si}{24} + \frac{Mn}{6} + \frac{Ni}{40} + \frac{Cr}{5} + \frac{Mo}{4} + \frac{V}{14}$	0,368	0,342	0,311								
	$CE_{Winterton} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cu}{40} + \frac{Ni}{20} + \frac{Cr}{10} + \frac{Mo}{50} + \frac{V}{10}$	0,353	0,3478	0,252								
	$CE_{Stout} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cu}{40} + \frac{Ni}{20} + \frac{Cu + Mo}{10}$	0,353	0,348	0,277								
	$CE_{Coltrell} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr}{5} + \frac{Mo}{5} + \frac{V}{6} + \frac{Nb}{4C} + \frac{0,0001}{S}$	0,362	0,406	0,632								
B	$CE_{DNV} = C + \frac{Si}{24} + \frac{Mn}{10} + \frac{Cu + Ni}{40} + \frac{Cr}{5} + \frac{Mo}{4} + \frac{V}{14}$	0,323	0,253	0,235								
C	$P_n = C + \frac{Si}{20} + \frac{Mn}{10} + \frac{4P}{3} + \frac{Cu}{20} + \frac{Cr}{30} + \frac{Mo}{20}$	0,344	0,26	0,194								
	$P_{CM} = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn}{20} + \frac{Cu}{20} + \frac{Ni}{60} + \frac{Cr}{20} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5B$	0,285	0,184	0,135								
	$CE_{HSLA} = C + \frac{Mn}{16} + \frac{Ni}{50} + \frac{Cr}{23} + \frac{Mo}{7} + \frac{Nb}{5} + \frac{V}{9}$	0,283	0,176	0,155								
	$CE_{PLS} = C + \frac{Si}{25} + \frac{Mn}{16} + \frac{Cu}{16} + \frac{Ni}{60} + \frac{Cr}{20} + \frac{Mo}{40} + \frac{V}{15}$	0,297	0,206	0,142								
D	$CEN = C + A(C) \left(\frac{Si}{24} + \frac{Mn}{6} + \frac{Cu}{15} + \frac{Ni}{20} + \frac{Cr + Mo + Nb + V}{5} + 5B \right)$ Onde: $A(C) = 0,75 + 0,25t \ a \ n[20(C - 0,12)]$	0,368	0,261	0,192								
Aço	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	B	Cu	Nb	V
A - Estrutural (YP350)	0,247	0,35	0,68	0,014	0,012	-	-	-	-	-	-	-
B - Offshore (YS350)	0,09	0,17	0,17	0,005	0,002	-	-	0,27	-	0,25	0,01	-
C - Duto (API X65)	0,05	0,25	0,25	0,005	0,001	-	0,21	0,32	-	-	0,05	-

Quadro 6.3 – Fórmulas de carbono equivalente para diversas condições e aplicações. Fonte: Minicurso Rio Welding 2016 – Stephen Liu

Como avaliação das fórmulas de CE, podemos dizer que:

 Clique nos itens.

Grupo A

Grupo B

Grupo C

Grupo D

O carbono equivalente P_{cm} dá informações sobre suscetibilidade à trinca a frio. O P_{cm} é a mais utilizada na indústria do petróleo e é aplicável a materiais com o carbono inferior a 0,12%. Como pode ser visto na equação do P_{cm} do Quadro 6.3, o boro (B) cria a maior suscetibilidade à trinca a frio. Isso significa que, **quanto maior o teor de boro, mais suscetível é o aço à trinca a frio.**

Para melhorar a resistência à fadiga de uma solda, o boro tem que ser limitado para garantir uma boa soldabilidade. Para conseguir uma junta soldada com alta resistência e tenacidade suficientes para o projeto sem trincas a frio, cada elemento de liga no metal de solda deve estar entre os limites inferior e superior mostrado na Tabela 6.1. Observe:

- » o P_{cm} valor inferior a 0,23% levará à baixa resistência do metal de solda;
- » se o P_{cm} valor for superior a 0,35%, o metal de solda terá uma resistência que não é suficiente para evitar trincas a frio;
- » recomenda-se, portanto, que o P_{cm} valor deve estar entre 0,25% e 0,30%.

Ter um P_{cm} dentro do intervalo recomendado não é suficiente para evitar trincas a frio.

Nível de hidrogênio, HD	Agrupamento do índice de susceptibilidade (ver Nota 1)				
	Carbono equivalente P_{cm}				
	< 0,18	< 0,23	< 0,28	< 0,33	< 0,38
H5	A	B	C	D	E
H10	B	C	D	E	F
H30	C	D	E	F	G

Nota 1: Índice de susceptibilidade = $12.P_{cm} + \log HD$.

Nota 2 O agrupamento do índice de susceptibilidade, A à G, abrange o efeito combinado do parâmetro P_{cm} e dos valores de hidrogênio difusível, sendo H5, H10 e H30 valores de 5, 10 e 30 ml de hidrogênio por 100g de metal depositado respectivamente.

Para uma melhor conveniência, o agrupamento do índice de susceptibilidade pode ser expresso nas seguintes faixas de aplicação:

A = 3,0; B = 3,1 à 3,5; C = 3,6 à 4,0; D = 4,1 à 4,5; E = 4,6 à 5,0; F = 5,1 à 5,5; G = 5,6 à 7,0.

Tabela 6.1 - Agrupamento do índice de susceptibilidade de trinca. Fonte: ISO 17844 - Welding Comparison of standardised methods for the avoidance of cold cracks - First Edition, 2004.

Aços com baixos teores de carbono são considerados soldáveis, mesmo com valores de carbono equivalente mais elevados, como mostra o Gráfico 6.2.

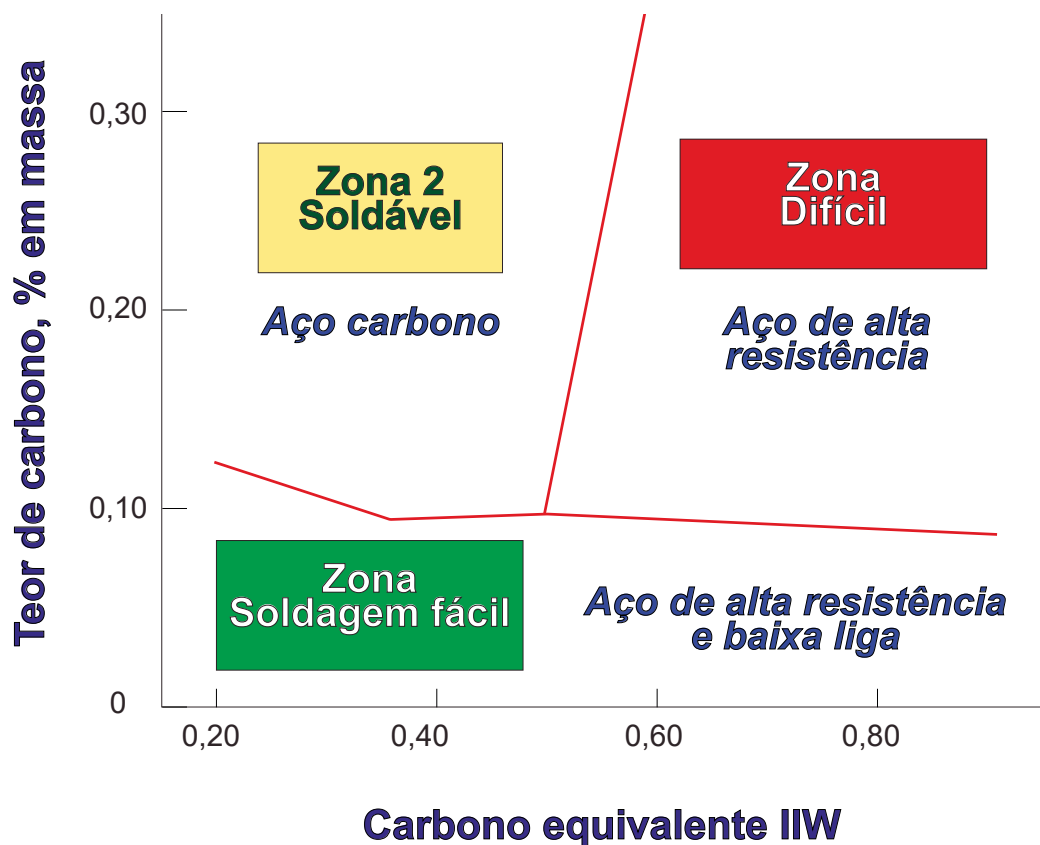


Gráfico 6.2 – Influência do carbono equivalente e teor de carbono na soldabilidade da liga. Fonte: adaptado de ISO 17844 - Welding Comparison of standardised methods for the avoidance of cold cracks - First Edition, 2004.

A trinca a frio pode ser detectada por:

- » líquido penetrante;
- » partícula magnética;
- » ultrassom.

Geralmente acontece na ZAC para materiais tenazes, como nos aços carbono e TMCP, pois, nos metais de solda, a microestrutura formada grandemente por ferrita acicular tem sua forma controlada pela adição de elementos na formulação dos consumíveis de forma a garantir uma boa relação resistência/tenacidade.

A trinca a frio geralmente está associada ao estado de triaxialidade de tensões, como nos casos de juntas que apresentem grandes restrições, como chapas grossas, ou que estejam na presença de entalhes mecânicos ou metalúrgicos. Essa regra não é geral, pois a trinca pode ocorrer com baixos níveis de tensão (baixas tensões residuais e restrição) e em materiais temperáveis ou de alta resistência mecânica. Por isto, a restrição do seu valor no Quadro 6.4, retirada da N-133, REV. N DE 2017.

Atenção

Ratificando que somente temos que eliminar uma das três causas da TIH.

Metais base com maior resistência mecânica toleram menos hidrogênio do que os de menor teor e, decorrente disso, temos os valores de hidrogênio difusível no metal de solda decrescentes.

O Quadro 6.4 é somente para FCAW, pode ser utilizado como referência para os demais processos de forma conservativa e serve para avaliar este efeito de que, com o aumento da resistência do metal base, é necessário que seja diminuído o valor de hidrogênio difusível.

Tensão mínima nominal de resistência do metal base	Designação do hidrogênio difusível máximo (conforme AWS A5.36/A5.36M, AWS A5.29/A5.29M ou API RP 582)
≤ 70 ksi (483 MPa)	H16
> 70 ksi (483 MPa) e ≤ 85 ksi (587 MPa)	H8
> 85 ksi (587 MPa)	H4

Quadro 6.4 – Limite de hidrogênio difusível no metal de solda FCAW. Fonte: N-133, REV. N DE 2017

Isso é facilmente explicado pelo fato de que o estado de tensões necessário para a trinca propagar está associado com a soma entre os valores de tensões residuais de soldagem e de tensões externas (como tensões advindas do resfriamento de outras juntas soldadas, do peso próprio, do teste hidrostático, entre outras).

Esses materiais apresentam adições de elementos de liga para aumento da resistência mecânica (ou alto carbono como no caso dos aços AISI para construção mecânica) e apresentam microestrutura dura na ZAC e zona fundida. O Gráfico 6.3 apresenta a diminuição de dureza relacionada com o aumento do tempo de resfriamento. O aumento do endurecimento da liga faz com que o ponto t_m se desloque para t_m' , isto é, para $\Delta t_{8/5}$ maiores a microestrutura permanece martensítica, deslocando a curva para a direita. O menor teor de carbono leva a uma diminuição geral do valor de dureza da ZAC, além de diminuir a diferença entre os valores de dureza com o aumento do tempo de resfriamento.

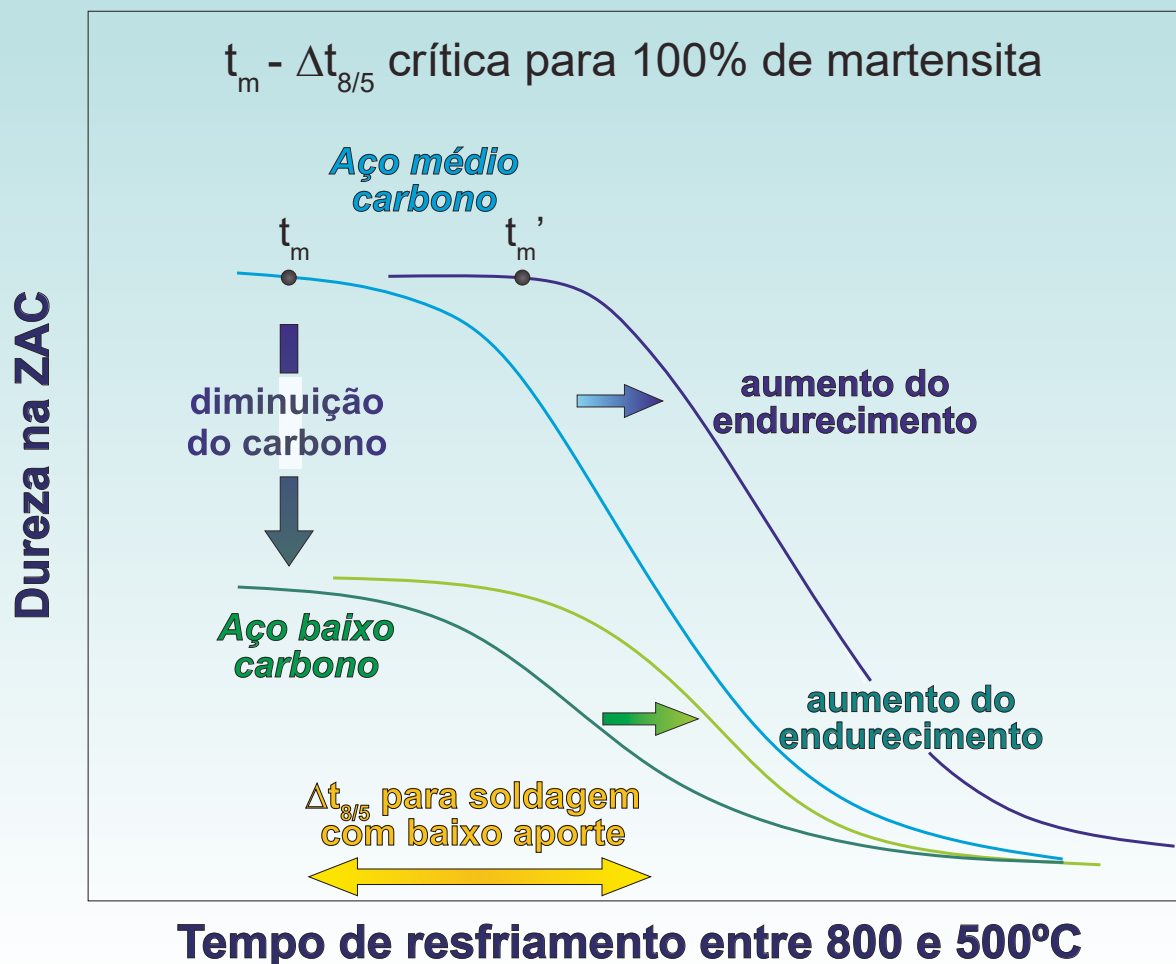


Gráfico 6.3 - Efeito da composição do aço com relação a dureza da ZAC e o $t_{8/5}$. Fonte: o autor

A microestrutura de característica dura, como a martensita e a bainita (integral ou parcial na estrutura), é susceptível a trinca a frio (alta dureza, em geral superiores a 350 HV). **A dureza é uma forma não destrutiva de campo de estimar o nível de tensão dos materiais e é medida com um equipamento portátil no campo.**

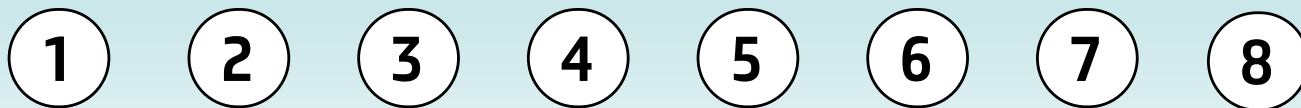
A medição de dureza é muito útil na previsão da resistência mecânica, e o valor de 350 HV é aplicado como referência, pois empiricamente se mostra eficaz na previsão da quantidade de martensita existente na estrutura ferrítica que não torna o material susceptível a TIH para os aços em carbono, em geral em aplicações sem a presença significativa de hidrogênio. Porém, se for utilizado com consumível de alto hidrogênio, um material de alta resistência mecânica ou, ainda, na presença de H_2S , menores valores de dureza são necessários para que a trinca a frio aconteça, como em um aço de baixa resistência mecânica.

Importante!

Em algumas aplicações específicas, esse valor deve ser reduzido para 300 HV quando é necessária garantia da tenacidade.

De uma forma prática, o aço carbono e, principalmente, o aço baixa, média e alta liga (como o inoxidável martensítico) são mais suscetíveis à trinca pelo hidrogênio quando:

 Clique nos números para conhecê-las.



Quando a soldagem é realizada de forma heterogênea, utilizando consumível não temperável de microestrutura austenítica (aço austenítico ou liga de níquel), o hidrogênio se concentrará no cordão e em condições normais não haverá trinca por hidrogênio, embora a ZAC possa estar dura com microestrutura martensítica, como no caso dos aços temperáveis ao ar. Exemplo de junta dissimilar (ferrítico + austenítico).

Na soldagem de revestimento, quando depositamos um material austenítico sobre um aço ferrítico, podemos ter possibilidade de trinca a frio na região de diluição, o chamado *disbonding*.

Resumindo:

- » **A trinca pode ocorrer em aços temperáveis ou não (mas com relativo alto % de carbono ou carbono equivalente) com baixo percentual de hidrogênio e presença de entalhes. A trinca pode ocorrer em aços não ligados (mas com relativo alto % de carbono ou carbono equivalente) na presença de “muito hidrogênio”, com ou sem participação de entalhes. A trinca “sem entalhes” é conhecida como trinca sob o cordão (tensões resultantes apenas do ciclo de soldagem).**

Na realidade, não existe soldagem sem presença de algum tipo de entalhe. Deve ser evitado sempre que possível os concentradores de tensão, como: soldagem de penetração parcial (entalhe na raiz) e reforço excessivo da face e raiz (evitar ou adoçar cantos vivos) em qualquer condição. Efeito do reforço também é deletério na resistência à fadiga (concentrador de tensão).

6.1.1 Meios de Mitigar a Trinca a Frio

6.1.1.1 Aporte de Calor

Alto aporte de calor favorece o crescimento do grão austenítico adjacente à linha de fusão na ZAC, aumentando a temperabilidade, principalmente nos aços ligados de alta resistência e nos aços ligados (região de grãos grosseiros é o local preferencial para ocorrência da trinca de hidrogênio na ZAC). Aporte muito baixo de calor por sua vez não é indicado pela alta velocidade de resfriamento. **O aporte deve ser utilizado junto com outras práticas.**

6.1.1.2 Preaquecimento

O preaquecimento reduz a velocidade de resfriamento e contribui de duas formas na soldagem.

1. Contribui sempre para a difusão do hidrogênio pelo retardamento do resfriamento, possibilitando o escape para a atmosfera (indispensável nos aços ligados e temperáveis ao ar).
2. Em alguns casos, como, por exemplo, em alguns aços não ligados de baixo para médio carbono pode contribuir no controle da microestrutura, evitando a formação de martensita ou permitindo a difusão de parte do carbono para fora da martensita diminuindo sua fragilidade.

A Figura 6.11 ilustra alguns exemplos de preaquecimentos em juntas soldadas.

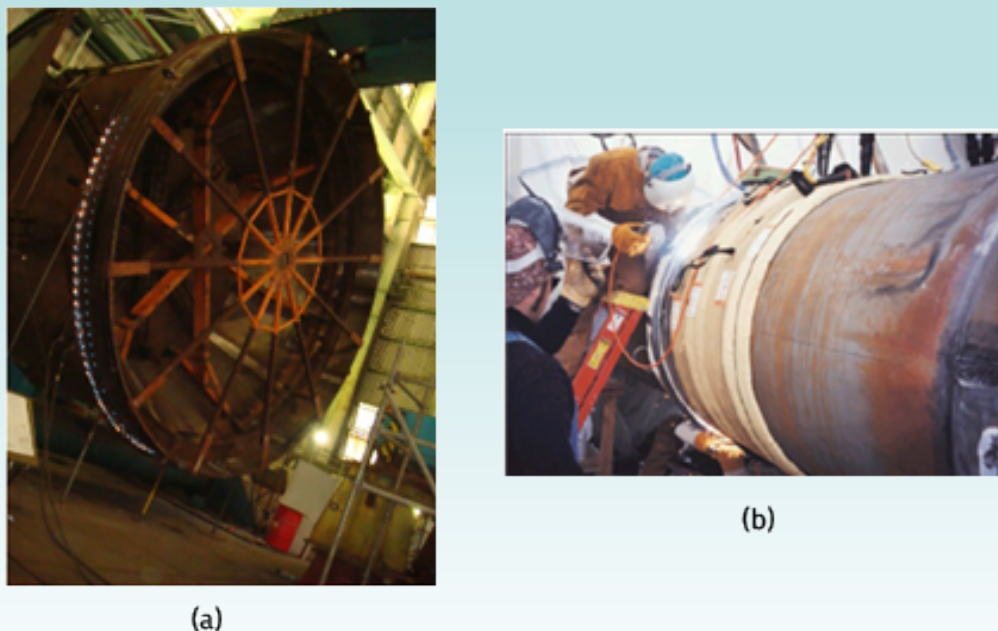


Figura 6.11 – (a) Queima de gás (chama) – tambor de coque, (b) Indução – soldagem de duto (Trans-Alaska).
Fonte: apostila Descontinuidades de Junta Soldada, Arno Cersosimo, 2012.

6.1.1.3 Microestrutura susceptível (martensita ou bainita).

Como a baixa temperatura é função do aço e da respectiva faixa de temperatura de transformação da martensita (M_s e M_f), a trinca a frio está associada ao estado de triaxialidade de tensões. Esse estado é acentuado no caso de juntas com grande restrição e presença de entalhes, envolvendo chapas grossas. Entretanto, a trinca pode ocorrer com baixo nível de tensão residual (baixa restrição) no caso de materiais temperáveis ou de alta resistência mecânica.

Na realidade, o estado de tensões necessário para a trinca pode estar associado às tensões residuais de soldagem e tensões externas (interação de tensões pelo resfriamento de outras juntas soldadas, peso próprio, teste hidrostático, etc.).

Como já discutido anteriormente, as microestruturas frágeis, como a martensita e a bainita (integral ou parcial na estrutura), são susceptíveis a trinca a frio e têm sua presença correlacionada com a medição de um valor de dureza mais elevado, em geral acima de 350 HV. Abaixo desse valor de dureza, na maioria dos casos, mesmo a soldagem sendo realizada com consumível de alto hidrogênio, a trinca a frio costuma ser menos provável em aços de mais baixa resistência mecânica. Em aplicações as quais a junta não será exposta ao hidrogênio, o valor de 300 HV normalmente é suficiente para prevenir a trinca a frio, entretanto não significa que a junta esteja isenta de qualquer tipo de preocupação. Em algumas aplicações específicas, esse valor deve ser reduzido.

1. Em juntas em que a tenacidade é um fator crítico, é uma boa prática limitar a dureza em 300 HV.
2. Na presença de H_2S , o valor de dureza no aço carbono não deve exceder a 200 HV. Para outros materiais deve atender ao Quadro 6.5 conforme NACE.

Dureza máxima exigida para aços C-Mo e Cr-Mo para trabalho com H_2S , Dureza Brinell

Aço carbono - 0,5Mo	225
Aço 1,25Cr0,5Mo	225
Aço 2,25Cr1Mo	225
Aço 5Cr0,5Mo	235
Aço 9Cr1Mo	241

Quadro 6.5 – Dureza máxima requerida para materiais C-Mo e Cr-Mo quando há exposição de H_2S .
Fonte: apostila Descontinuidades de Junta Soldada, Arno Cersosimo, 2012.

Os aços de baixo carbono e baixa liga com baixa e média resistência mecânica, geralmente, não apresentam maiores riscos de trinca a frio quando são tomados os cuidados essenciais mínimos de soldagem, atendendo aos códigos de projeto e procedimentos qualificados e aprovados.

De forma geral, podemos resumir:

- » A trinca pode ocorrer em aços temperáveis ou não (mas com relativo alto % de carbono ou carbono equivalente) com baixo percentual de hidrogênio e presença de entalhes.
- » A trinca pode ocorrer em aços não ligados (mas com relativo alto % de carbono ou carbono equivalente) na presença de “muito hidrogênio”, com ou sem participação de entalhes. A trinca “sem entalhes” aparente é conhecida como trinca sob o cordão (tensões resultantes apenas do ciclo de soldagem).

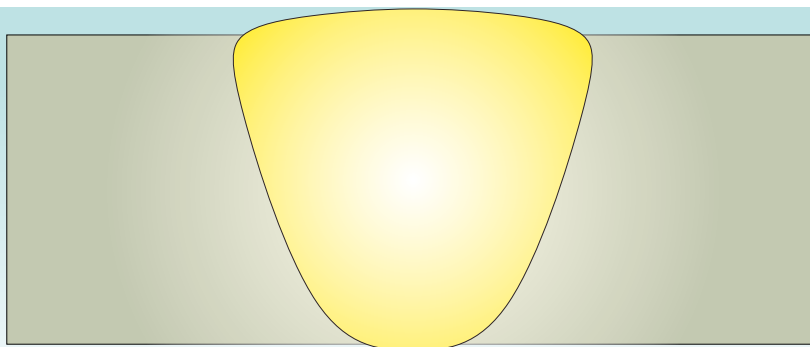
Observações:

 Clique nos números para conhecê-las.

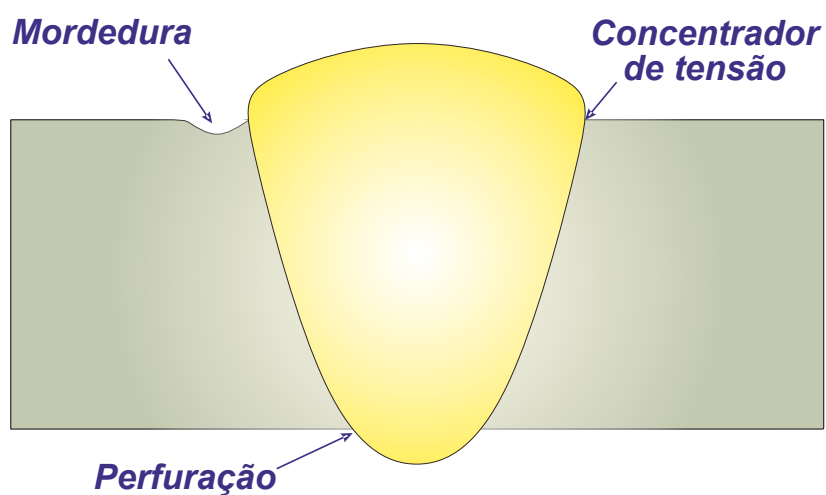
1

2

3



Solda com baixa concentração de tensão



Solda com alta concentração de tensão

Figura 6.12 – Juntas com alta e baixa concentração de tensão. Fonte: o autor

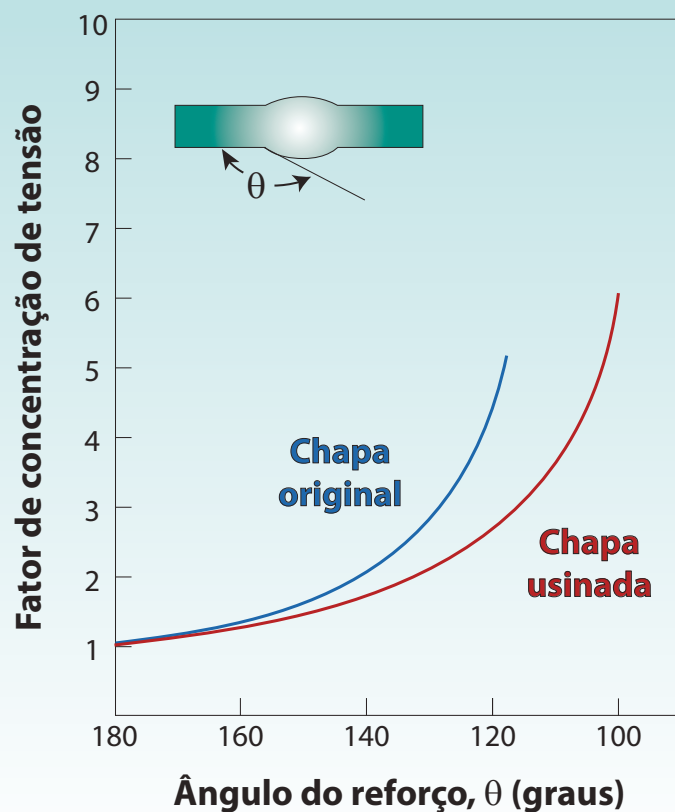


Figura 6.13 – Fator de concentração de tensão em soldas de topo em função do ângulo de reforço da junta.
 Fonte: apostila Descontinuidades de Junta Soldada, Arno Cersosimo, 2012.

As trincas pelo hidrogênio podem ocorrer nas juntas soldadas em diversas posições, conforme Figura 6.14.

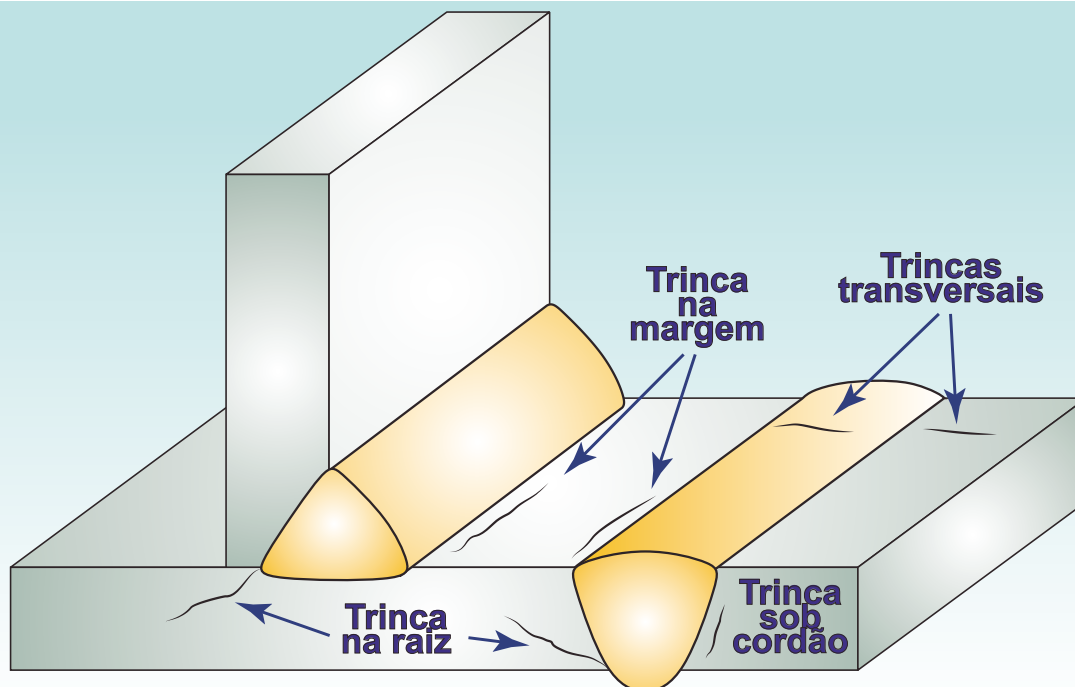


Figura 6.14 – Tipos de trincas provocadas pelo hidrogênio. Fonte: o autor

A Figura 6.15 apresenta a trinca por hidrogênio chamada de **Trinca Sob o Cordão** (*Underbead Crack*) em uma junta em ângulo que pode ser longitudinal ou transversal na região da ZAC e, dependendo da posição, não pode ser detectada por inspeção visual.

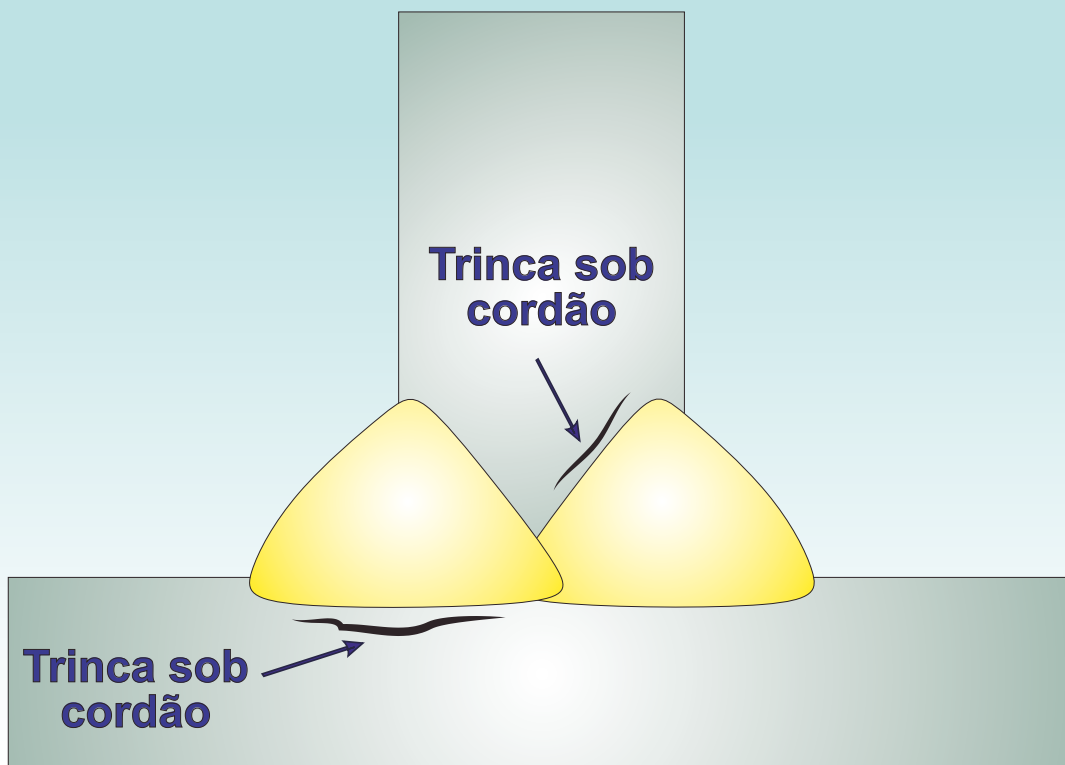


Figura 6.15 – Trinca sob o cordão

A Figura 6.16 apresenta a trinca pelo hidrogênio chamada de **trinca na margem** (*Toe Crack*).

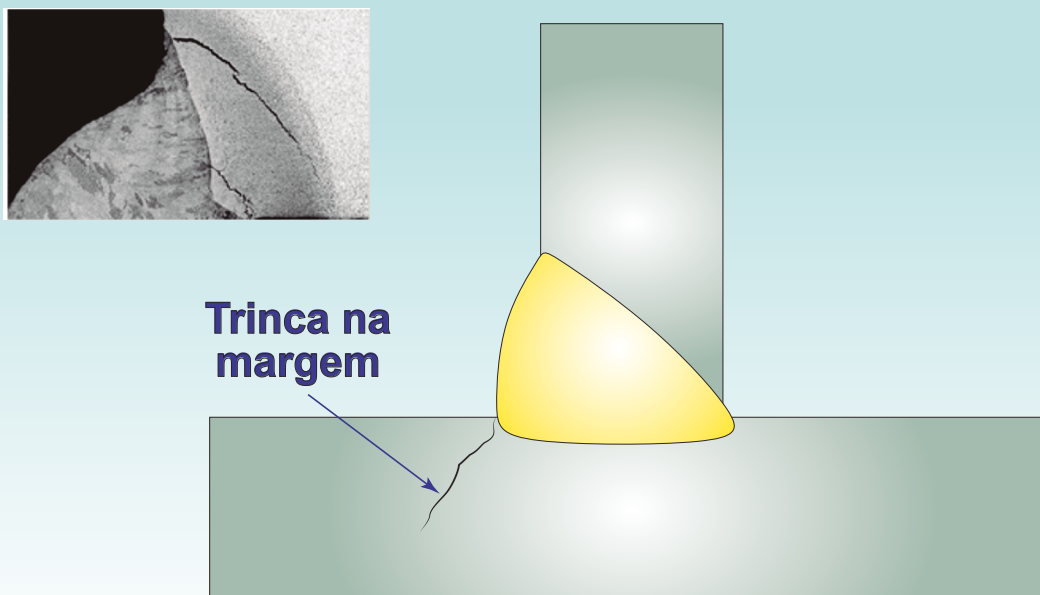


Figura 6.16 – Trinca na margem. Fonte: o autor

Trinca transversal pelo hidrogênio resulta geralmente da ação da tensão longitudinal gerada na contração do metal de solda que apresenta baixa ductilidade.

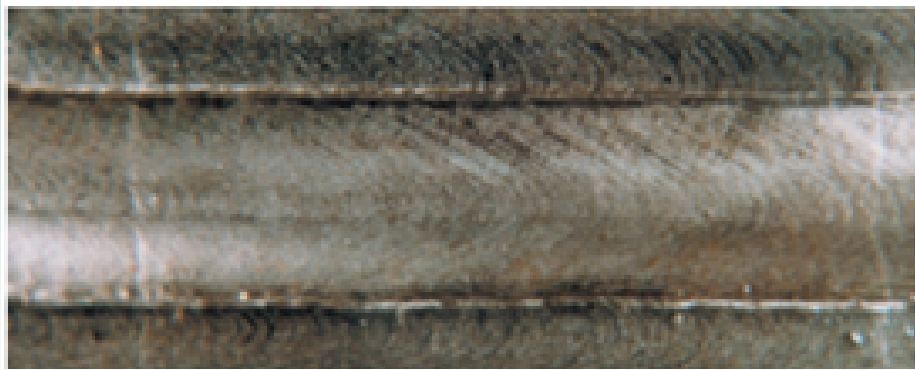


Figura 6.17 – Trinca transversal. Fonte: apostila *Descontinuidades de Junta Soldada*, Arno Cersosimo, 2012.

Observe a diferença entre a soldagem realizada de forma homogênea e a soldagem realizada de forma heterogênea.

 Clique nos ítems.

Grupo A

Grupo B

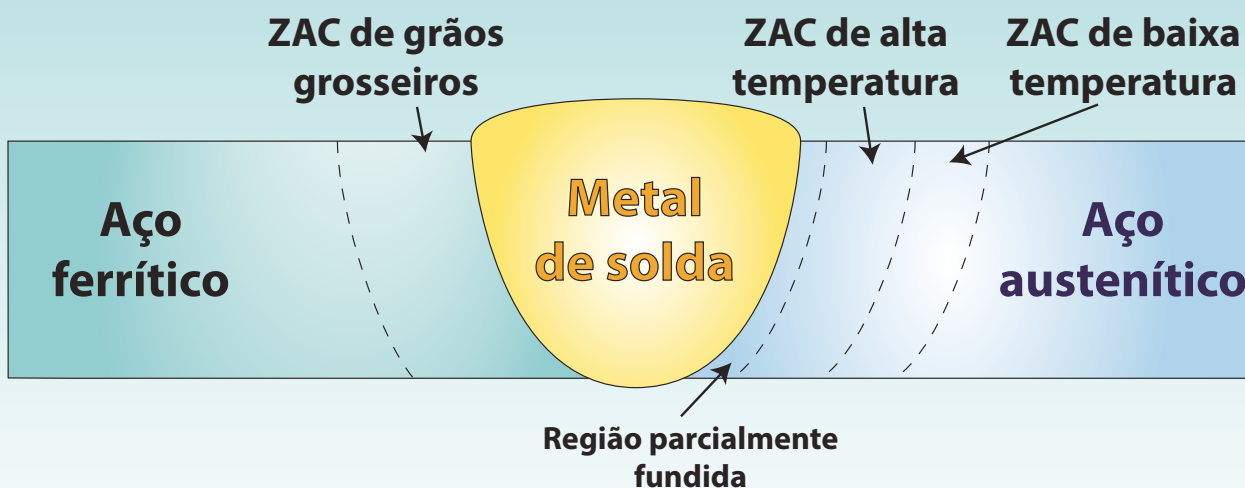


Figura 6.18 – Exemplo de junta dissimilar. Fonte: o autor

Para o cálculo da temperatura de preaquecimento, temos as seguintes metodologias:

a. Carbono Equivalente e Espessura Combinada (Petrobras N-133, REV. N DE 2017)

Esse método é baseado no conceito de que a trinca de hidrogênio pode ser controlada através da dureza da ZAC, ou seja, não ocorrerá trinca pelo hidrogênio caso a dureza não atinja um valor crítico (dureza inferior à 350 HV e consumível de alto hidrogênio). É um método empiricamente desenvolvido e testado, sendo o utilizado pelo IIW. Nesse método o teor de hidrogênio não é explicitamente considerado. Deve ser notado que o valor de 350 HV para a dureza é considerado o valor máximo para não existir trinca a frio na soldagem na maior parte das situações (deve ser mais baixo quando se deseja maior tenacidade, 300 HV). Porém, esse valor é considerado excessivo na presença de H_2S e em alguns casos na soldagem em operação.

Obs.: para o aço carbono com serviço com hidrogênio consideramos valores menores do que 250 HV ou 200 HB conforme norma ANSI/NACE MR0175/ISO 15156-1:2015 - *Petroleum, petrochemical, and natural gas industries — Materials for use in H_2S -containing environments in oil and gas production — Part 1: General principles for selection of cracking-resistant materials.*

b. Carbono Equivalente:

A composição química, embora isoladamente não seja determinante das propriedades mecânicas dos aços carbono e ligados, na soldagem apresenta papel fundamental na transformação da microestrutura pelo efeito dos ciclos térmicos, influenciando de forma significativa as propriedades mecânicas.

É um método simples empiricamente desenvolvido pelo IIW e utilizado pelos códigos da *British Standards* por aproximadamente 25 anos. Leva em consideração o CellW, o hidrogênio difusível, aporte de calor e espessura combinada.

Assim, temos os seguintes passos para determinar a temperatura de preaquecimento em juntas soldadas:

 Clique nos números para conhecê-los.



Abreviação	Termo	Dimensão	Faixa de validade
d	Espessura	mm	$10 \leq d \leq 90$
HD	Teor de hidrogênio	ml/100g metal de solda	$1 \leq HD \leq 20$
Q	Aporte térmico	KJ/mm	$0,5 \leq Q \leq 4,0$
LE	Limite de escoamento	N/mm ²	$LE \leq 1.000$

Teor de hidrogênio difusível (ml/100g de metal depositado)	Escala de hidrogênio
HD > 15	A
$10 \leq HD \leq 15$	B
$5 \leq HD < 20$	C
$3 \leq HD < 5$	D
$HD \leq 3$	E

Quadro 6.6 – Escala de hidrogênio. Fonte: apostila Descontinuidades de Junta Soldada, Arno Cersosimo, 2012.



Saiba Mais

Mais detalhes podem ser obtidos na norma *ISO/TR – 17844:2004 (Comparison of Standardised Methods for the Avoidance of Cold Cracks)* e *AWS D14. 8M (Standard Methods for the Avoidance of Cold Cracks)*. As normas descrevem e detalham os **quatro métodos de cálculo de preaquecimento** (CE, CET, CEN, P_{cm}).

6.1.1.4 Temperatura de interpasse

A temperatura interpasse pode ser considerada o preaquecimento dos passes subsequentes na soldagem multipasse. A temperatura interpasse (máxima) normalmente é superior à utilizada no preaquecimento por dois motivos:

1. facilidade operacional de controle da temperatura;
2. redução do risco de trinca pelo aumento da concentração final de hidrogênio (principalmente com consumíveis de alto hidrogênio) na soldagem multipasse.

A temperatura máxima de interpasse sempre deve ser controlada na soldagem dos aços e demais ligas para evitar efeitos deletérios à microestrutura, sendo a temperatura máxima função do material a ser soldado. Alguns desses problemas estão relacionados às precipitações de carbeto, nitretos, carbonitretos, fases intermetálicas, trincas a quente (tempo demasiadamente grande na faixa de fragilização a quente – *hot brittle range*), crescimento excessivo de grão da austenita e revenimento de microconstituintes duros.

6.1.1.5 Temperatura de Pós-Aquecimento (DHT – *Dehydrogenation Heat Treatment*)

O objetivo do pós-aquecimento é promover a migração e difusão do hidrogênio contido no interior do aço para a atmosfera. **O controle da temperatura de pós-aquecimento deve ser iniciado imediatamente após a conclusão da soldagem, ou seja, deve ser iniciado de modo a interromper o ciclo de resfriamento antes que a temperatura ambiente seja atingida.**

Em alguns aços pode ser também utilizado para evitar a transformação martensítica, promovendo microestruturas menos frágeis. Quando o aço é temperável ao ar, independentemente dos cuidados tomados (preaquecimento e pós-aquecimento), a transformação em martensita é inevitável.

Atenção

Geralmente, as normas de projeto não determinam o pós-aquecimento (há exceções); entretanto, contribui efetivamente para o controle da trinca pelo hidrogênio.

6.1.1.6 Limpeza, Cuidados e Remoção de Umidade:

- remover óxidos, graxas, carepas e tintas antes da soldagem (combustão de produtos orgânicos);
- eliminar umidade sobre as chapas (condensada);
- proteção contra chuva, orvalho e vento úmido;
- não utilizar fluxos ou eletrodos úmidos (utilizar fluxo e eletrodos básicos → tratamento e manuseio de consumíveis);
- varetas e arames não devem apresentar óxidos.

O tempo máximo de exposição indicado segundo a *AWS D1.1* e *AASTHO* pode ser excessivo em alguns casos (função do material de base, umidade relativa, espessura e grau de restrição).

Tempo máximo de exposição atmosférica para eletrodos de baixo hidrogênio

Classificação do eletrodo	Tempo máximo, h
E70XX	4
E80XX	2
E90XX	1
E1XXXX	0,5

Quadro 6.7 – Tempo de exposição atmosférica máxima para eletrodos baixo hidrogênio. Fonte: o autor

A Figura 6.19 apresenta faixas esperadas para o hidrogênio difusível nos processos convencionais a arco elétrico com e sem proteção gasosa.

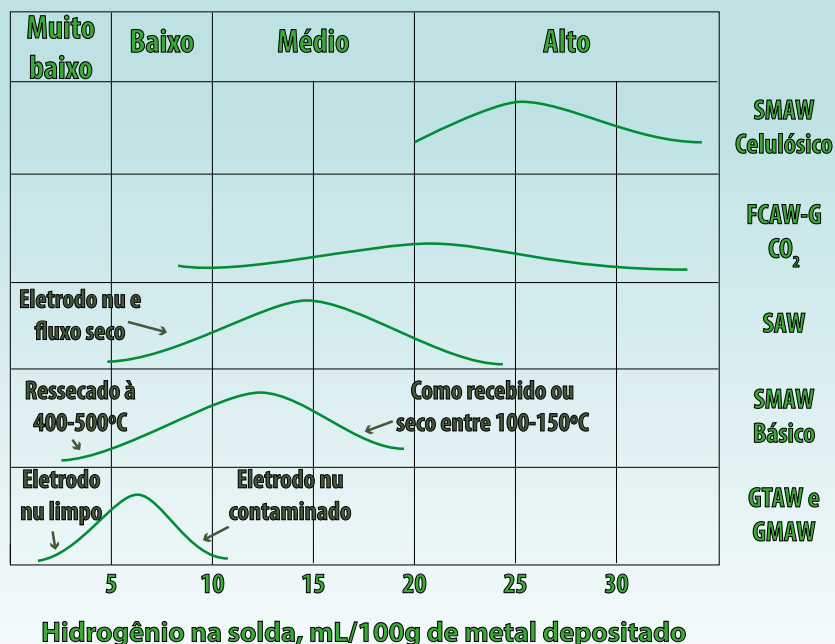


Figura 6.19 – Hidrogênio difusível nos processos de soldagem. Fonte: adaptado de https://www.google.com/url?sa=i&url=http%3A%2F%2Frepositorio.ufersa.edu.br%2Fbitstream%2Fprefix%2F4326%2F2%2FTheoMAM_ART.pdf&psig=AOvVaw-3gxEwBa6pp9niQpw7xcdVD&ust=1634053587203000&source=images&cd=vfe&ved=0CAoQjhXqFwoTCKiGg47awvMCF-QAAAAAAdAAAAABAD acessado em 11 de outubro de 2021.

Três testes para verificação da susceptibilidade da trinca a frio merecem destaque:

 Clique nos itens.

TEKKEN

Teste de
Implante
(*Implant test*)

Ensaio G-GOP
(*Gapped Bead
on Plate*)

As trincas Tipo *Chevron* (*Chevron Cracking* ou 45° ou *Staircase*) são ocasionadas pelo hidrogênio e foi pela primeira vez identificada no final da década de 1960, na zona fundida de algumas juntas em plataformas de petróleo. Está associada a soldagens multipasse em aço carbono de parede grossa. O mecanismo apresenta controvérsia, porém esse tipo de trinca frequentemente tem sido atribuído a descuidos na fabricação ou má conservação ou manutenção de fluxos básicos (como a absorção de umidade), principalmente para arco submerso (SAW), embora na literatura seja possível encontrar algumas referências aos processos eletrodo revestido básico (SMAW) e arame tubular (FCAW).

A trinca tipo *Chevron* (V) também é conhecida como em ziguezague (*staircase*) ou 45° e apresenta como mecanismo a dissociação da molécula de água durante a soldagem em hidrogênio e oxigênio.

- » Parte do oxigênio geralmente escapa para a atmosfera ou se combina na forma de óxidos.
- » Parte do hidrogênio se difunde para a atmosfera e parte se difunde através da poça.

Importante!

A trinca tipo *Chevron* evidencia uma trinca atribuída ao hidrogênio, entretanto com aspecto totalmente singular e característico. As trincas algumas vezes são relativamente retas, mas costumam assumir forma de ziguezague.

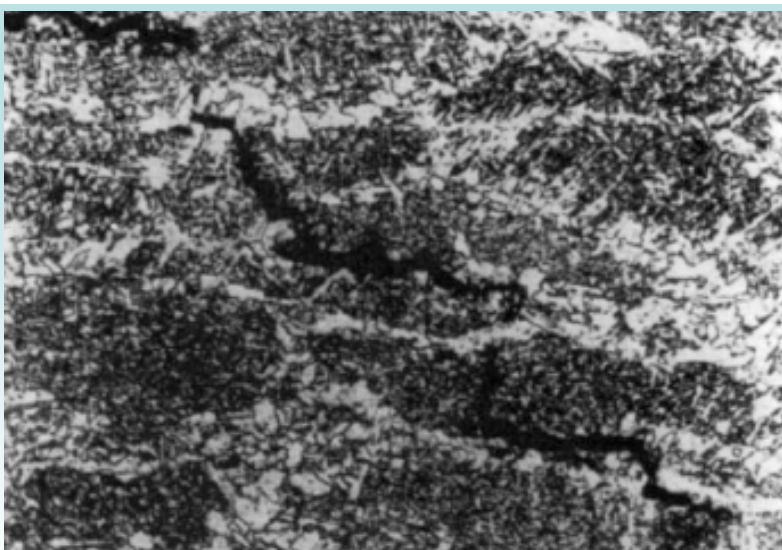


Figura 6.23 – Trinca tipo *Chevron* na zona de recristalização da solda. Fonte: apostila *Descontinuidades de Junta Soldada*, Arno Cersosimo, 2012.

A Figura 6.24 mostra a típica trinca tipo *Chevron*, pequenas trincas intergranulares (grão colunar) unidas por uma fina trinca transgranular (configuração em ziguezague a 45°). Quando a soldagem é realizada com o fluxo úmido, há dissociação em oxigênio e hidrogênio. O oxigênio pode formar óxidos no cordão ou recombinar e evaporar, já o hidrogênio aprisionado no resfriamento pode provocar trincas (*Welding Journal*).

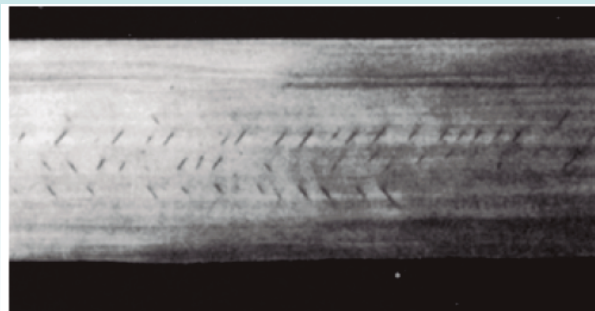
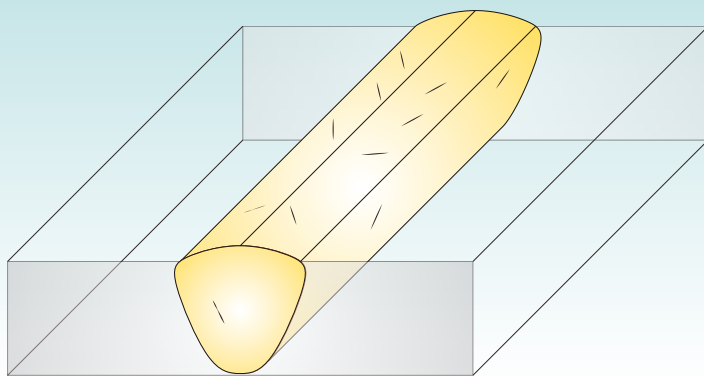


Figura 6.24 – Trinca tipo **Chevron**. Fonte: apostila *Descontinuidades de Junta Soldada*, Arno Cersosimo, 2012.

Quando o fluxo é fabricado corretamente (aquecimento aproximado de 800°C) e devidamente armazenado, não há relatos de trinca tipo *Chevron*.

Algumas hipóteses tentam explicar esse tipo de trinca:

 Clique nos números para conhecê-las.

1

2

3

Como forma de mitigação, podemos citar o uso de consumíveis/ fluxos fabricados com reduzida susceptibilidade e controle no armazenamento e manutenção dos mesmos e preaquecimento na soldagem quando requerido (superfície sem umidade).

As **trincas olho de peixe** (*Fisheyes Cracking*) são um defeito típico dos cordões de solda de microestrutura ferrítica na presença de hidrogênio residual (hidrogênio que permanece no cordão). Pode ser observado geralmente na fase de qualificação de procedimento, quando o corpo de prova é tracionado com baixa velocidade de carregamento (deformação), como no teste de tração e dobramento.

Importante!

A trinca olho de peixe apresenta como característica marcante o rompimento do corpo de prova no metal de solda com redução da resistência à ruptura, entretanto, como o consumível na maioria dos casos apresenta maior resistência do que o material de base, o olho de peixe pode passar despercebido.

Embora o cordão após soldagem possa não apresentar defeitos significativos, a trinca olho de peixe está associada à formação de pupilas, poros ou outras imperfeições no centro da poça fundida quando submetido ao esforço trativo no regime plástico na presença de hidrogênio durante o resfriamento.

O hidrogênio se concentra preferencialmente na interface das partículas de segunda fase e na matriz, precipitados coerentes e incoerentes, discordâncias ou nos contornos de grão, pois estes agem como sítios aprisionadores de hidrogênio.

A região central do corpo de prova, onde se localiza o poro, rompe de modo frágil pela interligação dos pequenos defeitos (clivagem ou quase-clivagem), sendo que o restante do material adjacente ao defeito rompe geralmente de forma dútil.

Algumas teorias foram formuladas para explicar a redução da resistência mecânica associada a um valor relativamente alto de hidrogênio. Abaixo podemos citar duas destas teorias:

1. O hidrogênio residual no cordão após a soldagem migra para regiões específicas (armadilhas de hidrogênio), como inclusões preexistentes de sulfeto de manganês (MnS), aglomerados de pequenos poros, silicatos ou Al_2O_3 no centro do corpo de prova (região que mais se aproxima da triaxialidade), e estas, ao serem solicitadas, trincam de forma frágil envolvendo certo raio. As microtrincas são formadas pelo mecanismo de decoesão da inclusão (partícula de segunda fase) com a matriz.
2. Durante a deformação plástica, surgem pequenas trincas radiais nas regiões onde estão presentes armadilhas para o hidrogênio. A propagação das trincas cessa quando a estricção atinge um valor razoável, quando há aumento na velocidade ou taxa de carregamento. A propagação radial atinge certa distância de modo frágil e é imobilizada (suspensa) pelo aumento da taxa de carregamento (alta taxa), sendo que o restante do material se rompe de forma geralmente dútil.

As imagens da Figura 6.25 apresentam a região de fratura frágil (central) e fratura dútil (rugosidade e microcavidades).

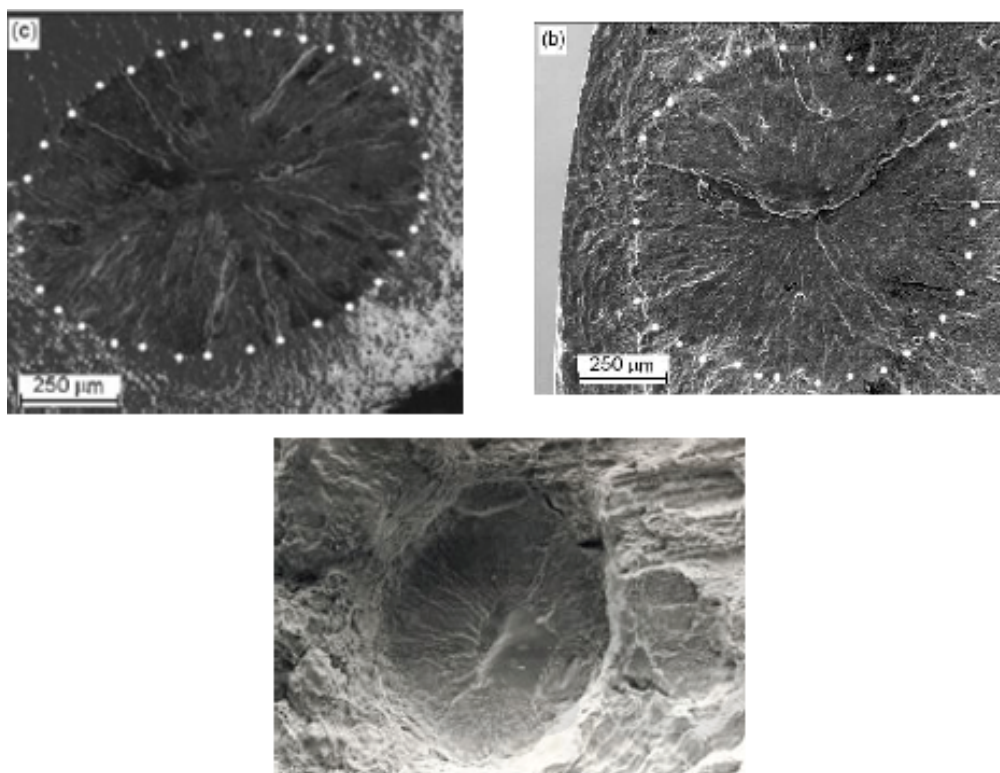


Figura 6.25 – Trincas tipo olho de peixe. Fonte: apostila *Descontinuidades de Junta Soldada*, Arno Cersosimo, 2012.

A solubilidade do hidrogênio decresce significativamente durante a solidificação e o excesso precipita nos vazios, microporos e outras superfícies internas. A ponta do vazio é a região enriquecida por hidrogênio onde a pressão é aumentada até dar início à propagação de uma pequena trinca. A trinca, ao se formar, promove o aumento do volume do vazio e alivia a pressão interna, cessando seu crescimento. **O olho de peixe é produzido quando este processo de dano por hidrogênio acontece durante o teste de tração.**

Atenção

O olho de peixe reduz a seção transversal resistente do corpo de prova e se torna motivo de reprovação quando o tamanho do poro é excessivo em relação ao permitido pelo código de projeto.

Para mitigar a formação de trinca tipo olho de peixe, devemos ter a seleção dos parâmetros apropriados de soldagem, utilização de consumíveis de baixo hidrogênio e, sempre que possível, com maior resistência mecânica do que o material de base (σ). Obviamente, além dos demais cuidados operacionais necessários para a soldagem de juntas (sem a presença danosa do hidrogênio).

6.2 Trincas a Quente

Algumas discontinuidades localizadas na zona fundida ou na zona afetada pelo calor estão associadas à alta temperatura e, genericamente, são conhecidas como “trincas a quente”. **As trincas a quente apresentam acentuada redução da ductilidade durante o resfriamento conforme representado na Gráfico 6.4.**

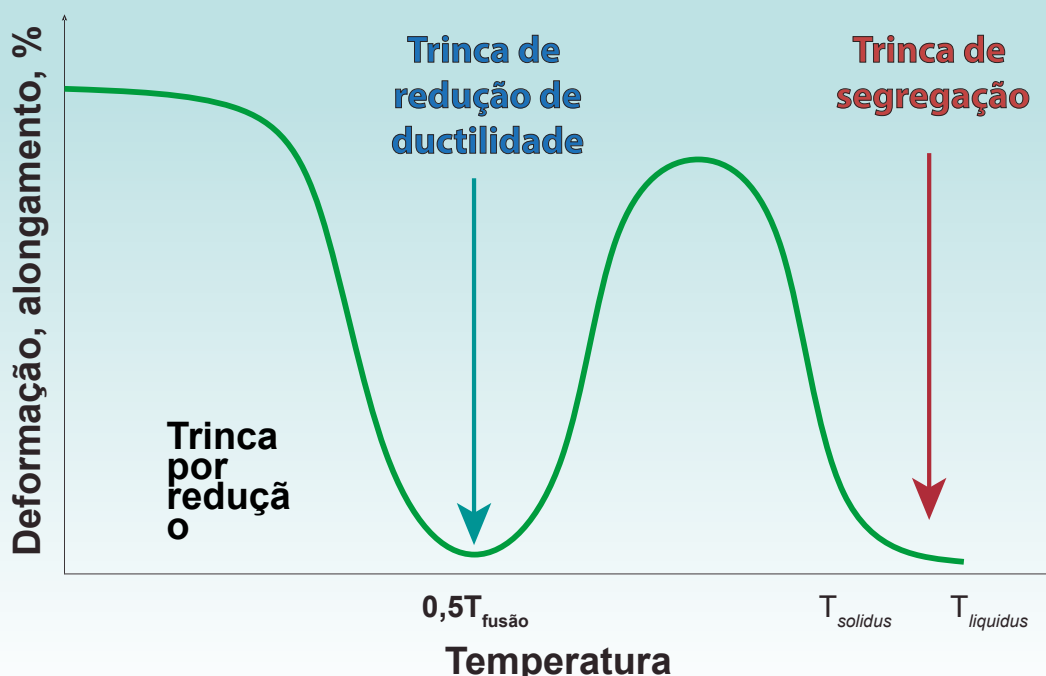


Gráfico 6.4 - Ductilidade do metal com a temperatura. Fonte: o autor

A família de discontinuidades que são associadas às altas temperaturas, são denominadas trincas a quente e são classificadas conforme abaixo.

1. Trinca de solidificação.
2. Trinca de liquação.
3. Trincas de redução de ductilidade durante o resfriamento.

De forma sucinta, nas trincas de solidificação e liquação, a redução da ductilidade está associada à segregação e na trinca por redução da ductilidade ocorre em temperaturas bem abaixo da temperatura de solidificação.

6.2.1 Trinca de solidificação

É a trinca característica do depósito de solda, ocorrendo diretamente durante o resfriamento a altas temperaturas. Estima-se que o processo ocorra no final do estágio de solidificação ou quando a temperatura se encontra abaixo da temperatura de fusão em pelos menos 100 a 300°C (*Metals Handbook, Lars-Erik Svenson e Lancaster*).

O Gráfico 6.5 mostra a redução de volume durante a passagem da fase líquida para a sólida (temperatura *liquidus* x temperatura *solidus*).

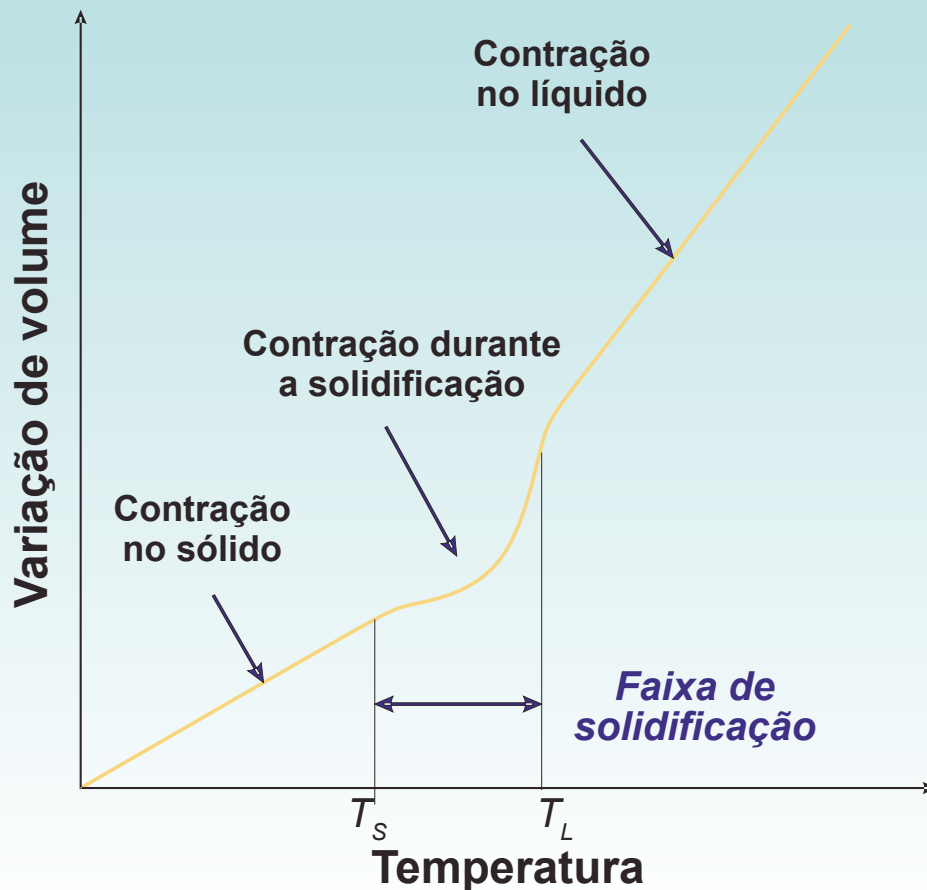


Gráfico 6.5 – Variação de volume durante solidificação. Fonte: o autor

A trinca apresenta preferencialmente disposição longitudinal ao centro do cordão, interna ou externa, entretanto pode ser transversal, embora menos comum. Na maioria dos casos, a trinca assume dimensão macroscópica. A trinca de solidificação ocorre entre as temperaturas *solidus* (T_S) e *liquidus* (T_L). Durante a fusão, a zona de ligação da ZAC é banhada pelo líquido da poça de fusão, e o material de base age como substrato para o início da solidificação.

Para entender o início da solidificação, clique no ícone e veja como onde ela ocorre.



A velocidade de soldagem é uma importante variável na trinca de solidificação, pois em altas velocidades a poça de fusão assume a forma de gota, diferente da forma elíptica usual em baixas velocidades, Figura 6.26.

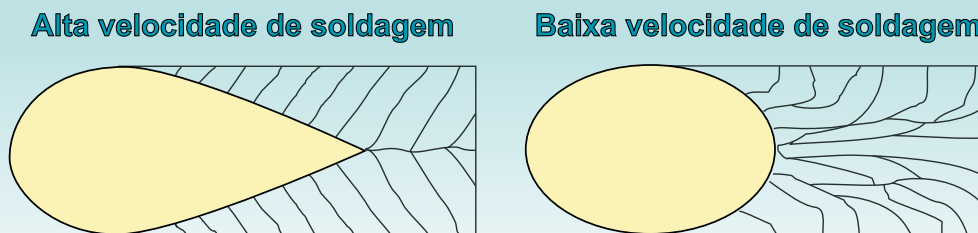


Figura 6.26 – Efeito da velocidade de soldagem na estrutura dos grãos colunares do metal de solda. Fonte: o autor

Dessa forma, com alta velocidade de soldagem, os cristais, que crescem perpendicularmente ao “rabo” da gota, não mudam de direção, diferente do que acontece na solidificação da poça com baixa velocidade de soldagem. Isso faz com que os grãos colunares se encontrem no final da solidificação no centro do cordão de solda, Figura 6.27.

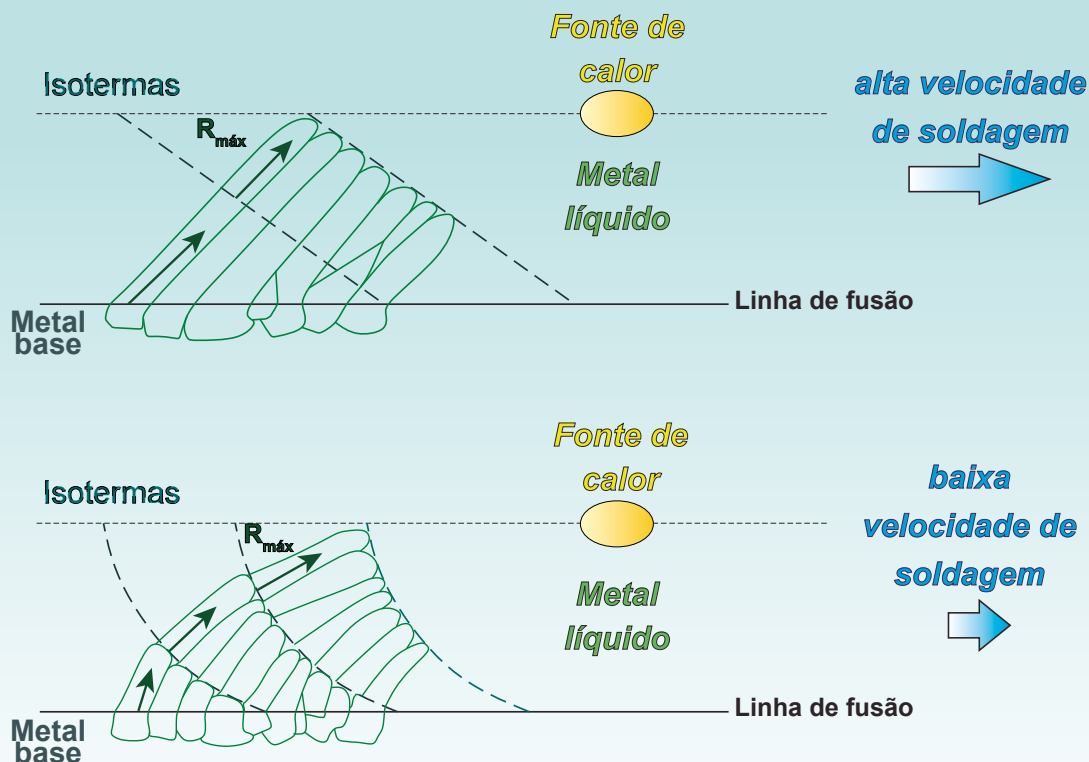


Figura 6.27 – Crescimento epitaxial em com grãos colunares crescendo perpendicular à linha de fusão em alta e baixa velocidade de soldagem. Fonte: o autor

Quando o cordão de solda inicia o processo de solidificação, os grãos colunares crescem a partir da ZAC em direção ao centro do cordão e expulsam os átomos solutos (impurezas) para a região líquida situada na região adjacente à frente de solidificação. Os átomos solutos, ao formarem compostos eutéticos com o ferro, abaixam a temperatura *solidus* em relação aos cristais já solidificados em uma região líquida e sob o efeito das tensões residuais trativas. A região interdendrítica não resiste a esses esforços gerados na contração do cordão (tensão e deformação são geradas no metal de solda se este não pode contrair livremente), acarretando em uma **trinca interdendrítica**, Figura 6.28.

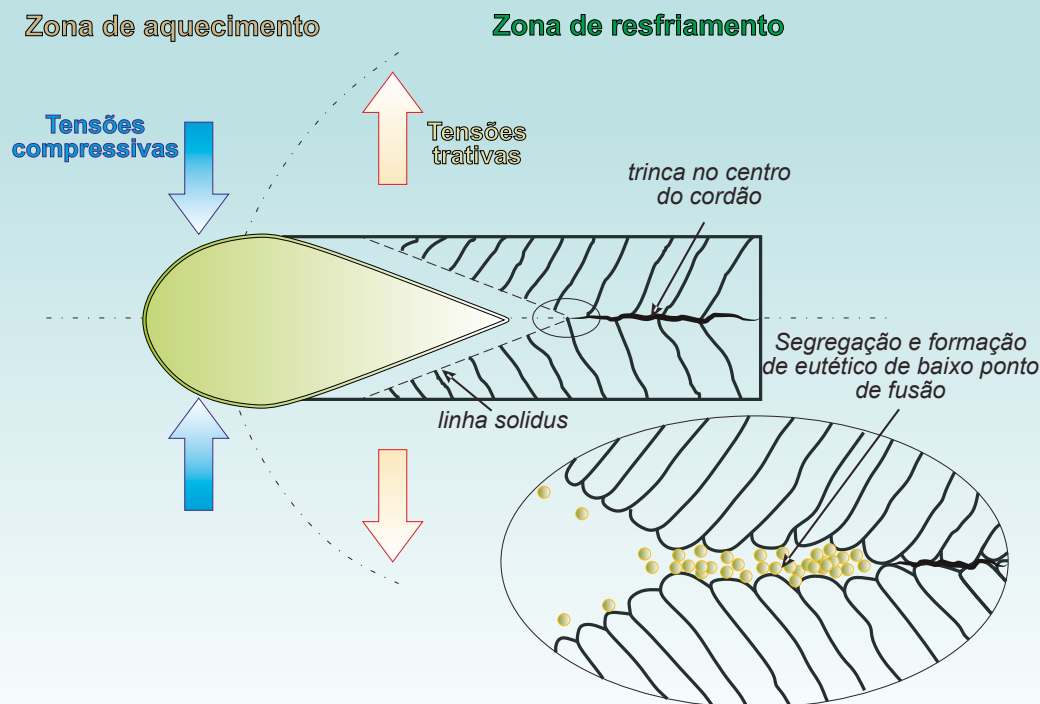


Figura 6.28 – Efeito da tensão de tração e segregação associados a uma alta velocidade de soldagem. Fonte: o autor

Nos aços e ligas de níquel, a trinca de solidificação está geralmente associada ao enxofre ou fósforo; no alumínio, à presença de magnésio; e, nas ligas de cobre, ao chumbo.

Importante!

Processos de soldagem de alto aporte de calor, como arco submerso, pela alta velocidade de soldagem são mais susceptíveis a trinca de solidificação.

Como o enxofre possui um baixo coeficiente de partição $k = 0,02$, ou seja, sua concentração no sólido (C_s) é muito menor do que a concentração no líquido (C_L), ele tem uma tendência forte de se segregar nos aços e ligas de níquel. Elementos como o boro e fósforo também apresentam essa característica.

$$k = \frac{C_s}{C_L}$$

Dessa forma, a quantidade e presença de fases ou eutéticos de baixo ponto de fusão torna as ligas susceptíveis à trinca de solidificação. O Quadro 6.8 (*Folkhard*) apresenta estruturas de baixo ponto de fusão e os respectivos pontos de fusão. **O coeficiente de partição na austenita é sempre inferior ao da ferrita e isso mostra que a solidificação como austenita pode ser mais prejudicial para a trinca de solidificação.**

Constituinte	T (°C)	Coeficiente de partição		Fases de baixo ponto de fusão	
		δ	γ	Estrutura	T (°C)
Enxofre	1365	0,091	0,035	Eutético Fe-FeS	988
				Eutético Ni-NiS	630
Fósforo	1250	0,23	0,13	Eutético Fe-Fe ₃ P	1048
				Eutético Ni-Ni ₃ P	875
Boro	1381	0,125	0,001	Eutético Fe-Fe ₂ B	1177
				Eutético Ni-Ni ₂ B	1140
				Eutético (Fe,Cr) ₂ B- γ	1180
				Eutético Fe-Fe ₂ Nb	1370
Nióbio	1300	0,28	*	Eutético NbC- γ	1315
				Fase Nb-Ni	1160
Titânio	1300	0,57	*	Eutético Fe-Fe ₂ Ti	1290
				Eutético TiC- γ	1320
Silício	1300	0,77	0,52	Eutético NiSi-Ni ₃ Si ₂	1212
				Eutético Fe-Fe ₂ Si	964
				NiSi- γ	996

Quadro 6.8 – Pontos de fusão dos elementos. Fonte: apostila *Descontinuidades de Junta Soldada*, Arno Cersosimo, 2012.

Um fator importante no aparecimento da trinca é o intervalo de solidificação. Quanto maior a diferença de temperatura entre a linha *liquidus* e *solidus*, região parcialmente fundida (L + S), maior a propensão à trinca pela maior segregação. Dessa forma, maior será a susceptibilidade à trinca de solidificação, a depender da quantidade de átomos solutos presentes na liga, ou seja, dos elementos de liga intencionalmente adicionados ou das impurezas. Na Figura 6.29, pode se observar a segregação de átomos solutos para a fase líquida (expulsão e enriquecimento de impurezas no líquido residual).

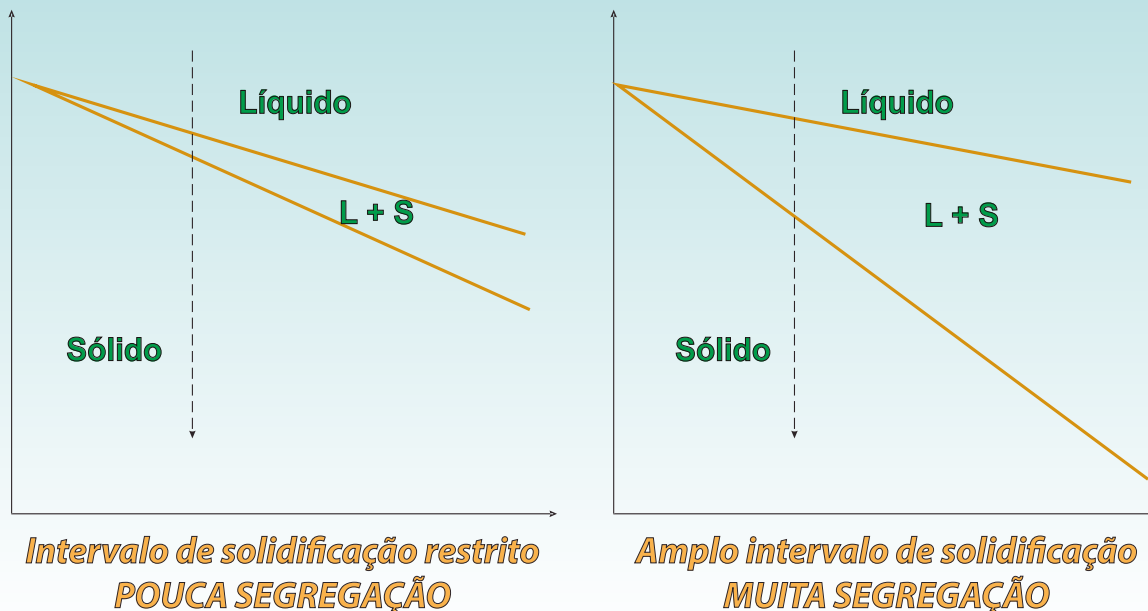


Figura 6.29 – Diferenças entre os intervalos de solidificação. Fonte: o autor

Existe uma quantidade ótima de líquido no contorno de grão que pode evitar a trinca, de forma que os espaços interdendríticos sejam constantemente preenchidos por mais líquido até o final da solidificação (distribuição entre os braços das dendritas). Se a tensão superficial no contorno de grão for muito baixa, há propensão à trinca na interface líquido/sólido quando submetido aos esforços trativos gerados no resfriamento. A tensão superficial deve ser suficiente para preencher o contorno sem reduzir a resistência da ligação sólido/líquido, conforme demonstrado na Figura 6.30 (M.Wolf, H.Schobbert, T.H.Böllinghaus / Federal Institute for Materials Research and Testing/Berlin/Germany).



Figura 6.30 – Modelo de taxa de alimentação de líquido (TAL) e taxa de superfície. Fonte: o autor

A presença de impurezas segregadas, como o enxofre, aumenta a fluidez do líquido e, se tiver uma quantidade excessiva dessa impureza, pode preencher os contornos de grão das dendritas e da ZAC, Figura 6.31.

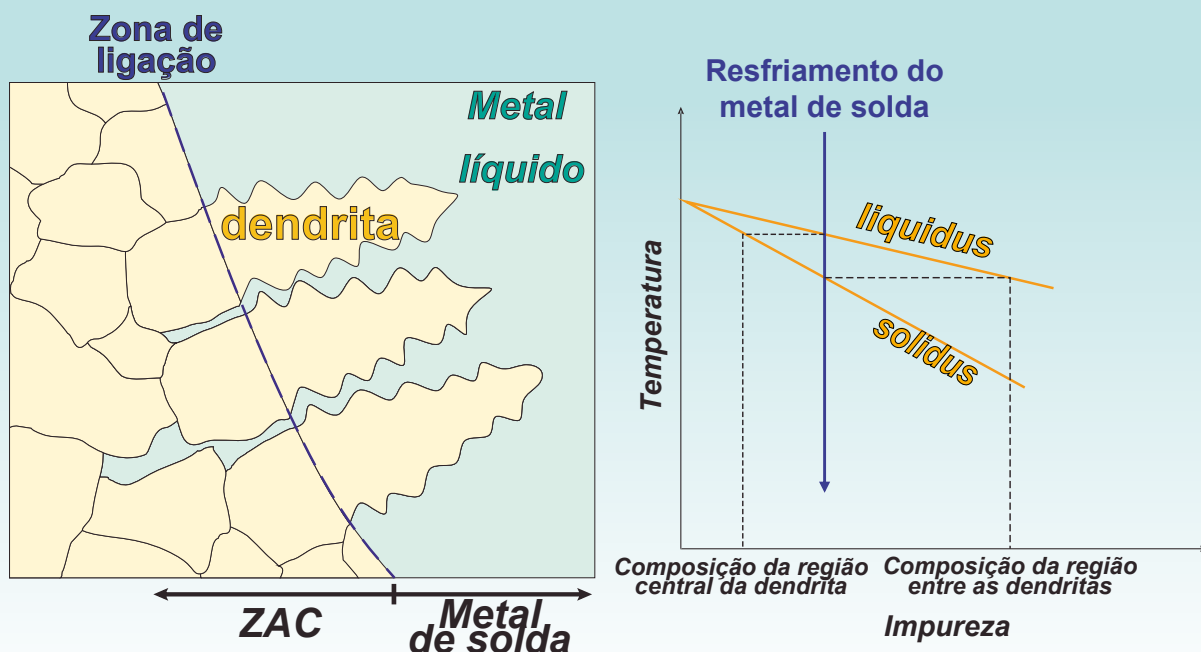


Figura 6.31 – Zona de Ligação com filme líquido associado com o diagrama de fases. Fonte: o autor

Grãos colunares grosseiros (grandes) são mais sensíveis à trinca de solidificação do que os equiaxiais (ou mesmo os colunares menos grosseiros), o que permite utilizar técnicas (quando possível) para refinar o grão da zona fundida. Alguns exemplos estão mostrados abaixo:

[Clique nos números para conhecê-los.](#)

1

2

3

A geometria da junta pode favorecer a ocorrência de trinca de solidificação pela maior tendência de segregação, concentração de filme eutético ou átomos solutos de baixo ponto de fusão no centro do cordão (por ex.: Duplo J e *Narrow Gap*).

Na Figura 6.32, pode ser observado o crescimento por epitaxia dos grãos colunares em uma junta de topo em aço inoxidável austenítico 304. **Há risco de trinca de solidificação quando a razão entre a espessura da solda (E) e a largura da face da solda (L) for maior ou igual a 1,5, conforme a Figura 6.32.**

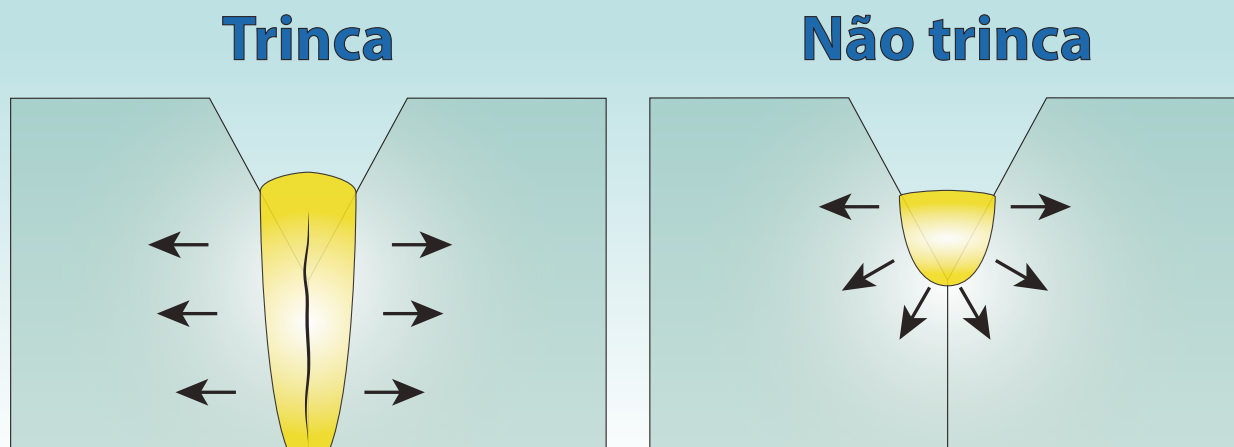


Figura 6.32 – Junta com solda com alta relação E/L e junta adequada. Fonte: o autor

Os aços inoxidáveis austeníticos apresentam coeficiente de dilatação térmica linear bem maior e menor condutividade térmica que os aços C-Mn. Por isso, na montagem, a abertura da raiz (gap) deve ser ligeiramente maior que a comumente usada para os aços ferríticos (a grande contração minimiza o risco de falta de fusão). Entretanto, aberturas exageradas aumentam a susceptibilidade à trinca de solidificação (em qualquer tipo de liga).

A Figura 6.33 mostra uma trinca de solidificação característica do passe de raiz em duto de aço carbono. A soldagem foi realizada em um duto com teor de carbono inferior a 0,005% ou 50ppm (*ultra low Carbon steel*) produzido por TMCP (processo termomecânico controlado). A soldagem foi realizada na posição vertical descendente (alta velocidade) de forma manual pelo processo eletrodo revestido (e grande abertura de raiz). O eletrodo apresenta teor de carbono de 0,05% C e revestimento celulósico de grande penetração. A zona fundida apresenta grande diluição no passe de raiz (típica), tendo o teor de carbono passado para 0,02%C, provocando a trinca. A origem do defeito está relacionada a alguns fatores, como:

- » geometria da junta;
- » alta velocidade de soldagem;
- » forma da poça de fusão, associada às tensões residuais geradas na soldagem.

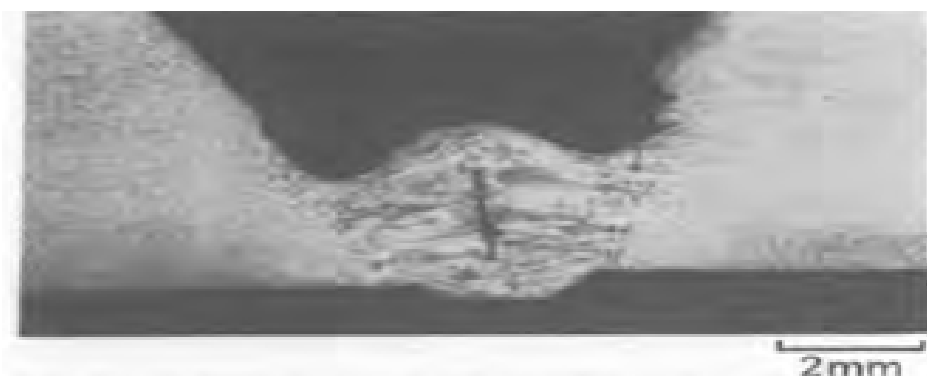


Figura 6.33 – Trinca de solidificação em duto de aço carbono. Fonte: apostila *Descontinuidades de Junta Soldada*, Arno Cersosimo, 2012.

Importante!

Conforme a *ISO/TR 17671-2*, a trinca de solidificação pode ser longitudinal ou transversal na junta soldada, sendo a longitudinal muito mais comum. A tensão residual transversal, embora menor que a longitudinal, tende a abrir o cordão no sentido transversal à linha de centro (região de maior segregação). Esta não é a região de tensão residual máxima.

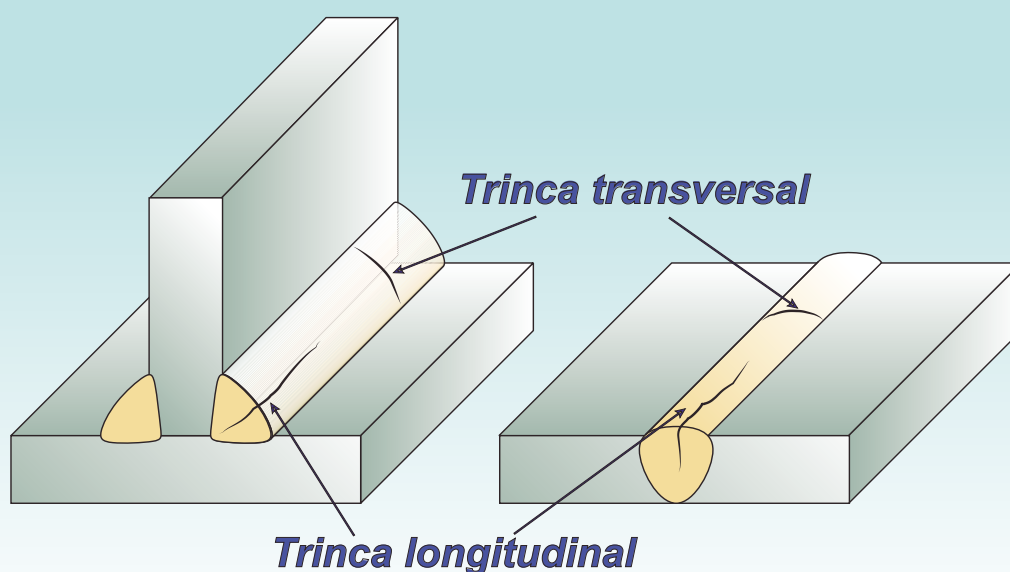


Figura 6.34 – Trinca Longitudinal x Trinca Transversal. Fonte: apostila *Descontinuidades de Junta Soldada*, Arno Cersosimo, 2012.

Na soldagem de um dos lados em junta de ângulo, o grau de restrição aumenta a susceptibilidade à trinca de solidificação no cordão do lado oposto. Essa trinca longitudinal ao cordão na soldagem em ângulo é também conhecida como **trinca de garganta** (*Throat Crack*).

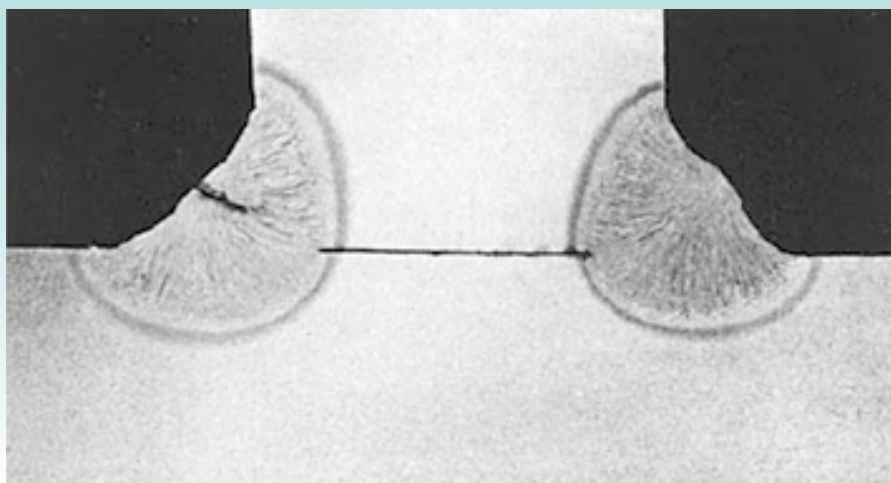


Figura 6.35 – Trinca de garganta. Fonte: apostila *Descontinuidades de Junta Soldada*, Arno Cersosimo, 2012.

A **trinca de cratera ou trinca estrela** (*Crater Crack ou Crater Crack*) ocorre no ponto de extinção do arco e está sujeita a um resfriamento rápido principalmente quando não há adição de material suplementar, tornando-se crítica quando o perfil é acentuadamente côncavo. Ocorre quando a soldagem é concluída de forma incorreta (perfil côncavo) e pode propagar para o restante do cordão. Apresenta maior incidência em materiais com alto coeficiente de expansão térmica, como o aço inoxidável austenítico e o alumínio ou materiais sensíveis à presença de impurezas como as ligas de níquel.

A ligeira convexidade redistribui de forma mais favorável o esforço trativo na superfície da seção (gerado na contração) e reduz a área superficial da cratera (soldas de ângulo). Na Figura 6.36, é demonstrado que a geometria convexa reduz a tensão na superfície externa do cordão, reduzindo a tendência à trinca de solidificação.

 Clique nos itens.

SOLDA EM ÂNGULO
COM PERFIL CÔNCAVO

SOLDA EM ÂNGULO
COM PERFIL
CONVEXO

Figura 6.36 – Perfil do cordão de saída de tocha e tensões na superfície do cordão. Fonte: o autor

A Figura 6.37 mostra de forma esquemática a recomendação prática da N-133, REV. N DE 2017 revisão L para a trinca de cratera poder ser evitada.

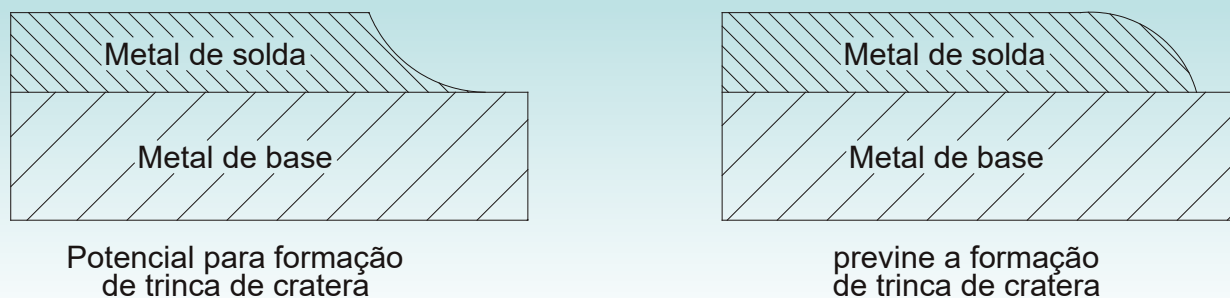


Figura 6.37 – Perfil do cordão para se evitar trinca de cratera. Fonte: N-133, REV. N DE 2017

A Figura 6.38 mostra trincas de cratera em uma conexão, propagadas longitudinalmente ao longo do cordão (trinca longitudinal).

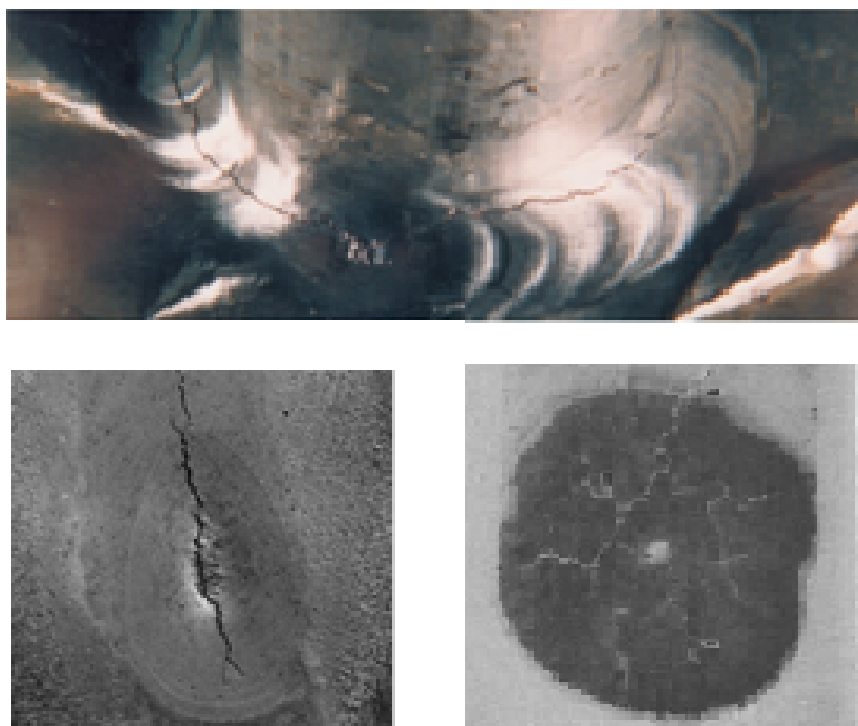


Figura 6.38 – Trincas de cratera longitudinais. Fonte: apostila Descontinuidades de Junta Soldada, Arno Cersosimo, 2012.

Conforme demonstrado na Figura 6.39 da N-133, REV. N DE 2017, além dos cordões de solda com alta relação profundidade largura, os cordões rasos (C), podem apresentar trinca de solidificação, em função dos grãos colunares crescerem perpendiculares à direção da espessura.

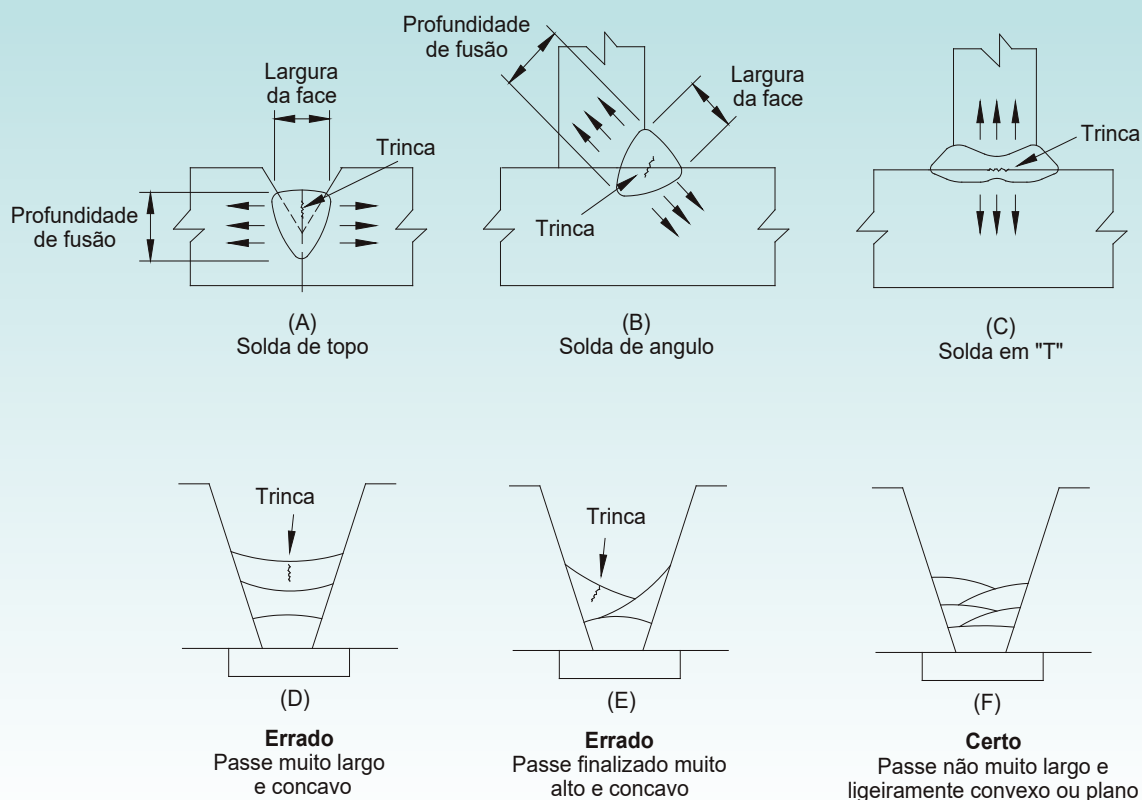


Figura 6.39 – Efeito da concavidade em junta de topo de múltiplos passes.

Fonte: N-133, REV. N DE 2017 revisão M, 2017.

Atenção

O excesso de convexidade também é deletério, pois todo concentrador de tensão reduz a resistência a fadiga e torna a junta mais susceptível à trinca a frio e à trinca de reaquecimento.

A Figura 6.40 representa de forma esquemática causas prováveis para trinca de solidificação e algumas medidas corretivas (ASM Handbook), como, por exemplo:

- » aporte térmico muito baixo é prejudicial (grande gradiente térmico – tensões térmicas);
- » aporte muito alto também é prejudicial (gradiente baixo → aumento do tamanho de grão da ZAC devido à segregação).

Para prever a susceptibilidade da trinca a quente, foi desenvolvido por Savage e Lundin o teste de *Va-restraint* para determinação da trinca a quente. Logo após a soldagem longitudinal, o corpo de prova é dobrado à alta temperatura e as trincas podem ser originadas na poça ou material de base. A soldagem geralmente é realizada pelo processo GTAW de modo autógeno com dobramento rápido (podendo ser lento), Figura 6.40. As discontinuidades que por ventura aparecerem devem ter um tamanho e quantidade aceitos pelo critério de aceitação da norma AWS B40.0M.

Atualmente, há três versões do teste:

1. soldagem longitudinal;
2. por ponto;
3. transversal.

As duas últimas permitem separar as trincas de solidificação (teste transversal) das de liquação (teste por ponto – trincas na ZAC).

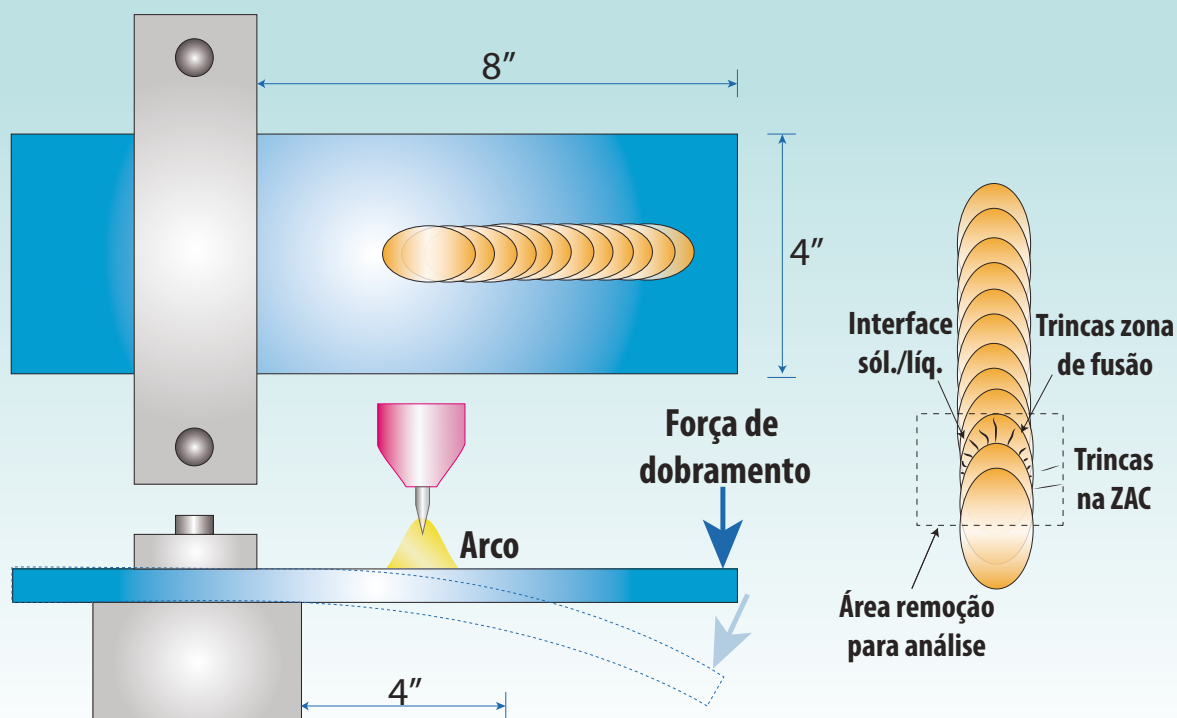


Figura 6.40 – Teste de *Varestraint* longitudinal. Fonte: o autor

6.2.1.1 Trincas de Solidificação em Aços Inoxidáveis Austeníticos.

Trincas de solidificação são mais frequentes na soldagem dos aços inoxidáveis austeníticos do que nos aços C- Mn e aços de baixa liga. Normalmente a composição química do consumível do aço inoxidável é ajustada para produzir pequena quantidade de ferrita, segundo representado no diagrama de Schaeffler, Figura 6.41. Essa quantidade de ferrita pode ser ressaltada no exemplo de uma soldagem em um metal de base AISI 304 com um consumível 309, com uma diluição aproximada de 30% e metal depositado apresentando um percentual de ferrita de 5%, atendendo aos requisitos da N-133, REV. N DE 2017, Figura 6.41.

Os elementos que segregam no contorno e apresentam baixo ponto de fusão como S, P e Si também são controlados. **Cuidado especial deve ser tomado durante a soldagem do aço com microestrutura integralmente austenítica e os estabilizados devido ao risco de segregação de átomos solutos (segundas fases de baixo ponto de fusão).**

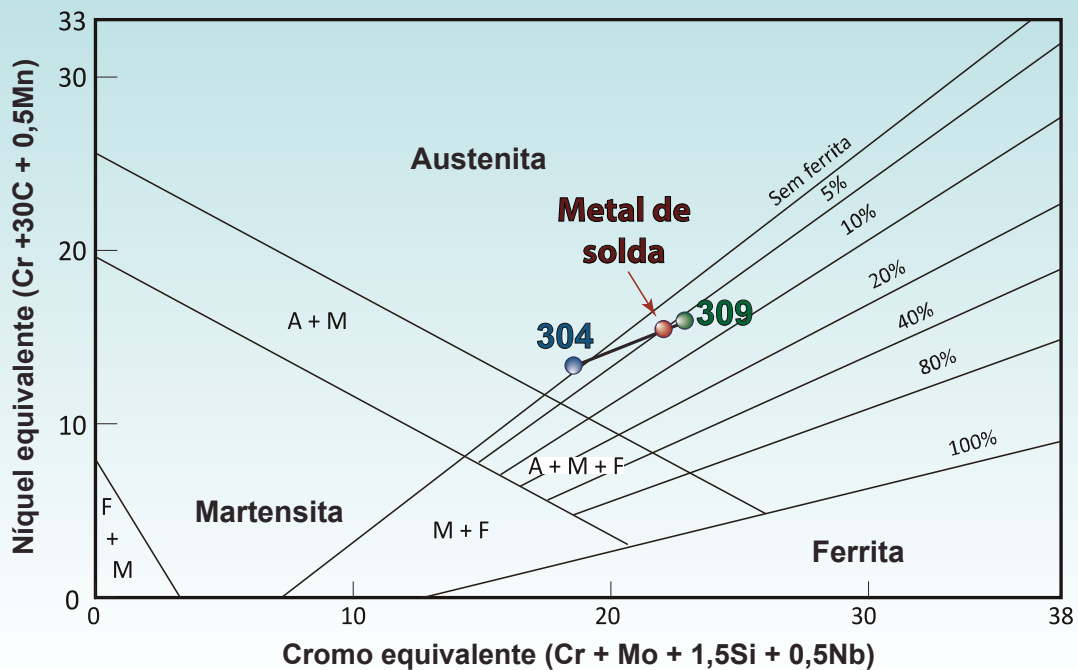


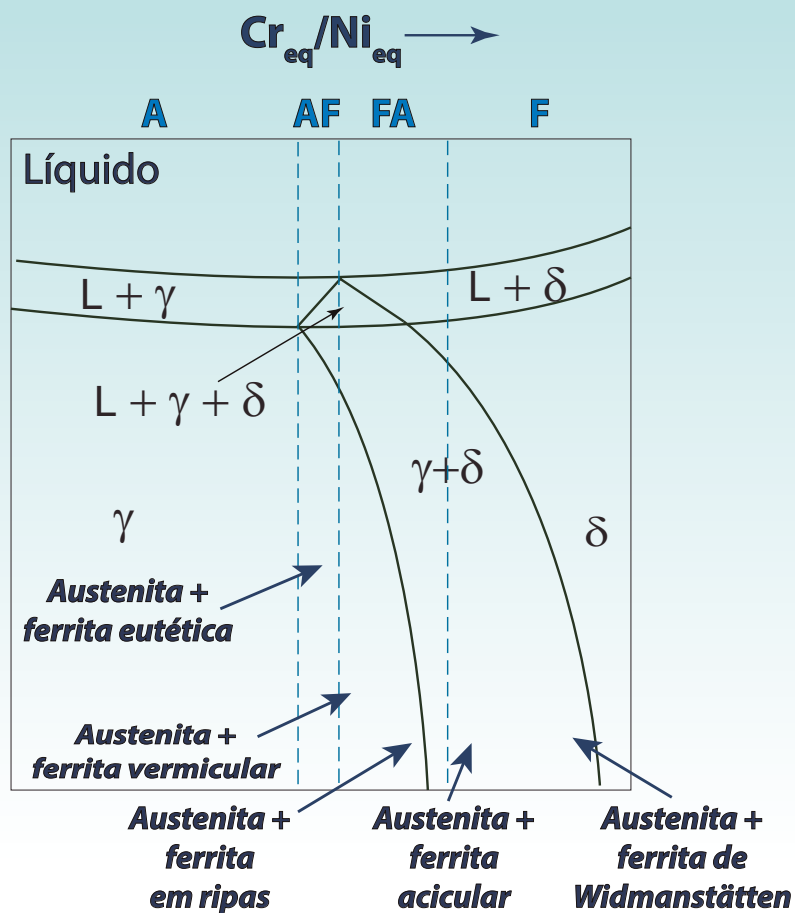
Figura 6.41 – Diagrama de Schaeffler de 1949. Fonte: o autor

Como já mencionado, quatro formas de solidificação são possíveis nesses aços, e a resistência à trinca de solidificação está diretamente relacionada ao modo de solidificação. A morfologia e o tipo de estrutura cristalina que primeiro solidifica durante o resfriamento influenciam diretamente na resistência à trinca de solidificação. Essa característica é especialmente importante no caso dos aços inoxidáveis austeníticos.

A Figura 6.42 apresenta o diagrama de fase Fe-Cr-Ni na composição fixa com 70%Fe. Neste diagrama, dependendo da relação entre os elementos cromo e níquel (Cr/ Ni) ou entre o cromo equivalente e níquel equivalente (Crequiv/ Niequiv), a primeira fase a se formar é facilmente observada (modo de solidificação).

Importante!

Quando o primeiro constituinte de solidificação é composto por ferrita delta mais austenita (FA) ou apenas ferrita delta (F), a probabilidade de ocorrência da trinca de solidificação é reduzida nos aços inoxidáveis austeníticos, em função da maior capacidade da ferrita em manter o enxofre em solução sólida do que a austenita, como visto anteriormente.



Tipo de solidificação	Reação	Microestrutura
A	$L \rightarrow L + A \rightarrow A$	Totalmente austenítica, estrutura de solidificação bem definida
AF	$L \rightarrow L + A \rightarrow L + A + (A+F)_{eut} \rightarrow A + F_{eut}$	Ferrita no interior das células e nos contornos das dendritas
FA	$L \rightarrow L + F \rightarrow L + F + (A+F)_{per/eut} \rightarrow F + A$	Ferrita vermicular e/ou em ripas resultante da transformação da ferrita em austenita
F	$L \rightarrow L + F \rightarrow F \rightarrow F + A$	Ferrita acicular ou matriz ferrítica com austenita de contorno de grão ou na forma de Widmanstätten

Figura 6.42 – Diagrama pseudo-binário Ni-Cr com 70% de ferro. Fonte: Apresentação Antonio José Ramirez Especialização em Engenharia de Soldagem UP, 2011.

A Figura 6.43 apresenta uma representação dos **quatro modos de solidificação** possíveis nos aços inoxidáveis austeníticos:

- » austenita;
- » austenita + ferrita;
- » ferrita + austenita;
- » ferrita.

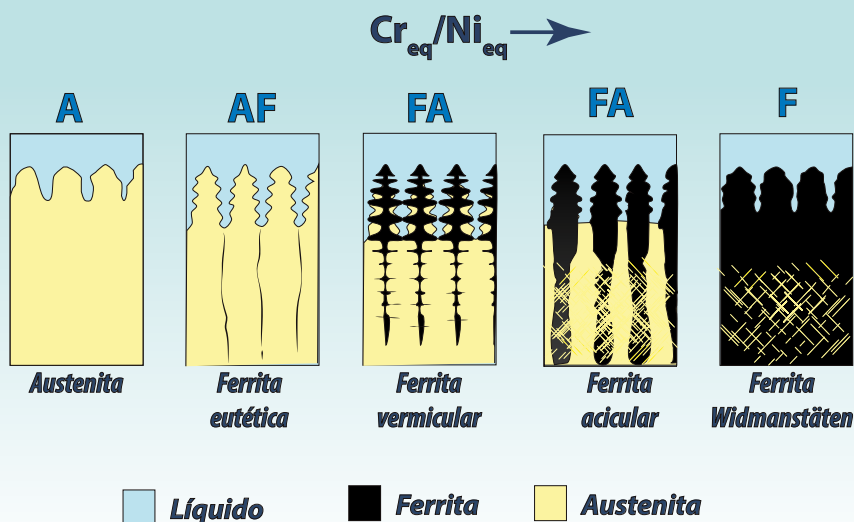


Figura 6.43 – Modos de solidificação de aços inox austenítico. Fonte: Apresentação Antonio José Ramirez Especialização em Engenharia de Soldagem UP, 2011.

A Figura 6.44, revela os detalhes que fazem com que o modo de solidificação FA seja mais efetivo, o primeiro é porque a ferrita tem mais capacidade de absorver as impurezas que ocasionam a trinca de solidificação e o segundo é a tortuosidade causada pela forma dendrítica leva a uma maior dificuldade para a propagação das trincas.

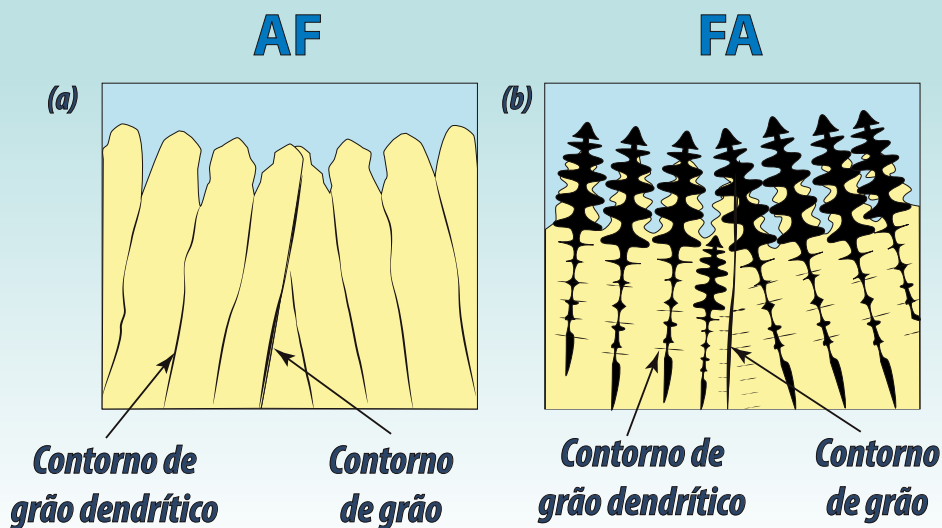


Figura 6.44 – Comparação na solidificação entre austenita primária AF (a) e ferrita primária FA (b) nos aços inox. Fonte: https://www.google.com/url?sa=i&url=https%3A%2F%2Fhal.archives-ouvertes.fr%2Fhal-02796838%2Ffile%2FMSMP_JAMT_2020_Coniglio%2520Part3.pdf&psig=AOvVaw3YqHmzkZkehBAYcxNM1b-qZ&ust=1636641043545000&source=images&cd=vfe&ved=2ahUKEwiLvbyRgY70AhU7rJUCHY2bCKoQjhx6BAGAEao acessado em 10/11/2021.

A Figura 6.45 mostra uma trinca no centro do cordão em aço tipo 310 onde a solidificação se deu no modo austenita (A), ou seja, apenas austenita.



Figura 6.45 – Trinca de solidificação em Aço tipo 310. Fonte: apostila *Descontinuidades de Junta Soldada*, Arno Cersosimo, 2012.

Quando a ferrita delta é a primeira a se solidificar, o risco é reduzido de forma significativa. A presença da ferrita delta é considerada benéfica pelos seguintes motivos:

 Clique nos números para conhecê-los.

1

2

3

4

Os aços inoxidáveis são ligas que geralmente apresentam de 50% a 70% de ferro. No diagrama pseudo-binário de fase Fe-Cr-Ni (70%Fe) podem ser vistos os quatro modos de solidificação (Figura 6.43, Figura 6.44 e) em função da razão (equilíbrio) entre o teor de cromo e níquel (*Lippold and Kotechi/2005*).

Entenda como ocorre o processo de solidificação em cada um dos modos:

 Clique nos itens.

Solidificação
como austenita
(modo A)

Solidificação
como austenita-
ferrita
(modo AF)

Solidificação
como ferrita-aus-
tenita
(modo FA)

Solidificação
como ferrita
(modo F)

Com altas taxas de resfriamento, a difusão é dificultada ou suprimida e a austenita consome menos ferrita. Da mesma forma, se a razão entre C_{req} / N_{ieq} é alta, a transformação em austenita (*solvus*) será realizada à baixa temperatura, dificultando o processo termicamente ativado da difusão. Nos dois casos, a ferrita delta no metal de solda é alto. **O modo de solidificação como ferrita é comum em aços duplex.**

A Figura 6.46 representa as transformações durante o resfriamento.

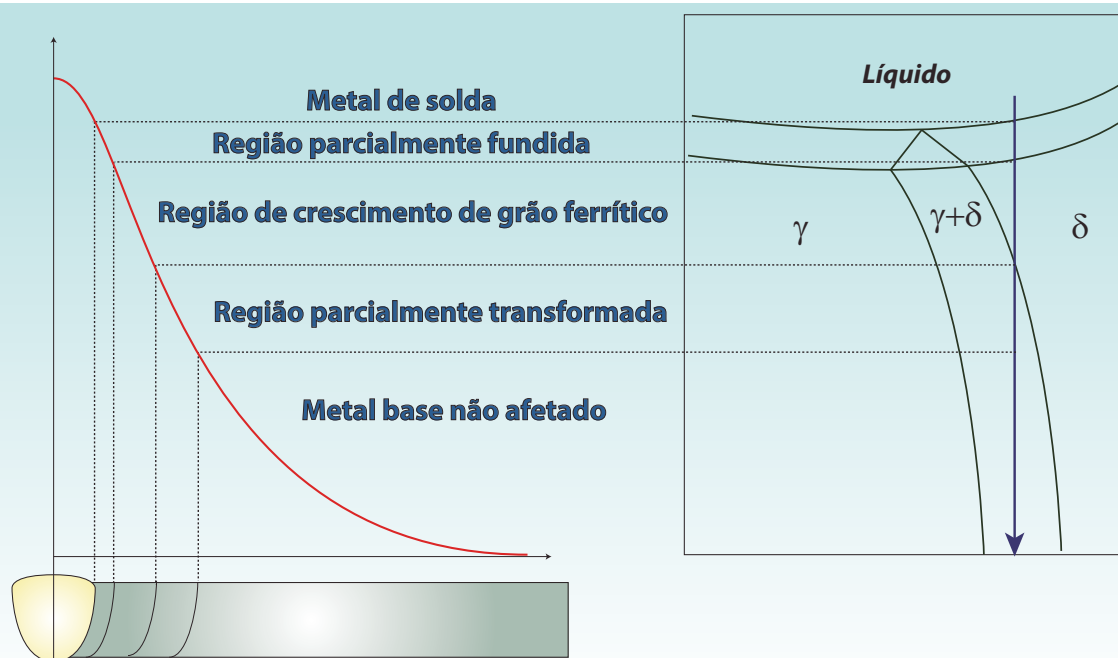


Figura 6.46 – Diagrama esquemático definindo as diferentes regiões térmicas da ZAC em passe único de Aços Duplex. Fonte: apostila *Descontinuidades de Junta Soldada*, Arno Cersosimo, 2012.

Schaeffler apresentou em 1949 o diagrama que permitiu, de modo extremamente simples, estimar a microestrutura do metal de solda. A Figura 6.47 mostra o diagrama *Schaeffler* apresentando os consumíveis de uso mais comum para o processo SMAW (eletrodo revestido).

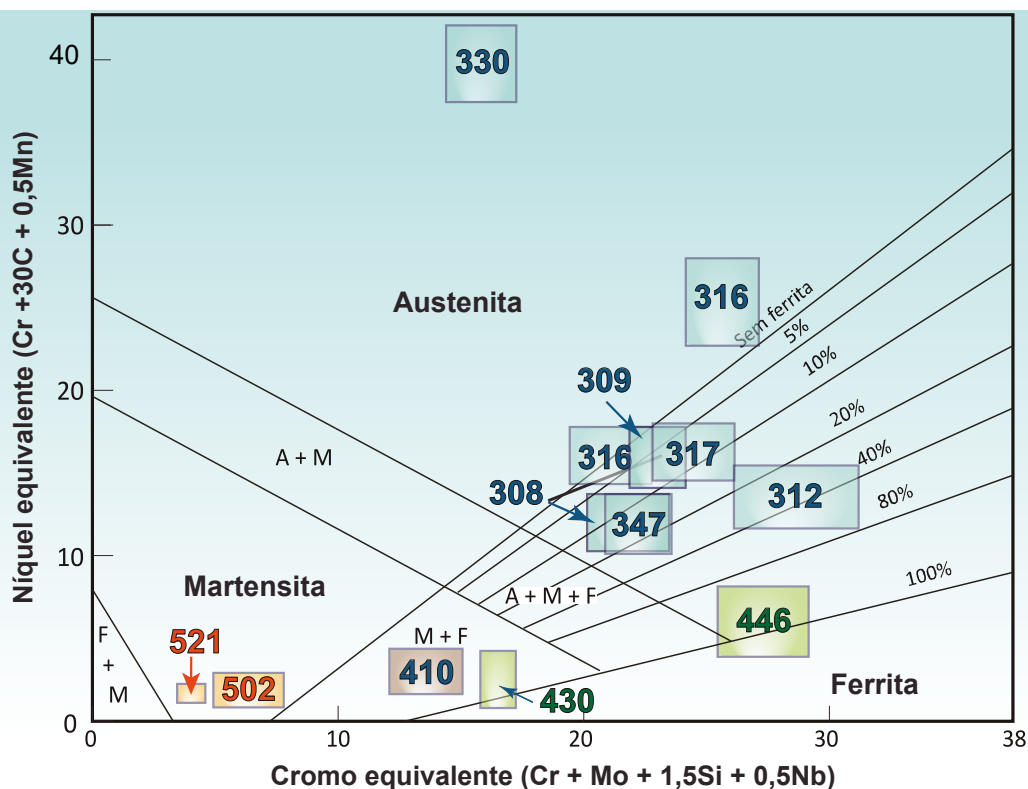


Figura 6.47 – Diagrama de *Schaeffler* apresentando as principais ligas e consumíveis dos aços inoxidáveis.
Fonte: o autor

A Figura 6.48 (*ASM Handbook*) representa os “defeitos de soldagem” que podem ser desenvolvidos por região em função da relação C_{req}/N_{ieq} .

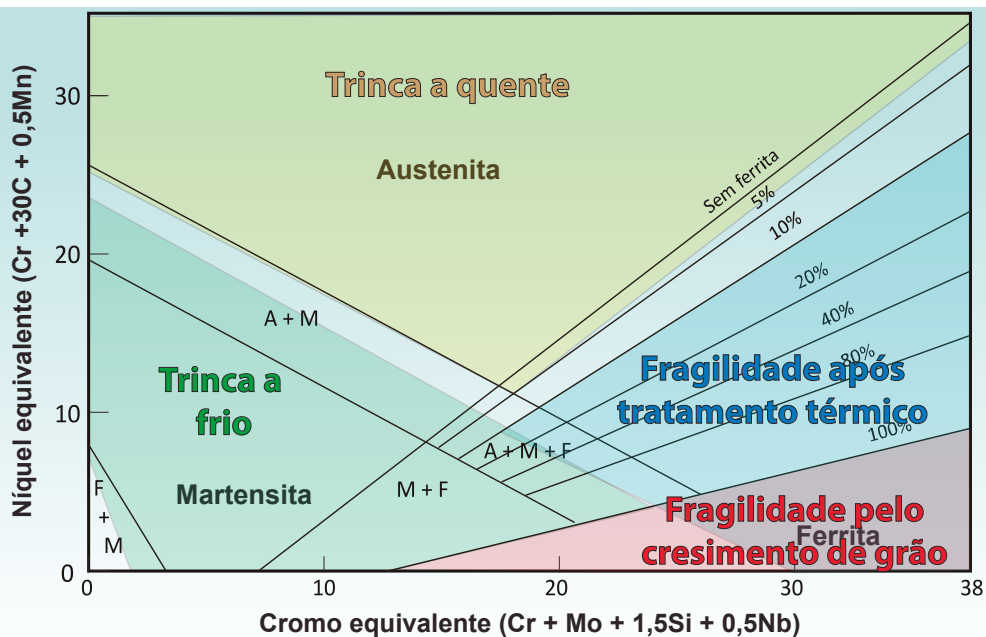


Figura 6.48 – Prováveis Defeitos de soldagem em função do C_{req}/N_{ieq} no Diagrama de *Schaeffler*.
Fonte: o autor

Aperfeiçoamentos foram propostos ao Diagrama *Schaeffler*. Entretanto, ainda hoje apresenta interesse prático. O diagrama de *DeLong*, desenvolvido em 1956, enfoca de maneira detalhada o campo austeno-ferrítico. O teor de ferrita é dado em percentual (%).

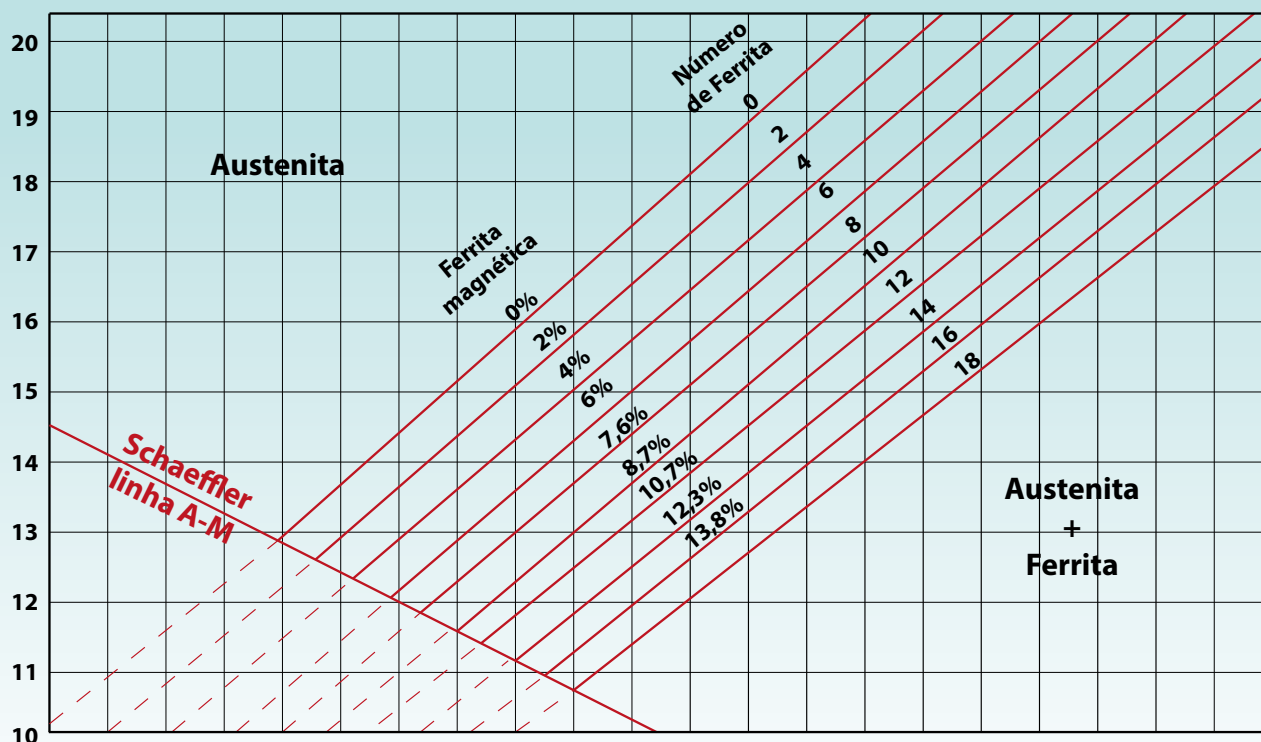


Figura 6.49 – Diagrama constitucional de DeLong para aço inox. Fonte: adaptado de https://www.researchgate.net/profile/Rati-Saluja/publication/329983932/figure/fig4/AS:709127265333248@1546080523035/DeLong-diagram-of-1973-introducing-the-concept-of-Ferrite-Number-13-14-415-WRC-1988_Q640.jpg acessado em 11/10/2021.

O Quadro 6.10 mostra a evolução cronológica de algumas fórmulas para cálculo do cromo equivalente e níquel equivalente para os aços inoxidáveis austeníticos.

Autor	Ano	Creq	Nieq
Schaeffler	1949	$\%Cr + \%Mo + 1,5.\%Si + 0,5.\%Nb$	$\%Ni + 0,5.\%Mn + 30.\%C$
DeLong	1956	$\%Cr + 1,21.\%Mo + 1,5.\%Si + 0,5.\%Nb$	$\%Ni + 0,5.\%Mn + 30.\%C + 30.\%N$
Hull	1973	$\%Cr + 1,21.\%Mo + 0,48.\%Si + 0,14.\%Nb + 2,27.\%V + 0,72.\%W + 2,2.\%Ti + 0,21.\%Ta + 2,48.\%Al$	$\%Ni + 0,11.\%Mn + 0,0086.\%Mn^2 + 24,5.\%C + 14,2.\%N + 0,41.\%Co + 0,44.\%Cu$
Hammer e Svenson	1979	$\%Cr + 1,37.\%Mo + 1,5.\%Si + 2.\%Nb + 3.\%Ti$	$\%Ni + 0,31.\%Mn + 22.\%C + 14,2.\%N + \%Cu$
Espy	1982	$\%Cr + \%Mo + 1,5.\%Si + 0,5.\%Nb + 5.\%V + 3.\%Al$	$\%Ni + 30.\%C + 0,87.\%Mn + 0,33.\%Cu + (A.(\%N.0,045))$, onde A = 30 para N entre 0 e 0,20%, A = 22 para N entre 0,21 e 0,20%,5 e A = 22 para N entre 0,26 e 0,35%
McCowan (WRC-88)	1988	$\%Cr + \%Mo + 0,5.\%Nb$	$\%Ni + 20.\%N + 35.\%C$
Kotecki e Siwert (WRC-92)	1992	$\%Cr + \%Mo + 0,5.\%Nb$	$\%Ni + 20.\%N + 35.\%C + 0,25.\%Cu$

Quadro 6.10 – Cálculo de Creq e Nieq para aços inox. Fonte: o autor

A Figura 6.50 mostra o diagrama WRC-1992 /AWS/ Stainless Steel, onde o N foi introduzido por Kotecki e Siewert. Os modos de solidificação são identificados sobre o campo austeno ferrítico (ferrita number -FN).

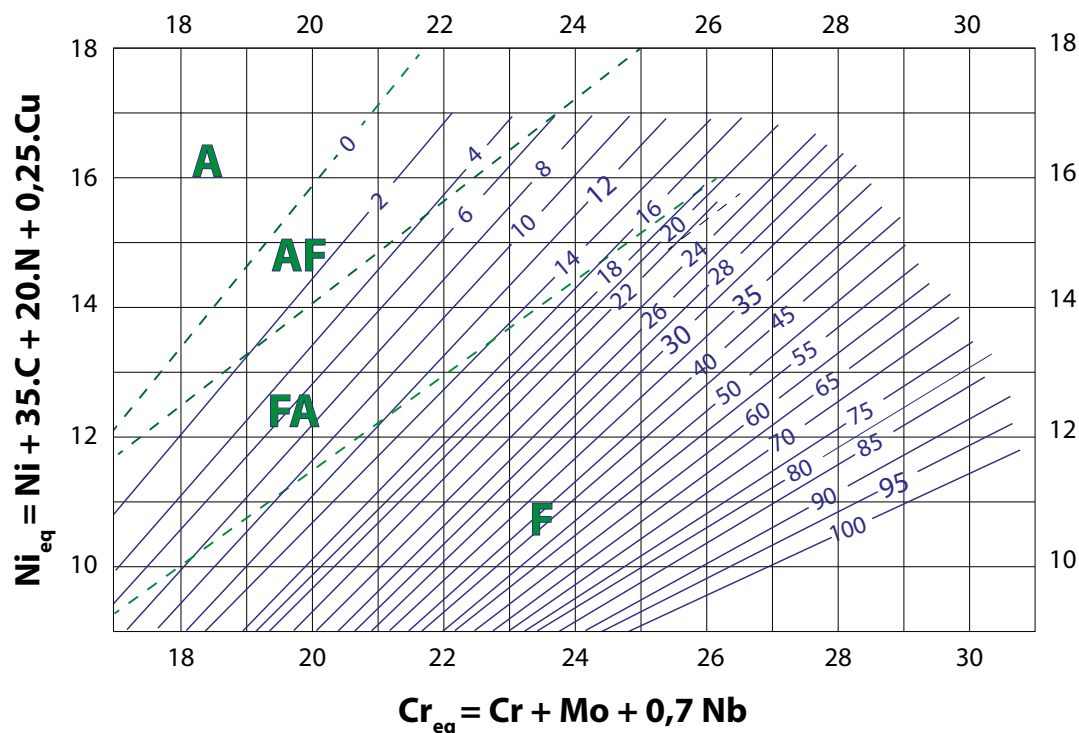


Figura 6.50 – Diagrama WRC – 1992. Fonte: apostila Descontinuidades de Junta Soldada, Arno Cersosimo, 2012.

Na Figura 6.51 (AWS/Stainless Steel), pode ser vista a susceptibilidade à trinca de solidificação em função da composição química (teste Varestraint).

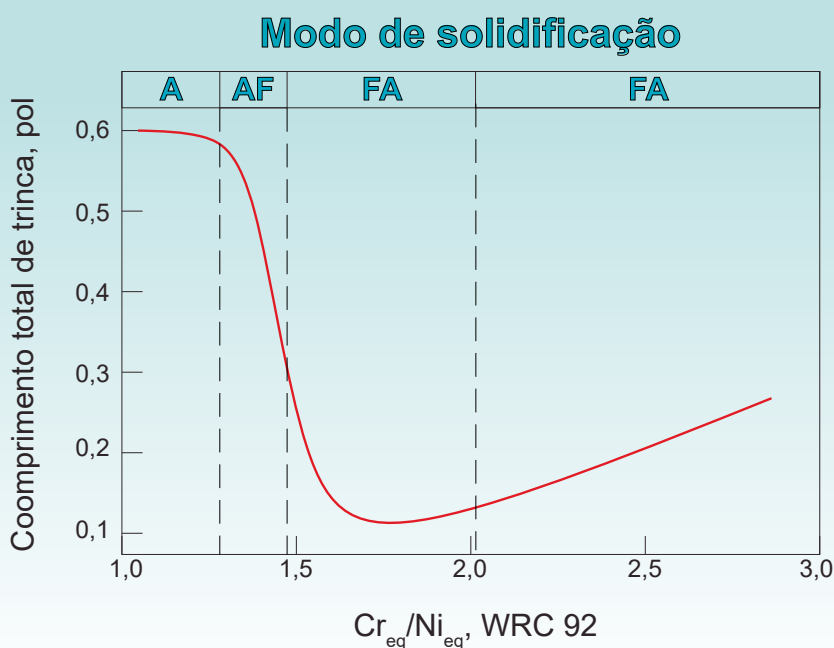


Figura 6.51 – Susceptibilidade a trincamento baseado no WRC – 1992. Fonte: <https://www.google.com/url?sa=i&url=http%3A%2Fftp.demec.ufpr.br%2Fdisciplinas%2FEME733%2FSemin%25C3%25A1rios%2520I-nox%2FConsiderations%2520for%2520the%2520Weldability%2520of%2520Types%2520304L%2520and%2520316L%2520Stainless%2520Steels.htm&psig=AOvVaw2vMk8f979AzeuDbkLEQ6vL&ust=1636717759484000&source=images&cd=vfe&ved=2ahUKEwja3732npD0AhWArZUCHfaTCt0Qr4kDegUIARCxAQ>

Como já visto, o alto super-resfriamento aumenta o tempo para a solidificação dos aços, em especial dos austeníticos, e isto faz com que a susceptibilidade ao aparecimento da trinca de solidificação aumente, Figura 6.52.

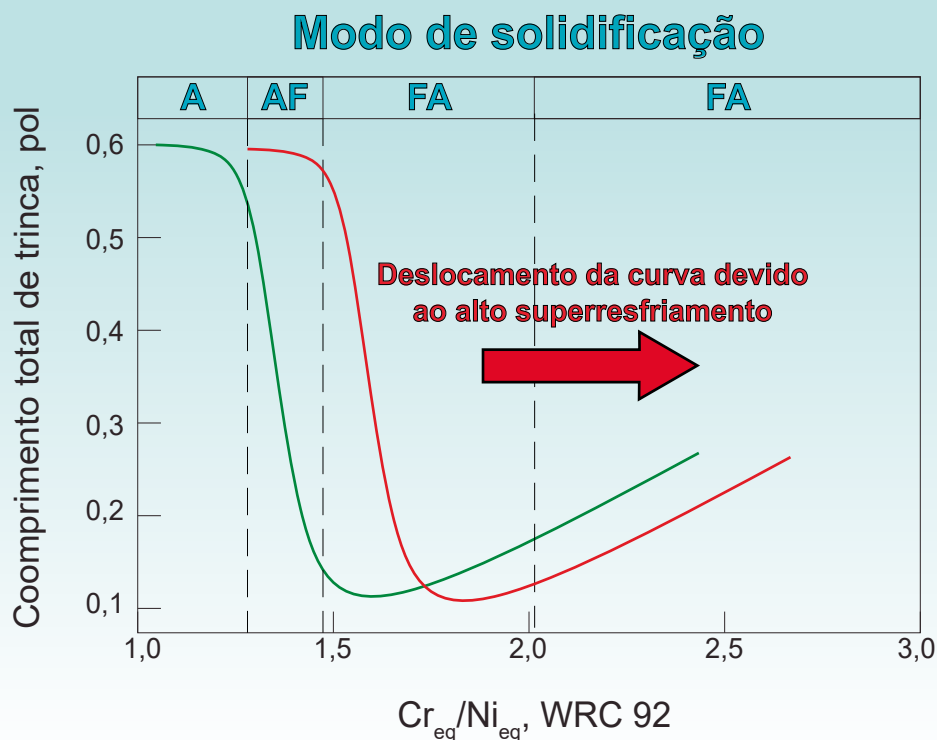


Figura 6.52 – Aumento da susceptibilidade ao trincamento com o super-resfriamento. Fonte: o autor

A Figura 6.53 mostra trinca de solidificação provocada pelo modo de solidificação austenita em função da diluição.

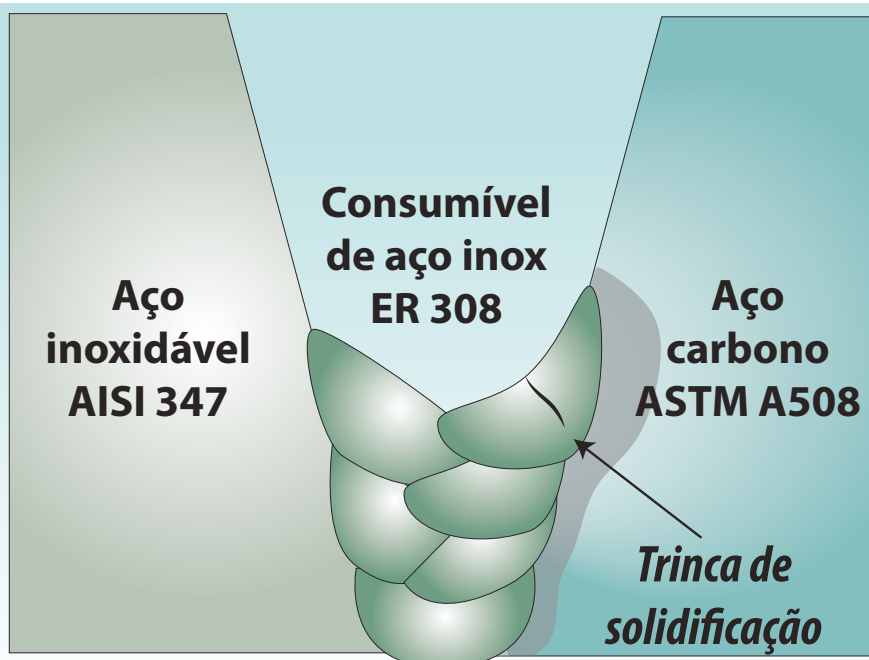


Figura 6.53 – Trinca de solidificação em junta dissimilar. Fonte: apostila Descontinuidades de Junta Soldada, Arno Cersosimo, 2012.

A Figura 6.54 mostra o diagrama de Schaeffler representando o metal de solda. É possível identificar que o modo de solidificação, neste caso, é austenítico. Dessa forma, não tem ferrita para absorver as impurezas e, decorrente disso, a condição de aparecimento de trinca de solidificação neste exemplo foi facilitado.

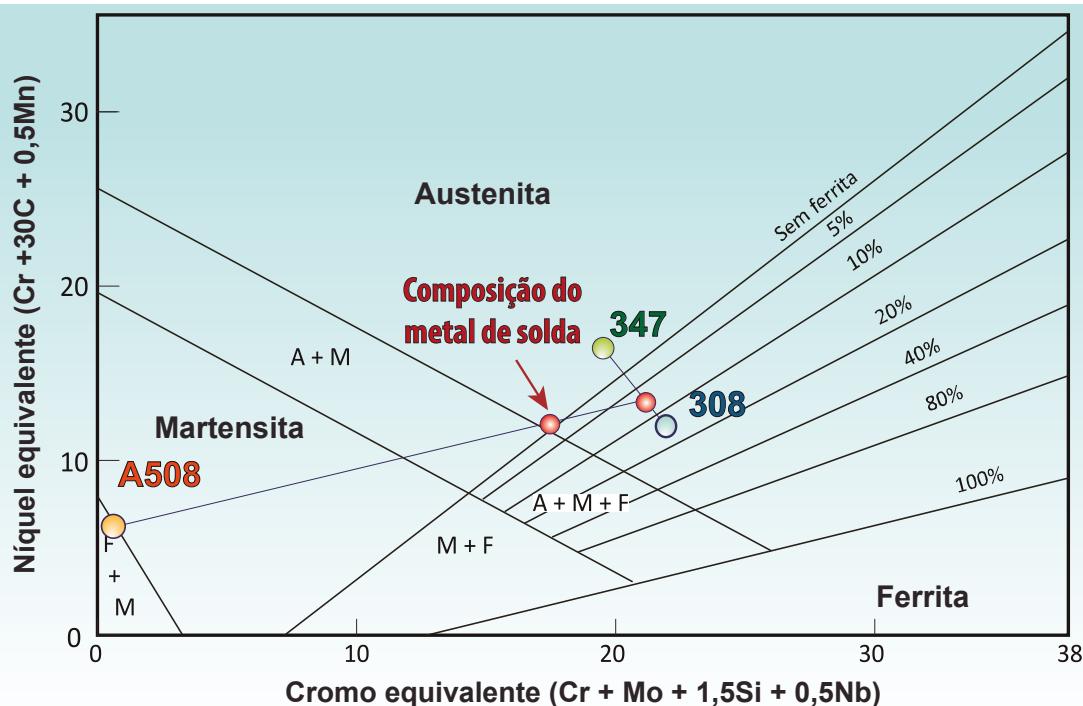


Figura 6.54 – Diagrama representando o metal de solda da trinca de solidificação. Fonte: o autor

Somente ratificando que as trincas são provocadas pela formação de eutéticos de baixo ponto de fusão, principalmente de impurezas como o enxofre e o fósforo e de alguns elementos de liga como o titânio e o nióbio. Conforme demonstrado na Quadro 6.8 acima (Folkhard), podemos identificar alguns formadores de trinca de solidificação e as respectivas temperaturas de fusão em graus Kelvin.

Nos aços inoxidáveis standard da série 300, em geral o somatório do enxofre + fósforo está compreendido entre 0,02 a 0,05%. Entretanto, alguns aços inoxidáveis com microestrutura integralmente austenítica podem apresentar susceptibilidade à trinca a quente mesmo diante de baixo nível de impurezas como enxofre + fósforo $\leq 0,02\%$ ou $\leq 200\text{ppm}$ (aço considerado limpo), pela baixa solubilidade destes elementos na matriz.

Importante!

De acordo com uma das pioneiras teorias para a trinca de solidificação (teoria de Borland/1960), as trincas se iniciam preferencialmente nos últimos estágios da solidificação. Segundo Borland, a solidificação apresenta quatro estágios representados conforme a Figura 6.55 (V. Shankar, T. P. S. Gill, S.L. Mannan and S. Sundaresan/ Indira Gandhi Centre for Atomic Research/India).

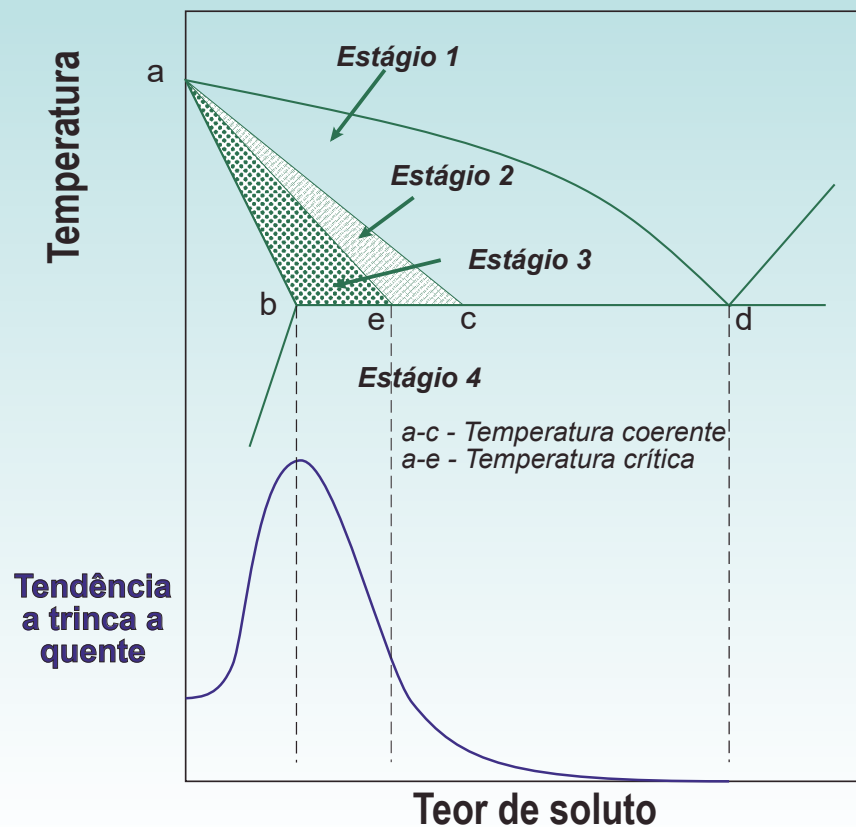


Figura 6.55 – Efeito constitucional característico na suscetibilidade a trinca. Fonte: Adaptado de https://ir.library.osaka-u.ac.jp/repo/ouka/all/11414/jwri11_02_067.pdf acesso em 26/11/18

A “Teoria Generalizada” de Borland tem sido geralmente bem aceita como o conceito de trinca de solidificação e seu mecanismo, dos quais um dos principais fundamentos é ilustrado na Figura 6.55. Observe a Figura e conheça abaixo cada um dos estágios.

Clique nos números para conhecê-los.

1

2

3

4

Importante!

Esse conceito foi baseado na ideia de que a fase sólida gradualmente avança com a queda de temperatura. No entanto, a fase sólida avança rapidamente em um estágio inicial de solidificação.

Entretanto, *Matsuda* e *Demenyuk*, através de observações, sugerem que as trincas também possam ser formadas em temperaturas mais próximas da temperatura *liquidus*. Sugerem a revisão dessa teoria, fazendo uma subdivisão da faixa crítica de solidificação ou estágio 3:

- » no estágio 3h as trincas seriam nucleadas a temperaturas mais altas;
- » no estágio 3l se daria o crescimento e a propagação.

Portanto, um novo conceito de trinca de solidificação é apresentado em relação à queda de temperatura normalizada entre o *liquidus* T_L e o verdadeiro *solidus* T_S .

1. Inicialmente, em (a) mostra-se o modo de crescimento rápido da dendrita secundária em um estágio inicial de solidificação e a resultante distribuição do líquido remanescente.

Deve ser notado que o chamado “estágio de filme líquido” ocorre em um estágio inicial de solidificação e, portanto, o longo período subsequente é, por assim dizer, “estágio de gotícula líquida” por causa dos líquidos restantes dispersos. O primeiro estágio é chamado de “estágio de massa líquida”. É claro que tais terminologias não são rigorosas e só são usadas para capturar facilmente a imagem do líquido restante.

Deve-se enfatizar que o estágio de filme líquido não significa o estado em que o sólido está totalmente coberto com líquido fino. Nessa proposta, as dendritas já formam redes no estágio do filme líquido. **A “temperatura coerente” por Borland localiza-se na última parte no estágio de massa líquida; e a “temperatura crítica”, na fronteira entre a massa líquida e o estágio de filme líquido.**

2. Então (b) fornece as características de iniciação e propagação da trinca da solidificação e as características fractográficas.

A trinca de solidificação ocorre no estágio de filme líquido e se propaga para os estágios de massa líquida e de gotícula de líquido. A velocidade de propagação no estágio de massa líquida é geralmente um pouco mais lenta do que na zona de altas temperaturas do estágio de gotícula de líquido, devido à recuperação.

Este novo conceito melhora uma das fundações da “Teoria das Generalizações”, como mostrado na Figura 6.56. Compreenda as diferenças:

- » As Etapas 1 e 2 são deslocadas para a zona extremamente próxima da temperatura *liquidus*.
- » Agora o estágio 3 é dividido em estágio 3 (h) e 3 (l):
 - » o estágio 3 (h) é suscetível ao início da trinca devido ao estágio do filme líquido;
 - » o estágio 3 (l) é suscetível a não iniciar a trinca, mas à propagação devido ao estágio da gota líquida.

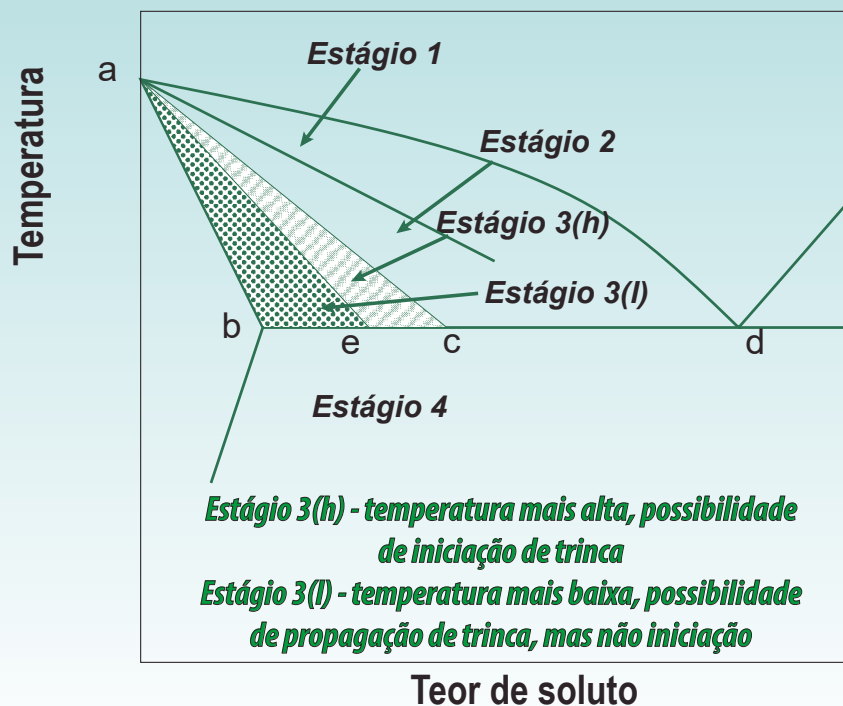


Figura 6.56 – Conceito modificado do efeito constitucional para susceptibilidade a trinca.
 Fonte: https://ir.library.osaka-u.ac.jp/repo/ouka/all/11414/jwri11_02_067.pdf acesso em 26/11/18

Importante!

Ao aplicar este conceito, deve-se considerar o seguinte: na maioria dos casos de soldagem prática, a deformação que causa a formação da trinca de solidificação continua mais do que a deformação instantânea.

Neste caso prático, uma vez formada a trinca, essa certamente se propagará no estágio mais suscetível, ou seja, no estágio de filme líquido ou no estágio 3 (h) para acompanhar o movimento da fonte de calor. Esta é a razão pela qual as fractografias da trinca de solidificação na maioria dos casos mostram alguma característica dendrítica e a característica plana correspondente ao estágio de gotícula de líquido é observada apenas no local onde o crack foi preso.

Conforme os estudos anteriores de Prokhorov sobre a faixa de temperatura crítica BTR, Matsuda propôs um método em que essa faixa de temperatura pode ser calculada através da equação de Schiel em conjunto com apropriadas técnicas numéricas de computação.

Lippold / ASM International/2005 propôs um método alternativo ao BTR em virtude da dificuldade de medição prática. Desenvolveu uma nova metodologia para verificação da susceptibilidade, utilizando o teste Vareststraint transversal (Lippold e Lin/1990) para medir a faixa de temperatura de ocorrência de trincas, Figura 6.57.

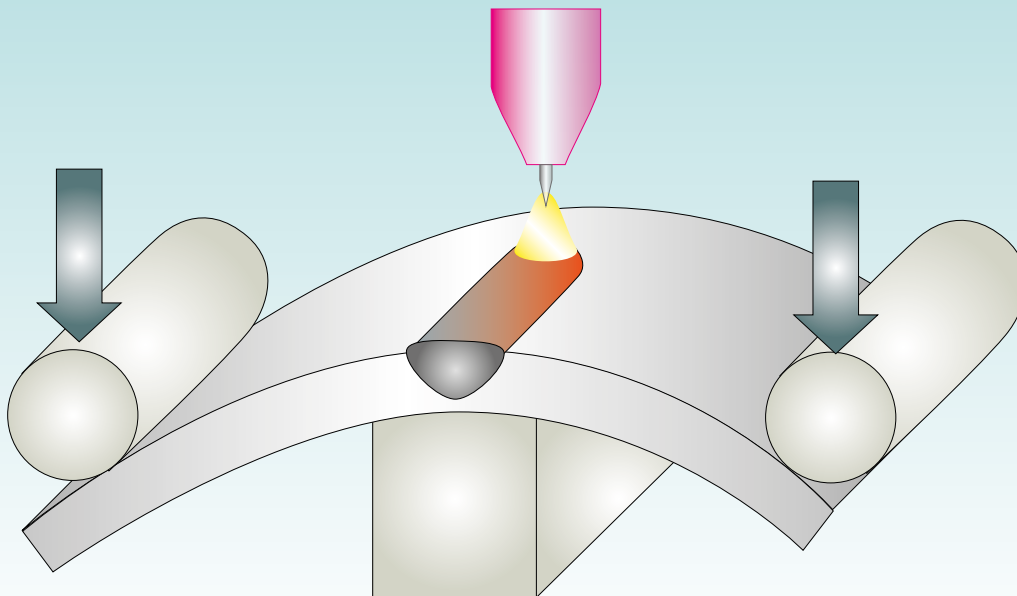


Figura 6.57 – Esquema de teste **Varestraint** transversal. Fonte: o autor

O SCTR (*Solidification Cracking Temperature Range* – faixa final de ocorrência de trincas de solidificação) demonstrado na Figura 6.58, determina que materiais com alto SCTR são muito susceptíveis a trinca de solidificação, enquanto os com baixo SCTR são menos susceptíveis.

$SCTR = (\text{taxa de resfriamento}) \times \frac{MCD}{v}$, onde MCD é o comprimento máximo da trinca e v a velocidade de soldagem.

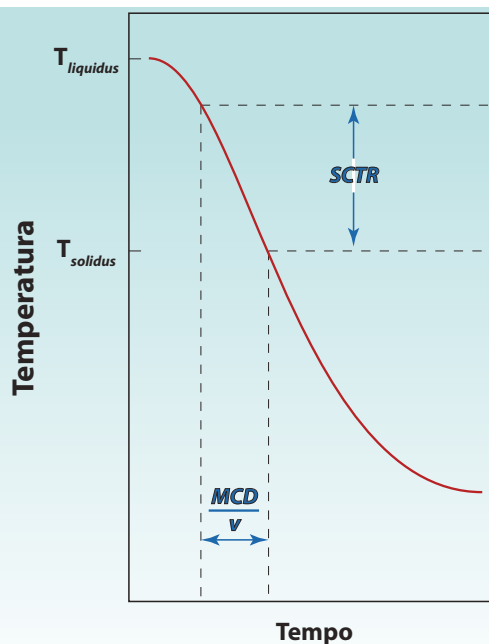


Figura 6.58 – Método para verificar a faixa de temperatura da trinca de solidificação.

Fonte: <http://acronymsandslang.com/definition/1068412/SCTR-meaning.html>

Materiais que solidificam como ferrita apresentam SCTR menor que 50°C, Quadro 6.11. Valor acima de 100°C para SCTR indica alta susceptibilidade e modo de solidificação como austenita. Embora a liga 625 apresente alto valor para SCTR, na prática não é suscetível, sendo atribuído ao efeito de preenchimento da trinca por líquido (esta liga apresenta muito soluto → líquido).

Material	SCTR (°C)
Aço inoxidável duplex 2205, FN 100	26
Aço inoxidável austenítico 304L, FN 6	31
Aço inoxidável duplex 2507, FN 80	45
Liga de níquel 617	85
Liga Hayanes 230	95
Aço inoxidável austenítico 316L, FN 4	115
Liga de níquel 690	121
Aço inoxidável austenítico 3100	139
Liga Hast W	145
Liga Hast X	190
Liga de níquel 625	200
A-286	418

Quadro 6.11 – SCTR dos materiais determinado por Vareststraint transversal. Fonte: o autor

A trinca de solidificação ocorre entre as junções das dendritas (assumem várias orientações) e são facilmente detectadas por líquido penetrante ou podem se apresentar como microtrincas nas regiões interdendríticas que só são reveladas por aplicação de deformação (por ex.: teste de dobramento).

O aço inoxidável austenítico com teor de ferrita delta superior a 5% praticamente não apresenta susceptibilidade e é considerado resistente. Entretanto, o percentual de ferrita (ou o FN- *ferrita number*) pode variar para mais ou para menos dependendo da composição química do material. De forma geral, acima de 3% o risco é baixo.

A Figura 6.59 (Kujanpaa, 1979) faz uma correlação entre o percentual de P + S e a razão entre Cr_{eq}/Ni_{eq} na incidência à trinca de solidificação. Deste gráfico, podemos concluir que materiais que apresentam razão de $Cr_{eq}/Ni_{eq} > 1,5$ ou P + S < 0,01% (em massa) não são susceptíveis à trinca de solidificação.

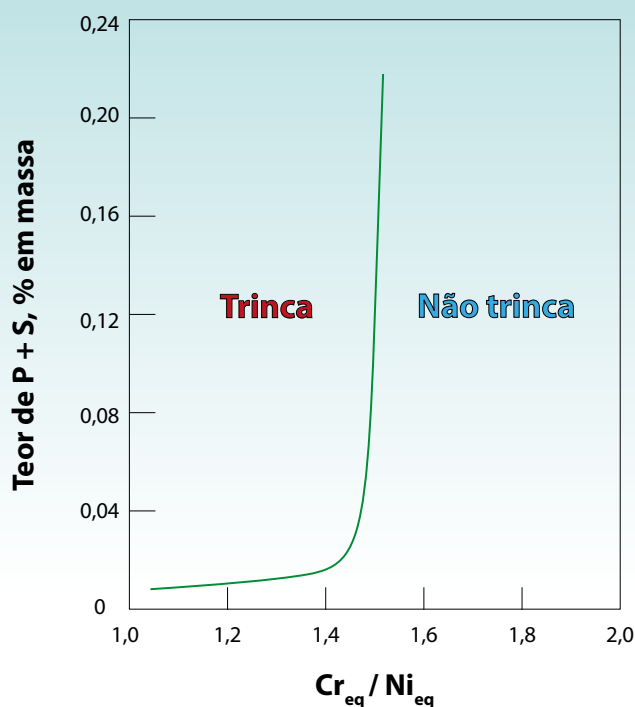


Figura 6.59 – Susceptibilidade de trinca a quente em aço inox austenítico. Fonte: <https://www.google.com/url?sa=i&url=http%3A%2F%2Fftp.demec.ufpr.br%2Fdisciplinas%2FEME733%2FSemin%25C3%25A1rios%2520Inox%2FConsiderations%2520for%2520the%2520Weldability%2520of%2520Types%2520304L%2520and%2520316L%2520Stainless%2520Steels.htm&psig=AOvVaw2vMk8f979AzeuDbkLEQ6vL&ust=1636717759484000&source=images&cd=v-fe&ved=2ahUKEwja3732npD0AhWArZUCHfaTCt0Qr4kDegUIARCxAQ>

Lundin modificou este diagrama pela utilização de dados obtidos no teste *Varestraint*. A classificação foi possível através do comprimento total da trinca (TCL, total crack length), deformação no teste *Varestraint* = 4, Gráfico 6.6.

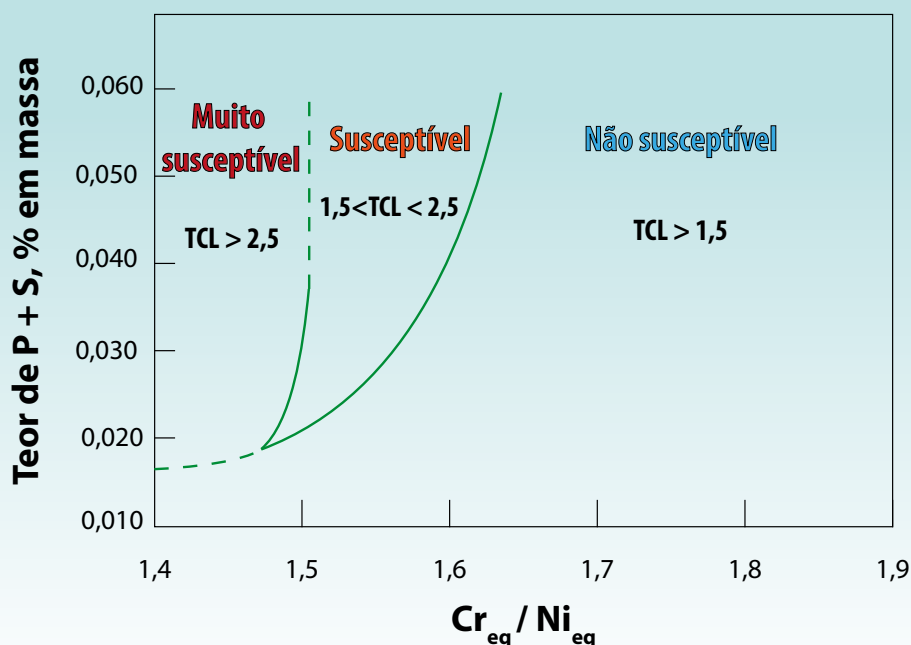


Gráfico 6.6 – Diagrama de susceptibilidade de trinca a quente em aço inox austenítico. Fonte: apostila Descontinuidades de Junta Soldada, Arno Cersosimo, 2012.

A Figura 6.60 mostra uma junta dissimilar soldada em ângulo com consumível 309L (chapa de aço carbono ASTM A36 x aço austenítico 304L). A trinca se desenvolveu no lado do aço carbono em virtude da alta diluição. A região escura apresentou solidificação apenas como austenita e apresenta baixíssimo percentual de ferrita (0,8FN). **Nesse tipo de junta, a trinca é consequência da alta diluição no aço carbono e/ou baixo percentual inicial de ferrita no consumível.**

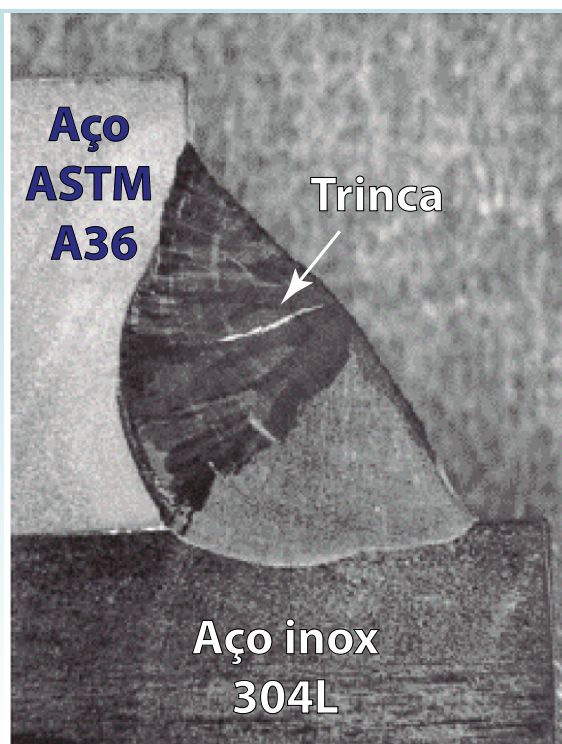


Figura 6.60 – Trinca de solidificação em junta dissimilar com consumível 309L. Fonte: o autor

Serão demonstradas a influência dos **principais elementos de liga** na trinca de solidificação:

1. Nióbio

O nióbio apresenta grande afinidade com o carbono, forma carbetos estáveis, favorecendo a proteção contra a corrosão intergranular. Segundo *Erick Folkhard*, é necessário, pelo menos, oito vezes mais nióbio que o carbono para que a estabilização estequiométrica seja eficaz. O nióbio é um elemento que aparece como traço (residual) nos aços não estabilizados da série 3XX, como o 304 e 316. Entretanto, no aço 347, quando o nióbio é adicionado intencionalmente para prevenir a sensitização, o aço se torna susceptível à trinca de solidificação pela formação de carbetos e/ou carbonitretos intergranulares de baixo ponto de fusão. De acordo com *Dahl, Düren e Müsh*, o nióbio forma um composto de fósforo com participação do cromo e manganês de baixo ponto de fusão. Segundo *Castro e Cadenet*, acima de 2%, forma eutético complexo que pode evitar a trinca pelo mecanismo de *self-healing* (preenchimento dos vazios interdendríticos com líquido). *Folkhard* sugere que o nióbio só apresenta efeito deletério quando o modo de solidificação se dá através da austenita (balanço da composição química). **Os consumíveis para soldagem do aço 347 (estabilizado ao Nb) que apresentam pelo menos 5% ferrita praticamente eliminam o risco de trinca de solidificação (mínimo de 5FN).**

2. Silício

O silício é um desoxidante, melhora a resistência à corrosão-sob-tensão e a resistência à oxidação superficial a quente. Entretanto, segundo *Castro e Cadenet*, acima de 1,0% de silício é difícil evitar trinca no metal de solda. Segundo *Lippold e Kotecki*, o silício deve ser mantido no metal de base em torno de 1%, pois segrega durante a solidificação, formando constituintes eutéticos de baixo ponto de fusão,

além de formar silicatos de ferro (FeSi , Fe_2Si , Fe_3Si , Fe_5Si_3) e o intermetálico Cr_3Si , que deterioram a ductilidade. Como o silício abaixa o ponto de fusão, é costume ser adicionado em maior quantidade nos metais de adição. *Polgary* imputa efeito deletério ao silício pela formação de filmes de silicatos no contorno de grão com baixo ponto de fusão; entretanto, o aumento do teor de silício no consumível melhora a molhabilidade da poça de fusão pela redução da temperatura de fusão. Segundo ele, o silício deve ser mantido com teor máximo de 0,6 a 0,7% nos aços totalmente austeníticos. Para o 347, o silício só traria problema acima de 1,5%, pois esse aço é mais sensível (sofre maior influência) aos percentuais de C, Mn, P e ao teor de ferrita delta. Na prática, segundo *Polgary*, aços austeno-ferríticos não têm apresentado problema de trinca a quente com percentual de silício de até 2,5%.

3. Manganês e Molibdênio

Os elementos manganês (em especial) e o molibdênio no cordão atuam efetivamente na resistência à trinca a quente. *Castro* e *Cadenet* sugerem que quantidade substancial de manganês retém o enxofre na forma de MnS ao invés do sulfeto de níquel e sulfeto de ferro. O manganês pode aumentar a capacidade de deformação plástica do contorno de grão em alta temperatura e acima de 4% pode agir como formador de ferrita delta (o manganês é gamageno).

4. Enxofre e Fósforo

Nos aços com matriz integralmente austenítica, como o 25Cr20Ni, o valor de 0,02% ($\text{S} + \text{P} = 200\text{ppm}$) já é suficiente para promover trinca de solidificação na zona fundida (função do balanço dos elementos gamagenos e alfagenos presentes).

Estudos têm demonstrado que o fósforo parece ser mais potente que o enxofre em promover a trinca de solidificação. No entanto, o enxofre parece ser o principal causador das trincas de liquação na ZAC (AWS). A Figura 6.61 mostra uma trinca característica na linha de centro do cordão.

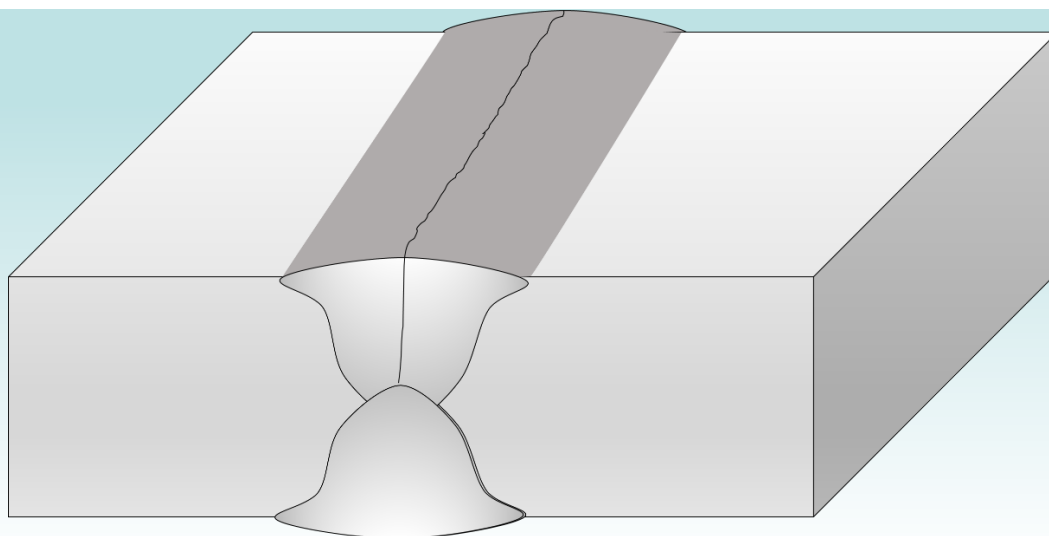
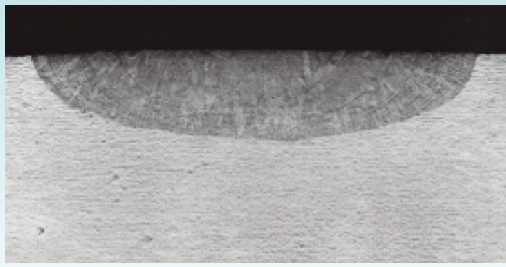
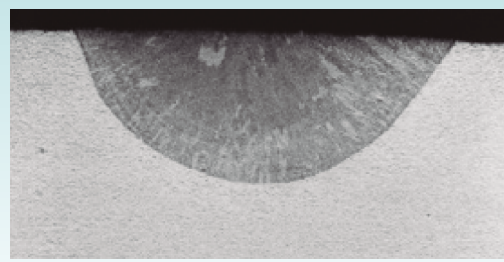


Figura 6.61 – Trinca na linha de centro do cordão. Fonte: o autor.

Por outro lado, aço com teor muito baixo de enxofre ($< 30\text{ppm}$ ou 0,003% S) apresenta penetração sofrível, em virtude da baixa tensão superficial. A tensão superficial tende a ser reduzida com o aumento da temperatura nos metais puros e algumas ligas, ou seja, quando o gradiente da tensão superficial é negativo, a força do arco espalha a poça de fusão para as laterais, conforme demonstrado da Figura 6.62 (AWS) e visto anteriormente.



Aço inoxidável austenítico 304L com 3 ppm de enxofre, aumento 16X



Aço inoxidável austenítico 304L com 200 ppm de enxofre, aumento 16X

Figura 6.62 – Efeito do enxofre na penetração usando os mesmos parâmetros de soldagem. Fonte: o autor.

A Figura 6.63 (ASM Handbook) mostra a influência do teor de enxofre na tensão superficial e na temperatura em função da relação entre a profundidade E e a largura L.

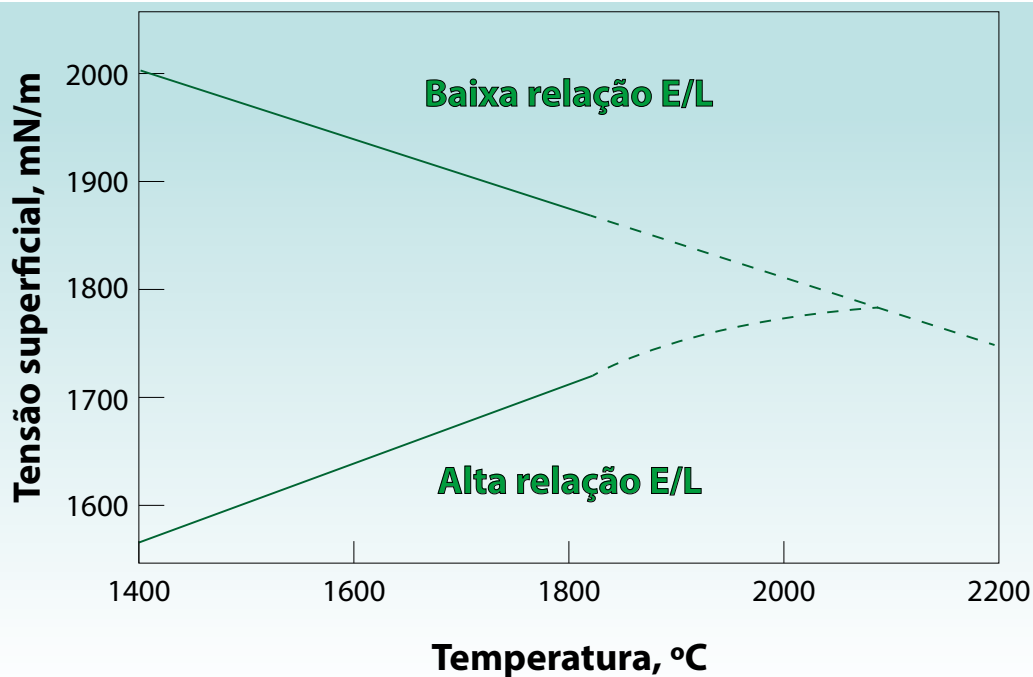


Figura 6.63 – Tensão superficial por temperatura em duas juntas soldadas com E/L diferentes. Fonte: o autor

O Quadro 6.12 de observações mostra o comportamento para alguns elementos (ASM Handbook).

Ligas	Elementos (impurezas)	
	Aumenta a penetração da solda	Diminui a penetração da solda
Zircaloy-2	Cloro	-
Aço inoxidável 304, 316, 21-6-9, JBK-75 Aços AISI 8630 Aços 2,25Cr-1Mo	Enxofre, oxigênio, selênio, telúrio	Cálcio, alumínio, cério, lantânio, silício, titânio
Ligas de níquel Inconel 600 e 718	Enxofre	Oxigênio

Quadro 6.12 – Efeito das impurezas na penetração. Fonte: o autor

Abaixo estão listadas algumas formas de mitigar a trinca de solidificação dos aços inoxidáveis:

 Clique nos números para conhecê-los.

1

2

3

4

5

6

7

8

9

10

11

12

6.2.1.2 Trincas de Solidificação em Aços Ferríticos

O aço carbono, carbono manganês e ligado são susceptíveis à trinca de solidificação quando apresentam alto teor de carbono e impurezas, especialmente enxofre e fósforo. A Figura 6.65 apresenta parte do diagrama binário Fe – S, onde pode ser visto que a máxima solubilidade do enxofre na ferrita delta se dá à temperatura de 1365°C. A esta temperatura, a solubilidade é de aproximadamente 0,18% (em massa), enquanto a solubilidade do enxofre na austenita é de aproximadamente 0,05%.

Durante o resfriamento, à medida que a austenita é formada, o enxofre é expulso da austenita, formando o eutético Fe-FeS. O eutético Fe-FeS apresenta baixo ponto de fusão de 988°C, formando assim um filme líquido na solda.

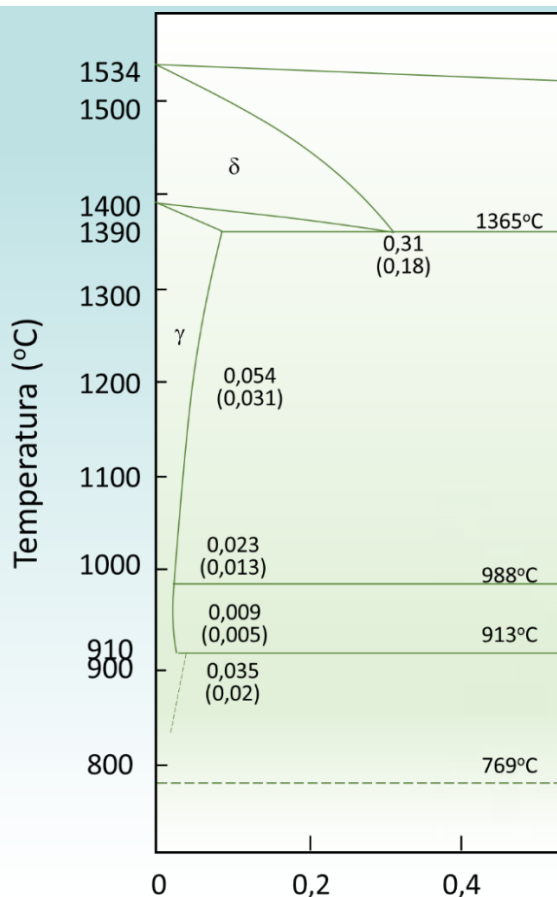
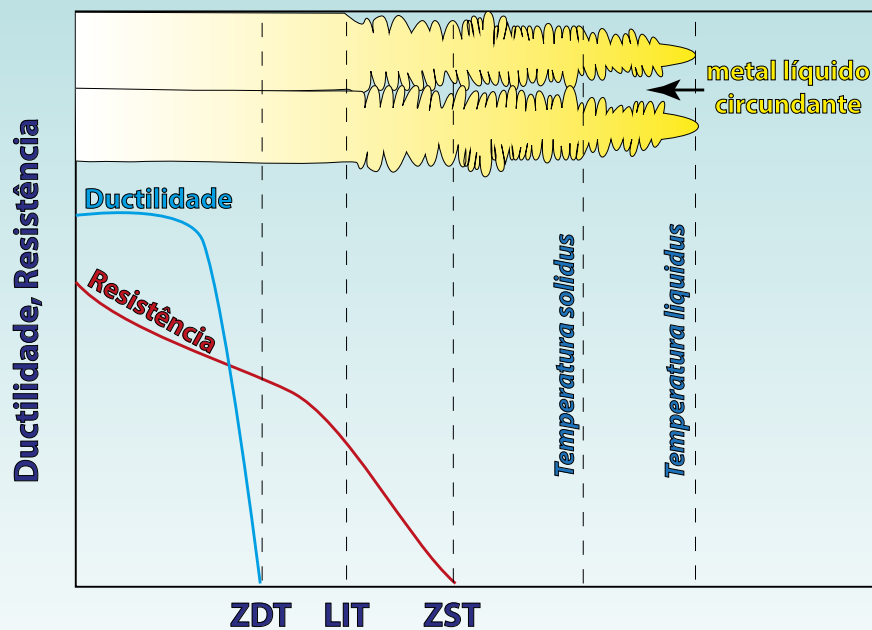


Figura 6.65 – Diagrama binário Fe-S. Fonte: o autor

Muitos investigadores, como Borland e mais tarde Prokhorov (1960/1971), identificaram a existência de uma faixa de temperatura durante a solidificação na qual o material apresenta acentuada queda da ductilidade (fragilidade), conhecida como BTR (*Brittle Temperature Range*). O enxofre, como outros átomos solutos (impurezas), amplia a faixa de temperatura frágil (BTR) do aço, tornando-o mais propenso à fratura decorrente dessa ampliação da faixa entre a temperatura *liquidus* (T_L) e a temperatura *solidus* (T_S), Figura 6.66.



ZDT - Temperatura de ductilidade nula
LIT - Temperatura de líquido impetrável
ZST - Temperatura de resistência nula

Figura 6.66 – Representação da BTR. Fonte: os autores

Importante!

A faixa de temperatura frágil (BTR) é crítica tanto para a trinca de solidificação como para a de liquação, como será comentado a seguir.

Duas condições simultâneas são necessárias para ocorrência da trinca de solidificação durante o ciclo térmico:

1. o metal de solda deve apresentar falta de ductilidade em determinada faixa de temperatura;
2. a tensão desenvolvida durante a contração deve exceder a tensão necessária para a fratura, ou seja, o material não suporta as tensões trativas geradas no resfriamento.

Segundo Norman Bailey/TWI/1994, o risco de trinca de solidificação praticamente não existe em metais que apresentam baixo nível de impurezas, soldados com consumíveis com controle de átomos solutos (metal puro).

A Figura 6.67 compara a faixa de temperatura crítica de um material resistente com outro que apresenta susceptibilidade.

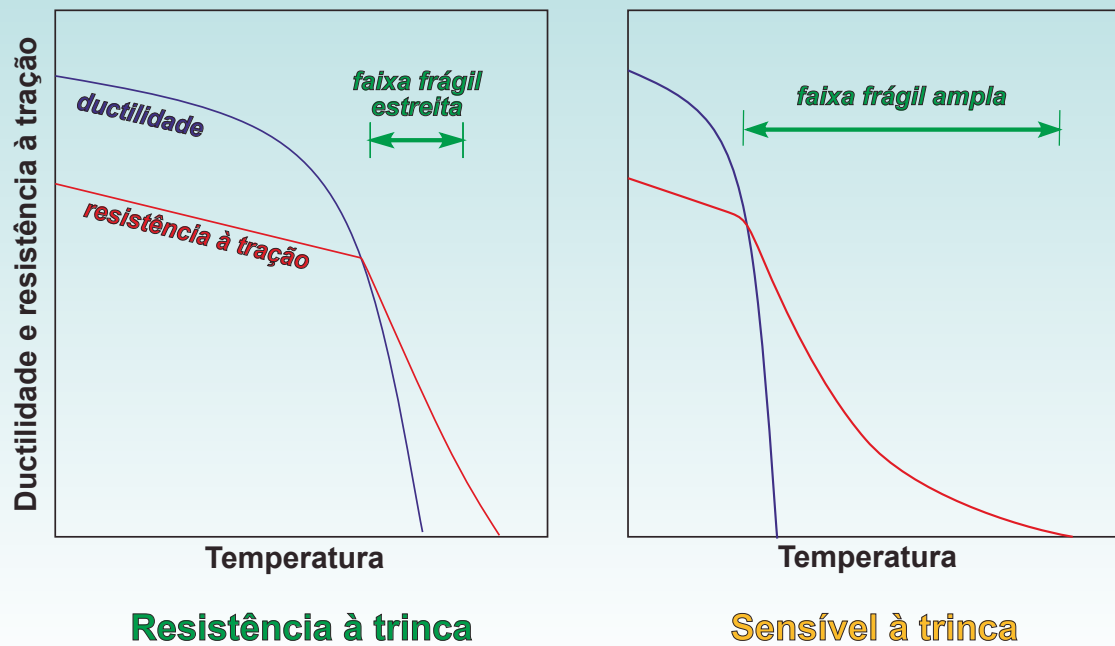


Figura 6.67 – Comparação entre as propriedades mecânicas próximas a temperatura de solidificação. Fonte: o autor

Na Figura 6.68, pode se observar o conceito de faixa de temperatura frágil (BTR) em função da redução da temperatura durante o resfriamento. A região dentro da curva BTR indica uma baixa ductilidade. Qualquer taxa de deformação abaixo da linha de tangência, ponto 2, não causa trinca de solidificação. Quanto menor o intervalo de a linha solidus e liquidus, menor será o BTR. Dessa forma, é possível observar que, para as mesmas taxas de deformação, a curva (b) verde não tem propensão à trinca de solidificação, ao contrário da curva (a) vermelha, que, para taxas de deformação na curva 1, irá trincar.

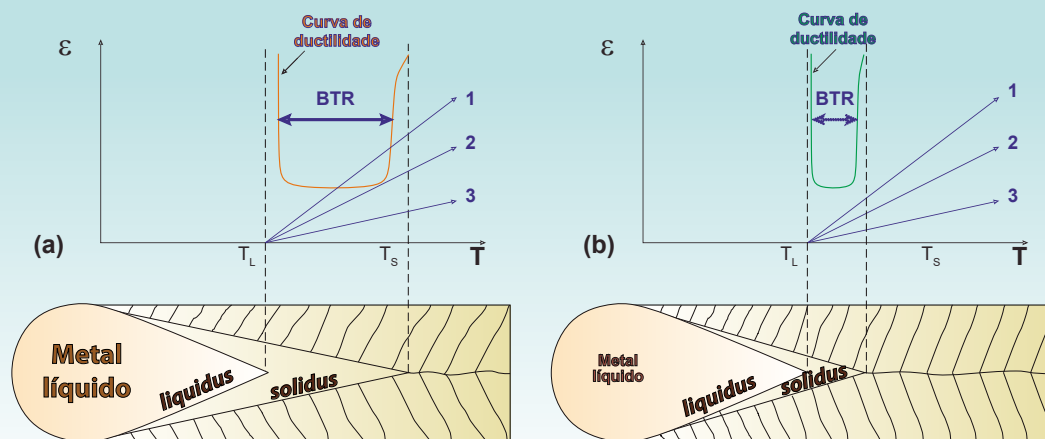


Figura 6.68 – Explicação esquemática para a ocorrência de trinca de solidificação, sendo material b mais dúctil que material a. Fonte: o autor

A Figura 6.69 apresenta o comportamento do enxofre e o fósforo no aumento da faixa de temperatura frágil (BTR) em função do teor de carbono. Conforme o teor de carbono é aumentado, maior a faixa da temperatura BTR.

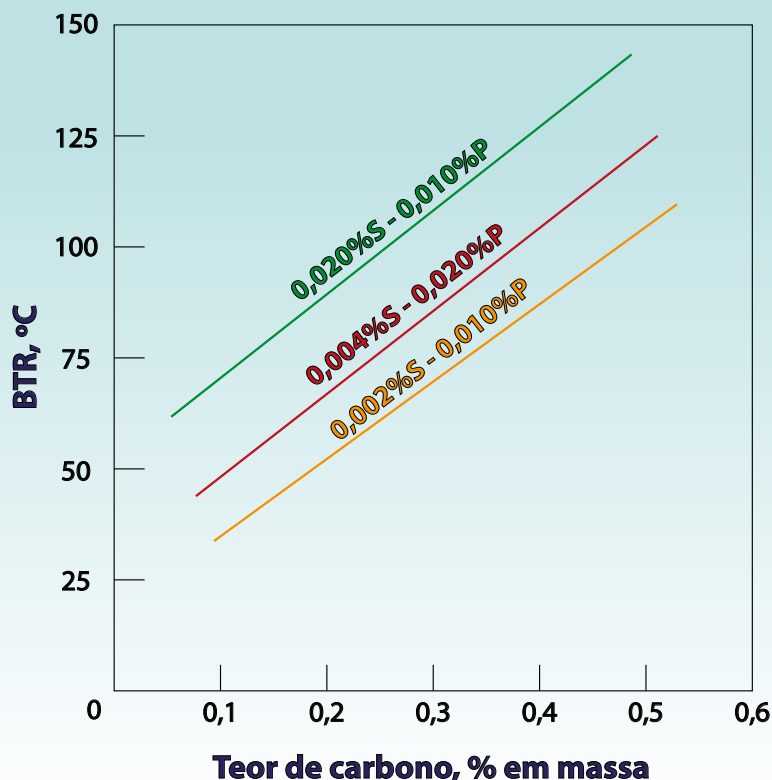


Figura 6.69 – BTR x Teor de Carbono. Fonte: o autor

Para a soldagem de materiais ferríticos propensos à trinca de solidificação, o manganês, por ser eficiente dessulfurante, inibe o efeito do enxofre pela formação do sulfeto de manganês à 1610°C. O sulfeto de manganês possui maior tensão superficial, maior temperatura de fusão e tende a assumir forma globular na massa líquida, ao contrário do sulfeto de ferro, que forma um filme intergranular de baixo ponto de fusão 988°C e baixa tensão superficial. Em algumas tabelas termodinâmicas, a temperatura de fusão do MnS é considerada a de 1530°C.

A Figura 6.70 (*Lancaster e ASM Handbook*) mostra a influência da razão de manganês e enxofre para se evitar a trinca de solidificação. O carbono também apresenta um forte efeito, aumentando a tendência à trinca. Em aços com maior teor de carbono é maior a susceptibilidade à trinca. Pode ser observado que, para os aços com alto teor de carbono, a razão entre o manganês e enxofre é menos efetiva no controle da trinca de solidificação.

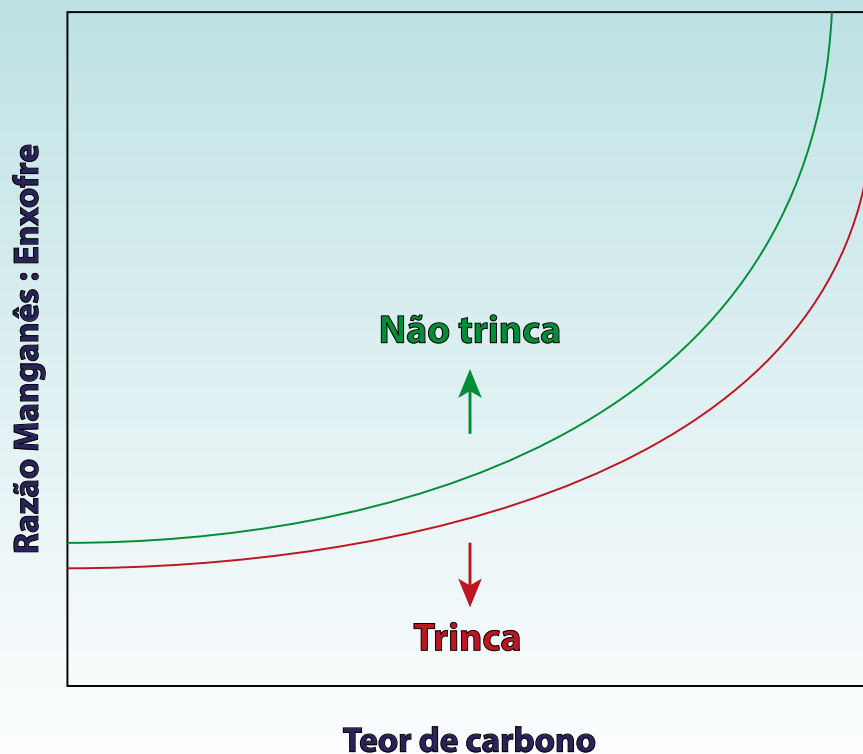


Figura 6.70 – O efeito da relação Mn/S e o teor de carbono na suscetibilidade de trinca a quente. Fonte: o autor

Atenção

Mesmo introduzindo mais manganês, a trinca nem sempre pode ser evitada. Logo, aços com alto carbono se tornam bem mais susceptíveis à trinca de solidificação. Podemos verificar também a relação entre Mn/S necessária para que a trinca de solidificação possa ser evitada em função do teor de carbono do aço.

Em contrapartida, o estudo de Oshita et. al. indica que aços de muito baixo carbono, por volta de 0,05 a 0,10% de carbono associados ao níquel, soldados com consumíveis de baixo carbono, também são susceptíveis à trinca de solidificação quando soldados com alta velocidade em soldas de raiz com SMAW em juntas com alta restrição.

Da mesma forma que o enxofre, o fósforo atua aumentando a faixa de temperatura frágil (BTR). Entretanto, a formação de eutético é menos provável. O fósforo é segregado para o contorno, reduzindo a temperatura de fusão da região interdendrítica (decoação intergranular). Outros elementos, como o boro, apresentam o mesmo comportamento do fósforo.

Os elementos cromo e molibdênio são benéficos porque são ferritizantes (alfagenos), aumentando a tolerância às impurezas. Esses dois elementos se combinam com o carbono formando carbeto, o que reduz o teor de carbono na matriz, diminuindo a tendência de formação de austenita pelo fato de o carbono ser carbono gamageno. Na Figura 6.71 pode ser observada esquematicamente a influência dos elementos de liga e impurezas na tendência à trinca de solidificação no metal de solda.

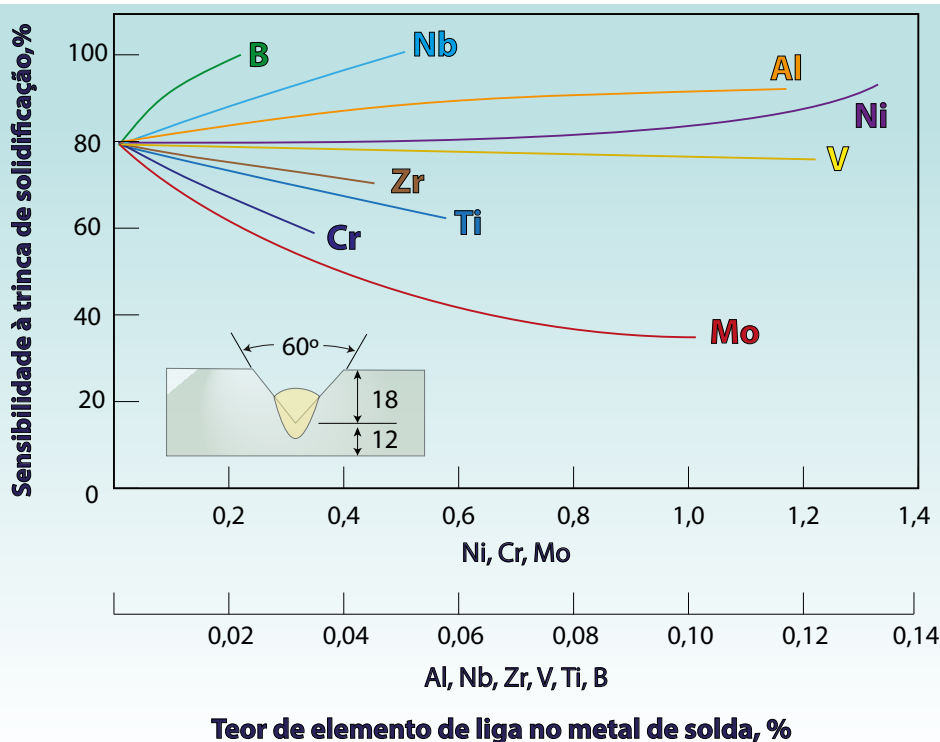


Figura 6.71 – Relação entre suscetibilidade à trinca de solidificação e o teor dos elementos. Fonte: o autor

O carbono e o níquel favorecem o modo de solidificação como austenita, aumentando o risco à trinca de solidificação . Observe a figura e clique no ícone para entender esse processo.



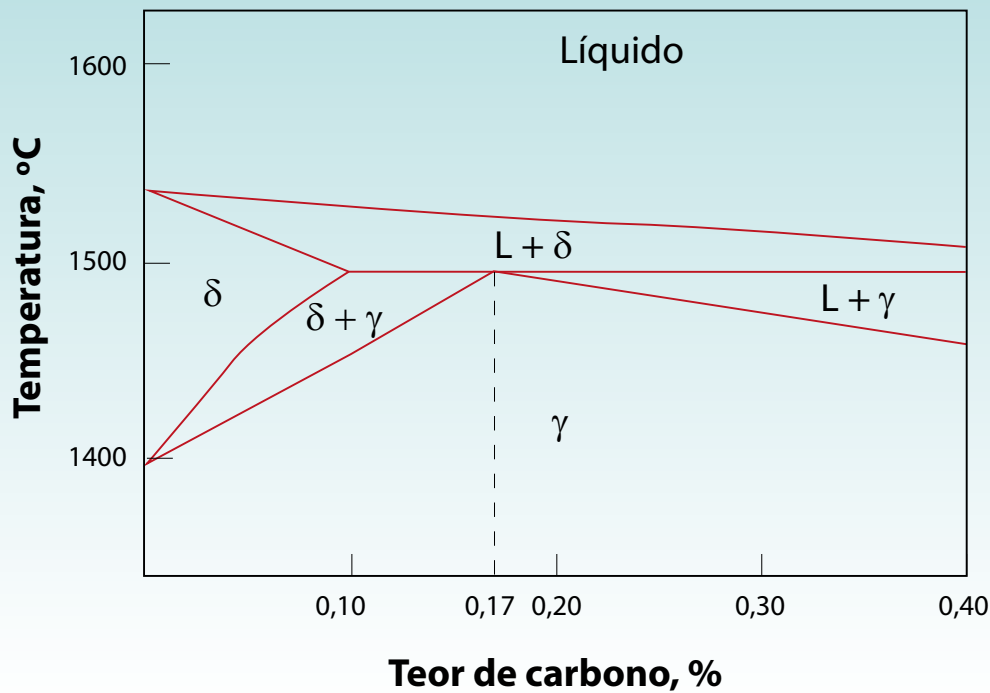


Figura 6.72 – Digrama Fe-C mostrando a reação peritética. Fonte: o autor

Segundo Nobutaka Yurioka/Nippon Steel, quando a solidificação se dá através da austenita, tanto o enxofre como o fósforo permanecem não solidificados na massa líquida ($L + \delta \rightarrow \gamma$), solidificando por último entre os contornos de grão austenítico. Caso o produto da solidificação seja ferrita delta (baixo teor de carbono ou rico em elementos alfa genos), a trinca não é normalmente esperada (Yurioka).

A reação peritética é aquela em que um líquido mais uma fase primária se transformam em uma fase sólida secundária. A fase secundária cresce perifericamente à fase primária (Fredriksson/1976) e a reação é governada por difusão através da fase líquida, conforme demonstrado na Figura 6.73 (Stefanescu/2006).

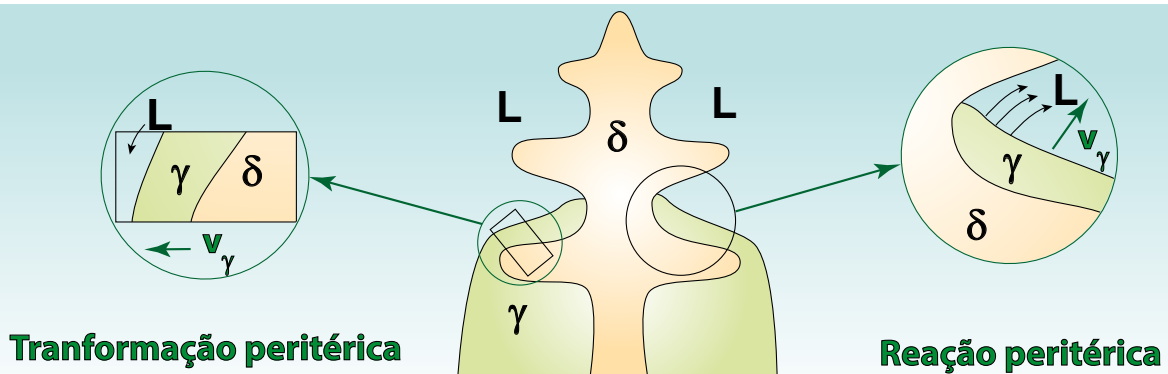


Figura 6.73 – Reação e transformação peritética. Fonte: o autor

Segundo Oystein Grong e Kerr, durante um processo relativamente lento de solidificação, a ferrita delta é sempre a primeira fase a se formar na região peritética (líquido + ferrita delta primária $\rightarrow$ austenita secundária), existindo grande tendência para a austenita secundária crescer ao longo da interface líquido/ferrita delta.

Nesse caso, a decomposição da ferrita pode ocorrer de dois modos: como reação peritética ou como transformação peritética, sendo as representações dos modos de decomposição representados na Figura 6.74.

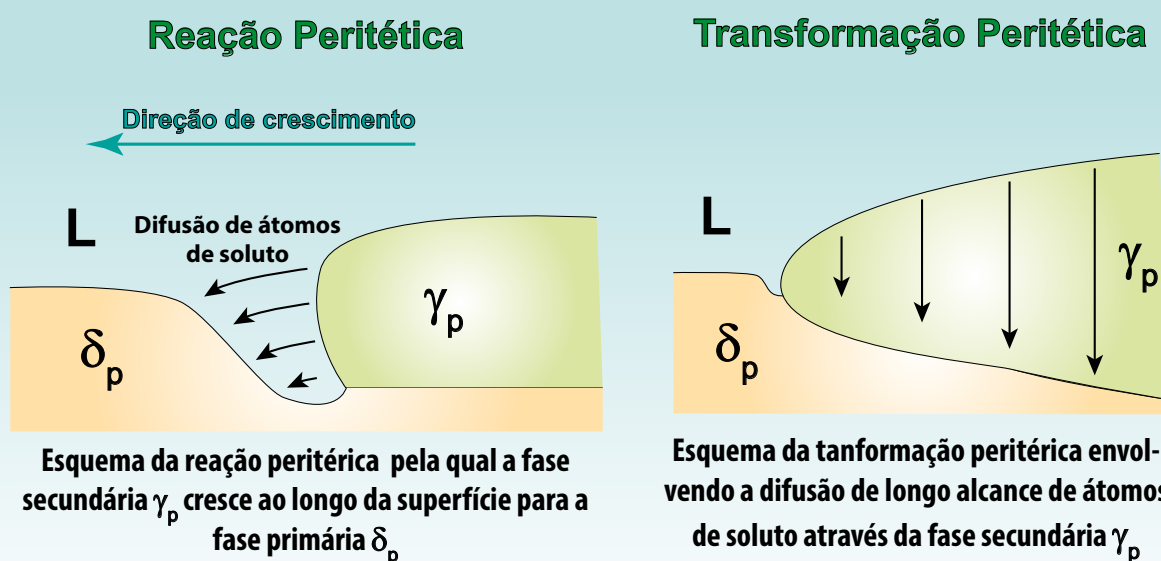


Figura 6.74 – Modos de decomposição da ferrita, reação ou transformação peritética. Fonte: o autor

Em geral, o aço ligado em função da taxa de resfriamento, teor de carbono e átomos solutos pode apresentar tanto ferrita ou austenita (ou mistura de ferrita e austenita) como forma primária de solidificação.

A Figura 6.75 (Nobutaka Yurioka - Nippon Steel Corporation) apresenta no diagrama de equilíbrio Fe-C o valor máximo para o somatório do P + S ($< 0,025\%$) e a relação entre Mn/S e % C para prevenir a trinca a quente.

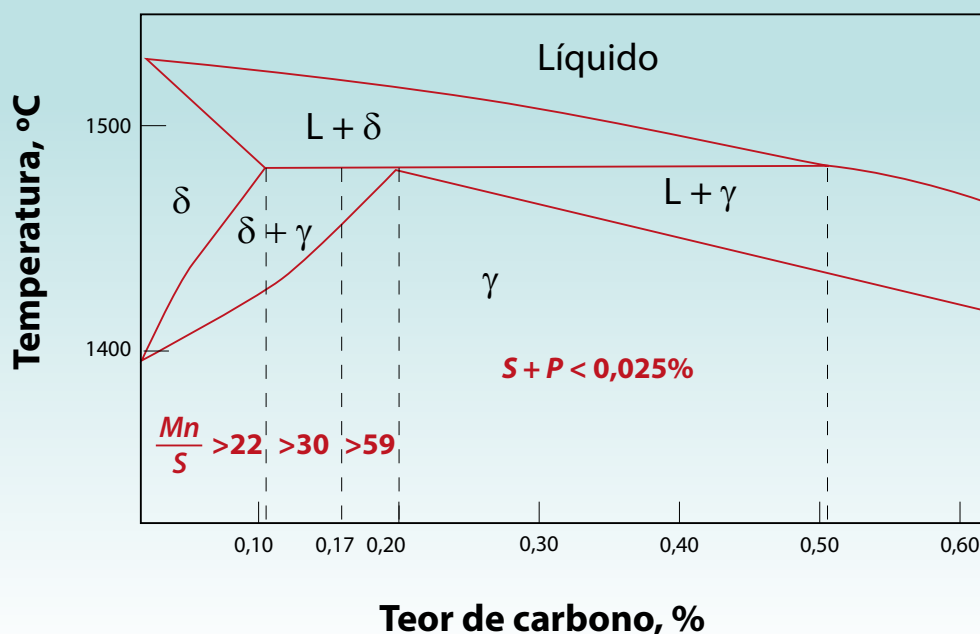


Figura 6.75 – Diagrama de equilíbrio Fe-C e suscetibilidade a trinca a quente. Fonte: o autor

Ainda segundo *Yurioka*, é mais efetivo reduzir o risco de trinca de solidificação no aço com baixo teor de carbono através da redução do teor de enxofre (S), enquanto no aço de alto carbono através da redução do teor de fósforo (P). A probabilidade da ocorrência de trinca de solidificação é significativamente reduzida quando elementos formadores de fase alfa estão presentes em virtude da maior solubilidade das impurezas na ferrita delta e por esta apresentar menor deformação de contração (*shrinkage strain*) que a austenita (menor coeficiente de expansão e maior ductilidade na faixa crítica).

Muitos pesquisadores desenvolveram fórmulas empíricas com o intuito de prever (e descrever o efeito) a ocorrência da trinca de solidificação. Conheça as equações propostas pelos pesquisadores:

 Clique nos ítems.

Equação 3:
Ostrovskaya

Equação 4:
Wilkinson

Equação 5:
Matsuda

Atenção

Com a redução do teor de carbono nos aços como forma de aumentar a soldabilidade e tenacidade da ZAC, foi constatada trinca de solidificação com eletrodos de baixíssimo teor de carbono, contrariando as três fórmulas acima onde a solidificação em ferrita delta excluiria por completo o risco de trincas de solidificação.

Segundo *Yurioka*, o níquel neste caso parece ser benéfico e tem sido adicionado ao material de base e nos consumíveis de baixíssimo teor de carbono.

Essas observações reforçam os cuidados na seleção e escolha da geometria da junta, corrente de soldagem, forma geométrica do cordão e velocidade de soldagem, principalmente nos passes de raiz onde é esperada maior diluição, podendo em alguns casos atingir até 50% (*Yurioka*).

A probabilidade de trinca de solidificação em aços carbono manganês costuma ser avaliada através da Equação 6 (*Bailey e Jones / The Welding Institute*), chamada de fator de tendência à trinca, desenvolvido para o processo arco submerso (mais crítico → alto aporte). O U_{cs} é um fator que verifica a tendência à trinca (*Unity Crack Susceptibility*).

$$U_{cs} = 230C + 190S + 75P + 45Nb - 12,3Si - 5,4Mn - 1$$

Equação 6 – Fator de tendência à trinca

Onde:

- Os elementos são dados em percentual de massa.
- Trincas em soldas em ângulo de 19 mm se $U_{cs} > 20$ (baixa resistência) e razão largura/ profundidade deve ser um ($L/E = 1$).
- Trincas em soldas de topo se $U_{cs} > 25$ (baixa resistência) e razão largura/profundidade de um.
- $U_{cs} < 10$, aço com alta resistência à trinca, mais caro, mas dispensa controle.
- $U_{cs} > 30$, aço muito sensível à trinca de solidificação.
- Pela expressão, os elementos mais deletérios são o carbono e o enxofre.
- Para aços de média resistência mecânica, valores inferiores a 0,03% S são aceitáveis.
- Para aços de alta resistência, valores mais baixos de enxofre e fósforo devem ser utilizados.

Observações:

 Clique nos números para conhecê-las.

1

2

3

Os Quadro 6.13 e Quadro 6.14 mostram a composição química válida para o material depositado na expressão U_{cs} .

Elemento	Teor
C	0,03 a 0,23
S	0,010 a 0,050
P	0,010 a 0,045
Si	0,15 a 0,65
Mn	0,45 a 1,60
Nb	0 a 0,07

a Teores de carbono menores do que 0,008% devem ser adotado o valor de 0,08%

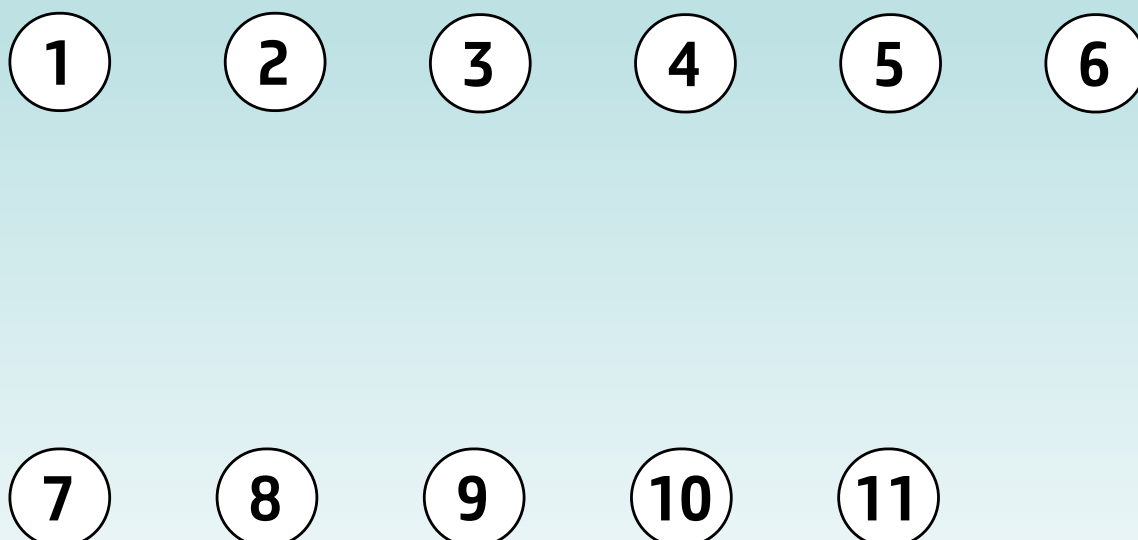
Quadro 6.13 – Composição química válida para formula U_{cs} . Fonte: apostila Descontinuidades de Junta Soldada, Arno Cersosimo, 2012.

Elemento	Teor máximo, %
Ni	1
Cr	0,5
Mo	0,4
V	0,07
Cu	0,3
Ti	0,02
Al	0,03
B	0,002
Pb	0,01
Co	0,01

Quadro 6.14 – Limites de teor de liga e impurezas para formula Ucs.
 Fonte: apostila Descontinuidades de Junta Soldada, Arno Cersosimo, 2012.

6.2.1.2.1. Formas de mitigar a trinca de solidificação no aço carbono manganês e aço liga:

 Clique nos números para conhecê-los.



6.2.1.3 Trinca de Solidificação em Ligas de Níquel

As ligas de níquel podem ser divididas em função dos elementos básicos de sua composição ou através do modo de endurecimento.

Listamos abaixo a classificação por composição química:

1. Níquel comercialmente puro.
2. Ligas Ni-Cu.
3. Ligas Ni- Mo.
4. Ligas Ni-Cr.
5. Ligas Ni-Cr-Mo.
6. Ligas Ni-Cr-Fe.
7. Ligas Ni-Fe-Cr.

As ligas de níquel podem ser endurecidas por solução sólida ou precipitação.

6.2.1.3.1 Ligas de Níquel Endurecidas por Solução Sólida

As ligas endurecidas por solução sólida são utilizadas em aplicações onde é necessário combinar média resistência mecânica e excelente resistência à corrosão em alta temperatura.

Importante!

Os elementos utilizados para aumentar a resistência das ligas endurecidas por solução sólida são: Cr, Fe, Cu e o Mo (*Dupont/Lippold/Kiser*).

A trinca de solidificação está associada à presença de impurezas (P, S, Pb, Ag) pela formação de eutéticos de baixo ponto de fusão e traços de outros elementos como o boro (B). O silício, embora possa formar eutético de baixo ponto de fusão, tem se mostrado deletério apenas quando presente em grande quantidade. Os mais frequentes eutéticos com baixo ponto de fusão são:

- » Ni-S (637°C);
- » Ni-P (870°C);
- » Ni-B(1093°C);
- » Ni-Si (1143°C).

Estas ligas não apresentam apreciável quantidade de intermetálicos e carbeto após soldagem (estado como recebido – nova).

6.2.1.3.2 Ligas de Níquel Endurecíveis por Precipitação

Estas ligas combinam alta resistência e excelente resistência à corrosão, sendo algumas conhecidas como *superalloys* (superligas). A Figura 6.76 (S.A.David, S.S.Babu, and J.M.Vitek) mostra o crescimento dendrítico em uma superliga.

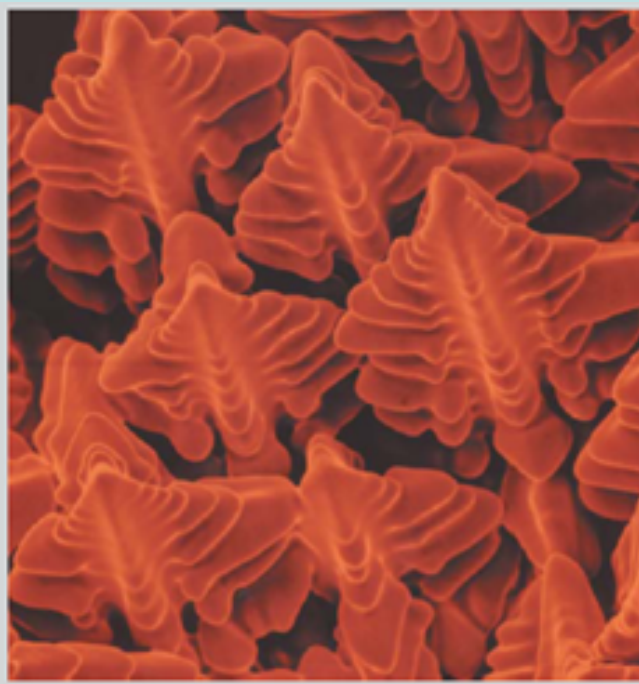


Figura 6.76 – Micrografia de crescimento dendrítico em superliga de níquel.
Fonte: apostila Descontinuidades de Junta Soldada, Arno Cersosimo, 2012.

A metalurgia física das ligas endurecíveis por precipitação é complexa, uma vez que na mesma liga podem ser adicionados elementos:

- » endurecedores da austenita por solução sólida (Cr, Co, Fe, Mo, W e Ta);
- » formadores de precipitados (Ti, Al e Nb);
- » resistentes à oxidação (Cr, Al, Ta);
- » resistentes à corrosão a quente (Cr, La, Th);
- » fluência (B e Zr);
- » ductilidade a temperaturas intermediárias (Hf - Háfio).

O endurecimento por precipitação está diretamente associado ao percentual aos elementos: titânio, alumínio e/ou nióbio.

Conforme visto em ciências dos materiais, aquecendo-se essa liga até uma determinada temperatura, acima da linha *solvus* (temperatura de solubilização), todos os precipitados começam a dissociar, até completa dissolução dos mesmos. A liga apresenta apenas uma fase e todos os elementos estão em solução sólida (acima de *solvus*).

Ao ser novamente resfriada, a precipitação assume formas diferentes em função do ciclo térmico recebido. O tratamento de precipitação é realizado durante a fabricação da chapa (usina) ou após soldagem dessas ligas (há restrições, como será visto a seguir). Na Figura 6.77 podemos verificar o diagrama de fase típico dessas ligas.

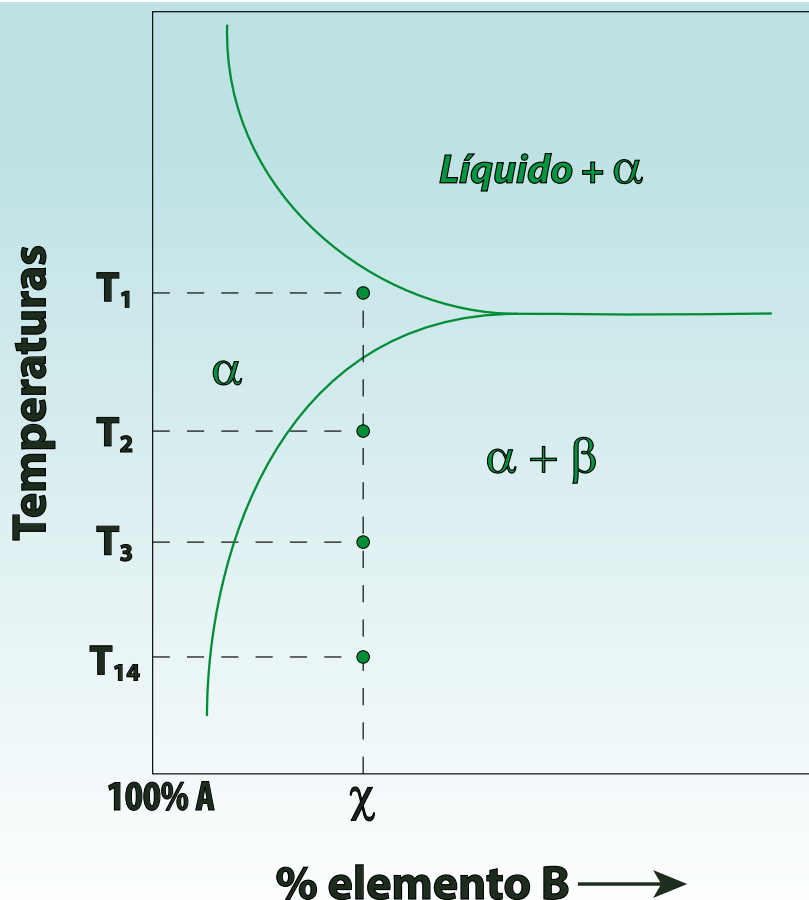


Figura 6.77 – Diagrama de fase de ligas de níquel endurecidas por precipitação. Fonte: o autor

Na Figura 6.78, podemos ver a representação da liga na condição solubilizada e precipitada. **A ilustração mostra o efeito do tratamento térmico de precipitação após solubilização (finos e dispersos precipitados o interior do grão).**

Como também já visto em ciência dos materiais, a precipitação coerente distorce e mantém a continuidade da rede cristalina (finíssima distribuição dos precipitados), formando eficiente barreira para a movimentação das discordâncias (trava o movimento das discordâncias).

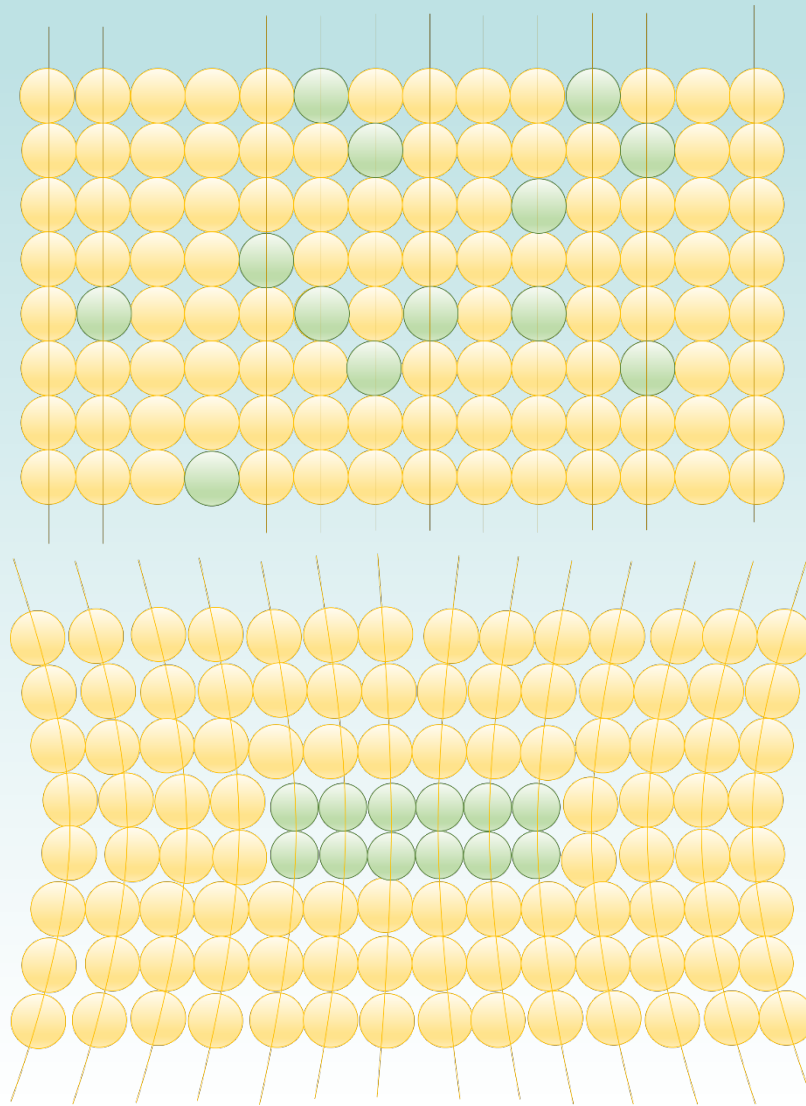
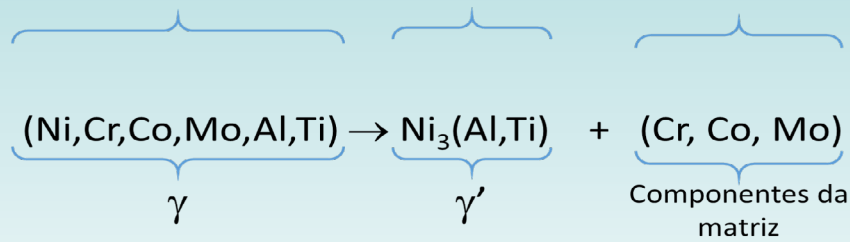


Figura 6.78 – Solução sólida supersaturada (acima) e precipitado coerente (abaixo). Fonte: o autor

Quando o precipitado se desprende do reticulado da matriz, há formação de um contorno de grão e formação de superfície (interface), reduzindo e aliviando a distorção na malha cristalina. **Esse precipitado é chamado de incoerente (com a matriz).** Quando apresenta distribuição espaçada e grande tamanho, o precipitado perde eficácia no travamento das discordâncias (superenvelhecimento). Quando não há coerência, duas fases distintas estão presentes.

Essas ligas apresentam matriz austenítica, fases secundárias e intermetálicas. A principal diferença entre esses dois sistemas está no fato de que os elementos adicionados permitem o endurecimento por precipitação (maior resistência mecânica) sob apropriadas condições de aquecimento ou tratamento térmico.

A precipitação formada em função da adição do Al e Ti é conhecida como γ' (gamma – *prime*), apresentando forma $\text{Ni}_3(\text{Ti}, \text{Al})$. A fórmula $\text{Ni}_3(\text{Ti}, \text{Al})$ na realidade é uma forma resumida e abreviada para a precipitação γ' (gamma – *prime*). Alguns exemplos de composições mais completas para a fase γ' podem ser observadas na Figura 6.79 (*Welding Metallurgy by Sindo Kou*).



Onde γ é a matriz CFC, enquanto γ' , o precipitado, é um composto intermetálico CCC. O $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$ é somente a abreviação para γ' , uma vez que a sua composição correta é muito mais complexa. Por exemplo, a composição para γ' no Inconel 713 é determinada por:

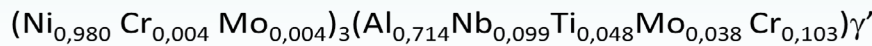


Figura 6.79 – Composições de γ' (gamma – prime). Fonte: o autor

A Figura 6.80 mostra que a solubilidade na austenita (γ) e dos elementos Ti e Al aumenta com a temperatura.

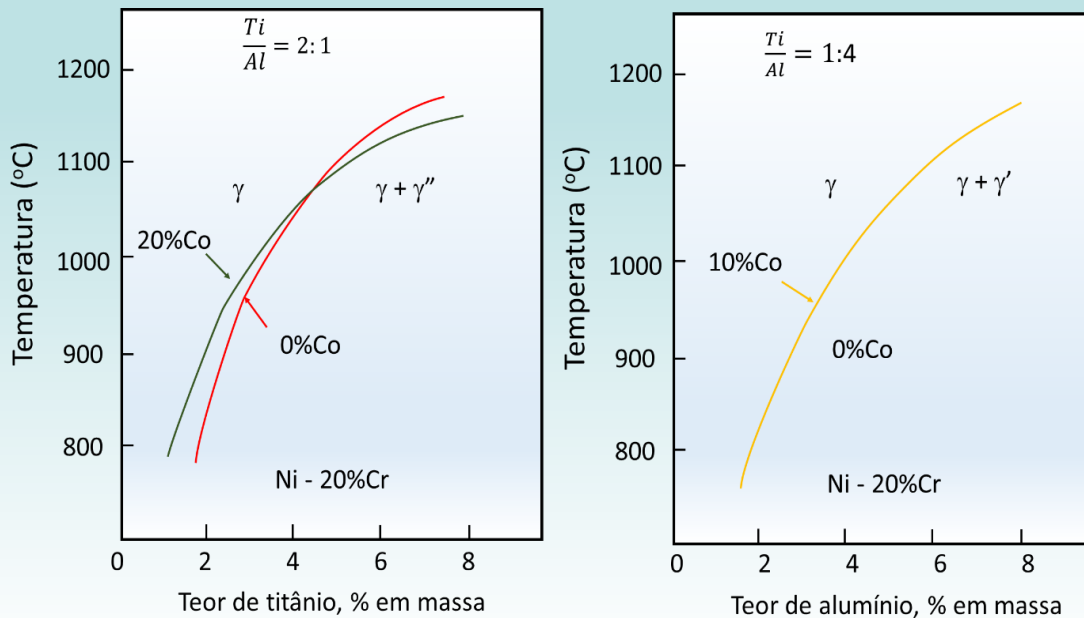


Figura 6.80 – Efeito de elementos de liga na temperatura solvus de γ' no Ti e Al.
Fonte: *Welding Metallurgy by Sindo Kou*

Algumas ligas de níquel podem ser endurecíveis pela formação de γ'' (gamma- double prime), assumindo de forma geral a forma Ni_3Nb ou $\text{Ni}_3(\text{Nb}, \text{Ta})$, onde o Nb substitui e faz o papel do Al + Ti na fase γ' . A Figura 6.81 (*Welding Metallurgy and Weldability of Nickel-base Alloys by DuPont/Lippold e Kiser*) mostra de forma resumida a estrutura $\gamma'' - \text{Ni}_3\text{Nb}$, que apresenta forma cristalográfica tetragonal.

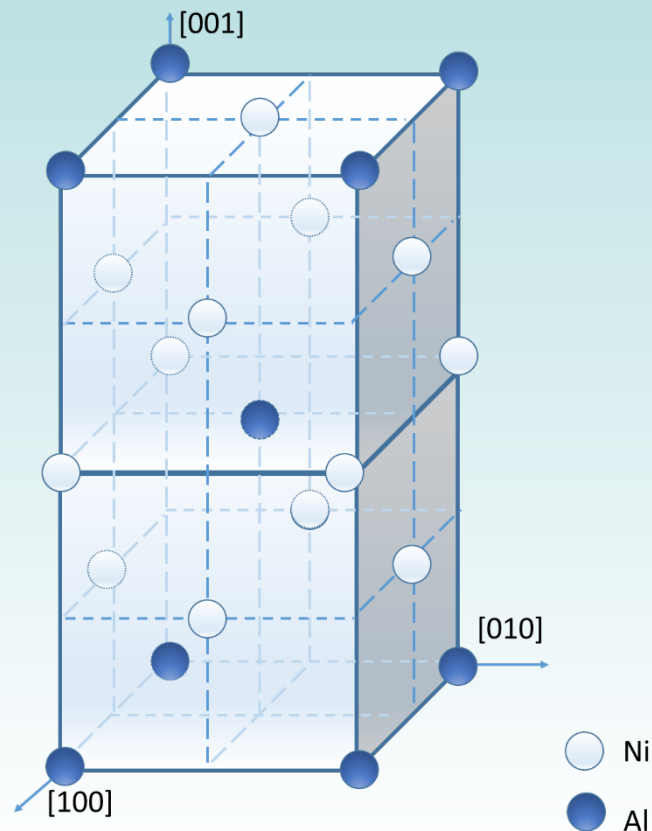


Figura 6.81 - Representação cristalográfica da estrutura γ'' . Fonte: *Welding Metallurgy by Sindo Kou*

A Figura 6.82 (*Welding Metallurgy and Weldability of Nickel-base Alloys by DuPont/Lippold e Kiser*) mostra finos precipitados γ'' e agulhas grosseiras e frágeis de δ . A frágil fase δ (delta) apresenta estrutura cristalina ortorrômbica e composição Ni_3Nb (não confundir com ferrita delta). A forma frágil ortorrômbica $\delta - \text{Ni}_3\text{Nb}$ é normalmente obtida após relativa exposição à alta temperatura e tempo da fase tetragonal $\gamma'' - \text{Ni}_3\text{Nb}$.

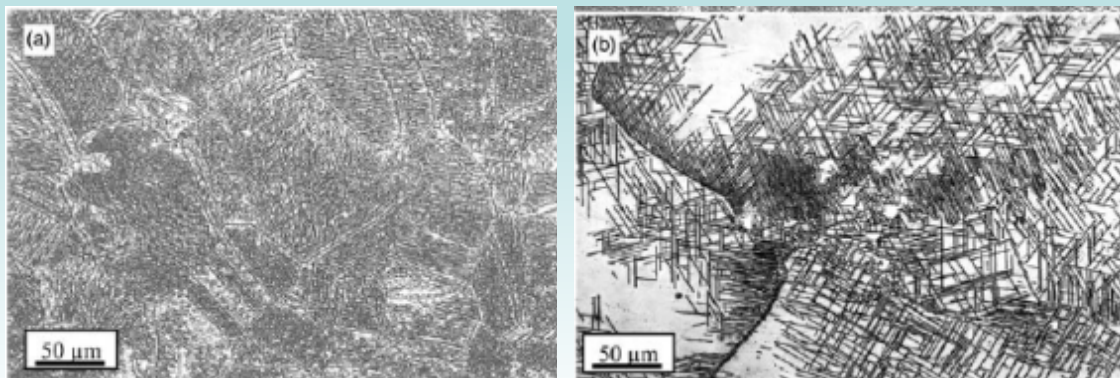


Figura 6.82 - Fase δ (delta) em liga Nb 718: (a) forjado, (b) fundido. Fonte: apostila *Descontinuidades de Junta Soldada*, Arno Cersosimo, 2012.

O diagrama TTT da Figura 6.83 (*Welding Metallurgy and Weldability of Nickel-base Alloys by DuPont/Lippold e Kiser*), da liga Alloy 718 mostra as duas formas cristalinas (tetragonal- γ'' e ortorrômbica- δ) de mesma "composição" Ni_3Nb .

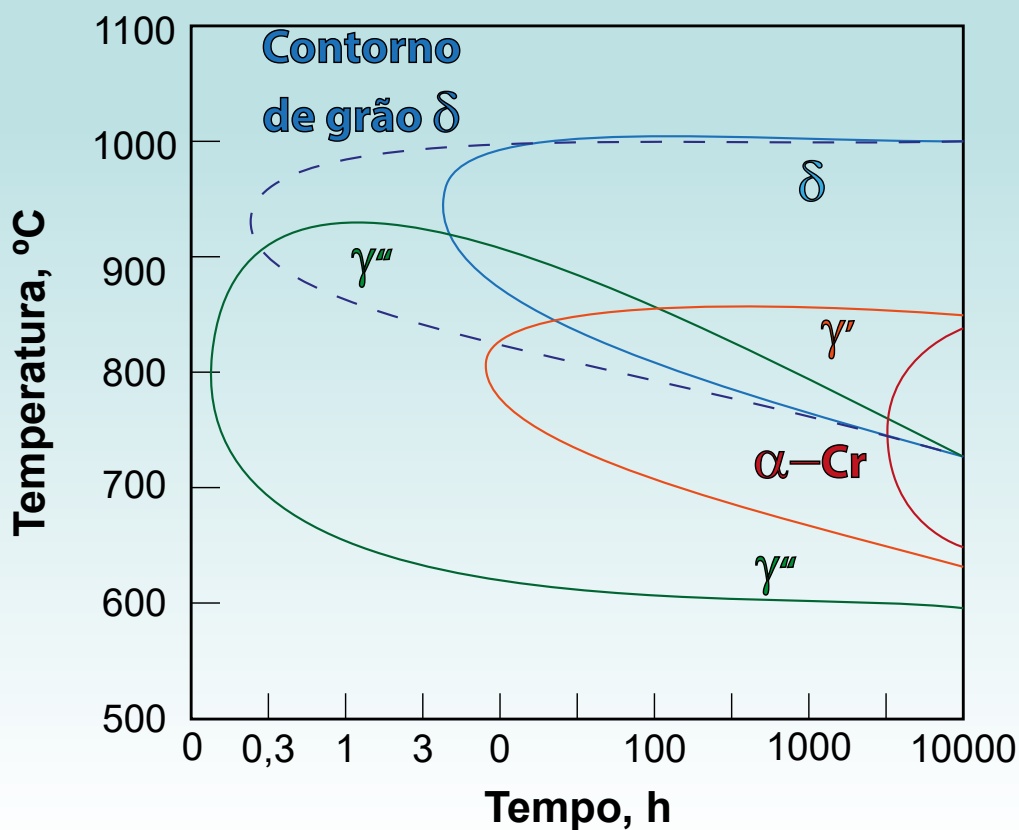


Figura 6.83 – Diagrama TTT da liga 718. Fonte: o autor

Da mesma forma que as ligas endurecidas por solução sólida, as impurezas P, S, Pb, Ag são extremamente prejudiciais ao contorno de grão. Os elementos B e Zr são adicionados para aumentar a resistência do contorno à fluência. Entretanto, o balanço desses elementos é essencial para o equilíbrio entre a resistência a quente e a soldabilidade. O efeito deletério do B pode ser atribuído à forte tendência de segregação e formação de M_3B_2 , o qual funde a aproximadamente 1200°C. O Zr, quando combinado com o S, forma ZrS (1170°C) no contorno e regiões interdendríticas. O sulfeto de titânio TiS (1170°C) tem efeito similar.

Nas ligas com precipitação γ'' , a segregação do Nb pode conduzir à formação de constituintes eutéticos γ/NbC e γ/Laves , através de reação eutética ($\text{L} \rightarrow \text{S}_1 + \text{S}_2$), que alarga a faixa de temperatura de solidificação, promovendo a trinca.

De forma geral, independentemente da liga de níquel (endurecida por solução sólida ou precipitação), o contato a quente com a contaminação contendo zinco, estanho, enxofre e cobre deve ser evitado. A soldagem deve geralmente ser realizada sem preaquecimento (e baixo aporte) e evitar, se possível, consumíveis que apresentem precipitações de $\delta \rightarrow \text{Ni}_3\text{Nb}$ (na soldagem de chapas grossas- multipasse – redução da ductilidade).

Listamos abaixo formas de mitigar as trincas de solidificação em ligas de níquel:

 Clique nos números para conhecê-los.

1

2

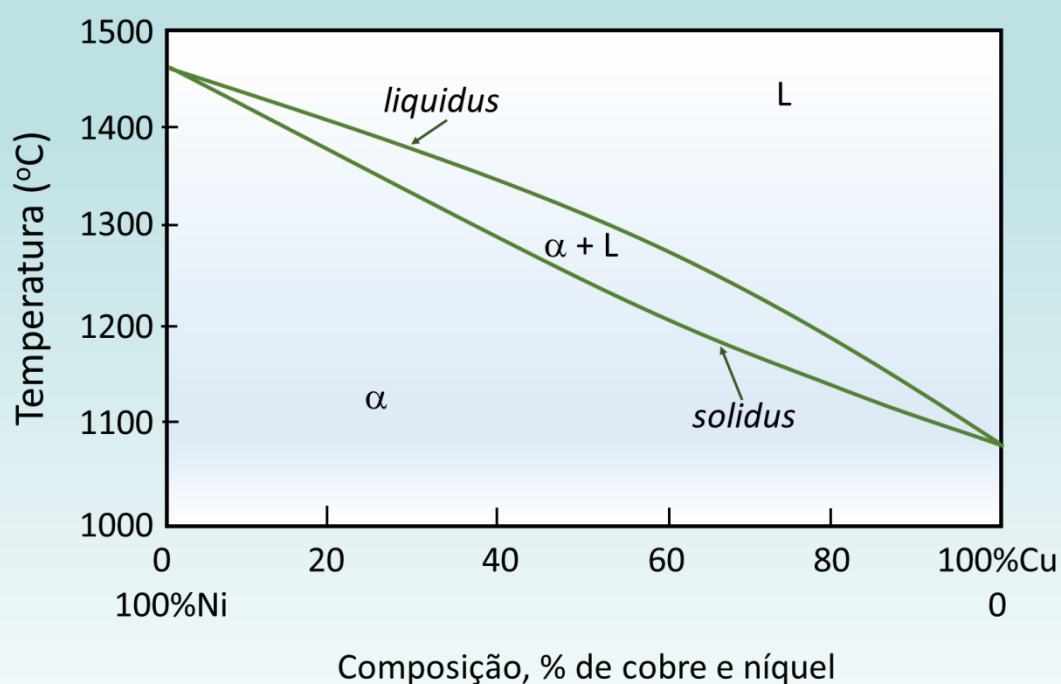
3

4

5

6.2.1.4 Trincas de Solidificação em Ligas de Cobre Tipo Cu-Ni

Estes elementos apresentam aproximadamente o mesmo raio atômico, estrutura cristalina CFC e miscibilidade total, solubilidade de 100%. Há apenas uma fase em solução sólida em qualquer percentual de níquel ou cobre. Estas ligas apresentam até 30% de níquel e, como em todas as ligas de cobre, há susceptibilidade a trinca de solidificação. Essa susceptibilidade aumenta conforme o aumento da diferença entre a temperatura *liquidus* e *solidus* (mais larga esta faixa).



α = Solução sólida de cobre e níquel
L = Metal líquido composto de cobre e níquel

Figura 6.84 – Diagrama de fases de ligas Cu-Ni. Fonte: o autor

O Quadro 6.15 informa a composição química nominal das ligas de cobre-níquel.

UNS	Nome da liga	Composição nominal	Ponto de fusão (°C)	Condutividade térmica	Soldabilidade		
					GTAW	GMAW	SMAW
C70600	Cupro-níquel	88,6Cu, 9-11Ni, 1,4Fe, 1Mn	1149	12	E	E	G
C71500	Cupro-níquel	70Cu, 30 Ni	1238	8	E	E	

Quadro 6.15 – Composição química de ligas Cu-Ni. Fonte: o autor

As ligas comerciais de Cu-Ni, com percentual mais alto de Ni (30% Ni), são mais resistentes à corrosão a água salgada (mais caras), porém são mais susceptíveis à trinca de solidificação do que as com mais baixo teor de níquel (10% Ni) em função da maior faixa de solidificação, temperatura entre a linha *solidus* e a *liquidus*. Apesar da maior susceptibilidade, são soldadas com certa facilidade em espessuras não muito espessas. Juntas espessas são mais susceptíveis à decoesão interdendrítica na solidificação pelo alto nível de tensões geradas no resfriamento.

Importante!

A liga Cu-Ni é soldada com certa facilidade quando o percentual de impurezas é bem controlado; porém, mediante a presença de outros elementos de liga, pode se tornar extremamente susceptível, como na soldagem dissimilar.

A Figura 6.85 (AWS/ *Welding Handbook*), do diagrama ternário de fases Cu- Ni- Fe, apresenta faixas de composição química em que a liga apresenta grande susceptibilidade à trinca a quente. **A grande diferença de temperatura de fusão favorece os problemas metalúrgicos (propriedade física), Figura 6.86.**

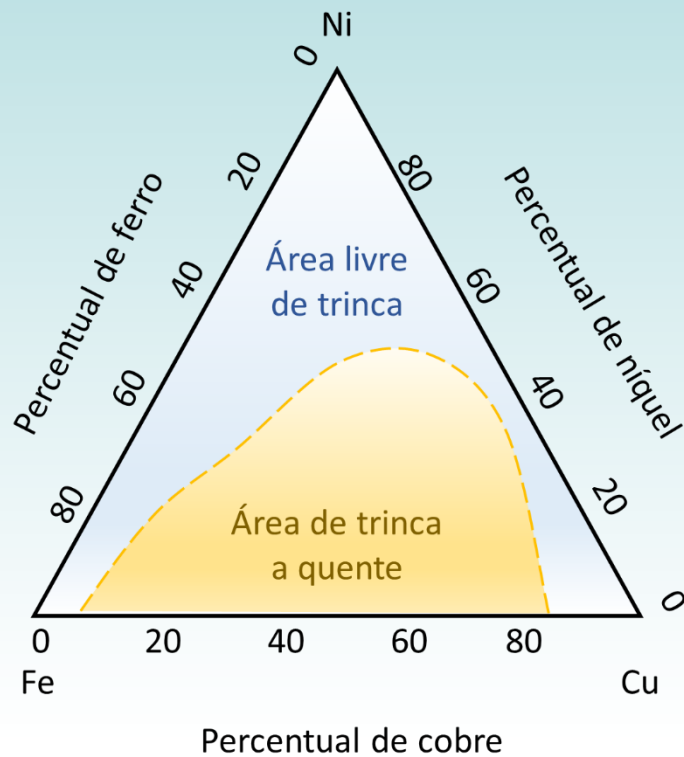


Figura 6.85 – Diagrama ternário de fases Cu-Ni-Fe. Fonte: o autor

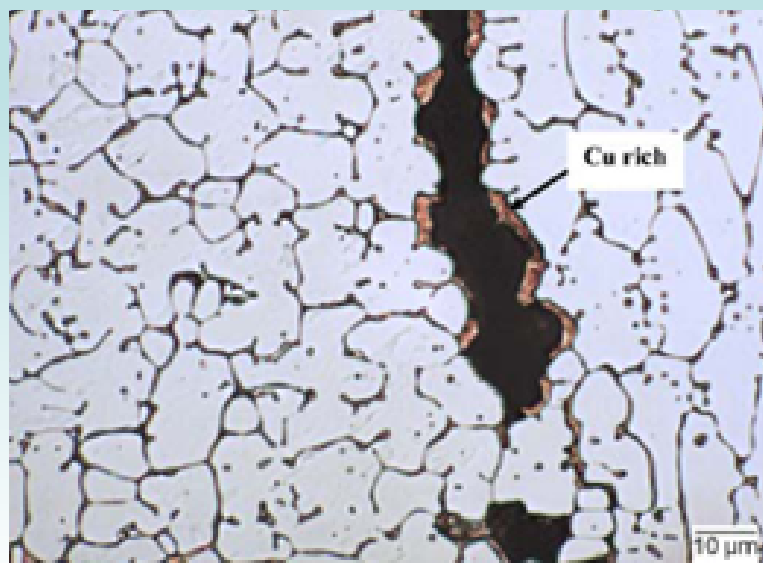


Figura 6.86 – Trinca observada em área rica em Cu em micrografia ótica de liga Fe-2.5Ni-17Cu. Fonte: apostila Descontinuidades de Junta Soldada, Arno Cersosimo, 2012.

Dessa forma, podemos antever problemas na soldagem das ligas Cu-Ni, quando estas devem ser soldadas aos aços inoxidáveis ou mesmo ao aço carbono, como ocorre eventualmente em aplicações marítimas.

Na Figura 6.87 pode se ver que a soldagem das ligas Cu-Ni com os aços e com o cromo não deve ultrapassar o percentual máximo de 5% de diluição, o que inviabiliza, de modo geral, a soldagem ao arco elétrico com consumível de Cu-Ni, sendo seguro apenas com diluições abaixo desse valor (baixa susceptibilidade).

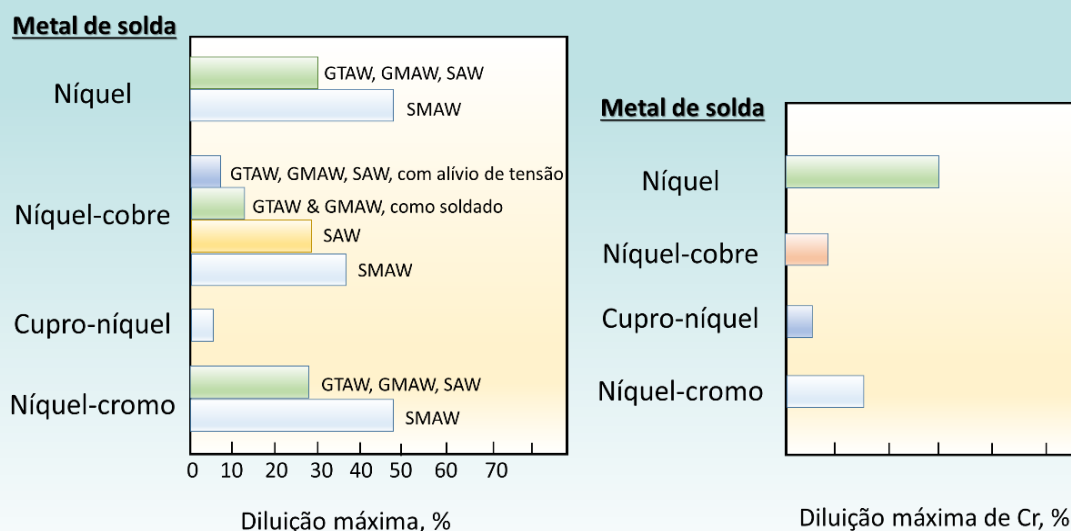


Figura 6.87 – Limites de diluição de Fe (a) e Cr (b) em soldas de liga de níquel.

Fonte: apostila Descontinuidades de Junta Soldada, Arno Cersosimo, 2012.

Todos os cuidados gerais são válidos para mitigar trinca em liga Cu-Ni (aumentam a susceptibilidade); entre eles, geometria da junta, velocidade excessiva de soldagem, alta relação L/E. O amanteigamento com consumível de níquel comercialmente puro e baixíssima diluição deve ser utilizado na soldagem dissimilar do Cu-Ni com o aço inoxidável ou aço carbono. Para entender o amanteigamento, clique no ícone e conheça eu conceito.



A Figura 6.88 representa de forma esquemática **causas prováveis para trinca de solidificação e algumas medidas corretivas**, como, por exemplo:

- » o aporte térmico muito baixo é prejudicial (grande gradiente térmico – tensões térmicas);
- » o aporte muito alto também é prejudicial (gradiente baixo → aumento do tamanho de grão da ZAC devido à segregação).

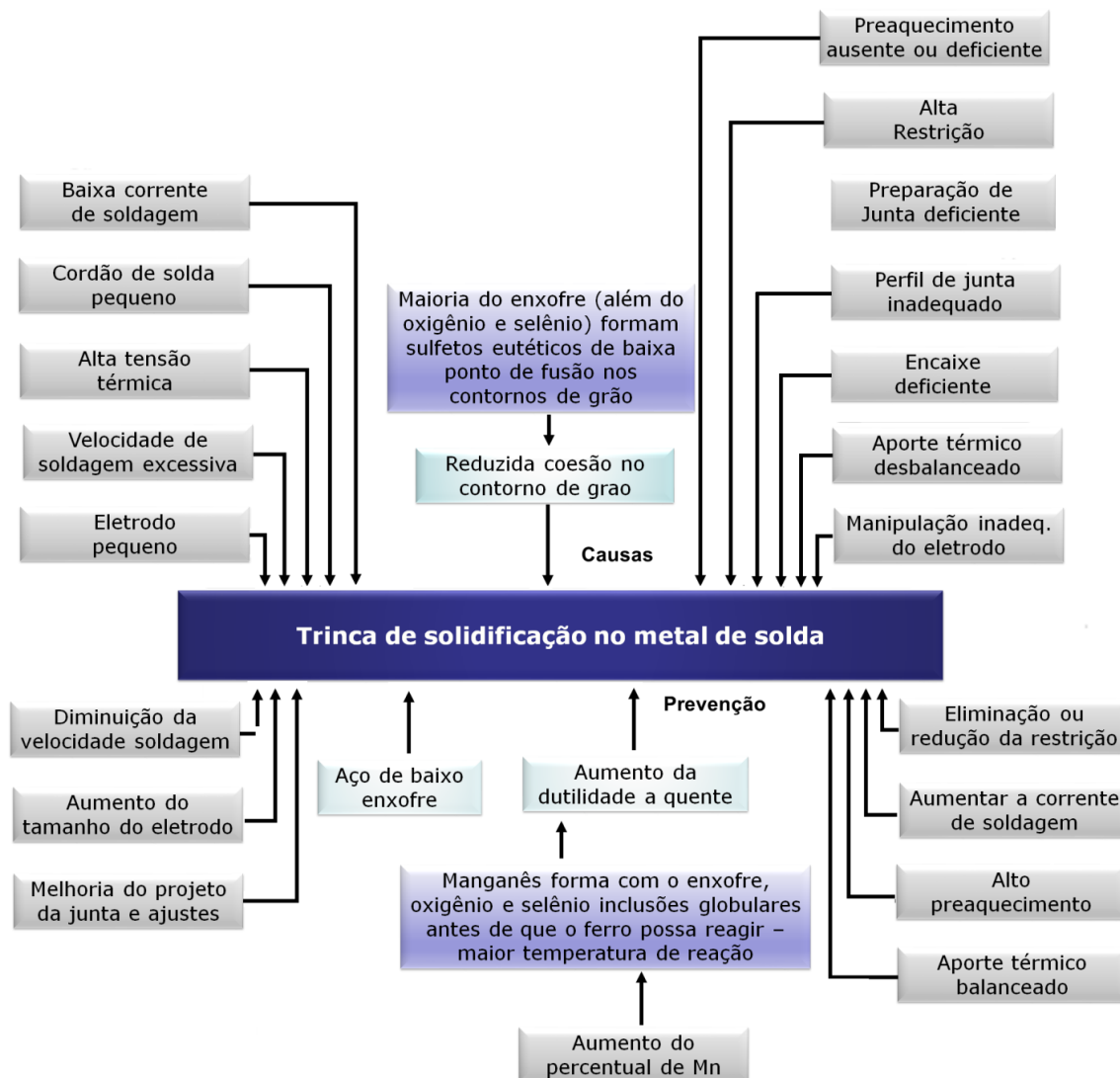


Figura 6.88– Causas prováveis para trinca de solidificação.
Fonte: apostila Descontinuidades de Junta Soldada, Arno Cersosimo, 2012.

6.2.2 Trincas de Liquação (ZAC e no cordão na Soldagem Multipasse)

A trinca de liquação também é conhecida como trinca de "aresta ou borda" (*edge-of-weld cracking*), segundo *Sindo Kou*. A trinca de liquação é característica do aquecimento localizado de regiões adjacentes a áreas integralmente fundidas, ou seja, essas regiões atingem a região parcialmente fundida e ocorre entre as temperaturas $solidus - T_s$ e $liquidus - T_L$. Podem ser encontradas nas regiões aquecidas tanto na ZAC como no metal de solda (soldagem multipasse) e são associadas à formação de uma camada de filme líquido localizado geralmente entre os grãos (intergranular).

Esse filme é associado às impurezas, principalmente ao enxofre e fósforo, ou à presença de elementos como o Nb, Ti e B pela formação de precipitados eutéticos com baixo ponto de fusão, mecanismo semelhante ao da trinca de solidificação. De forma geral, está associada à presença de fase líquida que se forma quando a temperatura no ciclo de soldagem excede a temperatura *solidus* de segregações, partículas, inclusões não metálicas ou eutéticos com ponto de fusão inferior a matriz sob ação de forças trativas.

Importante!

No caso da fusão parcial de precipitados eutéticos, é conhecido como **liquação constitucional**.

A Figura 6.89 mostra o mecanismo de trinca de liquação na zona parcialmente fundida.

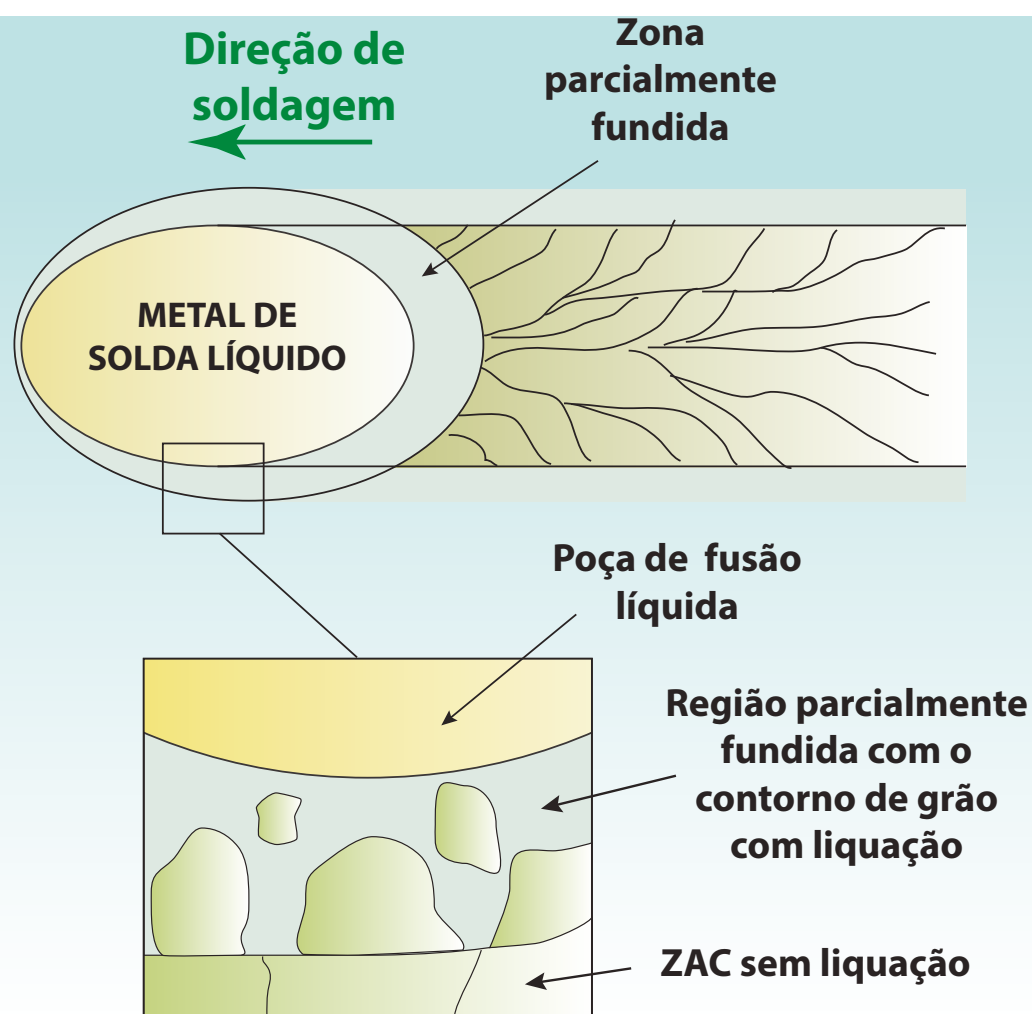


Figura 6.89 – Mecanismo de trinca de liquação. Fonte: o autor

Necessariamente, a trinca não precisa ser originada no contorno de grão. Em alguns casos, o crescimento do grão faz com que ele migre para regiões contendo fase líquida em função das altas temperaturas, como será visto adiante de forma mais detalhada. A seguir, veremos particularidades da trinca de liquação em alguns materiais.

6.2.2.1 Liquação nos Aços (Aço C, C-Mn e Inoxidável).

Nos aços carbono e carbono manganês estão frequentemente associados a presença de sulfeto de ferro e alto aporte de calor. **A composição química é essencial para o controle da trinca de liquação.**

Importante!

O teor de enxofre abaixo de $< 0,01\%$ elimina a possibilidade de trinca por liquação no aço carbono para qualquer teor de carbono.

Entenda algumas características importantes da trinca de liquação.

 Clique nos números para conhecê-los.

1

2

3

4

5

Trinca de liquação localizada em regiões de microestrutura dúctil normalmente pode ser ignorada em aço de baixa resistência, Figura 6.90. Entretanto, pode ser crítica para o aço de alta resistência mecânica, a trinca de liquação apresenta geralmente pequeno tamanho.

Os aços inoxidáveis austeníticos e as ligas de níquel merecem maior atenção, pois costumam ser mais susceptíveis que o aço carbono e o carbono manganês.

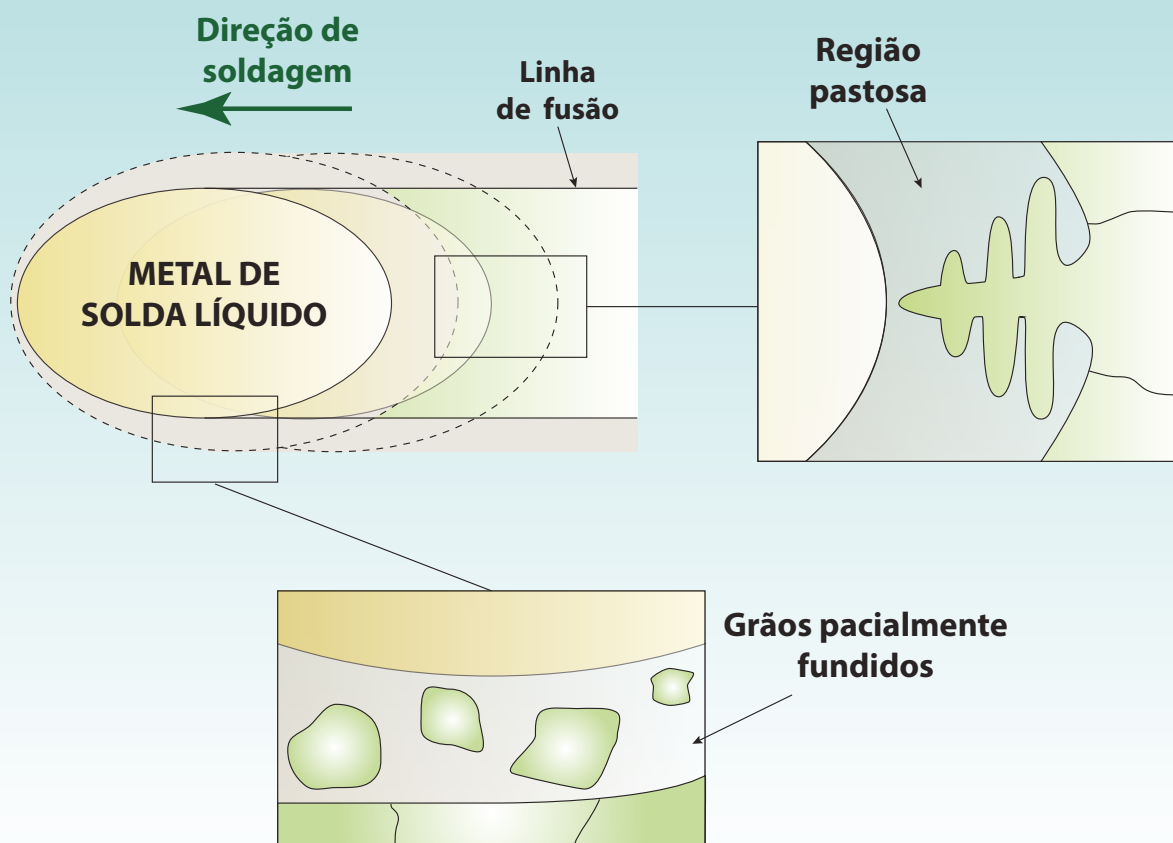


Figura 6.90 – Esquema das diferentes regiões da zona de fusão para a ZAC no centro do cordão.
Fonte: o autor

Resumindo, as trincas de liquação na ZAC estão preferencialmente localizadas na zona parcialmente fundida (região de líquido + sólido do diagrama constitucional de fase) nas ligas de alumínio, níquel, aço e ferros fundidos. Sendo assim, geralmente ocorre próxima à linha de fusão, embora possam penetrar algumas vezes em regiões submetidas a temperaturas menores quando outros mecanismos fragilizantes estão associados. Sob certas condições, a trinca de liquação pode se interligar à trinca de solidificação.

A trinca no aço inoxidável se dá por segregação de impurezas no contorno de grão à alta temperatura ou por liquação constitucional do NbC (aço 347) e TiC (aço 321), aços estabilizados. O Quadro 6.16 mostra alguns precipitados que podem ser encontrados nos aços inoxidáveis austeníticos.

Precipitado	Estrutura cristalina	Estequiometria
MC	CFC	TiC, NbC
M_6C	Cúbico	$(FeCr)_3 Mo_3 C$, $Fe_3 Mo_3 C$, $Mo_5 SiC$
$M_{26}C_6$	CFC	$(Cr,Fe)_{23} Mo_3 C_6$, $(Cr,Fe,Mo)_{23} Mo_3 C_6$
NbN	CFC	NbN

Precipitado	Estrutura cristalina	Estequiometria
Fase Z	Tetragonal	CrNbN
Fase sigma - σ	Tetragonal	Fe-Ni-Cr-Mo
Fase laves - η	Hexagonal	Fe_2Mo , Fe_2Nb
Fase chi - χ	CCC	$\text{Fe}_{36}\text{Cr}_{12}\text{Mo}_{10}$
Fase G	CFC	$\text{Ni}_{16}\text{Nb}_6\text{Si}_7$, $\text{Ni}_{16}\text{Ti}_6\text{Si}_7$
R	Hexagonal Romboédrica	Mo-Co-Cr
Nitreto ϵ	Hexagonal	Cr_2Ti
Ni_3Ti	Hexagonal	Ni_3Ti
$\text{Ni}_3(\text{Al,Ti})$	CFC	Ni_3Al

Quadro 6.16 – Precipitados em aço inox austenítico.

Fonte: apostila Descontinuidades de Junta Soldada, Arno Cersosimo, 2012.

O diagrama WRC-1992 é uma ferramenta útil para avaliação preliminar do risco, uma vez que o teor de ferrita do material de base é a ferramenta mais eficaz no controle do problema. A trinca de liquação pode ocorrer na soldagem multipasse ao longo do contorno de grão (SGB) ou do contorno de grão mi-grado (MGB). Metais de solda que apresentam mais ferrita (FN 2 a 6) são geralmente resistentes. Metal de adição solidificado (depositado) no modo austenita ou austenita + ferrita apresenta muita segregação e são mais sensíveis.

A Figura 6.91 (Lippold/Kotcki) mostra trinca de liquação no metal de solda.

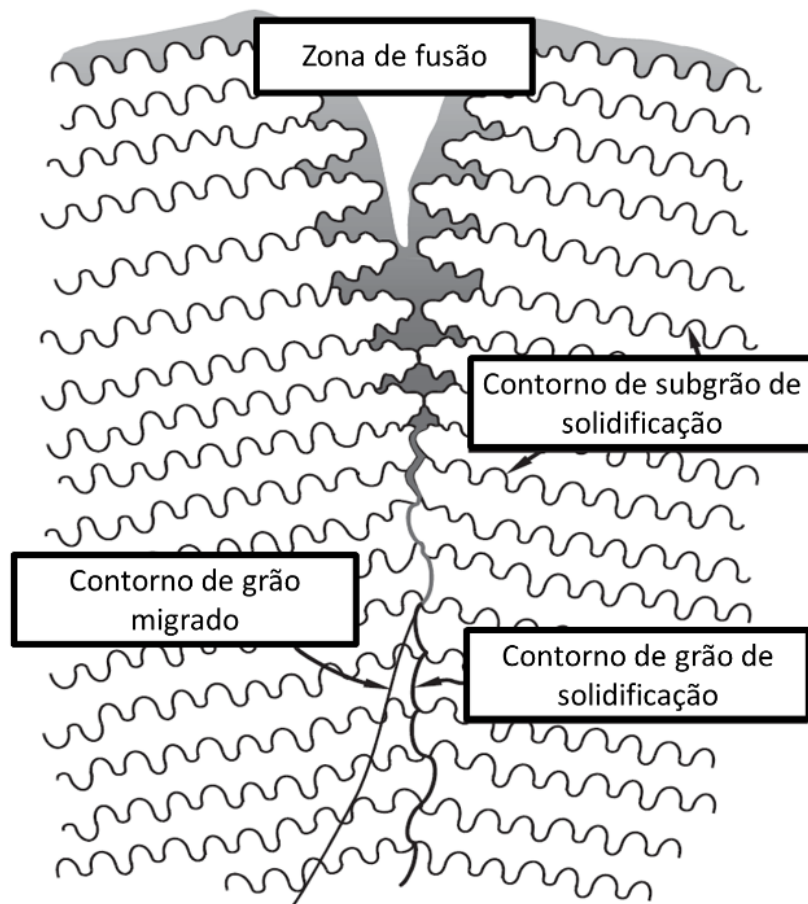


Figura 6.91 – Representação esquemática dos grãos observados nos metais de solda solidificados como austenita primária. Fonte: Lippold & Kotechi, 2005, p. 162

A segregação de elementos de liga ou impurezas como o S, P e B reduz a temperatura de fusão no contorno de grão e a trinca é formada (filme líquido no contorno). A Figura 6.92 mostra impurezas e/ou segregação de átomos solutos ao longo do contorno de grão. Quanto maior o tamanho de grão, maior a susceptibilidade.

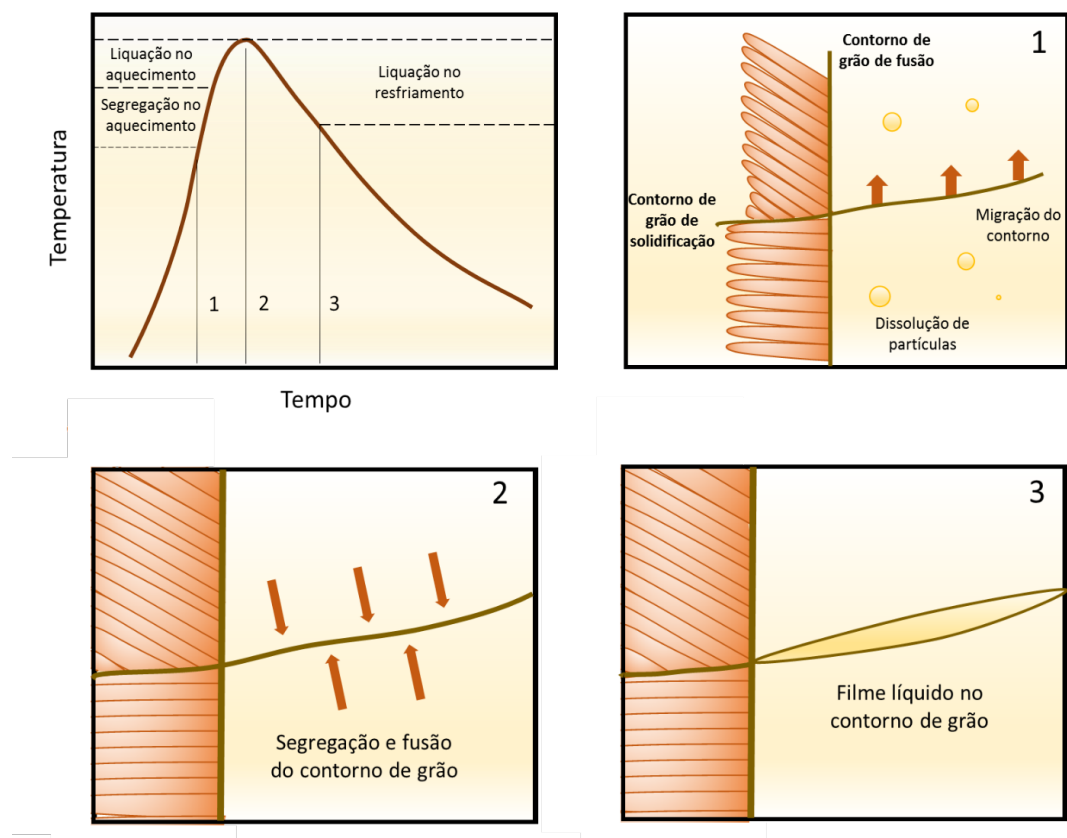


Figura 6.92 – Esquema de segregação de soluto na ZAC e alongamento localizado de grãos. Fonte: Sindo Kou.

A trinca de liquação no metal de solda pode ser suprimida nos aços inoxidáveis austeníticos quando atendidos os valores mínimos de FN demonstrados no Quadro 6.17.

Número mínimo de ferrita mínimo para evitar trinca de liquação no metal de solda

Metal de solda	Número de ferrita (FN) mínimo
316	1,5
308	2,0
316	2,5
308L	3,0
309	4,0
347	6,0

Quadro 6.17 – FN mínimo para se evitar trinca de liquação. Fonte: apostila Descontinuidades de Junta Soldada, Arno Cersosimo, 2012.

Observações:

 Clique nos números para conhecê-los.

1

2

6.2.2.2 Liqueção nas Ligas de Níquel

As ligas de níquel são mais sensíveis à liqueção do que os aços e merecem mais atenção. Demonstraremos o mecanismo nos dois tipos de ligas de níquel (endurecidas por solução sólida e por precipitados).

6.2.2.2.1 Ligas de Níquel Endurecidas por Solução Sólida

São aquelas em que praticamente todos os elementos estão em solução sólida. Ao atingir a região parcialmente fundida, região adjacente à zona fundida entre as temperaturas *solidus* e *liquidus*, a trinca ocorre quando o líquido não consegue suportar a deformação provocada no resfriamento. Os processos de soldagem de alto aporte como SAW e GMAW spray apresentam maior probabilidade de ocorrer. A fusão do contorno de grão e, conseqüentemente, a trinca de liqueção na ZAC podem ocorrer por dois mecanismos: por segregação e por penetração.

 Clique nos itens.

Mecanismo por
segregação

Mecanismo por
penetração

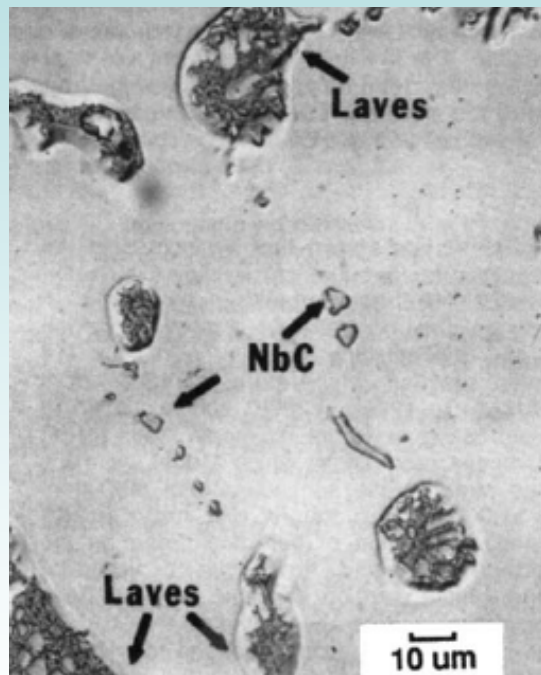


Figura 6.93 – Liqueção da ZAC em liga de níquel, carbeto NbC e fase Laves.
Fonte: apostila Descontinuidades de Junta Soldada, Arno Cersosimo, 2012.

6.2.2.2 Ligas de Níquel Endurecidas por Precipitação

As trincas de liquação nas ligas de níquel endurecidas por precipitação ou superligas apresentam liquação constitucional pela segregação dos carbeto de nióbio NbC ou de titânio TiC.

Importante!

A liquação constitucional é a principal causa de trincas de liquação nas ligas endurecidas por precipitação.

A liquação constitucional nada mais é do que a reação entre um constituinte particulado e a região da matriz adjacente ao precipitado. O precipitado não funde em função de apresentar temperatura de fusão mais alta que a matriz. A fusão se dá na região enriquecida por Nb, ou seja, na interface entre o precipitado e a matriz, onde a temperatura de fusão se tornou mais baixa. O mecanismo é mostrado na Figura 6.94 para a liquação na liga de níquel 718 e para sua ocorrência é necessário que:

1. a partícula deve reagir com a matriz para criar um gradiente de composição ao redor do precipitado;
2. a composição da zona de reação deve fundir a uma temperatura mais baixa que a temperatura de fusão da matriz pela formação de um eutético.

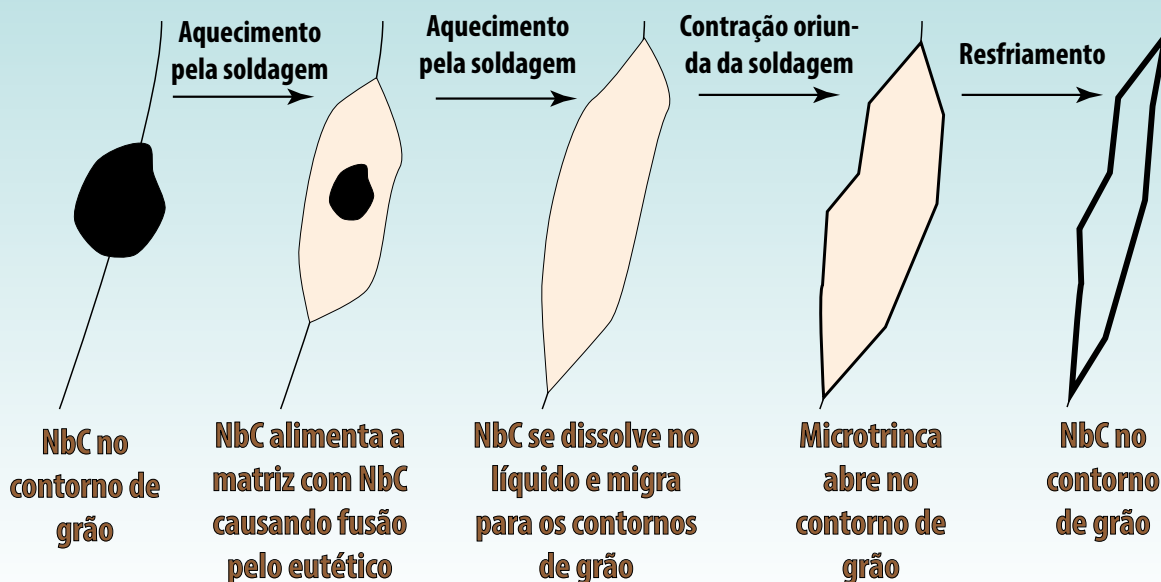


Figura 6.94 – Representação esquemática do mecanismo de trinca de liquação para a liga 718. Fonte: Lippold, 2009

No diagrama binário de fase da Figura 6.95 pode se observar a reação eutética entre um particulado precipitado ou fase $A_x B_y$ e a matriz ou fase α .

Quando a liga de composição CA é aquecida, há reação entre o precipitado e a matriz conforme as temperaturas T_1 , T_2 , T_e e T_3 são atingidas. Observe a figura e clique no ícone para compreendê-la.



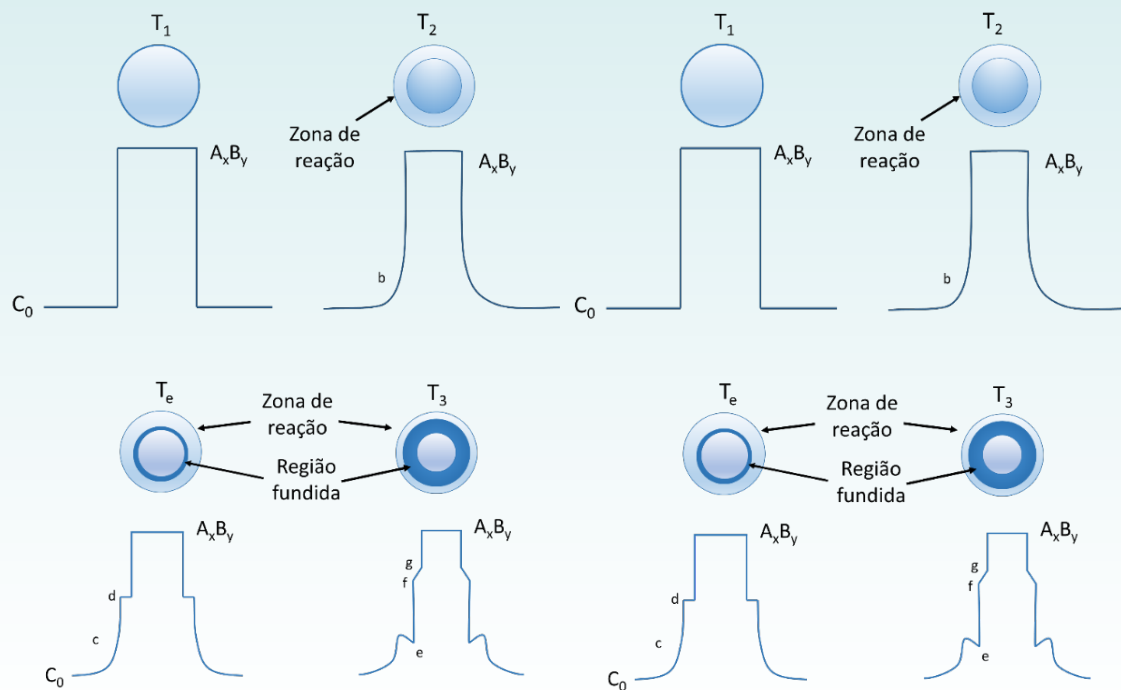
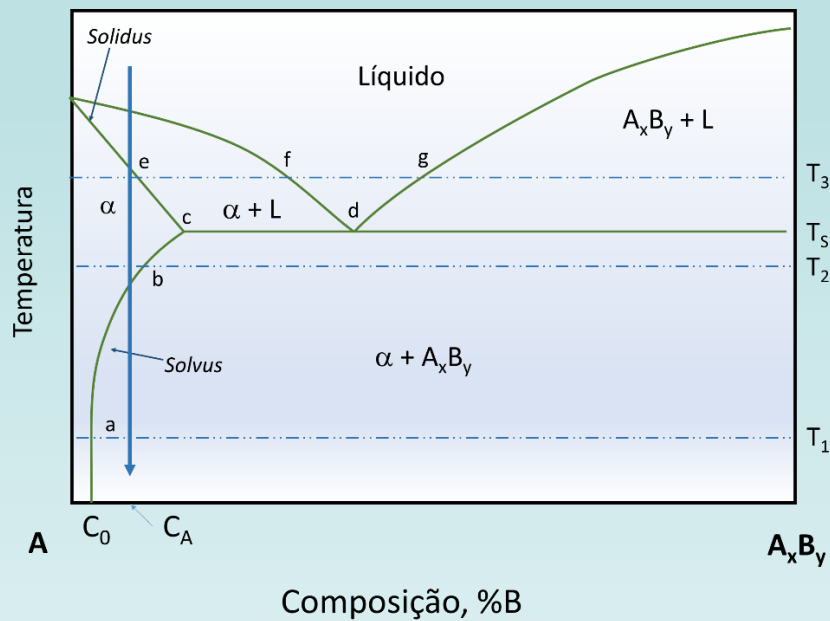
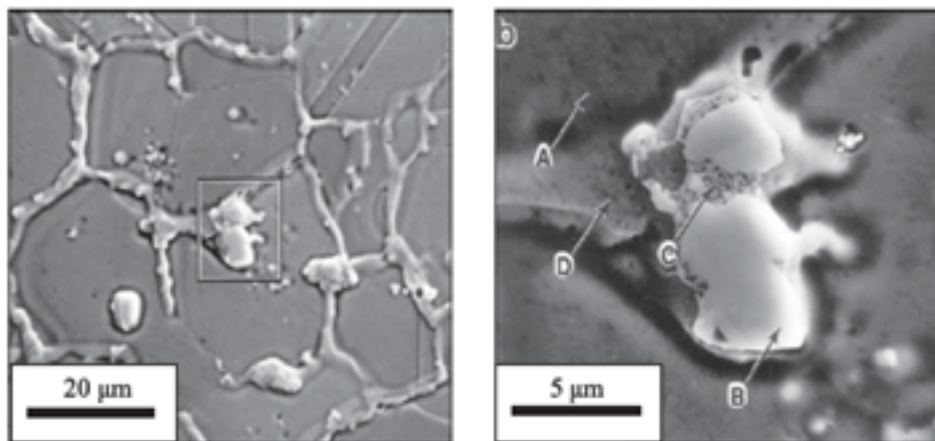


Figura 6.95 – Diagrama de fase binário e ilustração do mecanismo de liquação constitucional.
Fonte: apostila Descontinuidades de Junta Soldada, Arno Cersosimo, 2012.

A Figura 6.96 mostra um exemplo de liquação constitucional pela fusão parcial do carbeto MX, especificamente carbeto de nióbio NbC e fase Laves.



Ponto	Estrutura	Composição (% em massa)					
		Fe	Ni	Co	Nb	Ti	Si
A	Matriz austenítica	Bal.	37,0	11,8	5,8	1,5	0,7
B	Carbeto rico em nióbio	Bal.	0,2	-	85,3	13,4	0,3
C	Fase Laves	Bal.	33,4	10,9	25,9	3,3	1,0
D	Austenita de contorno de grão	Bal.	38,5	11,3	10,2	2,6	0,9

Figura 6.96 – Liquação constitucional associada ao carbeto NbC.
Fonte: apostila Descontinuidades de Junta Soldada, Arno Cersosimo, 2012.

No mecanismo de segregação em ligas sem adição de nióbio, a segregação no contorno de grão de boro, enxofre e fósforo são os principais responsáveis pela liquação, enquanto adições de manganês e magnésio tendem a reduzir a susceptibilidade. O efeito benéfico do manganês e magnésio geralmente está associado à capacidade destes elementos em se combinarem com o enxofre.

Atenção

Nas ligas com Nb, como a liga Alloy 718, o boro pode segregar no contorno de grão e provocar a trinca de liquação sob grande restrição.

Para se verificar a suscetibilidade, o teste de soldabilidade, como o teste de ductilidade a quente (*hot ductility test*), pode antever o problema. Para isso, se utiliza o simulador termomecânico desenvolvido por Savage e Ferguson em 1950, a Gleeble.

A *Gleeble* é capaz de aplicar qualquer ciclo térmico com taxas de aquecimentos e resfriamentos controladas e testar mecanicamente o corpo de prova nesses ciclos ou em temperaturas definidas. Esse teste permite obter a “assinatura da ductilidade” (*ductility signature*) do material. A Figura 6.97 mostra a simulação do ciclo térmico de soldagem e a assinatura da ductilidade de um material muito susceptível.

Quando a ductilidade é medida durante o ciclo de aquecimento, a maior parte dos materiais exibe aumento da ductilidade, conforme a temperatura é aumentada (1 a 2), seguida por vertiginosa e abrupta queda (2 a 4). No ponto 4, onde a ductilidade cai a zero, é chamada de temperatura de ductilidade nula (NDT- *Nil Ductility Temperature*). No ponto 5, onde a resistência cai a zero, é chamada de temperatura de resistência nula (NST – *Nil Strength Temperature*), obtida através de teste adicional.

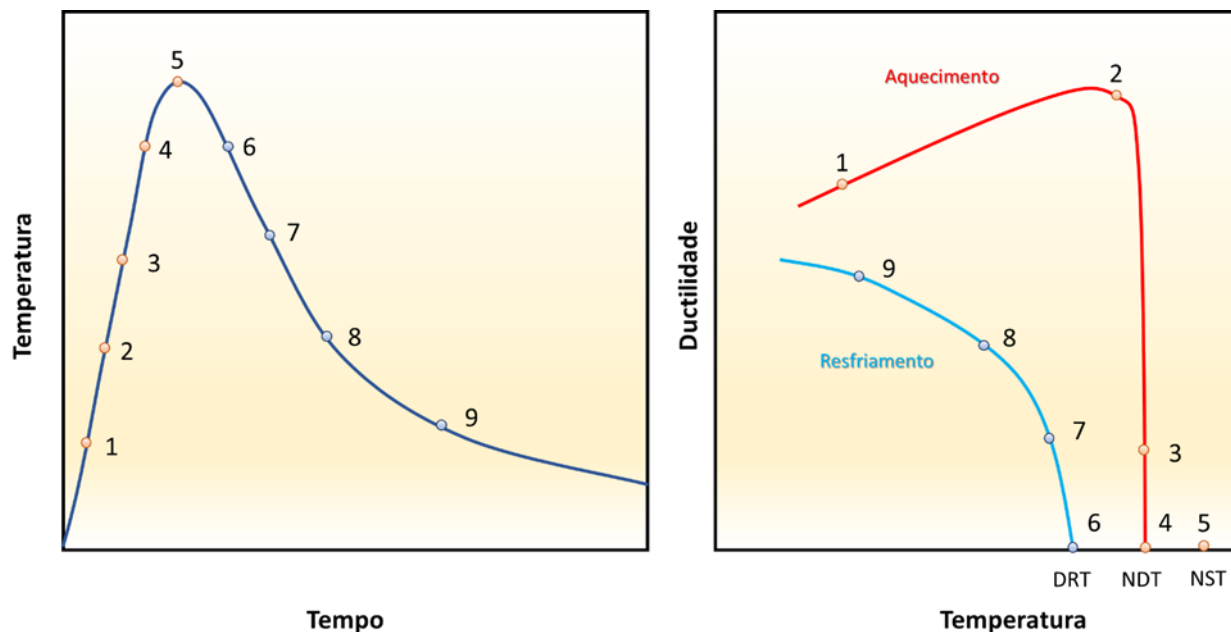


Figura 6.97 – Ductilidade a quente mostrada no aquecimento e resfriamento.
Fonte: apostila *Descontinuidades de Junta Soldada*, Arno Cersosimo, 2012.

Para determinar a curva de resfriamento, o corpo de prova é aquecido até a temperatura NST e resfriado até uma pré-programada temperatura e testado.

A temperatura em que a ductilidade começa a ser mensurável é chamada de temperatura de recuperação da ductilidade (*Ductility Recovery Temperature - DRT*).

Quanto mais próxima às curvas de aquecimento e resfriamento (ou as temperaturas NDT e DRT), menos susceptível é o material (um material ideal apresenta sobreposição das curvas). Em outras palavras, significa que o líquido formado no aquecimento (NDT → NST), irá apresentar o mesmo intervalo de temperatura (ΔT) no resfriamento (NST → DRT).

As formas para mitigar as trincas de liquação são:

Clique nos números para conhecê-las.

Clique nos números para conhecê-los.

1

2

3

4

5

6

7

8

6.2.2.3 Liqueção nas Ligas Cu-Ni

A soldagem dissimilar da liga Cu-Ni de alto percentual de cobre, como a liga 90Cu-10Ni, com o aço inoxidável austenítico 304, mostrado na Figura 6.98, apresenta grande diferença entre as temperaturas de fusão fazendo com que esta liga seja susceptível à trinca de liquação. A temperatura necessária para a fusão do aço inoxidável 304 promove um grande aquecimento da liga de 90Cu-10Ni, fazendo com que esta liga seja susceptível à liquação.

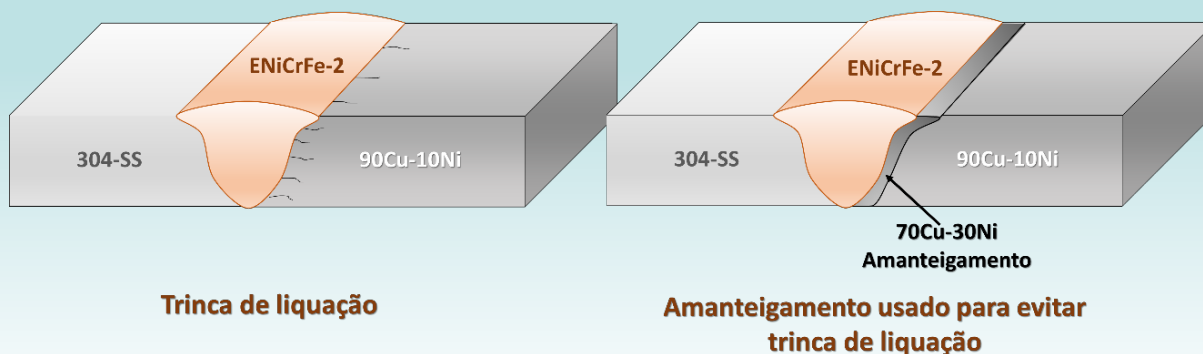


Figura 6.98 – Exemplo de trinca de liquação evitada pelo amanteigamento.
Fonte: apostila Descontinuidades de Junta Soldada, Arno Cersosimo, 2012.

A soldagem deve ser realizada através do amanteigamento prévio com uma liga de menor percentual de cobre com temperatura de fusão intermediária de forma a minimizar o aquecimento da liga Cu-Ni. Isso permite que seja feita uma transição de temperaturas de fusão, como mostrado no Quadro 6.18.

Liga	Nome	Composição nominal (%)	Ponto de fusão (°C)	Soldabilidade com		
				GTAW	GMAW	SMAW
Cobre níquel	C70600	88,6Cu; 9-11Ni; 1,4Fe; 1,0Mn	1149	E	E	B
Cobre níquel	C71500	70Cu; 30Ni	1238	E	E	E
Níquel cromo	ENiCrFe-2	70Ni; 15Cr; 8Fe; 2Mn, 2Nb	1295	E	B	E
Inox austenítico	304	18Cr; 8Ni; 2Mn; Fe bal.	1400	E	E	E

Quadro 6.18 – Composição nominal, ponto de fusão, condutividade térmica e soldabilidade de ligas de cobre.
Fonte: apostila Descontinuidades de Junta Soldada, Arno Cersosimo, 2012.

As formas para mitigar a trinca de liquação em ligas de Cu-Ni são as mesmas utilizadas para as outras ligas e a correta seleção de consumíveis, Figura 6.99.

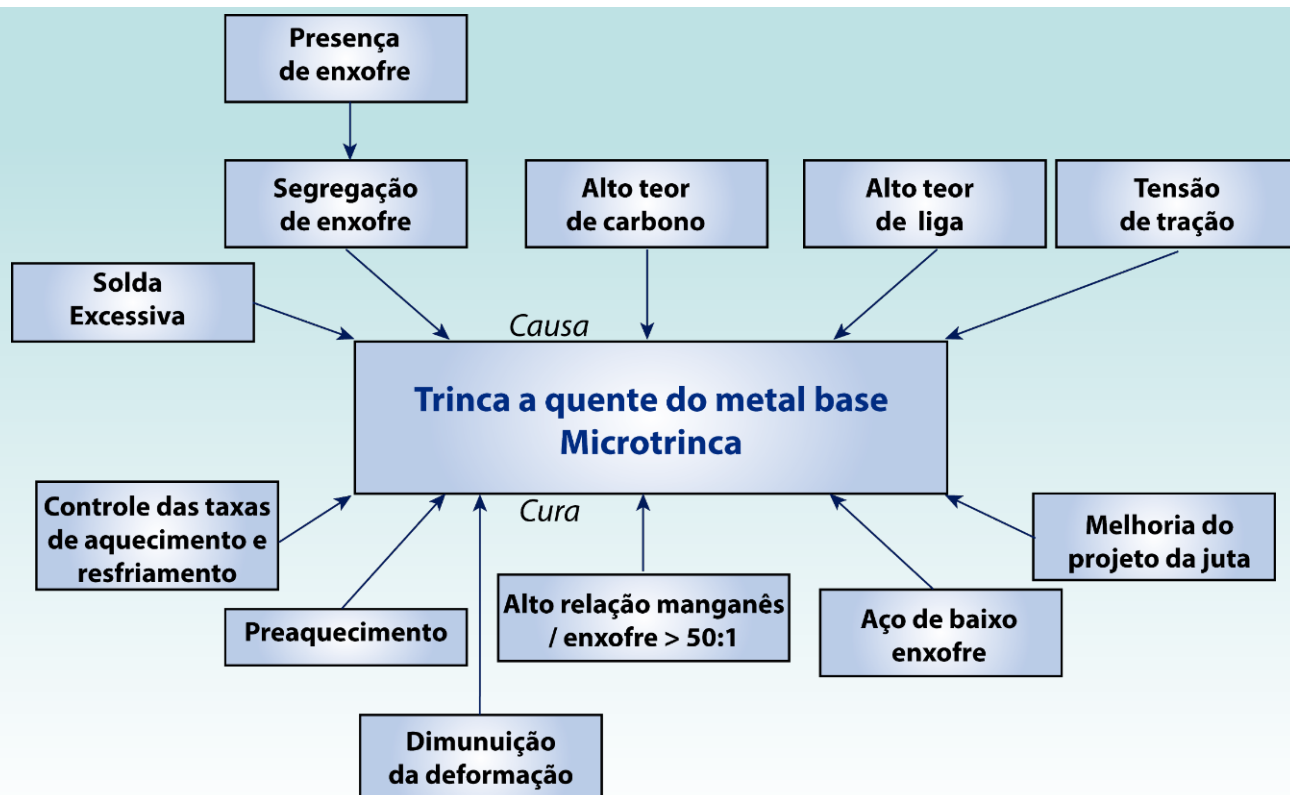


Figura 6.99 – Formas de causas e mitigação da trinca a quente na ZAC e metal de solda.
Fonte: apostila Descontinuidades de Junta Soldada, Arno Cersosimo, 2012.

6.2.3 Trinca pela Redução da Ductilidade à Quente (*Ductility Dip Cracking- DDC*)

Até o final da década de 1990, a trinca por redução da ductilidade (*DDC*) não tinha sido considerada como um problema específico. Embora seja menos frequente que as trincas de solidificação e liquação, a trinca por *DDC* merece atenção e já foi observada na indústria do petróleo.

Apresenta característica intergranular e ocorre numa faixa de temperatura em que a liga se apresenta totalmente no estado sólido (temperatura inferior a T_s), Figura 6.100. Tem sido observada em vários materiais, como os aços inoxidáveis austeníticos, principalmente quando integralmente austenítico, ligas de alto cromo, aproximadamente 30% Cr em massa, ligas de níquel e ligas de cobre-níquel.

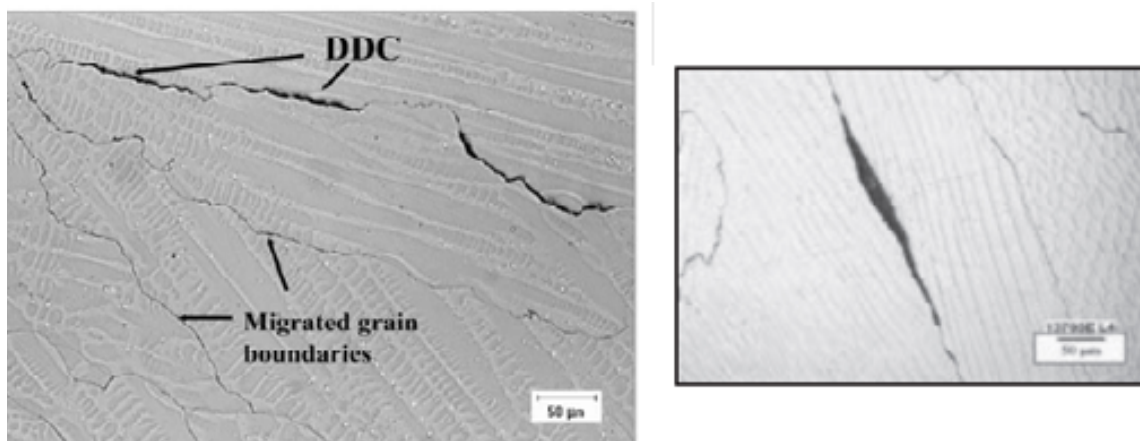


Figura 6.100 – Exemplos de DDC. Fonte: Ramirez e Lippold, 2005.

O fenômeno, segundo alguns autores, é possível de ocorrer durante serviços a quente, como na laminação, forjamento ou soldagem. Algumas ligas apresentam acentuada redução na ductilidade a quente, quando expostas a aproximadamente entre 0,5 a 0,7 da temperatura de fusão, Figura 6.101.

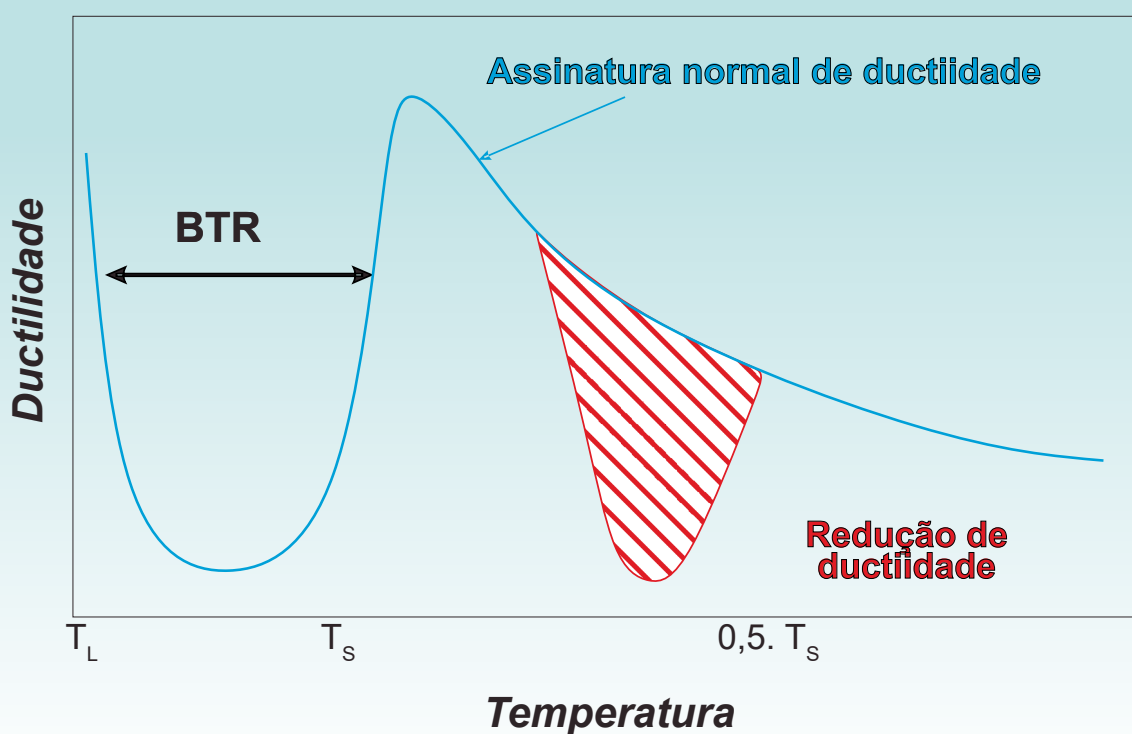


Figura 6.101 – Representação da Trinca de redução de ductilidade com a temperatura. Fonte: os autores

Essa redução de ductilidade não deve ser confundida com a faixa de temperatura frágil, mostrada nas trincas de solidificação e liquação, que ocorrem em temperaturas mais altas na região parcialmente fundida (entre as temperaturas *liquidus* e *solidus*). A trinca por DDC foi identificada erroneamente por anos como sendo trinca de liquação. Entretanto, alguns pesquisadores, como Lippold, admitem que as duas possam se unir por meio de mecanismos distintos.

Para entender essa diferença, clique no ícone e conheça a trinca por DDC.



A Figura 6.102 mostra o deslizamento do contorno típico de fluência.

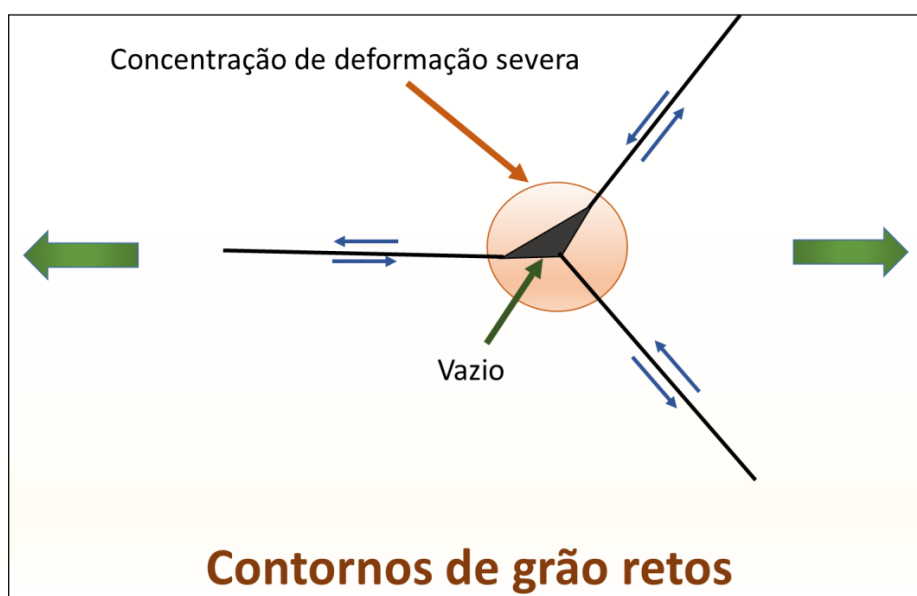


Figura 6.102 – Deslizamento do contorno de grão. Fonte: Ramirez e Lippold, 2005.

Segundo os autores, segregação de impureza (P, S, O e H), precipitação no contorno de grão e a morfologia do contorno (tortuosidade ou não) afetam a susceptibilidade à DDC. Durante a solidificação ou mesmo em estado sólido, a presença de partículas (precipitados como MX) ou constituintes de segunda fase impedem a movimentação do contorno de grão pelo efeito de travamento, tendendo a assumir forma reta ancorando localmente a migração do contorno. Como será visto em mais detalhes adiante, a forma sinuosa do contorno parece ser um dos principais fatores para reduzir a susceptibilidade à DDC.

Outros autores, como Noecker /Dupont (ano 2008), concordam parcialmente com o mecanismo. Acrescentam um suposto mecanismo microscópico de travamento de contorno, onde carbeto $M_{23}C_6$ com distribuição e tamanho propício se opõem ao movimento do contorno.

Young e colaboradores (também em 2008) propuseram que a precipitação parcialmente coerente de carbeto $(Cr, Fe)_{23}C_3$ em conjunto com a tensão da solidificação resulta em DDC, ou seja, o mecanismo para a DDC é uma trinca induzida por precipitação.

Até o presente, não há consenso sobre o mecanismo.

O Quadro 6.19 mostra algumas teorias para a trinca por redução da ductilidade.

Nome	Descrição	Ano
Rhines e Wray	Cisalhamento do contorno de grão acima da temperatura de recristalização	1961
Yamaguchi et al.	Segregação do enxofre e fragilização	1979
Zhang e al.	Combinação dos efeitos acima da temperatura de recristalização	1985
Ramirez e Lippold	Deslizamento de contornos de grão e formação de microvazios, efeito da tortuosidade dos contornos	2005
Noecker e DuPont	Deslizamento dos contornos de grão, distribuição de carbeto e morfologia	2008
Young et al.	Trincamento induzido por precipitação	2008

Quadro 6.19 – Resumo das teorias de DDC. Fonte: apostila Descontinuidades de Junta Soldada, Arno Cersosimo, 2012.

Atenção

Até que métodos e testes padrões para avaliação da DDC sejam adotados, o teste de deformação até a fratura (Strain-To-Fracture ou STF) tem sido empregado como forma de avaliação e tem o seu corpo de prova representado na Figura 6.103.

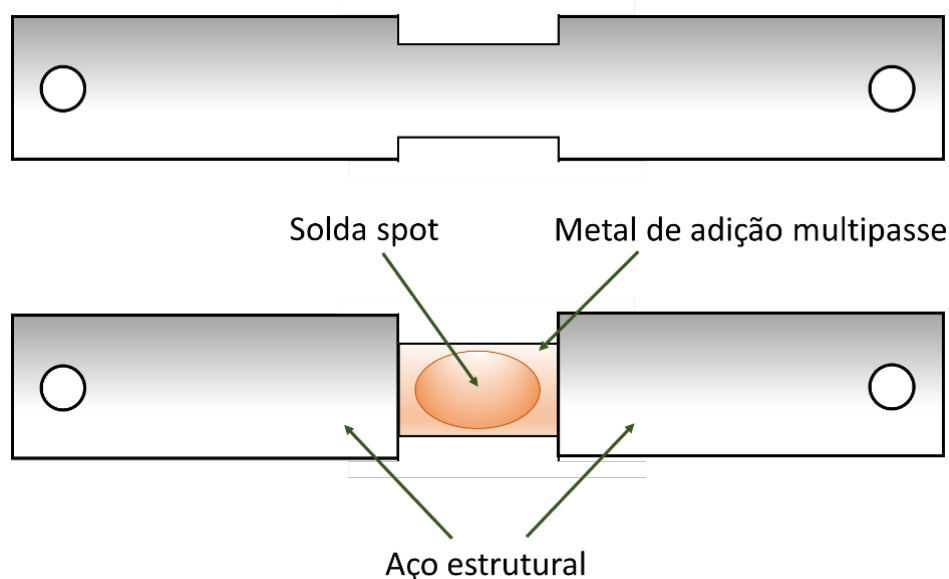


Figura 6.103 – Teste de deformação para fratura. Fonte: o autor

O simulador *Gleeble* é utilizado com diferentes temperaturas e deformações. A DDC pode ser responsável por reprovações no teste de dobramento durante a fase de qualificação de procedimento de soldagem, Figura 6.104.

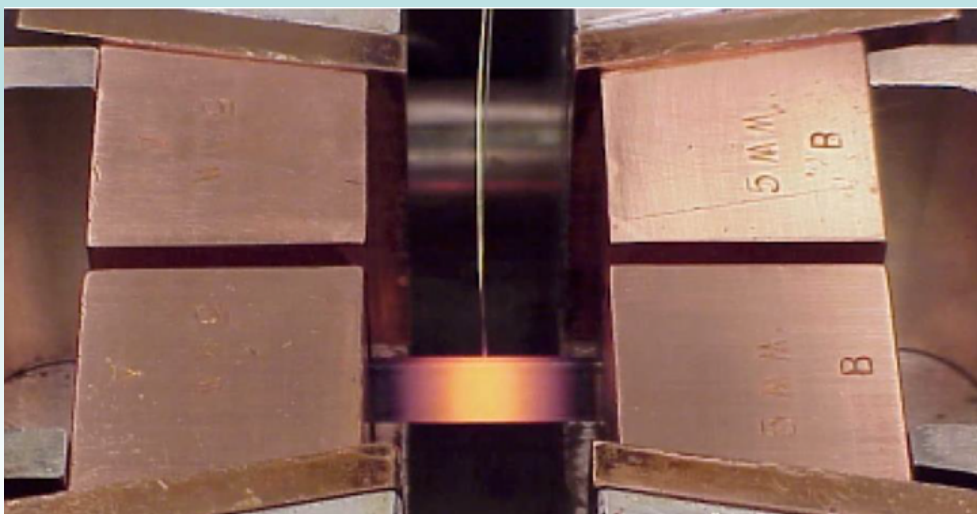


Figura 6.104 – Teste Gleeble da ZAC. Fonte: Clóvis Rodrigues, tese doutorado, UFF 2016

A Figura 6.105 ressalta o papel dos precipitados no travamento do contorno de grão em relação à DDC (de forma macroscópica e microscópica).

Carbetos estáveis à alta temperatura (precipitam primeiro) atuam como pontos de travamento à migração do contorno (migração). A fina precipitação de $M_{23}C_6$ no estado sólido aumenta a resistência à DDC.

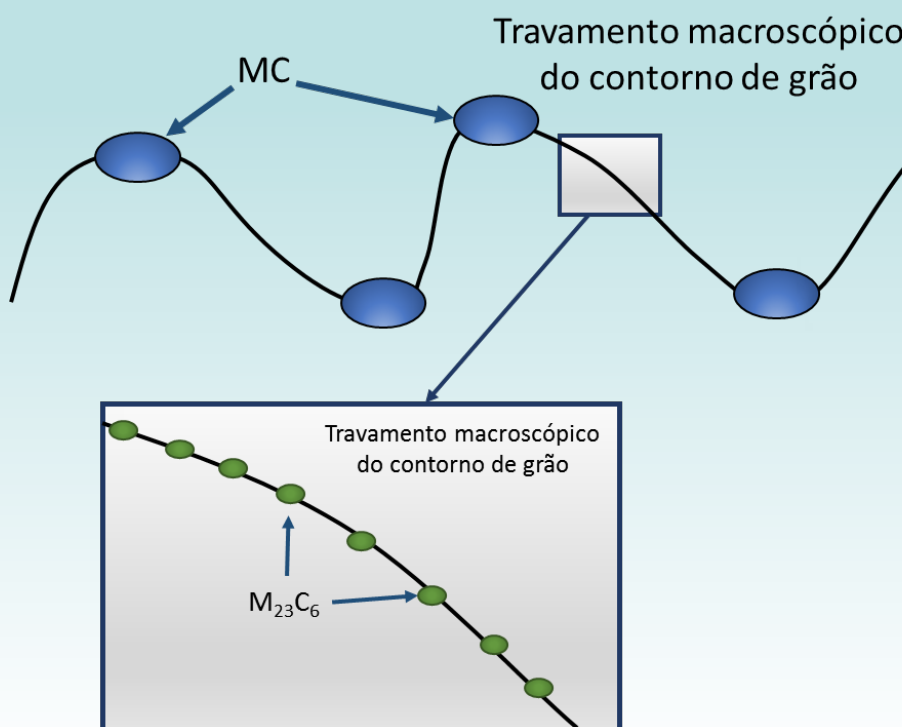


Figura 6.105 – Esquema de travamento por precipitados no contorno de grão. Fonte: Ramirez e Lippold, 2005.

Ramirez/Lippold sugerem que outros elementos intersticiais, como oxigênio, também podem reduzir a resistência. Propõem que o molibdênio favorece a precipitação do M23 C6 ao longo do contorno, possibilitando o microtravamento.

Adições acima de 1% de nióbio e até 4% de molibdênio ao consumível resultam em macro e microtravamento na faixa de ocorrência de DDC.

Alguns fatores são identificados para o controle da susceptibilidade à DDC e mitigação do problema (é um problema mais ligado à seleção do consumível do que operacional):

 Clique nos números para conhecê-los.



6.3 Trincas de Reaquecimento (*Reheat Cracking or Stress Relaxation Cracking or Creep Embrittlement*)

A trinca de reaquecimento também é referenciada como trinca devido ao tratamento térmico de alívio de tensões. Essa trinca apresenta característica intergranular (contorno de grão da austenita prévia). Costuma ser gerada, principalmente, na região de grãos grosseiros da ZAC da junta soldada quando o equipamento é submetido à alta temperatura em operação ou durante o tratamento térmico de alívio de tensões entre 450°C a 700°C, entretanto a faixa de 600°C a 650°C é mais crítica. Também pode ocorrer no metal de solda na soldagem multipasses.

Tensões associadas a um tratamento térmico efetuado com seus parâmetros diferentes do especificado no procedimento de soldagem podem induzir à trinca de reaquecimento em materiais que apresentam susceptibilidade. Numerosas teorias têm sido propostas como causa da trinca de reaquecimento e provavelmente muitas destas podem ser válidas sobre certas circunstâncias. Além disso, mecanismos podem operar simultaneamente ou haver mudança de mecanismo em função da temperatura.

Alguns fatores contribuem para ocorrência dessas trincas:

 Clique nos números para conhecê-los.

1

2

3

4

5

A trinca de reaquecimento é um fenômeno característico de alguns aços ferríticos com elementos de liga, inoxidáveis austeníticos e ligas de níquel endurecidas por precipitação (faixas específicas de composição química), como:

- » aço ferrítico estrutural A517F (T1) apresentando adições de 0,5Cr, Mo e adição de V;
- » alguns aços resistentes a fluência como os 0,5Cr-0,5Mo-0,25V, 0,5Cr-1Mo-1V, 2,25Cr-1MoV e 3Cromo-molibdênio-vanádio (nos Cromo-molibdênio-vanádio, geralmente quando o percentual do vanádio é maior que 0,1% e o teor de átomos solutos não são rigidamente controlados);
- » aços inoxidáveis austeníticos como o estabilizado ao Nb tipo 347 (18Cr-12Ni-Nb), 321 (18Cr-12Ni-Ti) e os de alto carbono, como 304H, 316H e 800H;
- » ligas de níquel como as ligas *Waspaloy*, Rene 41 e Inconel 718 (em menor grau);
- » aços revestidos contra a corrosão por meio de *weld overlay*.

Há alguns anos, era comum associar esses aços com vanádio como críticos para o aparecimento de trinca de reaquecimento. Entretanto, essa afirmação referente ao vanádio deve ser avaliada com cautela, uma vez que alguns desses aços, projetados com valor de vanádio nominal de 0,25% (exemplo: aços Cromo-molibdênio-vanádio avançados), podem apresentar menor susceptibilidade à trinca de reaquecimento do que os aços sem vanádio, em função, principalmente, do controle das impurezas. A susceptibilidade de uma liga será função da sinergia entre os elementos químicos (precipitação / segregação) e é dependente do balanço dos elementos presentes na liga, inclusive impurezas.

De forma geral, os materiais resistentes ao alívio de tensão ou que apresentem fragilização localizada no contorno de grão são candidatos a apresentar trinca de reaquecimento, e a sinergia é maior em determinadas composições.

Várias fórmulas empíricas foram desenvolvidas para estimar a susceptibilidade à trinca de reaquecimento em substratos ferríticos revestidos com aços austeníticos por soldagem e sujeitos à Tratamento Térmico de Alívio de Tensões (TTAT). As fórmulas visam o controle dos elementos de liga, uma vez que as impurezas são controladas por fórmulas próprias, por ex.: fragilização pelo revenido, por *Norman Bailey - Weldability of Ferritic Steels*.

Para os cromo-molibdênio-(V) usados em vasos de pressão, temos algumas equações para prever a susceptibilidade:

 Clique nos itens.

Equação 7 - Fórmula de Nakamura, Uchiki e Okabayeshi

Equação 8 - Fórmula de Nakamura revisada

Equação 9 - Fórmula de Ito e Nakanish

De forma geral, entende-se que, durante o tratamento de alívio de tensões, ocorre simultaneamente endurecimento por precipitação no interior do grão e relaxamento das tensões residuais ($\downarrow \sigma_e \rightarrow$ deformação). Segregações e precipitados grosseiros costumam precipitar no contorno de grão (a região adjacente ao contorno se torna empobrecida de particulados). Veremos abaixo particularidades da trinca de reaquecimento em alguns materiais.

6.3.1 Trinca de Reaquecimento nos Aços Cr-Mo e Cr-Mo-V

A trinca de reaquecimento apresenta como característica o processo de endurecimento do interior do grão (se torna mais resistente) em relação ao contorno devido à fina precipitação de carbeto secundários (*secondary hardening*). Os principais precipitados intermetálicos são apresentados no Gráfico 6.7.

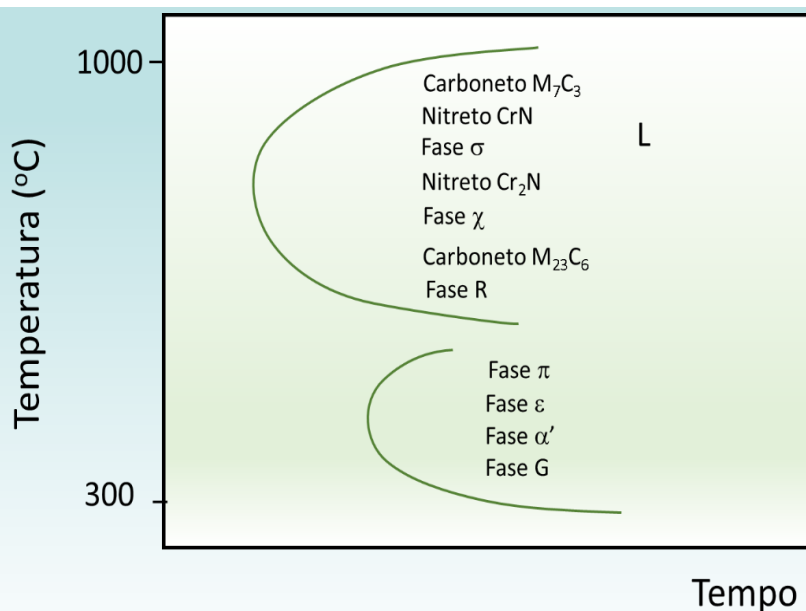


Gráfico 6.7 – Diagrama esquemático de precipitação de fases. Fonte: o autor

A trinca é associada à redução da ductilidade no contorno de grão em relação aos grãos durante o alívio de tensões ou quando exposta às condições de operação.

Na soldagem, há solubilização total ou parcial dos precipitados (carbetos de Cr, Mo, V, Nb e W) na região adjacente à zona de fusão exposta a altas temperaturas ($\gamma \rightarrow$ grande tamanho de grão), mantendo os átomos solutos em solução sólida na austenita. Em função das taxas de resfriamento usuais em soldagem, não há tempo para reprecipitação (ciclo térmico). Ao ser reaquecido durante o tratamento térmico, a precipitação ocorre de forma finamente dispersa na matriz (discordâncias), endurecendo-a e aumentando a resistência mecânica desta em relação ao contorno. Com o relaxamento e redução do limite de escoamento, a falha ocorre de modo intergranular. A trinca é associada a regiões de concentração de tensão (por ex.: reforço acentuado do cordão, bocal, reforço estrutural) e à alta restrição (alto nível de tensões residuais), especialmente quando a soldagem envolve chapas espessas (> 40 mm) ou que apresentem grande rigidez (trinca de aspecto frágil e intergranular).

Na Figura 6.106, pode se ver a localização de uma trinca de reaquecimento intergranular em um aço cromo-molibdênio-vanádio situada na região de grãos grosseiros com precipitação de carbonetos.

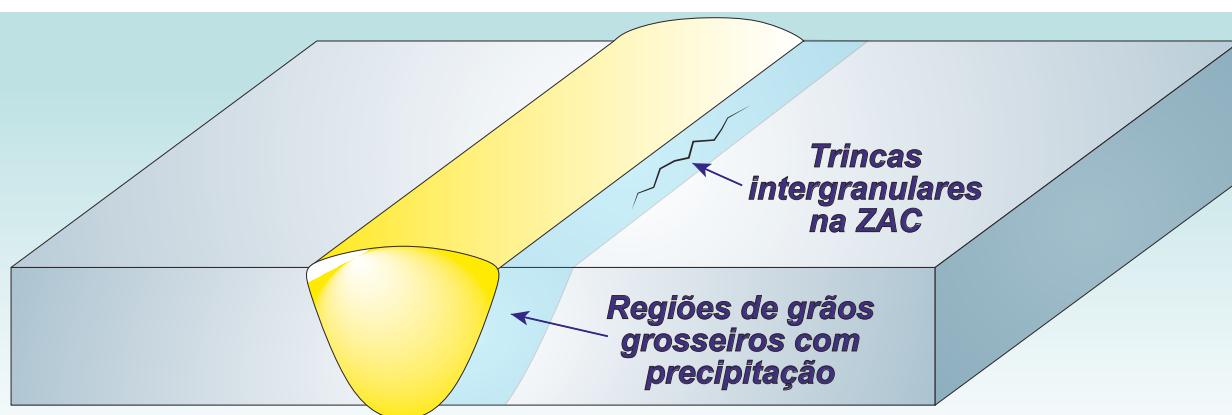


Figura 6.106 – Trinca de reaquecimento em aço cromo-molibdênio-vanádio. Fonte: o autor.

A maioria dos aços sofre algum grau de fragilização da ZAC quando aquecidos à alta temperatura, por volta de 600°C, pela segregação de impurezas no contorno de grão, especialmente na região de grãos grosseiros. Os elementos considerados como impurezas aumentam a susceptibilidade da trinca de reaquecimento.

A segregação de impurezas no contorno de grão, como enxofre, fósforo, estanho, antimônio e arsênico, além de aumentar a susceptibilidade da trinca de reaquecimento, também provoca a fragilização pelo revenido (fragilidade pelo revenido - *Temper Embrittlement*), Figura 6.107. A susceptibilidade é acentuada na presença de alguns elementos de liga, como Cr, Cu, Mo, B, V, Nb e Ti.

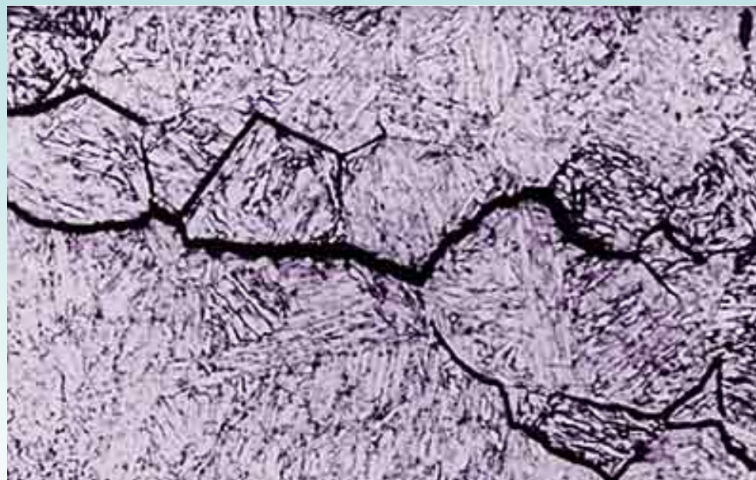


Figura 6.107 - Trinca intergranular em material ferrítico Cromo-molibdênio.

Fonte: <https://www.twi-global.com/technical-knowledge/job-knowledge/defects-imperfections-in-welds-reheat-cracking-048> acesso em 07/12/18

A Figura 6.108 apresenta o efeito do vanádio no endurecimento secundário em aços cromo-molibdênio baixa liga em relação à dureza durante o tratamento térmico. Observa-se uma faixa de endurecimento por precipitação e outra faixa de ocorrência da trinca de reaquecimento. Neste gráfico, pode-se notar que a trinca de reaquecimento ocorre na faixa de temperatura de 497°C e 647°C. A faixa de precipitação secundária abrange a faixa de trinca por reaquecimento.

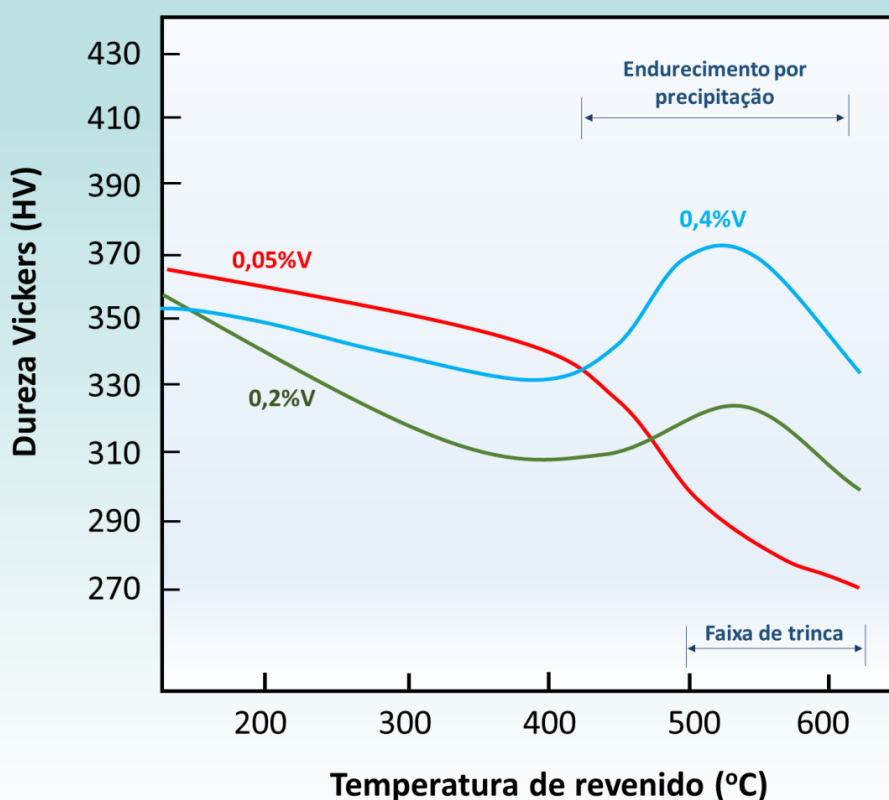


Figura 6.108 – Efeito da adição de vanádio na dureza de um aço Cr-Mo temperado. Fonte: o autor.

O aço cromo-molibdênio com 0,25%V, segundo o API 941, aumenta a resistência ao ataque do hidrogênio à alta temperatura, por, provavelmente, dificultar a difusibilidade do hidrogênio em função da presença dos finos precipitados e, além disso, apresenta maior resistência mecânica a quente e ao descolamento - *disbonding*.

Importante!

Praticamente, não há relatos de ocorrência desse tipo de trinca localizada em cordões de solda. Entretanto, recentemente alguns casos foram relatados na soldagem de equipamentos de parede grossa, soldagem multipasse com metal de adição Cromo-molibdênio-vanádio, porém merece maior aprofundamento, Figura 6.109.

Reatores e vasos de pressão para unidades de HDT são fabricados com aços 2,25Cr-1Mo-(V) com tenacidade mínima de 54J a -32C e fator J menor que 100, por causa da resistência à fragilização pelo revenido.

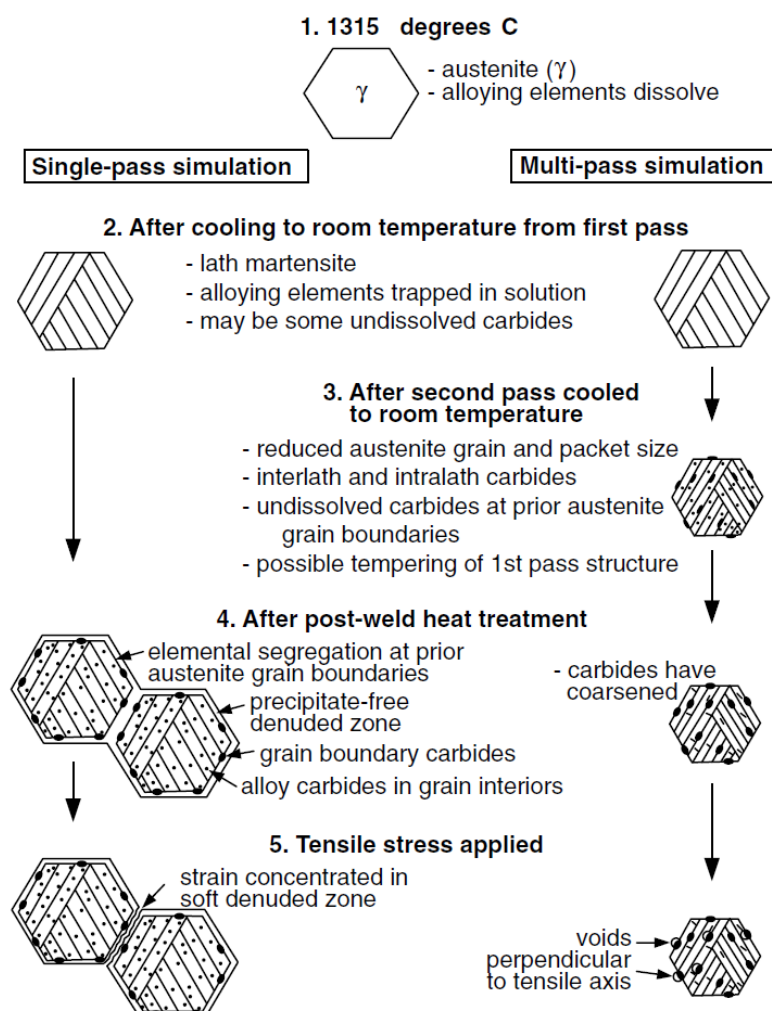


figura 6.109 - diferença na trinca de reaquecimento na soldagem multipasses. Fonte: Ramirez e Lippold, 2005

6.3.1.1 Aço 2,25-Cr1Mo (V)

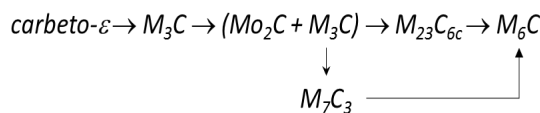
O aço liga 2,25Cr-1Mo é comumente empregado em serviços à alta temperatura, na geração de vapor e em vasos de pressão na indústria química e petroquímica.

Importante!

Entre os aços empregados nas refinarias do Brasil, a família dos aços 2,25Cr-1Mo, 2,25Cr-1Mo-V e 2,25Cr-1Mo-VW é a mais susceptível.

Os aços cromo-molibdênio contêm formadores de carbeto termodinamicamente mais estáveis e menos sensíveis à temperatura que o carbeto de ferro (também são formados alguns nitretos e boretos). Os formadores de carbeto como o Cr, Mo, V, Nb, Ti e W substituem parcialmente ou totalmente os átomos de ferro nas altas temperaturas de revenido (entre 500°C a 650°C) formando carbeto de maior dureza e estabilidade. São chamados de carbeto secundários porque se formam a temperaturas mais altas que a necessária para a formação do carbeto de ferro.

O aço 2,25Cr-1Mo convencional apresenta a seguinte cinética de precipitação após soldagem. A sequência de precipitação foi levantada através de várias simulações de ciclos de soldagem e tratamentos (400°C a 750°C e tempos de 0,5h a 1000h), conforme Figura 6.110.



Onde M pode ser Fe ou Cr

Figura 6.110 – Sequência de precipitação.

Fonte: apostila *Descontinuidades de Junta Soldada*, Arno Cersosimo, 2012.

Na temperatura de precipitação do carbeto- ε (épsilon) e/ou cementita, os elementos de liga em sua maioria se mantêm em solução sólida, por isso não predominam o carbeto épsilon nem o M_3C . Conforme a temperatura aumenta, a transformação do carbeto épsilon em cementita continua a ocorrer até a completa transformação. Conforme a temperatura é aumentada, parte considerável da cementita é dissolvida, possibilitando a formação de outros carbeto com maior estabilidade termodinâmica (endurecimento secundário). Os carbeto Mo_2C , VC e W_2C formados a temperaturas relativamente baixas (inferior a 500°C) tendem a ser numerosos (alta densidade) e finamente distribuídos na matriz (pequeno raio crítico), inicialmente de forma coerente com a matriz. A Figura 6.111 apresenta o efeito do molibdênio (precipitação do carbeto de molibdênio Mo_2C) na dureza durante o TTAT.

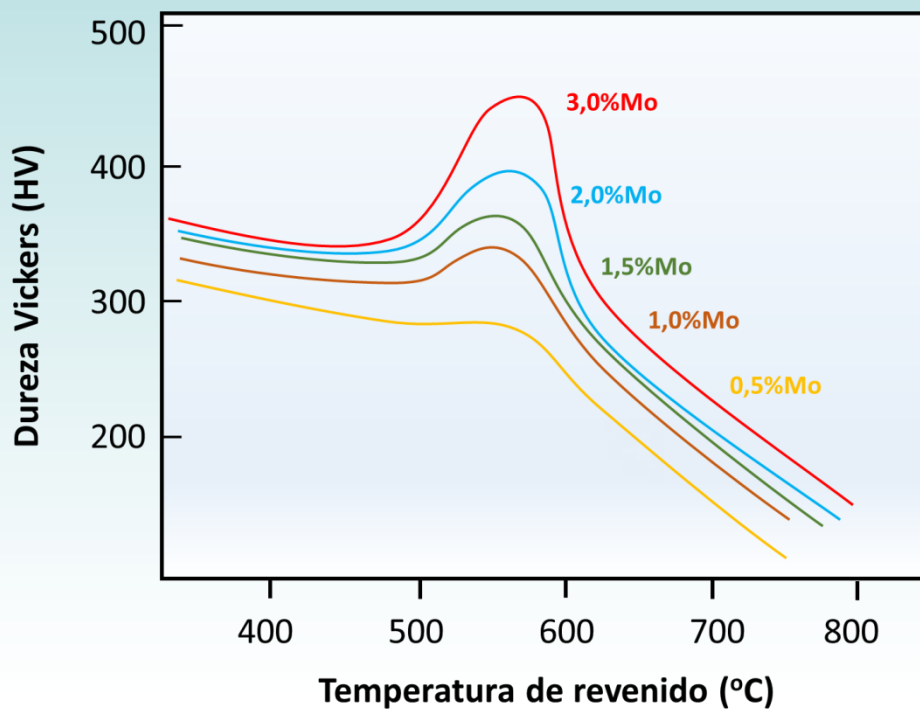


Figura 6.111 – Efeito do Mo na dureza durante TTAT. Fonte: o autor

Alguns carbeto de estrutura cristalina mais complexa, como os M_7C_3 , M_6C e $M_{23}C_6$, normalmente precipitam de forma mais grosseira em função do maior raio crítico e, preferencialmente, nos contornos de grão, que é a região energeticamente favorável e de mais fácil precipitação acima de 650°C . Esses carbeto nucleiam e crescem às expensas da cementita e dos carbeto Mo_2C adjacentes ao contorno, tendo seu número reduzido.

A trinca de rea aquecimento no aço 2,25 Cr-1Mo e família é atribuída à fragilização do contorno e simultâneo aumento da resistência no interior de grão.

Há poucos carbeto ricos em molibdênio e cromo no interior do grão do aço 2,25Cr-1Mo após cinco horas de exposição a 575°C , apenas foram observados carbeto ricos em ferro em grande quantidade, provavelmente em função do balanço químico e temperatura/tempo de exposição. No contorno de grão, foram encontrados poucos carbeto estáveis ($M_{23}C_6$, M_7C_3 e M_6C) e, da mesma forma, praticamente só foram observados carbeto ricos em ferro (M_3C). Foi constatada presença de cromo e molibdênio nos carbeto ricos em ferro. Figura 6.112.

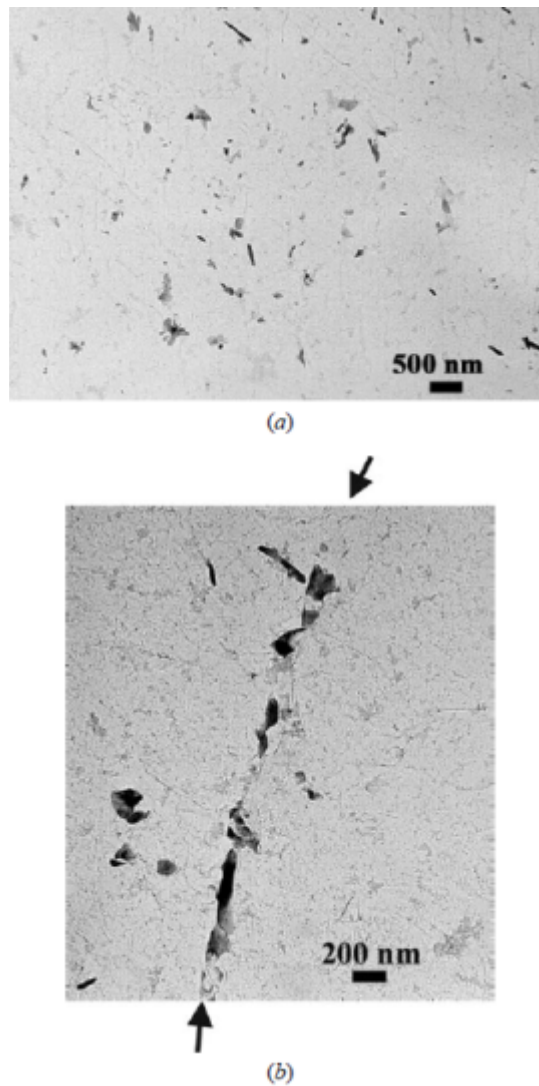


Figura 6.112 – Metalografia típica de região intergranular (a) com Fe rico em carbeto M3C e (b) austenita prévia com Fe rico em carbeto M3C após tratamento de 5h a 575°C. Fonte: apostila Descontinuidades de Junta Soldada, Arno Cersosimo, 2012.

Importante!

Os aços com 0,5Cr-Mo-V são mais susceptíveis do que ao aços com maior cromo, Figura 6.113. Não há referências na literatura técnica sobre falhas por trinca de reaquecimento em aço Cromo-molibdênio quando o teor de cromo é igual ou superior a 5%Cr. Testes realizados por Murray em laboratório confirmam o que se tem observado na prática.

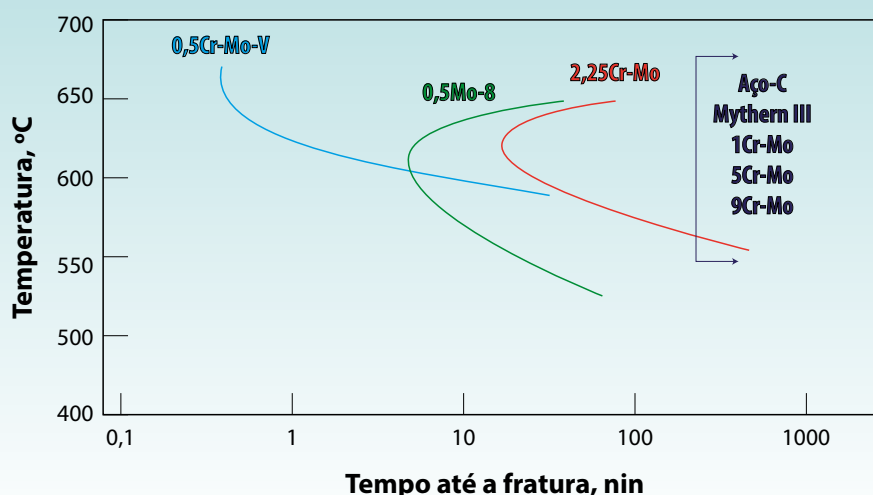


Figura 6.113 – Resistência a fratura de aços Cr-Mo (Sindo Kou/ *Welding Metallurgy*/2003). }
 Fonte: apostila *Descontinuidades de Junta Soldada*, Arno Cersosimo, 2012.

6.3.1.2 Aço 2,25Cromo-molibdênio Modificado com V, Nb e W (c/substituição parcial do Mo pelo W)

Mudanças estruturais no aço Cromo-molibdênio-vanádio (H_{cm} tempo até a fratura, nin 25) em função do procedimento de soldagem (multipasse ou com um único passe). Este aço apresenta adição de W em substituição parcial ao Mo e maior resistência ao tratamento térmico que o Cromo-molibdênio convencional. Na Quadro 6.20 pode se ver a composição deste aço cromo-molibdênio-vanádio e o convencional.

Elemento	H_{cm} Tempo até a fratura, nin 25	2,25Cr-1Mo
C	0,06	0,13
Si	0,25	0,20
Mn	0,48	0,50
S	0,006	0,001
P	0,013	0,008
Cr	2,4	2,3
Mo	0,9	1,04
W	1,5	não medido
V	0,24	0,004
Nb	0,050	0,001
B	0,0036	não medido
Al	0,013	não medido
Sn	0,01	0,01
Sb	0,01	< 0,001
As	0,01	0,006
Fe	Balanço	Balanço

Quadro 6.20 – Composição química H_{cm} 25 e 2.25Cr-1Mo. Fonte: apostila *Descontinuidades de Junta Soldada*, Arno Cersosimo, 2012.

1. Soldagem simulada do aço 2,25Cr-Mo-V Nb e W com apenas um passe

No aquecimento, a região adjacente à zona fundida é exposta a altas temperaturas, fazendo com que, praticamente, todos os átomos solutos estejam em solução sólida, ou seja, praticamente todos os carbeto são dissolvidos e a austenita cresce sem restrição (dissolução dos carbeto e alta temperatura). Durante o resfriamento, a região de grãos grosseiros ($T \geq 1300^{\circ}\text{C}$) é transformada em martensita (e/ou bainita).

Para entender o que acontece no tratamento térmico e no controle do grão, clique no ícone e compreenda como a forma (coerente, semicoerente ou incoerente) do carbeto influência no processo.



Nas fotos da Figura 6.114, precipitados no interior do grão podem ser observados e são essencialmente carbeto ricos em W e V. No contorno de grão, foram encontrados carbeto M_3C e alguns carbeto de M_{23}C_6 , M_6C e MC .

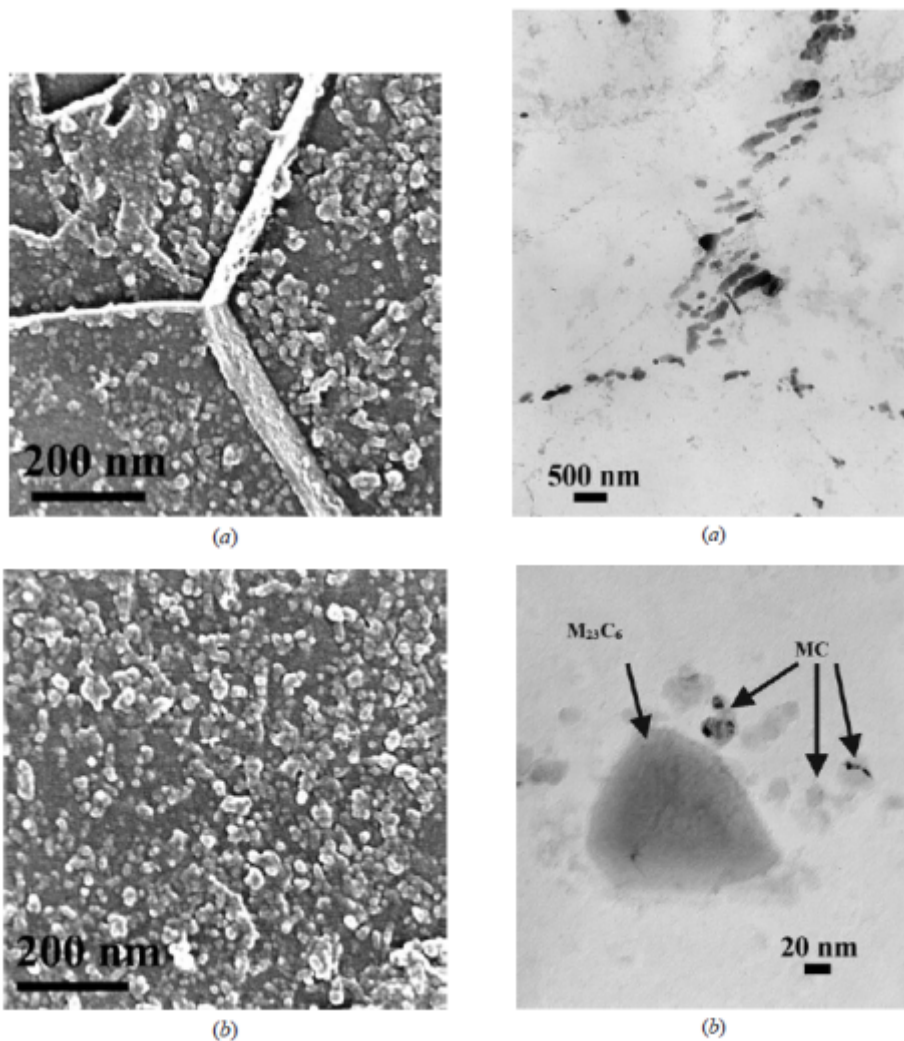


Figura 6.114 – Carbetos precipitados em aço H_{m2S} após tratamento térmico.
Fonte: apostila *Descontinuidades de Junta Soldada*, Arno Cersosimo, 2012.

Quando os carbeto são formados, a região adjacente ao contorno se torna empobrecida de elementos de liga. Tensões e deformações atuam localmente nos contornos de grão e estes, por sua vez, apresentam menor resistência mecânica e ductilidade em função da presença de impurezas. A fragilização pelo revenido pode ser cumulativa, nestes casos, nas temperaturas usuais de tratamento térmico. Por isso, a zona empobrecida e a fragilização pelo revenido levam à fratura frágil com aspecto intergranular. As trincas iniciam em cavidades nucleadas por carbeto incoerentes tipo M_3C rico em ferro no contorno de grão da austenita prévia na ordem de 50nm a pouco mais de 100nm.

Convém salientar que o grão, em uma condição não fragilizada, sob a ação de tensões se deforma. A precipitação age como uma trava no interior do grão impedindo-o de se deformar e, sob a ação de esforços de tração, trinca, Figura 6.115.

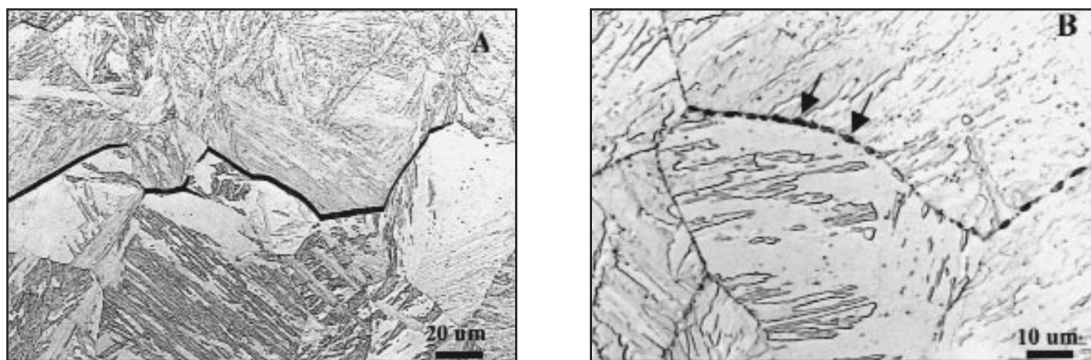


Figura 6.115 – Microscópio óptico: (A) trincas e (B) vazios. Fonte: <http://files.aws.org/wj/supplement/02-2003-NAWROCKI-s.pdf> acesso em 11/12/2018.

A Figura 6.116, através do microscópio eletrônico de transmissão, mostra o contorno de grão da austenita prévia apresentando precipitação de carbeto (precipitados a temperatura de 575°C, 675 °C e 725 °C). Este carbeto foi identificado como M_3C ou $[Fe, Cr]_3C$ rico em ferro através do EDS.

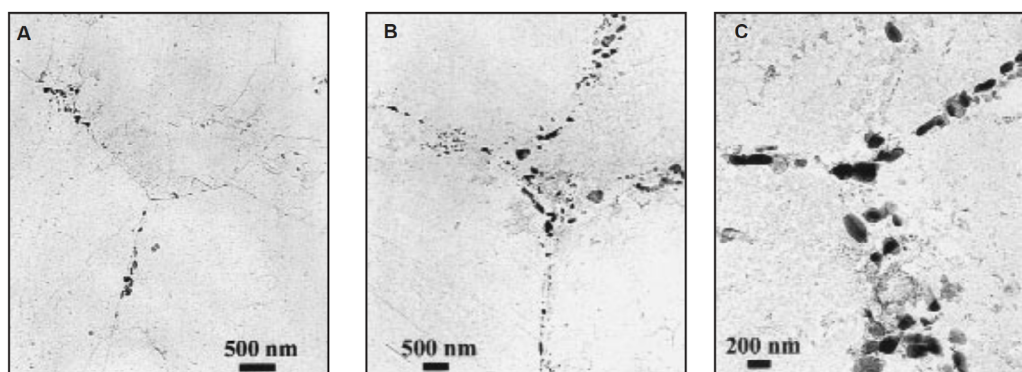


Figura 6.116 – (a) Leve precipitação a 575 °C, (b) 675 °C e (c) 725 °C a precipitação aumenta consideravelmente. Fonte: <http://files.aws.org/wj/supplement/02-2003-NAWROCKI-s.pdf> acesso em 11/12/2018.

Durante a exposição à temperatura de TTAT, há, preferencialmente, a precipitação de partículas ricas em ferro (M_3C) ao longo do contorno de grão da austenita prévia e reduzida precipitação intragranular no interior do grão da austenita prévia.

Alguns contornos de grão são integralmente cobertos por precipitados, outros sofrem apenas precipitação parcial e alguns, ainda, são inteiramente desprovidos de precipitados.

A Figura 6.117 mostra a representação da região de grão grosseiro durante o TTAT.

- » Nas cavidades nucleadas junto aos precipitados de M_3C , microtrincas nucleiam ao longo do contorno.
- » Nas regiões do contorno da austenita prévia onde não houve precipitação de carbeto (sem carbeto), não foi constatada presença de cavidades nem de trincas.

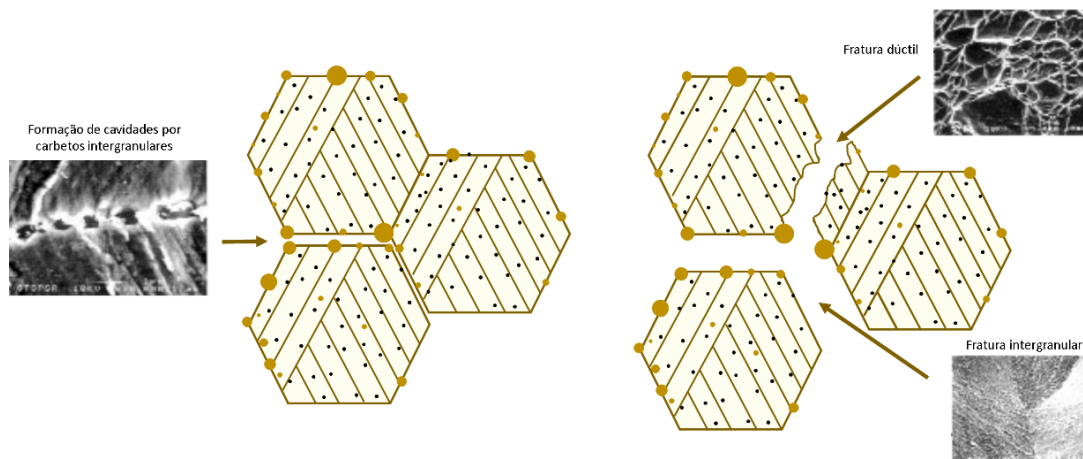


Figura 6.117 – Mecanismo de trincamento na região de grãos grosseiros durante o alívio de tensões e após a falha. Fonte: <http://files.aws.org/wj/supplement/02-2003-NAWROCKI-s.pdf> acesso em 11/12/2018.

A representação da região da falha, com característica frágil no contorno de grão grosseiro, era onde se encontravam os precipitados. Locais sem, ou com pouca, precipitação no contorno, provavelmente estão associados à grande diferença de orientação cristalográfica de um contorno em relação ao outro ou ao longo de um dado contorno.

Carbeto de molibdênio, vanádio, nióbio e tungstênio aumentam a resistência mecânica pela fina e uniforme precipitação coerente no interior do grão, e a precipitação secundária ocorre de forma simultânea ao relaxamento. Cavidades similares às originadas no processo de fluência são formadas na interface das partículas de M₃C/ contorno da austenita prévia durante o relaxamento.

2. Soldagem multipasse do aço 2,25Cr-Mo-VNb com substituição parcial do Mo por W

Com exceção da soldagem de chapas finas, a soldagem multipasse é inevitável e, em muitos casos, é utilizada como técnica de controle da microestrutura pelo processo de recrystalização da microestrutura pelos ciclos térmicos subsequentes, popularmente conhecido como revenido do passe anterior (por ex.: *temper bead*). Através do refino dos grãos, a tenacidade é melhorada, permitindo, em alguns casos, evitar um TTAT em chapas espessas.

O refino da microestrutura na soldagem multipasse confere maior resistência à trinca de reaquecimento em relação à soldagem efetuada com um único passe, Figura 6.118.

Técnicas empregando passes de revenimento (*half bead* e *twin layer*) e *temper bead* (na última camada) são indicadas e se mostram eficazes na soldagem dos aços cromo-molibdênio susceptíveis à trinca de reaquecimento.

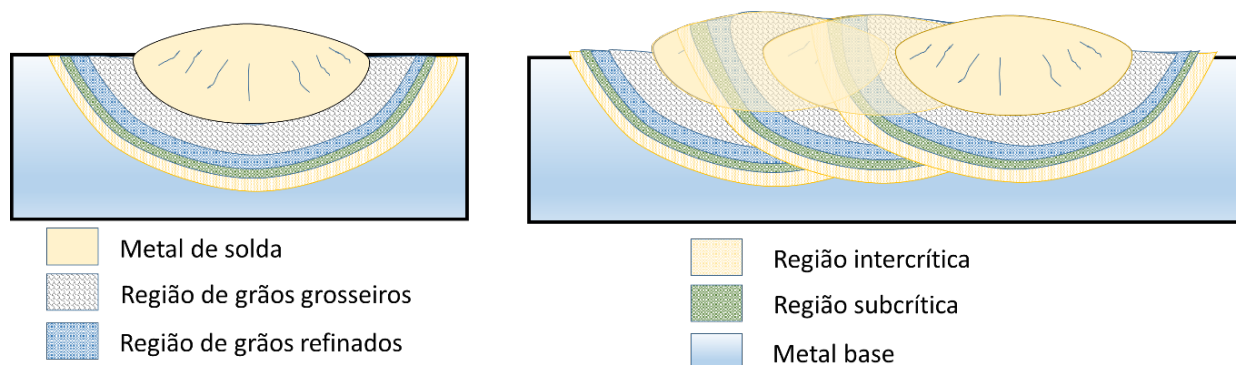


Figura 6.118 – Representação da microestrutura do aço 2.25Cr 1Mo em soldagem em um passe (a) e em múltiplos passes (b). Fonte: o autor

A soldagem multipasse do aço 2,25Cr-1Mo-V foi simulada através do termo simulador *Gleeble* por Nawrocki/ Dupont/ Robino e Mader/ WRC/2001 – *The Stress Relief Cracking Susceptibility of a New Ferritic Steel - Part 2: Multiple – Pass Heat –Affected Zone Simulations*. Observe o que:

- » a ZAC correspondente ao primeiro passe apresenta grãos grosseiros de forma semelhante ao caso anterior;
- » após o segundo passe, a região de grãos grosseiros da austenita prévia, formada por uma estrutura bainítica/martensítica, é recristalizada pelo ciclo de soldagem. Entretanto, não há crescimento da austenita porque esta foi exposta a temperaturas pouco acima de A3, região de refino de grão pelo passe subsequente, e os carbeto não chegam a ser integralmente dissolvidos. Dentro das condições normais de soldagem, os carbeto podem não ser totalmente solubilizados e, desta forma, formam-se ou precipitam, podendo alguns até crescer. Os carbeto formados durante o resfriamento do segundo passe coalescem e crescem durante o terceiro passe e crescem também no tratamento térmico de alívio de tensões.

Esse processo, semelhante ao envelhecimento, promove a redução da dureza no interior do grão. As regiões refinadas apresentam microestrutura menos endurecida. Portanto, não apresentam uma acentuada diferença de resistência mecânica, gradiente de tensões, entre o contorno e a matriz como observada na soldagem com um único passe, matriz resistente e região ao longo do contorno desprovida de elementos de liga com baixa resistência.

Como resultado, podemos resumir que na soldagem multipasse os corpos de prova falham ao longo do contorno de grão e exibem deformação plástica uniforme, indicando que o procedimento foi eficiente quanto à ocorrência de trinca de reaquecimento.

Esses carbeto no contorno podem agir como pontos de nucleação de microvazios durante o processo de fluência (durante o processo normal de operação) e, do mesmo modo, no caso de fratura dúctil.

A Figura 6.119 faz uma representação do processo de precipitação comparando a soldagem com passe único e multipasse no aço cromo-molibdênio-vanádio-tungstênio, mostrando como a soldagem multipasse reduz a susceptibilidade de trinca do reaquecimento.

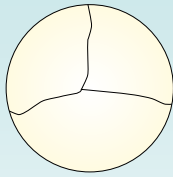
 Clique nos ítems.

Soldagem em
passe único

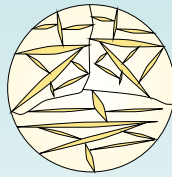
Soldagem
multipasses

Soldagem em passe único

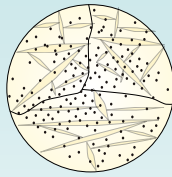
Austenita em alta temperatura



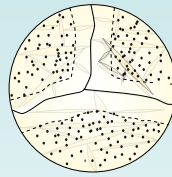
Martensita após o resfriamento



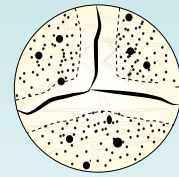
Precipitação de carbeto no TTAT



Região livre de carbeto no contorno de grão

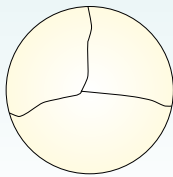


Deformação no contorno na zona desnuda

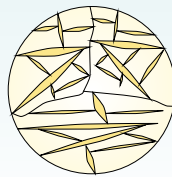


Soldagem multipasses

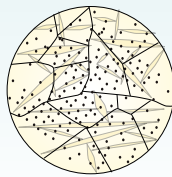
Austenita em alta temperatura



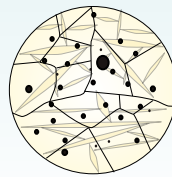
Martensita após o resfriamento



Redução do tamanho de grão e precipitação no segundo passe



Crescimento dos carbeto



Formação de vazios pela aplicação de tensão

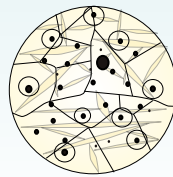


Figura 6.119 – Mudanças micro estruturais e modo de falha em passe único e múltiplos passes em aços 2,25Cr-1Mo-V. Fonte: autor.

Esse comportamento é típico de alguns aços Cr-Mo-V-Nb-W utilizados em plantas de geração de vapor em substituição ao grau 22. Os graus 23 e 24 foram desenvolvidos tendo como base o grau 22 e receberam adição de outros elementos de liga visando inicialmente à utilização em paredes de água em plantas supercríticas/ultra-supercríticas. São, também, empregadas em reaquecedores e superaquecedores de caldeiras convencionais (tubos de baixa espessura). Mais tarde, foram empregados em coletores (*headers*) de parede grossa e tubos de condução de vapor.

Esses dois aços apresentam as seguintes diferenças para o grau 22:

- » Menor teor de carbono, o que melhora a soldabilidade e evita TTAT em pequenas espessuras.
- » Adição principalmente de V, Nb e W no grau 23 e V, Ti no grau 24, os quais formam carbeto, nitreto e carbonitretos finamente distribuídos na matriz, aumentando a resistência à fluência. Entretanto, o grau 23, principalmente, se mostra susceptível à trinca de reaquecimento em juntas de grande espessura, como em coletores de vapor (*headers*), função da triaxialidade das tensões e bruscas mudanças geométricas, como ramificações atuando como concentradores de tensão.

Recentemente, encontraram-se trincas, a princípio identificadas como de reaquecimento, durante a fabricação de reatores de HDT em aço liga 2,25Cr-Mo-V de parede grossa com controle do teor de impurezas. O aspecto das trincas era intergranular no metal de solda e, através da análise da microestrutura, não se conseguiu observar nenhuma apreciável anormalidade nos constituintes esperados após TTAT e nem alteração na dureza. **Da mesma forma, não foi notada qualquer anormalidade em relação ao teor das impurezas controladas dos consumíveis.** Esses consumíveis, normalmente, são especificados com fator X (controle de determinadas impurezas) menor que 10, segundo Nace /API Meeting/Salt Lake City/ATB Riva Calzoni /Francesco Perini/Luca Possenti/ 2008.

Importante!

A combinação arame/fluxo na soldagem dos Cr-Mo-V com arco submerso é muito sensível, devendo ser controlada. Em especial, deve ser evitada qualquer modificação no processo de fabricação ou na qualidade ou pureza das matérias-primas empregadas na fabricação do fluxo e arame. No caso de ter havido alguma alteração nas variáveis de processo, novos testes de qualificação, tanto de consumível quanto do procedimento de soldagem, devem ser realizados. Na prática, toda corrida deve ser testada para evitar surpresas.

Um fabricante de aço sugere que o problema pode ser amenizado com a introdução de outro fator de impurezas. Indica o fator $K = Pb + Bi + 0.03Sn < 1,3$ ppm. Contudo, esses elementos nem sempre estão presentes ou foram identificados no contorno de grão, e a redução de área é um indicativo para a susceptibilidade à trinca de reaquecimento, e o controle de impurezas contribui no controle. Em 2009, na conferência anual do ASME, além do fator K, um teste adaptado chamado de “novo teste RHC” busca classificar a susceptibilidade à trinca a quente em consumíveis de soldagem empregando o simulador *Gleeble*.

Um resumo dos fatores para metal base e metal de solda estão mostrados nos Quadro 6.21 e Quadro 6.22.

Parâmetros de composição	Referência	Valor médio para o metal base	Valor médio para o metal de solda
$\Delta G = Cr + 3,3Mo + 8,1V - 2 < 0$	Nakamura, 1965	6,9	7,5
$\Delta G_1 = Cr + 3,3Mo + 8,1V + 10C - 2 < 0$	Lundin e Khan, 1996	8,3	6,6
$P_{SB} = Cr + Cu + 2Mo + 10V + 7Nb + 5Ti - 2 < 0$	Ito e Nakanishi, 1972	7,1	4,9
$X = (10P + 5Sb + 4Sn + As) / 100$	Bruscato, 1970	8,1	9,4
$MCF = Si + 2Cu + 2p + 15As + 20Sb + 15Sn$	Boniszewski, 1982	0,34	0,4

Quadro 6.21 – Parâmetros de composição para avaliar a susceptibilidade de trinca de reaquecimento.
Fonte: apostila Descontinuidades de Junta Soldada, Arno Cersosimo, 2012.

	Não susceptível	Susceptível
ΔG	6,9	6,9
ΔG_1	5,8	8,3
P_{SB}	4,5	7,1
X	10,5	8,1
MCF	0,5	0,34

Quadro 6.22 – Parâmetros de composição para avaliar a susceptibilidade do metal de solda.
Fonte: apostila Descontinuidades de Junta Soldada, Arno Cersosimo, 2012.

6.3.2 Trinca de Reaquecimento dos Aços Inoxidáveis Austeníticos

O aço austenítico é comumente empregado entre 500°C e 650°C e, em algumas situações, até acima 650°C, devido à boa resistência à fluência e à oxidação. Os aços inoxidáveis estabilizados ao nióbio, como no aço 347, e ao titânio, como no aço 321, apresentam maior incidência e susceptibilidade a trincas de reaquecimento do que os não estabilizados, especialmente, o estabilizado ao nióbio.

Os dois elementos são adicionados com a finalidade de inibir a corrosão intergranular pela forte afinidade com os elementos intersticiais carbono, em especial e nitrogênio.

O aço estabilizado ao Nb grau 347Mod foi desenvolvido para a área nuclear por apresentar maior resistência. A razão Nb/C no aço 347Mod é superior a 17 ao invés de 8 no 347 convencional. Entretanto, a quantidade total de nióbio é menor no aço modificado pela redução do teor de carbono.

As trincas de reaquecimento são observadas na ZAC, principalmente em juntas de grande espessura, e estão associadas à redução da tensão residual de soldagem. Há escassos relatos de trinca de reaquecimento no metal de solda. As modificações metalúrgicas acontecem da seguinte forma:

- » A região da ZAC adjacente à zona fundida experimenta temperaturas muito altas, que são suficientes para dissolver os precipitados (carbetos, nitretos ou carbonitretos) nos ciclos térmicos de soldagem, principalmente em menores teor de carbono, Figura 6.120.

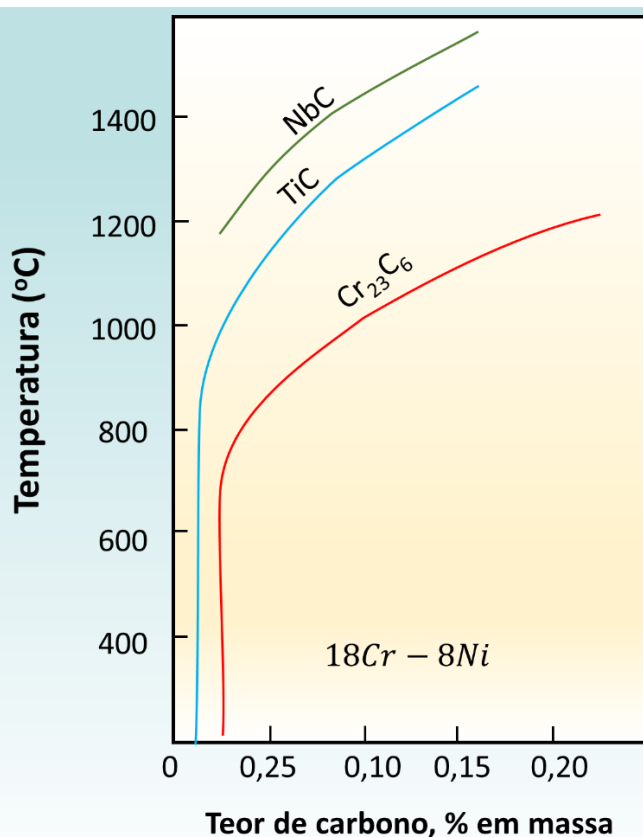


Figura 6.120 - Curva solvus dos carbetos de nióbio e titânio em aço inox 304.
Fonte: apostila Descontinuidades de Junta Soldada, Arno Cersosimo, 2012.

Na Figura 6.121, observa-se a variação do tempo necessário para a dissolução do carbeto de nióbio na austenita à temperatura de 1350°C em função do diâmetro inicial da partícula (precipitado) e diferentes percentuais de Nb e C. Esses tempos de dissolução são extremamente factíveis de acontecer em um ciclo normal de soldagem na região de grãos grosseiros, sobretudo para partícula de menor diâmetro.

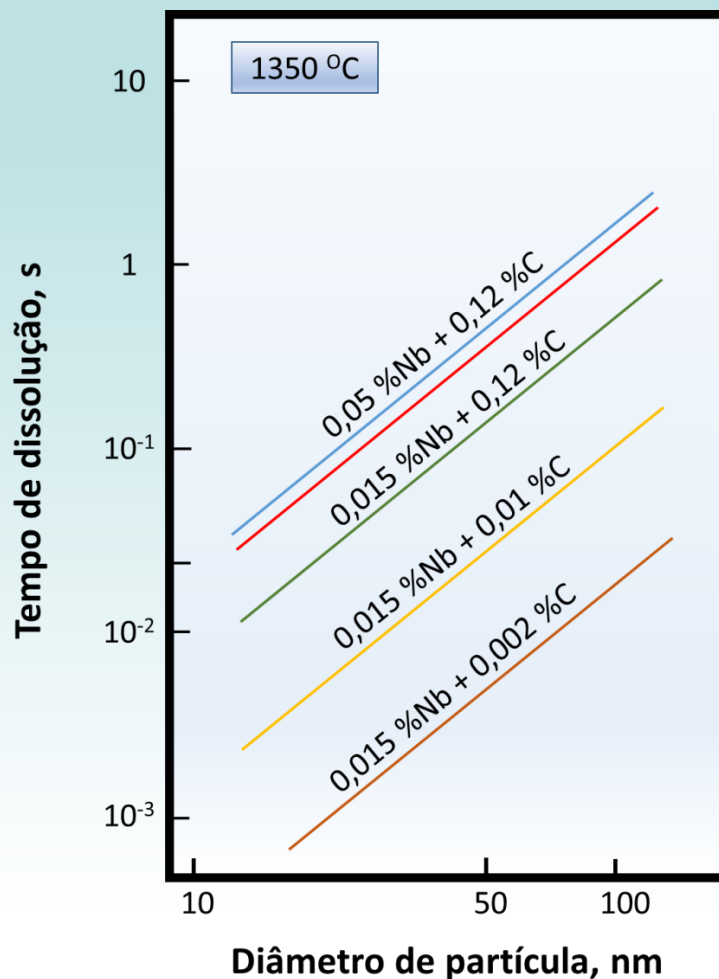


Figura 6.121 – Dissolução do NbC na austenita em função do diâmetro da partícula.
Fonte: apostila Descontinuidades de Junta Soldada, Arno Cersosimo, 2012.

- » Durante o severo ciclo de resfriamento, a maior parte dos átomos solutos permanece em solução sólida e simultaneamente são geradas tensões residuais de soldagem em função das deformações plásticas sofridas no aquecimento.

Importante!

Atentar que a faixa de temperatura do tratamento térmico de solubilização do aço 347, ao nióbio, é entre 980°C e 1060°C e tem por objetivo a dissociação do carbeto de cromo.

Na Figura 6.122, pode-se observar que o carbetos de nióbio mantém a estabilidade dimensional até a temperatura de 1140°C (aço microligado), enquanto a relação volumétrica se mantém constante ($f/f_0 = 1$). A partir dessa temperatura, o diâmetro do precipitado começa a diminuir progressivamente até total dissolução na matriz, quando $f/f_0 = 0$. A redução do diâmetro é dada pela razão entre a fração volumétrica final (f) e a fração volumétrica inicial do precipitado (f_0).

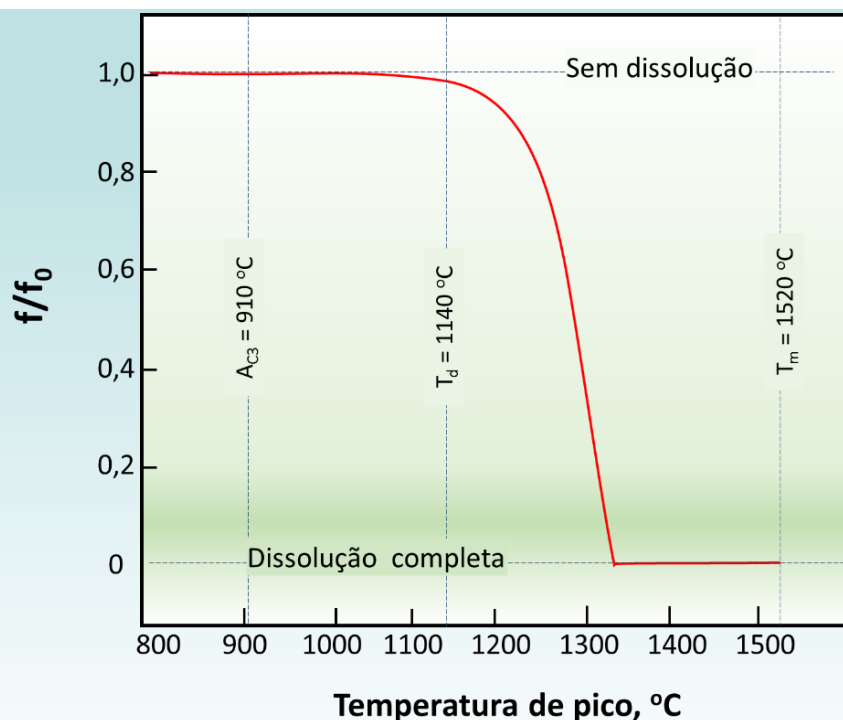


Figura 6.122 – Relação volumétrica do NbC x Temperatura.
Fonte: apostila Descontinuidades de Junta Soldada, Arno Cersosimo, 2012.

A junta, quando submetida à alta temperatura, tem sua tensão residual relaxada, induzindo uma localizada deformação plástica na margem do cordão. Concomitantemente, carbetos tipo MC (bem como os MN e M(C,N)) precipitam de forma coerente finamente dispersa na matriz (pequeno raio crítico). Essa precipitação se dá, preferencialmente, nas discordâncias de forma intragranular, aumentando a resistência do grão em relação ao seu contorno. No contorno de grão, a precipitação costuma ser mais grosseira por ser uma região energeticamente favorável à precipitação (grande número de defeitos). **A trinca se desenvolve por deformação de modo similar à fluência no contorno de grão.**

Estudos relativamente recentes no aço 321 sugerem que outro mecanismo possa também estar envolvido, além da precipitação de carbetos. Para conhecer esse outro mecanismo, clique no ícone e entenda como foram realizados os estudos.



Esse mecanismo proposto foi baseado na existência de uma grande região submetida a tensões internas induzidas por deformação. Assim, essas tensões internas foram responsáveis por acelerar a taxa de nucleação intergranular de cavidades de fluência. Esses locais seriam resistentes ao relaxamento (deformação) por causa de interações entre as discordâncias e átomos solutos. Afirmam que, pelo número e tamanho dos precipitados encontrados, parte relevante dos elementos C, N e Ti permanecem em solução sólida. Sendo assim, concluíram que há mais de um mecanismo agindo. Esse mecanismo apresenta grande semelhança ao “endurecimento por deformação” pela interação do C e N nas discordâncias durante o início do aquecimento (elementos intersticiais em solução sólida). Por isso, é o principal fator no aumento da resistência dos grãos em relação ao contorno.

Importante!

Essa teoria favorece o entendimento das trincas de reaquecimento encontradas em outros aços austeníticos não estabilizados.

6.3.3 Trinca por Envelhecimento por Deformação (*Strain-Age Cracking*)

A trinca por deformação e envelhecimento (*strain-age cracking*) é uma trinca por reaquecimento ou de tratamento térmico específica de algumas ligas de níquel endurecidas por precipitação, superligas ou *superalloys*, e não deve ser confundida com o fenômeno metalúrgico de envelhecimento por deformação (*strain aging*) observado nos aços ferríticos. Nos aços ferríticos ocorre à temperatura sempre inferior a 300°C, e os agentes desse envelhecimento são o carbono e nitrogênio.

O endurecimento por precipitação gera tensões residuais, que são potencializadas pelas operações de usinagem, conformação e soldagem. Quando essa tensão residual excede o limite de escoamento do material, resulta na trinca de envelhecimento por deformação característico nessas ligas de níquel endurecidas por precipitação.

A trinca por envelhecimento por deformação é mais frequente em ligas endurecidas por γ' - Ni₃(Al, Ti) - e depende da taxa e magnitude da precipitação. Se torna crítica nos materiais em que a soma dos elementos alumínio e titânio for superior a 6% (Al + Ti $\geq$ 6%).

As ligas de níquel endurecidas por precipitação com adição de nióbio apresentam maior resistência, como as ligas 718 e 706, do que as ligas contendo adição de titânio e alumínio.

A Figura 6.123 (ASM Handbook e Sindo Kou) faz clara divisão entre as ligas de níquel aditivadas com Al + Ti quanto à soldabilidade (facilidade).

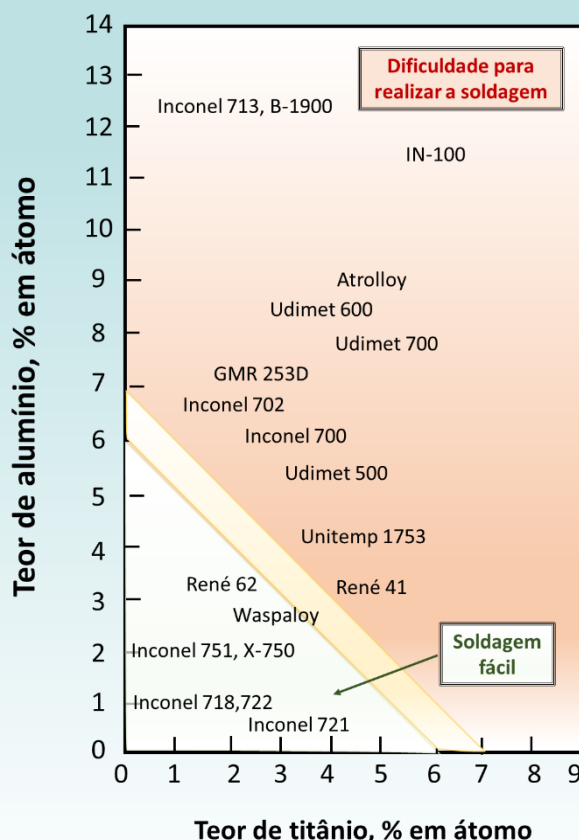


Figura 6.123 – Soldabilidade de ligas de Ni com relação a % Ti x %Al.
Fonte: apostila Descontinuidades de Junta Soldada, Arno Cersosimo, 2012.

A taxa de precipitação de γ' é função da quantidade de Al + Ti. A taxa de precipitação também está associada ao grau de deformação do material de base (encruamento ou *cold work*), o qual acelera a precipitação (quanto maior a taxa, maior a propensão à precipitação).

Na Figura 6.124 pode-se observar o comportamento da ZAC durante o tratamento térmico, normalmente executado após soldagem nas superligas com o intuito de restaurar a sua resistência mecânica, além de aliviar tensões da soldagem. A faixa de temperatura crítica está situada de T_1 a T_2 , que geralmente é de 540°C a 815°C.

- » Após a soldagem (ponto 1 em t_1), em função do ciclo térmico e das altas temperaturas experimentadas pela ZAC, a região próxima à zona de fusão se apresenta solubilizada e amolecida em "a" com relação ao metal base. Na prática, durante o ciclo inicial de aquecimento (ponto 2, t_2) nem sempre é possível evitar a precipitação de γ' no tratamento de solubilização (realizado previamente ao de envelhecimento).

- » Durante o aquecimento, ao atingir a faixa de temperatura entre T_1 a T_2 no ponto 2, em muitos casos, é inevitável o corte da curva de precipitação (função da posição relativa do cotovelo da curva C de precipitação do material). Quando o cotovelo é cortado, ocorre a precipitação ($b > T_1$) e um aumento da resistência mecânica. Porém, essa precipitação se dá na mesma faixa de temperatura em que as tensões são relaxadas e isso pode conduzir a uma deformação localizada no contorno de grão. Se a deformação for demasiadamente alta, há o aparecimento de trinca no contorno por *strain-age cracking*, trinca de reaquecimento.

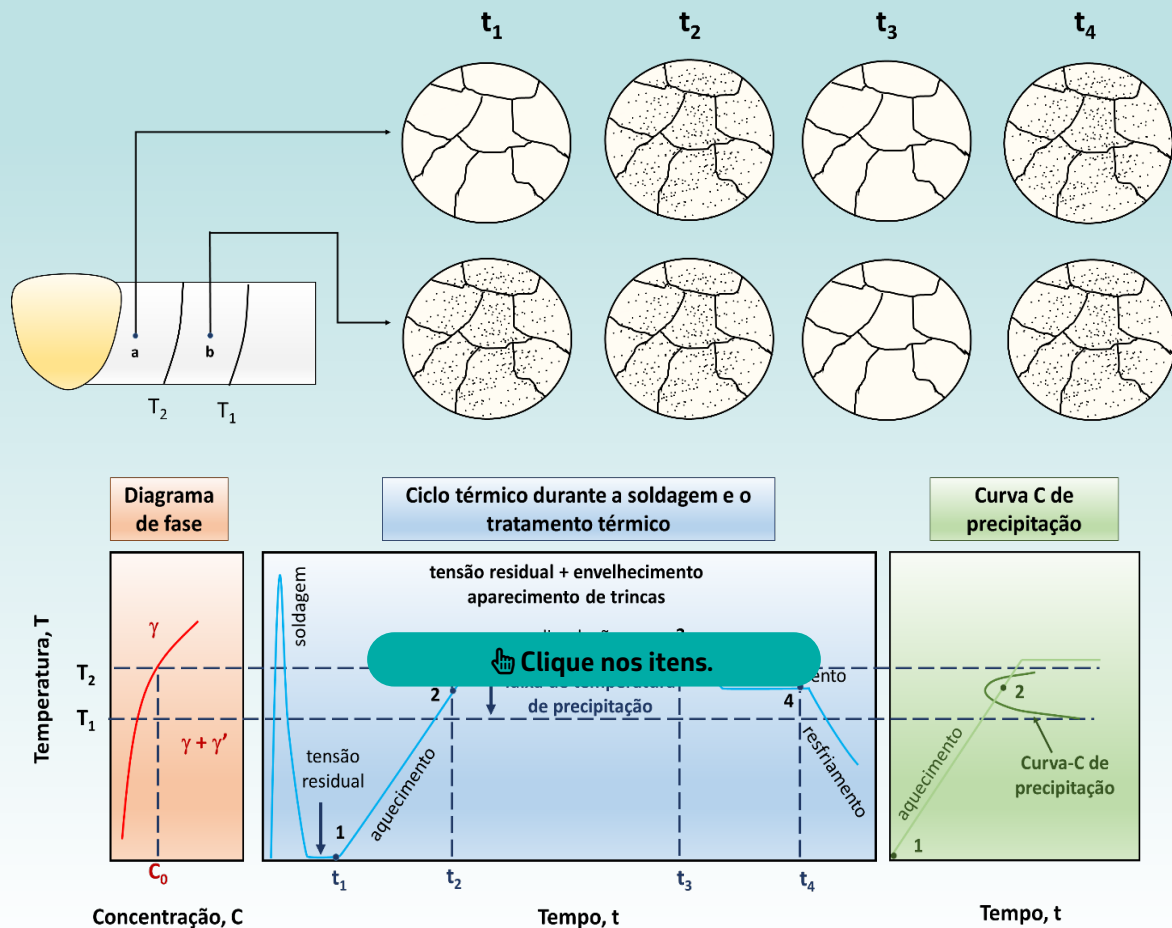


Figura 6.124 – ZAC após tratamento térmico em superligas de níquel. Fonte: adaptado de Sindo Kou, 2012.

Em outras palavras, quando o conjunto soldado é aquecido rapidamente, evitando interceptar o cotovelo da curva de precipitação, a solubilização será alcançada sem risco de precipitação (função do material); entretanto, nem sempre é possível.

Nas ligas endurecidas por precipitação, a soma dos elementos $Al + Ti \geq 6\%$ torna a soldagem sem trinca por envelhecimento por deformação praticamente impossível, Figura 6.125.

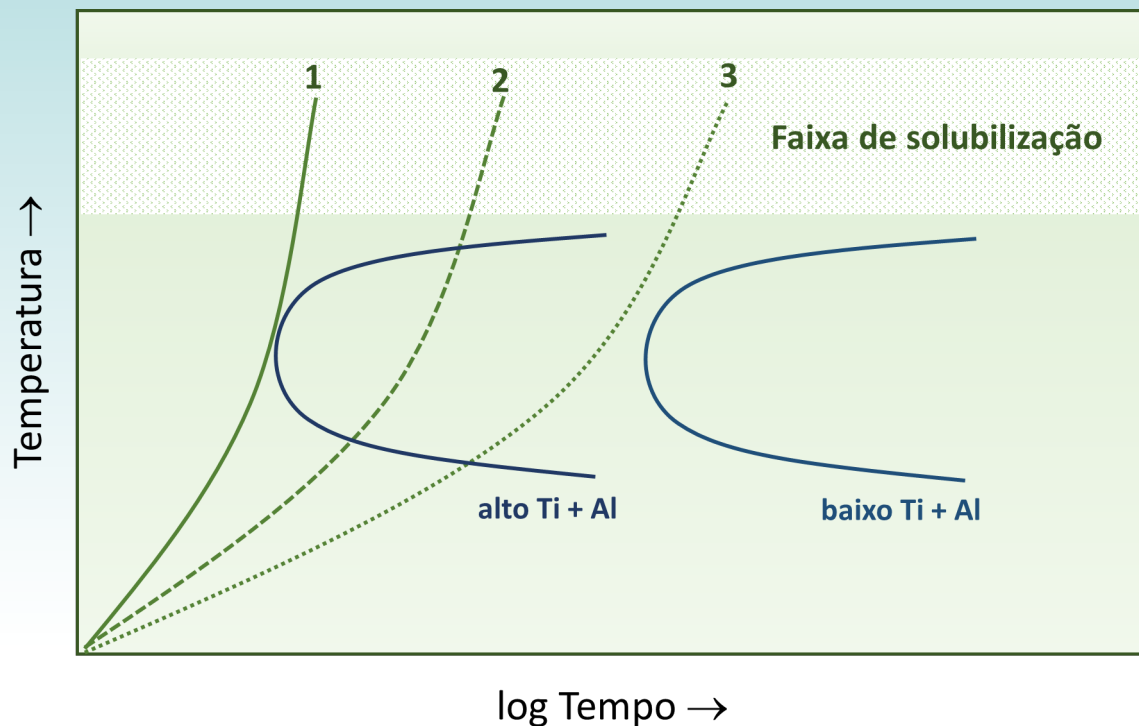


Figura 6.125 – Relação entre quantidade de Ti + Al, aquecimento e solubilização.
 Fonte: apostila Descontinuidades de Junta Soldada, Arno Cersosimo, 2012.

Por isso, o tratamento de envelhecimento deve ser evitado logo após a soldagem, sem prévio alívio, se a temperatura de trabalho da liga estiver situada dentro da faixa de precipitação de γ' . Mesmo o tratamento de alívio deve ser realizado com a mais alta taxa de aquecimento possível. A melhor opção é aliviar as tensões ou solubilizar a junta antes de envelhecer. Após a soldagem, o tratamento de alívio de tensões deve ser realizado à temperatura acima de 870°C, com alta taxa de aquecimento na faixa crítica de 540°C a 815°C.

Como formas de mitigação, podemos citar:

 Clique nos números para conhecê-los.

1

2

3

6.3.4 Trinca por Relaxamento (Stress - Relaxation Cracking)

A trinca de relaxamento, diferentemente da trinca de reaquecimento, pode ocorrer após anos de operação, Figura 6.126. Esse fenômeno ainda é discutido no meio acadêmico e na indústria, sendo que alguns consideram se tratar de uma falha por fluência, especialmente em falhas após longos períodos de operação.

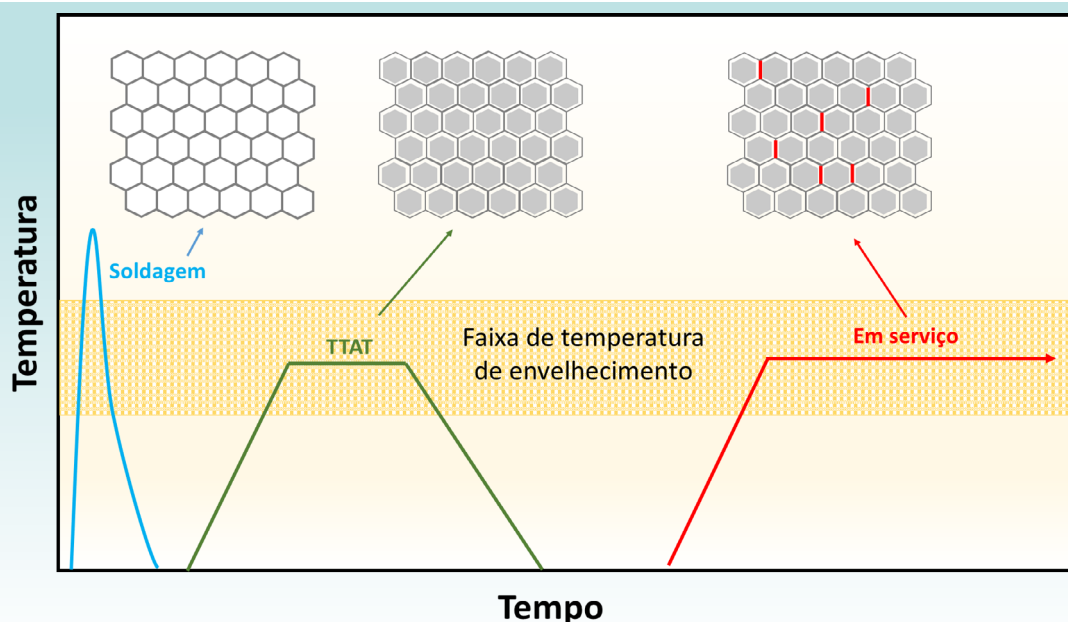


Figura 6.126 – Representação da trinca de relaxamento com o tempo em serviço. Fonte: o autor

É característica de ligas resistentes ao calor como os aços série H (304H, 316H) e ligas de níquel como o Inconel 800H, 800HT, normalmente, em paredes grossas e em soldagem multipasse.

A trinca de relaxamento é associada a longos tempos de exposição, 10.000 a 100.000 horas, de juntas espessas ou com alta restrição em temperaturas na faixa de 500°C a 700°C. A trinca ocorre da mesma forma que a trinca de reaquecimento.

Acredita-se que o relaxamento e a precipitação, geralmente de carbeto, ocorram de forma simultânea, resultando na falha do contorno de grão (trinca intergranular) na ZAC. A falha apresenta aparência frágil ou muito pouca deformação. Da mesma forma, há relatos de que em 1975 esse tipo de falha de reaquecimento incidiu em aços austeníticos não estabilizados após algum tempo de operação.

Acredita-se que a redução da ductilidade contribui para a trinca de relaxamento em consequência da incapacidade da junta se deformar à medida que a tensão atuante se aproxima do limite de escoamento durante o aquecimento, resfriamento ou em operação. As trincas são associadas à ocorrência de fina precipitação de Nb (C, N) no interior do grão, induzida por deformação à alta temperatura e presença de fase sigma. A quantidade de precipitados aumenta em número com o tempo pelo aumento da geração de discordâncias. Com uma maior deformação, há mais sítios de nucleação. Os precipitados travam as discordâncias, reduzindo a capacidade de deformação por fluência, resultando na trinca, Figura 6.127.

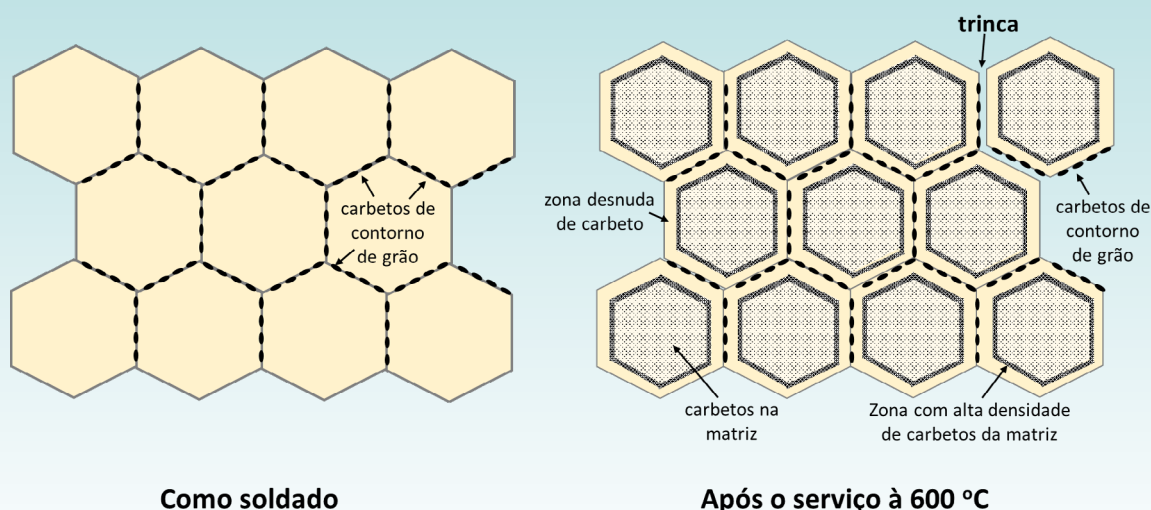


Figura 6.127 – Esquema de micrografia de microestrutura com maior resistência após serviço a 600°C. Fonte: o autor

Importante!

Autores sugerem que o tratamento térmico de alívio de tensões antes das peças serem colocadas em operação (~800°C) pode evitar o problema.

A falha de relaxamento no 800H pode ser identificada pela aparência da fratura onde um filamento rico em níquel (percentual superior a 70%), praticamente, desprovido de cromo (podendo ser envolvido por filamento rico em cromo) é encontrado, e a trinca seria resultante do envelhecimento por precipitação e não estaria envolvido nenhum mecanismo de corrosão ou oxidação.

Após soldagem, a liga 800H apresenta alta densidade de discordâncias na região solubilizada e com uma dureza de 210 HV. Com a exposição à temperatura de operação, envelhecimento da liga, há aumento da dureza para 240 HV, Figura 6.128.

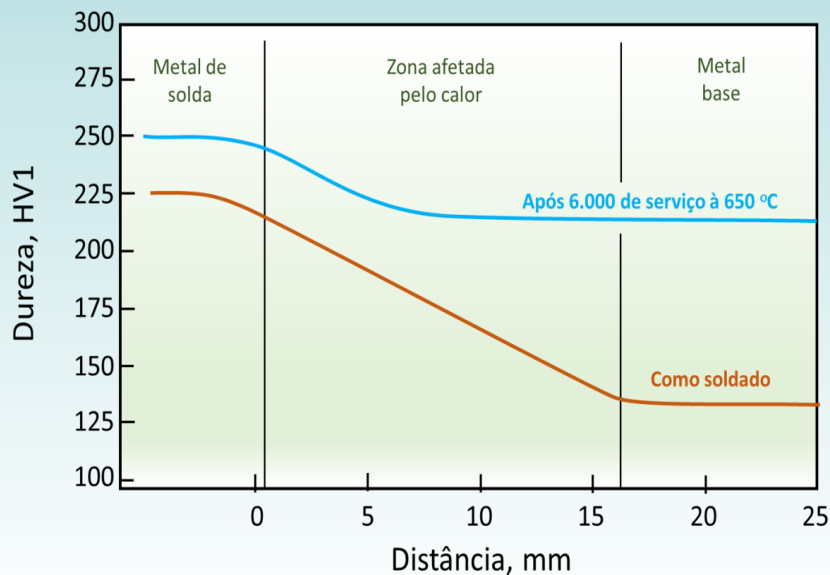


Figura 6.128 – Aumento da dureza na regiões soldadas da liga 800H.
 Fonte: adaptado de apostila Descontinuidades de Junta Soldada, Arno Cersosimo, 2012

A microestrutura apresenta finíssima e massiva precipitação no interior do grão de carbetos (50 nm) e precipitados no contorno. A área adjacente ao contorno de grão é desprovida de precipitados, como mostrado na Figura 6.129.

A falha no 800H está associada à diferença de resistência entre o interior dos grãos pela precipitação de carbetos e gama prima γ' ou $Ni_3(Al,Ti)$ e o contorno de grão grosseiro.

A região do contorno adjacente ao contorno é empobrecida de cromo. Na faixa de temperatura de 550°C a 760°C, o raio crítico para nucleação é muito pequeno. Finos carbetos com base de cromo precipitados nas discordâncias aumentam a resistência dos grãos em relação ao contorno (pouco tempo após o início da operação), Figura 6.129.

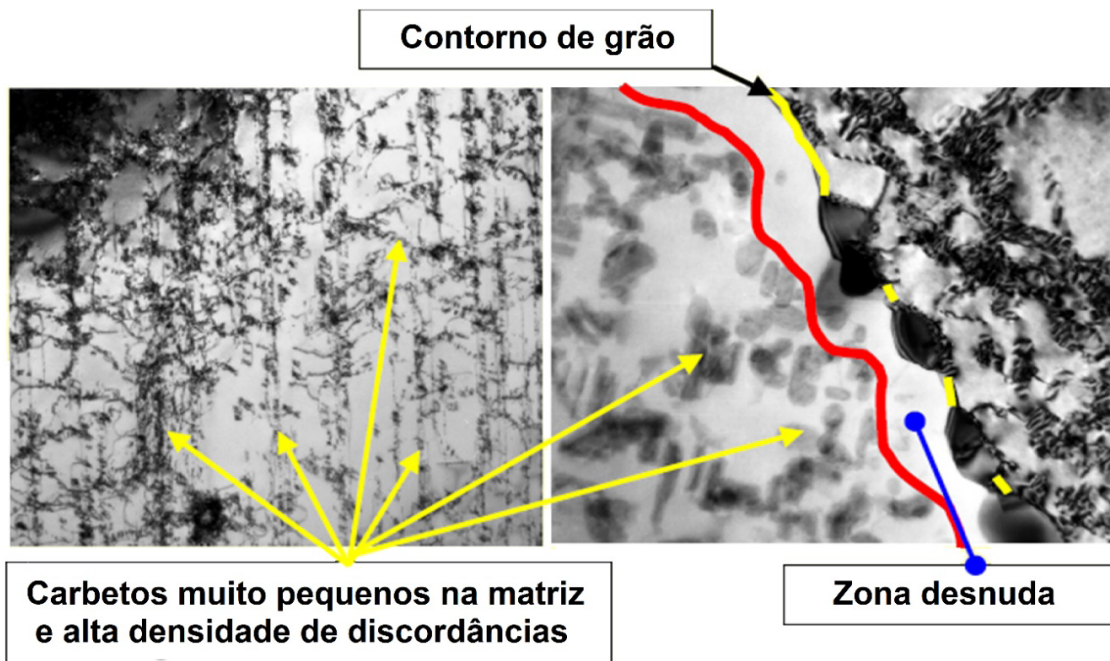
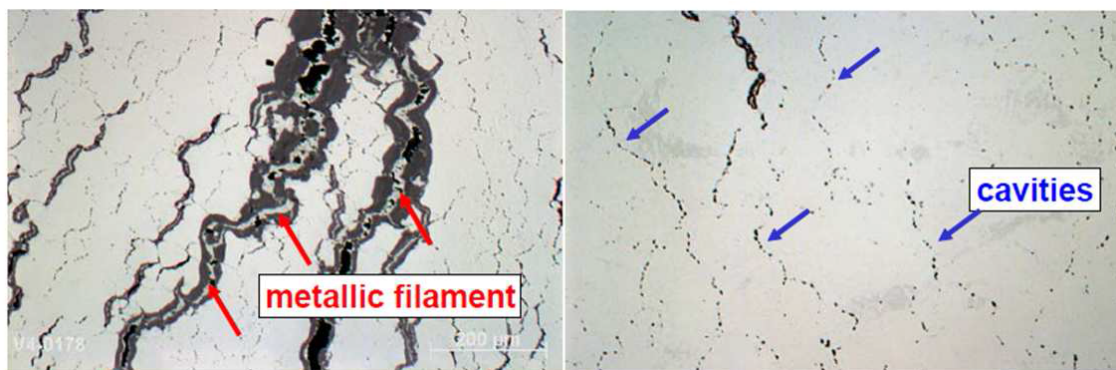
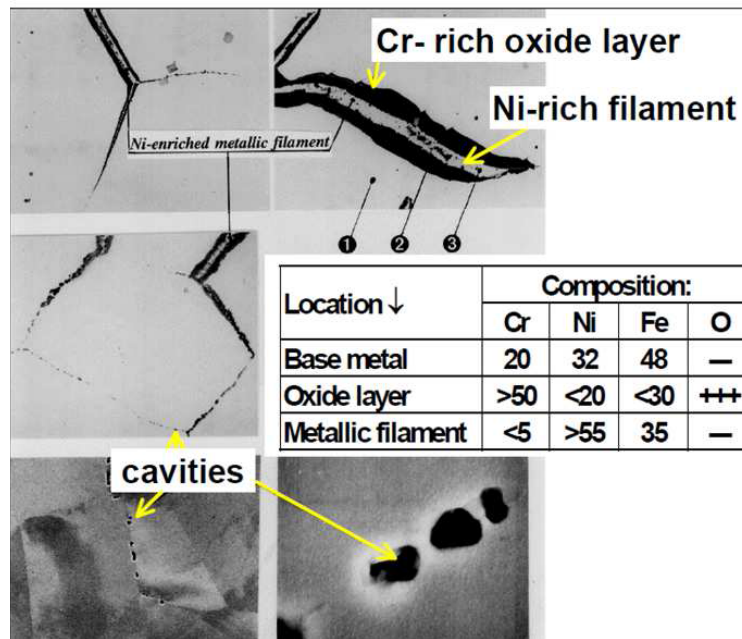


Figura 6.129 – Precipitação fina de carbetos $M_{23}C_6$ e alta densidade de discordâncias na matriz da liga 800H observada no MET. Fonte: adaptado de apostila Descontinuidades de Junta Soldada, Arno Cersosimo, 2012.

As falhas na liga 800H por trinca de relaxamento apresentam características próprias, como:

- » espessura geralmente superior a 40mm;
- » temperatura de operação de 500°C a 750°C;
- » regiões com alta densidade de discordâncias.

Apresentam risco de falha em juntas soldadas, ligas deformadas a frio e serviço com carregamento cíclico, Figura 6.130.

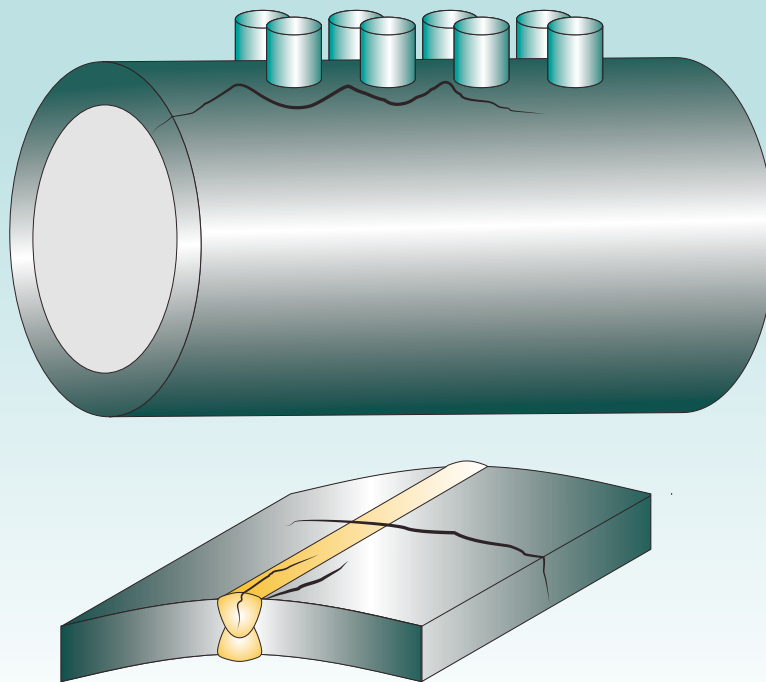


Figura 6.130 - Falha de header em alloy 800H após 12.000 horas de serviço.
Fonte: adaptado de apostila Descontinuidades de Junta Soldada, Arno Cersosimo, 2012

Atenção

A falha não pode ser detectada previamente através dos testes mecânicos padronizados.

Na temperatura ambiente, os testes de resistência mecânica, dobramento e Charpy não indicam a susceptibilidade. Da mesma forma, os testes de fluência não atendem. A trinca pode ocorrer em outros materiais, como o 347H, 304H, 316H, 800H, 32Ni20CrNb e ligas 625, 617 e 601.

6.3.5 Trinca Sob o Cordão (Underclad Cracking – UCC) ou Placagem

A Trinca Sob o Cordão em Soldagem de Revestimento ou trinca de Placagem é uma trinca por reaquecimento. Entretanto, é apresentada como uma particularidade de trinca de reaquecimento em função de essa trinca acontecer, na maioria dos casos, durante a soldagem, e não necessariamente quando o equipamento é posto em operação ou após o tratamento térmico de alívio de tensões. Na realidade, se trata de materiais muito susceptíveis com regiões apresentando picos de tensões residuais e sem alívio pelo passe subsequente.

O problema foi identificado pela primeira vez na década de 1970 durante a soldagem de vasos de pressão para a área nuclear (aço conforme ASME SA 508Cl 2).

A Figura 6.131 ilustra o exemplo da soldagem de revestimento através do processo arco submerso ou eletro escória com fita. Observe que:

- » ao ser realizado o passe número 1, a região adjacente é integralmente solubilizada;
- » ao ser realizado o passe de número 2, a região hachurada é reaquecida abaixo de AC_1 , havendo precipitação fina e distribuída de carbeto. Essa região apresenta um pico de tensão residual e o interior do grão tem sua resistência mecânica aumentada pela precipitação, sendo susceptível à trinca de reaquecimento.

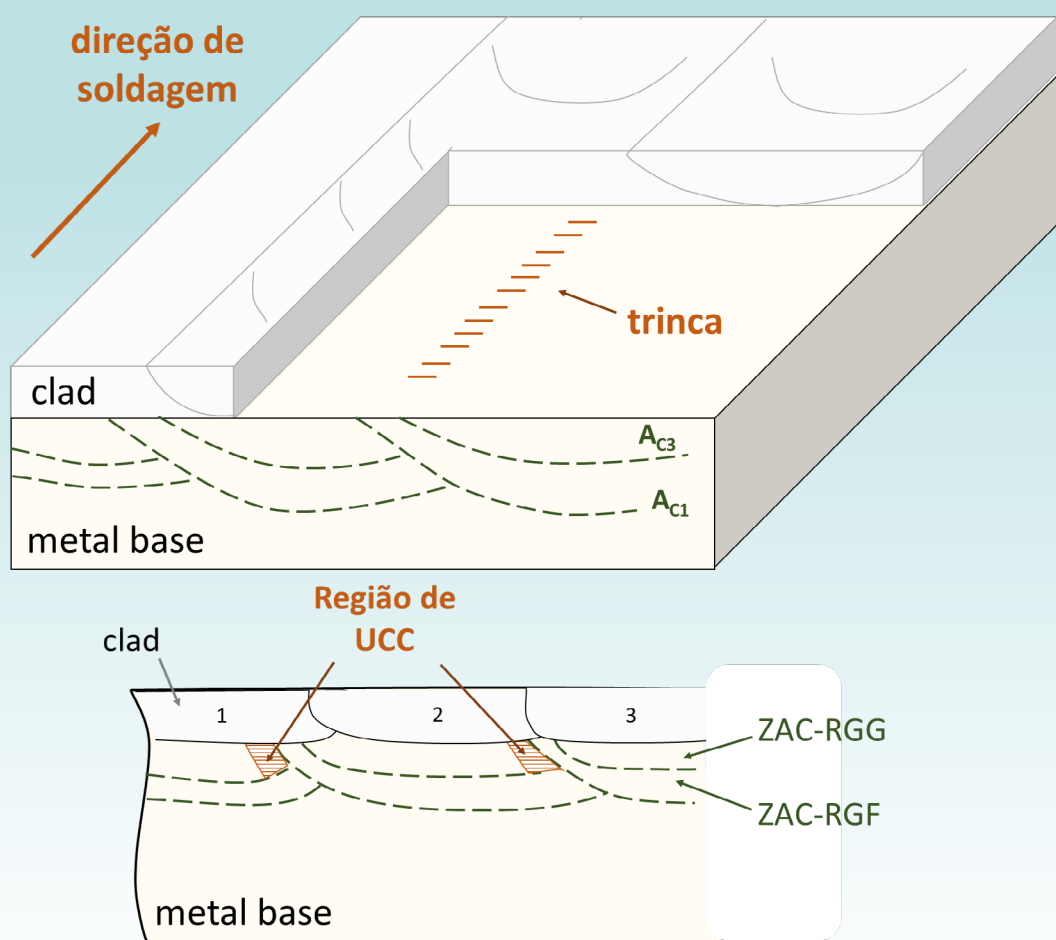


Figura 6.131 – Locais de trincas sobre o cordão. Fonte: adaptado de apostila Descontinuidades de Junta Soldada, Arno Cersosimo, 2012

Na soldagem de revestimento anticorrosivo com passe único, a trinca sob o *clad*, de maneira geral, pode ser amenizada pela redução do aporte de calor e consequente redução do tamanho de grãos grosseiros da zona supercrítica. Todavia, como normalmente não há tanta flexibilidade nos parâmetros de soldagem a ponto de ocorrer sensível variação do aporte de calor, a forma mais segura e eficaz é o emprego de materiais com especificação apresentando baixa susceptibilidade a trinca de reaquecimento sob o *clad* com controle da composição química e impurezas.

Os aços empregados na fabricação de reatores nucleares são os mais susceptíveis. São especificados e produzidos atendendo ao índice para prevenção de trinca sob o cordão, conhecida como T. O valor de T deve ser inferior a 0,9.

$$T = 20V + 75C + 4Mo + Cr + Cu - 0,5Mn + 1,5 \log X$$

Equação 10 – Índice de prevenção a UCC

Onde:

- » $X = Al$ para $Al \leq 2N$
- » $X = 2N$ para $Al > 2N$

Importante!

Valor de $T > 0,9$ implica em grande susceptibilidade a trinca tipo UCC.

6.3.6 Trincas Sob Revestimento com mais de um Passe

Na soldagem de revestimento de um reator nuclear fabricado em aço SA 508 Cl 3, conhecido pela baixa susceptibilidade à trinca sob o cordão, por falta de acesso, a região dos bocais não foi revestida através de processo automático (arco submerso ou eletro escória com fita), sendo empregado o processo eletrodo revestido. O segundo passe realizado pelo processo eletrodo revestido não consegue revenir a região de grãos grosseiros, trincas foram detectadas em profundidades de 2,5 mm a 3,5 mm.

Resumindo, não há recristalização e refino de grão na região de grãos grosseiros. Mudar o procedimento, com o intuito de refinar a região de grãos grosseiros, permite a soldagem do segundo passe com eletrodo revestido sem incidência de trinca (mesma região de bocal).

Em outro caso, trinca sob o revestimento com o processo SAW por fita AISI 309 + AISI 304 foi observada e considerada como causa pela trinca em um aço forjado Cr-Mo-V de 140 mm de espessura após TTAT. As trincas estavam localizadas em sua maioria à profundidade de 1,5 mm com comprimento máximo de 7 mm. Essas trincas foram identificadas por líquido penetrante (LP) após remoção do revestimento. Entretanto, pelo fato de o tratamento térmico de alívio de tensões ter sido realizado, não pode ser caracterizada como placagem, podendo ser uma trinca de reaquecimento convencional em aço Cr-Mo-V.

Importante!

A trinca pelo hidrogênio pode apresentar trincas internas muito finas, que, por vezes, passam despercebidas pelos ensaios não destrutivos, sendo identificadas apenas após o TTAT (relaxamento com o alargamento da trinca).

Formas de mitigar a trinca de relaxamento:

 Clique nos números para conhecê-los.

1

2

3

4

5

6

7

8

9

10

6.4 Fragilização pelo Revenido (*Temper Embrittlement*)

A fragilização pelo revenido está, normalmente, mais associada à alta temperatura de operação que propriamente ao TTAT. Alguns aços apresentam maior susceptibilidade, como os cromo-molibdênio, níquel-cromo-molibdênio e os 3 a 9% níquel. A fragilização pelo revenido não ocorre no aço carbono, entretanto pode ser observado, mesmo que improvável, em alguns aços como os Ni-Cr, Ni-Cr-Mo e Cr-Mo.

Atenção

Embora não seja um defeito de soldagem, a fragilização pelo revenido foi incluída neste capítulo, pois está indiretamente associada à operação de soldagem.

A partir da década de 1930, aços cromo-molibdênio começaram a ser utilizados na Alemanha na fabricação de reatores em plantas de hidrogenação, sendo inicialmente mantidos entre 315°C e 345°C em função do revestimento interno do vaso, constituídos na época por uma mistura de argamassa e amianto.

A fragilização pelo revenido é associada à exposição do equipamento e, conseqüentemente, da junta soldada, a temperaturas na ordem de 375°C a 575°C por longos tempos de operação. É definida como um tipo de fragilização característica de certos aços quando mantidos ou resfriados lentamente na faixa de 370°C a 540°C.

O IIW considera que redução de tenacidade pela fragilidade pelo revenido se dá de 350°C a 600°C, após a exposição prolongada na faixa crítica. Para compreender a importância da fragilidade pelo revenido, clique no ícone e entenda como o processo ocorre.



Essa fragilidade está relacionada à segregação de impurezas no contorno de grão e é diretamente associada ao nível de controle das impurezas no metal de base e consumível de soldagem. *Bruscato*, na década de 1970, verificou o comportamento de alguns elementos conforme o Quadro 6.23 no valor da energia de impacto Charpy. Em função dos elementos, os valores de energia de impacto são muito discrepantes, com um mínimo que indica uma grande fragilidade até um máximo que mostra uma excelente tenacidade.

Elemento	Mínimo	Máximo	Média	Desvio padrão
Silício, % em massa	0,32	1,19	0,64	0,20
Manganês, % em massa	0,54	0,79	0,6*9	0,06
Fósforo, % em massa	0,004	0,018	0,009	0,003
Molibdênio, % em massa	0	1,27	1,10	0,10
Estanho, ppm em massa	70	300	109	39
Antimônio, ppm em massa	0,9	22	5	4
Arsênio, ppm em massa	0	130	59	28
Valor de energia Charpy após envelhecimento, J	7	137	60	29

Quadro 6.23 - Encontrada. Faixa de valores de elementos e teste de impacto após envelhecimento.
Fonte: apostila Descontinuidades de Junta Soldada, Arno Cersosimo, 2012.

Os elementos Sb, P, Sn, Sb e As são os mais deletérios para a resistência à fragilidade pelo revenido. Entretanto, outros elementos como Se, Te, Ge, Si, Mn, V, B, Si podem impactar nessa redução da tenacidade por segregarem no contorno de grão. Alguns autores incrementam, ainda, essa lista com os elementos C, N, Bi e O.

Embora em todos os aços ocorra alguma redução da tenacidade, devido ao envelhecimento à alta temperatura por causa da segregação, esse problema se torna relevante na indústria do petróleo especialmente em determinados aços cromo-molibdênio. Os principais aços são o 2,25Cr-1Mo, o 2,25Cr-1Mo-V, o 3Cr-1Mo, o 3Cr-1Mo-V e, com menos frequência, o 1,25Cr-1Mo, pois há redução da ductilidade e essa é menos sensível que os mais ligados da família.

Os aços cromo-molibdênio podem ser divididos quanto à resistência a fragilidade pelo revenido:

1. 2% a 3% de Cromo apresentam maior susceptibilidade;
2. 1,25% de Cromo é susceptível, porém não tão susceptível (menos sensível que os 2% a 3% Cromo-molibdênio);
3. nos aços de alto cromo a fragilização é praticamente desprezível.

A Figura 6.132 simula o comportamento do aço 2,25Cr-1Mo na condição novo e envelhecido.

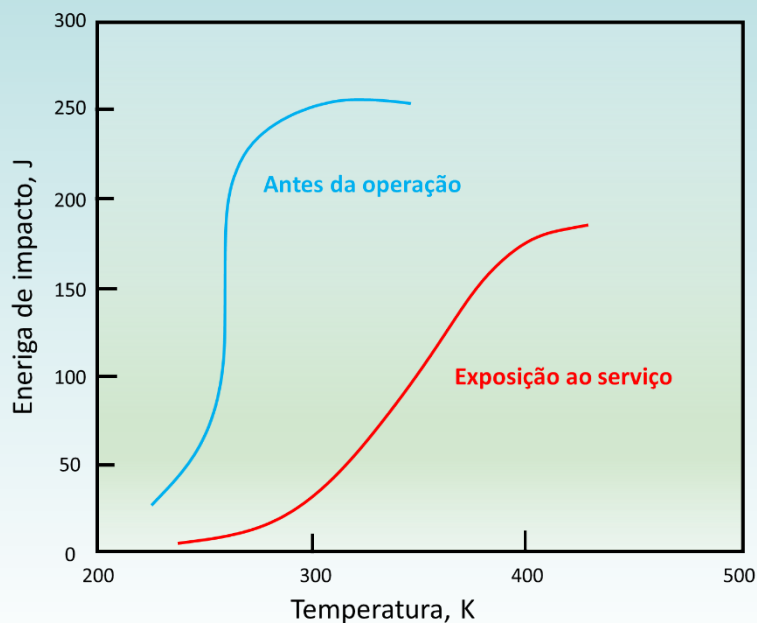


Figura 6.132 – Aumento da temperatura de transição dútil x frágil e redução do patamar superior devido à fragilização pelo revenido. Fonte: adaptado de apostila *Descontinuidades de Junta Soldada*, Arno Cersosimo, 2012

Estudos realizados na década de 1970 identificaram a ocorrência da fragilização do revenido no aço 2,25Cr-1Mo, na fase de qualificação de procedimento de soldagem em um reator de hidrocraqueamento, e indicam algumas particularidades sobre o nível de resistência mecânica x fragilização:

Clique nos números para conhecê-los.

1

2

3

Bruscato (década de 1970) propôs que a susceptibilidade pode ser estimada pela relação entre o parâmetro $X = (Si + Mn) \times (P + Sn) \times 104$ e a interação entre os elementos $(Mn + Si)$. *Bruscato*, além do fator X para o aço cromo-molibdênio, propôs outros parâmetros como o Y para o aço níquel-cromo-molibdênio e Z para o aço 3,5% de níquel.

Atenção

Apenas o fator X é utilizado atualmente porque o critério proposto por Bruscato se mostrou não confiável para aços de fabricação mais recente.

Na Figura 6.133, estão plotados no diagrama os valores de tenacidade encontrados para três aços 2,25Cr-1Mo com diferentes teores de manganês. Pode ser observada a discrepância dos resultados em relação ao esperado por *Bruscato*, ou seja, os três aços apresentam tenacidade muito maior que a esperada, corroborando com o que é praticado há alguns anos por algumas normas/recomendações internacionais como o *API* e pela indústria do petróleo na especificação para reatores de parede grossa.

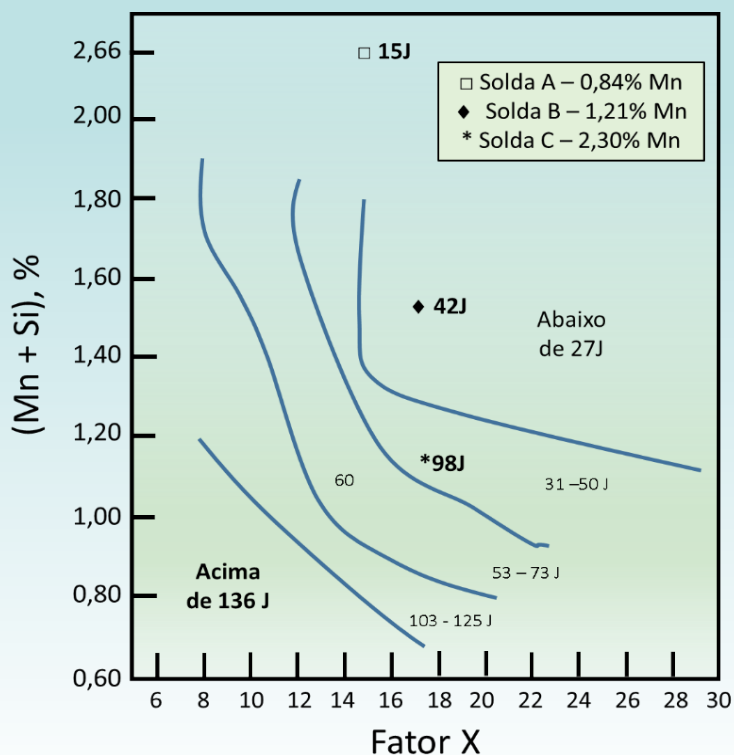


Figura 6.133 – Relação entre o fator X e os elementos Mn + Si.

Fonte: adaptado de apostila *Descontinuidades de Junta Soldada*, Arno Cersosimo, 2012

Bruscato também sugeriu que, quando o percentual de silício for inferior a 0,5 e a soma do percentual de fósforo e enxofre for maior do que 0,03%, o aço 2,25Cr-1Mo é susceptível. *Suzuki* indicou que o fósforo inferior a 50ppm reduz a susceptibilidade do 2,25Cr-1Mo.

A fragilidade pelo revenido no 2,25Cr-1Mo no material de base pode ser minimizada da seguinte forma:

- » redução dos traços de impurezas, em especial o fósforo;
- » redução do teor de carbono, silício e manganês;
- » adição de refinadores de grão, como alumínio e titânio;
- » adição de terras raras (REM).

Estudo investigando o efeito da fragilidade pelo revenido após TTAT do aço 2,25Cr-1Mo, verificaram que, quando o TTAT é realizado na faixa de 260°C a 593°C, o aço sofre redução na tenacidade. Quando o TTAT é realizado acima de 600°C (08h) ou acima 648°C (qualquer duração), não ocorre redução da tenacidade. **Nesse estudo, observou-se que os refinadores de grão e as terras raras reduzem a susceptibilidade à fragilidade pelo revenido, além de aumentar a resistência a quente.**

Pequenas quantidades de vanádio, algo em torno de 0,12% V, reduz a fragilização a quente. A precipitação do vanádio no contorno impede a segregação do fósforo e manganês. Em outros trabalhos, o efeito do vanádio é considerado deletério.

A resistência à fragilidade pelo revenido do metal de adição do aço 2,25Cr-1Mo pode ser aumentada através de:

 Clique nos números para conhecê-los.

1

2

3

4

Entende-se como extremamente necessário o controle do aço 2,25 e 3 Cromo-molibdênio (V) e respectivos consumíveis através de alguns parâmetros empíricos como os desenvolvidos por *Watanabe* (fator J) para o metal de base, *Bruscato* (fator X) para o consumível e *Komizo/Sugiyama* (Fator PE - adotado pelo IIW), além das restrições indicadas no API, conforme abaixo:

 Clique nos itens.

Watanabe
(fator J)

Bruscato
(fator X)

***Komizo/
Sugiyama***
(fator PE)

Importante!

O parâmetro de fragilização PE incorpora o fator X de Bruscato.

Valores máximos:

- » C = 0,12 %;
- » Sn = 0,004 %;
- » Mn = 0,30 à 0,85 % (SAW);
- » As = 0,015 %;
- » Mn = 0,30 à 0,90 % (SMAW);
- » Al = 0,010 %;
- » Si = 0,30 % (SAW);
- » Sb = 0,004 %;
- » Si = 0,45 % (SMAW);
- » V = 0,015 %;
- » P = 0,008 %;
- » Ni = 0,20 %;
- » S = 0,005 %;
- » Cu = 0,15 %.

6.4.1 Alternativa ao fator de Bruscato

A fabricação de reatores para unidades de hidrotratamento (HDT) utiliza aços cromo-molibdênio-vanádio temperados e revenidos de grande espessura (150 mm a 300 mm). Logo, a redução da tenacidade pela fragilização do revenido se torna extremamente preocupante em partidas e paradas de unidade. O problema é acentuado quando o aço cromo-molibdênio (temperado e revenido com distribuição dos precipitados e alta resistência mecânica) está saturado de hidrogênio (por ex.: reatores, permutadores e vasos).

Na prática, o risco em operação ocorre à baixa temperatura, da temperatura ambiente a 170°C, em função da composição química, tempo de exposição em serviço e quantidade de hidrogênio.

6.4.2 Tratamento térmico para simulação da fragilização pelo revenido (*Step Cooling*)

Esse tratamento térmico de longa duração dura dez dias e busca simular o envelhecimento em operação com o intuito de acelerar a fragilização, e foi desenvolvido na década de 1970 pela empresa *General Electric Company*.

De 1970 para os dias atuais, as usinas melhoraram significativamente a qualidade de seus aços e, em muitos casos, o tratamento parece não afetar os resultados com uma redução da tenacidade significativa. Alguns pesquisadores acreditam que os aços limpos necessitem um maior tempo de incubação. Outros autores fazem ressalvas e restrições ao *step cooling* como um tratamento representativo do envelhecimento em operação, principalmente porque não leva em consideração a tensão aplicada, Figura 6.134.

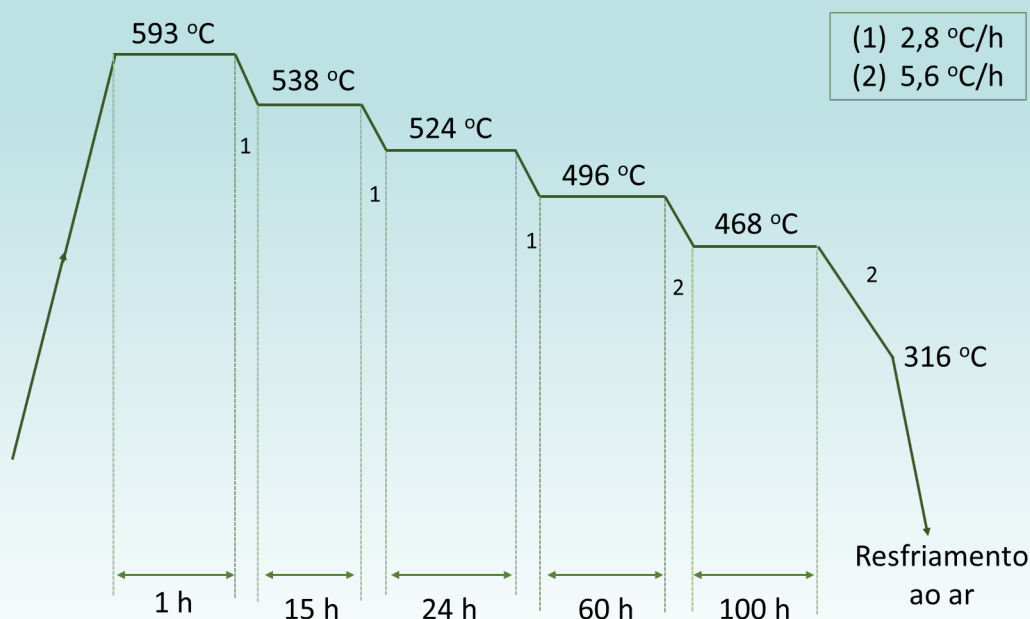


Figura 6.134 - **Step Cooling** - Tratamento térmico para acelerar e simular a fragilização ao revenido.

Fonte: apostila *Descontinuidades de Junta Soldada*, Arno Cersosimo, 2012.

Importante!

Outros testes em step e de maior duração foram propostos, porém o *step cooling* é o teste empregado pelo API934A/B/C/D/E como ferramenta de avaliação de equipamentos fabricados com parede grossa em aços 1,25Cr1Mo; 2,25Cr1Mo e 3%Cr-1Mo (V).

A partir do material na condição novo e envelhecido após *step cooling*, são levantadas as respectivas curvas de transição dúctil-frágil, através de ensaios de impacto *Charpy*.

O patamar inferior indicativo de fratura tipo frágil da curva de transição dúctil-frágil apresenta mudança de mecanismo em função do estado do material. Deve-se ter em mente que o mecanismo de fratura é por clivagem para o material não fragilizado (como recebido e novo). Entretanto, a falha de modo frágil no material fragilizado pelo revenido (fragilidade pelo revenido) após o *step cooling* se dá pelo mecanismo de fratura intergranular (segregação no contorno de grão). A Figura 6.135 mostra o efeito do teste na curva de transição dúctil – frágil.

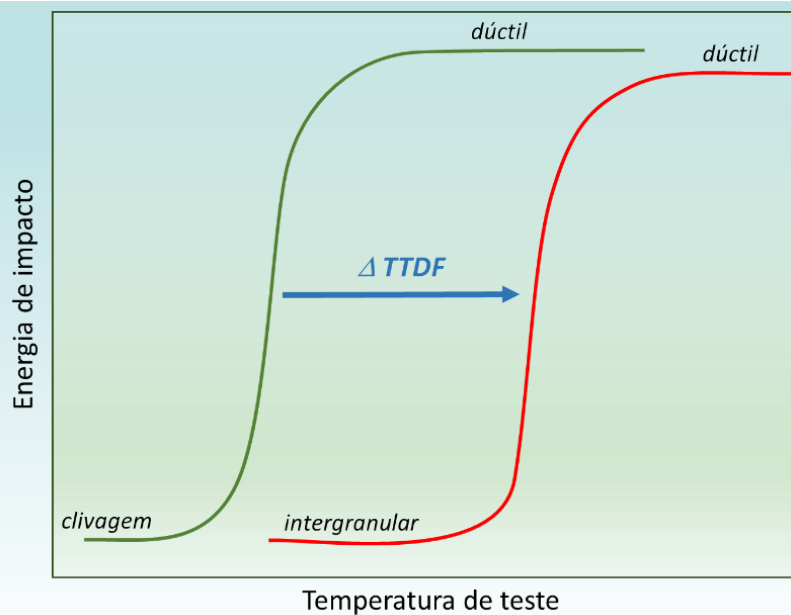


Figura 6.135 – Efeito do *step cooling* no fragilidade pelo revenido na curva de transição dúctil – frágil.

Fonte: adaptado de apostila *Descontinuidades de Junta Soldada*, Arno Cersosimo, 2012

As curvas de transição dúctil-frágil são levantadas através de pelo menos oito temperaturas nas condições como tratado (TTAT e novo) e como tratado e envelhecido (TTAT + Step Cooling), sendo que uma das temperaturas de teste deve ser igual a -30°C . Atendendo à fórmula abaixo:

$$\text{CvTr}_{55} + 2,5 \Delta\text{CvTr}_{55} \leq 10^{\circ}\text{C}$$

Onde:

- » $CvTr55$ é a temperatura de transição dúctil frágil em 55 J para o material somente sujeito ao TTAT;
- » $\Delta CvTr55$ é o deslocamento na temperatura de transição em 55 J para o material sujeito a TTAT mais o tratamento de *step cooling*.

Na Figura 6.136, se pode observar a variação nas curvas de transição dúctil – frágil em um aço 3Cr-1Mo sem e com fragilização pelo revenido.

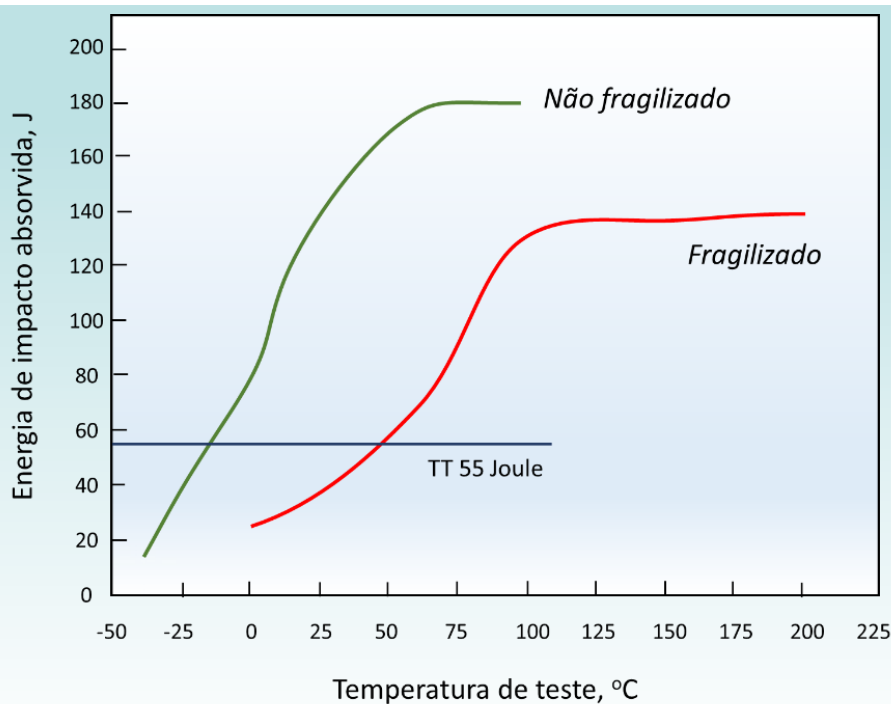


Figura 6.136 – Variação da energia de impacto x temperatura do aço 3Cr 1Mo.
Fonte: adaptado de apostila Descontinuidades de Junta Soldada, Arno Cersosimo, 2012

A Figura 6.137 apresenta a correlação entre o fator J e a diferença entre as temperaturas $\Delta FATT$ (diferença entre as temperaturas de transição dúctil – frágil).

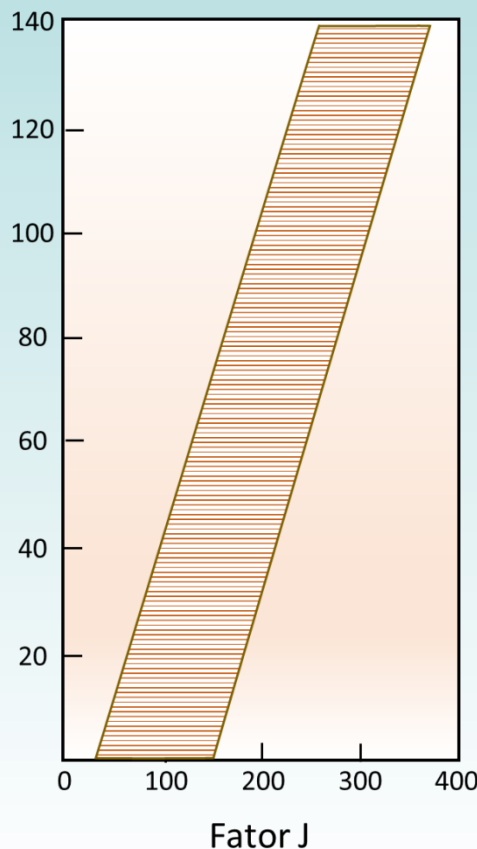


Figura 6.137 – Correlação entre o fator J e a diferença entre temperaturas $\Delta FATT$.
 Fonte: adaptado de apostila Descontinuidades de Junta Soldada, Arno Cersosimo, 2012

Como formas de mitigar a fragilidade pelo revenido, podemos citar:

 Clique nos números para conhecê-los.

- 1
- 2
- 3
- 4
- 5
- 6

6.4.3 Reversão da fragilidade pelo revenido

A fragilização pelo revenido pode ser revertida e eliminada pelo aquecimento à temperatura acima de 593°C e posterior resfriamento à temperatura ambiente, que não pode ser lento, Figura 6.138. O IIW em outro trabalho recomenda temperatura acima de 600°C e resfriamento rápido. Ao ser exposto à faixa de temperatura de fragilidade pelo revenido, novamente o processo de fragilização se repete.

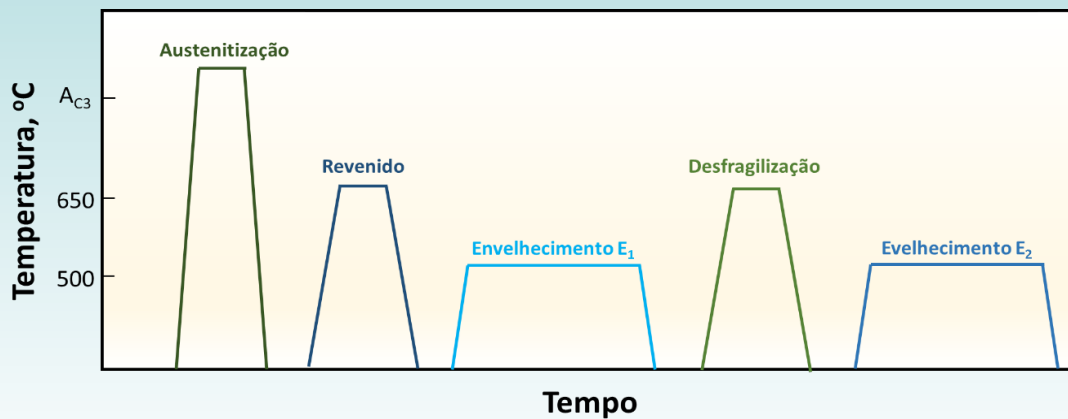


Figura 6.138 – Ciclo de fabricação, envelhecimento e reversão do fragilidade pelo revenido.
Fonte: adaptado de apostila Descontinuidades de Junta Soldada, Arno Cersosimo, 2012

6.5 Decoção lamelar (*Lamellar Tearing*)

Esse tipo de trinca é conhecido como trinca lamelar e localiza-se, geralmente, no limite ou proximidades da ZAC (poucos milímetros), assumindo forma de degraus paralelos à ZAC. Ocorre, normalmente, durante a soldagem (fabricação). Entretanto, segundo alguns autores, pode ocorrer em operação, principalmente sob o efeito de cargas cíclicas (fadiga) ou impacto.

Na maioria das vezes, a decoção lamelar está associada com a morfologia de inclusões não metálicas, principalmente em chapas grossas e a forma construtiva da estrutura em soldas em ângulo, como juntas fabricadas em tê ou de canto. Ocorre quando essa junta é submetida à tração, no sentido transversal da espessura, gerada na contração do cordão e o limite da ZAC se encontra paralelo ao sentido de laminação, Figura 6.139.

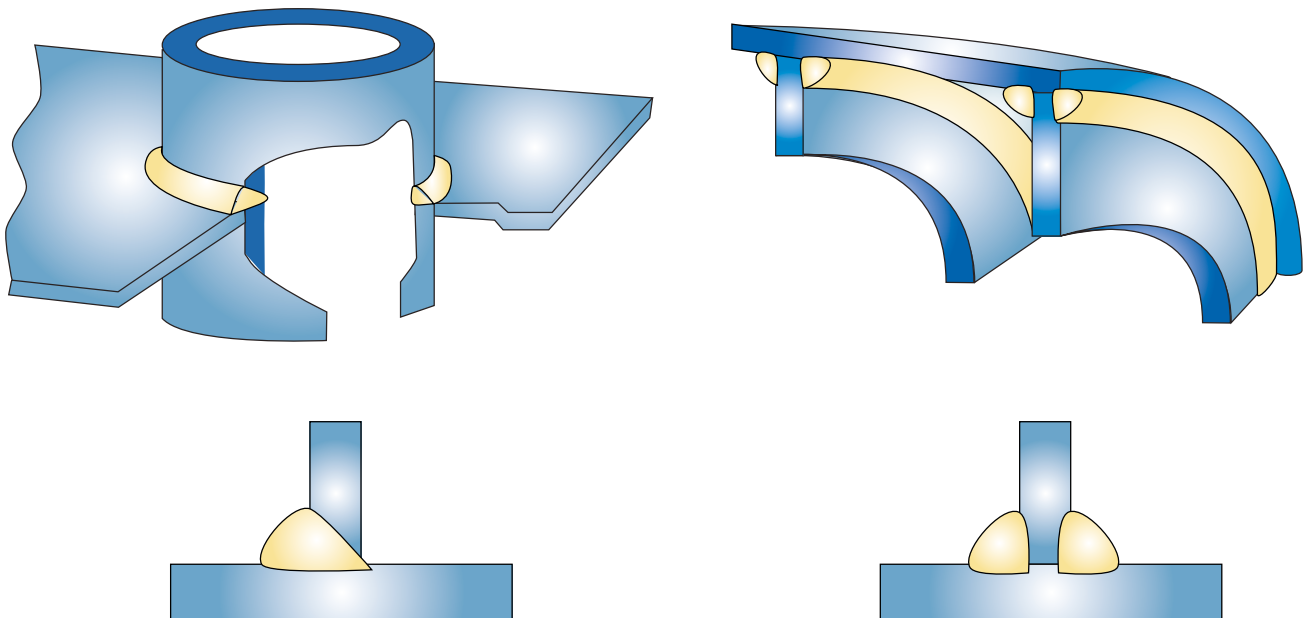


Figura 6.139 – Detalhes e configurações de juntas que podem ocasionar decoção lamelar.
Fonte: apostila Descontinuidades de Junta Soldada, Arno Cersosimo, 2012.

Esquemáticamente pode se observar o lingote após solidificação e o descarte parcial da parte superior (vazios, poros, inclusões). A Figura 6.140 mostra inclusão linear no interior da chapa laminada (sentido de laminação).

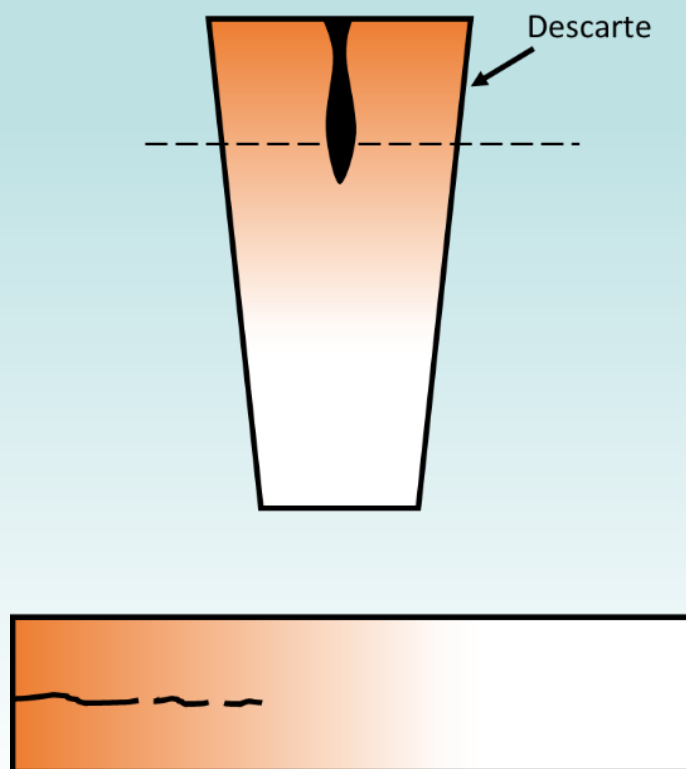


Figura 6.140 – Formação de inclusões em chapa laminada.

Fonte: adaptado de apostila *Descontinuidades de Junta Soldada*, Arno Cersosimo, 2012

Para a ocorrência deste tipo de trinca, há a necessidade de ocorrência simultânea de dois fatores:

1. propensão do material de base, com a presença de inclusões alinhadas, como sulfetos;
2. deformação transversal no sentido da espessura.

Na realidade, a presença de segregação alongada é o caso mais deletério, como o sulfeto de manganês (MnS), porém a presença excessiva de silicatos e óxidos também pode reduzir a ductilidade no sentido da espessura da chapa, que geram esforços no sentido da laminação, como, por exemplo, tensão residual.

As trincas são nucleadas inicialmente na interface inclusão/matriz, próximo às superfícies livres das inclusões (extremidades das inclusões). Estas se interligam verticalmente dando origem ao aspecto típico de escadas. A Figura 6.141 mostra a morfologia típica da decoesão lamelar. Esses pequenos defeitos planares são unidos por cisalhamento a outros planos paralelos situados em outros níveis.



Figura 6.141 – Morfologia típica da decoesão lamelar. Fonte: adaptado de apostila *Descontinuidades de Junta Soldada*, Arno Cersosimo, 2012

Conforme o percentual de enxofre é aumentado no aço, maior o tamanho da trinca. A trinca pode ser controlada através da redução do teor de enxofre, Figura 6.142.

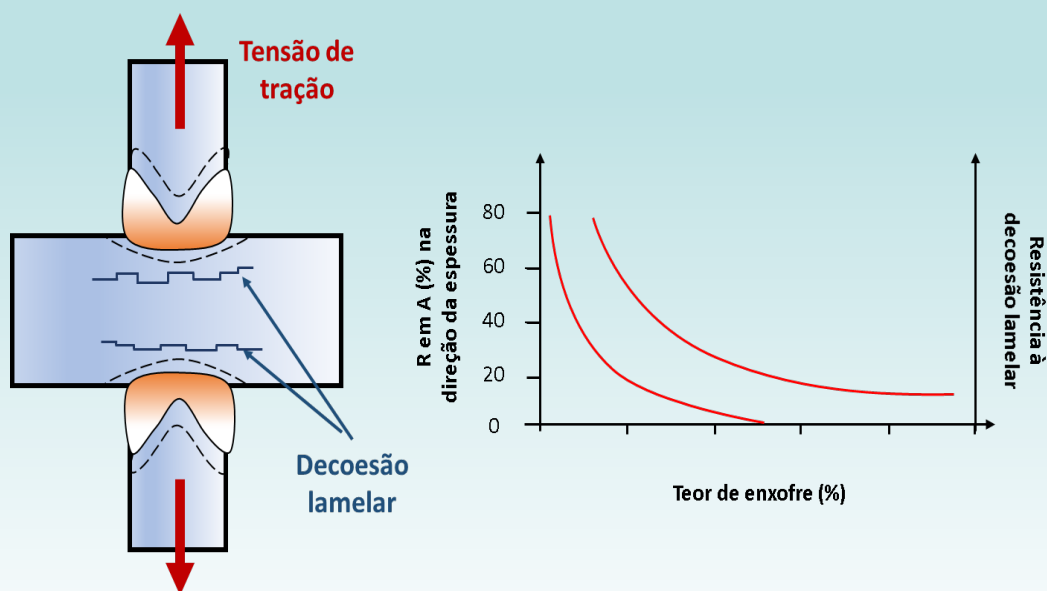


Figura 6.142 – Efeito de teor de enxofre na decoesão lamelar de uma junta mal projetada. Fonte: adaptado de apostila *Descontinuidades de Junta Soldada*, Arno Cersosimo, 2012

Importante!

A decoesão lamelar não é um problema associado, diretamente, com a soldagem. E a forma de controle mais eficaz é através da especificação de aços com propriedades comprovadas de alta ductilidade na direção da espessura, pois apresentam menor fração volumétrica de inclusões.

Segundo alguns pesquisadores, em alguns casos, esse fenômeno pode ser dependente do tempo, ocorrendo após semanas ou mesmo anos. A ação do hidrogênio na decoesão lamelar é discutida e polêmica. Entretanto, alguns pesquisadores, constataram que aços muito susceptíveis não apresentam decoesão lamelar quando soldados com eletrodos de baixíssimo hidrogênio difusível. Da mesma forma, notaram que a decoesão lamelar pode ocorrer entre uma a nove horas após a soldagem, tempo que o hidrogênio leva para se difundir até a ponta da inclusão. A decoesão lamelar, algumas vezes, é um processo dependente do tempo, sendo o hidrogênio possivelmente um agente fragilizador. É razoável e coerente a afirmação de que a susceptibilidade à decoesão é aumentada na presença de hidrogênio, Figura 6.143.

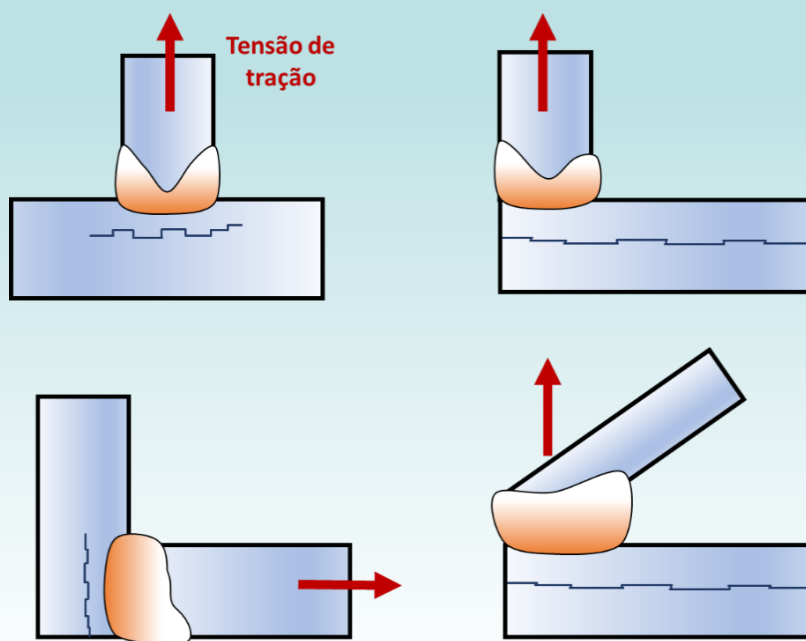
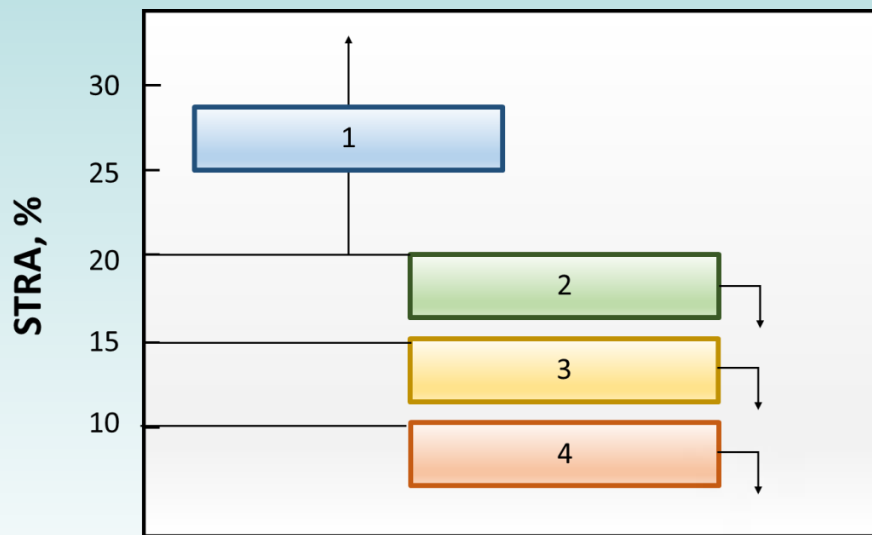


Figura 6.143 - Tipos de decoesão lamelar. Fonte: o autor

6.5.1 Susceptibilidade do Material de Base a Decoesão Lamelar

A especificação do material deve prever controle de inclusões e propriedades comprovadas na direção da espessura (baixa anisotropia). Teste de resistência transversal *Short Transverse Tensile Test* pode ser usado conforme *EN 10164*, sendo a redução de área transversal *STRA- Short Transverse Reduction of Area* - relacionada com a incidência de decoesão lamelar em diferentes tipos de fabricação, conforme Figura 6.144.



1. Provavelmente livre de decoesão lamelar para qualquer tipo de junta
2. Algum risco em juntas altamente restritas, por exemplo, bocais espessos
3. Algum risco em juntas com moderada restrição
4. Risco considerável em juntas em T levemente restritas

Figura 6.144 – Valores sugeridos para STRA para avaliar o risco de ocorrência de decoesão lamelar.
Fonte: adaptado de apostila *Descontinuidades de Junta Soldada*, Arno Cersosimo, 2012

A Figura 6.145 mostra o mais baixo e mais alto valor para STRA para aços tratados ao alumínio em função do percentual de enxofre.

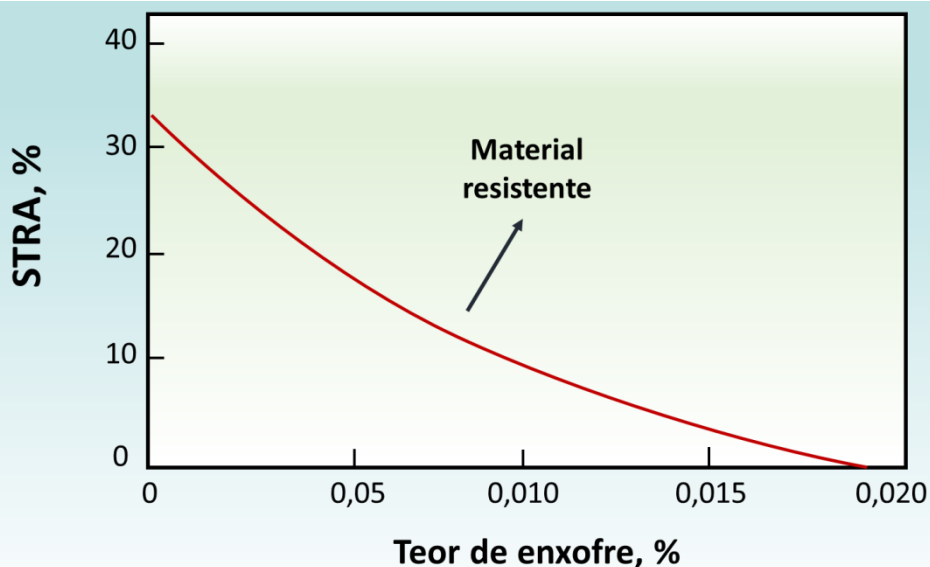


Figura 6.145 – STRA em função da quantidade de enxofre. Fonte: adaptado de apostila *Descontinuidades de Junta Soldada*, Arno Cersosimo, 2012

Aços com STRA acima de 20% são considerados resistentes à decoesão lamelar. Estes valores podem ser obtidos para os aços tratados com alumínio, baixo teor de enxofre, adições de terras raras (REM) ou compostos de cálcio (reduz o teor de inclusões e a inclusão assume morfologia arredondada). A Figura 6.146 demonstra exemplo de morfologia arredondada após laminação.

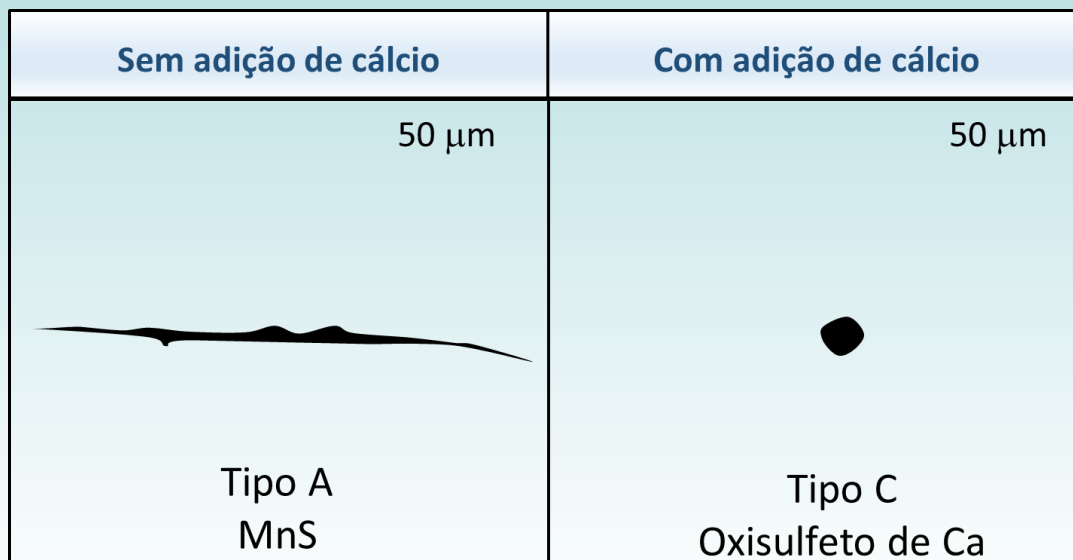


Figura 6.146 – Efeito do enxofre sobre a decoesão lamelar.

Fonte: adaptado de apostila Descontinuidades de Junta Soldada, Arno Cersosimo, 2012

As inclusões não metálicas tendem a assumir forma globular, mesmo após a laminação a quente, ao invés da forma alongada e planar quando o aço não recebe adição de cálcio. O cálcio também é adicionado com o objetivo de reduzir os sulfetos e o oxigênio. O aço tratado com cálcio sofre, geralmente, redução do valor inicial de oxigênio de 20 a 100 ppm de O_2 , pela desoxidação prévia com alumínio, passando para valores na ordem de 10 a 20 ppm. Parte do enxofre é retido na forma de aluminato de cálcio nas inclusões ou eliminado através da escória.

Outros elementos, como o zircônio, telúrio e terras raras (REM), também podem ser utilizados para o mesmo fim. O benefício do cálcio pode ser constatado na Figura 6.147.

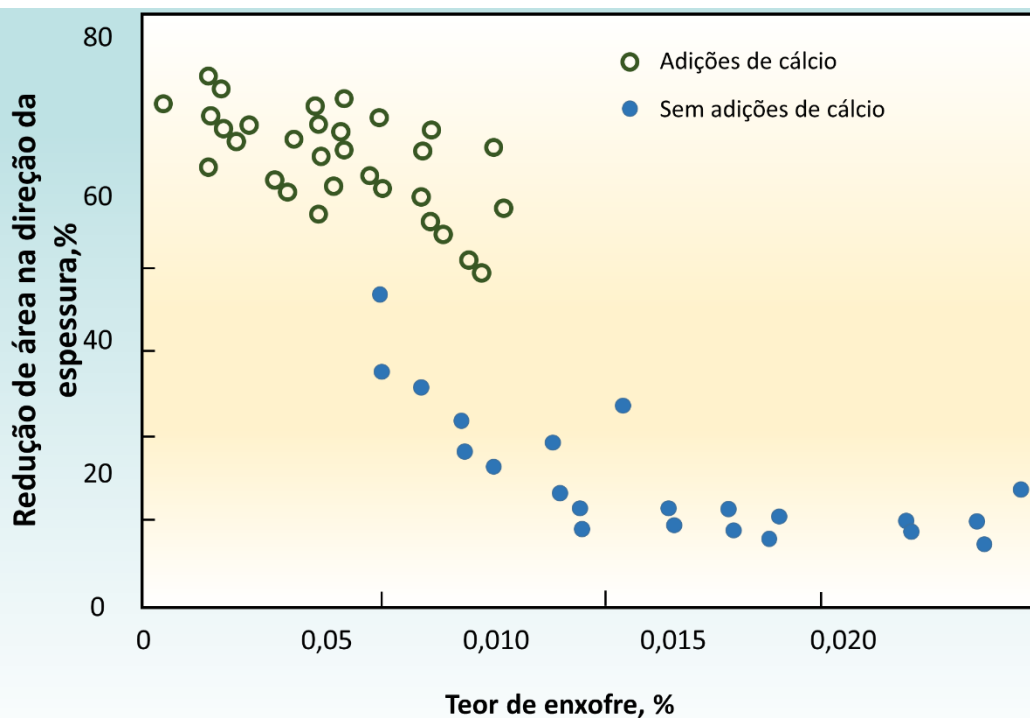


Figura 6.147 – Efeito da adição de cálcio na quantidade de enxofre.

Fonte: adaptado de apostila Descontinuidades de Junta Soldada, Arno Cersosimo, 2012

6.5.2 Formas de Mitigar a Decoção Lamelar

Como forma de prevenção ou reparo, consumíveis de baixo hidrogênio devem ser usados para o amanteigamento antes da soldagem da junta em material susceptível. A contração transversal deve ser reduzida pela redução do volume de solda pelo uso de amanteigamento Figura 6.148, redução do volume de solda com uma consequente diminuição do número de passes, Figura 6.149.

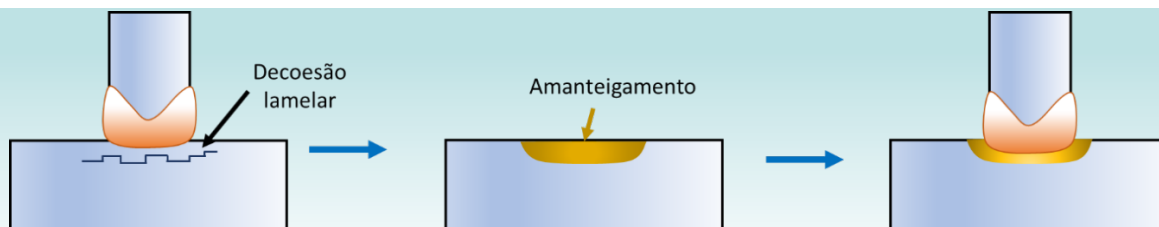


Figura 6.148 – Amanteigamento para se evitar decoção lamelar. Fonte: o autor

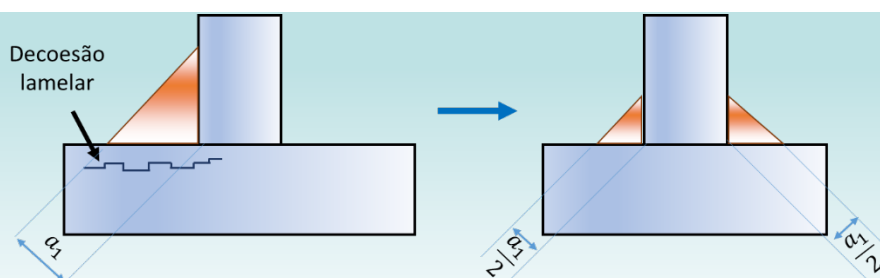


Figura 6.149 – Redução da susceptibilidade da decoção lamelar devido ao alargamento da face de fusão. Fonte: o autor

A sequência de soldagem pode interferir no nível de tensões. Evitar uma sequência que gere tensões excessivas, com uma ordem diferente da convencional, pode favorecer a não ocorrência da decoção lamelar. O balanço na sequência das camadas depositadas é visto na Figura 6.150.

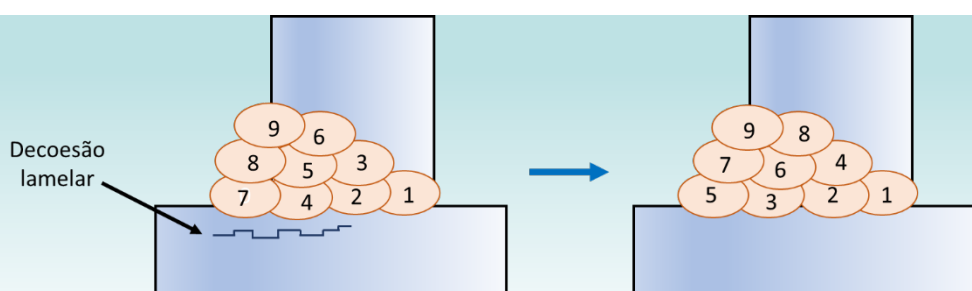


Figura 6.150 – Redução da susceptibilidade da decoção lamelar devido à sequência de passes. Fonte: o autor

Resumindo, podemos destacar as seguintes formas de mitigar as tensões residuais:

 Clique nos números para conhecê-los.

1

2

3

4

5

6.6 Descolamento (*Disbonding*)

Apesar de não ser considerado um defeito de soldagem, na soldagem de revestimento anticorrosivo o especialista de soldagem deve ter em mente que alguns efeitos metalúrgicos podem provocar falhas no equipamento em operação, cuja representação está na Figura 6.151.

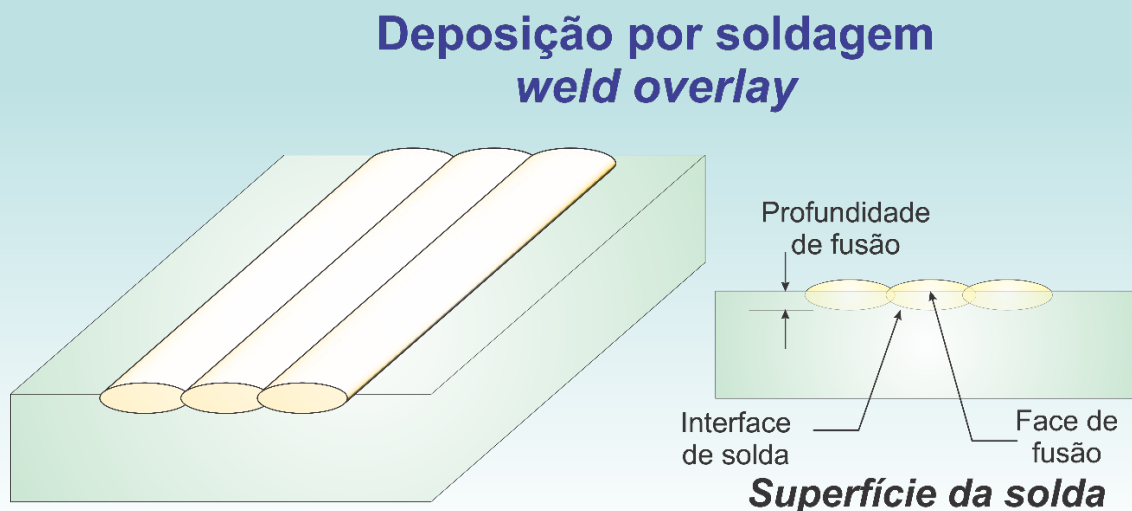


Figura 6.151 – Esquema de deposição de soldagem. Fonte: os autores

Como exemplo, utilizamos o aço 2,25Cr-1Mo revestido em aço inoxidável austenítico estabilizado tipo 347 utilizado em reatores de hidrotreatamento (HDT).

É possível que a soldagem de revestimento seja realizada em duas camadas: uma primeira camada em 309L (amanteigamento) e a segunda em 347. Pode, ainda, ser em apenas uma camada de 347 ou 309LNb, empregando processos de baixa diluição, como eletroescória ou arco submerso.

Importante!

Segundo o *API*, trincas ao longo da interface, entre o revestimento anticorrosivo e o aço cromo-molibdênio, têm sido relatadas durante paradas bruscas em unidades de processo decorrente da alta velocidade de resfriamento.

A tendência para o *disbonding* é aumentada com o aumento da temperatura de operação e da pressão parcial de hidrogênio. A propagação da trinca ocorre ao longo da região da zona com precipitação de carbeto, ao longo do contorno de grão desenvolvido próximo à interface entre o revestimento e o metal de base. A propagação da trinca no revestimento parece estar confinada a uma estreita região empobrecida de cromo (região com menos de 80% de matriz austenítica e menos de 15% de cromo).

O equipamento ao ser tratado termicamente para alívio de tensões na faixa de temperatura entre 620°C a 720°C, em função do grau aço, pode apresentar redução da resistência ao impacto e ductilidade pela segregação no contorno de grão oriunda da fragilização pelo revenido nos 2,25Cr-1Mo e precipitação/migração de carbono nos aços austeníticos. Os modernos aços cromo-molibdênio-vanádio apresentam maior resistência ao *disbonding* em virtude dos carbetos de vanádio, precipitados preferencialmente, atuarem como barreiras para a difusão do hidrogênio pela menor difusibilidade do hidrogênio em aços contendo vanádio.

As regiões que apresentam regiões com grande concentração de tensão são normalmente soldadas com o aço 347. Depois de concluído o ciclo de alívio de tensões, aumenta o risco do aparecimento de trinca de reaquecimento. A fragilização do aço 347 é atribuída aos precipitados intermetálicos, como a fase sigma e precipitação de carbetos de Nb e Cr. Com o longo ciclo de tratamento, inevitavelmente haverá alguma migração de carbono na direção da interface rica em cromo, profundidade de 20 a 50 microns, que pode ser comprovada pelo aumento da dureza, valores superiores a 350HV, Figura 6.152.

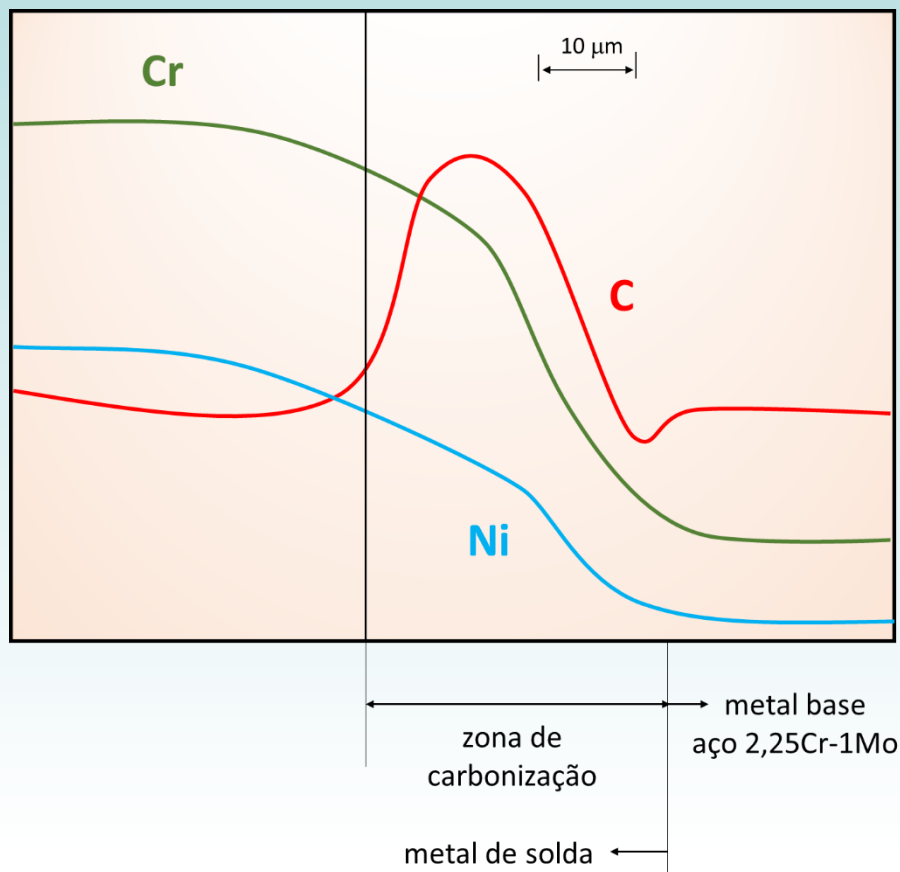


Figura 6.152 – Elementos na interface entre **overlay** tipo 347 e 2.25 Cromo-molibdênio após TTAT.
 Fonte: adaptado de apostila *Descontinuidades de Junta Soldada*, Arno Cersosimo, 2012.

Teoricamente, esta região pode estar sujeita à trinca pelo hidrogênio. Uma fina região martensítica também será formada junto à linha de fusão, Figura 6.153.

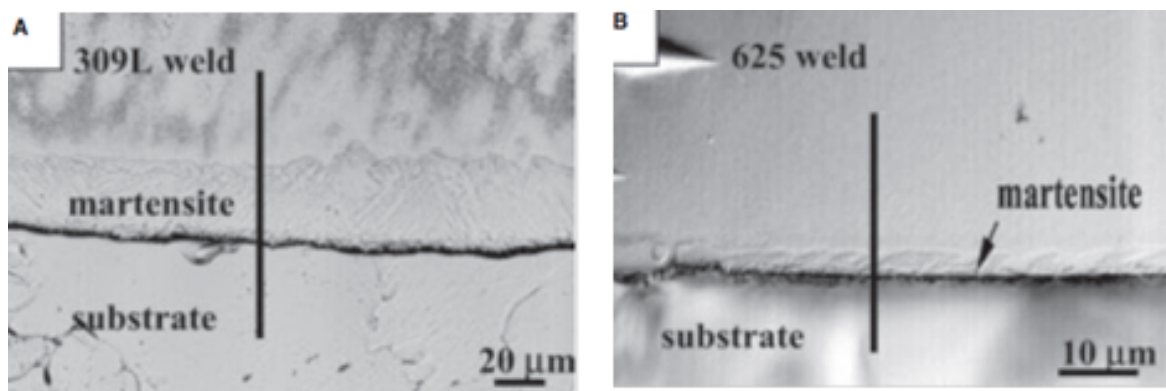


Figura 6.153 – Presença de martensita na interface entre o substrato e o revestimento de (A) 309L e (B) Inconel 625. Fonte: apostila *Descontinuidades de Junta Soldada*, Arno Cersosimo, 2012.

Importante!

Testes realizados para avaliação da susceptibilidade de trincas por hidrogênio nesta região só resultaram em trincas mediante introdução intencional de grande quantidade de hidrogênio no gás de proteção (GTAW utilizando gás Ar + 5% H_2).

Da mesma forma, a região do material de base que sofreu redução local no teor de carbono (migração do carbono para região adjacente rica em cromo) tem sua resistência a quente (fluência) reduzida. Como visto anteriormente, a região na qual ocorreu a diluição na soldagem sofre modificações metalúrgicas. Essa região, inevitavelmente, por apresentar características físicas distintas quando submetida a uma temperatura superior a 315°C em operação, provoca o surgimento de tensões térmicas pela diferença entre os coeficientes de dilatação térmica. Essas tensões, sob temperatura constante de operação, tendem a se aliviar com o tempo em função de deformações localizadas. Entretanto, podem provocar trincas localizadas, principalmente quando o equipamento sofre frequentes ciclos de partidas e paradas (aquecimento e resfriamento) na presença do hidrogênio.

Abaixo, pode ser visto que o crescimento do grão não se dá por epitaxia na soldagem heterogênea (CCC e CFC). Na soldagem heterogênea, são referenciados na literatura técnica como contorno tipo I e tipo II.

Na Figura 6.154 pode se ver que o crescimento do grão, na soldagem heterogênea do revestimento, não ocorre diretamente da ZAC para o centro do cordão como na soldagem homogênea. O cordão tem contornos Tipo I e II, que é característico da soldagem heterogênea.

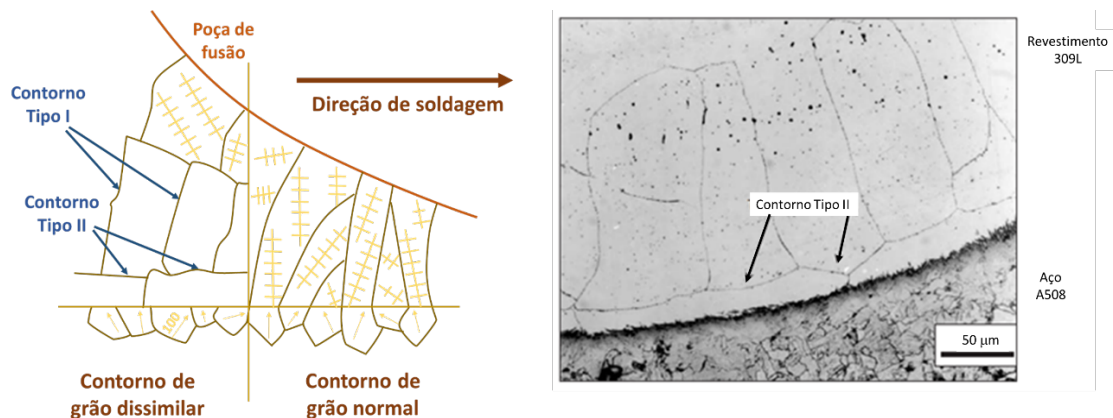


Figura 6.154 – Solidificação de metal solda austenítico em base ferrítica.

Fonte: adaptado de apostila *Descontinuidades de Junta Soldada*, Arno Cersosimo, 2012.

Como mencionado anteriormente, a martensita pode ser observada pelo pico de dureza na interface e através das pequenas marcas de impressão (região onde há maior resistência à penetração), Figura 6.155.

A Figura 6.157 mostra o perfil do hidrogênio através da espessura de um reator de HDT em serviço (*steady state*) e após o resfriamento. Observe a figura e clique no ícone para entender o perfil do hidrogênio nesse caso.

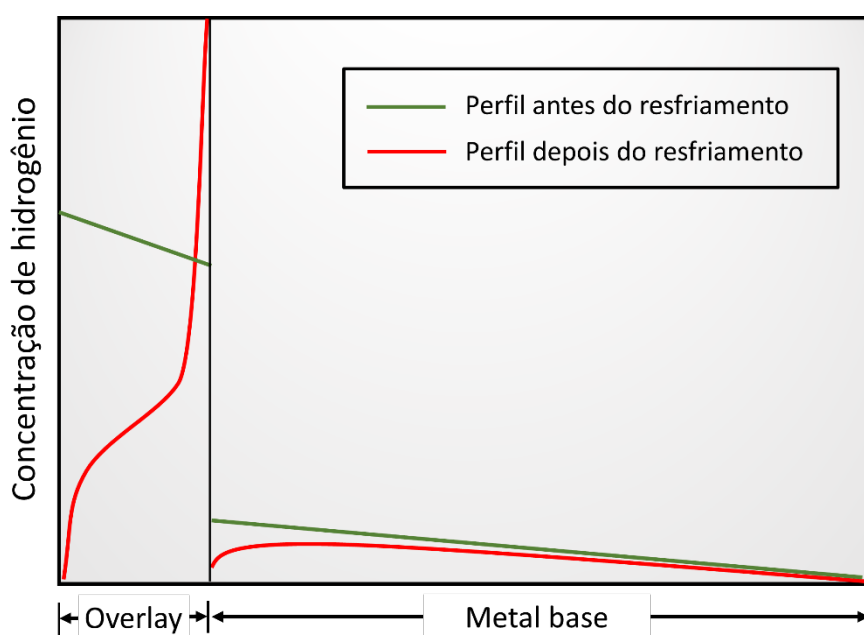


Figura 6.157 - Perfil do hidrogênio através da espessura de um reator de HDT em serviço e após o resfriamento. Fonte: o autor.

A Figura 6.158 mostra a relação entre a solubilidade do hidrogênio e $1000/T$ (em Kelvin) para o aço inoxidável austenítico e o ferrítico 2,25Cr-1Mo. À 450°C ($1000/T = 1,383$), a razão entre a solubilidade do aço inoxidável austenítico e o material de base é em torno de onze. Existe onze vezes mais hidrogênio no *overlay* que no material de base na interface ($\sim 7/0,64$). Na temperatura ambiente ($1000/T = 3,356$ e $T = 298\text{K}$), a razão aumenta para, aproximadamente, 2200. Fica evidente o enriquecimento em hidrogênio junto à região de interface e adjacências. A solubilidade é alta no aço austenítico e este ainda recebe mais hidrogênio do aço ferrítico.

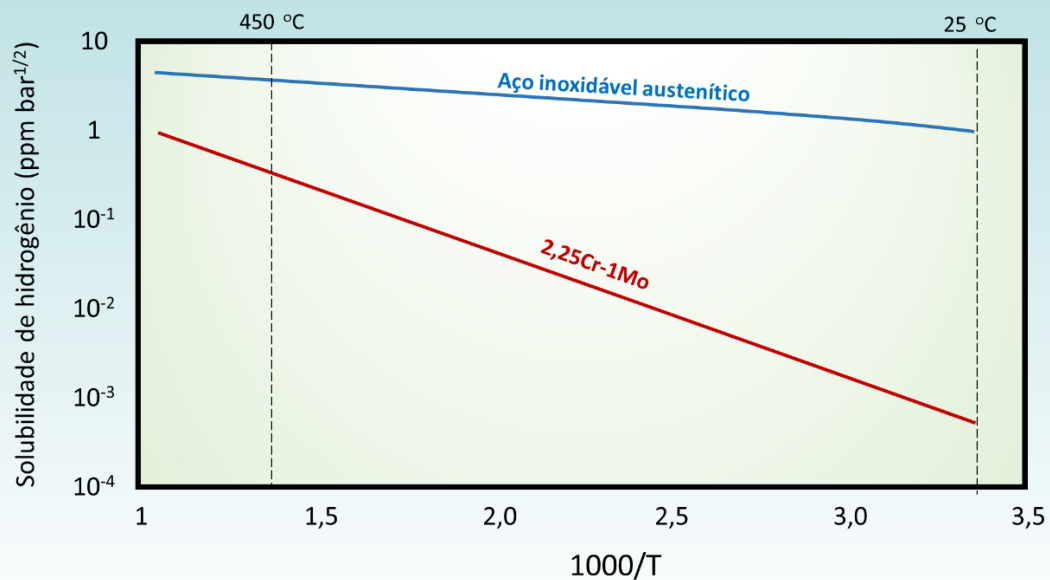


Figura 6.158 – Relação entre solubilidade do hidrogênio e temperatura (1000/T).
Fonte: apostila Descontinuidades de Junta Soldada, Arno Cersosimo, 2012.

Atenção

Testes de *disbonding* podem ser encontrados tanto no API e quanto no ASTM, embora não representem a real condição do equipamento.

A Figura 6.159 mostra a falha típica por *disbonding*.

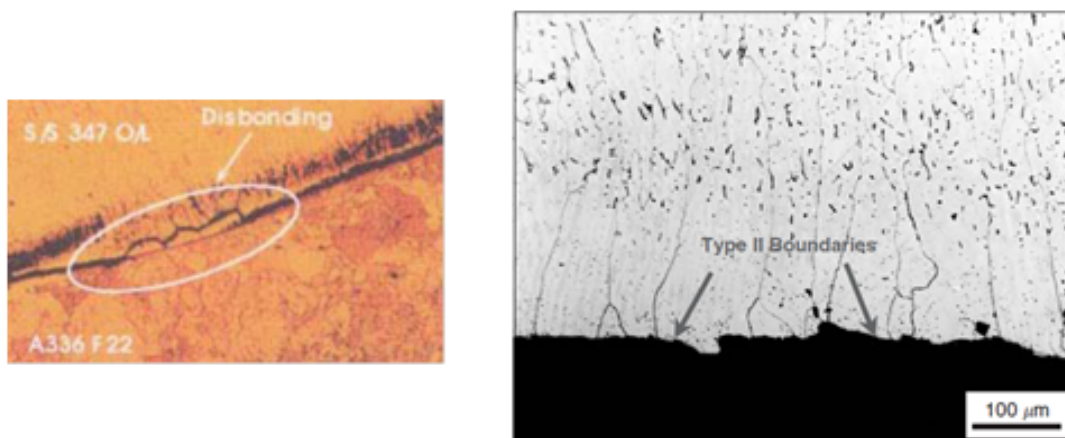


Figura 6.159 – Típica falha por *disbonding*. Fonte: apostila Descontinuidades de Junta Soldada, Arno Cersosimo, 2012.

6.7 Endurecimento por Deformação em Aços Ferríticos (*Strain Aging*)

Apesar de não ser considerado defeito de soldagem, este fenômeno não deve passar despercebido pelo especialista em soldagem. O endurecimento por deformação foi observado pela primeira vez em aços laminados depois de estocados por algumas semanas ou meses. O aço apresentava significativo aumento no limite de escoamento e redução da ductilidade, comprometendo o uso em aplicações estruturais (já foi notado inclusive durante a qualificação do procedimento de soldagem).

Antes da Segunda Guerra Mundial, diversas pontes foram erguidas na Alemanha e Bélgica utilizando aços fabricados pelo processo *Bessemer* com alto teor de nitrogênio. Algumas dessas pontes falharam de modo frágil (fratura frágil). O aço “parecia envelhecido”, daí seu nome em inglês ser *strain aging*.

Da mesma forma, mais tarde foi observado que estruturas e, principalmente, vasos de pressão construídos em aços de baixo carbono que sofreram deformação plástica durante a fabricação, nas etapas de dobramento ou calandragem podiam apresentar redução da tenacidade no teste de impacto. Isso pode ser atribuído ao deslocamento da temperatura de transição inicial para temperaturas mais altas, chegando, em alguns casos, a apresentar baixos valores de impacto na temperatura de operação.

Atenção

Como existe similaridade de alguns aços empregados tanto em estruturas metálicas como pontes e guindastes, como em vasos de pressão (por ex.: ASTM A514 e A517), percebeu-se que o fenômeno poderia apresentar grande risco e que mereceria maior atenção.

Através do diagrama tensão x deformação da Figura 6.160, observe que:

- » a Região I apresenta o material que, originalmente, se deforma após o limite de escoamento;
- » a Região II mostra o material imediatamente tracionado após atingir o ponto A;
- » na Região C, temos o reaparecimento do limite de escoamento após o envelhecimento à 150°C.

Dessa forma, vamos considerar que o material com limite de escoamento descontínuo sofreu escoamento até o ponto A da curva, sendo descarregado logo após. Voltando a ser carregado imediatamente após o descarregamento até o ponto B, e descarregado não apresenta escoamento descontínuo em virtude das discordâncias terem sido destravadas ou, em outras palavras, terem sido libertas da atmosfera de átomos de carbono e nitrogênio. Os átomos intersticiais, como o nitrogênio e carbono, migravam para as regiões distorcidas pelas discordâncias na estrutura cristalina, travando-as.

O papel do nitrogênio é mais efetivo em virtude de possuir maior solubilidade e um coeficiente de difusão mais alto que o carbono na matriz ferrítica.

Caso seja mantido um período de tempo à temperatura ambiente ou por algumas horas a 300°C, ao ser novamente carregado em B, voltará a apresentar escoamento descontínuo. Conforme a temperatura é aumentada em relação à temperatura ambiente, mais rapidamente o limite de escoamento definido reaparecerá; entretanto, isso não é observado em ferro ou aços ensaiados acima de 400°C, o que pode ser explicado pela tendência de dispersão da atmosfera de átomos intersticiais devido ao aumento das vibrações térmicas.

O escoamento descontínuo é devido à difusão dos átomos de nitrogênio e carbono para as discordâncias durante o período de envelhecimento (tempo e temperatura), em que há formação de nova atmosfera de átomos intersticiais junto às discordâncias, travando-as.

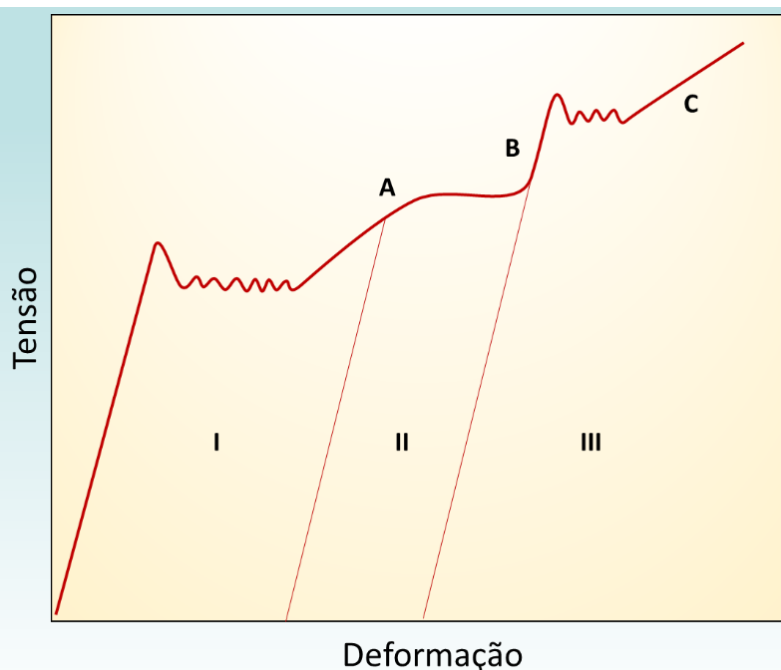


Figura 6.160 – Curvas de tensão x deformação de aços baixo carbono mostrando o envelhecimento.
Fonte: apostila Descontinuidades de Junta Soldada, Arno Cersosimo, 2012.

Importante!

Algumas ações podem minimizar o envelhecimento por deformação, como a desgaseificação a vácuo e redução do carbono + nitrogênio do metal de base (aço) e consumíveis. Porém, pequenas quantidades desses elementos já são suficientes para provocar o envelhecimento por deformação.

A adição de desoxidantes, como o alumínio e o silício, aumenta a resistência do aço, que é benéfica na maioria dos casos. Além da remoção do oxigênio livre, o alumínio se combina com o nitrogênio, formando nitretos de alumínio, que, além de contribuir no controle do crescimento de grão da austenita, impede a presença deletéria do nitrogênio livre. Mesmo assim, os aços acalmados ao alumínio ainda não estão inteiramente livres do problema. Na prática, a redução na tenacidade é quase desprezível.

A adição de elementos fortes formadores de carbeto ou nitreto, como cromo, vanádio, molibdênio, titânio, nióbio e boro, da mesma forma, não garante eficácia total. Na realidade, já foi constatado o envelhecimento por deformação em aços de alta resistência e baixa liga utilizados em viadutos, pontes, plataformas de petróleo e vasos de pressão. De forma geral, não existe nenhum aço de baixo carbono de linha comercial que possa ser considerado totalmente livre do problema (embora possam manter boa tenacidade).

A melhor maneira de evitar a falha catastrófica por envelhecimento por deformação é selecionar na fase de projeto aços desoxidados que apresentem baixa temperatura de transição dútil - frágil para compensar uma eventual perda de tenacidade pelo envelhecimento por deformação. Da mesma forma, os consumíveis devem apresentar boa tenacidade.

O superenvelhecimento na temperatura de alívio de tensão na maioria dos casos apresenta razoável recuperação da ductilidade, embora em alguns aços não se mostre muito efetivo.

Para entender a relação entre alumínio livre e o nitrogênio nos metais de solda e de base, clique no ícone e veja também a diferença entre os dois metais:



Durante a qualificação dos procedimentos de soldagem em aços susceptíveis, o travamento do corpo de prova com a utilização de dispositivos auxiliares de montagem, como “cachorro”, não deve permitir acentuada deformação.

7. Soldabilidade dos Materiais

7. SOLDABILIDADE DOS MATERIAIS

As normas técnicas de soldagem, como a norma Petrobras N-133, trazem diversos requisitos para que sejam executadas juntas soldadas íntegras isentas de defeitos. Todavia, os requisitos nelas apresentados são decorrentes das características de soldabilidade de cada material aplicado em cada componente. A soldabilidade de um material é usada para determinar se determinado material pode ser soldado com um determinado processo de soldagem produzindo uma junta soldada isenta de defeitos aplicável a uma condição específica de serviço projetada. Por exemplo, clique no ícone e veja como a ISO 581:1980 define o conceito de soldabilidade:



Nesse item, serão abordadas apenas algumas famílias de materiais, as quais são as mais importantes na indústria do petróleo e apresentam suas características específicas de soldabilidade. Nessas ligas, a soldabilidade será ilustrada com exemplos de aplicações que, apesar de tratarem de casos específicos, são representativos das características gerais dessa soldabilidade dessas ligas.

Alguns conceitos podem ser aprofundados nas aulas e nos links

[CWI 34 - Part 1 WELDING METALLURGY FOR THE WELDING INSPECTORS CWI Study](#)

[Welding Metallurgy - Spring 2014 - Thomas W Eagar ScD PE - 29 lições](#)

[Weldability of Metals - Prof. D. K. Dwivedi - IIT Roorkee](#)

[Soldagem dos metais - demet - ufmg](#)

Acessados em 18/08/2021.

As considerações gerais da norma [ISO/TR 15608:2017](#) nos dão um bom indicativo para o agrupamento de diferentes materiais de acordo com as principais características de soldabilidade de cada um:

 Clique nos itens e conheça cada grupo

GRUPO 1

GRUPO 2

GRUPO 3

GRUPOS 4,
5 E 6

GRUPO 7

GRUPO 8

GRUPO 9

GRUPO 10

GRUPO 11

Atenção

É importante buscar ajuda de um especialista antes da soldagem de aços com os quais não se tenha experiência ou que não seja comum na sua rotina.

Como visto anteriormente, o ASME IX (*Boiler and Pressure Vessel Code – Welding and Brazing Qualifications – QW-420*) utiliza o P-number como forma de reunir alguns materiais em grupos com o objetivo de reduzir o número de qualificações de soldagem. O critério utilizado leva em consideração características comuns, como composição química, soldabilidade e propriedades mecânicas.

Importante salientar que o ASME IX não faz avaliações adicionais aos testes mecânicos, como testes de corrosão, corrosão sob tensão, teste de fluência, testes de envelhecimento e percentual de ferrita delta, testes de fadiga, entre outros.

7.1 Aços carbono e aços microligados

Para conhecer os aços considerados de baixa ou alta resistência, clique nos ícones e entenda quem são eles.

 Clique nos itens

**Aços de baixa
resistência**

**Aços de alta
resistência**

7.1.1 Soldabilidade

A norma Petrobras de soldagem N-133, afirma que estes aços apresentam boa soldabilidade quando o teor de carbono é menor que 0,20 % e carbono equivalente CEN for inferior a 0,44. Entretanto, podem ser suscetíveis à trinca induzida pelo hidrogênio (trinca a frio), especialmente quando a composição química é enriquecida em elementos de liga e/ou na soldagem de chapas grossas ou qualquer outra situação de elevada restrição. **A trinca a frio é o principal problema na soldagem desses materiais. Portanto, as técnicas de mitigação desse efeito devem ser utilizadas sempre que necessário.**

Em determinadas condições, o preaquecimento pode ser necessário para favorecer a liberação do hidrogênio e reduzir a velocidade de resfriamento, uma vez que em alguns casos é inevitável a formação de microestruturas suscetíveis à trinca a frio, como a martensita e bainita. **Um cuidado adicional é necessário quando envolver a soldagem de juntas de grande espessura e restrição que apresentam elevadas tensões residuais, aços de alta resistência e aços com valores de carbono e/ou carbono equivalente mais elevados.**

Os elementos de liga, de uma maneira genérica, se comportam segundo a Tabela 7.1 em uma junta soldada. Importante salientar que a simultaneidade das interações entre muitos desses elementos podem alterar essa influência teórica, todavia serve para auxiliar em uma primeira abordagem dos seus efeitos em um aço.

Performance		Elemento químico adicionado no aço																			
		C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	Nb	V	Al	Ti	B	O	N	REM	Ce	Sn	Sb
Aço	Resistência mecânica ↑	●	●	●			●	●	●	●	●	●									
	Tenacidade ↑	●		●			●	●					●	●		●	●				
ZAC	Dureza ↓	●	●	●	●		●	●	●	●	●	●				●	●				
	Trinca a frio ↓	●		●	●		●		●	●	●	●									
	Decoção lamelar ↓				●	●												●	●		
	Trinca reaquecimento ↓	●		●					●	●	●	●									
	Valor de charpy ↓	●					●	●					●	●							
	CTOD ↓	●		●	●		●	●			●		●	●							
	SSC ↓	●	●	●	●		●	●	●	●	●	●									
	Fragilidade - revenido ↓		●	●	●															●	●
	Fragilidade - fluência ↓	●			●				●												
Metal de solda	Trinca a quente ↓	●		●	●	●															
	Porosidade ↓															●	●				
	Tenacidade ↑										●					●					
Estabilidade do arco ↑																			●		
		●	●	●	●	●	●	●	●	●	●	●	●	●	●	●	●	●	●	●	●

Tabela 7.1 – Efeito dos elementos de liga nos aços. Fonte: Yurioka, 1985 adaptada pelos autores.

As várias regiões da ZAC para os aços ferríticos têm sido definidas e caracterizadas usando uma temperatura de pico específico para um dado ciclo térmico. Somente para recapitular, as regiões da ZAC são:

- » as regiões de grãos grosseiros (RGG);
- » região de grãos refinados (RGF);
- » região intercrítica (RIC);
- » região subcrítica (RSC);
- » região parcialmente fundida.

Dessa forma, o diagrama CCT é o mais indicado para prever as microestruturas resultantes na ZAC.

A taxa de resfriamento é relacionada com a espessura a ser soldada, com a geometria da junta e com o aporte térmico. A taxa de resfriamento é crítica na soldagem na faixa em que a temperatura resfria entre 800°C e 500°C. Caso a energia de soldagem seja aumentada ou a espessura seja reduzida, o tempo de resfriamento $\Delta t_{8/5}$ é aumentado, ou seja, a taxa de resfriamento é diminuída.

O efeito dos principais elementos de liga nos aços carbonos e aços baixa liga na microestrutura da ZAC e da tenacidade é apresentado na Figura 7.1. **O aumento da dureza e da Temperatura de Transição Dúctil-Frágil (TTDF) estão relacionados, na maioria dos casos, com o aumento da temperabilidade que esses elementos de liga causam no aço, com destaque para a curva vermelha que mostra a marcada influência do percentual de carbono tanto na resistência como na dureza.**

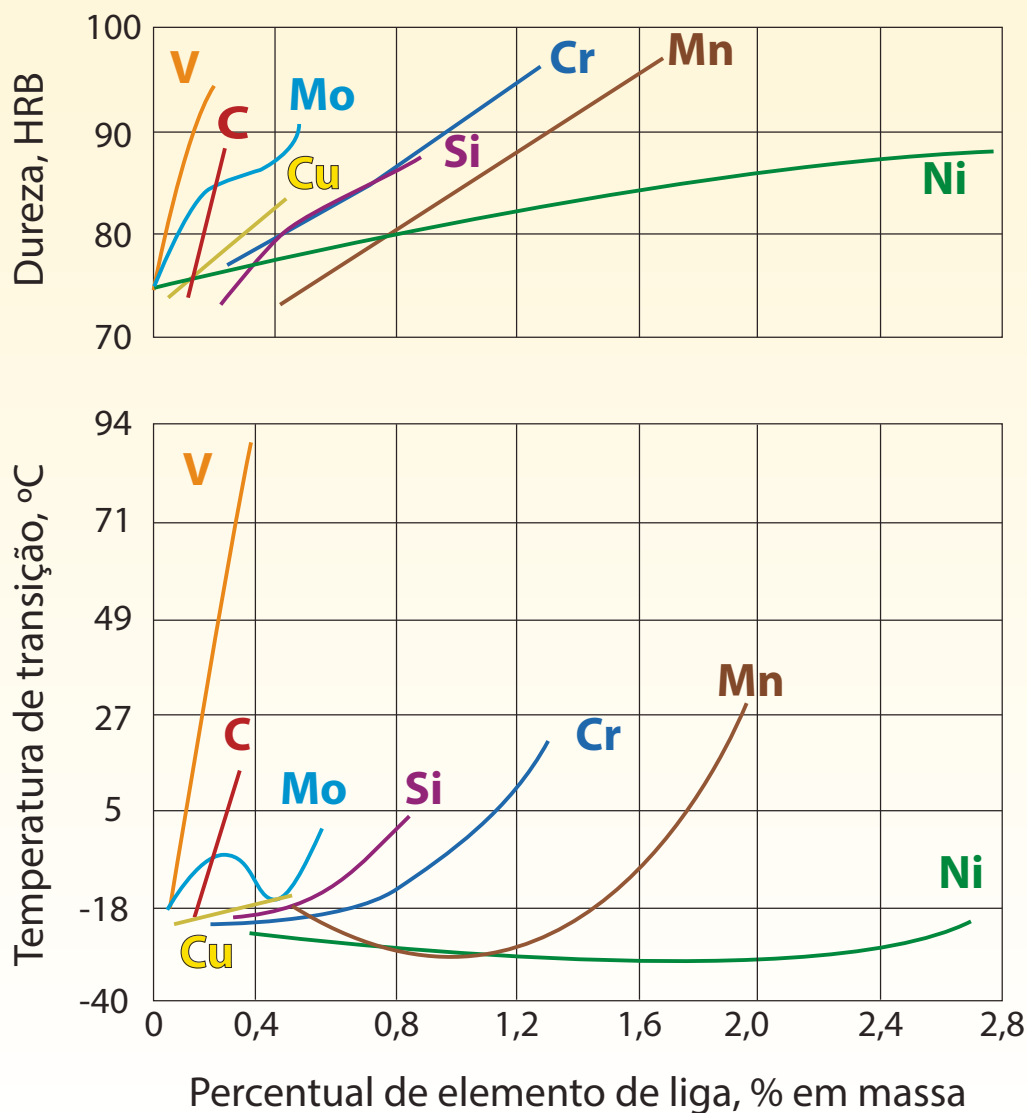


Figura 7.1 – Efeito dos elementos de liga na dureza e resistência ao impacto do metal de solda por arco submerso. Temperatura de transição medida à 20 J Fonte: adaptado de Metal Handbook, vol. 6 p. 416

A tenacidade na ZAC diminui com um aumento do tamanho de grão e o aumento da quantidade de constituintes de elevada dureza e baixa tenacidade, como a martensita e a bainita. Os aços carbono, carbono-manganês e de baixa liga, que não possuem elementos formadores de partículas (como, por exemplo, carbeto e nitreto) para controle de crescimento de grão, têm no controle da taxa de resfriamento (tempo de resfriamento $\Delta t_{8/5}$) uma forma eficaz de controle para garantir boas propriedades de tenacidade na ZAC.

Os principais elementos de liga utilizados nos **aços carbono** têm suas principais características descritas abaixo:

Carbono – tem uma importância primordial na dureza das juntas soldadas. O aumento do teor de carbono promove a formação de microconstituintes de baixa temperatura de formação como a martensita e a bainita, o que leva a uma significativa diminuição da tenacidade da junta soldada. Para exemplificar, a Figura 7.2, traz o efeito da temperatura de pico, taxa de resfriamento e P_{cm} no percentual de martensita. Observa-se que para altas taxas de resfriamento, menores valores de $\Delta t_{8/5}$, percentuais de martensita mais elevados são obtidos, tanto na RGG e na RGF, chegando a 100% para o valor de P_{cm} de 0,24. Já em

percentuais de carbono mais baixos, não há 100% de martensita em nenhuma das temperaturas de pico nem em nenhuma taxa de resfriamento. Outro fator interessante é a diferença na quantidade de martensita a partir da temperatura de pico, na RGG temos percentuais de martensita mais elevados do que na RGF, observados claramente em todos os valores de P_{cm} inferiores a 0,24. A influência da temperatura de pico na transformação também fica evidente, quanto maior a temperatura de pico maior é a fração de martensita transformada em ambas as regiões.

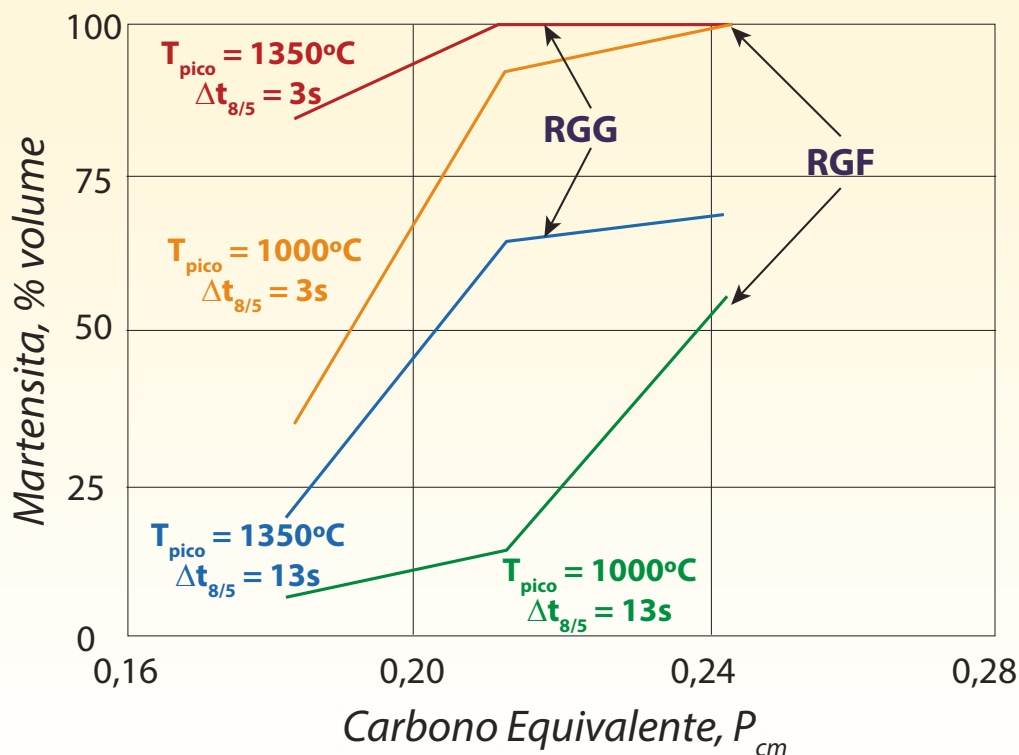


Figura 7.2 – Relação entre a fração volumétrica de martensita e valor de P_{cm} para diferentes temperaturas de pico e taxas de resfriamento. Fonte: adaptado de Metal Handbook, vol. 6 p. 416

- » **Manganês** – sua adição ocasiona um endurecimento por solução sólida e o manganês pode levar uma diminuição da temperatura de transformação da austenita em ferrita, enquanto promove os efeitos de endurecimento por refino de grão. Entretanto, seu percentual deve ser limitado por minimizar o efeito de segregação e bandeamento microestrutural.
- » **Cromo** – é um endurecedor por solução sólida e formador de carbeto. Aumenta o endurecimento dos aços e melhora a resistência à oxidação e à corrosão. A adição de cromo pode ser favorável nos casos em que a precipitação de carbeto de cromo impedir a formação da ferrita de contorno de grão alinhada, como promover o efeito de endurecimento por solução sólida.
- » **Níquel** – é considerado ter um efeito benéfico na transformação do aço, como o manganês, pelo abaixamento da temperatura de transformação da austenita. A adição de níquel também melhora a tenacidade, como promove o efeito de endurecimento por solução sólida.
- » **Vanádio e Nióbio** – são adicionados em pequenas quantidades nos aços baixa liga para que sejam obtidas propriedades mecânicas desejáveis. Pela formação de $V(C,N)$ e $Nb(C,N)$, o vanádio e o nióbio podem retardar a recristalização e crescimento de grão da austenita durante a laminação e normalização. Durante a soldagem, em especial com altos aportes térmicos, os $V(C,N)$ e $Nb(C,N)$ se dissolvem na ZAC com temperaturas de pico superiores a $1100^{\circ}C$ e reprecipitam durante o resfriamento lento. A reprecipitação de $V(C,N)$ e $Nb(C,N)$ prejudica significativamente a tenacidade da ZAC.

- » **Titânio** – na forma de nitreto de titânio estável, tem sido utilizado para prevenir o crescimento de grão de austenita prévia nas regiões adjacentes a zona de fusão.

Já o **aço microligado**, que apresenta elementos formadores de carbeto e/ou nitretos estáveis para controle do tamanho de grão, tende a ser mais resistente a essa redução da tenacidade na ZAC (são menos sensíveis). Todavia, são mais temperáveis e sua ZAC tem mais probabilidade de apresentar estrutura martensítica e/ou bainítica. Na atividade de campo isso pode ser evidenciado pelo aumento da dureza, pois, salvo raras exceções, conseguimos verificar a microestrutura e a resistência mecânica da junta.

Os **aços enriquecidos em elementos de ligas**, como os aços para aplicações de alta temperatura cromo-molibdênio - Cr-Mo - resistentes à fluência e os aços para baixas temperatura ao níquel de baixo carbono - C-Ni - com elevada tenacidade criogênica, apresentam transformações e precipitações de fase segundo sua composição química. Podem apresentar microestruturas de característica frágil de elevada dureza independente dos parâmetros de soldagem e dos controles utilizados. Um exemplo dessas microestruturas é o microconstituente AM (martensita e ilhas de austenita retida) que somente é identificado por microscopia eletrônica de varredura – MEV. Esse microconstituente resulta regiões austeníticas enriquecidas por carbono, em especial na ZAC. Um percentual deste microconstituente na zona fundida ou na ZAC pode comprometer a tenacidade de toda a junta soldada.

Importante!

Convém ratificar que a temperatura de preaquecimento e a temperatura de inter-passe mínima se constituem na temperatura a qual a junta soldada é aquecida antes do início da soldagem e antes do início de cada passe. Essas temperaturas de preaquecimento mínimas são mantidas para controlar a trinca de hidrogênio.

Os procedimentos podem especificar também uma temperatura máxima de interpasse, que é definida para controlar o desenvolvimento microestrutural da junta soldada, evitando uma degradação das propriedades da junta pelo aquecimento excessivo. A temperatura de interpasse máxima é um limite superior que evita o crescimento excessivo de grão, coalescimento e precipitação de fases frágeis, como carbeto, nitretos e intermetálicos, acarretando uma perda na tenacidade.

Se não for modificado o processo de soldagem, todos os passes de uma junta soldada terão o mesmo aporte de hidrogênio, pois além do processo é influenciado pelas condições externas para uma “mesma” taxa de resfriamento. Portanto, requisitos semelhantes de temperatura de preaquecimento ou temperatura de interpasse mínimo devem ser utilizadas para evitar a ocorrência de trinca a frio, TIH, pelo favorecimento da difusão do hidrogênio para fora da junta soldada e diminuição de taxa de resfriamento.

Para conhecer uma possível exceção, clique no ícone e conheça o passe de raiz:



Para materiais de mais alta liga e que sejam temperáveis, pode ser importante permitir que a solda esfrie abaixo da temperatura de transformação martensítica, M_f , entre os passes. Uma temperatura de interpasse muito alta permitirá que a solda permaneça austenítica total ou parcialmente. Assim, como hidrogênio tem uma maior solubilidade na austenita que a ferrita e também uma taxa de difusão mais lenta, a manutenção dessa solda austenítica durante a soldagem, faz com que menos hidrogênio escape da junta soldada e aumenta a possibilidade de trincas a frio na transformação final. Além da difusão do hidrogênio, a transformação de austenita em ferrita entre os passes também permite um refinamento microestrutural pelo reaquecimento do passe anterior pelos passes subsequentes.

É necessário selecionar um método de controle de preaquecimento adequado à operação de soldagem. Por exemplo, quando há a necessidade de um controle rigoroso da temperatura de preaquecimento ou de interpasse mínimo. Certos métodos de preaquecimento, como o preaquecimento local com chuveiro ou chama, podem não ser adequados decorrente da dificuldade de homogeneização da temperatura na junta soldada, em especial em espessuras mais elevadas.

Quando exigido requisito de impacto pelo código de projeto do equipamento ou estrutura, a realização da soldagem multipasse com passes retilíneos e de pequena espessura pode ser benéfica nos casos mais críticos. Essa prática minimiza o aporte térmico, permitindo uma microestrutura mais refinada.

7.1.1.1 Preaquecimento

O preaquecimento serve para reduzir a taxa na qual o metal esfria na soldagem até a temperatura de preaquecimento, T_{PH} . A redução da taxa de resfriamento levará a uma redução geral nos valores de tensão residual e, também, permitirá mais tempo para a remoção de hidrogênio. Deve-se analisar se o preaquecimento está acima ou abaixo M_s , caso esteja acima a junta permanecerá austenítica e o seu efeito foi explicado anteriormente. O preaquecimento remove, também, a umidade e outros contaminantes da junta soldada. Essa umidade, a presença de lubrificantes e outros contaminantes são fontes de hidrogênio, que podem levar ao componente falhar por trinca a frio.

Além do mais, as reduções na taxa de resfriamento podem afetar a transformação da austenita em outros microconstituintes que não a martensita, antes de atingir o MS. A maioria dos aços baixa liga, que podem ser suscetíveis a trincas induzidas por hidrogênio, se transformam a partir da austenita durante o resfriamento na faixa de temperatura de 800-500 °C. Por isso, o tempo $\Delta t_{8/5}$ que um aço gasta nessa faixa durante o resfriamento estabelecerá sua microestrutura e, portanto, sua suscetibilidade a trincas a frio. Para maximizar a resistência ao trincamento a frio, é desejada uma microestrutura livre de martensita virgem não revenida, isto é, a austenita teria se transformado em ferrita + carbeto e não haverá austenita disponível para se transformar em martensita ao atingir a M^S . Assim, temos um tempo crítico, $\tau_{8/5}$, a partir do qual não temos mais a transformação martensítica.

Usando um equivalente de carbono, CE^* , desenvolvido especificamente para o cálculo dessa temperatura de interpasse mínima e estabelecer o tempo crítico, $\tau_{8/5}$, para que se alcance uma ZAC sem martensita em aços carbono de baixa liga.

Para isso, entenda como são calculados o CE^* e o tempo crítico:



Assim, é possível prever se uma determinada condição de soldagem de uma junta soldada é imune a TIH, uma vez que para que a trinca a frio aconteça, necessariamente deve ter a transformação martensítica.

7.1.1.2 Temperatura interpasse

Conforme já discutidos para as soldas multipasses, a temperatura interpasse é a temperatura da região da solda entre passes consecutivos. **A temperatura interpasse pode ser especificada em um valor mínimo e um máximo que dependem do material que está sendo soldado.** Muitas publicações citam apenas as temperaturas de interpasse, sem indicar se esses são valores mínimos ou máximos, para o interpasse máximo e para o mínimo falam somente de preaquecimento. Entenda a importância de identificar cada uma delas:

- » A **temperatura mínima de interpasse** especificada é normalmente igual à temperatura de preaquecimento especificada. O objetivo de manter a temperatura da solda acima da temperatura de interpasse mínima é o mesmo que para o preaquecimento, ou seja, para reduzir ou eliminar o risco de trincas a frio nas soldas.
- » Além de especificar uma temperatura de interpasse mínima, às vezes é especificada uma **temperatura de interpasse máxima** para garantir a obtenção de propriedades de solda adequadas.

Para ilustrar, clique no ícone e entenda o caso dos aços inoxidáveis da série 300, mesmo que eles sejam tratados mais adiante.



Juntas soldadas com pequenas áreas de seção transversal e/ou com aportes térmicos elevados tendem a acumular calor entre os passes, isto é, a temperatura da peça tende a aumentar a cada passe da solda. Por outro lado, juntas soldadas com grandes áreas de seção transversal tendem a dissipar o calor mais facilmente pelo fluxo de calor tridimensional, isto é, a temperatura da peça tende a diminuir a cada passe da solda, a menos que uma fonte de aquecimento externa seja usada. Esse comportamento é causado pelo efeito de dissipação de calor associado à maior massa de peças com seções transversais maiores.

Em juntas soldadas de seção espessa, quantidades substanciais de austenita podem estar presentes na conclusão da soldagem. Se a temperatura de preaquecimento e a temperatura de interpasse mínima forem significativamente maiores que o M_{90} para o metal base após o resfriamento, essa austenita pode se transformar em martensita, aumentando assim o risco de trincas a frio. **Consequentemente, é recomendado que, para soldagens de grandes espessuras, a temperatura de preaquecimento e de interpasse mínima estejam abaixo de M_{90} .**

7.1.1.3 Tratamento térmico pós-soldagem – TTPS

TTPS é um termo coletivo referente aos tratamentos térmicos realizados após a conclusão da soldagem. Existem dois tipos principais de TTPS, o pós-aquecimento, que se constitui em uma desidrogenação, e o tratamento térmico de alívio da tensão (TTAT). Nos aços cromo-molibdênio, antes da movimentação das peças, pode ser necessário um tratamento térmico de alívio de tensões intermediário (ISR – *intermediate stress relieve*).

 Clique nos ícones e conheça o funcionamento de cada um deles

Pós Aquecimento

TTAT

7.1.1.3.1 Pós-aquecimento

Para entender a necessidade de pós-aquecimento, que se constitui em um tratamento térmico cujo objetivo principal é a retirada do hidrogênio - desidrogenação, é preciso primeiro identificar os constituintes microestruturais presentes no metal de solda e na ZAC após a conclusão da soldagem. Eles são ferrita, carbeto (principalmente na forma de perlita e/ou bainita) e martensita não revenida, formados durante o resfriamento, e austenita retida.

Importante!

Em materiais temperáveis, se for permitido que a solda esfrie imediatamente para a temperatura ambiente, tanto na soldagem em passe único como na multipasse, a austenita não transformada pode se transformar em martensita não revenida. Essa transformação gerará tensões residuais adicionais, que serão sobrepostas às tensões geradas anteriormente durante o resfriamento da junta soldada. Esse aumento da magnitude das tensões residuais, na presença de hidrogênio, captado durante a soldagem, fazem que a fragilidade geral dessa martensita não revenida aumente significativamente o risco de trincas a frio.

Normalmente, o pós-aquecimento não é requerido, exceto quando há risco de trinca induzida pelo hidrogênio, como em casos de alta espessura e alta restrição. Como já mencionado, uma boa referência para que se considera alta espessura é a espessura de 38 mm especificada no código de projeto ASME sec. VIII divisão 1, a qual todos os vasos de pressão devem ser tratados termicamente independente da

dureza. Neste caso, utilizar temperatura na ordem de 200 °C e com tempo de patamar de 1 min/mm de espessura de junta, porém igual ou superior a 15 minutos.

Uma vez que os aços suscetíveis, sem os cuidados adequados, sofrem trincas a frio em temperatura ambiente, é possível evitar trincas permitindo que o hidrogênio se difunda da solda antes que a solda esfrie até a temperatura ambiente. Ou seja, ao término da solda, ela não deve ser resfriada à temperatura ambiente, antes que o hidrogênio tenha a chance de se difundir da solda a uma temperatura elevada. O coeficiente de difusão do hidrogênio é 100 vezes maior a 100°C do que à temperatura ambiente nos aços ferríticos.

As seguintes opções de pós-aquecimento podem ser implementadas nos procedimentos de soldagem:

 Clique nos números para conhecê-los.

1

2

3

Assim, a microestrutura do metal de solda e as regiões adjacentes da ZAC, após os tratamentos pós-aquecimento acima serem executadas adequadamente, consistiriam em ferrita e carbeto, na forma de bainita e/ou martensita revenida. Esse arranjo, que persistirá após o resfriamento até a temperatura ambiente, pode ser aceitável para algumas aplicações. **Todavia, essa prática raramente é encontrada na indústria do petróleo.**

7.1.1.3.2 Tratamento Térmico de Alívio de Tensões (TTAT)

Como visto no capítulo de tensões residuais, o TTAT deve atender ao respectivo código de projeto e especificação técnica aplicável, inclusive o número de ciclos de tratamento. Para compreender mais sobre esse processo, clique no ícone e entenda o conceito do TTAT:



Por exemplo, nos aços carbono P-number 1, segundo o código ASME sec. VIII, por exemplo, é obrigatório o TTAT somente em espessuras nominais acima de 38 mm ou entre 32 mm e 38 mm a menos que um preaquecimento a 95 °C seja aplicado. Convém salientar que as tensões residuais decorrentes da soldagem, nesses casos, são suficientemente altas para causar descontinuidades independentes do carbono equivalente. Então, diferentemente do entendimento de muitos, a relaxação de tensões promovida pelo TTAT não tem relação direta com o revenimento da martensita, pois como é mostrado no requisito do código ASME sec. VIII, o TTAT é realizado em qualquer aço acima de 38 mm, independente se esse aço tem a presença de martensita ou não.

Importante!

Para reduzir o tempo e o custo de fabricação, alguns fabricantes adotam tratamentos curtos ou mesmo sem pós-aquecimento, preferindo resfriar a solda à temperatura ambiente o mais rápido possível após a conclusão da soldagem.

Enquanto esse arranjo tem o benefício de permitir a inspeção do conjunto soldado logo após a soldagem, tem a desvantagem de uma maior probabilidade de trincas a frio, devido à presença potencial de martensita não revenida e de ter sido executado um alívio de tensões adequado. Portanto, a inspeção deve ser realizada o mais rápido possível. Se nenhum defeito for encontrado, a montagem poderá ser enviada para o TTAT. Caso sejam encontrados defeitos, eles devem ser reparados e inspecionados novamente. **Devido retardo no tempo que pode advir para o aparecimento da trinca a frio, é uma boa prática, em especial nos casos de maior restrição e maior resistência, uma segunda inspeção após o**

TTAT. Dito isto, vale a pena salientar que o alívio de tensão das estruturas soldadas, mesmo na ausência de preocupações de fragilização por hidrogênio, é uma prática desejável e determinada pelos códigos de projeto.

Às vezes, efeitos indesejáveis podem ocorrer como resultado do TTAT. Por exemplo, as propriedades dos aços de uma liga temperada e revenida podem ser afetadas adversamente pelo TTAT se a temperatura exceder a temperatura de revenimento do metal base. Trincas oriundas da fragilidade do revenido no aço 2,25Cr-1Mo e em alguns aços C-Mn também podem ocorrer.

7.1.2 Aços de Baixo Carbono (*Mild Steel*)

Os aços mais utilizados na indústria do petróleo são os aços de baixo carbono que, geralmente, apresentam teor máximo de carbono de 0,20% e manganês de 1,7%. De modo geral, esse aço apresenta fácil conformação, soldabilidade e baixa resistência mecânica, com limite de escoamento entre 250 MPa e 490 MPa. Por serem os materiais mais comuns na indústria do petróleo, são aplicáveis em todas as suas áreas e todos os equipamentos, como vasos de pressão, tanques de armazenamento, permutadores de calor, tubulações industriais, estruturas terrestres e navais, dutos terrestres e marítimos, equipamentos submarinos, entre muitos outros.

Os aços carbono e carbono manganês são susceptíveis à grafitização e forte oxidação quando expostos a temperaturas superiores a 420 °C por longos períodos. A exposição acima de 455 °C por curto período tende a esferoidizar a perlita, reduzindo a resistência mecânica e, em alguns casos, a tenacidade pela segregação no contorno de grão. Nos aços carbono, carbono manganês e carbono molibdênio, a morfologia nodular do carbono (grafite livre) é termicamente mais estável que a forma de carbetos de ferro. Entretanto, em condições normais de soldagem essa transformação não chega a acontecer. O aço apresentando grafita livre perde de forma acentuada a resistência mecânica e alguns estudos indicam que os cordões de solda parecem ser mais sensíveis. Entretanto, no aço esse processo só ocorre após longo tempo de exposição. **Nos casos em que esses efeitos de degradação em alta temperatura comprometerem as propriedades da junta soldada, deve ser atribuída e respeitada uma temperatura de interpasse máxima.**

Atenção

Aços contendo percentual de cromo superior a 0,5% são considerados imunes, provavelmente pela maior estabilidade dos carbetos, e serão abordados a seguir. Outros elementos em conjunto com o cromo também contribuem como o Mo, Ti e V.

A Figura 7.3 representa algumas aplicações dos aços de baixo carbono na soldagem de uma esfera. O ASME IX classifica estes aços carbono e carbono manganês como P-number 1 Grupo 1, 2 ou 3.



Figura 7.3 – Aplicações dos aços de baixo carbono na indústria do petróleo. Fonte: OS AUTORES, 2019.

Os aços carbono, de uma maneira geral, são facilmente soldados e há uma grande experiência na sua soldagem. Por isso, é incomum a ocorrência de defeitos e falhas face a grande quantidade de juntas soldadas de aço carbono aplicadas na indústria do petróleo.

Uma vez que são utilizados nas aplicações mais distintas, um cuidado adicional deve ser empregado na soldagem de espessuras maiores ou com alta restrição, aços com maior carbono equivalente ou que apresentem requisitos de tenacidade estabelecidos nos códigos de projeto.

Em componentes com espessura elevada, é esperada uma maior taxa de extração de calor em função do fluxo de calor tridimensional e uma tensão residual mais elevada decorrente da restrição imposta pela geometria da junta. De tal modo, há possibilidade de ocorrência de trinca induzida pelo hidrogênio, pois a martensita pode advir dessa taxa de resfriamento elevada e a tensão trativa da restrição imposta. Nessas condições, pequenos percentuais de hidrogênio já são suficientes para que a trinca a frio ocorra e as práticas que minimizem essa descontinuidade devem ser adotadas. **A utilização de preaquecimento para minimizar a alta taxa de resfriamento, pois auxilia na difusão do hidrogênio e reduz um pouco a tensão residual trativa, é uma condição fundamental. Isso não exige a necessidade de utilização de um consumível que aporte um baixo hidrogênio, não superior a H8, à junta soldada.**

Importante!

As normas de soldagem, como a N-133, trazem faixas de aplicação importantes com sugestões de temperaturas de preaquecimento e com limitação de hidrogênio difusível em função da tensão admissível do material, que podem auxiliar a avaliação da susceptibilidade de trinca nessas condições.

Já nos aços que apresentam aplicações em que os códigos de projeto exijam requisitos de tenacidade, a soldagem multipasse, em que parte dos grãos colunares são destruídos e recristalizados de forma equiaxial com seu refino parcial, é benéfica. Contudo, valores elevados de energia de soldagem sem um controle rígido da temperatura de interpasso máxima podem degradar a microestrutura e comprometer a tenacidade.

7.1.2.1 Exemplo de qualificação de procedimento de soldagem de estruturas para Plataformas Marítimas (retirado da Monografia GUILHERME BOECHAT BAPTISTA BASTOS DE OLIVEIRA Especialização 2016)

Os aços comuns, empregados na construção de navios e embarcações, são classificados de acordo com os valores de resistência mecânica em dois grandes grupos: aços ordinários de resistência moderada ou normal e aços de resistência elevada.

 Clique nos ícones e conheça cada um deles.

Aços ordinários

Aços de alta resistência

A Figura 7.4 apresenta um exemplo de aplicações típicas para esses aços navais em função da solicitação (esforço) e localização em um navio. As regiões de maior carregamento necessitam de aços de maior resistência mecânica e tenacidade

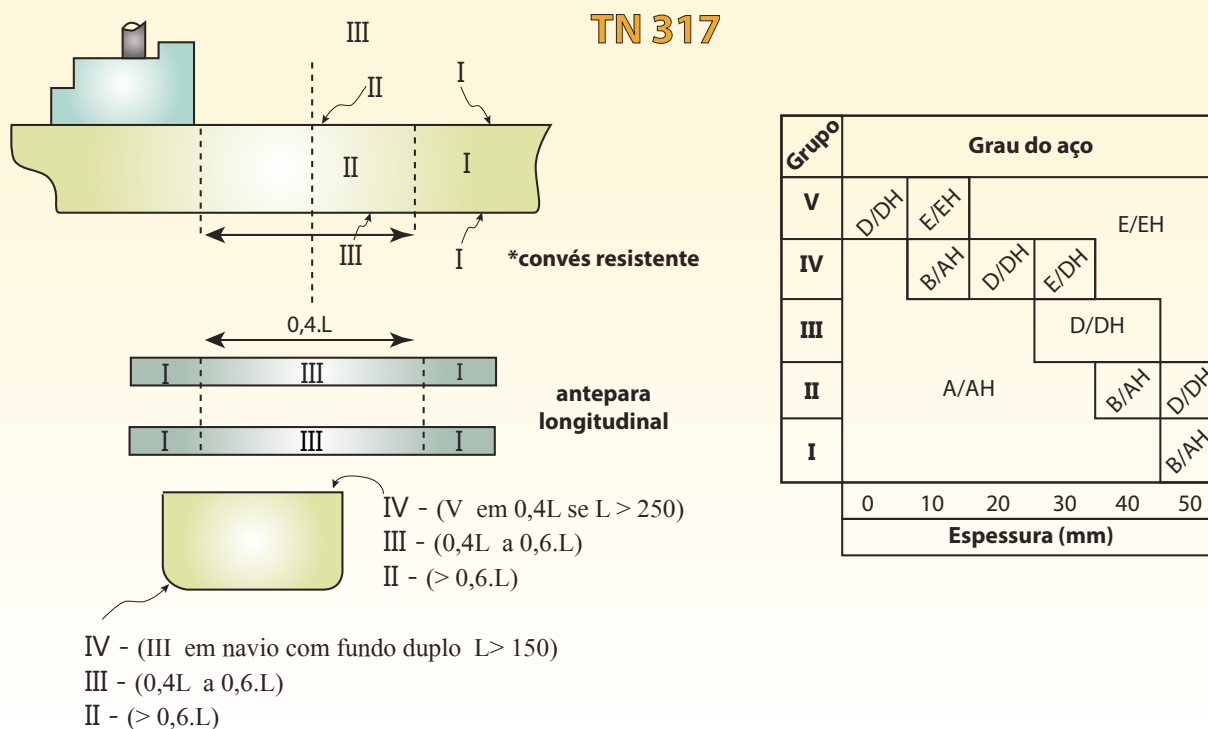


Figura 7.4 – Especificação do material face à espessura e zona do navio.

Fonte: <http://www.mar.ist.utl.pt/jgordo/tecnave/TN-C3.pdf> acessado em 8/10/19.

As características mecânicas dos **aços comuns** para a construção naval são apresentadas na Tabela 7.2 e estão diretamente relacionadas às composições químicas desses materiais e processo de fabricação.

Os **aços de resistência moderada** possuem apenas o carbono e o manganês como elementos endurecedores principais. O carbono provoca a formação de microestruturas mais resistentes, enquanto o manganês colabora para o aumento da tenacidade do material em baixas temperaturas, (AWS A5.1, 2012). No entanto, conforme pode ser visto na Tabela 7.2, os aços das classes “D” e “E” devem atender requisitos mais severos de tenacidade, os quais nem sempre são conseguidos somente com adições de manganês. Por esse motivo, é feita a adição de alumínio, que funciona como desoxidante durante o processo de fabricação do aço e refinador de grão durante a solidificação do metal fundido.

Classe	L. Esc., MPa	L. Res., MPa	Along., %	Resistência ao impacto, J						
				T, °C	e ≤ 50		50 ≤ e ≤ 70		70 ≤ e ≤ 100	
					L	T	L	T	L	T
A	235	"400 520"	22	20	27	20	34	24	41	27
B				0						
D				-20						
E				-40						
AH 32	315	"440 590"	22	0	31	22	38	26	46	31
BH 32				-20						
DH 32				-40						
EH 32				-60						
AH 36	355	"490 620"	21	0	34	24	41	27	50	34
BH 36				-20						
DH 36				-40						
EH 36				-60						
AH 40	390	"510 650"	20	0	41	27	-	-	-	-
BH 40				-20						
DH 40				-40						
EH 40				-60						

Tabela 7.2 - Principais aços comuns utilizados na construção naval.
Fonte: FEDELE, 2000 apud BUREAU VERITAS, 1997.

No caso dos **aços de resistência elevada**, as propriedades mecânicas requeridas são atingidas através da adição de carbono, manganês e alumínio de maneira semelhante aos aços de resistência moderada. No entanto, devido aos maiores limites de resistência e tenacidade requeridos por estes aços, outros elementos ainda podem ser adicionados:

- » o nióbio, o vanádio e o titânio apresentam a mesma função do alumínio e, portanto, agem como refinadores de grão, aumentando tanto a resistência mecânica como a tenacidade;
- » o cobre, o cromo, o níquel e o molibdênio podem ser adicionados com o objetivo de endurecer o aço por solução sólida substitucional;

- » nos aços da classe “FH” pode-se, ainda, acrescentar nitrogênio para o endurecimento por solução sólida intersticial.

Neste exemplo, vamos considerar os requisitos para a qualificação de soldagem de um tubo de aço ASTM A131 Classe EH-36, schedule 80, com 12,7 mm de espessura pertencem ao grupo dos aços de resistência elevada, com limite de escoamento próximo de 350 MPa, resistência à tração entre 490-620 MPa.

A sua composição química especificada na norma ASTM A131 é destacada na Tabela 7.3, e o material do exemplo tem Fe-0,15C-1,26Mn-0,1Si-0,02V-0,29Al.

Elemento	Composição química Graus AH, DH, EH
C	0,18
Mn	0,90 - 1,60
Si	0,10 - 0,50
P	0,035
Si	0,035
Al	0,015
Nb	0,02 - 0,05
V	0,05 - 0,10
Ti	0,02
Cu	0,35
Cr	0,20
Ni	0,40
Mo	0,08
Ca	0,005

*Tabela 7.3 – Requerimentos químicos para aços estruturais de elevada resistência.
Fonte: ASTM A131, 2019.*

O carbono equivalente calculado para a liga de estudo foi de 0,41%, superior ao especificado na Tabela 7.4. Dessa forma, uma atenção especial será dada às práticas de soldagem, como as temperaturas interpassos, de forma que se evite a formação de martensita na ZAC, o que aumentaria o risco de trinca a frio.

Grau	Carbono equivalente, % máx.	
	Espessura, t (mm)	
	t ≤ 50 mm	t > 50 mm t ≤ 100 mm
AH32, DH32, EH32, FH32	0,36	0,38
AH36, DH36, EH36, FH36	0,38	0,40
AH40, DH40, EH32, FH32	0,40	0,42

A fórmula de carbono equivalente usada para essa tabela é

$$CE_{eq} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr + Mo + V}{5} + \frac{Ni + Cu}{15}, \%$$

Tabela 7.4 – Carbono Equivalente para aços estruturais de elevada resistência produzidos pelo processo TMCP.
Fonte: ASTM A131, 2019.

Esse aço deve ter controle do tamanho de grão, devido às adições de nióbio e vanádio. Esse fator é de fundamental importância na determinação dos parâmetros de soldagem, pois restringe o valor de aporte térmico de forma a não causar um crescimento de grão excessivo na ZAC e degradar as propriedades da junta.

Os tubos a serem soldados foram posicionados na posição 6G e a progressão prevista é ascendente, visando a retirada de corpos de prova para os ensaios de qualificação, Figura 7.5. A posição 6G foi a escolhida por qualificar todas as outras.



Figura 7.5 – Detalhe do posicionamento do tubo na condição 6G, unidos com “cachorros”, dispositivo de fixação de metais de base. Fonte: OS AUTORES, 2019.

Ainda como critério de fixação, foram colocados dispositivos auxiliares de montagem, conhecidos como cachorros, distribuídos ao longo do tubo soldados diretamente à peça, utilizando juntamente a cunha. Esses dispositivos garantem o melhor posicionamento de soldagem e facilidade na movimentação do conjunto. Para a sua aplicação, foram adotados todos os devidos cuidados com relação à sua colocação e retirada, de modo a não comprometer a superfície.

Importante!

Normas, como a N-115, estabelecem diretrizes para a utilização desse tipo de dispositivo.

Os valores de nariz e abertura de raiz foram atentamente observados nos documentos e prontamente reproduzidos, conforme ilustração do croqui de solda, Figura 7.6.

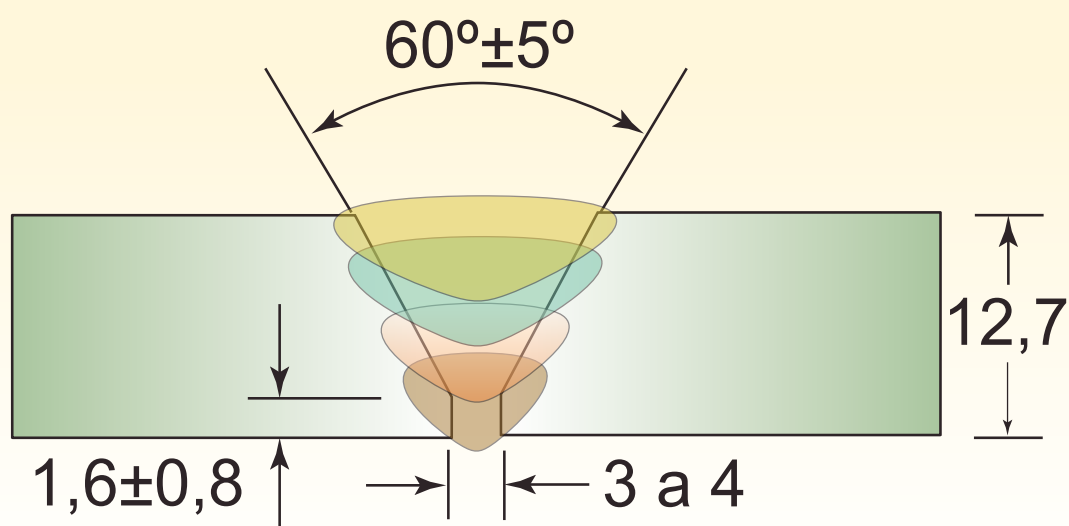


Figura 7.6 – Croqui de preparação para início da soldagem. Fonte: OS AUTORES, 2019.

Diversas variáveis podem inferir na qualidade da junta soldada em função do processo de soldagem a ser aplicado. Verificam-se diversos fatores preliminares como consumíveis e suas generalidades, gases, se aplicável ou não, características elétricas, técnica de manuseio dos dispositivos, controle de temperatura quando necessário, tratamento térmico quando requerido.

A execução da soldagem no transcorrer de cada etapa é crucial . Para tal questão, designa-se um inspetor de solda nível 1 – IS-N1 – para acompanhar integralmente o cumprimento de todos os passes, como também para registrar qualquer irregularidade ou variação que possa provocar alguma modificação do metal de solda depositado. Quanto à técnica de soldagem, é válido atentar-se para o tipo de processo utilizado e considerar suas características.

Para atender aos requisitos de qualificação, os parâmetros previstos em uma EPS preliminar são utilizados na soldagem do tubo. Os parâmetros de qualificação são citados nas Tabela 7.5.

NORMAS	MATERIAL	PROCESSO DE SOLDAGEM	CONSUMÍVEL	DIÂMETRO NOMINAL DO TUBO	QUANTIDADE DE PEÇAS DE TESTE	ESPESSURA	POSIÇÃO DE SOLDAGEM
AWS D1.1M ASME IX	ASTM A131 Gr. EH36 Chapa confor- mada	GTAW	Vareta: ER70S-3 Gás de proteção: Argônio (SG-A)	8"	1 cupom soldado	12,7 mm (Sch. 80)	6G
		SMAW	Eletrodo: E7018-1				

Tabela 7.5 – Panorama da qualificação de soldagem. Fonte: OS AUTORES, 2019.

Para entender o processo de soldagem realizado pelo soldador, clique no ícone e observe a Figura 7.7:





Figura 7.7 – Soldador posiciona o eletrodo e a vareta GTAW, abre o arco elétrico e inicia o processo de soldagem. Fonte: OS AUTORES, 2019.

O processo GTAW foi adotado para realização dos passes de raiz, e os consumíveis utilizados para esta etapa de soldagem são a vareta AWS ER70S-3 com diâmetro de 2,4 mm e o gás de proteção SG-A (Argônio) com 99,997% de pureza e com uma vazão em torno de 11 a 12 L/min. A velocidade de soldagem foi em torno de 7,7 cm/min com uma oscilação máxima de 7 mm. Portanto, o aporte térmico médio foi de 1,32 KJ/mm. A corrente contínua com polaridade direta (CC-) ficou entre 125 a 130 A e a tensão entre 10 a 13 V.

O resultado das soldas de raiz que foram realizadas no tubo são mostrados na Figura 7.8. Como procedimento de limpeza foram adotados o escovamento e esmerilhamento entre passes.



Figura 7.8 – Passe de raiz completo após limpeza. Fonte: OS AUTORES, 2019.

Para os passes de enchimento e acabamento, o processo de soldagem escolhido foi o SMAW com o eletrodo E7018-1 de diâmetro de 3,2 mm. A corrente utilizada é a corrente contínua com polaridade inversa (CC+), a tensão aproximada foi de 22 a 28 V, com corrente entre 102A a 145 A no enchimento e de 108 A a 120 A no acabamento. A temperatura interpasse máxima foi de 145 °C. A velocidade de soldagem entre 8,2 a 9,8 cm/min no enchimento e uma velocidade um pouco maior no passe de enchimento, entre 9,8 a 11,3 cm/min, com uma oscilação máxima entre 6 a 8 mm e aporte térmico menor ou igual a 1,96 KJ/mm.

O resultado das soldas de enchimento e acabamento no tubo são mostrados a seguir na Figura 7.9. Como procedimento de limpeza, foram adotados o escovamento e o esmerilhamento entre passes.



Figura 7.9 – Ilustração dos cordões de solda referentes aos passes de enchimento e acabamento.
Fonte: OS AUTORES, 2019.

Após a soldagem, para garantir que a junta esteja livre de defeitos, foram realizados ensaios não destrutivos, ENDs. Esses ensaios se constituíam em Inspeção Visual em 100% da extensão da solda, Líquido Penetrante em 100% e Partículas Magnéticas também em 100%, conforme recomendações da norma AWS D1.1 de 2010, e requisitos conforme a Tabela 7.6, e foram aprovados.

Ensaio não destrutivo (extensão)	Critério de aceitação	
	AWS D1.1	ASME IX
Inspeção visual (100%)	Item 4.9.1.1	Item QW-194
Líquido penetrante (100%)	Item 6.9, Tabela 6.1	Item QW-195.2
Partícula magnética (100%)	Item 6.9, Tabela 6.1	

Tabela 7.6 – Requisitos de Ensaios não destrutivos. Fonte: OS AUTORES, 2019.

Foi adotada a convenção utilizada pela Norma AWS D1.1 - 2010, Tabela 7.7. No item que trata das partições do tubo para extração e confecção dos corpos de prova para execução dos ensaios.

Detalhes RQPS					Número de corpos de prova e tipos de ensaios mecânicos (AWS D1.1 – Tabela 4.2 / ASME IX QW 451.1)							
RQPS	Espessura, mm	Diâmetro, pol	Material	Posição	Norma de qualificação	Ensaio de tração seção reduzida – (item 4.9.3.4 – AWS e QW-150 ASME)	Ensaio de dobramento			Ensaio macrográfico	Ensaio de impacto 1	Análise química
							Raiz	Face	Lateral – (tem 4.9.3.4 – AWS e QW-160 ASME)2			
ALPE 203/15	12,7	8	ASTM A 131 Gr. EH36	6G	AWS D1.1	2	-	-	4	1 região	3 sets (-40°C)	1 região (MB)
					ASME IX	2	-	-	4			

Notas:

1 Três sets para cada processo de soldagem

2 Conforme tabela QW-451.1 (nota 5) do ASME IX, quatro ensaios de dobramento lateral podem substituir dois ensaios de dobramento de face e dois de raiz, para espessuras de teste superiores à 10 mm

Tabela 7.7 – Ensaios para Qualificação do Procedimento de Soldagem. Fonte: AWS D1.1/ 1.1M / ASME BPVC IX.

A Figura 7.10 ilustra um diagrama para extração dos corpos de prova, conforme o seu posicionamento no tubo para qualificação. **Pode-se observar a proposta de um intervalo de ângulo de 45° para cada corpo de prova e sugere as regiões específicas de cada tipo de ensaio . Ao todo, delimita regiões específicas para um total de oito ensaios, sendo eles:**

- » quatro regiões para ensaio de dobramento (dois de seção longitudinal e dois de seção transversal);
- » duas regiões para ensaios de tração;
- » duas regiões para teste de impacto.

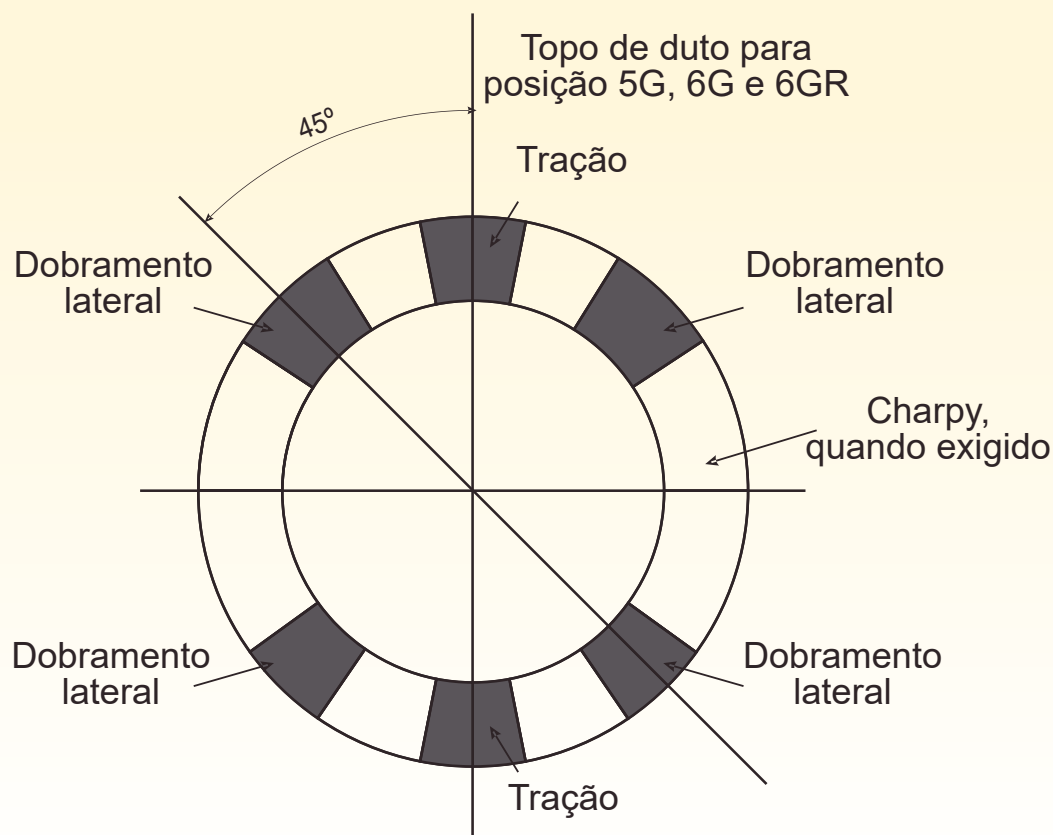


Figura 7.10 – Localização sugerida pela Norma, para retirada de material para confecção dos corpos de prova
Fonte: AWS D1.1, 2010.

Esta etapa, que pode ser considerada como uma das mais importantes, é a que conduz os corpos de prova extraídos do tubo a diversas baterias de ensaios mecânicos, que ao final, conforme os resultados obtidos, podem levar o projeto à sua qualificação.

Os dois cordões referentes aos passes de raiz, depositados pelo processo GTAW, renderam uma espessura de depósito em torno de 4,5 mm suprimindo a altura do nariz e preenchendo adequadamente a abertura de raiz. Os demais passes de enchimento e acabamento (equivalente a oito cordões de solda), depositados por eletrodo revestido, rendeu à junta soldada uma espessura de depósito de 8,2 mm, que, somado à espessura de deposição das soldas de raiz, resulta no preenchimento completo da junta soldada, Figura 7.11.

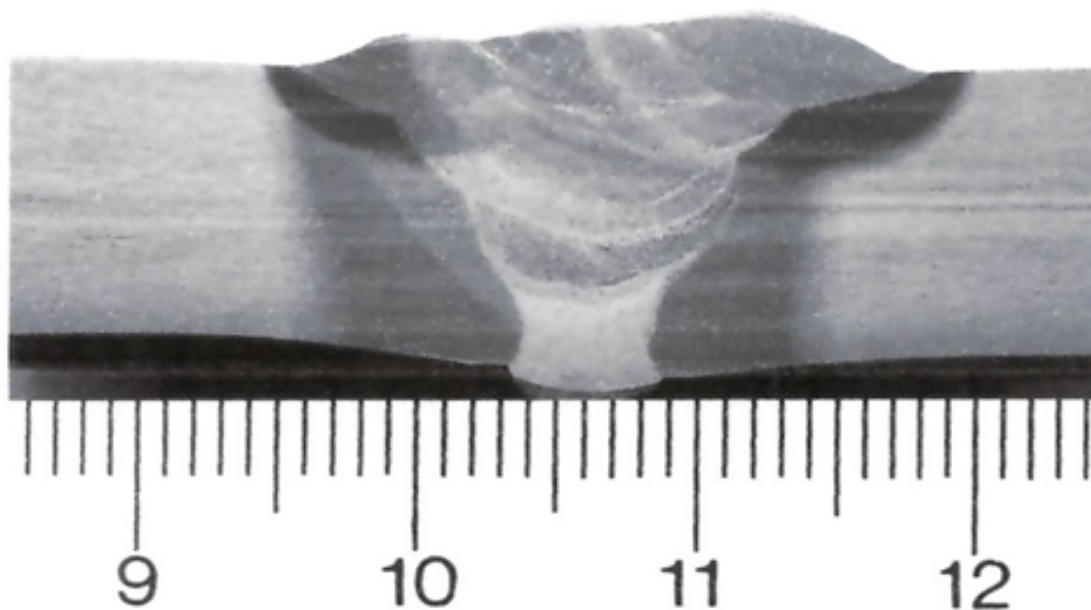


Figura 7.11 – Aspecto macrográfico da junta soldada (Nital 8%) Aumento: 5X. Fonte: os autores

Em toda a extensão da junta, após inspeção visual, não ficou evidenciado qualquer tipo de descontinuidade, como trincas, reforços excessivos, mordeduras, falta de fusão, entre outros, ou qualquer irregularidade nas partições térmicas da junta.

» Ensaio de Dureza

O ensaio de dureza tem a premissa de aferir as condições de resistência em cada uma das interfaces que compõem uma junta soldada, em especial da ZAC. Uma região da seção do tubo, contendo a região da junta soldada, foi extraída conforme a Figura 7.12, e a peça foi devidamente lixada e limpa a ponto de sua superfície ficar totalmente plana e isenta de qualquer rugosidade ou impureza que pudesse comprometer a medição de dureza.

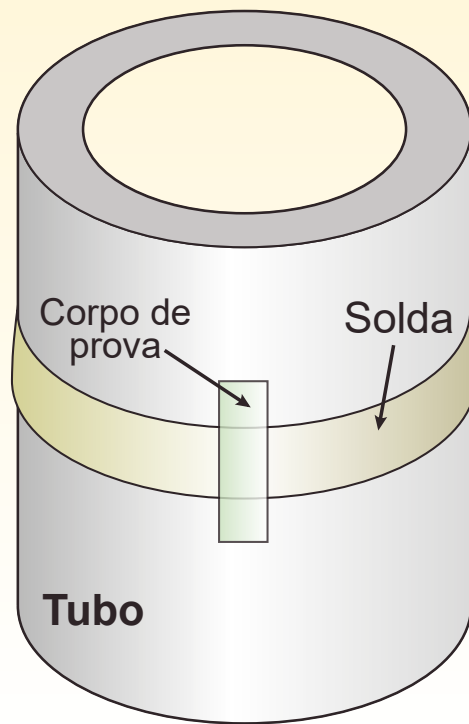


Figura 7.12 – Orientação para extração do corpo de prova para ensaio de dureza. Fonte: os autores

Após a obtenção do corpo de prova e preparação macrográfica básica, um ataque macrográfico com Nital 3% foi necessário para a identificação das regiões de interesse da junta soldada. Além disso, os 19 pontos de medição foram os indicados na Figura 7.13, de forma que abrangessem todas as regiões de interesse da junta (solda, ZAC e metal de base).

Atenção

O método de ensaio aplicado foi o ensaio de dureza Vickers HV-10.

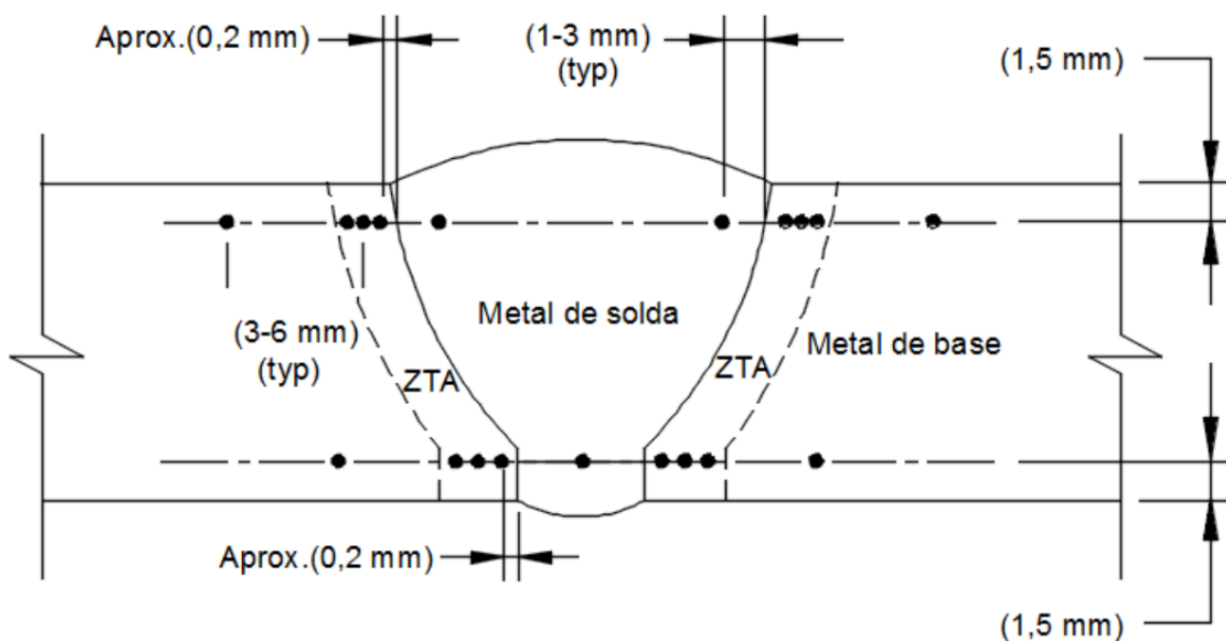


Figura 7.13 – Detalhes do Corpo de Prova – Ensaio de Dureza Fonte: N-133N, 2018.

Foi medido um valor médio de dureza em torno de 175 HV no metal de base e 212 HV na ZAC e 185HV na região do metal de solda e todas as medidas ficaram abaixo do máximo especificado de 250 HV.

» Ensaio de Tração

Dois corpos-de-prova foram submetidos a ensaios de tração com uma carga axial até a ruptura. Dois corpos-de-prova contendo o metal de solda foram ensaiados segundo o padrão adotado para a fabricação das peças, as recomendações e os critérios de aceitação foram extraídos do item 4.9.3. da AWS D1.1 de 2010, conforme a Figura 7.14.

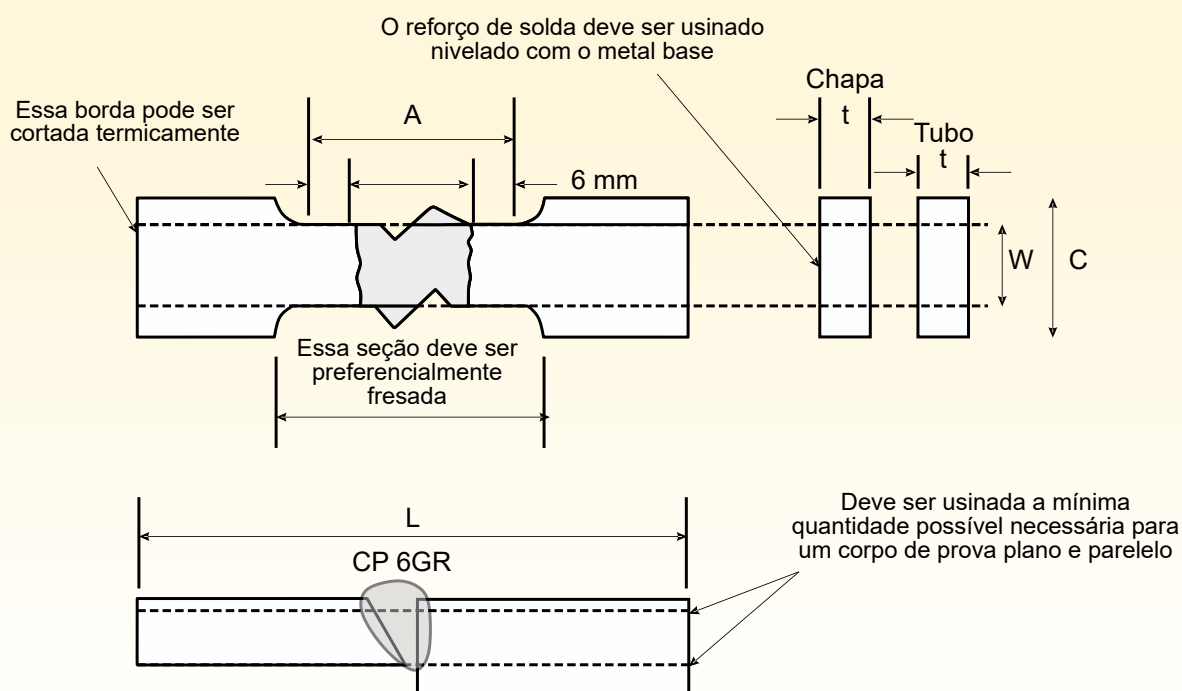


Figura 7.14 – Detalhes do Corpo de Prova – Ensaio de Tração Fonte: Redesenhado pelos autores de AWS D1.1/1.1M, 2018.

Após a obtenção dos corpos-de-prova, as peças são dimensionadas, identificadas e logo são encaminhadas para o laboratório onde são realizados os ensaios. No ensaio de tração realizado, verificou-se que todos os corpos-de-prova tiveram comportamento dúctil, fato constatado pela presença de dimples ao longo da região fraturada. Ambos os corpos-de-prova fraturaram na região do metal base, Figura 7.15, cumprindo as exigências do item 4.9.3.5 da norma AWS D1.1.

Os valores de resistência à tração obtidos nos dois corpos-de-prova foram de 590 MPa e 580 MPa, indicando a aprovação da junta soldada neste quesito.



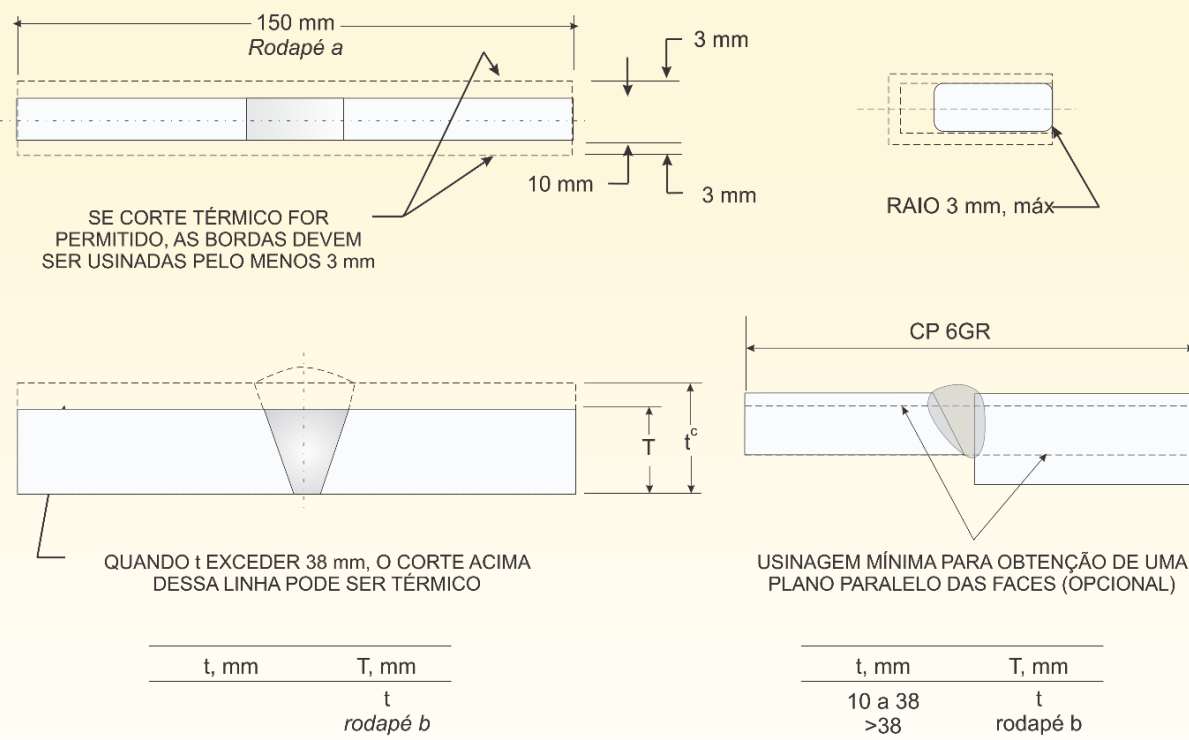
Figura 7.15 – Detalhe da região da fratura nos corpos de prova durante a realização do ensaio de tração.
Fonte: os autores.

» Ensaio de dobramento lateral

Quatro peças foram submetidas a uma deformação plástica por flexão. O corpo-de-prova é posicionado sobre dois apoios afastados a uma distância especificada, e a parte do centro da amostra é dobrada por intermédio de um cutelo, que aplica um esforço de flexão até que seja atingido o ângulo de dobramento especificado.

O ensaio é qualitativo e é um meio bastante simples e eficaz para detectar problemas metalúrgicos e de compacidade que podem afetar o comportamento dos materiais em serviço.

No ensaio de dobramento, um lado do corpo-de-prova é tracionado enquanto o lado oposto é comprimido. Para esse tipo de ensaio, foi proposta a confecção de quatro corpos-de-prova, dois na seção longitudinal e outros dois na seção transversal do tubo. O padrão adotado para a fabricação das peças segue as recomendações do item 4.9.3.1 da AWS D1.1, Figura 7.16.



^a Um comprimento de amostra mais longo pode ser necessário ao usar um acessório de flexão tipo envolvente ou ao testar aço com uma tensão de escoamento de 620 MPa (90 ksi)

^b Para chapas maiores do que 38 mm, o corpo de prova pode ser cortado em tiras iguais com T entre 20 mm e 38 mm e testar cada tira

^c t = espessura da chapa ou tubo

Figura 7.16 – Detalhes do Corpo de Prova – Ensaio de Dobramento Lateral. Fonte: AWS D1.1/1.1M, 2010.

Depois dos corpos-de-prova usinados, as peças são dimensionadas, identificadas e encaminhadas para o laboratório onde são realizados os ensaios. A prensa hidráulica apresenta um diâmetro do cutelo de 50,8 mm e um espaçamento entre rolos de 73 mm. A máquina foi preparada para realizar dobramentos de até 180°.



Figura 7.17 – Operação de ensaio de dobramento na prensa hidráulica. Fonte: OS autores.

Foi efetuada a inspeção visual da região tracionada e não foram observadas trincas ou descontinuidades significativas, o que aprovou o ensaio de dobramento, Figura 7.17. Entenda mais dois critérios de aprovação observados neste exemplo:

- » Ao sofrer o dobramento lateral, um dos corpos-de-prova apresentou uma descontinuidade de 2,2 mm de comprimento, inferior aos 3 mm especificados no item 4.9.3.3 da AWS D1.1 que estabelece os critérios de aceitação.
- » Nos demais corpos-de-prova nenhum tipo de descontinuidade foi evidenciado, fazendo com que todos os corpos de prova fossem aprovados nesse ensaio.

Ensaio de impacto (Charpy-V)

Neste ensaio, o corpo-de-prova é entalhado com um formato em “V” e é submetido a uma flexão decorrente do impacto causado por um martelo pendular. Para saber mais sobre este ensaio, clique no ícone e entenda seu objetivo:



Foi proposta a elaboração de três corpos-de-prova, centro da solda (CS): **linha de fusão + 1mm (LF+1mm); linha de fusão + 5mm (LF+5mm)**. O padrão adotado para a fabricação das peças segue as recomendações do item 4.35.1 da AWS D1.1, Figura 7.18.

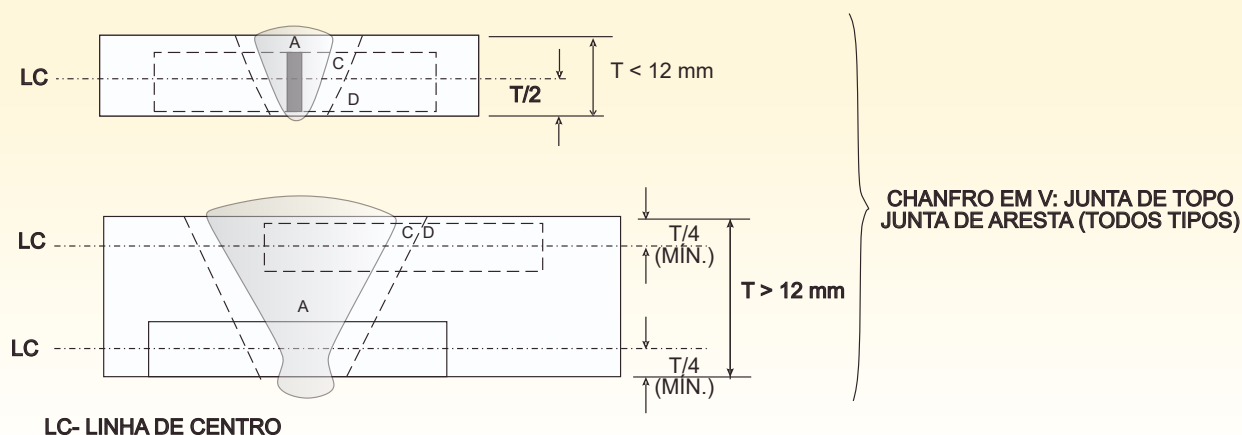


Figura 7.18 – Detalhes do Corpo de Prova – Ensaio de Impacto (Charpy). Fonte: AWS D1.1/1.1M, 2010.

Após a obtenção dos corpos-de-prova, as peças são dimensionadas, identificadas e encaminhadas para o laboratório onde se realizarão os ensaios. A máquina usada para realização destes ensaios é a máquina de impacto Charpy opera na faixa nominal de 0 a 300 J, Figura 7.19. **Quanto menor for a energia absorvida, mais frágil será o comportamento do material mediante àquela solicitação dinâmica.**

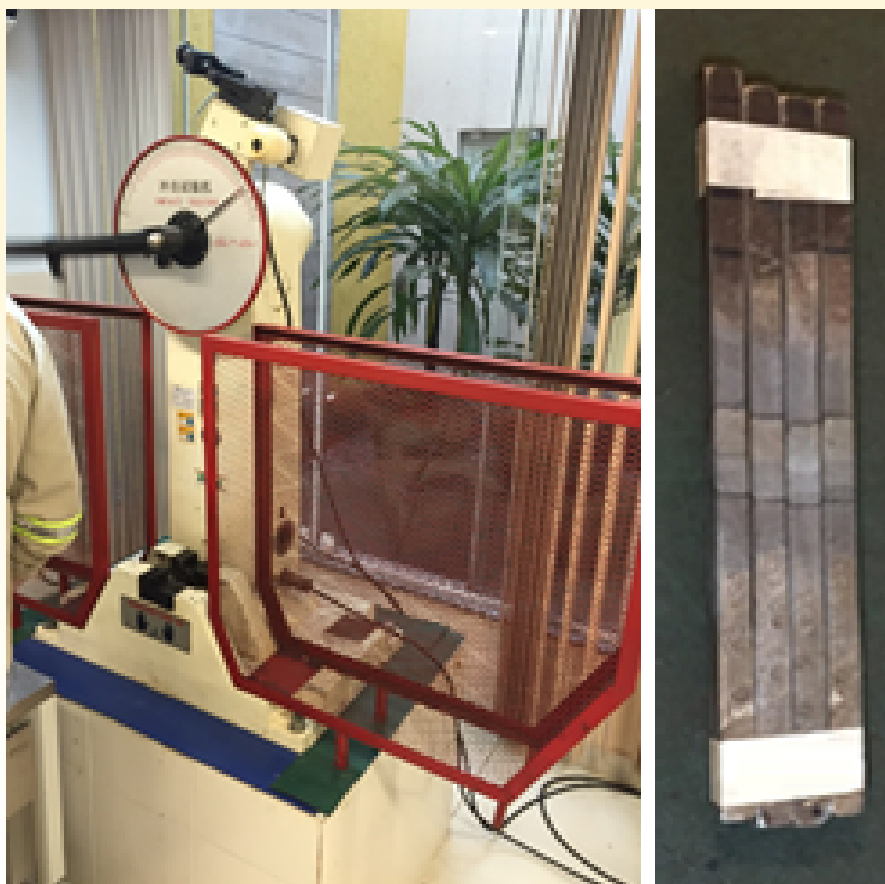


Figura 7.19 – Operação de ensaio de impacto Charpy-V na máquina Charpy. Fonte: OS AUTORES.

A média dos resultados de Charpy foi de 43 J, sem valores individuais inferiores à 20 J e todos acima do valor mínimo especificado de 27 J.

Uma vez que todos os resultados estiveram dentro dos parâmetros estabelecidos pela norma AWS D1.1, foi gerada uma RQPS com os dados de qualificação.

7.1.3 Aços de médio e alto carbono

Observe a diferença de teor de carbono entre eles:

 Clique nos textos em destaque.

**AÇOS DE MÉDIO
CARBONO**

**AÇOS DE ALTO
CARBONO**

Atenção

Como já visto, o carbono é extremamente nocivo para a soldabilidade, portanto, estes aços demandam progressivamente mais cuidado conforme o seu teor é aumentado.

A maioria dos **aços de médio carbono** são altamente temperáveis nas taxas de resfriamento usuais de soldagem, por isso o preaquecimento e o controle da taxa de resfriamento se fazem necessário. A ZAC é quase sempre dura, frágil e, praticamente, constituída apenas por martensita. De tal modo, apresenta alta susceptibilidade ao trincamento, seja pela trinca a frio ou, simplesmente, devida à baixa tenacidade dessa martensita sob o efeito das tensões residuais de soldagem. Estes materiais devem ser soldados com processos de baixo hidrogênio, como GTAW e GMAW, ou com consumíveis ou fluxos de baixo hidrogênio difusível.

Na prática, o preaquecimento deve ser realizado de 150 °C a 250 °C, quando o teor de carbono estiver na faixa de 0,4 %. Pode chegar à 300°C para altas espessuras e em aços enriquecidos em elementos de liga. Aumentando o teor de carbono acima de 0,5%, o preaquecimento deve ser aumentado, todavia deve ser avaliada a possibilidade de soldagem da liga, que fica muito dificultada nesses percentuais mais altos de carbono.

A temperatura de interpasse máxima fica entre 250 e 350 °C a depender do percentual de carbono e dos elementos de liga.

O pós-aquecimento entre 250 °C e 300°C com tempo de patamar de 1 min/mm de espessura de junta, porém igual ou superior a 30 minutos, deve ser realizado em sequência a soldagem. Uma prática possível de ser adotada e pode ser avaliada caso a caso, é retardar a taxa de resfriamento da junta soldada, sem pós-aquecer, envolvendo a junta com manta térmica a partir da temperatura de interpasse mínimo.

Sempre que possível o tratamento de alívio de tensões deve ser realizado em sequência ao pós-aquecimento antes de alcançar a temperatura ambiente.

Atenção

Os aços de alto carbono não são muito aplicados na indústria do petróleo, por isso a sua soldagem, quando não for inviável, é rara.

7.1.3.1 Aços de Baixa Liga de Médio Carbono

Estes aços são empregados, na maior parte de aplicações, na indústria do petróleo e petroquímica como partes ou componentes de máquinas e equipamentos submarinos e de perfuração. **O teor de carbono entre 0,28% a 0,45% e as adições de cromo-molibdênio e cromo-níquel-molibdênio conferem à liga elevada temperabilidade.**

Independente do estado inicial da microestrutura, a microestrutura da ZAC desses materiais é constituída de martensita ou, ainda, martensita e bainita nas taxas de resfriamento usuais de soldagem. Essas juntas necessitam sofrer tratamento térmico para enquadramento da resistência mecânica, consequentemente da dureza, após a soldagem.

Em função da sua alta temperabilidade, o controle da taxa de resfriamento não pode ser negligenciado, através do controle da temperatura de preaquecimento e interpasse, sob pena de inviabilizar a soldagem dessas ligas.

A preparação da junta soldada pode ser feita por:

- » usinagem;
- » oxi-corte, plasma;
- » laser;
- » hidrocorte.

Atenção

A ZAC formada pelos processos de corte a quente deve ser completamente removida por usinagem ou esmerilhamento.

Sempre que possível, deve ser utilizado consumíveis com teor de hidrogênio difusível máximo de 4 mL de hidrogênio por 100 g de MS depositado (H4) e a resistência mecânica deve ser compatível com a metal base, salvo os casos em que seja possível a utilização de consumíveis de matriz austenítica, como as ligas de níquel. **Essa prática auxilia na prevenção da trinca a frio pela diminuição da quantidade de hidrogênio que se difunde para o metal de base.**

Os processos de soldagem SAW, SMAW, GMAW e GTAW são usualmente utilizados. Para as aplicações as quais necessitam um maior controle dos parâmetros de soldagem, o processo de baixo hidrogênio GTAW deve ser sempre preferido.

Devido aos diferentes tratamentos térmicos que aços de baixa liga tratados termicamente podem ser submetidos na sua fabricação, o que confere diferentes valores de dureza para o metal de base, para a escolha do consumível deve ser observada a resistência mecânica do material de base a ser soldado em cada necessidade da aplicação. Sempre que possível, a composição química do metal de adição deve se aproximar do metal de base.

O preaquecimento e interpasse mínimo podem ser executados por resistência elétrica, indução ou chama. O aquecimento manual por chama, mesmo que com a utilização de chuveiro, deve ser utilizado apenas na soldagem de tirantes e peças auxiliares de montagem não sujeitas à pressão interna ou em qualquer outro componente que possa ter aquecimento diferencial.

As temperaturas de preaquecimento e interpasse são indicadas na Tabela 7.8, extraída da norma N-133.

Atenção

Temperaturas diferentes podem ser aplicadas se devidamente suportadas por qualificação específica ou com a utilização de métodos mais precisos de cálculos a partir do carbono equivalente.

AISI	Preaquecimento para faixas de espessura (mm)			Interpasse máximo
	< 12,7	12,7 a 25,4	≥ 25,4	
4130	150 °C	200 °C	230 °C	315 °C
4140	175 °C	230 °C	250 °C	350 °C
4340	230 °C	250 °C	300 °C	350 °C
8630	100 °C	120 °C	150 °C	250 °C

Tabela 7.8 – Temperatura de interpasse mínimo (preaquecimento) e máximo para aços de baixa liga de médio carbono. Fonte: N-133, 2018.

Em situações de manutenção, pode ser mantido o preaquecimento envolvendo a peça com uma manta térmica diminuindo a taxa de resfriamento até a temperatura ambiente. Esse procedimento, em especial na soldagem com processos de baixo hidrogênio como o GTAW e GMAW, pode ser suficiente para levar a peça a um nível muito baixo de hidrogênio e deve ser avaliado com cuidado por um especialista de soldagem.

Somente para ratificar, os parâmetros utilizados para a realização do TTAT e revenimento dos aços citados devem ser baseados nos valores de dureza desejada para o componente a ser trabalhado. A variação da temperatura de revenido faz com que uma grande variação de dureza seja obtida. Por isso, na manutenção deve ser avaliada a dureza do componente a ser soldado para que seja determinada a temperatura de revenido da junta soldada.

Outra consideração deve-se à ocorrência do dano metalúrgico de fragilização ao revenido da martensita pela exposição do componente a temperaturas entre 343°C e 577°C, por esse motivo o procedimento de TTAT destinado ao emprego em reparos com solda deve prever taxas de resfriamento mais acentuadas na faixa indicada, a fim de reduzir esses efeitos deletérios do TTAT.

As técnicas de deposição controlada devem ser qualificadas para cada aplicação e com um metal de base com composição química mais próxima possível a do componente a ser soldado. O ASME IX, por exemplo, apresenta requisitos específicos para uma qualificação desse tipo de soldagem. São consideradas, primordialmente, a sequência de passes e os valores da medição de dureza.

Os procedimentos para reparos com solda em eixos ou munhões devem contemplar o emprego de ao menos duas camadas de solda no acabamento no sentido longitudinal do componente, com o intuito de atenuar a possibilidade de propagação de possíveis defeitos nesses componentes sujeitos a carregamentos combinados de flexão e torção.

Importante!

Em função da ocorrência de trinca a frio não ser imediata, é uma boa prática aguardar 48 horas após a soldagem antes que a inspeção final seja realizada.

7.1.3.1.1 EXEMPLO DE UMA ANÁLISE DE SOLDABILIDADE DE EIXO DE AÇO AISI 4340 DE UMA PLATAFORMA DE PETRÓLEO

Nesse estudo, será apresentada uma avaliação de soldabilidade de um eixo de componente de equipamento rotativo que teve necessidade de recompor espessura por soldagem nos seus sulcos. O eixo apresentava, aproximadamente, 3 m de comprimento e 200 mm de diâmetro de aço AISI 4340 e não haveria possibilidade de desmontar um dos lados do mancal. Em função de componentes do mancal serem de elastômero a temperatura na parte montada não poderia exceder à 100°C.

Para entender mais sobre o exemplo, clique no ícone e conheça o aço AISI 4340:



As normas de soldagem geralmente não se referem a este material, entretanto a norma de soldagem da Petrobras N-133 traz no seu capítulo 5.2 requisitos de soldabilidade.

» Condições gerais de soldagem

Para esse reparo, foram selecionados dois procedimentos qualificados que atenderiam a necessidade do reparo do eixo. Entretanto, para aumentar a confiabilidade da soldagem que seria feita a bordo, os parâmetros foram ajustados para refletirem mais fielmente a condição de soldagem desse material específico.

A utilização de *temper bead* para a diminuição da dureza foi a técnica de reparo escolhida em função da limitação de temperatura no mancal. Por isso, todos os valores da EPS foram reavaliados a partir dos critérios do ASME BPV sec. IX (2019), que traz os requisitos de qualificação de *bead*, na tabela QW-290-4 e nortearam a análise. Essa retificação da EPS foi realizada com a simulação numérica de soldagem com o software Sysweld® e com a realização de *mock up* a partir dos critérios do ASME PCC-2 nos itens 3.2.1.2 *Simulation of Thin Area* e 3.2.1.3 *Buildup Thickness*.



Nessa estratégia de reparo, seria necessário avaliar a temperatura de preaquecimento e temperatura de interpasse mínima. Foi medida a dureza do eixo e o valor foi de 317 HB e com esse valor foi possível estimar a temperatura de revenido do aço com a utilização de uma Tabela 7.9 específica para o aço AISI 4340. Os valores de dureza do 4340 variam de 660 a 356 HV, a depender da temperatura de revenido. Com isso, a temperatura de revenido do eixo estimada foi de aproximadamente 650°C.

Propriedade	Temperatura de revenido (°C)							
	Sem revenido	100	200	250	300	400	500	650
Tensão de escoamento (MPa)	2115	1828	1627	1528	1436	1300	1100	814
Tensão de ruptura (MPa)	2214	1997	1792	1696	1587	1437	1294	977
Dureza Vickers (HV)	660	617	536	497	486	460	407	356
Redução de área (%)	33,7	40,0	41,0	35,0	35,0	45,0	50,0	57,0
Alongamento (%)	4,5	8,4	8,6	8,8	8,8	10,0	14,0	18,1

Tabela 7.9 – Dureza e propriedades do aço 4340 em função da temperatura de revenido.

Outra forma de estimar a temperatura de revenido é utilizando Tabela 7.10, genérica de equivalência dos valores de dureza com a resistência a tração. Com o valor aproximado de 321 HB em destaque, foi obtido um valor de resistência da tração de 1060 MPa.

Dureza Rockwell							
Dureza Brinell, HB Esfera de 10mm, pré-carga 3000kgf	Dureza Vickers, HV	Escala A pré-carga de 60kgf, esfera de 1/16", HRA	Escala B pré-carga de 100kgf, esfera de 1/16", HRB	Escala C pré-carga de 150kgf, Ponta de diamante, HRC	Escala D pré-carga de 100kgf, Ponta de diamante, HRD	Dureza Shore, HS	Resistência à tração aproximada, MPa
429	455	73,7	-	45,7	59,7	61	1510
415	440	72,8	-	44,5	58,8	59	1460
401	425	72,0	-	43,1	57,8	58	1390
388	410	71,4	-	41,8	56,8	56	1330
375	396	70,6	-	40,4	55,7	54	1270
363	383	70,0	-	39,	54,6	52	1225
352	372	69,3	(110,0)	37,9	53,8	51	1180
341	360	68,7	(109,0)	36,6	52,8	50	1130
331	350	68,1	(108,5)	35,5	51,9	48	1095
321	339	67,5	(108,0)	34,3	51,0	47	1060

Tabela 7.10 – Correlação entre dureza e resistência mecânica. Fonte: http://www.mitsubishicarbide.net/contents/mht/pt/html/product/technical_information/information/hardness.html acessado em 17/09/2020.

Com a utilização da Tabela 7.11, adaptada do *Welding Handbook* volume 4 part. 1, podemos avaliar que a temperatura de revenido foi cerca de 635°C para essa aplicação. Valor próximo do inferido anteriormente.

Liga	Temperatura de austenitização, °C	Método de têmpera	Limite de resistência a temperatura ambiente, MPa			
			970 a 1110	1100 a 1240	1240 a 1380	1380 a 1520
			Temperatura de revenido aproximada, °C			
4340	800-845	Óleo	635	656	495	455

Tabela 7.11 – Condições aproximadas de tratamento térmico e temperaturas de revenido em função do limite de resistência. Fonte: Adaptado de *Welding Handbook* volume 4 part. 1 nona edição página 68 table 1.28.

Para a determinação das temperaturas de preaquecimento, a referência da norma Petrobras N-133, propõe 300°C na Tabela 3. Avaliou-se que essa temperatura de preaquecimento não alterará as propriedades da microestrutura de martensita revenida significativamente, em função da temperatura de revenido estimada para o metal de base ser de 650°C e da alta taxa de extração de calor no eixo de 200 mm de espessura e 3 m de comprimento.

Há a necessidade de controle de temperatura de interpasse máxima de 350°C para que seja evitado um superrevenimento da microestrutura. Na prática, não houve dificuldades de atender essa estreita janela de soldagem em função da taxa de extração de calor ter sido elevada.

Para conferir essa temperatura de preaquecimento, clique no ícone e veja as fórmulas mais precisas, apresentadas pelo *National Shipbuilding Research Project #7-96-3*, que permitiram um cálculo mais preciso com a utilização da composição química real da liga a ser soldada.

Desta forma, as temperaturas de preaquecimento na Tabela 7.12 foram calculadas. O tempo crítico $\tau_{8/5}$, que determina a taxa de resfriamento que evita a formação de martensita, foi maior do que 12 minutos, um tempo muito superior aos tempos usuais de soldagem.



Composição química do eixos de 4340

C	Mn	Si	Ni	Mo	V	Cu	Cr
0,41	0,72	0,25	1,75	0,249	0,006	0,03	0,86
CE*					0,95		
$\tau_{8/5}, \text{mín.}$					12,43		
CE _{IIV}					0,87		
T _{PH1} , °C				302			
CE _{eq}					0,82		
T _{PH2} , °C					147		

Tabela 7.12 – Cálculo das temperaturas de preaquecimento. Fonte: OS AUTORES.

A T_{PH2} calculada de 147°C considera que a temperatura abaixe de M₉₀, dessa forma seria inevitável a realização do TTAT, o que dificultaria o *temper bead*, pois a martensita ficaria mais dura pela taxa de resfriamento ser mais elevada.

Por isso foi considerada a T_{PH1} que foi de 302°C, fazendo com que ajustássemos a temperatura de preaquecimento para 305°C, ligeiramente superior àquela citada na N-133.

O *temper bead* foi a técnica utilizada para evitar o TTAT da junta. Realizar o segundo passe com uma energia mais elevada do que a primeira visa fornecer energia suficiente para que o calor desse segundo passe atinja a ZAC do primeiro passe. A sobreposição de passes teve o objetivo de eliminar a região de grãos grosseiros do primeiro passe, “revenir” a ZAC do passe anterior mostrado na Figura 7.20. Foi calculada, com uma planilha **Cálculo de Extensão de ZAC – Ilustração *Temper bead*** criada pelo engenheiro André Carvalho, e foi obtido que retirando as escamas da primeira camada e fazendo o passe quente com uma energia de soldagem 50% superior a anterior, o *temper bead* seria efetivo.

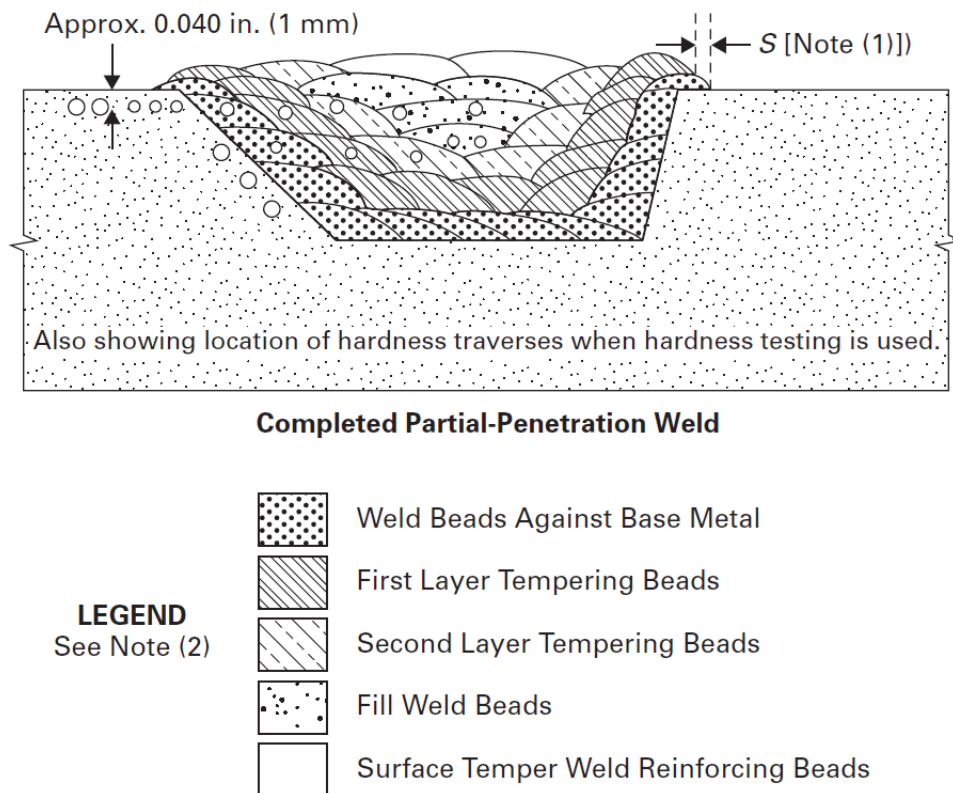


Figura 7.20 – Soldagem com penetração parcial. Fonte: ASME BPV sec. IX, figura QW-462, 12 pág. 212.

A sequência de soldagem foi realizada conforme esquema da Figura 7.21, com passes retilíneos e de pequena espessura e pequena largura na posição plana - 1G ou vertical - 3G, de forma a buscar uma sobreposição de passes de 50%, $a = 2 \times b$, conforme Figura 7.21, de forma a buscar o revenimento do passe anterior.

Figure QW-462.13 Measurement of Temper Bead Overlap

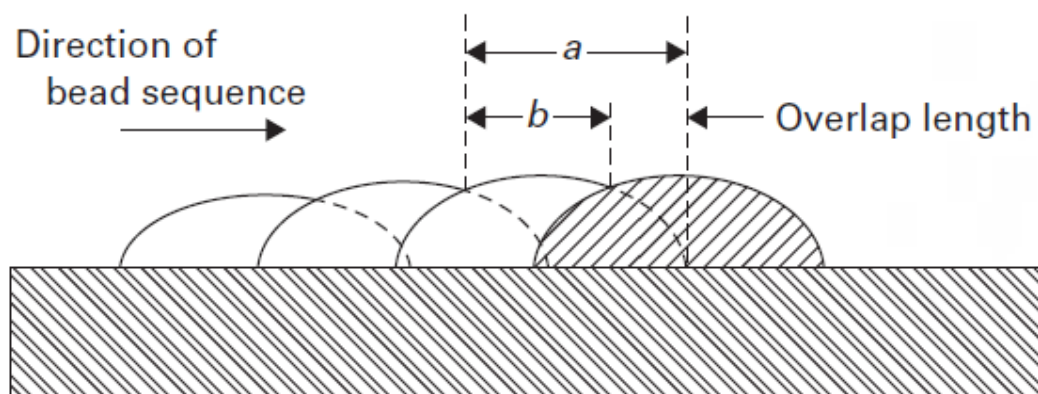


Figura 7.21 – Sobreposição de passes. Fonte: ASME BPV sec. IX, figura QW-462, 13 pág. 213.

Apesar das condições de soldagem do eixo serem diferentes da sequência de soldagem da Figura 7.22, a conceituação teórica dessa sequência foi importante para esse reparo. A sequência poderia ser utilizada no caso de necessidade de amanteigamento da junta.

Para entender a Figura 7.22, clique no ícone e veja como ocorre a sequência:

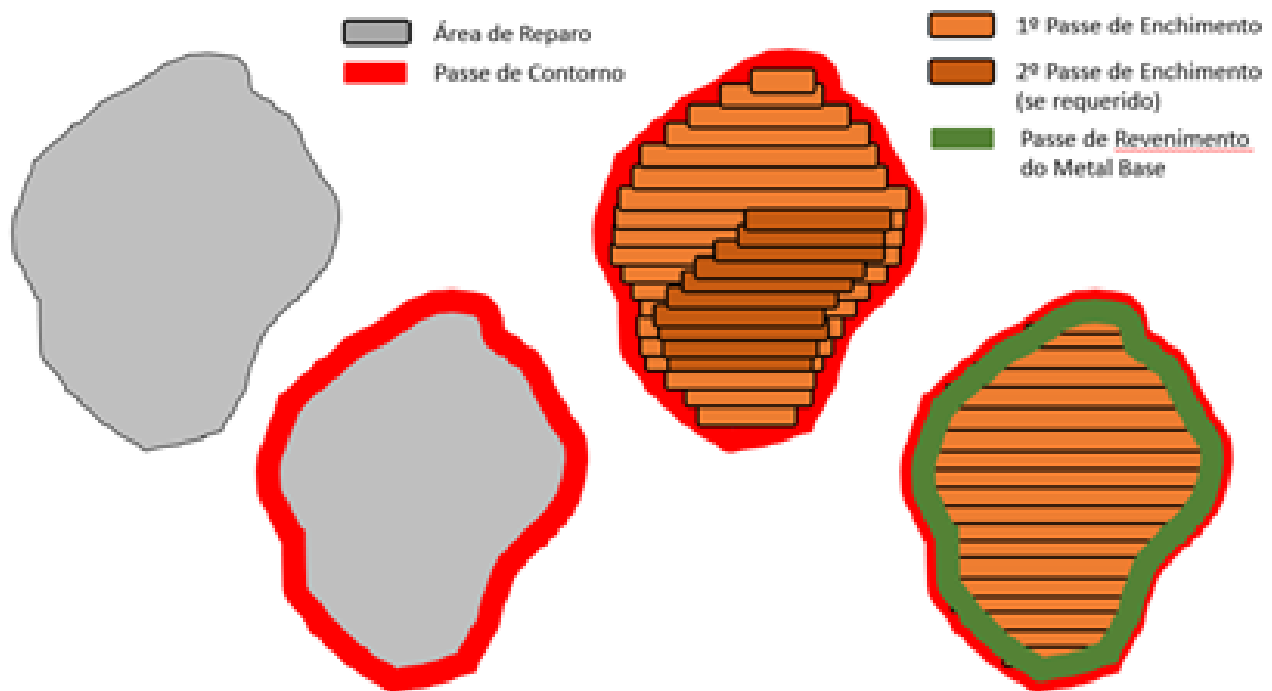


Figura 7.22 - Sobreposição de passes do temper bead. Fonte: Imagem cedida por André Mariano.

A visão em corte mostrada na Figura 7.23 mostra que após a realização de todos os passes, após a preparação da superfície, o passe de revenimento deve ser removido.

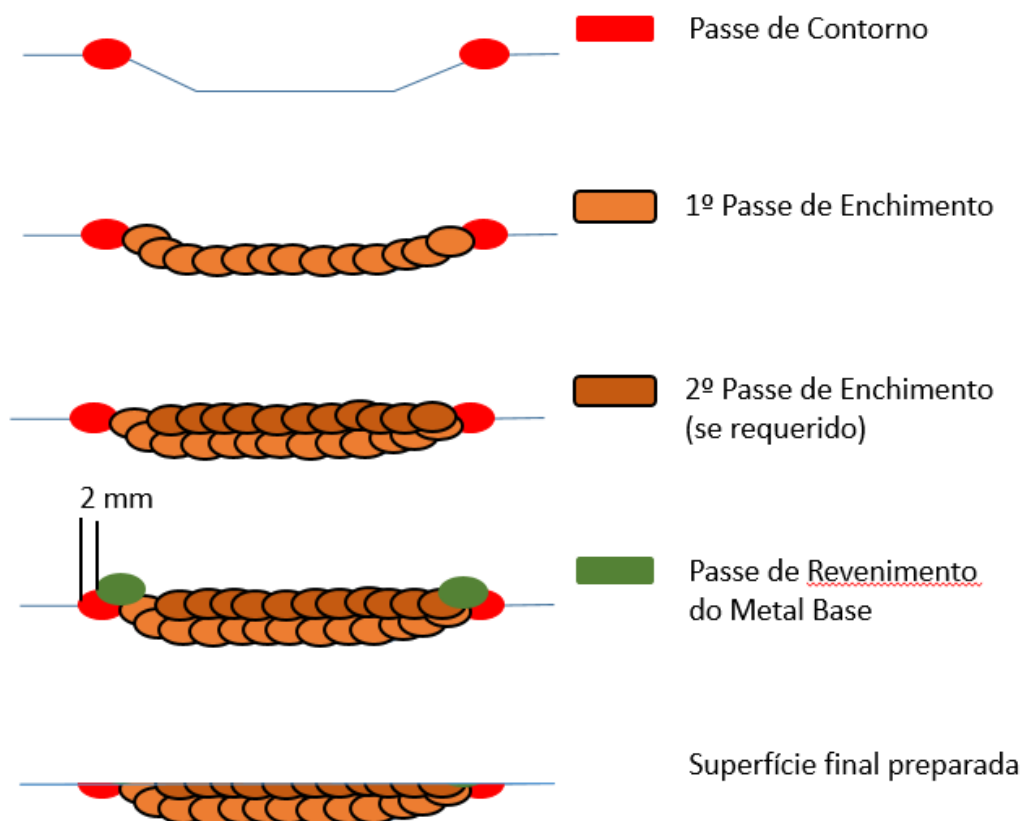


Figura 7.23 - Sobreposição de passes em corte da seção. Fonte: Imagem cedida por André Mariano.

Por isso, o ajuste do dimensional da ranhura - *groove* - devem remover o passe de revenimento do eixo. As ferramentas de desbaste utilizadas para ajustar a superfície soldada não devem promover o aquecimento da superfície, sob pena de promover o endurecimento local de uma região superaquecida.

» Realização de *Mock-up* em Oficina

A preparação dos mock-ups reproduziram, ao máximo possível, a condição de campo. A preparação das ranhuras foi feita por usinagem. As dimensões das ranhuras, Figura 7.24, foram especificadas considerando a maior e a menor dimensão a ser preenchida a bordo. A ideia inicial seria em repetir a geometria real do eixo. Todavia, como a necessidade principal residia no efeito da taxa de extração de calor no metal de base com a sequência de deposição utilizada, essa geometria foi considerada adequada e possibilitou uma diminuição do tempo de usinagem.

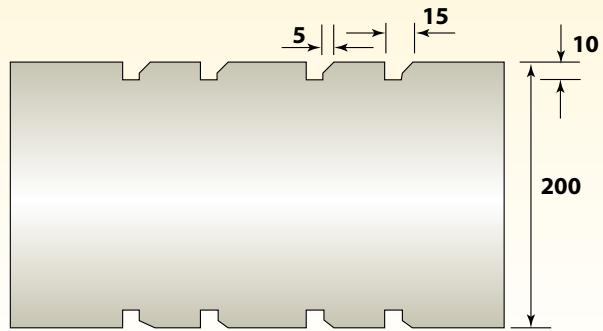


Figura 7.24 – Eixo no torno e croqui dos chanfros (Dimensões em mm). Fonte: OS AUTORES.

A EPS que tinha a soldagem com o processo GTAW foi a escolhida. O processo de soldagem GTAW apresentou os parâmetros de referência para eletrodo de 2,4 mm, tensão ao redor de 12V e corrente entre 130A – 160A. O aporte térmico da EPS não deveria exceder 2,0 kJ/mm, contudo, nas condições de campo limitou-se a 1,5 kJ/mm, a fim de promover o revenimento do passe anterior (*temper bead*), com uma sobreposição de aporte de 1,5 vezes do passe anterior.

Importante!

A microestrutura final mais crítica foi estimada utilizando um programa online de cálculo de taxa de resfriamento e um diagrama CCT, Figura 7.25. Os parâmetros de soldagem foram alimentados e obteve-se um $\Delta t_{8/5}$ de 42,5 s, o que nos dá uma microestrutura predominantemente martensítica com um pouco de bainita.

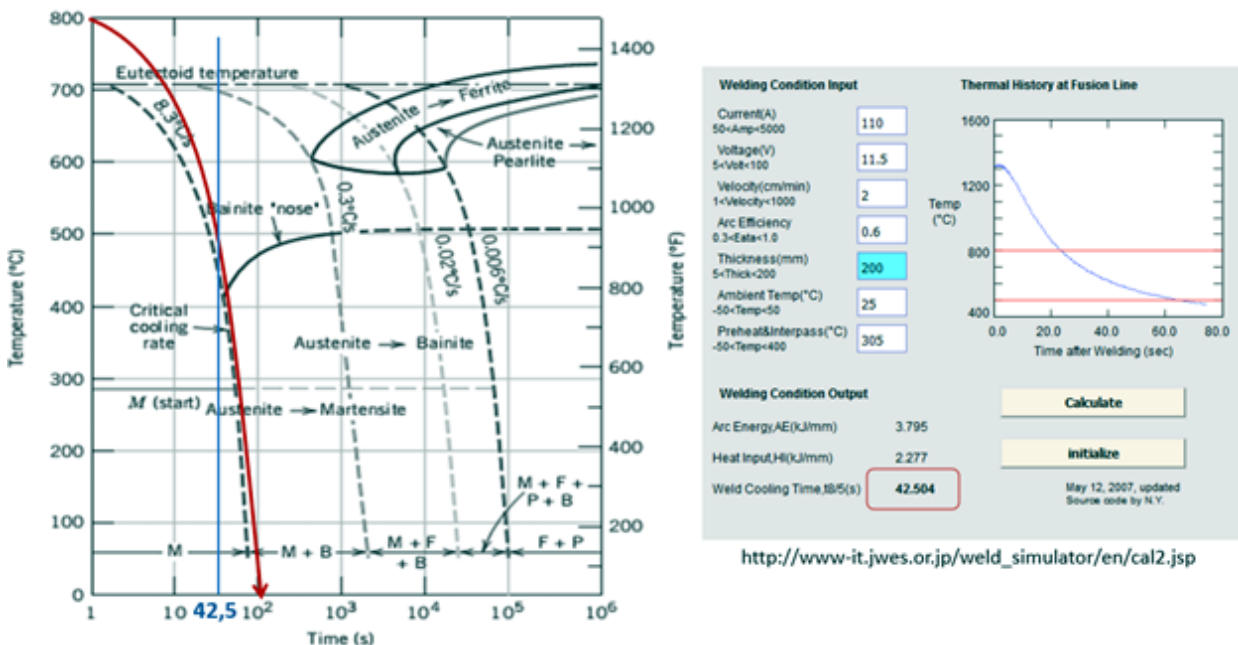


Figura 7.25 – Análise de taxa de resfriamento a partir da temperatura de preaquecimento e diagrama CCT

Foram soldados *mock ups* com dois consumíveis:

- » um de aço carbono – ER70S-3;
- » outro com a liga de níquel Inconel 625 – ERNiCrMo-3.

Inicialmente, a fim de aumentar a dureza superficial da liga 625, pensou-se em deformar superficialmente o último passe com um agulheiro, o que não se mostrou efetivo.

Para a realização do preaquecimento foi utilizado um contrato global para o sistema de aquecimento resistivo que agilizou a mobilização desse recurso. Para que seja obtida uma melhor eficiência de aquecimento, na plataforma a localização da região de reparo permite que as resistências podem ser montadas em ambos os lados da junta, Figura 7.26.

A medição com o pirômetro ótico não se mostrou tanto eficaz quanto o de contato, pois apresentou uma grande variação de valores. Assim, o pirômetro de contato foi o escolhido para ser utilizado a bordo.



Figura 7.26 – Montagem do sistema de resistência. Fonte: OS AUTORES.

Visando a reconstrução do chanfro de 5 mm, foi refeito o croqui de soldagem. A sequência de soldagem no chanfro de 5 mm está apresentada na Figura 7.27. Todos os diferentes consumíveis conseguiram ser soldados com os mesmos parâmetros de GTAW. O novo aporte térmico foi redefinido como o menor possível para as condições da nova configuração.

 Clique nos itens e conheça a sequência.

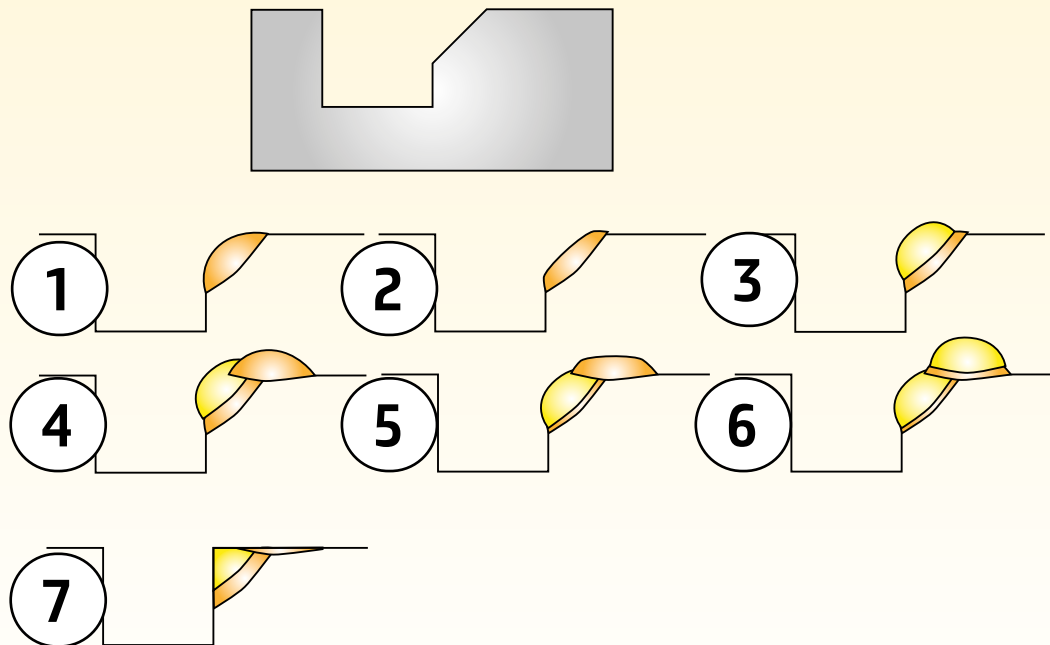


Figura 7.27 – Croqui de junta do interior do chanfro de 5 mm. Fonte: OS AUTORES.

Para a camada de amanteigamento, um eletrodo de aço carbono de ER70S-3 de 1,2 mm e outro de ERNi-CrFe-3 de 1 mm permitiram que esse menor valor de corrente fosse utilizado. Após a segunda camada de amanteigamento, poderia ser efetuado o preenchimento com eletrodo ER80-B2, de resistência similar ao eixo, no caso da condição de soldagem com o aço carbono, entretanto não foi possível pela espessura de camada.

Já na região interna do rasgo, esses mesmos valores de corrente não puderam ser utilizados em função da maior taxa de extração de calor da junta, o que prejudicou a molhabilidade da poça. Assim, a corrente foi aumentada gradativamente até que fosse obtido o valor de 105 A para a primeira camada. Mantendo a premissa calculada de que o passe quente fosse de 50% acima do anterior, após a remoção das escamas, a segunda camada foi efetuada com 160 A.

Atenção

Em virtude de não estar disponível o eletrodo ER80-B2 e da necessidade de fazer uma avaliação da dureza na ZAC, nessa condição somente foi realizado o amanteigamento para o consumível de aço carbono. O croqui está descrito na Figura 7.28

👉 Clique nos itens e conheça a sequência.

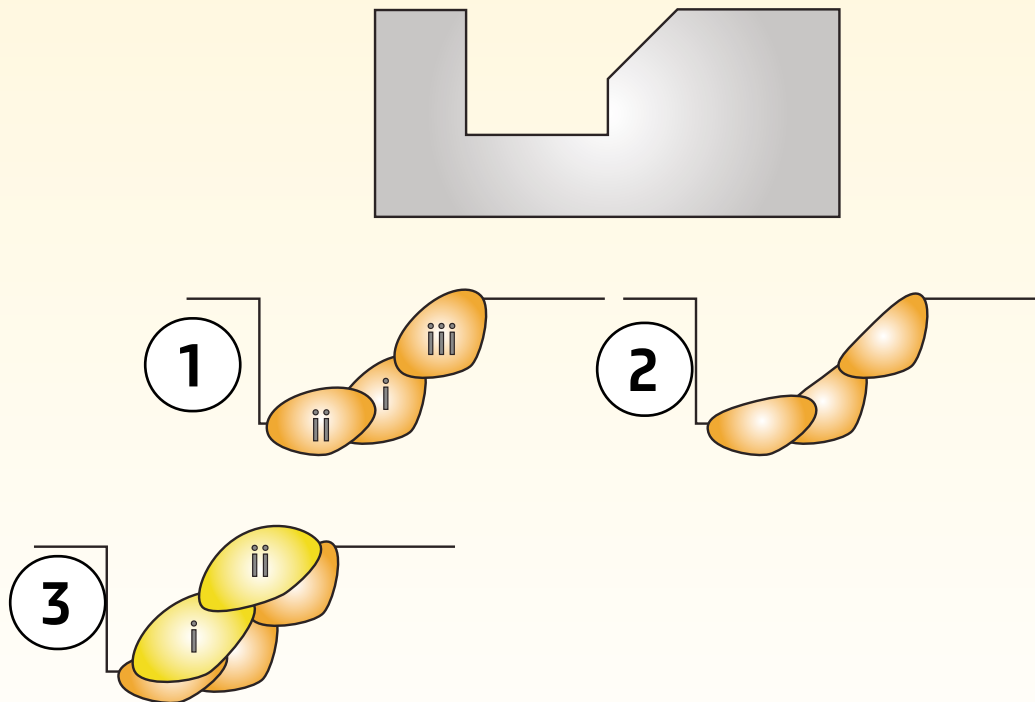


Figura 7.28 – Croqui da soldagem do interior do chanfro de 10 mm. Fonte: OS AUTORES.

Importante salientar que o passe de revenimento deve ser realizado sobre o metal de solda previamente depositado há 2 mm da margem, evitando atingir o metal de base sob pena de recristalizar em uma região de grãos grosseiros da ZAC do aço AISI 4340, que além da fragilidade pelo crescimento de grão, há a formação de uma estrutura de martensita não revenida frágil.

O primeiro passe, a retirada das escamas, e o passe de revenimento estão apresentados na Figura 7.29.

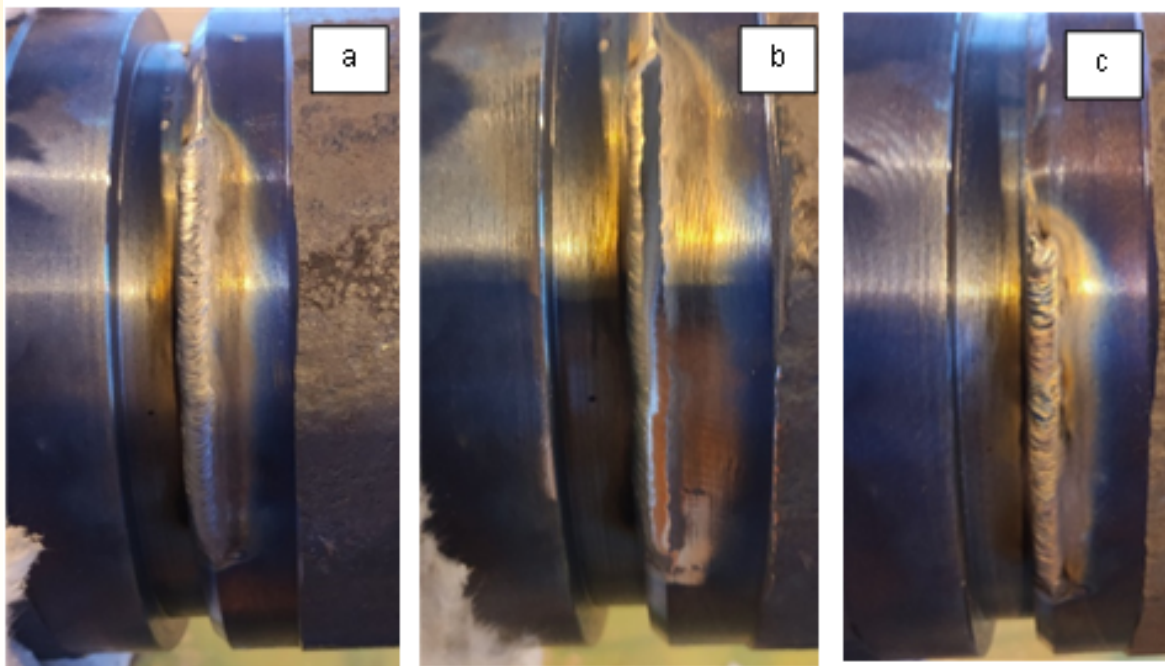


Figura 7.29 – *Mock-up* para o eletrodo ER70S-3 no chanfro de 5 mm. Fonte: OS AUTORES.

Para simular as situações em que essa sequência de passes não seja suficiente para o preenchimento da espessura perdida, simulou-se mais duas sequências de passes, um de cada lado do primeiro para que fosse avaliada a dureza na condição final. Essa deposição está mostrada na Figura 7.30.

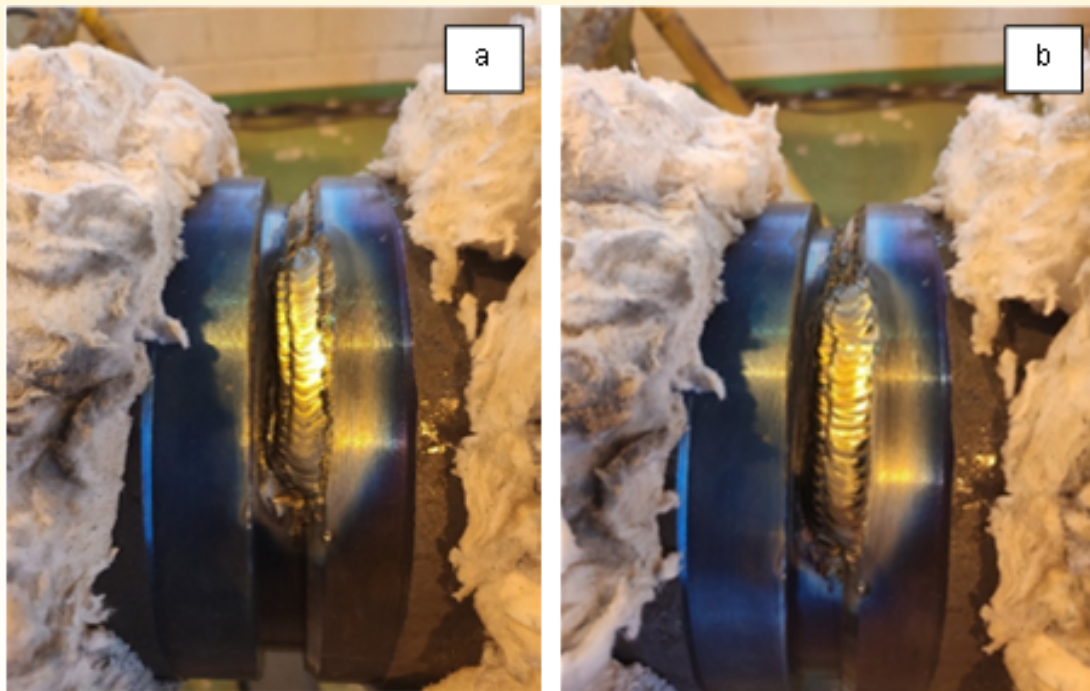


Figura 7.30 – Preenchimento do terceiro e quartos cordões com consumível de ER70S-3 (a) primeiro passe (b) segundo passe. Fonte: OS AUTORES.

A Figura 7.31 demonstra o reparo após o esmerilhamento e mostra um excelente acabamento.



Figura 7.31 – Espessura recomposta com eletrodo ER70S-3 após esmerilhamento. Fonte: OS AUTORES.

Importante!

Essa sequência foi desenvolvida para simular os preenchimentos de recomposição de espessura sem muita necessidade de adição de material.

A sequência foi idêntica para os outros dois consumíveis e para as diferentes temperaturas de preaquecimento e não houve grandes dificuldades para soldar nessas condições com qualquer consumível.

Para simular a soldagem com uma maior quantidade de material depositado no interior do chanfro de 10 mm, foi necessário aumentar a corrente, pois com os valores anteriores não estava sendo possível a fusão do consumível pela taxa de extração de calor, Figura 7.32. Portanto:

- » a corrente do primeiro passe foi de 105 A e de 160 A no passe de revenimento;
- » a tensão ficou entre 9,5 e 11 V;
- » a velocidade de soldagem foi de 1,5 mm/s para a mesma vazão de gás.

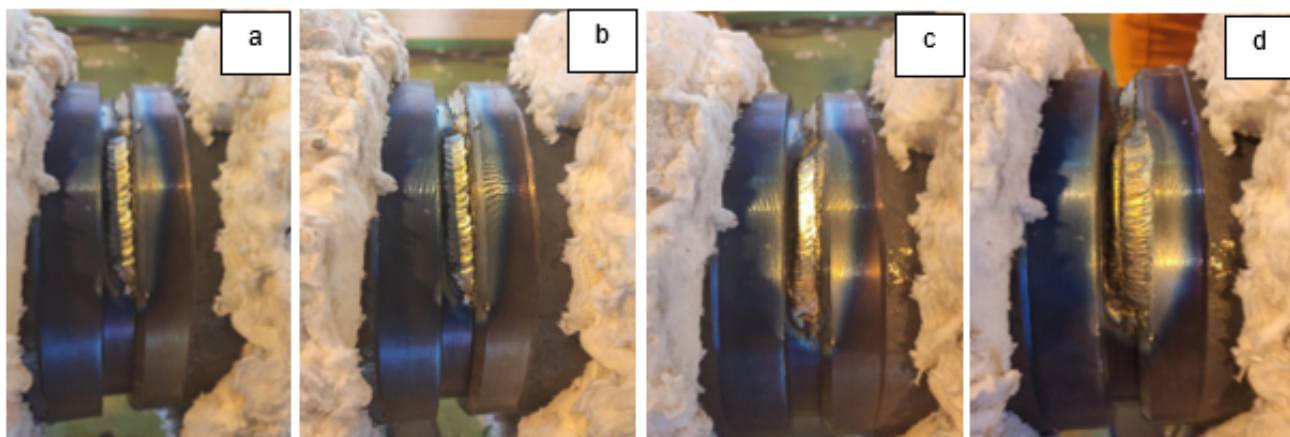


Figura 7.32 – Soldagem do chanfro interno com preaquecimento de 200°C, (a) à (d) sequência de passes do eletrodo ER70S-3 com corrente de 100 A. Fonte: OS AUTORES.

Antes da realização do passe quente do amanteigamento, foi efetuada a retirada das escamas de soldagem para que o *temper bead* fosse mais efetivo, conforme Figura 7.33, melhorando a garantia da sobreposição dos passes e revenimento da ZAC do passe anterior.



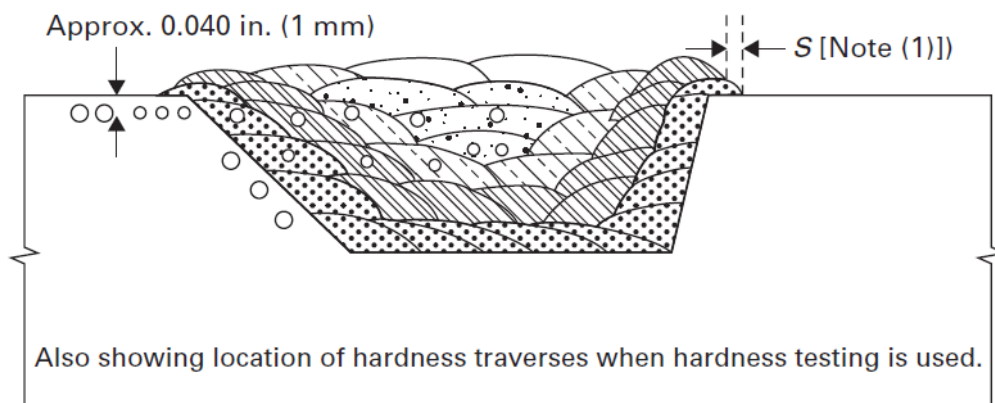
Figura 7.33 – Retirada das escamas com esmerilhadeira. Fonte: OS AUTORES.

Foi realizado ensaio de LP (líquido penetrante) na temperatura ambiente e em todas as condições soldadas não foram observadas descontinuidades, segundo Figura 7.34.



Figura 7.34 – Registro do ensaio de LP isento de descontinuidades. Fonte: OS AUTORES.

Não houve a possibilidade de usinar os corpos de prova para a medição de dureza conforme os requisitos do ASME IX mostrados na Figura 7.35.



Completed Partial-Penetration Weld

LEGEND See Note (2)

- | | |
|--|---------------------------------------|
| | Weld Beads Against Base Metal |
| | First Layer Tempering Beads |
| | Second Layer Tempering Beads |
| | Fill Weld Beads |
| | Surface Temper Weld Reinforcing Beads |

Figura 7.35 – Soldagem com penetração parcial. Fonte: ASME BPV sec. IX, figura QW-462, 12 pág.212.

Assim, para garantir que os valores de dureza estivessem dentro do esperado, utilizou-se a Figura B.3 da norma N-133, mostrada na Figura 7.36, para validar a efetividade do *temper bead* nos *mock-ups*.

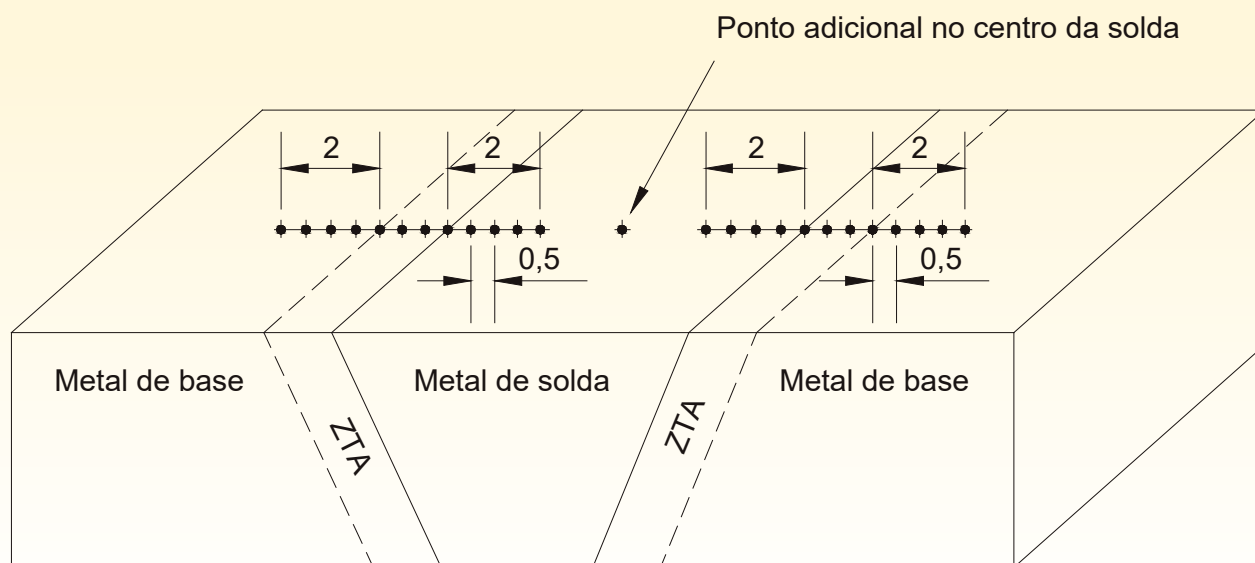


Figura 7.36 – Pontos de medição de dureza. Fonte: Norma N-133, 2017 pág.110.

Importante!

Em função da disponibilidade momentânea de um equipamento UCI, as durezas foram medidas com equipamento portátil de rebote ensaio Leeb (HLD). Os resultados ratificaram que esse método não é o mais adequado para medição de dureza em soldagem em função da grande área de impressão na ZAC.

A dureza da ZAC das soldas foi refeita com um método UCI mais preciso e adequado. O máximo valor de dureza medido foi de 370 HV na interface estando plenamente aceitável para essa condição de soldagem e os valores médios de dureza estão na Tabela 7.13.

		Metal de Solda	Interface	ZAC
ER70-S3 - 300°C	Média (HV)	241	370	200

Tabela 7.13 – Valores de dureza médios. Fonte: OS AUTORES.

» Simulação numérica da soldagem com *software Sysweld®*

A simulação numérica da sequência de passes aplicados nos *mock ups* foi realizada com o *software Sysweld®* da empresa ESI. Para entender o motivo da simulação, clique no ícone e conheça seu objetivo:



Para que isso fosse possível, era necessário o cadastramento das curvas CCT (curvas de resfriamento contínuo) para o aço 4340, material que não fazia parte do banco de dados de material do *software*. Foi selecionado um diagrama CCT e utilizado na simulação está mostrado no diagrama da Figura 7.37.

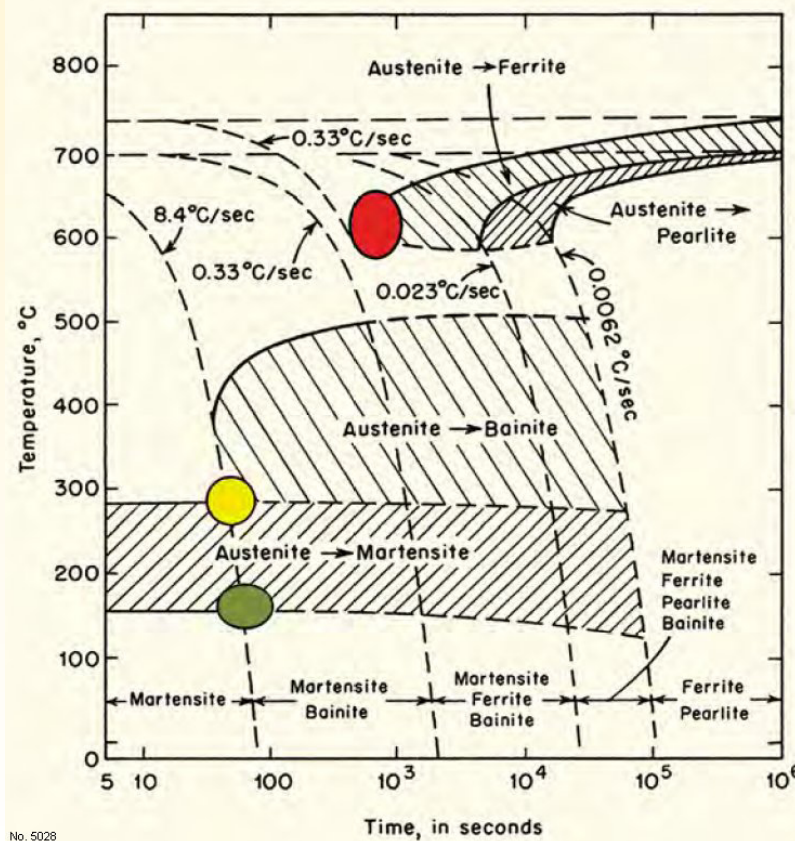


Figura 7.37 – diagrama CCT do 4340. Fonte: <http://www.steeldata.info/std/demo/data/5028.html/>

Atenção

O desenho, que continha a geometria a ser soldada, teve que ser feito antes da simulação, Figura 7.38.

Geometria para Reparo

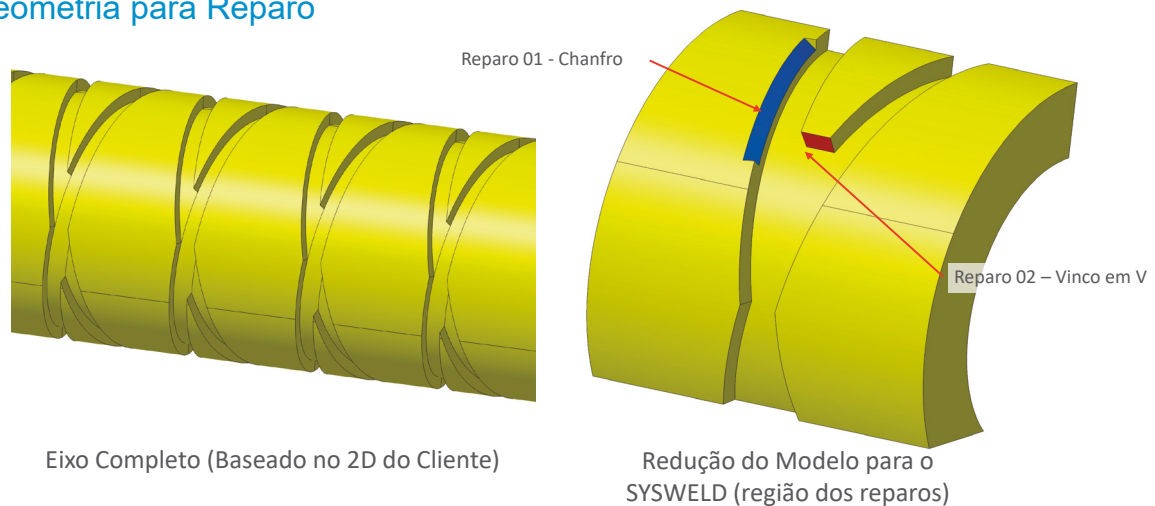


Figura 7.38 – Desenho da geometria a ser reparada a bordo. Fonte: Imagem cedida pela ESI.

Na sequência, foram inseridos nos *softwares* a sequência de passes segundo o efetuado no *mock-up* do chanfro de 5 mm, chamado de Reparo 01, Figura 7.39, com o consumível ER70S-3, que seria mais crítico considerando a maior tensão residual que esse consumível traria para a simulação.

Reparo 01 – Chanfro

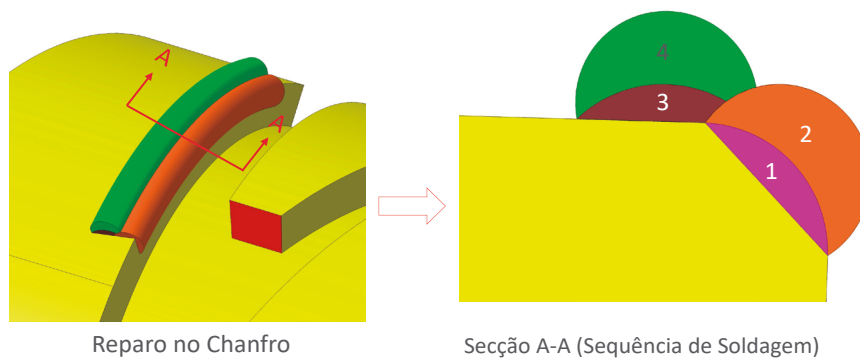


Figura 7.39 – Desenho da geometria a ser reparada a bordo. Fonte: Imagem cedida pela ESI.

Já a Figura 7.40 mostra a sequência de passes que simula o reparo do vinco em V com três camadas.

Reparo 02 – Vinco em V

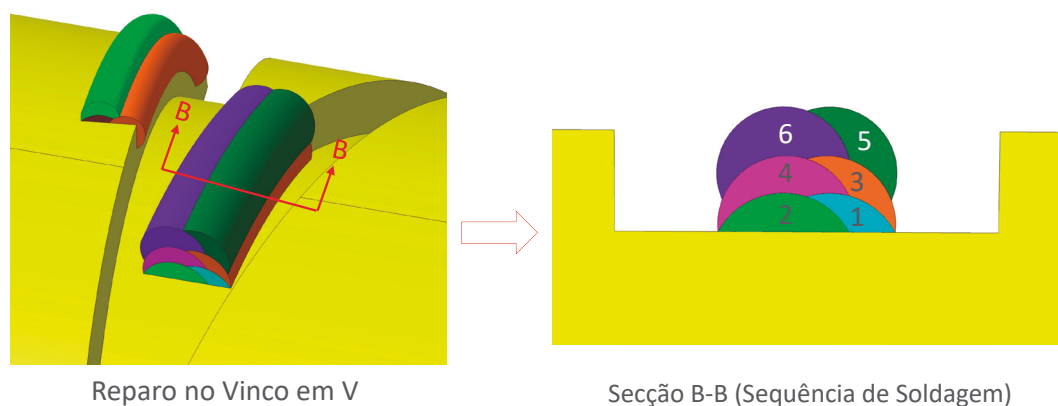


Figura 7.40 – Representação dos passes no enchimento do V. Fonte: Imagem cedida pela ESI.

A energia de soldagem foi calculada como a razão entre a potência sobre a velocidade de soldagem como mostra a fórmula:

$$H_i \frac{J}{mm} = \frac{T(V) * I(A)}{v\left(\frac{mm}{s}\right)}$$

Os valores dos parâmetros utilizados na simulação estão descritos na Tabela 7.14.

Passe	Tensão (V)	Corrente (A)	Velocidade (mm/s)	Energia Média (J/mm)	Eficiência (GTAW)
1	11,5	110	0,3	4217	0.6
2	12	160	0,3	6400	0.6
3	11,5	110	0,3	4217	0.6
4	12	160	0,3	6400	0.6
5	11,5	110	0,3	4217	0,6
6	12	160	0,3	6400	0,6

Tabela 7.14 – Parâmetros de soldagem simulados. Fonte: Imagem cedida pela ESI.

As propriedades do consumível ER70S-3 consideradas na simulação estão descritas abaixo, Figura 7.41:

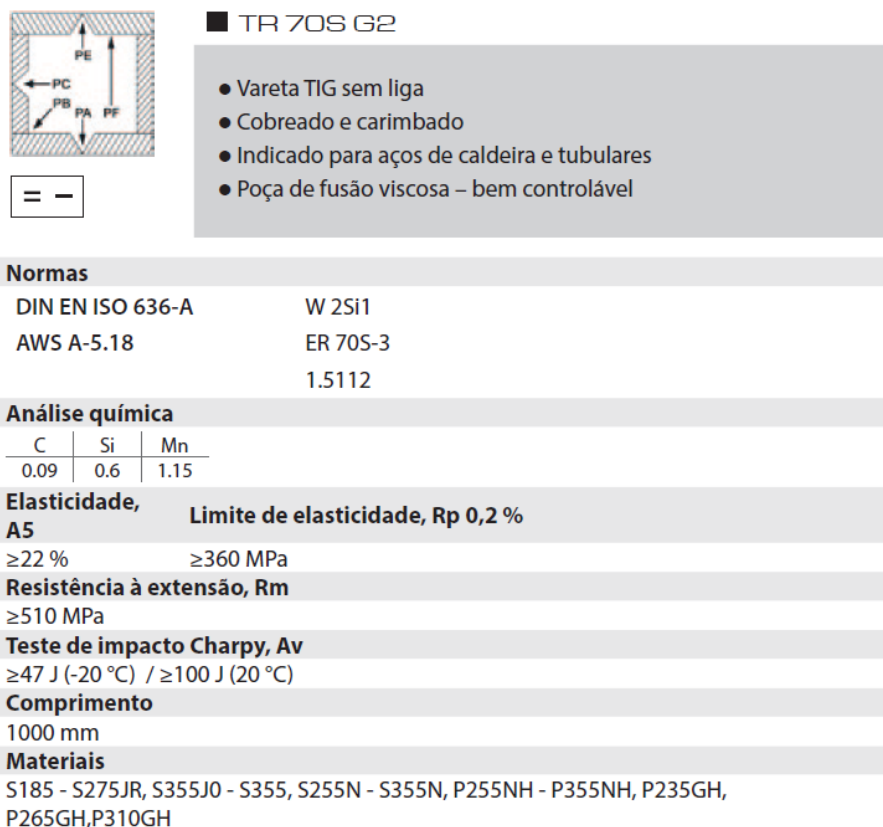


Figura 7.41 – Dados do consumível ER70S-3. Fonte: Imagem cedida pela ESI.

Foi utilizado o modelo completo com o método transiente e a simulação do ciclo térmico está mostrada na Figura 7.42.

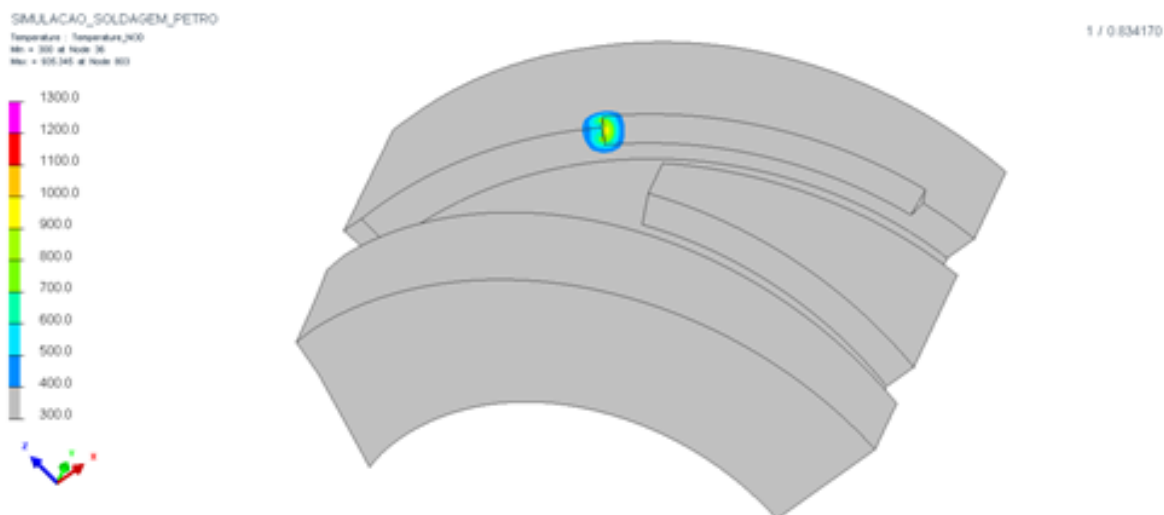


Figura 7.42 – Desenho do modelo transiente. Fonte: Imagem cedida pela ESI.

Na definição da malha, foi selecionada uma malha hexagonal de aproximadamente 1 mm nas regiões da solda e ZAC e 2 mm nas demais regiões na Figura 7.43.

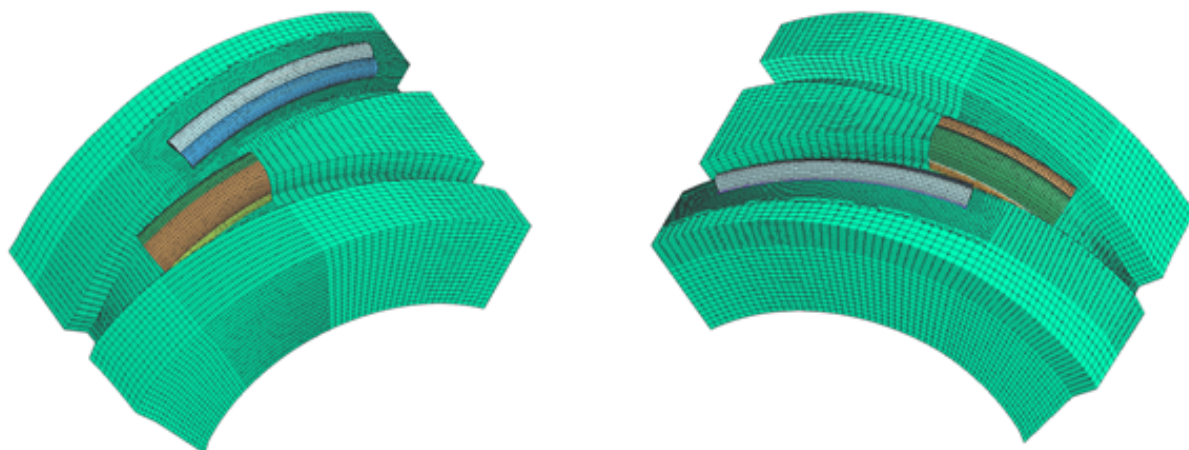


Figura 7.43 – Malha de ambas as condições de soldagem. A esquerda do chanfro de 5 mm e a direita do V.
Fonte: Imagem cedida pela ESI.

Atenção

Os pontos de cálculos de temperatura estão mostrados na Figura 7.44 e os gráficos mostrados nas Figura 7.45 e Figura 7.46.

Após a simulação, observou-se que o modelo não previu que o passe de revenimento, *temper bead*, ficasse há 2 mm da margem da solda do primeiro passe. Esse fato não foi considerado preocupante, uma vez que os valores tensões residuais e de dureza simulados teriam valores maiores do que os reais, fazendo com a simulação fosse mais conservativa.

Posicionamento dos Termopares – Vista em Corte

Corte –

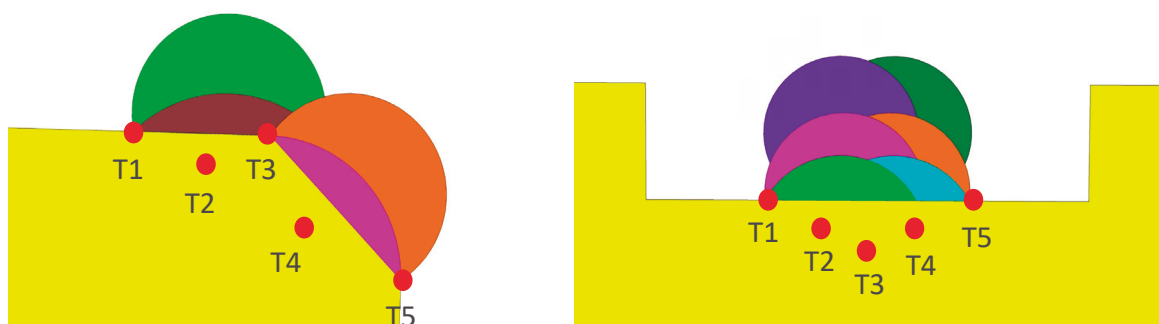


Figura 7.44 – Localização dos pontos de medição de temperatura. Fonte: Imagem cedida pela ESI.

A sobreposição dos chanfros na soldagem de campo deve evitar que exista uma condição dos pontos T1 e T5, salvo que sejam rea aquecidos posteriormente, pois nessa condição há uma recristalização em temperaturas muito altas. Dessa forma, a execução do passe de revenimento deve ser realizada necessariamente sobre o primeiro passe.

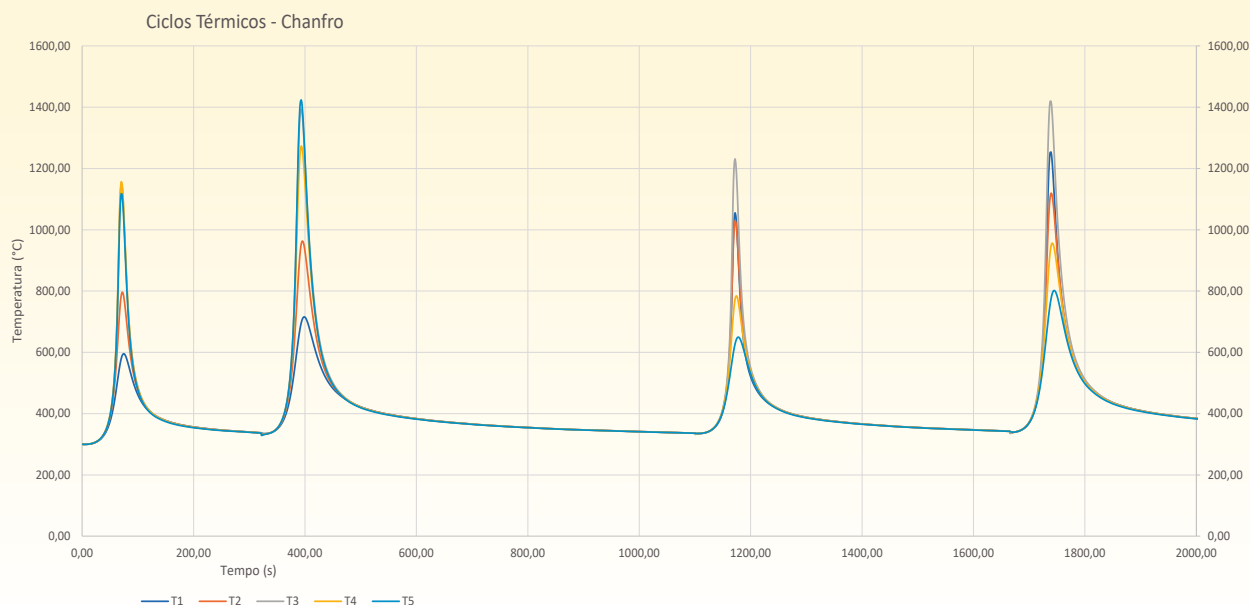


Figura 7.45 – Ciclos térmicos do chanfro de 5 mm. Fonte: Imagem cedida pela ESI.

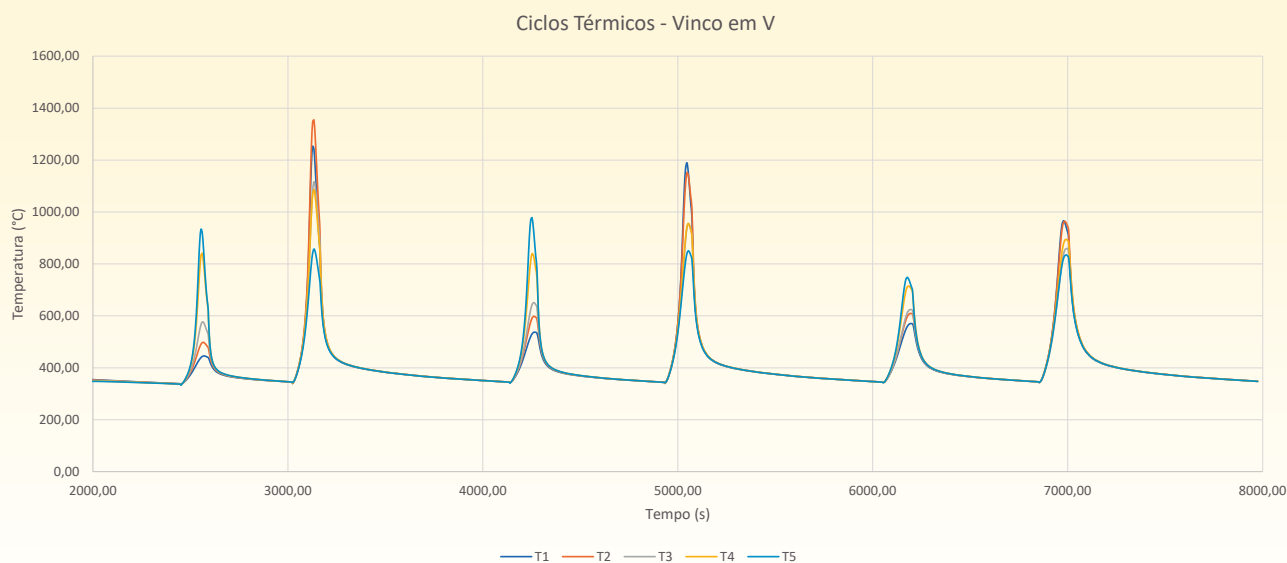


Figura 7.46 – Ciclos térmicos do vinco V de 10 mm. Fonte: Imagem cedida pela ESI.

O programa previu a quantidade de martensita revenida e bainita que é mostrada nas Figuras 7.47 e 7.48. Essas quantidades foram obtidas considerando os ciclos térmicos simulados aplicados no diagrama CCT do aço ASIS 4340 inserido no Sysweld. **Decorrente disso, podemos observar que as regiões reaquecidas pelo temper bead foram completamente bainíticas, o que corroborou a eficiência do ciclo térmico adotado.**

Distribuição de Fases – Martensita Revenida

(% de Martensita Revenida)

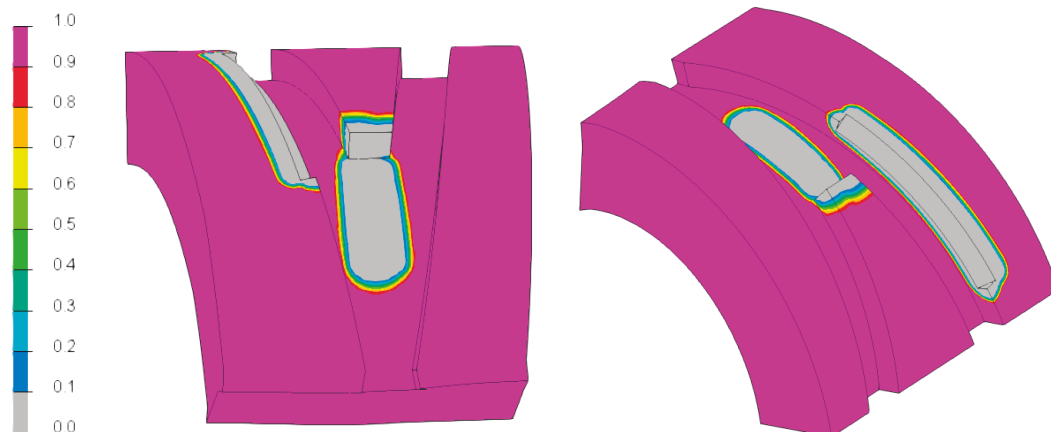


Figura 7.47 – Simulação da fase martensítica após a soldagem. Fonte: Imagem cedida pela ESI.

Distribuição de Fases - Bainita

(% de Bainita)

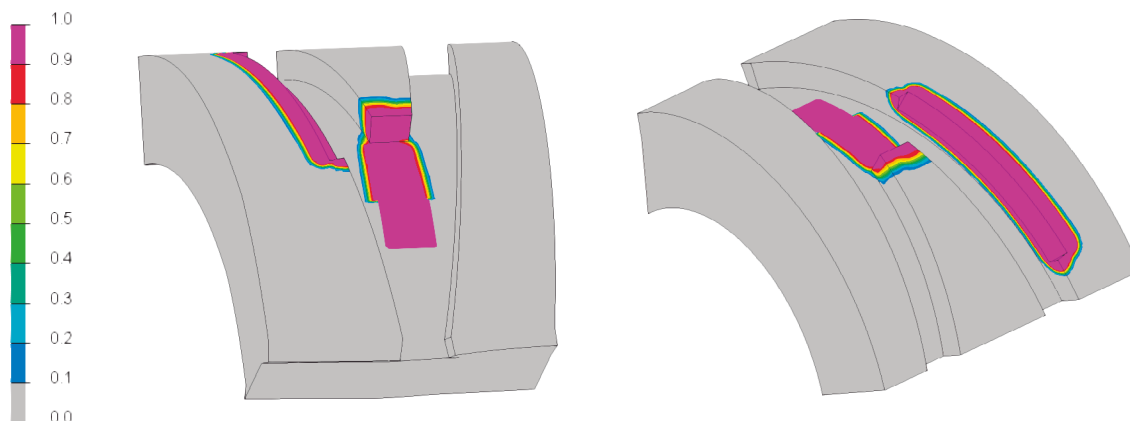


Figura 7.48 – Simulação da fase bainítica após a soldagem. Fonte: Imagem cedida pela ESI.

A dureza simulada estava coerente com os dados experimentais do *mock-up* e não apresentou valores superiores há 380 HV, mostrando que o passe de revenido se mostrou eficaz e estão mostradas nas Figuras 7.49 e 7.50.

Dureza (HV)

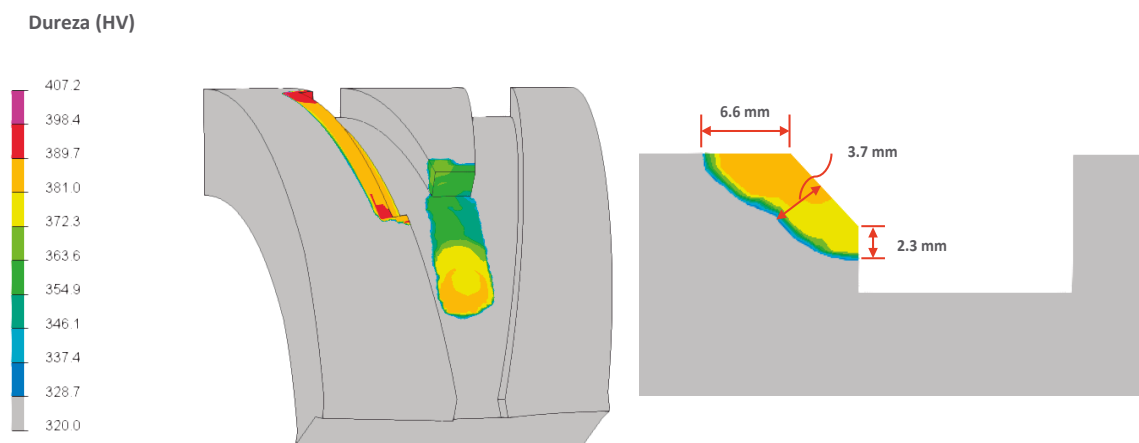


Figura 7.49 – Dureza no chanfro de 5 mm. Fonte: Imagem cedida pela ESI.

Dureza (HV)

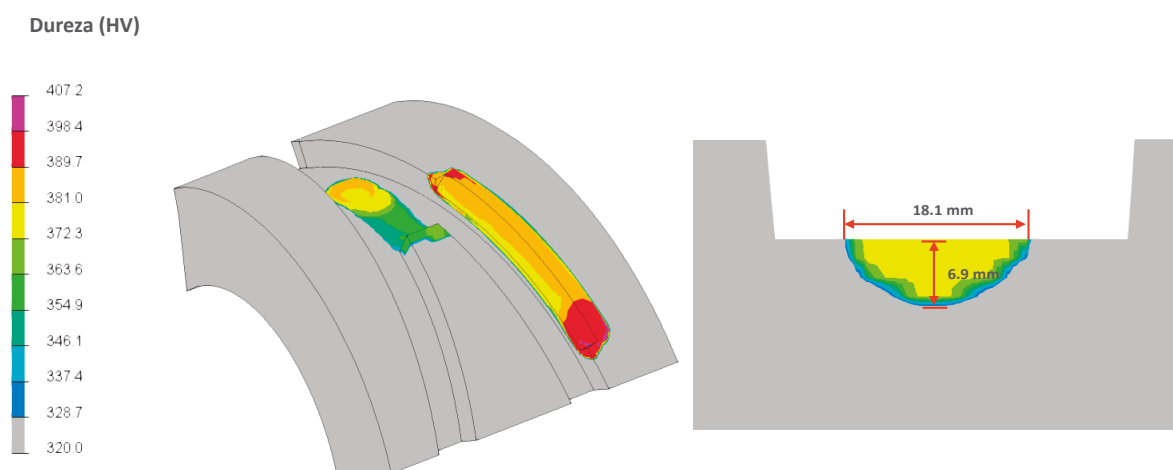


Figura 7.50 – Dureza na seção do vinco V. Fonte: Imagem cedida pela ESI.

Por fim, os valores de tensão residual, na sequência de soldagem não ultrapassaram os 300 MPa pelo critério de Von Mises, Figura 7.51 e Figura 7.52.

Tensão Residual

(Tensão de Von Mises - MPa)

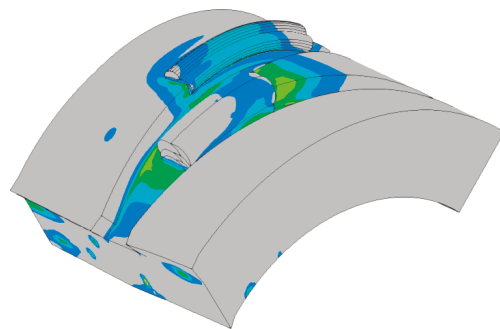
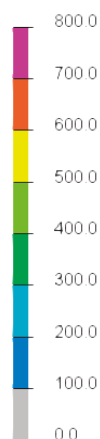


Figura 7.51 – Tensão residual do vinco V. Fonte: Imagem cedida pela ESI.

Tensão Residual

(Tensão de Von Mises - MPa)

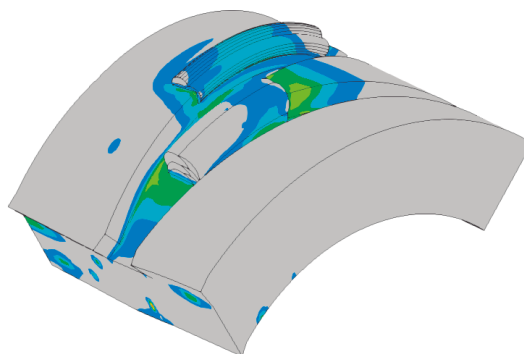
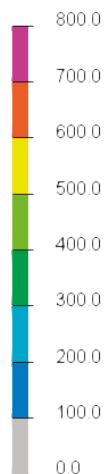


Figura 7.52 – Tensão residual do chanfro. Fonte: Imagem cedida pela ESI.

Através da simulação do reparo no SYSWELD foi possível observar a formação de bainita na região do reparo com uma dureza máxima de 380 HV, um pouco superior aos 320 HV medidos no material base. No entanto, entendemos que é uma dureza aceitável para a ZAC e que não irá prejudicar a operação do reparo.

As condições iniciais de preaquecimento de 305°C e as temperaturas de interpasse (350°C) foram fatores essenciais para ter esse controle na formação de bainita na operação de soldagem com o passe de revenimento. As tensões residuais estão com valores baixos, para esse aço, e bem distribuídas no eixo, o que minimizam o risco de ocorrência de trincas no metal de base.

7.1.4 Aços de Alta Resistência e Baixa liga – ARBL (HSLA- High Strength Low Alloy)

Essa família engloba uma grande variedade de aços desenvolvidos para atender aplicações específicas. Algumas dessas aplicações são:

- » a fabricação de estruturas marítimas *offshore*;
- » pontes;
- » navios;
- » vasos de pressão;
- » tubulações/dutos;
- » máquinas;
- » automóveis;
- » vagões ferroviários.

Estes aços apresentam maior resistência mecânica se comparados aos aços carbono manganês convencionais, geralmente reduzindo o custo final do empreendimento, pois permite fabricação e montagem de estruturas mais leves.

Para conhecê-los, clique no ícone e veja como são compostos:



Importante!

São fornecidos geralmente através de três técnicas de laminação: normalizado, laminação controlada ou temperado e revenido.

É possível dizer que as propriedades mecânicas dos aços fornecidos normalizados (após laminação convencional) com microestrutura constituída de perlita e ferrita estão intimamente relacionadas aos elementos de liga. Nesse caso, há o sacrifício da tenacidade e da soldabilidade quando comparados aos com os processados por laminação controlada.

De forma geral, devem ser soldados com baixo aporte de calor, pois quando aquecidos a temperaturas intermediárias não apresentam dissolução total das partículas, visto que a dissolução é função do tempo e temperatura de exposição, tipo de carbeto/ nitreto e complexidade de sua composição .

Nesta condição a austenita apresenta tamanho de grão e homogeneidade intermediária. Os átomos solutos que se dissolvem a baixa temperatura, não se difundem para pontos distantes do local onde o carbeto foi parcialmente dissolvido. Neste caso, em algumas áreas a austenita se torna localmente enriquecida em átomos solutos (elementos de liga) quando comparada a outras regiões menos enriquecidas. Junto à linha de fusão, as partículas tendem a se dissolver completamente sendo esta região normalmente uma região que apresenta cuidado com uma certa criticidade na soldagem.

Dentre as principais famílias dos aços ARBL destacamos:

 Clique nos números para conhecê-las. .

1

2

3

4

Esses dois últimos aços, praticamente não são utilizados na indústria do petróleo.

7.1.4.1 Soldabilidade

Como na soldagem dos aços carbonos convencionais a necessidade de preaquecimento ou não deve ser avaliada nos aços ARBL, entretanto, o controle do hidrogênio difusível normalmente deve ser realizado de forma mais rigorosa. **O tratamento térmico de alívio de tensão não é geralmente necessário para baixas espessuras, a não ser quando exigido pelo código de projeto.**

O aporte de calor para a soldagem destes aços deve ser relativamente baixo (normalmente inferior a 2,0 kJ/mm, salvo SAW que admite valores maiores) para que os carbetos e carbonitretos finamente dispersos sejam efetivos como controladores do crescimento de grão. Caso não permaneçam por muito tempo a altas temperaturas (o tempo de dissolução varia conforme o tipo de precipitado e a temperatura) haverá dissolução massiva dos mesmos e crescimento acentuado dos grãos e comprometimento da tenacidade (ZAC).

7.1.4.2 Exemplo soldagem de dutos API (retirado da Monografia do Gilmar Zacca, Especialização em engenharia de soldagem da UP, 2012)

O emprego de aços de alta resistência pode ser a única alternativa para a construção de dutos de alta pressão por longas distâncias. A Figura 7.53 mostra um exemplo de aplicação de um tubo de grau X80 em lugar do X70 representando uma economia de 20.000 toneladas de aço.

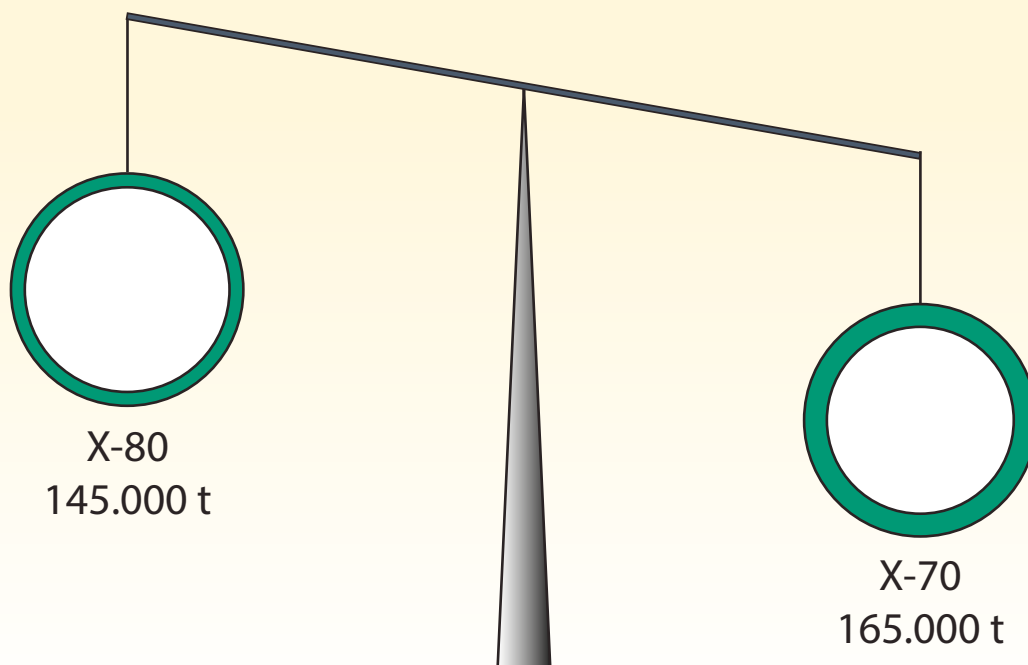


Figura 7.53 - Redução de peso com o emprego do X80. Fonte: Especialização engenharia de Soldagem, Gilmar Zacca, 2012.

Importante!

No Brasil, a maioria dos dutos é construída com o grau X70 e já existe um pequeno trecho com grau X80. No exterior, o emprego de tubos X80 já é uma tecnologia madura e consolidada.

Programas de desenvolvimento entre empresas de óleo e gás e grandes fabricantes de tubos tem resultado em novos tubos de alta resistência, principalmente os graus X100 e X120. As empresas de óleo e gás tem desenvolvido testes de soldagem circunferencial nestes novos tubos em conjunto com extensos estudos de propriedades mecânicas.

Recentemente, em 2007, novos graus de alta resistência, como o X90, X100 e X120, foram introduzidos nas principais normas de tubos para dutos, como a API5L e a ISO 3183. O principal campo de aplicação para estes dutos de alta resistência é o emprego em extensos gasodutos de elevada pressão.

Os aços utilizados na construção de dutos devem apresentar alta resistência mecânica, alta tenacidade e ter boa soldabilidade de modo a permitir a construção do duto. Além disso, em áreas sujeitas a abalos sísmicos ou onde a camada de terra se encontra permanentemente congelada, o duto precisa ser projetado por deformação, para isso é necessário que o material apresente alto valor de alongamento e baixa razão elástica.

Em função disso, a razão elástica máxima (relação entre o limite de escoamento e o limite de resistência) não pode ultrapassar 0,93 conforme limitado pela norma API 5L, sendo desejável valores ainda menores. Dutos que são sujeitos a estes ambientes são projetados por deformação (*strain based design*) ao contrário do convencional projeto por tensão (*stress based design*). Este conjunto de propriedades pode ser obtido através do processo de laminação controlada seguido, ou não, de resfriamento acelerado.

Abaixo a Figura 7.54 mostra a evolução no desenvolvimento dos aços de alta resistência para dutos ao longo do tempo:

1. Nos anos 70, a laminação a quente convencional seguida de normalização foi substituída pela laminação controlada, que permitiu que tubos até o grau X70 pudessem ser produzidos a partir de aços microligados com nióbio e vanádio e teor de carbono reduzido.
2. Uma melhora no processamento destes aços surgiu nos anos 80 através da aplicação do resfriamento acelerado juntamente com a laminação controlada. Com este método, tornou-se possível produzir materiais de alta resistência como o X80, com baixo teor de carbono e, consequentemente, boa soldabilidade.
3. Com adições de molibdênio, cobre e níquel, a resistência pôde ser aumentada até o grau X100, quando a chapa é produzida pela laminação controlada com resfriamento acelerado modificado.

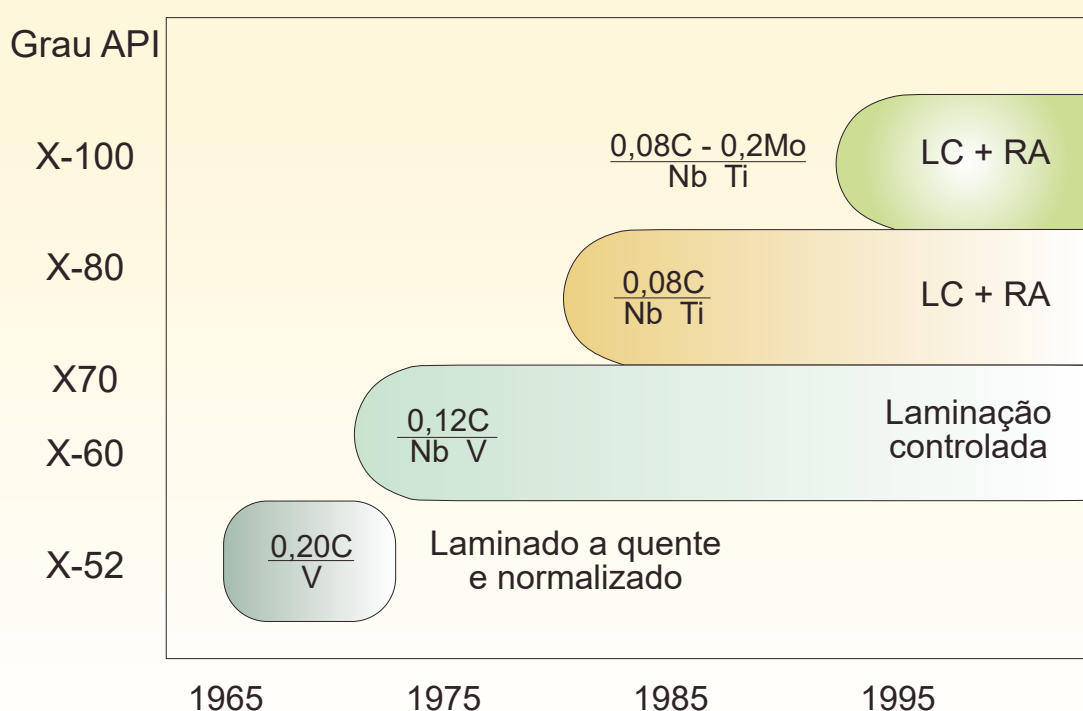


Figura 7.54 – Desenvolvimento dos tubos para dutos. Fonte: Especialização engenharia de Soldagem, Gilmar Zacca, 2012.

Observada a Figura 7.54, entenda cada um dos processos:

 Clique nos textos em destaque.

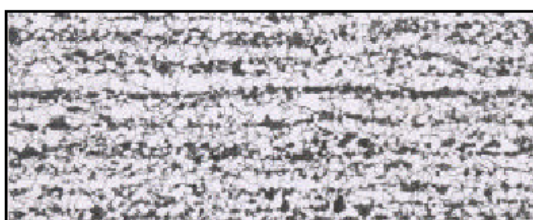
**LÂMINAÇÃO
A QUENTE E
NORMALIZADO**

**LÂMINAÇÃO
CONTROLADA**

LC +RA

Na Figura 7.55, é possível comparar a microestrutura das chapas de aço fabricadas a partir de diferentes processos de laminação. A microestrutura do X60 foi normalizada após laminação convencional, enquanto a microestrutura do X70 sofreu processo de laminação controlada e obteve uma microestrutura mais fina. Já o X80, passou pelo resfriamento acelerado e obteve uma microestrutura ainda mais fina. A classificação de grão ASTM está relacionada com a quantidade de contorno de grão. **Dessa forma, quanto maior for o número ASTM, menor é o tamanho de grão.**

 50µm



X 60 Normalizado
ASTM 7/8



**X 70 Laminação
Controlada**
ASTM 10/11



**X 80 Resfriamento
Acelerado**
ASTM 12/13

Figura 7.55- Microestruturas típicas dos aços ARBL. Fonte: Especialização engenharia de Soldagem, Gilmar Zacca, 2012.

O principal fenômeno metalúrgico no processo termo mecânico é a transformação de fase que ocorre em cada etapa do processo de **laminação controlada** a partir da austenita deformada. O maior refino de grão obtido com a laminação controlada ocorre devido a austenita deformada conter uma maior quantidade de sítios para nucleação da ferrita, tais como, discordâncias, bandas de deformação e contornos de grão.

Na **laminação convencional**, a deformação da austenita acontece em uma temperatura onde ocorre a recrystalização. Já na laminação controlada, o material também é deformado em temperaturas acima da temperatura de recrystalização da austenita. Com isso, a formação da ferrita ocorre a partir de uma austenita deformada, resultando em um grão ferrítico mais fino e consequentemente em uma maior tenacidade e resistência mecânica.

No **processo de resfriamento acelerado**, o material é resfriado rapidamente após passar pela laminação na região onde não ocorre a recrystalização da austenita. Dessa forma, a nucleação da ferrita ocorre também no interior do grão, resultando em uma ferrita ainda mais fina, ou na formação de microestruturas bainíticas e até mesmo martensíticas.

A Figura 7.56 representa esquematicamente a evolução morfológica da austenita durante a laminação convencional, laminação controlada e laminação controlada seguida de resfriamento acelerado. Observe:

1. Na laminação convencional a ferrita precipita no contorno de grão da austenita equiaxial, gerando uma microestrutura relativamente grosseira quando comparada a laminação controlada.
2. A granulação extremamente fina na laminação controlada se deve a fina nucleação de ferrita no interior dos grãos e ao longo de todo o contorno de grão.
3. A microestrutura obtém o máximo de refino quando a região deformada é resfriada de forma forçada, havendo nucleação da ferrita no interior do grão austenítico.

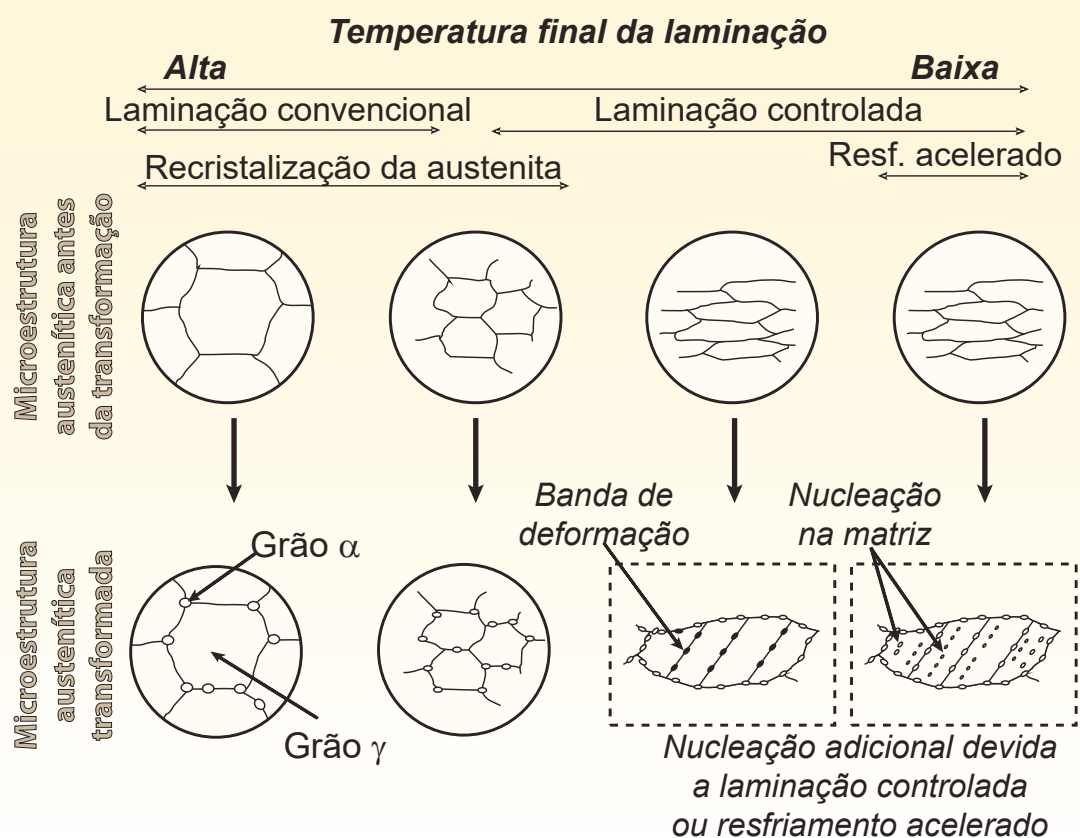


Figura 7.56 - Efeitos dos métodos de laminação na nucleação da ferrita. Fonte: Especialização engenharia de Soldagem, Gilmar Zacca, 2012.

Estes aços, em função do resfriamento rápido, tendem a apresentar microestrutura constituída de produtos de transformação da decomposição da austenita a baixas temperaturas, principalmente de bainita bem fina, evitando assim a formação de ferrita e perlita.

Importante!

O resfriamento acelerado aumenta a resistência do aço quando comparado a laminação controlada convencional.

Os elementos de liga têm um papel importante na laminação controlada, uma vez que inibem a recristalização da austenita, através da precipitação de carbonitretos durante o processo de laminação a quente que resulta em uma força de travamento maior que a força necessária para iniciar a recristalização. A fina precipitação, principalmente de carbeto e nitreto de Nb na austenita, durante o processo de laminação provoca um aumento da faixa de temperatura na qual não há recristalização, ou seja, o aço apresenta microestrutura totalmente austenítica extremamente deformada em temperaturas onde normalmente já haveria ocorrido o processo de recristalização.

A microestrutura final dos aços fabricados por laminação controlada é função da deformação aplicada, das faixas de temperatura de laminação, composição química e taxa de resfriamento. Para o X80, dependendo da rota de fabricação, podem-se encontrar microestruturas ferríticas bem finas, ferrita acicular e/ou bainita. Para o X100 e o X120 é comum encontrar somente microestruturas bainíticas.

A partir do grau X80, costuma-se utilizar o resfriamento acelerado em aços com teor de carbono geralmente inferior a 0,05% resultando em uma microestrutura composta por ferrita acicular ou bainita com elevada resistência mecânica e tenacidade.

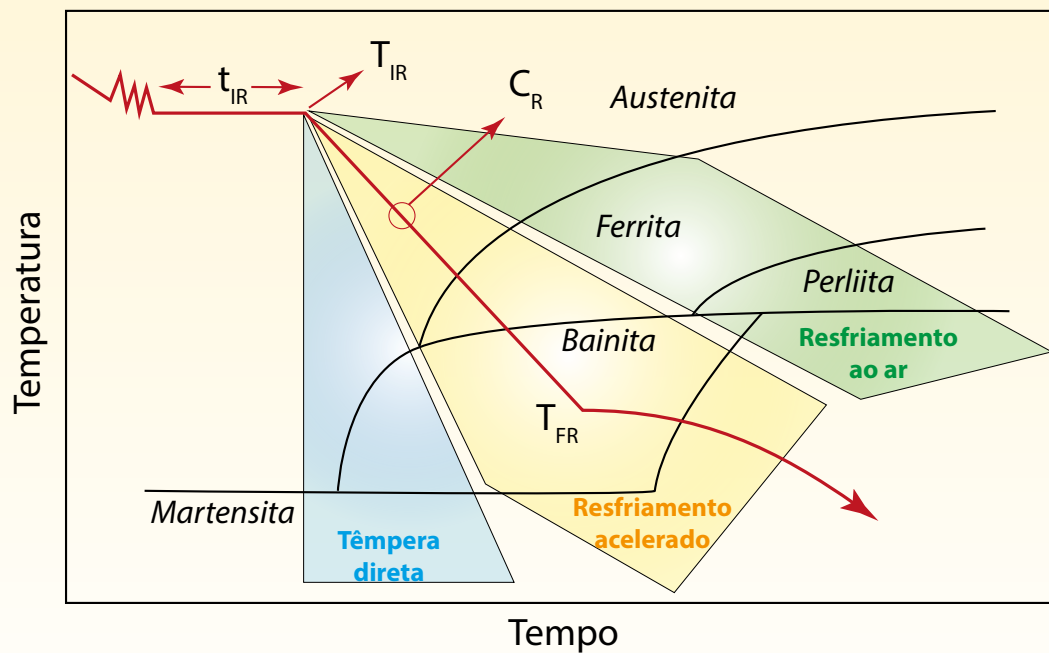
Diferentes metodologias têm sido empregadas na fabricação do X100.

 Clique nos números para conhecê-las.

1

2

3



t_{TR} - tempo de transferência C_R - taxa de resfriamento
 T_{IR} - temperatura de início de resfriamento T_{FR} - temperatura de início de resfriamento

Figura 7.57 – Curva de resfriamento contínuo. Fonte: Especialização engenharia de Soldagem, Gilmar Zacca, 2012.

7.1.4.2.1 Efeito da composição química na laminação e na soldagem

Os elementos de liga desempenham um importante papel na determinação da microestrutura e nas propriedades dos aços em geral. Sua influência, aqui apresentada, é obtida através de seus efeitos em solução sólida e, principalmente, como precipitados e pode ser um guia para o entendimento do efeito desses elementos em diversas outras ligas diferentes do X-100.

Nesse caso do X-100, um mesmo elemento de liga pode ter efeitos benéficos durante a laminação do aço e deletérios durante a soldagem. O inverso também pode ocorrer, quando a adição de elementos que são benéficos para a soldagem pode não ser adequada ao processo de laminação.

Ao analisar a influência dos elementos de liga nos aços para dutos, devem ser considerados seus efeitos tanto no processo de laminação controlada quanto na soldagem para a fabricação dos tubos e construção do duto.

» Carbono

Para melhorar a tenacidade e a soldabilidade, o teor de **carbono** nos aços de laminação controlada tem sido significativamente reduzido. Apesar de aumentar a tenacidade da ZAC, teores de carbono muito baixos podem levar a formação de microestruturas grosseiras, devido a transformação ferrítica ocorrer em temperaturas mais elevadas, resultando em perda de tenacidade. Dessa forma, deve-se buscar um valor ótimo de carbono.

Importante!

Desde os anos 70, existe uma tendência em adicionar Mn para compensar a perda de resistência provocada pelo baixo teor de carbono.

» Manganês

O manganês provoca aumento na resistência principalmente através do endurecimento por solução sólida.

Do ponto de vista de soldagem, o manganês que pode ser adicionado é limitado em função do aumento na temperabilidade do aço, que poderia levar a formação de martensita na ZAC.

Além disso, o manganês tem uma forte influência na formação de microfases na região de grãos grosseiros reaquescida intercriticamente. O aumento no teor de manganês aumenta a temperabilidade da austenita e promove a formação do constituinte AM (Austenita-Martensita) ao invés de microfases de perlita, reduzindo a tenacidade. A restrição do teor de manganês também se faz necessária para minimizar a segregação e o bandeamento microestrutural que resulta em anisotropia e pode provocar variação na microestrutura e consequentemente na tenacidade da ZAC durante a soldagem.

» Silício

O silício é adicionado como desoxidante e aumenta resistência e dureza por solução sólida. **Como não é um elemento eficiente para refino de grão, o aumento de resistência e dureza é, geralmente, acompanhado de redução na tenacidade.** De forma geral, a resistência e a tenacidade não são afetadas quando o teor de silício é inferior a 0,35%.

Na ZAC, o silício provoca a transformação parcial da austenita em ferrita pró-eutetóide, de modo que a austenita remanescente fica enriquecida em carbono, aumentando a temperabilidade e promovendo a formação do microconstituinte AM. Em geral, a tenacidade da ZAC, principalmente na região de grãos grosseiros reaquescida intercriticamente na soldagem multipasse, não é reduzida devido ao aumento na fração volumétrica do microconstituinte AM provocada pelo silício. Para teores de silício inferiores a 0,2%, o AM se decompõe em cementita após ser submetido a tratamento térmico pós soldagem ou devido ao reaquescimento provocado pelo passe posterior.

» Níquel

O níquel favorece a tenacidade e a ductilidade, sendo normalmente empregado em torno de 0,25%.

» Enxofre

O enxofre, quando segregado no contorno de grão, reduz a tenacidade e na forma de sulfeto de ferro, possui baixo ponto de fusão, como visto na trinca de solidificação.

Quando combinado com o manganês, forma o sulfeto de manganês que, após a laminação, apresenta forma alongada prejudicando a resistência do aço ao trincamento por hidrogênio. Alguns aços apresentam adição de cálcio (0,0015% a 0,0035%) com o intuito de globularizar as inclusões de enxofre e atenuar o risco de fissuração induzida pelo hidrogênio.

» Fósforo

O fósforo provoca endurecimento por solução sólida, mas como fragiliza o aço devido a segregação, seus teores são mantidos o mais baixo possível. O efeito deletério do fósforo na tenacidade da ZAC é mais pronunciado nas regiões a meia espessura de aços produzidos por lingotamento contínuo com tratamento térmico pós-soldagem. A tenacidade também é prejudicada nas regiões subcríticas e intercríticas da ZAC e na região de grãos grosseiros reaquescida subcriticamente seguida de tratamento térmico pós-soldagem. Neste último caso, o modo de fratura se torna intergranular, resultante da segregação de fósforo no contorno de grão da austenita prévia, levando a fragilização do contorno de grão.

A fragilização é facilitada se o material tiver altos teores de silício e manganês que promovem a segregação de fósforo. Este efeito pode ser reduzido aumentando o teor de Mo, que tem um efeito de limpeza no fósforo.

» Nitrogênio

O nitrogênio é adicionado geralmente junto com:

 Clique nos itens.

VANÁDIO

TITÂNIO

O óxido de titânio é ainda mais estável em altas temperaturas e favorece a nucleação de ferrita acicular, porém, se for empregado em excesso reduz a tenacidade. Por ter grande afinidade com o titânio, o nitrogênio permite que o boro permaneça livre, evitando a formação de boreto de titânio que tem efeito deletério.

Importante!

O nitrogênio pode ser prejudicial à tenacidade da ZAC, principalmente na região de grãos grosseiros, quando se encontra livre, ou seja, em solução sólida. Dessa forma, o teor de nitrogênio deve ser mantido o mais baixo possível. Um aumento no teor de nitrogênio aumenta significativamente a temperabilidade do aço e a estabilidade da austenita, promovendo a formação do microconstituente AM.

Nos casos em que o nitrogênio está precipitado na forma de nitretos, as altas temperaturas atingidas na região de grãos grosseiros da ZAC levam a dissolução destes nitretos deixando o nitrogênio livre. Como na soldagem a taxa de resfriamento é rápida, o nitrogênio permanecerá em solução sólida após o resfriamento. Se este nitrogênio livre estiver em quantidade suficiente, ele poderá interagir com os campos de deformação das discordâncias em temperaturas entre 100°C e 200°C e aumentar a tendência à fragilização por envelhecimento.

Ao mesmo tempo, acredita-se que existe um nível ótimo de nitrogênio já que em concentrações muito baixas pode haver uma diminuição na resistência ao crescimento de grão da austenita na região de grãos grosseiros da ZAC, causado pela redução no número de nitretos, resultando em queda de tenacidade.

Algumas tentativas têm sido feitas para aumentar a tenacidade da região de grãos grosseiros da ZAC através da adição de vários elementos de liga com o intuito de evitar o crescimento do grão austenítico nesta região. A eficiência de elementos como alumínio e nióbio, por exemplo, é limitada a temperaturas abaixo de 1100°C pela redução do efeito de ancoragem dos nitretos e carbetos destes elementos acima desta temperatura. **Dessa forma, o titânio que se combina com o nitrogênio livre formando nitretos estáveis em altas temperaturas é largamente utilizado.**

Por outro lado, se o titânio estiver presente acima do valor estequiométrico, uma significativa redução de tenacidade pode ocorrer, possivelmente devido ao crescimento das partículas de TiN, que leva a formação de ferrita grosseira nas regiões intragranulares e crescimento do grão austenítico. O emprego de elevado aporte térmico, acima de 10 kJ/mm, facilita a formação de bainita superior na região de grãos grosseiros da ZAC com um aumento na fração volumétrica de AM.

O titânio em percentuais da ordem de 0,015%, tanto sozinho como combinado com outros elementos, como o boro, reduz o crescimento de grão e a fração volumétrica de AM, resultando em um aumento na tenacidade. Por outro lado, o aumento no teor de titânio para valores acima de 0,02% reduz a tenacidade devido à precipitação de carbetos de titânio. **A tenacidade da ZAC junto a linha de fusão pode ser efetivamente aumentada, através de uma fina precipitação de óxido de titânio (TiO) no interior do grão.**

O nitreto de titânio não é eficaz quando exposto a temperatura maior que 1400°C, que é o caso da ZAC junto a linha de fusão. Nessas temperaturas, o nitreto de titânio é dissolvido e grande parte do titânio se encontra em solução sólida, perdendo a efetividade no controle do tamanho de grão. Já no caso do óxido de titânio, quando essas partículas estiverem no interior do grão austenítico acabarão servindo como sítios de nucleação de ferrita intergranular que se forma rapidamente em torno das partículas de TiO e, como resultado, o grão austenítico grosseiro é dividido em finos grãos, conferindo tenacidade satisfatória a microestrutura da ZAC.

» Nióbio

O nióbio é bastante utilizado no processo de laminação controlada por ser o **elemento mais eficiente para retardar a recristalização da austenita**, resultando em uma austenita deformada que possui maior número de sítios para nucleação preferencial dos novos grãos de ferrita, como os contornos de grão austenítico e as bandas de deformação, levando à formação de uma microestrutura final mais refinada de elevada tenacidade. Além disso, o nióbio forma precipitados que contribuem para o aumento da resistência através do mecanismo de endurecimento por precipitação.

Importante!

Na soldagem, o nióbio tem um efeito significativo na ZAC, apesar desse efeito ser fortemente dependente do aporte térmico. Com médio e alto aporte térmico, o nióbio tem uma influência negativa na microestrutura e, conseqüentemente, na tenacidade da região de grãos grosseiros da ZAC.

O nióbio reduz a formação de ferrita de contorno de grão e promove a formação de uma microestrutura ferrítica grosseira com microconstituente AM alinhado, resultando em aumento de dureza. O aumento de dureza associado ao aumento de AM é considerado o responsável pela redução da tenacidade com o aumento do teor de nióbio. O teor de nióbio que pode ser tolerado também depende fortemente do teor de carbono.

Alguns autores sugerem que para aços com teor de carbono inferior a 0,09%, um teor de Nb de 0,18% pode ser aceito e que, mesmo para altas taxas de resfriamento, a formação de martensita é prevenida pelo fato da curva de transformação se mover para menores tempos. Este teor está acima do valor de 0,03%, que é normalmente aceito como o limite acima do qual a deterioração da tenacidade é observada.

A tenacidade dos aços contendo nióbio pode ser melhorada através da redução do carbono equivalente que irá resultar na redução da tendência a formação de AM. O tratamento térmico pós-soldagem leva a decomposição do AM, mas aumenta a precipitação de carbeto e nitreto de nióbio. Se o teor de nióbio for baixo o suficiente, de modo que a ação benéfica da decomposição do AM exceda os efeitos da precipitação, o tratamento térmico irá melhorar a tenacidade.

» Vanádio

Assim como o nióbio, o vanádio é adicionado na fabricação do aço como um refinador de grão e endurecedor por precipitação, apesar da interação do vanádio com nitrogênio e carbono para produzir precipitados seja inferior à do nióbio e sua temperatura de precipitação seja inferior.

Observe algumas características do vanádio:

 Clique nos números para conhecê-las.

1

2

3

Adições de vanádio podem reduzir a tenacidade na região intercrítica da ZAC devido a formação de frágeis microconstituintes AM. A influência do vanádio na tenacidade depende fortemente do teor de carbono, sendo que o efeito é geralmente menor em aços de baixo carbono. De uma forma geral, quanto menor for o teor de carbono, mais tolerante o material fica aos elementos de liga. Sob condições normais de soldagem, ligas com moderado teor de vanádio parecem não causar significativa deterioração na tenacidade da ZAC. A razão para este comportamento não é bem clara, mas o vanádio parece ser responsável por afetar o ângulo dos contornos de grão e, conseqüentemente, aumentar a resistência à iniciação da trinca.

O teor de nitrogênio livre na matriz também pode ser reduzido através de pequenas adições de vanádio, o que pode aumentar a tenacidade através da redução do endurecimento por solução sólida, mesmo que alguns precipitados contendo vanádio estejam presentes. O teor máximo de vanádio permissível, antes que a tenacidade comece a diminuir, é dependente do aporte térmico empregado. Para elevado aporte térmico, a fragilização da ZAC ocorre com teores de V acima de 0,1% e, para baixo aporte térmico, até 0,25% pode estar presente sem prejudicar a tenacidade.

Importante!

Porém, deve ser observado que estes resultados são oriundos de soldas simuladas com passe único. A perda de ductilidade pode ser atribuída ao endurecimento por precipitação devido aos carbeto e nitreto de vanádio, que é aumentado no caso de elevado aporte térmico.

Com relação às temperaturas de solubilização dos carbeto e nitreto de vanádio, nióbio e titânio, observa-se que existe uma grande diferença entre a temperatura de solubilidade do carbeto de vanádio (719 °C) e o nitreto de vanádio (1088 °C). O fato da temperatura de solubilidade do VN ser aproximadamente 400 °C maior que o VC, evidencia que o nitrogênio apresenta importante papel nos aços microligados ao vanádio, em particular para promover o aumento da resistência mecânica por precipitação.

» Titânio

O titânio apresenta similaridade ao vanádio ao compararmos as temperaturas de solubilização do TiC que é de 1140 °C e TiN que é de 1527 °C. No caso do nióbio, existe pequena diferença na temperatura de solubilização entre o NbC (1137 °C) e o NbN (1272 °C).

» Boro

O boro aumenta significativamente a temperabilidade e, por esta razão, é utilizado em certos materiais que são temperados e revenidos para manter adequada a resistência mecânica. Isso é evidenciado pela sua influência de 5 vezes na fórmula do Pcm. **Por outro lado, o boro pode levar a fragilização da ZAC devido a precipitação de carbeto de boro.**

Contudo, com a introdução dos aços de baixo carbono, o boro tem se tornado mais utilizado, embora grandes teores deste elemento possam facilitar a formação do constituinte AM. Para atingir uma adequada microestrutura na ZAC e, conseqüentemente, uma boa tenacidade, existe um valor ótimo para o

teor de boro, determinado pelo tamanho de grão austenítico. A adição de boro restringe o crescimento de grão austenítico para aporte térmico acima de 10 kJ/mm, que é extremamente elevado, e os finos precipitados facilitam a nucleação de ferrita. Isto reduz a formação de bainita superior e, dessa forma, melhora a tenacidade.

O principal efeito do boro é suprimir a formação de ferrita pró-eutetóide na região de grãos grosseiros, aumentando a barreira para a nucleação de ferrita. Para isso, 11 ppm já são suficientes, mesmo para um elevado aporte térmico. Uma rápida transformação ocorre, contudo, na região de grãos refinados como resultado da grande área de contorno de grão. Se o teor de boro for aumentado, a temperabilidade destas duas regiões pode ser balanceada, mas o risco de um alto grau de precipitação causando fragilização aumenta. Por isso, o teor de boro é geralmente limitado a 15 ppm.

O efeito do boro, geralmente considerado prejudicial, pode variar significativamente dependendo da presença de outros elementos de liga. Por exemplo:

 Clique nos números.



O efeito dos precipitados nas propriedades é função do seu tamanho, dispersão e da temperatura em que estes se formam em relação à temperatura de transformação. **A presença de cobre, cromo e molibdênio em solução sólida tende a conter a precipitação, forçando que esta ocorra em uma temperatura mais baixa resultando em um refino dos precipitados.**

O molibdênio aumenta a dureza em solução sólida ou quando precipitado. Também atrasa a formação da ferrita, favorecendo a transformação de estruturas intermediárias de grão fino como a bainita, por exemplo. Grão fino, alta densidade de discordâncias e precipitação de carbonitreto de molibdênio e nióbio na matriz de microestrutura bainítica confere maior resistência que a tradicional equiaxial. Geralmente, o molibdênio é empregado de 0,07% a 0,5%. O mesmo efeito na formação de estruturas intermediárias pode ser obtido pela substituição do molibdênio pela adição de cobre, cromo e níquel.

O estanho, chumbo e zinco são elementos indesejáveis que contribuem na redução de ductilidade a quente e no surgimento de trincas a quente, assim como o fósforo, enxofre e cobre, este último quando em excesso.

A precisa adição de **nióbio, titânio e cálcio** ajuda no controle e redução das impurezas e a fina dispersão de CaO, CaS, TiN e TiO aumentam a tenacidade da ZAC.

7.1.4.2.2 Processos utilizados na soldagem circunferencial de dutos

O custo na construção de dutos é afetado por dois fatores relacionados com o processo de soldagem empregado.

1. O primeiro é a execução do passe de raiz, que governa a produtividade da obra.
2. O segundo é a deposição dos passes de enchimento, que determinam o número de estações de soldagem necessárias para acompanhar a produtividade do passe de raiz.

Os processos de soldagem selecionados para uma determinada obra, bem como os futuros desenvolvimentos de novos processos, devem focar nestes dois importantes aspectos.

A soldagem dos tubos na construção de um duto pode ser feita por diferentes processos de soldagem. O mais comum, ainda, é o eletrodo revestido com revestimento celulósico ou básico. Outros processos têm sido bastante empregados recentemente, como é o caso do arame tubular e do arame sólido, sendo este último utilizado principalmente em processos mecanizados. Além destes, o GTAW também é bastante empregado, principalmente em passes de raiz.

Uma típica junta circunferencial consiste em um passe de raiz, um passe quente, passes de enchimento e um passe de acabamento, podendo ser empregado um único processo ou combinação de processos nestes passes.

Importante!

O passe quente é aquele que aplicado após o passe de raiz com o intuito de fundir parte da raiz, ajudar na remoção de escória e facilitar a saída de hidrogênio.

A Tabela 7.15 relaciona os processos mais utilizados atualmente e a região da junta em que são empregados.

Processo	Região da junta
GTAW	Passe de raiz
SMAW	Passe de raiz / Enchimento / Acabamento
GMAW-CCC	Passe de raiz
GMAW Mecanizado	Passe de raiz / Enchimento / Acabamento
FCAW	Enchimento / Acabamento

Tabela 7.15- Processos de soldagem mais empregados. Fonte: OS AUTORES.

Cada processo de soldagem possui uma produtividade típica, que pode ser verificada através da eficiência de deposição, que é o quanto de material pode ser depositado em um período. No caso do processo de eletrodo revestido, a eficiência de deposição fica entre 0,3 e 1,8 kg/h, dependendo do revestimento escolhido. No caso do GMAW, a máxima eficiência de deposição é aproximadamente de 1,8 a 2,2 kg/h.

A Tabela 7.16 mostra uma comparação entre a eficiência de deposição para diferentes processos de soldagem. Estes valores não consideram tempos adicionais, como por exemplo, esmerilhamento, troca de dispositivos e remoção de escória.

Processo de Soldagem	Eficiência de Deposição (kg/h)
SMAW na vertical descendente com eletrodo celulósico	1,2 a 1,8
SMAW na vertical descendente com eletrodo básico	0,6 a 0,9
SMAW na vertical ascendente com eletrodo básico	0,3 a 0,5
GMAW Mecanizado com arame sólido	1,8 a 2,2
FCAW Mecanizado	2,5 a 4,0
GTAW com arame frio	0,6 a 0,8
GTAW com arame quente	1,5 a 2,0

Tabela 7.16- Eficiência de deposição dos processos. Fonte: os autores.

Soldagem com eletrodo revestido (SMAW)

O eletrodo revestido ainda hoje é bastante empregado principalmente pela razoável produtividade, versatilidade e baixo custo. A soldagem empregando eletrodos celulósicos é feita na vertical descendente, enquanto a soldagem com eletrodos básicos é feita na vertical ascendente. Alguns eletrodos básicos já foram desenvolvidos para soldar na vertical descendente.

Importante!

A soldagem com eletrodos celulósicos apresenta significativas vantagens econômicas devido a sua alta velocidade de soldagem na vertical descendente. Porém, devido ao elevado teor de hidrogênio difusível, existe o risco da formação de trincas por hidrogênio.

O emprego de eletrodos celulósicos é comum na soldagem de tubos até o grau X70. Para maiores graus, o risco de trinca a frio aumenta, devendo ser empregados eletrodos básicos que possuem menores teores de hidrogênio difusível.

Para atender a soldagem circunferencial de tubos de grau X80, eletrodos básicos para soldagem na vertical descendente foram desenvolvidos. Como os consumíveis de revestimento básico apresentam menor penetração, a abertura da raiz deve ser aumentada para compensar e facilitar a soldagem, além disso, há ainda a necessidade de utilizar um consumível de menor diâmetro. Para entender esse processo, clique no ícone e veja um exemplo:



Consumíveis com revestimento básico resultam em uma solda com maior tenacidade e maior segurança com relação ao risco de trinca a frio. Para a soldagem do X80 e X100 também é comum utilizar eletrodos celulósicos no passe de raiz e passe quente e eletrodo básico nos passes de enchimento e acabamento. A Tabela 7.17 mostra os diferentes tipos de eletrodos para cada grau de tubo.

Grau API	Passe de raiz	Passe quente	Enchimento e acabamento
X52	E6010	E6010	E6010
X56	E6010	E8010-G	E8010-G
X60	"E6010 (E7010-A1)"	E8010-G	E8010-G
X65	"E7010-A1 (E6010)"	E8010-G	E8010-G
X70	E6010	E9010-G	E9010-G
X80	"E6010 (E7010-A1)"	"E7010-A1 E9010-G"	E10018-G
X100	"E6010 (E7010-A1)"	"E7010-A1 E9010-G"	"E10018-G E11018-G"

Tabela 7.17- Seleção de eletrodos para os diferentes graus de resistência. Fonte: os autores.

 Clique nos itens e conheça os tipos de passes.

PASSE RAIZ

PASSE QUENTE

ENCHIMENTO E
ACABAMENTO

A soldagem da raiz na posição vertical ascendente com eletrodo básico apresenta uma vantagem, além da tenacidade, que é a realização do serviço com baixo aporte de calor e baixa temperatura de preaquecimento. Normalmente, o eletrodo de 2,5 mm é utilizado, ou seja, o baixo aporte é função do pequeno diâmetro e baixo preaquecimento (devido ao baixo hidrogênio), entretanto, apresenta velocidade de soldagem extremamente baixa.

Do ponto de vista econômico, a soldagem na vertical descendente é a melhor opção. Por outro lado, do ponto de vista de propriedades, o emprego do eletrodo básico resulta em maior tenacidade. Dessa forma, é obvio que uma boa combinação é a soldagem na vertical descendente utilizando eletrodos básicos.

A Figura 7.58 mostra o desempenho dos consumíveis e progressão da soldagem em relação a tenacidade ao impacto.

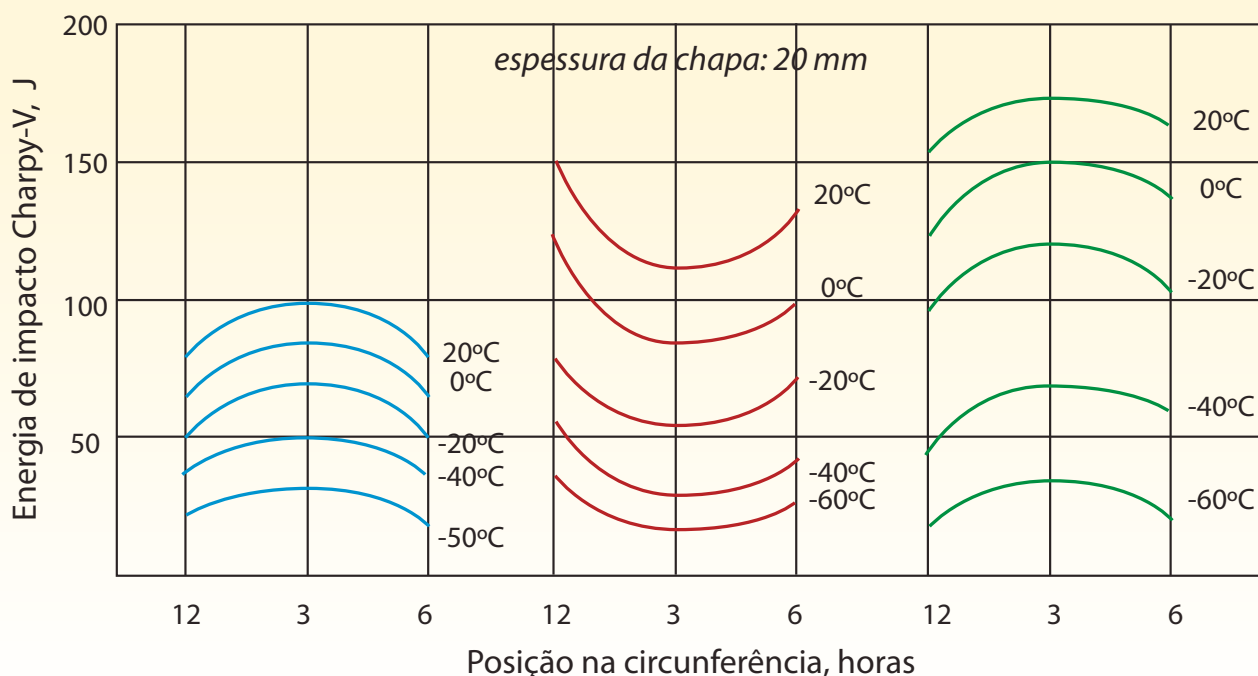


Figura 7.58- Dependência da tenacidade com o tipo de eletrodo e progressão. Fonte: os autores.

Na Figura 7.58 fica evidente que os consumíveis básicos apresentam melhor tenacidade, em especial o eletrodo desenvolvido para soldagem na vertical descendente. A comparação entre os dois tipos de básicos é extremamente difícil, pois alguns fatores podem influenciar no resultado, entretanto, a soldagem descendente, por ser mais rápida (provavelmente na condição do teste) provocou maior grau de revenimento da microestrutura pelo maior número de passes.

Soldagem GMAW

A soldagem GMAW pode ser realizada de forma **semiautomática ou mecanizada**, utilizando como gás de proteção o CO_2 ou misturas. O emprego mais comum do GMAW é na soldagem mecanizada. A soldagem semiautomática pelo processo GMAW costuma apresentar incidência de defeitos como falta de fusão, principalmente com fontes convencionais de tensão constante.

» Soldagem semiautomática

Aplica-se com sucesso a **soldagem semiautomática** de tubos utilizando o processo GMAW com curto-circuito controlado (MAG-CCC), que é feito através dos sistemas conhecidos comercialmente como CSC (*controlled short circuit*), CMT® (*cold metal transfer*), RMD® (*regulated metal deposition*), STT® (*surface tension transfer*), dentre outros.

De forma geral, o curto-circuito controlado apresenta algumas vantagens sobre o curto-circuito convencional, como:

- » redução dos respingos;
- » maior velocidade de soldagem;
- » cordão mais uniforme e homogêneo;
- » redução de defeitos;
- » menor distorção devido ao melhor controle do aporte térmico.

Importante!

O princípio do MAG-CCC tem base na transferência por curto-circuito somada a uma transferência pulsada, permitindo maior controle do aporte de calor e menor perda por respingos (reduzindo o risco de defeitos).

A corrente de fundo, ou de base, assegura a manutenção da abertura do arco, contribuindo também para o aquecimento da peça. Este tipo de transferência reduz a quantidade de respingos durante a soldagem pela redução do efeito pinch (redução da corrente). Logo após o consumível encostar a poça de fusão, a corrente é rapidamente reduzida para um nível de corrente abaixo da corrente de fundo para garantir a forma de gota tipo bola e o efeito de molhamento dentro da poça.

A corrente *pinch* estabelece um campo magnético o qual comprime e move o metal fundido para dentro da poça, enquanto o pescoço do metal líquido é monitorado por um sinal elétrico. Quando a ponte de metal líquido está próxima da quebra, a fonte de soldagem reage reduzindo a corrente antes do arco ser novamente restabelecido. Ao ser restabelecido o arco, a corrente de pico é aplicada para fornecer a energia necessária para o aquecimento e abertura do arco, dando prosseguimento à formação de nova ponta no consumível. Finalmente, a corrente de fundo é ajustada para baixar o aporte térmico e a área da região fundida. **Este processo já tem sido empregado com sucesso na soldagem de dutos terrestres.**

» Soldagem mecanizada

Dutos de grande diâmetro, frequentemente são soldados por GMAW orbital (também conhecido como GMAW mecanizado), podendo empregar duas ou 4 máquinas orbitais simultaneamente, dependendo do diâmetro, podendo ser soldado pelo lado interno e externo ou somente externo com emprego de um cobrejunta. Atualmente tubos a partir de 10" (273,1 mm) já podem ser soldados com GMAW orbital.

O GMAW mecanizado tem sido empregado em cenários onde o terreno é plano e possui poucas interrupções provocadas por rios e estradas, como por exemplo, em desertos, estepes e em solos congelados no ártico. A soldagem deve ser realizada em uma tenda para evitar interferências de vento no gás de proteção. Na soldagem de dutos terrestres, esta tenda, incluindo todos os equipamentos de soldagem, precisa ser transportada de uma solda até a solda seguinte, 12 m à frente. Evidentemente, isto não é tão econômico quando comparado com a soldagem realizada em um duto submarino, onde tudo ocorre em um único local.

Os primeiros processos GMAW orbital foram desenvolvidos para soldar na posição vertical descendente, por esta ser a posição já empregada com sucesso no caso da soldagem com eletrodo revestido. A soldagem era realizada da forma meio-orbital, com dois cabeçotes iniciando na posição 12 horas e terminando na posição 6 horas. Neste processo, a soldagem é realizada com um arco curto, de modo a ter um maior controle da poça de fusão e a velocidade de soldagem deve ser alta. A camada depositada é fina, resultando na necessidade de vários passes, demandando muita atividade de esmerilhamento. **Um grande problema é o passe de raiz na posição sobre cabeça, resultando na necessidade de realizar este passe com o processo GTAW.**

 Clique nos itens.

**SOLDAGEM COM
BACKING**

**SOLDAGEM SEM
BACKING**

Com relação ao passe de raiz, existem duas possibilidades. Uma utilizando uma proteção (*backing*) e outra onde não existe abertura e a soldagem da raiz é feita pelo lado interno.

No **processo CRC-Evans** a combinação da soldagem pelo lado externo e interno do tubo requer uma preparação bastante precisa das extremidades do bisel. Entenda a seguir algumas características desse processo:

- 1. Devido a esta complexidade, a preparação dos biseis é sempre feita durante a construção do duto, imediatamente antes de iniciar a soldagem .** Para soldar o passe de raiz, dependendo do diâmetro do tubo, até 6 dispositivos de soldagem integrados com a acopladeira interna circulam simultaneamente na superfície interna do tubo para prover uma alta produtividade e evitar o risco de distorções. Por esta razão, a acopladeira interna é equipada com cabeçotes de soldagem para executar o passe de raiz. As demais camadas são soldadas pelo lado externo utilizando um cabeçote de cada lado do tubo. O passe quente é realizado com uma grande quantidade de energia e alta velocidade para conseguir uma completa sobreposição do passe quente com o passe de raiz.
- 2. Outra característica deste processo é que a oscilação é controlada por computador evitando que ocorra falta de fusão .** A espessura depositada tem em média 3 mm, de modo que 6 passes são necessários para uma junta de 18 mm de espessura, por exemplo. Todas as camadas são soldadas na vertical descendente com um arame sólido. Para aumentar a produtividade, podem ser utilizados dois cabeçotes de soldagem resultando na deposição de dois cordões ao mesmo tempo. Em um exemplo de um duto de 56" (1422 mm) de diâmetro, a velocidade com apenas um cabeçote foi de 75 cm/min. Utilizando quatro cabeçotes simultaneamente, a velocidade de soldagem é aumentada para 3 m/min, o que significa que o passe de raiz poderá ser finalizado em um minuto e meio. No caso de um processo bem organizado, o ciclo todo pode levar de 5 a 6 minutos de modo que mais de 100 juntas podem ser feitas em um único dia. Devido ao elevado custo dos equipamentos, o emprego do processo CRC-Evans é adequado para dutos de longa distância.
- 3. O gás de proteção utilizado nos passes de enchimento no processo CRC-Evans é o CO₂ , que resulta em uma melhor penetração e, juntamente com o sistema computadorizado de controle de oscilação, evita a ocorrência de falta de fusão .** Para a soldagem do passe de raiz e do passe de acabamento, é utilizada uma mistura de 75% de Ar e 25% de CO₂ . Isto permite que a superfície da solda seja plana e livre de entalhes.

O **processo CAPS** (*Cranfield Automated Pipewelding System*) é um processo GMAW especial baseado na tecnologia tandem que foi desenvolvido pela Universidade de *Cranfield*. Embora o processo GMAW com vários arames tenha sido inicialmente desenvolvido na década de 50, não se tornou comercialmente disponível porque a tecnologia das fontes no processo era instável. O processo GMAW tandem se difere do GMAW convencional por ter dois arames de soldagem passando pela mesma tocha.

Para compreender a diferença entre eles, clique no ícone e entenda como ocorre o processo GMAW tandem:



A Figura 7.59 mostra o processo *dual tandem*.



Figura 7.59 – Processo *CAPS dual tandem*. Fonte: os autores.

O processo CAPS foi empregado na soldagem de um trecho de 1 km de X100 instalado pela TransCanada em 2002.

Soldagem FCAW

No processo de arame tubular, a fusão é obtida através de um arco entre o eletrodo tubular contínuo e a peça. O eletrodo tubular apresenta internamente um fluxo que desempenha as funções de estabilizar o arco e ajustar a composição química da solda. O processo apresenta duas variações principais:

1. Soldagem autoprotetida, onde o fluxo interno fornece toda a proteção necessária na região do arco.
2. Soldagem com proteção gasosa, em que a proteção é fornecida por um gás semelhante ao processo GMAW.

Em ambas as formas, o processo é normalmente operado na forma semiautomática, utilizando basicamente o mesmo equipamento do processo GMAW.

Atenção

O processo de FCAW também pode ser mecanizado, empregando o arame tubular na vertical ascendente. Porém, neste caso, a soldagem do passe de raiz precisa ser realizada com eletrodo revestido ou GTAW, sendo o enchimento e o acabamento feito com o FCAW.

7.1.4.2.3 Soldagem de Tubos API 5L X100

Até o momento, a construção de dutos com tubos API 5L X100 tem sido feita em pequenos trechos com o intuito de testar as técnicas de construção e montagem e realizar testes de operação e de propagação de fratura.

O processo tradicionalmente empregado para a soldagem de dutos é o eletrodo revestido com revestimento celulósico, porém, com o emprego desse consumível não é possível evitar a trinca a frio em tubos X100. Por isso, os processos a serem considerados para soldagem de tubos X100 são o eletrodo revestido básico para soldagem na vertical descendente, o arame tubular com proteção gasosa (FCAW-G) e o GMAW.

De uma forma geral, os eletrodos básicos não possuem todas as características operacionais necessárias para aplicações em dutos, mesmo conseguindo atender as propriedades mecânicas. O único consumível para FCAW-G avaliado, cuja classificação AWS é E111T1-K3MJ-H4, atendeu os requisitos de tenacidade e dureza, mas falhou em atender os requisitos de resistência mecânica.

Tudo isto tem contribuído para que o processo GMAW se torne a opção mais viável para a soldagem de tubos X100. O consumível ER90S-G, considerando testes realizados (*all-weld tensile test*), praticamente iguala a resistência mecânica da solda enquanto com o ER110S-G consegue-se o *overmatch*.

Os processos de soldagem empregados na construção de alguns dutos X100 podem ser vistos na Tabela 7.18.

Projeto	Processo de Soldagem Empregado
Columbia Gas	GMAW Mecanizado
TransCanada	P-GMAW Mecanizado (CRC-Evans)
Saratoga/Westpath	Raiz: ER70S-G Demais passes: ER90S-G
TransCanada & BP Godin/Slave Lake	P-GMAW Mecanizado tandem, desenvolvido em Cranfield
TransCanada	Híbrido tandem e arame simples, P-GMAW Mecanizado (CRC-Evans)
Stittsville/Deux Rivieres	Raiz: ER70S-G Demais passes: ER90S-G
TransCanada	P-GMAW Mecanizado
Fort Mackay	ER90S-G com backing interno
BP Advantica	P-GMAW Mecanizado tandem
Spadeadam 2006	ER100S-G

Tabela 7.18- Processos de soldagem utilizados. Fonte: os autores.

Um dos desafios na soldagem de tubos X100 é definir quais variáveis devem ser controladas para fornecer um controle do processo de soldagem que resulte em um desempenho mecânico da solda confiável e consistente. Quanto maior for a resistência do tubo, menores serão as opções para a soldagem. A resistência da solda se torna mais sensível às variações de taxa de resfriamento, a susceptibilidade a trinca a frio aumenta e a soldabilidade em geral diminui.

Além disso, encontrar um balanço entre resistência, tenacidade e ductilidade necessária para um bom desempenho do duto requer um controle mais apurado da prática de soldagem, procedimentos e sequência de passes. Como resultado, um maior controle das variáveis essenciais é necessário para atender as crescentes exigências de requisitos para as soldas. Este controle precisa ser obtido para soldagem manual, semiautomática e mecanizada, necessários para atender a execução das soldas dos *double-joints*, da linha tronco assim como o *tie-in* e as soldas de reparo.

Os processos de soldagem empregados nos pequenos trechos de demonstração já construídos com tubos X100 são variantes do GMAW com arame simples ou vários arames. Porém, mesmo nestes casos, quando comparados entre si, existem diferenças significativas em termos de dinâmica da poça de fusão, ciclo térmico na ZAC e taxas de resfriamento. O resultado das propriedades do metal de solda e ZAC podem ser diferentes mesmo para soldas que normalmente seriam consideradas equivalentes, baseadas no controle do processo de soldagem utilizando os cálculos convencionais de aporte térmico. Por estes motivos, um controle preciso de processo é necessário para atingir as propriedades mecânicas desejadas de forma consistente e, para isso, não existe atualmente um mecanismo confiável para correlacionar as variáveis de soldagem com as propriedades mecânicas finais. Além disso, apesar dos trechos de demonstração terem mostrado que a soldagem em campo do X100 é possível, o conhecimento adquirido fica restrito às empresas envolvidas.

Importante!

Para minimizar as incertezas na soldagem do X100, um grande programa de pesquisa foi financiado pelo departamento de transporte norte americano e pelo PRCI (Pipeline Research Council International). Dois projetos foram realizados dentro deste programa, um com o objetivo de avaliar as metodologias de ensaio e os aspectos mecânicos da solda e o outro focando a otimização do processo de soldagem através de uma correlação entre as variáveis essenciais de soldagem, microestrutura da solda e ZAC e propriedades mecânicas, utilizando para isso um integrado modelo térmico microestrutural. O objetivo foi definir uma faixa de opções viáveis para a soldagem do X100 e as variáveis essenciais necessárias para garantir o controle do processo de modo a se obter um confiável e consistente desempenho mecânico da solda.

O aporte térmico convencional, calculado a partir dos valores médios de corrente e tensão, não representa um cálculo preciso do aporte térmico, principalmente quando fontes pulsadas são utilizadas. O conhecimento do valor real do aporte térmico empregado é fundamental para se determinar as taxas de aquecimento e resfriamento. Observe a Figura 7.60, clique no ícone e entenda essa diferença:

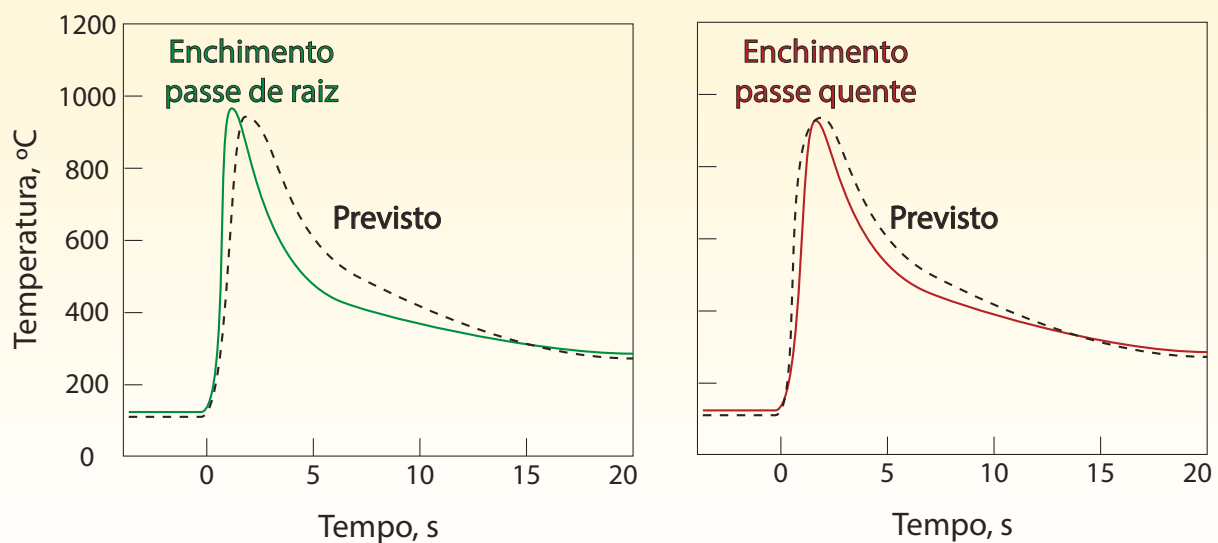


Figura 7.60– Ciclo térmico previsto e experimental da ZAC. Fonte: os autores.

O tempo de resfriamento entre 800 e 500 °C medido pelo termopar foi em torno de 4s, para um aporte térmico em torno de 0,60 kJ/mm e um aporte térmico real de aproximadamente 0,70 kJ/mm. **Este ciclo térmico é um indicador da microestrutura do metal de solda e, consequentemente, das propriedades mecânicas.**

Com relação aos consumíveis de soldagem, devido à forte interação existente entre o consumível e o processo de soldagem, é importante que uma qualificação específica seja feita para cada tipo de consumível. Mesmo dentro de uma mesma classificação AWS, o resultado de propriedades mecânicas pode ser diferente. Além disso, devido à forte influência do processo de soldagem na metalurgia da soldagem, o tipo de fonte de soldagem, modo pulsado e formas de ondas devem também ser considerados como variáveis essenciais.

Outro desafio na soldagem do X100 está relacionado com a composição química dos consumíveis e a necessidade de conseguir uma solda com resistência compatível com a do metal de base. A variação permitida pela norma do tubo para os valores de limite de escoamento, especialmente o valor do limite máximo, pode ser um problema para o usuário final, que precisa especificar um consumível para a solda circunferencial que resulte em uma junta com resistência superior ao limite de escoamento do tubo, de modo a garantir o *overmatch*.

Importante!

Alguns estudos de soldagem mostraram que existe apenas uma limitada faixa disponível de arames MAG que poderiam produzir depósitos capazes de oferecer *overmatch* tanto no limite de escoamento como na tenacidade. É recomendado que o máximo limite de escoamento para o X100 seja limitado em 825 MPa, sendo que algumas especificações limitam este valor em 810 MPa. Porém, estas limitações podem resultar em uma elevada rejeição durante a fabricação dos tubos.

Todos os aspectos mencionados neste capítulo devem ser cuidadosamente analisados antes de se executar um projeto com tubos X100. Definir quais serão as variáveis essenciais, como será feito o controle do processo, a necessidade ou não de *overmatch*, a restrição para o limite de escoamento máximo do tubo e o processo de soldagem são tarefas fundamentais que o projetista precisa ter em mente antes de iniciar um projeto com tubos X100. Além disso, outros cuidados relacionados com a metalurgia da soldagem devem ser também considerados.

7.1.4.2.4 Avaliação do Risco de Trinca a Frio na Soldagem do X100

Uma das maiores preocupações na soldagem dos aços de alta resistência é a ocorrência de trinca induzida por hidrogênio, também conhecida como trinca a frio. Como visto anteriormente, sua ocorrência depende de três fatores simultâneos:

 Clique nos itens.

**QUANTIDADE DE
HIDROGÊNIO NO
METAL DE SOLDA**

TENSÃO ELEVADA

**MICROESTRUTURA
SUSCEPTÍVEL
(MARTENSITA).**

O risco de trinca a frio depende da dureza da ZAC, que está intimamente relacionada com a composição química e com a velocidade de resfriamento que são responsáveis pela formação de microestruturas de elevada dureza e susceptíveis ao trincamento. O efeito de diferentes elementos de liga na temperabilidade, ou seja, na possibilidade de formação de microestruturas frágeis, é caracterizado pelo carbono equivalente.

Atenção

A fórmula sugerida pelo $_{IIW}$ (*International Institute of Welding*) não é a mais adequada para caracterizar os tubos de alta resistência fabricados por laminação controlada, podendo levar a classificar como inadequados, materiais com boa soldabilidade. Além disso, esta fórmula não é adequada para a soldagem em campo. Por estes motivos, tem sido utilizada a fórmula do Pcm, que descreve melhor a afinidade entre composição química e temperabilidade para os aços de baixo carbono.

A norma API 5L, utilizada para a fabricação dos tubos, considera o emprego tanto a equação do IIW, para teores de carbono acima de 0,12%, quanto a Pcm, para teores de carbono iguais ou inferiores a 0,12%, uma vez que tubos com diferentes graus produzidos por diferentes rotas de fabricação estão cobertos por esta norma. Esses valores são mais flexíveis do que os estudos do Yurioka, que define esses valores abaixo de 0,18% de carbono já devem ser utilizados o Pcm.

Os primeiros aços API 5L X-52 apresentavam dificuldade em ser soldados em virtude do alto teor de carbono equivalente (anos 60), entretanto, estes mesmos aços ao final da década de 1980 já eram fabricados /soldados com extrema facilidade em função da redução do teor de carbono (até $C < 0,1\%$). Como, o percentual de carbono é baixo, a temperabilidade é calculada com o Pcm. Assim, a quantidade de martensita fica subestimada se for utilizado o CE_{IIW} , tornando o material mais susceptível a trinca a frio. A quantidade de martensita na ZAC pode ser significativa e pode ser observada na Figura 7.61.

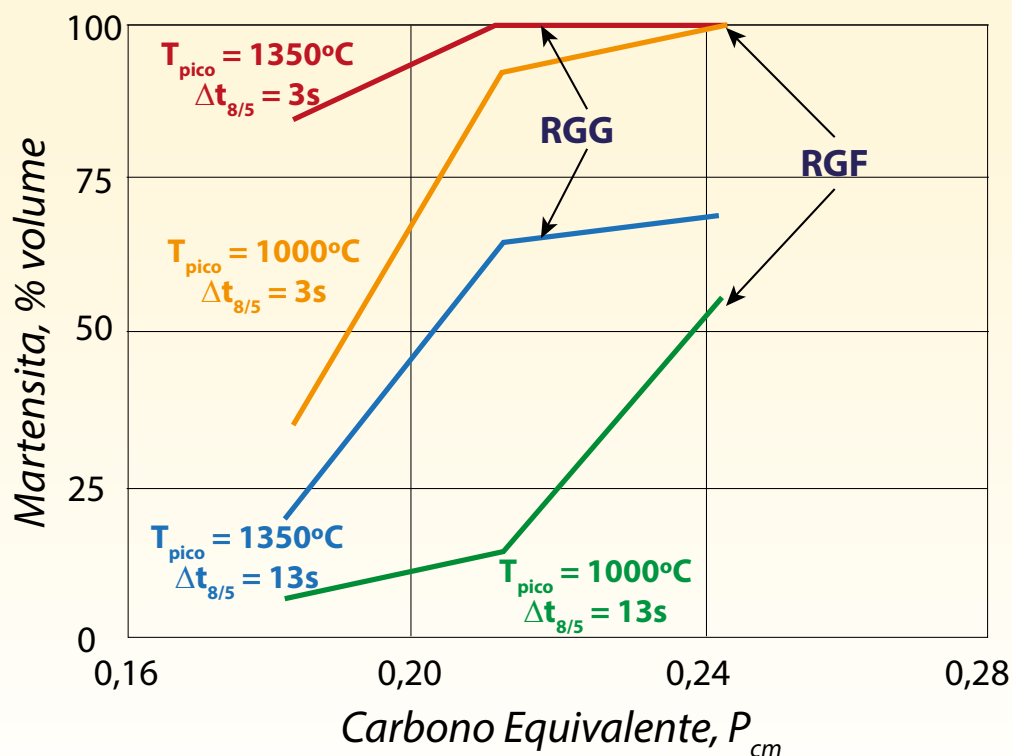


Figura 7.61 – Quantidade de martensita na ZAC estimada para um aço com 0,9%C na região de grãos grosseiros ($T_p = 1350^{\circ}C$) e na região de grãos refinados ($T_p = 1000^{\circ}C$) em duas taxas de resfriamento. Fonte: Adaptado de ASM Handbook, vol. 6 p.416.

Como já foi dito, a dureza da microestrutura depende também da velocidade de resfriamento. Se o $\Delta t_{8/5}$ (tempo para resfriar de 800 °C a 500 °C) for muito curto, uma microestrutura martensítica e/ou bainítica pode se formar na ZAC. A Figura 7.62 mostra a relação entre dureza e velocidade de resfriamento, representada pelo Δt_{8-5} , para aços X60, X70 e X80, que evidencia o efeito do carbono na dureza da ZAC.

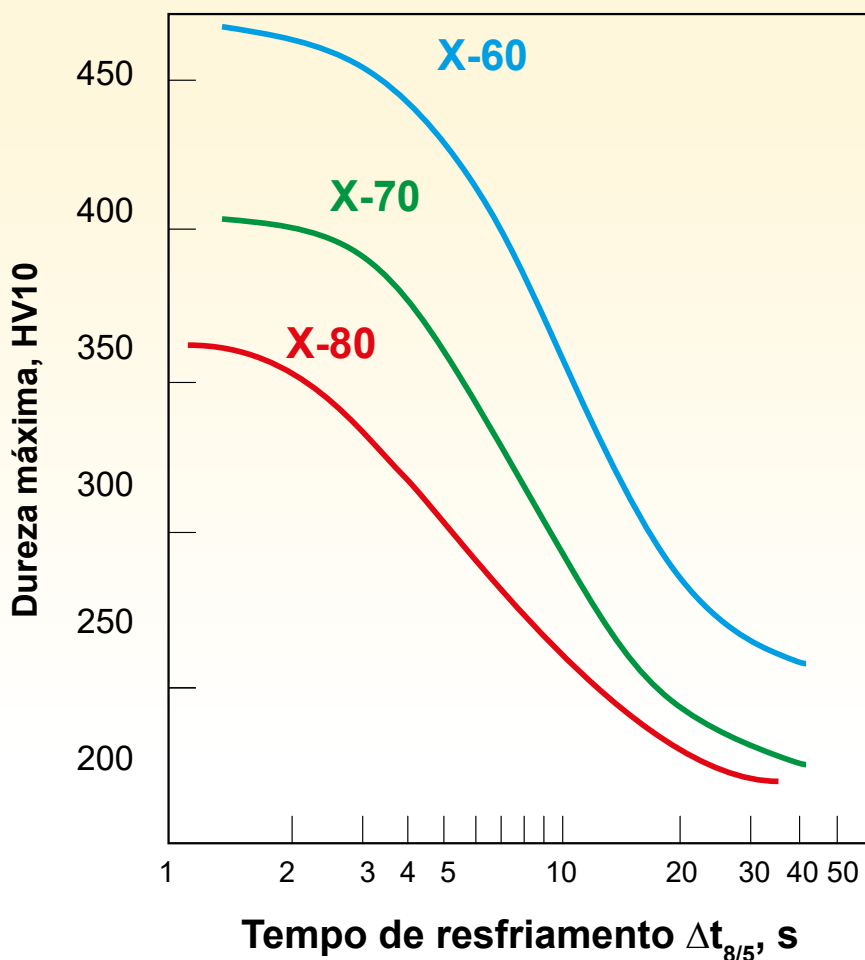


Figura 7.62 – Máxima dureza na ZAC em função do $\Delta t_{8/5}$. Fonte: os autores.

O aporte térmico na soldagem de um duto é em torno de 1 kJ/mm. O rápido resfriamento que ocorre em seguida pode causar endurecimento da ZAC devido a formação de martensita. Além disso, o hidrogênio do metal de solda pode difundir para estas regiões martensíticas de elevada dureza e resultar em trincas a frio.

Quanto menor for a velocidade de resfriamento, maior será tempo para que ocorra a difusão de hidrogênio para fora do material e menor será o risco de trinca a frio. Pré-aquecer o aço antes de iniciar a soldagem é uma prática utilizada para reduzir a velocidade de resfriamento e facilitar a saída do hidrogênio.

Yurioka realizou um estudo comparativo entre os métodos de cálculo de temperatura de preaquecimento CE_T , CEN, CE_{Pcm} (AWS D1.1) e CE_{IIW} (BS 5135), em aços para dutos. Para o aço API 5L X80 com carbono de 0,03%, espessura de 25mm, e aporte térmico de 1 kJ/mm, estes métodos estão representados na Figura 7.63.

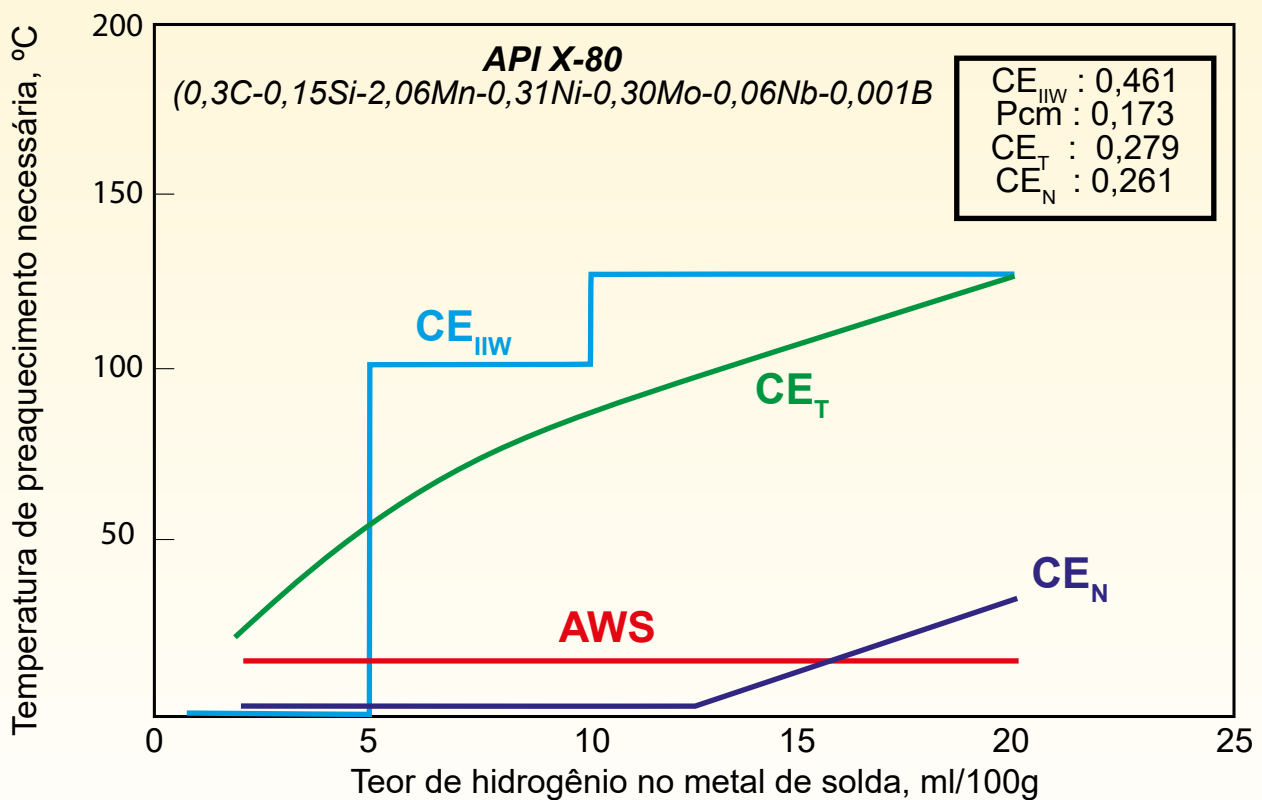


Figura 7.63 – Temperatura de preaquecimento necessária. Fonte: ZACCA, 2012, adaptado pelos autores.

De acordo com Yurioka, Figura 7.63, os métodos CE_T e CE_{IIW} (BS 5135) são demasiadamente conservativos, uma vez que a trinca a frio dificilmente ocorre na ZAC de aços com teores de carbono em torno de 0,03%, mesmo se soldado com eletrodos celulósicos com elevados teores de hidrogênio.

Importante!

O intervalo de tempo para resfriar de 300 °C a 100 °C, também conhecido como Δt_{3-1} , é mais interessante que o intervalo entre 800 °C e 500 °C (Δt_{8-5}) para determinar o espaço de tempo crítico para liberação de hidrogênio.

A necessidade ou não de preaquecimento depende:

 Clique nos números.

1

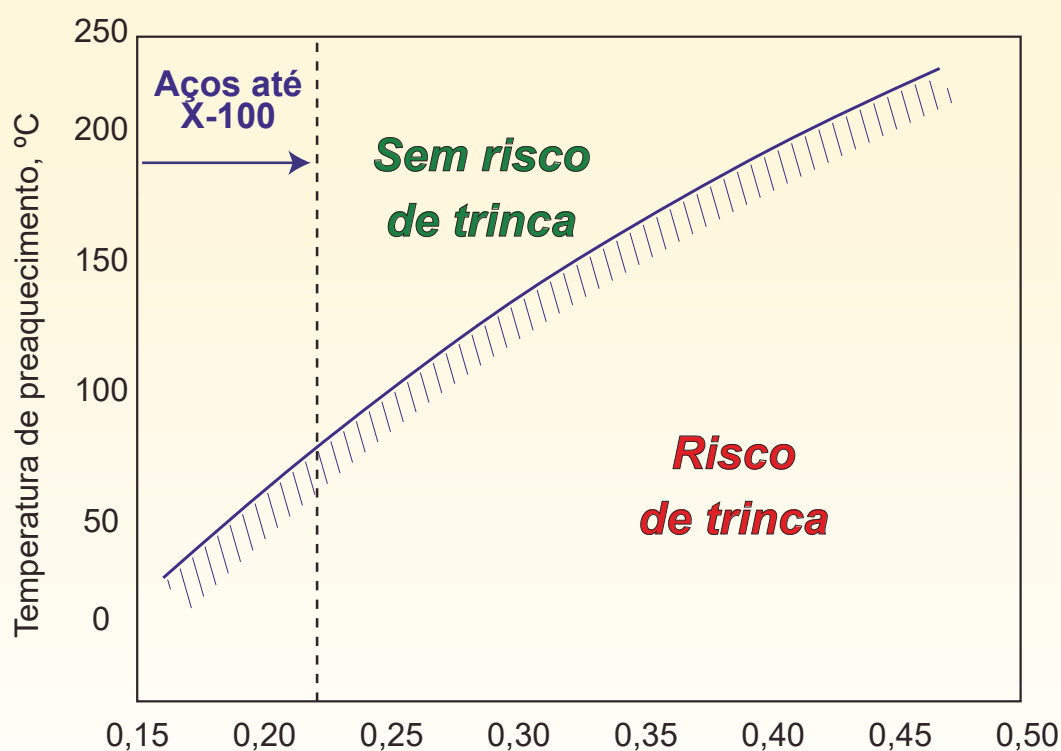
2

3

4

Se estes fatores forem favoráveis a ocorrência de trinca, o preaquecimento deve ser realizado.

A Figura 7.64 mostra a temperatura mínima de preaquecimento requerida para evitar trinca por hidrogênio na ZAC, determinada para diferentes composições químicas através de testes de implante em soldas depositadas com eletrodo celulósico. Pode-se observar que uma temperatura de apenas 100 °C é suficiente para tubos X80 de modo a evitar o risco de trinca na ZAC.



$$CE = C + \frac{Si}{25} + \frac{Mn}{20} + \frac{Cu}{20} + \frac{Cr}{10} + \frac{Ni}{40} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10}, \%$$

Figura 7.64 – Temperatura de preaquecimento e CE. Fonte: ZACCA, 2012, adaptado pelos autores.

A Figura 7.65, também construída a partir de testes de implante, relaciona o teor de hidrogênio difusível do eletrodo revestido com a temperatura de preaquecimento e o valor de carbono equivalente. A temperatura de preaquecimento necessária para evitar trinca a frio aumenta com o valor do carbono equivalente.

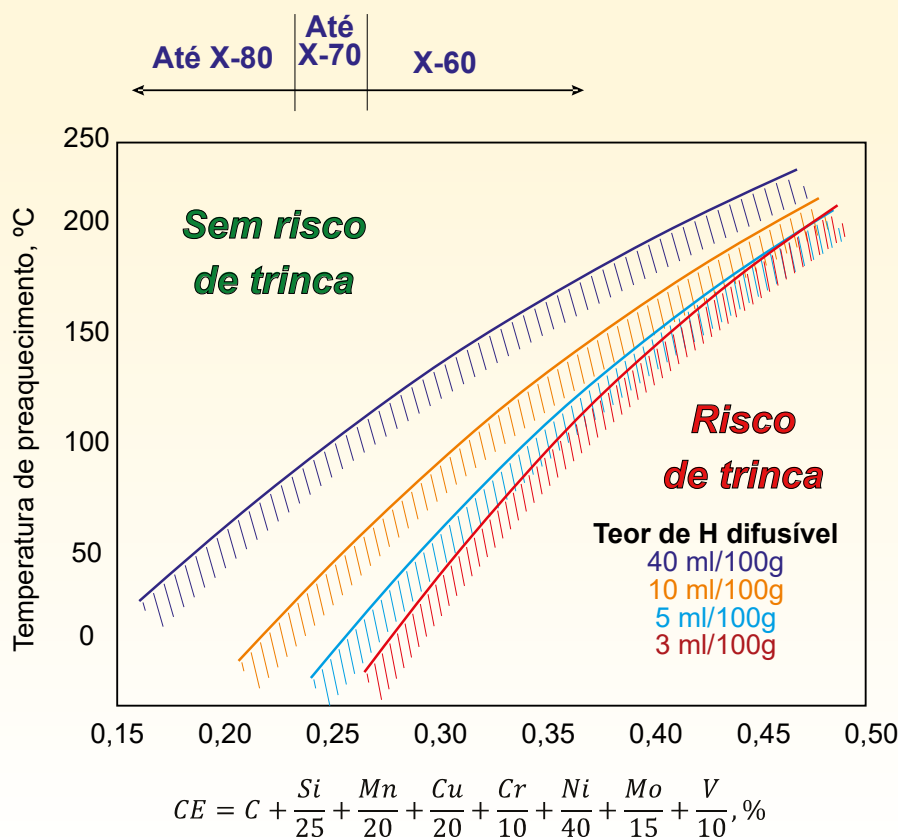


Figura 7.65 – Temperatura de preaquecimento, CE e hidrogênio. Fonte: ZACCA, 2012, adaptado pelos autores.

Para verificar a susceptibilidade a trinca a frio, o teste Tekken é mais adequado que o teste de implante, já que este não representa uma junta real e acaba sendo muito conservativo. Além disso, em uma solda real, a tensão é provocada pela tensão residual de soldagem, enquanto no teste de implante a tensão é provocada por um carregamento externo.

Uma dificuldade associada com ambos os testes é que para evitar a ocorrência de trinca no metal de solda, é necessário utilizar consumíveis com uma resistência mais elevada para simular o passe de raiz e isso é exatamente o que deve ser evitado na prática. Outra dificuldade com este teste é que o passe de raiz é resfriado da temperatura de soldagem até a temperatura ambiente, o que é uma condição muito conservadora, já que na prática o resfriamento direto até a temperatura ambiente é evitado. **Por estes motivos, estes testes levam a adoção de temperaturas de preaquecimento muito elevadas.**

Importante!

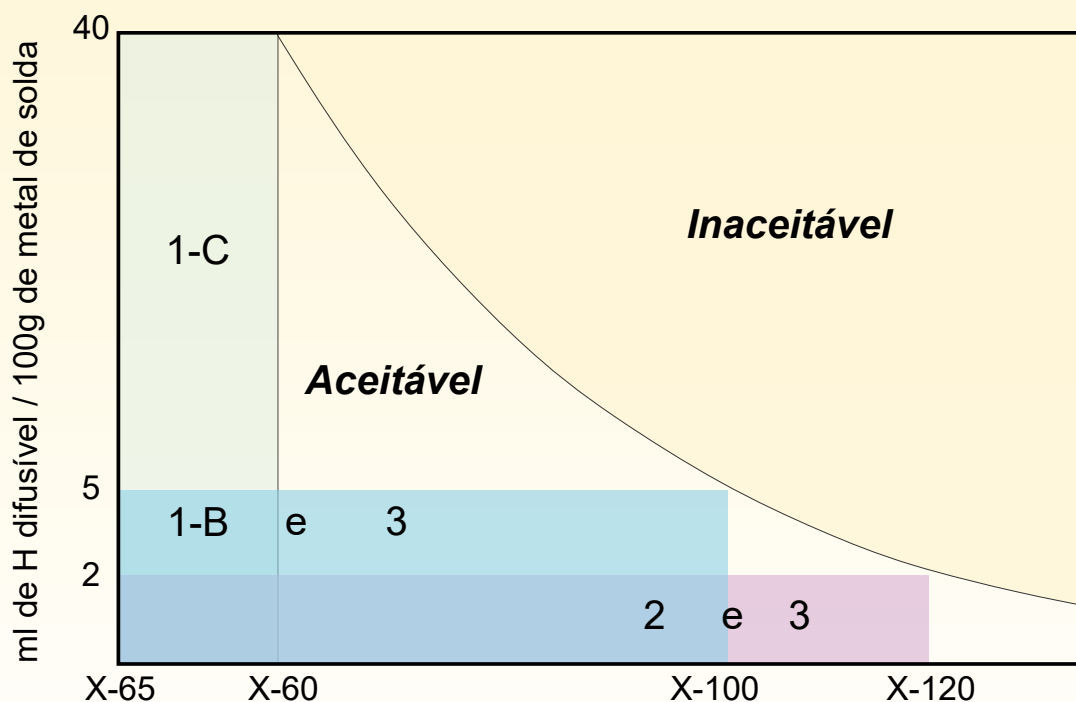
Deve ser considerado também que os metais de solda de elevada resistência, são mais susceptíveis a trinca a frio do que os metais de base com baixo teor de carbono e alta resistência. Por isso, as temperaturas mínimas de preaquecimento e inter-passe, precisam ser determinadas através de testes reais em campo.

Testes realizados em tubos X100, utilizando eletrodos celulósicos E9010-G para o passe de raiz e E7010-A1 para o passe quente, indicam que uma solda isenta de trincas não é possível, considerando preaquecimento de 140 °C. **A experiência com o emprego de eletrodos celulósicos para a soldagem de tubos de alta resistência mostra que estes consumíveis não são adequados para a soldagem dos passes de enchimento e acabamento. O uso destes consumíveis resulta em baixa tenacidade do metal de solda e ocorrência de trinca a frio.**

Neste caso, trinca a frio ocorre no metal de solda e não no metal de base de baixo carbono. Isto pode ser explicado pela maior temperabilidade do metal de solda quando comparado com o metal de base. De fato, o valor de carbono equivalente em torno de 0,47 a 0,52% e Pcm de 0,23% a 0,26% encontrado para alguns consumíveis para tubos X100 são superiores ao encontrado para o metal de base de muitos tubos já fabricados. A ocorrência de trinca a frio no metal de solda é mais crítica na região do cruzamento com a solda longitudinal. Isto é esperado devido a uma composição química mais rica da solda SAW de fábrica.

Como já foi visto, o risco de trinca a frio depende da quantidade de hidrogênio difusível. O processo de soldagem com eletrodo revestido celulósico possui grande quantidade de hidrogênio e, por isso, seu uso em dutos é utilizado somente até o grau X70. A partir do X80, somente eletrodo com revestimento básico deve ser empregado. Esta restrição se deve a alta resistência destes aços que aumenta o risco de trinca a frio.

De uma forma geral, o controle de hidrogênio difusível na soldagem dos aços API deve ser feito de acordo com a Figura 7.66, onde o teor de hidrogênio difusível é função do processo de soldagem e do material.



1 - SMAW, 2 - GMAW e 3 - FCAW
B - eletrodo básico e C - eletrodo celulósico

Figura 7.66 – Sensibilidade dos diferentes processos à trinca a frio. Fonte: ZACCA, 2012, adaptado pelos autores.

O emprego de processos como o GMAW mecanizado, que resulta em um teor de hidrogênio difusível muito menor, reduz o risco de trinca a frio e, por isso, é provável que este processo seja o principal candidato para a soldagem de linhas tronco de dutos X100.

Outro fator que contribui para a ocorrência de trinca a frio é a restrição imposta a junta, que normalmente está relacionada com a espessura, sendo maior quanto maior for a espessura do tubo. Quanto maior for a restrição maior será o nível de tensões residuais e maior o risco de trinca a frio. O ASME B 31.8-2018, por exemplo, exige que seja realizado tratamento térmico de alívio de tensões sempre que a espessura for superior a 1,25" (31,8 mm).

7.1.4.2.4.1 Efeito do Aporte Térmico na ZAC do X100

Além das questões relacionadas com a formação de trinca a frio, as alterações de microestrutura e propriedades mecânicas, que ocorrem devido ao aporte térmico de soldagem, também devem ser consideradas. **O ciclo térmico de soldagem produz significativas mudanças microestruturais na ZAC que podem afetar a tenacidade e a integridade dela.**

A Figura 7.67 mostra que a ZAC pode ser relacionada com o diagrama Fe-C, desde que os efeitos da cinética do rápido aquecimento nas transformações de fase sejam ignorados.

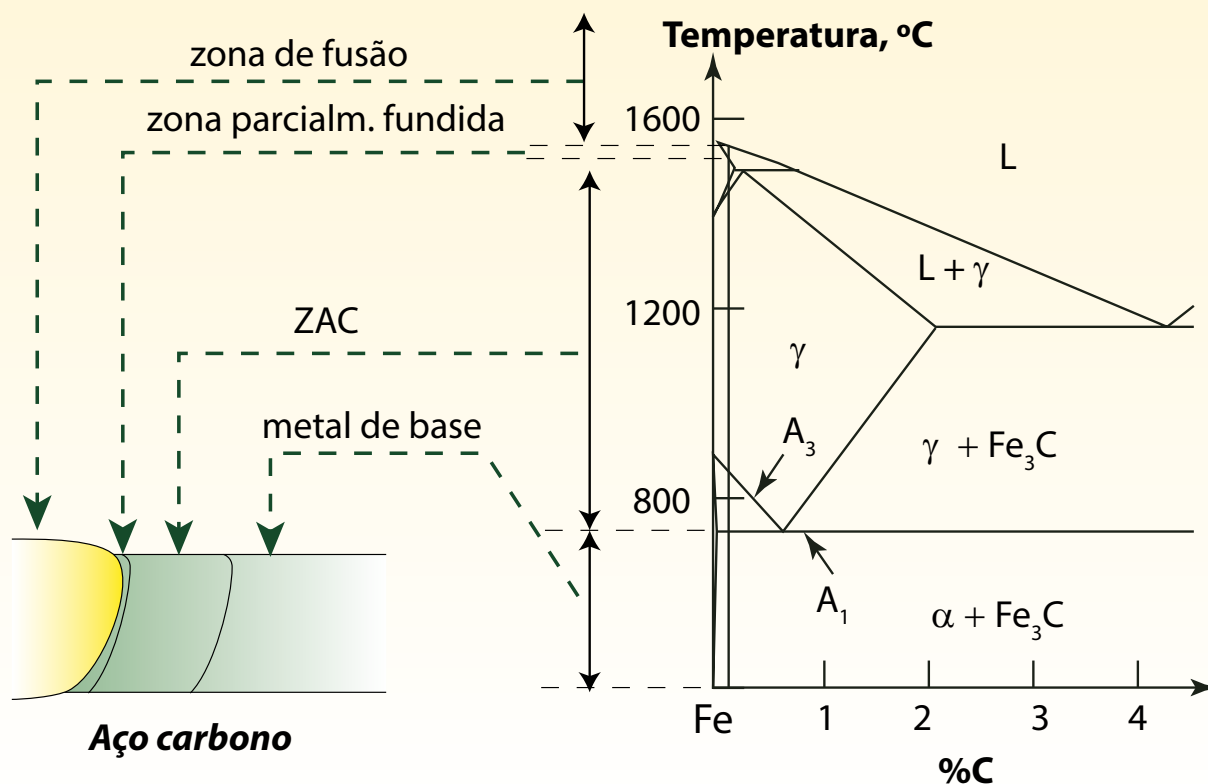


Figura 7.67 – Correlação entre diagrama de fase Fe-C e ZAC. Fonte: os autores.

Na soldagem, a taxa de aquecimento é bastante elevada e o tempo acima de A_3 é bastante curto. Por razões de cinética, as temperaturas onde a transformação ocorre no aquecimento (AC_1 e AC_3) são maiores que as temperaturas de equilíbrio A_1 e A_3 . Como a transformação de fase requer difusão e essa é dependente do tempo, o rápido aquecimento durante a soldagem faz com que a transformação de fase não ocorra nas temperaturas de equilíbrio A_1 e A_3 , mas sim em temperaturas mais elevadas AC_1 e AC_3 . Já no resfriamento, a transformação de fases acontecerá em temperaturas mais baixas, como observado nos gráficos CCT.

Atenção

Para aços contendo elementos formadores de carbeto, o efeito da taxa de aquecimento se torna mais pronunciado. Isto porque a taxa de difusão destes elementos é muito inferior à do carbono e porque eles obstruem a difusão do carbono, resultando em um atraso na transformação de fase.

A combinação de uma elevada taxa de aquecimento com o pequeno tempo acima de AC_3 na soldagem pode resultar na formação de uma austenita não homogênea durante o aquecimento. Isto ocorre porque não há tempo suficiente para os átomos de carbono da austenita se difundirem das regiões com elevado teor de carbono onde havia perlita para as regiões de baixo carbono onde havia ferrita. Devido ao rápido resfriamento, podem ser formadas regiões endurecidas com uma martensita de alto carbono com austenita retida e regiões adjacentes de ferrita com baixo carbono.

Não custa lembrar que a ZAC pode ser dividida em três regiões:

 Clique nos itens e entenda a que temperaturas estão sujeitas cada uma delas.

**REGIÃO DE GRÃOS
PARCIALMENTE
REFINADOS**

**REGIÃO DE GRÃOS
REFINADOS**

**REGIÃO DE CRESCIMENTO
DE GRÃO**

Para minimizar o problema de crescimento de grão durante a soldagem, deve-se empregar menores aportes térmicos ou utilizar aços com elementos formadores de carbeto e nitreto.

O aporte de calor para a soldagem dos aços de alta resistência é relativamente baixo, normalmente menor que 2,5 kJ/mm e raramente ultrapassa a 3 kJ/mm, de modo que precipitados finamente dispersos sejam efetivos como controladores do crescimento de grão. Caso permaneça por muito tempo a altas temperaturas, ocorre dissolução dos mesmos e crescimento acentuado dos grãos, comprometendo a tenacidade da ZAC.

Dentre os carbeto e nitreto de nióbio, titânio e vanádio presentes nos aços de alta resistência, o nitreto de titânio (TiN) é o mais estável, ou seja, é o que tem a menor tendência de se decompor e dissolver em elevadas temperaturas. Por isso, este é o mais efetivo para evitar o crescimento de grão durante a soldagem.

Quanto maior for o aporte térmico durante a soldagem, maior será a possibilidade de ocorrer dissolução dos carbeto e nitreto resultando em perda na eficiência de inibir o crescimento de grão. Aços contendo óxido de titânio (Ti_2O_3) tendem a apresentar melhor tenacidade na ZAC. O óxido de titânio é mais estável que o TiN e não se dissolve, mesmo para elevados aportes térmicos. As partículas não dissolvidas de Ti_2O_3 não evitam efetivamente o crescimento de grão, mas agem como eficientes pontos para nucleação de ferrita acicular, que se forma dentro dos grãos austeníticos grosseiros e melhora a tenacidade da ZAC.

Importante!

A região da ZAC aquecida em temperatura intermediária, não apresenta dissolução total dos precipitados, já que a dissolução é função do tempo e da temperatura de exposição. Os átomos de soluto que se dissolvem a baixa temperatura não se difundem para longe do local onde foi parcialmente dissolvido, resultando em algumas áreas com austenita localmente enriquecida em elementos de liga. Junto à linha de fusão, os precipitados tendem a se dissolver completamente, sendo esta região que demanda maior cuidado na soldagem.

A redução de tenacidade da ZAC pode ocorrer devido à presença do microconstituente AM (Austenita-Martensita). Para compreender seu processo de formação e sua influência na tenacidade da ZAC, clique no ícone e conheça esse microconstituente:



A microestrutura do X100 pode variar significativamente de acordo com as práticas de laminação adotadas e com a composição química, mas tipicamente, consiste em uma mistura de ferrita poligonal e bainita. Alguns tubos apresentam microestrutura de bainita inferior com algumas regiões de martensita ou AM. A microestrutura da junta soldada é predominantemente de ferrita acicular com alguma bainita ou carbeto (MAC).

A região de grãos grosseiros é tipicamente constituída de ferrita grosseira alinhada com MAC e bainita. Nesta região também podem ser encontradas microestruturas de bainita e martensita. A região de grãos refinados da ZAC é tipicamente de ferrita poligonal muito fina com algum MAC e bainita.

Na região da ZAC de soldas multipasse de tubos X100 há uma grande variação de microestruturas e essa é esperada. Na região de grãos grosseiros, microestruturas de bainita e martensita são formadas no interior do grão austenítico prévio. A soldagem GMAW com duas tochas resulta em uma microestrutura na

ZAC mais grosseira quando comparado com o GMAW com tocha simples. A proporção das fases presentes é fortemente afetada pelo ciclo térmico de soldagem, principalmente, pelo tempo de resfriamento na faixa de temperatura em que ocorre a transformação. Pequenas alterações no tempo de resfriamento podem resultar em diferenças significativas na fração de bainita e martensita.

Como pode ser visto na Tabela 7.19, a composição química do X100 pode variar significativamente de acordo com a metodologia de fabricação empregada na produção das chapas. Deve-se ter em mente que variações na composição química podem alterar drasticamente a microestrutura e as propriedades da ZAC.

	Composição Química (%)																
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cu	Mo	Cr	Nb	Ti	V	B	N	Al	CE IIW	CE Pcm
A	0,06	0,22	1,96	0,006	0,0026	0,39	0,17	0,11	--	0,045	0,013	--	--	--		0,45	0,19
B	0,052	0,16	1,75	0,008	0,0025	0,40	0,22	0,28	0,130	0,079	0,012	0,005	0,0001	--	0,027	0,47	0,19
C	0,064	0,10	1,78	0,007	0,0015	0,52	0,26	0,27	0,024	0,027	0,012	0,006	0,0001	--	0,060	0,47	0,20
D	0,07	0,30	1,9	--	--	0,33	0,20	0,05	--	0,05	0,018	--	--	0,005	--	0,46	0,20
E	0,06	0,35	1,9	--	--	0,25	--	0,05	--	0,05	0,018	--	--	0,004	--	0,46	0,19
F	0,061	0,10	1,76	0,006	0,002	0,50	0,28	0,27	0,025	0,029	0,012	--	0,0004	0,0025	0,038	0,47	0,20
G	0,05	0,09	1,87	0,009	0,001	0,13	0,28	0,21	0,03	0,05	0,008	--	--	0,005	--	0,45	0,21
H	0,07	0,13	1,80	0,009	0,001	0,15	0,26	0,20	0,02	0,044	0,011	0,003	--	--	--	0,44	0,19
I	0,058	0,23	1,94	0,014	0,003	0,15	0,24	0,17	0,04	0,03	0,010	0,04	--	0,005	0,04	0,46	0,19

Tabela 7.19- Composição química de tubos API 5L X100. Fonte: os autores.

A decomposição da austenita durante o resfriamento determina a microestrutura final e as propriedades da ZAC e a presença dos elementos de liga influencia esta decomposição. A presença de nióbio em solução tem um importante papel na cinética de decomposição da austenita. O teor de nióbio na austenita muda dramaticamente o comportamento da decomposição e pode deslocar em até 100°C para baixo a temperatura de transformação.

Na Figura 7.68, a curva da esquerda mostra a temperatura de transformação considerando o Nb em solução sólida na austenita. A temperatura onde ocorre a transformação considerando o Nb em solução é inferior a temperatura considerando o nióbio precipitado, isto é, fora de solução. A temperatura onde ocorre a transformação da austenita irá definir a microestrutura final.

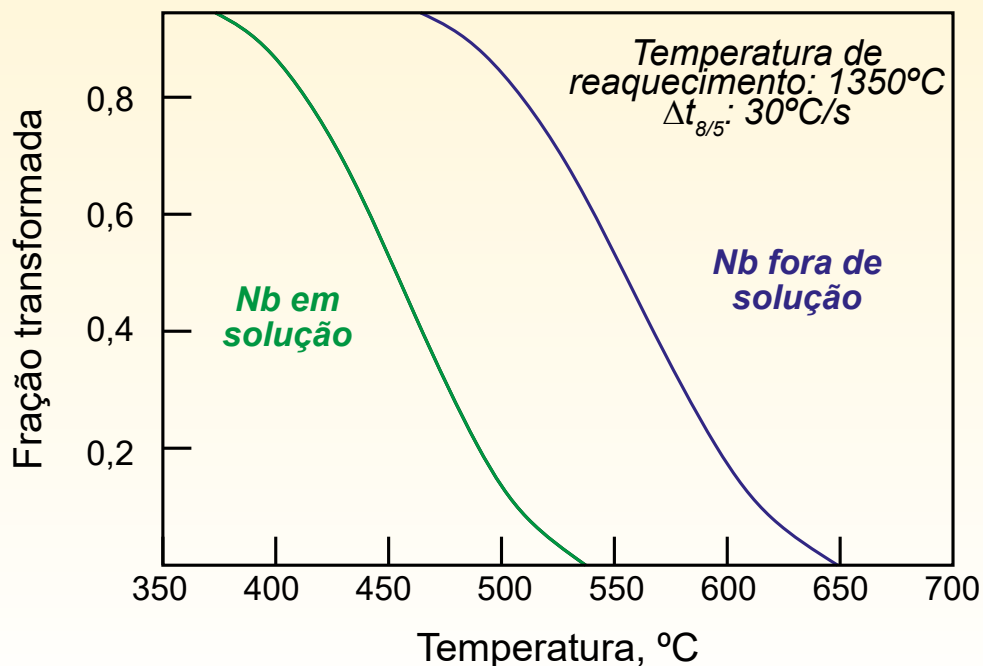


Figura 7.68 – Efeito do Nb nas temperaturas de transformação.
Fonte: ZACCA, 2012, adaptado pelos autores.

As alterações microestruturais na ZAC em X100 mostram que a soldagem deste tipo de aço precisa ser feita dentro de uma pequena janela de operação onde pequenas variações de parâmetros que alterem a velocidade de resfriamento podem resultar em significativas alterações nas propriedades da ZAC. Além disso, a influência da composição química na decomposição da austenita indica o quanto as propriedades da ZAC dependem do tipo de X100 que será utilizado.

Dessa forma, sugere-se que a qualificação de procedimento de soldagem para aplicação de tubos X100 seja feita com o mesmo material e com os mesmos processos que se pretende empregar em campo. Na prática, para soldagem de um tubo X100, o número de variáveis essenciais precisa ser maior que o empregado nos aços de menor resistência.

7.1.4.2.5 Amolecimento da ZAC em Tubos X100

Na soldagem de aços de alta resistência, tem sido observada uma redução de dureza que ocorre na zona afetada pelo calor, também conhecida como amolecimento da ZAC. Tal fenômeno é função dos mecanismos de endurecimento utilizados para estes aços. A Figura 7.69 mostra de forma esquemática o perfil de microdureza de uma junta soldada ilustrando a severidade deste fenômeno caso não seja feito um controle da metalurgia ou do aporte térmico de modo a evitar este problema.

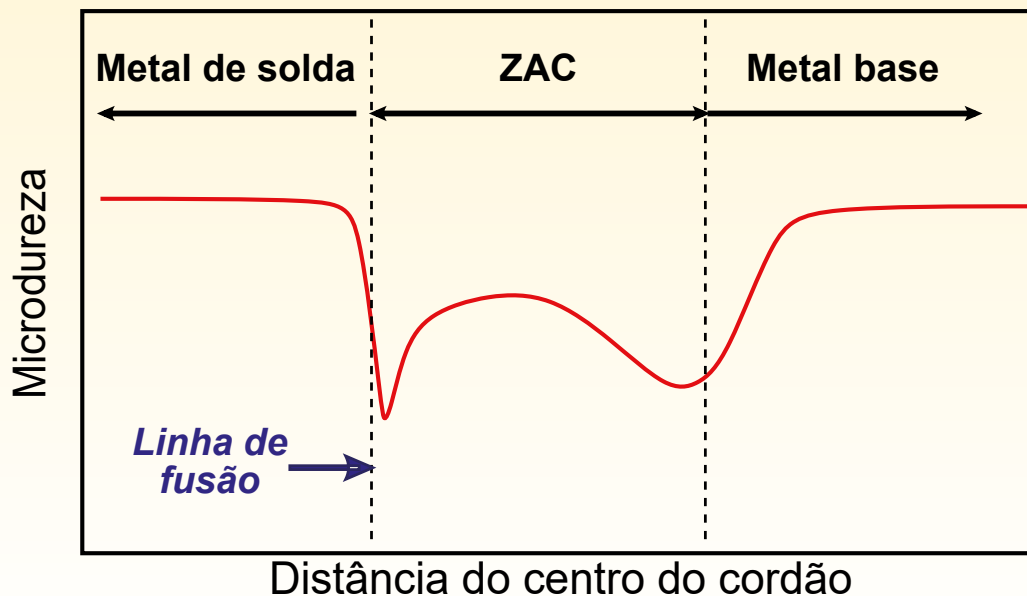


Figura 7.69- Desenho esquemático do amolecimento da ZAC.
Fonte: ZACCA, 2012, adaptado pelos autores.

A redução da dureza junto a linha de fusão está associada à transformação da austenita em bainita superior e a redução de dureza na região próxima ao metal de base está associada ao superrevenimento. Para mitigar este problema, deve ser utilizado:

- » baixo aporte de calor na soldagem;
- » balanço dos elementos titânio, nióbio e vanádio que são resistentes ao revenimento;
- » adição de boro.

Importante!

O boro tem sido adicionado (5 a 15 ppm) para aumentar a dureza da ZAC, compensando o efeito de amolecimento e deixando o P_{cm} inferior a 0,24. Outros elementos como o titânio até 0,03%, 0,5% de silício e nitrogênio inferior a 100ppm (necessário para formação de TiN) podem ser adicionados.

O amolecimento da ZAC em aços X70 e X80 depende da composição química, da razão elástica (relação entre o limite de escoamento e limite de resistência) e do aporte térmico empregado. A susceptibilidade ao amolecimento da ZAC aumenta com a redução dos elementos de liga, com o aumento da razão elástica e com o aumento do aporte térmico. Em aços com baixos teores de elementos de liga, o aporte térmico durante a soldagem deve ser limitado para evitar amolecimento excessivo da ZAC.

Para os aços modernos, produzidos a partir de laminação controlada, por não ter uma composição química rica em elementos de liga, principalmente devido ao baixo teor de carbono, requer um cuidadoso controle dos parâmetros de soldagem, a fim de atingir uma resistência adequada na ZAC.

Para alguns aços X70 e X80, o amolecimento da ZAC é muitas vezes resultado de um procedimento de soldagem com elevado aporte térmico. Para aços de maior resistência, como o X100, o amolecimento da ZAC pode ocorrer mesmo sob moderado aporte térmico devido ao tamanho de grão ultrafino do metal de base e sua microestrutura bainítica e martensítica.

Atenção

Esta redução na dureza e resistência na ZAC pode se tornar um ponto fraco. Por isso, é importante conhecer o grau e extensão deste amolecimento, dada a natureza do metal de base e as condições de soldagem.

O fenômeno do amolecimento da ZAC tem sido observado em vários tubos X100 e é geralmente consistente com a microestrutura. Este amolecimento já foi observado na larga ZAC associada com a solda SAW para algumas composições de tubos X100 e tende a ser mais crítico quando a metodologia de fabricação do X100 resulta em um metal de base com martensita.

A Figura 7.70 mostra que o amolecimento da ZAC da solda longitudinal soldada por arco submerso é mais crítico no X100 do que no X60.

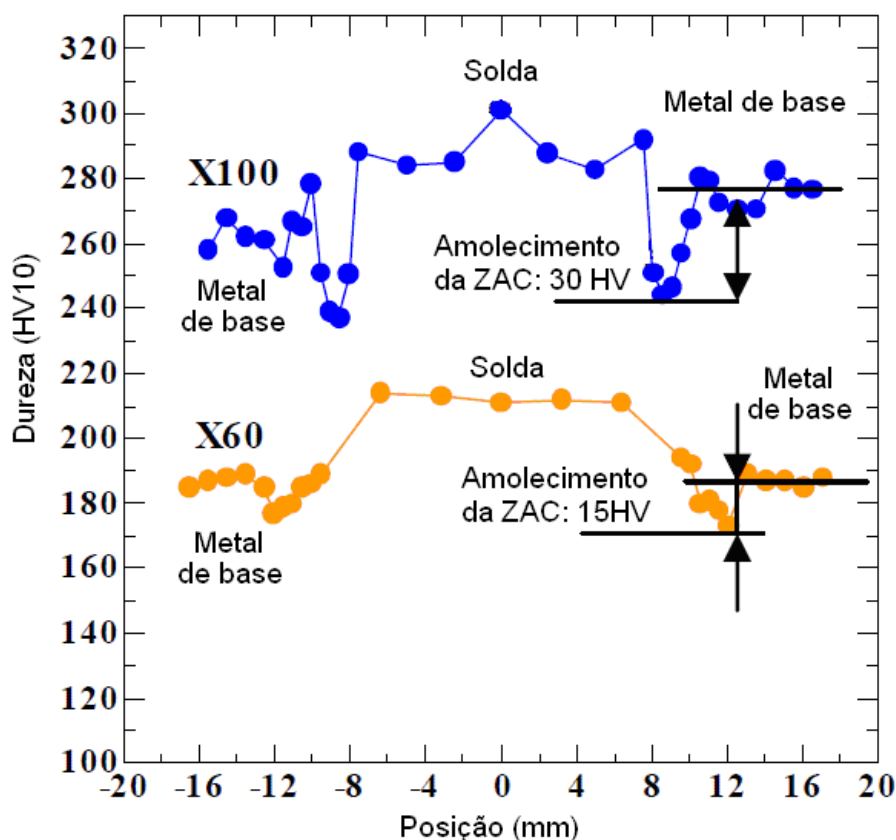


Figura 7.70- Amolecimento da ZAC no X60 e no X100. Fonte: ZACCA, 2012, adaptado pelos autores.

O efeito do amolecimento provocado pelo alto aporte térmico da soldagem circunferencial com arco submerso (*double joints*) pode resultar em uma elevada deformação localizada na ZAC, o que é indesejável no caso de projetos feitos por deformação (*Strain Based Design*).

Geralmente, em uma ZAC estreita, não é esperado que se tenha elevados níveis de deformação localizada devido a constrição lateral das partes adjacentes do metal de base e do metal de solda. No caso de soldas por arco submerso, devido ao elevado aporte térmico, a ZAC é normalmente muito maior que a típica ZAC de uma solda GMAW, resultando em deformação já que a constrição lateral do metal de base e metal de solda não influencia de forma significativa.

Embora a soldagem circunferencial com GMAW resulte em um aporte térmico inferior ao da solda longitudinal feita com arco submerso, o amolecimento da ZAC ainda pode ser observado. Em estudos de soldagem circunferencial para o X100 foram atingidos valores de dureza entre 320 e 350 HV para o passe de acabamento e valores entre 300 e 330HV para os passes de enchimento como depositado (região não revenida pelo passe seguinte). As regiões dos passes de enchimento que foram reaquecidas pelos passes seguintes apresentaram um amolecimento para valores entre 280 e 300HV. A ZAC apresentou um significativo amolecimento, apresentando valores entre 240 a 260 HV comparado com o metal de base que é de 270 a 320HV.

Resumidamente, o amolecimento da ZAC depende da composição química e microestrutura do metal de base e do ciclo térmico empregado pelo processo de soldagem. Observe duas medidas para reduzir o amolecimento da ZAC:

1. O emprego de um aço com baixo teor de carbono em conjunto com um carbono equivalente relativamente elevado reduz o amolecimento da ZAC. Porém, a composição química do X100 já tem sido otimizada e não pode ser facilmente alterada.
2. Outra medida que pode ser empregada para reduzir o amolecimento da ZAC em tubos X100 é limitar um valor em torno de 150°C para a temperatura interpasse. Porém, isto pode ser muito restritivo e uma faixa entre 100 e 150°C pode ser muito difícil de ser controlada na prática.

Embora seja possível conseguir um baixo aporte térmico no caso da soldagem GMAW, o mesmo não pode ser feito para a solda por arco submerso com vários arames. Neste caso, o aporte é elevado e não há muito como ser alterado já que este processo em fábrica foi desenvolvido para se obter uma soldagem rápida e viável economicamente. **Uma alteração na soldagem de fábrica para se obter um baixo aporte térmico pode ser possível tecnicamente, mas pode não ser economicamente viável.**

Como já foi visto, um elevado aporte térmico resulta em uma baixa velocidade de resfriamento e em uma ZAC mais extensa. O amolecimento de parte da ZAC pode ser um ponto fraco na soldagem do X100 e parece não ter sido suficientemente investigado até o momento. Ainda não há evidências de que o amolecimento da ZAC tenha contribuído para a falha de algum duto X100, embora os pequenos trechos de X100 instalados até o momento estejam inseridos em linhas de graus menores onde a máxima capacidade em termos de tensão não tenha sido exigida.

7.2 Aços Cromo-Molibdênio e Aços Molibdênio

Os aços ferríticos cromo-molibdênio – Cr-Mo – costumam ser empregados em temperaturas superiores a 400 °C pela boa resistência a quente. **Estas ligas apresentam baixa taxa de deformação a quente e boa resistência ao hidrogênio**, fazendo com que algumas especificações sejam empregadas em temperaturas de até 650 °C.

A resistência mecânica a quente é o principal critério para seleção de materiais para vasos, fornos e caldeiras operando acima de 350°C. Obviamente, apenas a resistência a quente, não é suficiente para capacitar um determinado material a trabalhar em elevadas temperaturas, estes materiais obviamente devem conciliar também boa resistência a corrosão em relação ao meio em que será exposto.

Nos serviços a quente, da mesma forma, quanto maior o teor de cromo maior a resistência a oxidação. Para compensar a redução da resistência mecânica e a corrosão conforme a temperatura de trabalho é aumentada, há necessidade da adição de mais cromo à liga, além da adição de outros elementos.

Importante!

Nos aços Cr-Mo, o cromo aumenta a resistência mecânica e principalmente a corrosão (oxidação a alta temperatura), enquanto o molibdênio contribui no aumento da resistência a quente (fluência), Figura 7.71.

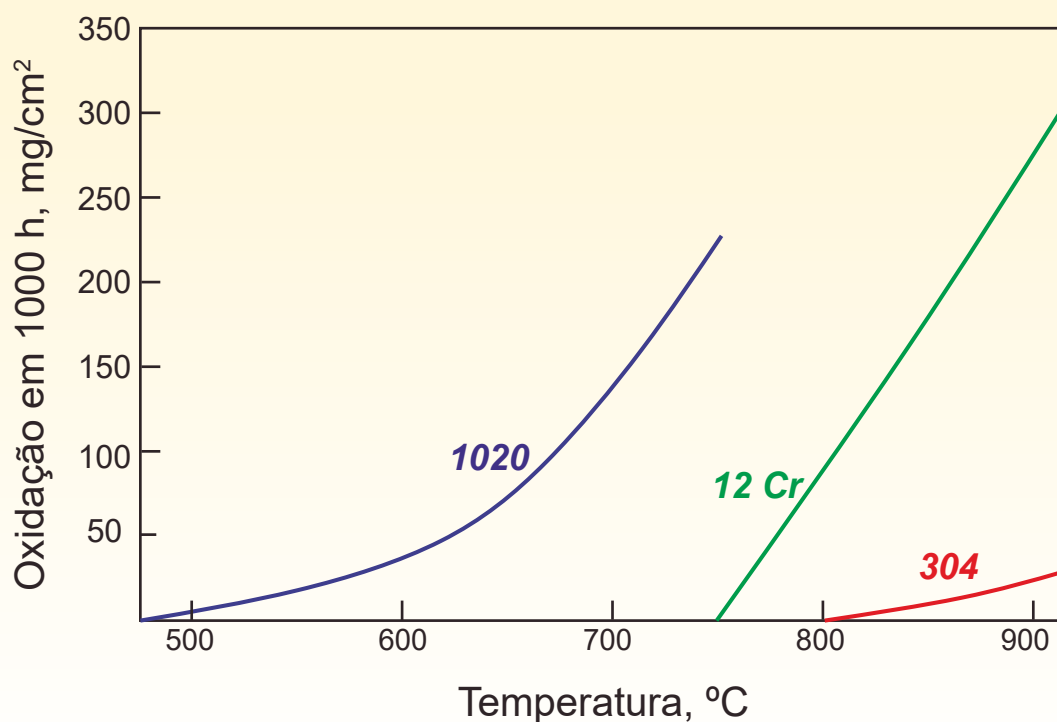


Figura 7.71 – Oxidação de diferentes materiais em 1000 h de operação. Fonte: CERSOSIMO, 2012, adaptado pelos autores.

Quando exposto a alta temperatura, o mecanismo de endurecimento por solução sólida inicialmente predomina como único responsável em manter a resistência à fluência, sendo substituído pelo mecanismo por precipitação com uma fina precipitação de carbeto de molibdênio e carbetos mais complexos com participação do cromo, ou seja, função da temperatura e do tempo.

Ambos os mecanismos de endurecimento perdem eficácia com o aumento da temperatura e tornam-se instáveis. Vários tipos de carbetos precipitam nos aços Cr-Mo quando reaquescidos na faixa entre 500°C a 600°C. Quando reaquescido, o que normalmente acontece quando o aço é revenido ou sofre tratamento térmico de alívio de tensões após a soldagem, o amolecimento da microestrutura, decorrente do revenido pela precipitação da cementita, é compensado pela precipitação secundária. Parte considerável da cementita é dissolvida, possibilitando a formação de outros carbetos com maior estabilidade termodinâmica, como:

- » $M_6 C_3$;
- » $M_{23} C_6$;
- » TiC ;
- » $V_4 C_3$;
- » $(Mo,Cr)_2 C$;
- » $W_2 C$.

Atenção

Estes carbetos são conhecidos como secundários e ocorre um processo de endurecimento, conhecido por endurecimento secundário.

O efeito da temperatura e do tempo apresentam como efetivo mecanismo de endurecimento a formação de precipitados metaestáveis finamente distribuídos (quanto maior a capacidade de se manter estável melhor). Quando bem selecionados (e operados) as alterações microestruturais ocorrem de forma lenta, permitindo uma vida útil mínima de 20 anos. Em alguns casos, podemos observar estes aços em operação por mais de 30 anos sem apresentar significativa mudança microestrutural.

O mecanismo mais comum de fluência na indústria do petróleo e petroquímica (função da temperatura e tempo) é através da formação de vazios no contorno de grão (intergranular), por isso os aços Cr-Mo se constituem numa importante família na indústria do petróleo. A representação esquemática, Figura 7.72, apresenta os vazios de fluência no contorno.

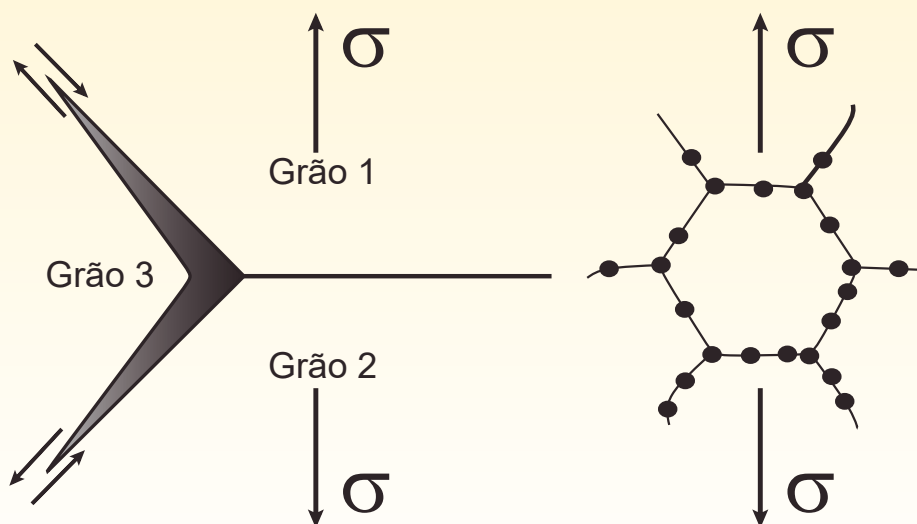


Figura 7.72 – Exemplo da trinca em cunha à esquerda e de vazios nos contornos de grão na direita.
Fonte: OS AUTORES, 2019.

A Figura 7.73 a seguir mostra o desenvolvimento dos vazios de fluência durante o segundo estágio.

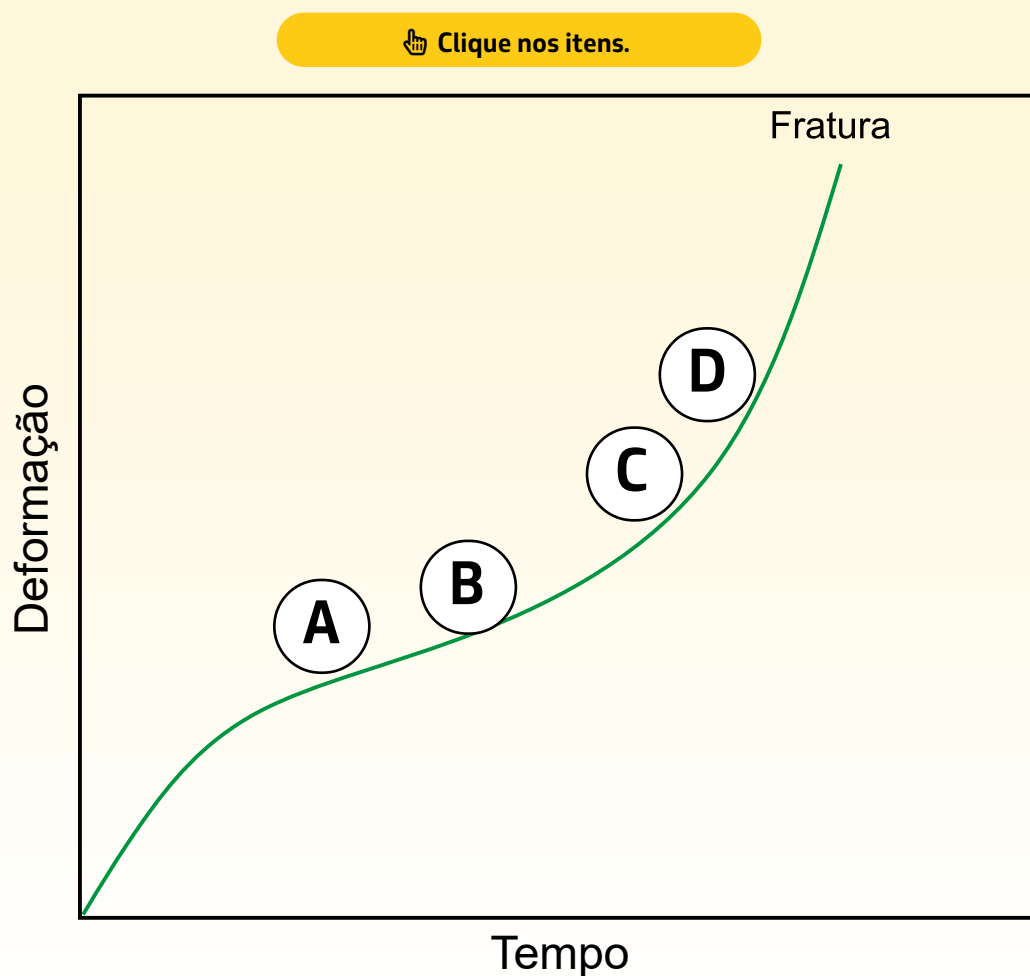


Figura 7.73 – Estágio no desenvolvimento de vazios de fluência.
Fonte: CERSOSIMO, 2012, adaptado pelos autores.

O mecanismo mais comum, predominante, de fluência na indústria do petróleo e petroquímica é intergranular, através da formação de vazios no contorno de grão. A representação esquemática apresenta os vazios de fluência no contorno.

7.2.1 SOLDABILIDADE

Os aços ferríticos Cr-Mo, com as suas principais características mostradas na Tabela 7.20, apresentam melhor resistência à fluência, ao ataque pelo hidrogênio em alta temperatura e à oxidação, conforme é aumentado o teor de Cr e Mo na liga. No caso do ASME BPVC *Section IX*, estes aços são designados pelos seguintes “P-number” conforme a Tabela 7.21. Além do cromo e molibdênio, algumas ligas podem sofrer adição de outros formadores de carbeto ou carbonitreto, como V, Nb, W, Ti e N.

Grau	Composição nominal %					Propriedades mecânicas típicas			
	C máx.	Cr	Mo	V	Nb	UTS N/mm ²	0.2% Proof N/mm ²	Along.n %	Charpy-V J/°C min
C½Mo	0.3		0.5			520	320	35	27@20
½Cr-½Mo-¼V	0.14	0.5	0.6	0.25		585	330	25	
1¼Cr½Mo	0.13	1.2	0.5			530	350	35	27@20
2¼Cr1Mo	0.13	2.25	1.0			555	350	35	27@20
5Cr½Mo	0.13	5.0	0.5			690	475	28	27@23
9Cr1Mo	0.13	9.0	1.0			675	475	30	
9Cr-Mo-V Nb (9Crmod ou P91)	0.13	8.75	1.0	0.23	0.08	650	480	30	40@20

Tabela 7.20 – Características principais dos aços cromo molibdênio

Estes aços são sensíveis à trinca induzida pelo hidrogênio (trinca a frio) e trinca de reaquecimento, especialmente quando a composição química é enriquecida em elementos de liga e/ou na soldagem de chapas grossas, por isso, sempre que possível a soldagem deve ser multipasses e deve ser realizada com passes retilíneos de baixa espessura.

Para os aços Cr-Mo, na soldagem multipasse, o número de passes utilizados para a espessura qualificada do metal de base no procedimento de soldagem, deve ser sempre mantido proporcional à espessura a ser soldada.

Designação básica	Composição básica	Grau	UNS	"P number"
C-Mo	C-0,5Mo	1	K12320	3
	0,5Cr-0,5Mo	2	K11547	3
	1,0Cr-0,5Mo	12	K11562	4
	1,25Cr-0,5Mo	11	K11572 K11597 K11789	4
	2Cr-0,5Mo			4
Cr-Mo	2,25Cr-1,0Mo	22	K21590	5A
	3Cr-1Mo	21	K31545	5A
	5,0Cr-0,5Mo	5	K41545	5B
	7,0Cr-1,0Mo	7	-	5B
	9,0Cr-1,0Mo	9	K90941	5B
Cr-Mo-V	2,25Cr-1,0Mo-V	22V	K31835	5C
	3Cr-1Mo-V	3V ou 21V	K31830	5C
	9,0Cr-1,0Mo-V	91	K90901	15E

Tabela 7.21 – Designação de P-numbers, graus e UNS Conforme ASME BPVC Section IX. Fonte: N-133, 2021.

Em alguns códigos de projeto e recomendações práticas, as temperaturas de preaquecimento (mínima) e interpasse (máxima) podem ser obtidas, entretanto cabe ao especialista selecionar o procedimento ou os parâmetros para qualificação do procedimento (temperatura, aporte (*heat input*)), técnica de soldagem e demais parâmetros em função da espessura, grau de restrição, curva de resfriamento contínuo e experiência).

Material - "P Number" (PN)	Temperatura Mínima de Preaquecimento	Temperatura Máxima de Interpasse
C-0,5Mo - (PN 3)	80 °C	300 °C
0,5Cr-0,5Mo - (PN 3)		
1Cr-0,5Mo - (PN 4)		
1,25Cr-0,5Mo - (PN 4)	150 °C	
2Cr-0,5Mo - (PN 4)		
2,25Cr-1Mo - (PN 5A)		
3Cr-1Mo - (PN 5A)	205 °C	
5Cr-0,5Mo - (PN 5B)		
7,0Cr-1,0Mo		
9Cr-1Mo - (PN 5B)		
2,25Cr-Mo-V - (PN 5C)		
3Cr-Mo-V - (PN 5C)		
9Cr-1Mo-V-Nb - (PN 15E)		

*Tabela 7.22 - Temperaturas de preaquecimento e interpasse recomendadas para os aços Cr-Mo.
Fonte: N-133 P, 2021.*

» Zona Termicamente Afetada (ZAC)

Como já visto, a zona termicamente afetada nos aços de alto cromo pode ser teoricamente subdividida em cinco áreas bem distintas, Figura 7.76.

 Clique nos itens.

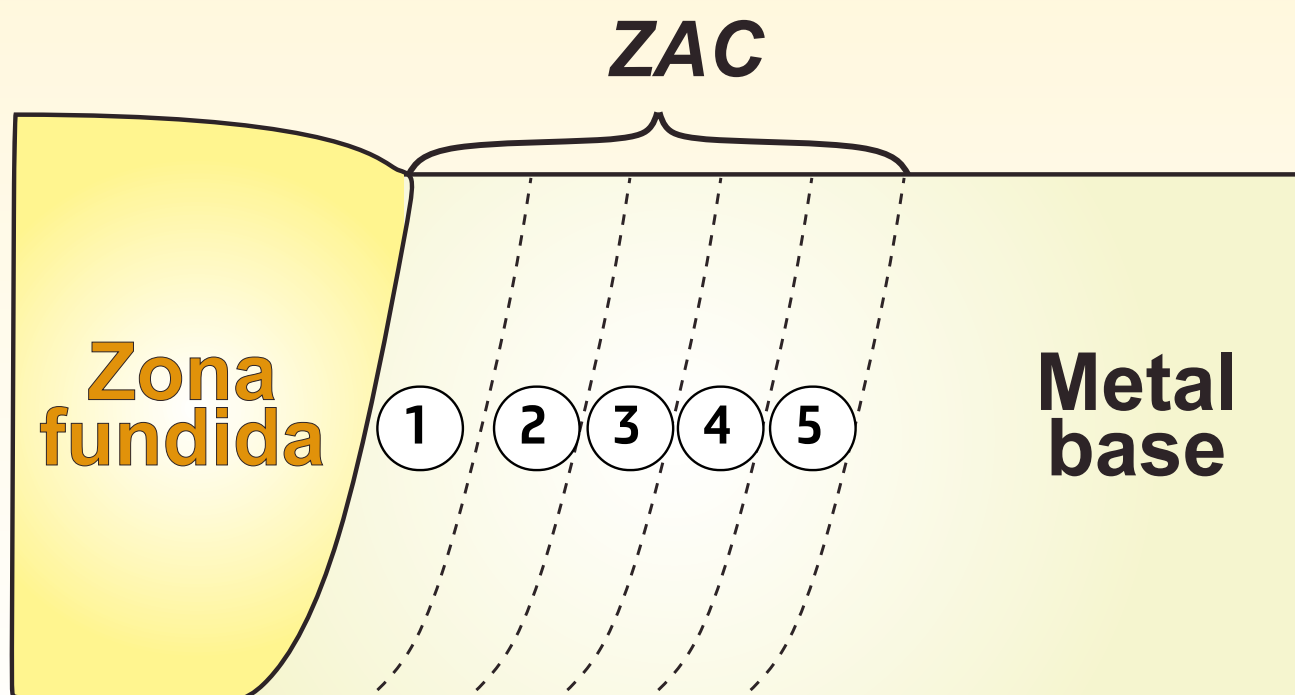


Figura 7.74 - Divisão das regiões da ZAC dos aços Cr-Mo.
Fonte: adaptado de apostila de soldagem dos aços, Arno Cersosimo 2012.

Observada a Figura 7.76, clique nos itens e conheça cada uma das regiões:

REGIÃO 1

REGIÃO 2

REGIÃO 3

REGIÃO 4

REGIÃO 5

» Aço 1Cr-0,5Mo e 1,25Cr-0,5Mo

Estes aços são de fácil soldagem quando fornecidos com teor de carbono abaixo 0,15%C e apresentam normalmente microestrutura constituída de ferrita + perlita (ferrita e carbeto de ferro) ou ferrita e alguma bainita (P-number 4 do ASME).

O **aço 1,25%Cr-0,5Mo** é geralmente empregado na indústria do petróleo na fabricação de reatores de craqueamento catalítico, tambores de coque e superaquecedores de caldeira (1ª grande aplicação). Pode ser encontrado em alguns permutadores e reatores de hidrotratamento.

A microestrutura de um aço 1,25CrMo é composta de ferrita e perlita.

Na Figura 7.75, pode-se observar a tendência do perfil de dureza e a influência do diâmetro do eletrodo (*heat input*) ao longo da ZAC do **aço 1Cr0,5Mo**.

A soldagem foi realizada com o processo SMAW e evidencia de forma bastante ilustrativa a constante redução no perfil de dureza conforme o aporte de calor é aumentado, conforme as curvas 1, 2 e 3 (sem preaquecimento).

A redução no perfil de dureza é significativamente maior nas curvas 4 e 5 e a diferença entre as duas curvas é inexpressiva (praticamente igual) em função do preaquecimento de 200 °C, mesmo com razoável diferença entre os aportes de calor (2,5 mm e 5 mm) empregados.

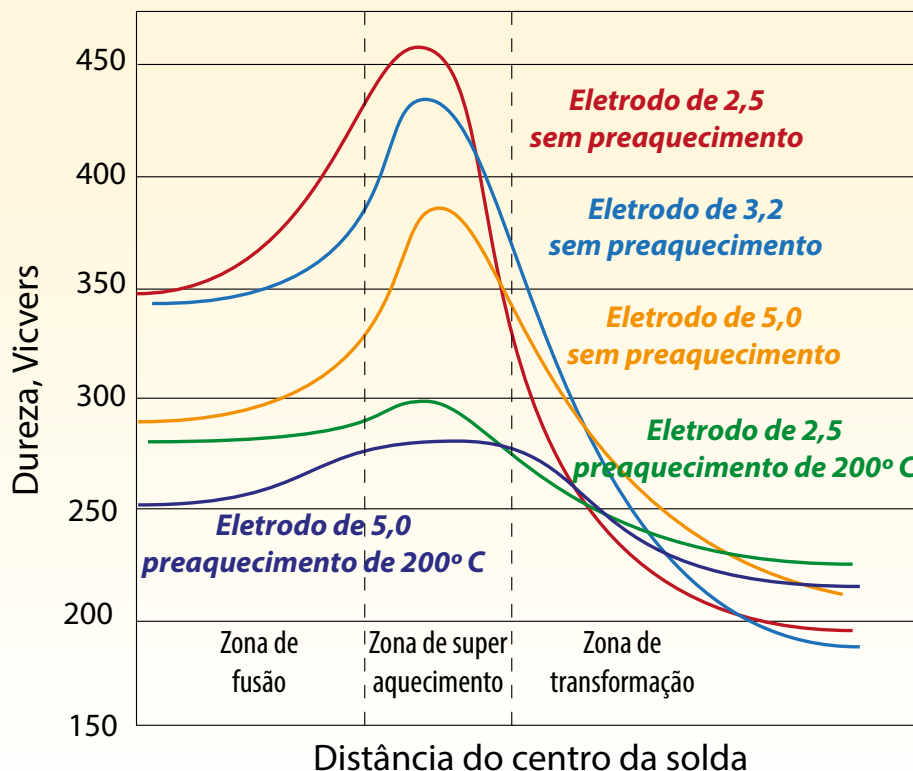


Figura 7.75 – Dureza no aço 1Cr-½ Mo com diferentes diâmetros de eletrodos. Fonte: OS AUTORES, 2019.

Estes aços Cr-Mo apresentam boa soldabilidade ($\leq 0,15\%$) desde que sejam tomados todos os cuidados necessários para minimizar o risco de trinca a frio. A ZAC geralmente apresenta microestrutura composta de ferrita + cementita ou ferrita e bainita. Não é esperado a presença de martensita (zona fundida e ZAC), desde que a composição química do material esteja correta/ equilibrada e os parâmetros especificados de soldagem para estes aços tenham sido atendidos.

Das aplicações do aço 1,25CrMo, despertam nossa atenção:

- a. **tambores de coque:** os tambores de coque trabalham sob condição de fadiga térmica e os ciclos de operação tornam a região destacada na Figura 7.76 como local de grande potencial para a nucleação de defeitos. As juntas soldadas não devem apresentar entalhes e descontinuidades que possam favorecer a propagação de defeitos;

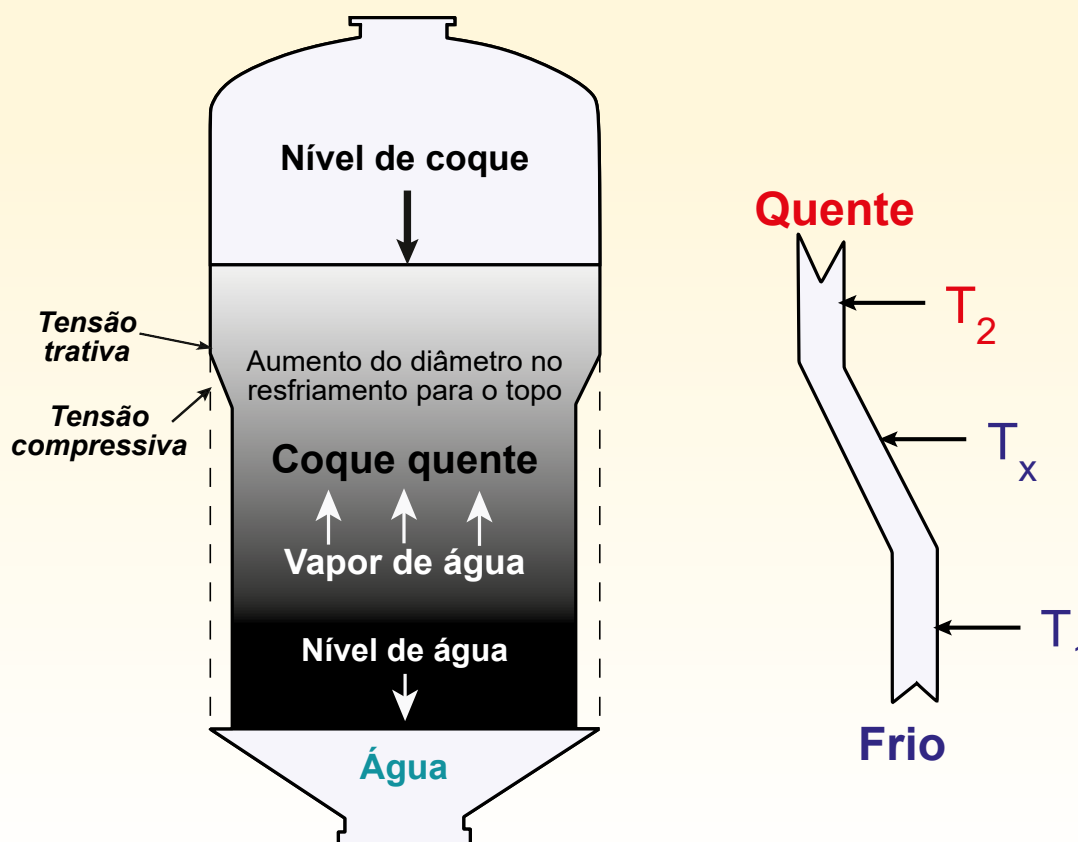


Figura 7.76 – Representação do tambor de coque e da região de transição de forma.

Fonte: CERSOSIMO, 2012, adaptado pelos autores.

- b. vasos construídos conforme API Recommended Practice 934-C/2008 Materials and Fabrication of 1,25Cr0,5Mo Steel Heavy Wall Pressure Vessels for High-pressure Hydrogen Service Operating at or Below 441°C. Esta recomendação se aplica aos novos 1,25Cr-0,5Mo com espessura entre 2" (50,8 mm) a 4" (100 mm). Chapas acima de 4" não têm apresentado boa homogeneidade e tenacidade. Estas recomendações podem ser aplicadas em vasos fabricados em 1Cr-0,5Mo ou em cascos fabricados com espessura menor que 2" (1 e 1,25%Cr-Mo), conforme especificação e adaptações do cliente. **O aço 1,25Cr-0,5Mo é menos sensível a fragilização ao revenido do que o 2,25Cr-1Mo, mas não totalmente imune.** As considerações do API são mais relaxadas quando comparada a família do 2,25Cr-1Mo.

» Aço 2,25Cr-1Mo e 3Cr-Mo

Os aços 2,25Cr-1Mo e 3Cr-1Mo podem ser encontrados em diversas microestruturas, como: ferrita + carbeto, bainita, martensita revenida ou misturas destes constituintes.

Os tratamentos isotérmicos geralmente realizados nas aciarias são:

- » recozimento;
- » normalização e revenido;
- » tempera e revenido (P-number 5 A).

A Figura 7.77 por D. Seferian (publicada em 1962), mostra a diferença no comportamento entre a tenacidade da zona fundida (sem e com preaquecimento + TTAT). Descontado o fato que os aços/consumíveis apresentaram significativo e progressivo avanço tecnológico a partir da década de 1970 (técnicas de fabricação e controle), a figura mostra o aumento da tenacidade após o TTAT. Na época, estudos como este serviram de base para os códigos de projeto.

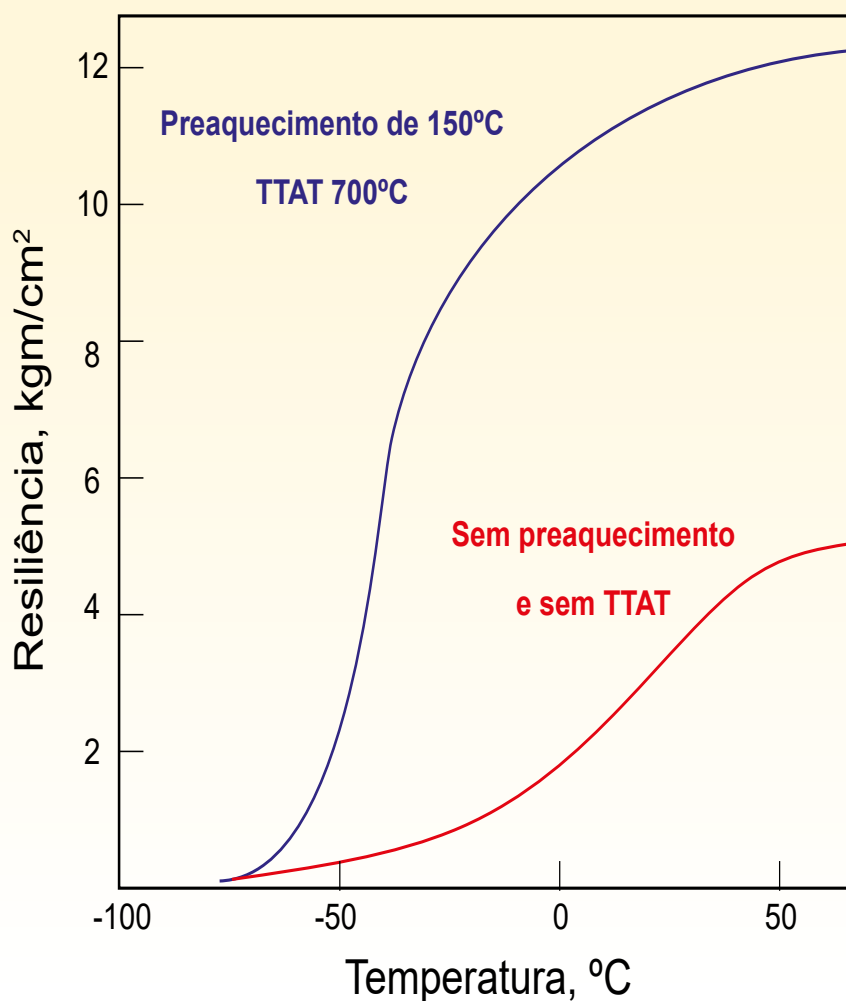


Figura 7.77 – Influência do tratamento térmico na temperatura de transição dúctil-frágil no aço 2,25Cr-1Mo.
Fonte: OS AUTORES, 2019.

Outra figura de interessante é a Figura 7.80 que mostra o efeito da temperatura de TTAT sobre o revenido. No caso, o revenido só é eficaz a partir de 650°C em função do efeito de endurecimento secundário.

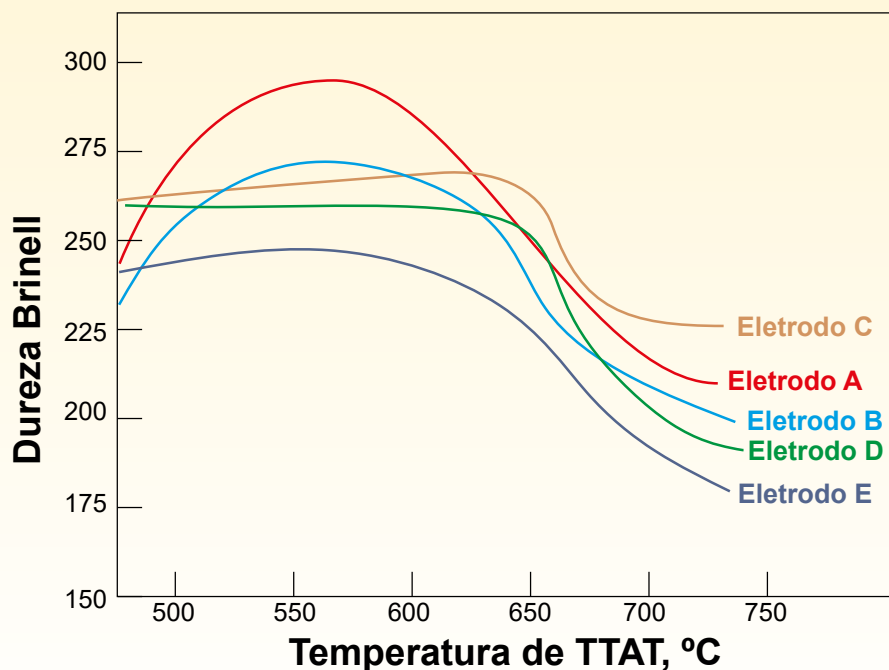


Figura 7.78 – Influência do TTAT para diferentes eletrodos de 2,25Cr-1Mo.
Fonte: CERSOSIMO, 2012, adaptado pelos autores.

Foi verificado que para a transformação da austenita em martensita (integralmente) são necessárias taxas de resfriamento extremamente críticas, em outras palavras, a taxa deve ser semelhante à utilizada na têmpera deste material (resfriamento em óleo). Na soldagem, a ZAC é constituída predominantemente de bainita quando o aço é devidamente preaquecido. Em contrapartida, o predomínio de ferrita só é possível quando o resfriamento é realizado com taxas extremamente lentas.

A Tabela 7.23 fornece o percentual dos constituintes em relação a algumas taxas de resfriamento a partir de 900 °C. A taxa de resfriamento de 887°C/h ou 2,5°C/s resulta em uma microestrutura constituída praticamente apenas de bainita, 99% bainita.

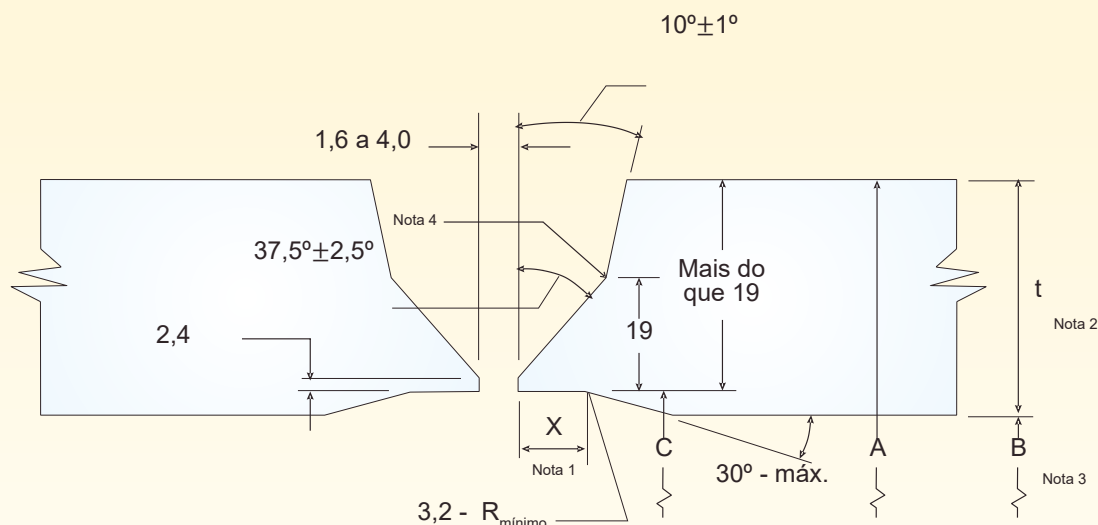
Taxa de resfriamento (°C/hora)	Microestrutura (%)		Dureza Vickers
	Bainita	Ferrita	
8871	99	1	305
816	55	45	215
71	30	70	160
66	20	80	150

Tabela 7.23 – Influência da taxa de resfriamento na microestrutura e dureza.
Fonte: CERSOSIMO, 2012, adaptado pelos autores.

Os processos convencionais ao arco elétrico (SMAW, GTAW, GMAW e SAW) apresentam taxas de resfriamento na ordem de 10°C/s. a 1000°C/s. **Fica evidente que o preaquecimento é necessário na soldagem do aço 2,25Cr-1Mo e que a microestrutura não seja constituída totalmente de bainita.**

A sugestão do EPRI para um chanfro na soldagem de tubos de parede grossa em 2,25Cr-1Mo está apresentada na Figura 7.79.

Necessário remover a ovalização e o desalinhamento do diâmetro interno (ID).
Configuração típica de preparação da solda



Notas:

1. ... Profundidade mínima do rebaixo (X) deve ser 3,2 mm ou menos
2. ... t = espessura especificado de parede (nominal ou mínimo)
... t_{no} = espessura nominal de parede
... t_{mi} = espessura mínima de parede
3. ... A. = Diâmetro nominal externo (OD)
... B. = Diâmetro nominal interno (ID)
... C. = Diâmetro interno considerando o rebaixo da preparação
4. ... Preparação interna deve ser levemente arredondada

Figura 7.79 – Detalhes de uma junta para a soldagem. Fonte: CERSOSIMO, 2012, adaptado pelos autores.

A soldagem dos Cr-Mo deve ser realizada buscando o revenimento do passe anterior. A figura mostra de forma esquemática as zonas da ZAC na soldagem com um passe e por vários passes (multipasse).

7.2.1.1 Susceptibilidade a fragilização pelo revenido (*temper embrittlement*)

Esses materiais são bastante susceptíveis à fragilização pelo revenido. Essa está associada à exposição do equipamento em operação a temperaturas na ordem de 350°C a 600°C e o aço 2,25Cr-1Mo se mostra susceptível. Quando resfriado, o material apresenta aumento da temperatura de transição à fratura dúctil – frágil, como visto anteriormente. A fratura apresenta característica frágil e intergranular.

» Aço 5Cr-½Mo

Estes aços são fornecidos após tratamento térmico de recozimento ou normalização e revenido, podendo apresentar os mesmos constituintes que o 2,25Cr. **Entretanto, todos os aços Cr-Mo a partir deste teor de cromo ($\geq 5\% \text{Cr}$) são temperáveis ao ar, sendo então esperado que a ZAC (após a soldagem) seja constituída predominantemente de martensita ou mistura de martensita e alguma bainita (P-number 5-B gr1).**

A microestrutura típica de um aço Cr-Mo de médio cromo (aço 4,5Cr-2W-0,25V-0,1C) após normalização é predominantemente martensita, pois o resfriamento ao ar é suficiente para promover essa microestrutura.

Embora, façam ressalva ao baixo teor de carbono, concluem que o metal de solda com médio teor de cromo apresenta mesmo comportamento de precipitação que os Cr-Mo de baixo cromo.

» Aço 9Cr-1Mo

Este aço é empregado geralmente no estado normalizado e revenido em geradores de vapor em plantas de geração de energia (convencional e nuclear), bem como em tubos de fornos em refinarias de petróleo em função de possuir alta resistência a fluência, a corrosão e estabilidade microestrutural.

K. Latha, Chandravathi, Rao e Mannam (1994, Índia), em estudo realizado em 1994, simularam o ciclo de soldagem do 9CrMo para avaliação dos microconstituintes. A soldagem foi realizada de forma homogênea com eletrodo revestido conforme os parâmetros na Tabela 7.24.

Processo	SMAW
Temperatura de preaquecimento	200°C
Diâmetro do eletrodo	3 a 15 mm
Tensão do arco	22 V
Corrente	120 A
Número de passes	10

Tabela 7.24 - Procedimento de soldagem para o aço 9Cr.
Fonte: CERSOSIMO, 2012, adaptado pelos autores.

Como nos anteriores, a ZAC dos aços liga com 9 a 12%Cr pode ser teoricamente dividida nas cinco regiões distintas, da Figura 7.74.

A Figura 7.80 apresenta esquematicamente a proposta de Masuyama / 2001 para precipitação no revenimento da martensita em lamelas no aço com adição de 9% a 12% cromo. Vemos uma forte precipitação de MX no interior da martensita revenida e precipitação de $M_{23}C_6$ (carbeto) e Fe_2 (Mo,W) intermetálico tipo Laves no contorno da austenita prévia e das ripas (*lath*) da martensita.

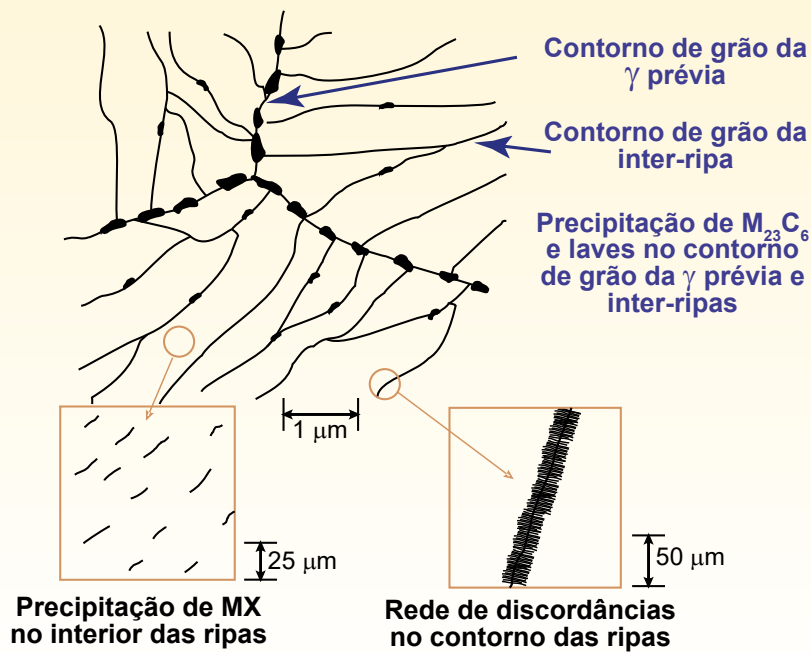


Figura 7.80 – Precipitação no revenimento da martensita nos aços 9 e 12% de cromo.
Fonte: OS AUTORES, 2019.

» Aços Cr-Mo Modificados

Os aços modificados resistentes ao calor são endurecíveis por precipitação e foram desenvolvidos para atuar em condições mais severas. De modo geral, apresentam maior resistência mecânica, à corrosão e à fluência pela maior estabilidade microestrutural. A soldabilidade e a tenacidade geralmente são ligeiramente comprometidas.

Os principais elementos de liga introduzidos são o nióbio (Nb), vanádio (V), níquel (Ni), titânio (Ti) e Tungstênio (W), sendo chamados também por estas adições de aços Cr-Mo modificados. Em algumas especificações o teor de Cr chega a alcançar 12% de valor nominal.

» Vantagens do Cr-Mo Modificado

O Cr-Mo-V apresenta superior desempenho em relação ao ataque pelo hidrogênio quando comparado ao aço Cr-Mo convencional. Para compreender essa diferença, clique no ícone e entenda como ocorre:



As propriedades mecânicas serão função da microestrutura final. O controle dos parâmetros de soldagem em todas as etapas de fabricação necessita ser permanentemente verificado e redundâncias devem ser previstas para compensar eventuais imprevistos.

A Figura 7.81 destaca que para o menor grau de liberdade de escolha dos parâmetros de soldagem (corrente, preaquecimento, temperatura interpasse, TTAT etc.) para os aços que apresentam maior dificuldade na soldagem, como nos aços Cr-Mo modificados.

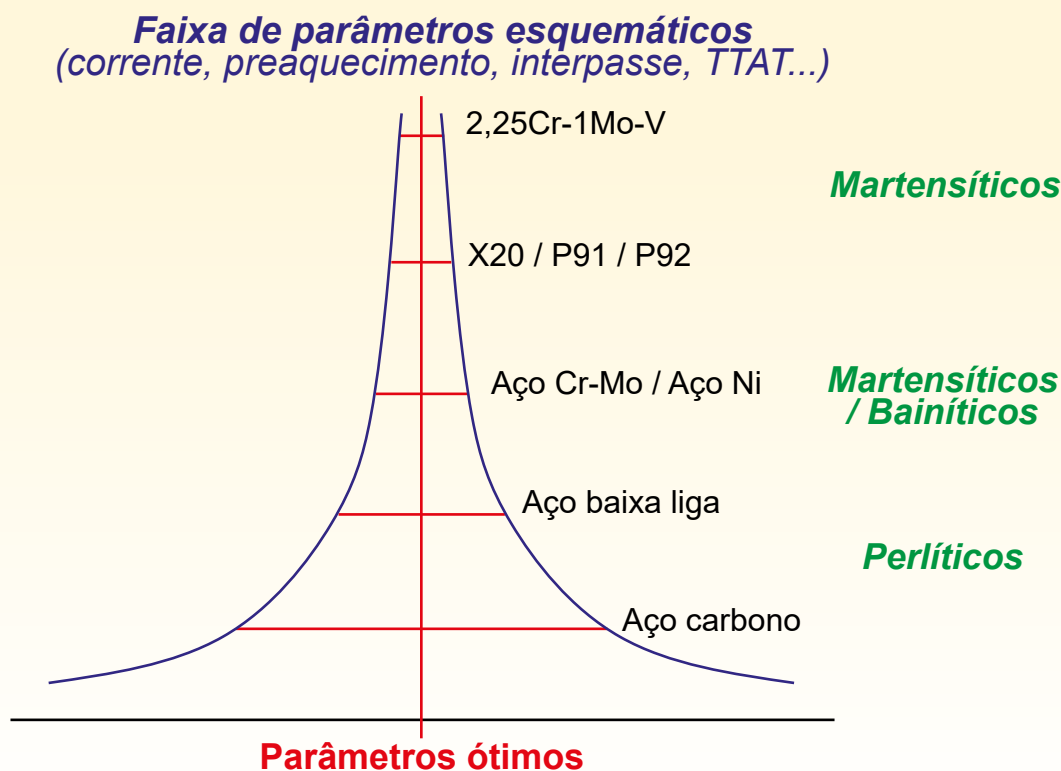


Figura 7.81 – Faixa de parâmetros esquemáticos para a soldagem das diferentes famílias de aços.
Fonte: CERSOSIMO, 2012, adaptado pelos autores.

Obviamente, quanto maiores a espessura da junta soldada e a rigidez na montagem, maior será o risco de insucesso caso não seja dada uma atenção especial a esse controle dos parâmetros de soldagem previamente qualificados.

Uma atenção especial deve ser concedida para a medição da temperatura de preaquecimento e interpasse. Significativa diferença de temperatura pode ocorrer em função do local e distância em que a medição é realizada.

O TTAT localizado após soldagem (quando inevitável) deve ser realizado com prévio estudo da distribuição de calor e preferencialmente atendendo algum padrão (experiências anteriores ou estudo previamente realizado enfocando a situação real da junta).

Atenção

O trabalho de Joseph W. McEnerney and Pingsha Dong /WRC Bulletin 452/2000 *Recommended Practices for local heating of welds in pressure vessels* complementa o assunto, uma vez que o TTAT para tubulação já tinha sido abordado pela recomendação prática ANSI/AWS D10.10 *Recommended Practices for Local Heating of Welds in Piping and Tubing*.

Os corpos de prova para os testes de produção devem representar da melhor forma possível a condição real da obra (possuir massa e rigidez compatível). A soldagem deve ser realizada com consumível de baixíssimo hidrogênio difusível (revestimentos e fluxos), em local livre de intempéries e sob permanente acompanhamento. Obviamente, todo o pessoal envolvido com a obra deve estar comprometido com a qualidade (execução, supervisão e qualidade).

Independente do material, a falha no acompanhamento dos parâmetros de soldagem (ex.: controle da temperatura de preaquecimento e interpasse) pode representar significativa diferença nas propriedades da junta, podendo comprometer o desempenho em operação pelas seguintes causas:

 Clique nos números para conhecê-los.

1

2

3

O descontrole na soldagem do aço 2,25% a 3%Cr temperado e revenido (chapas grossas com ou sem adição de vanádio) pode resultar em microestrutura de constituição heterogenia com grande variação na resistência ao entalhe (teste de impacto). Uma significativa diferença na tenacidade da zona fundida por ser verificada em função da temperatura de transformação da austenita. Uma baixa tenacidade de pode ser função da exagerada exposição à alta temperatura e resfriamento extremamente lentos, resultando em aumento do tamanho de grão e microestrutura de baixa tenacidade como a ferrita. A região com precipitação contínua no contorno ou que apresenta fechamento integral de todo o contorno resulta em baixa tenacidade. Apresenta também menor área de contorno grão em função do grande tamanho de grão.

7.2.1.2 Exemplo da soldagem de 2,25Cr1MoV (retirado da Monografia do JANYNE RODRIGUES HÄMMERLE, Especialização em engenharia de soldagem da UP, 2010)

Atenção

Para equipamentos projetados segundo o Código de Projeto ASME, a fabricação dos materiais-base deve estar de acordo com as normas ASTM A542 Tipo D Classe 4A ou ASTM A832 para chapas e ASTM A182 ou A336 para forjados.

Com relação à utilização de anéis forjados ou chapas grossas, sabe-se que a fabricação de equipamentos utilizando anéis forjados é mais vantajosa, pois elimina a necessidade de soldas longitudinais, que são as mais solicitadas devido à pressão interna. Outra vantagem é que os anéis forjados possuem propriedades mecânicas e metalúrgicas mais homogêneas quando comparados às chapas laminadas convencionalmente. Entretanto, a opção por uma das duas rotas passa por questões econômicas que são levadas em consideração pelos fabricantes destes equipamentos à época do projeto.

Conforme requisitos das normas ASTM e API, o aço deve ser acalmado ao alumínio, com tamanho de grão austenítico fino (5 ou maior) e desgaseificado à vácuo. Além disso, para atender às propriedades mecânicas desejadas, chapas e forjados devem ser entregues na condição temperado e revenido.

Ainda conforme as normas ASTM, a temperatura mínima de austenitização deve ser 900°C, sendo que a taxa de resfriamento deve ser suficientemente alta para promover uma microestrutura bainítica, a fim de obter uma boa tenacidade ao longo da espessura. A temperatura mínima de revenido deve ser 675°C, mas na prática, em função das elevadas espessuras, a temperatura de revenido utilizada pelos fabricantes de aço é 690-695°C, a fim de reduzir a dureza e o nível de tensões da estrutura temperada e melhorar as propriedades ao impacto.

É essencial que os consumíveis de soldagem sejam fabricados com as mesmas propriedades mecânicas e requisitos de composição química do metal base. A fabricação dos consumíveis também deve seguir a norma AWS correspondente ao processo de soldagem a ser utilizado (Ex. AWS 5.28).

Importante!

Os consumíveis de soldagem estão limitados a 3 fabricantes globais, sendo eles: Air Liquide Oerlikon, Bohler Thyssen e Kobe Steel.

7.2.1.2.1 INFLUÊNCIA DOS ELEMENTOS RESIDUAIS

Um dos principais mecanismos de deterioração deste aço em operação é a fragilização ao revenido, que ocorre em temperaturas na faixa de 370°C a 565°C, principalmente na presença de fósforo, enxofre, antimônio e arsênio. Outros elementos como silício e manganês também contribuem para o aumento da fragilização ao revenido.

Este mecanismo causa a perda de tenacidade do material, que pode vir a falhar em baixas temperaturas, ou seja, durante procedimentos de partida e parada das unidades, principalmente quando associado ao mecanismo de fragilização pelo hidrogênio.

Atualmente, o fator J e o fator X (Parâmetro de Bruscato) têm sido utilizados como parâmetros para estimar a susceptibilidade à fragilização ao revenido.

 Clique nos itens e conheça os fatores.

FATOR J

FATOR X

A susceptibilidade à fragilização ao revenido tanto do material base quanto dos consumíveis de soldagem também pode ser prevista através do *Step Cooling Test*. O teste é solicitado pelo API RP 934A para cada corrida de aço e consiste no levantamento das curvas de transição dúctil-frágil antes e após o *Step Cooling*, com o objetivo de prever a perda de tenacidade após serviço. A temperatura de transição calculada após serviço ($TT_{54J AS}$) não pode ser superior a 10°C .

A Figura 7.82 apresenta esquematicamente o objetivo do teste. O API 934A requer $TT_{54J} \leq -29^{\circ}\text{C}$ para os aços 2.25Cr-1Mo-V (metal base e metal depositado).

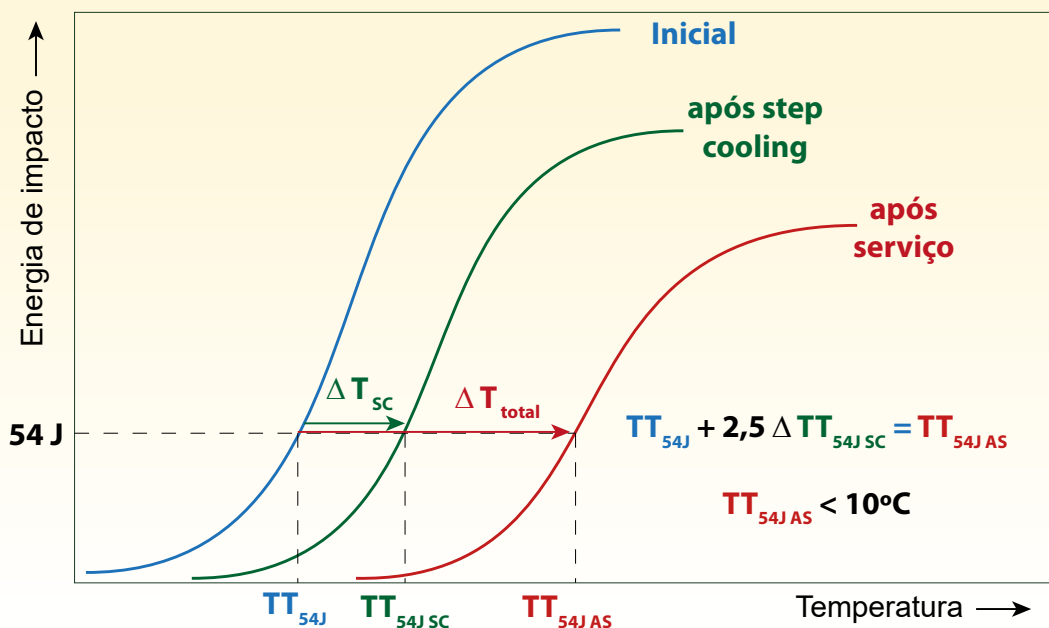


Figura 7.82 - Efeito de elementos residuais na curva de transição após *Step Cooling*.

Fonte: HAMMERLE, 2012, adaptado pelos autores.

7.2.1.2.2 INFLUÊNCIA DOS ELEMENTOS DE LIGA

Como a formação de carbeto está associada às propriedades mecânicas em altas temperaturas, o carbono tem um efeito importante na resistência à fluência (Figura 7.83). O aumento na resistência à fluência é decorrente do endurecimento por solução sólida e endurecimento por precipitação, porém, em temperaturas acima de 540°C este efeito é menos significativo, devido à esferoidização dos carbeto.

A adição de carbono ainda aumenta a resistência mecânica do material, mas por outro lado, reduz a soldabilidade e tenacidade. Para aços contendo cromo, o carbono é geralmente limitado em 0.15% (ASM Handbook, 1990).

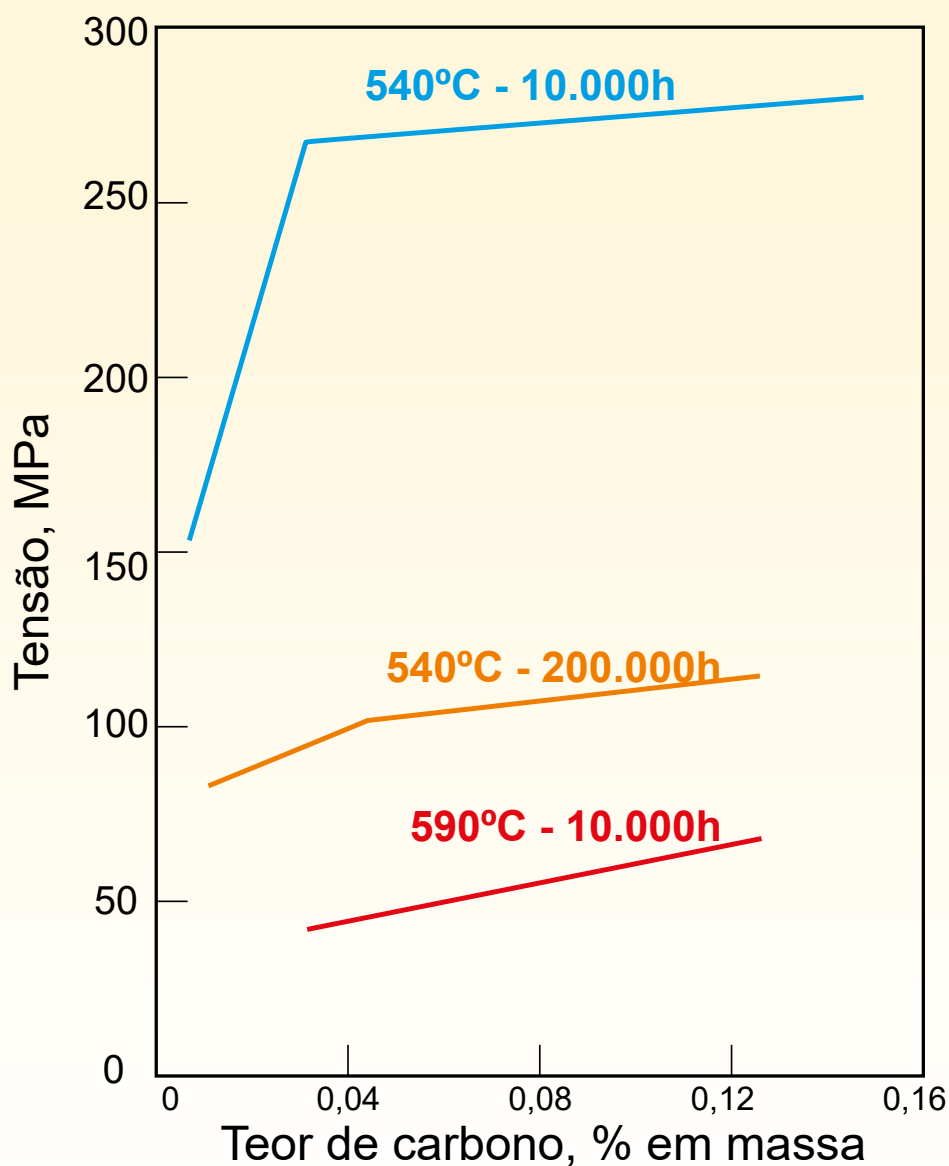


Figura 7.83 - Efeito do teor de carbono na resistência à fluência do aço 2,25Cr-1Mo (ASM HANDBOOK).
Fonte: HAMMERLE, 2012, adaptado pelos autores.

O carbono também afeta a resistência ao *disbonding*, uma vez que este está associado à formação de martensita na interface Cr-Mo - *weld overlay*. A Figura 7.84 ilustra a influência do carbono na resistência ao *disbonding* do aço Cr-Mo convencional.

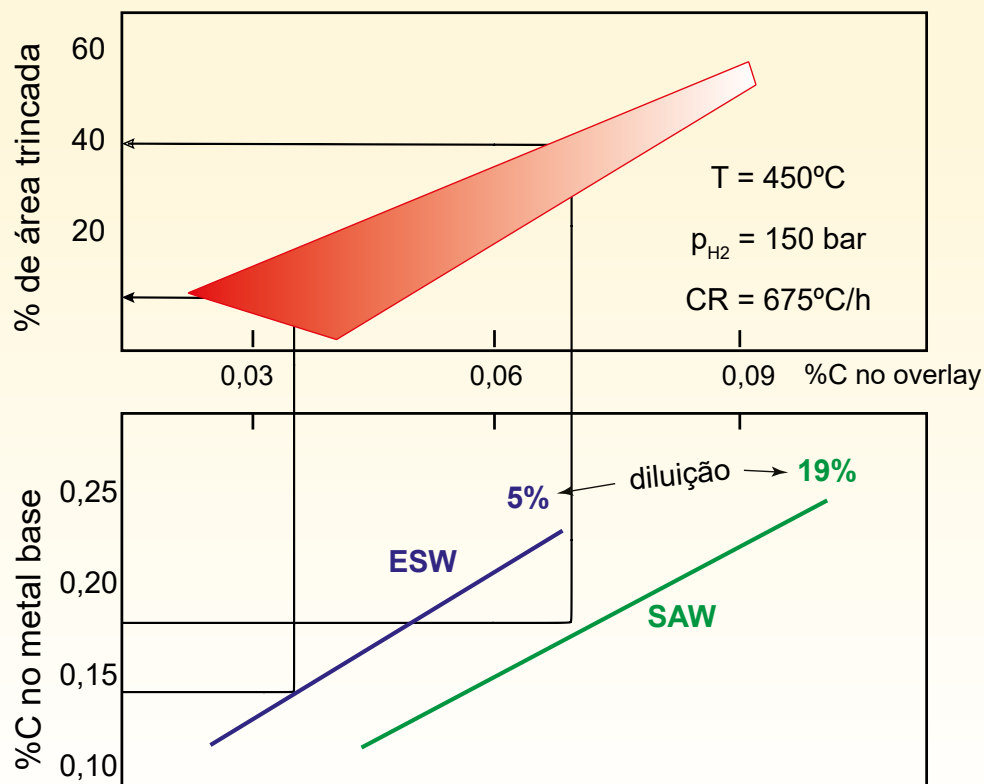


Figura 7.84 - Influência do carbono na resistência ao *disbonding* (BOQUECT et al., 1997).
Fonte: HAMMERLE, 2012, adaptado pelos autores.

O molibdênio é o principal elemento responsável pelo aumento da resistência à fluência em aços Cr-Mo quando está presente em solução sólida ou na forma de precipitados. O efeito do aumento na resistência à fluência por meio da precipitação de carbeto de molibdênio é mais acentuado com a precipitação do carbeto Mo_2C , normalmente presente como uma dispersão fina de precipitados aciculares. O endurecimento por solução sólida do molibdênio é fortemente controlado pela quantidade de carbono “disponível”, portanto, para que o molibdênio permaneça em solução sólida, outros elementos de liga com maior afinidade ao carbono do que o molibdênio, como titânio, nióbio e vanádio, podem ser adicionados.

O cromo é o principal elemento de liga nos aços Cr-Mo para promover resistência à oxidação. O cromo também aumenta a resistência à fluência através do endurecimento por solução sólida. Conforme pode ser observado na Figura 7.85, o efeito ótimo do aumento de resistência à fluência dos aços com Mo entre 0.5 e 1%, é obtido em teores de Cr entre 1 a 2.25% (ASM Handbook, 1990).

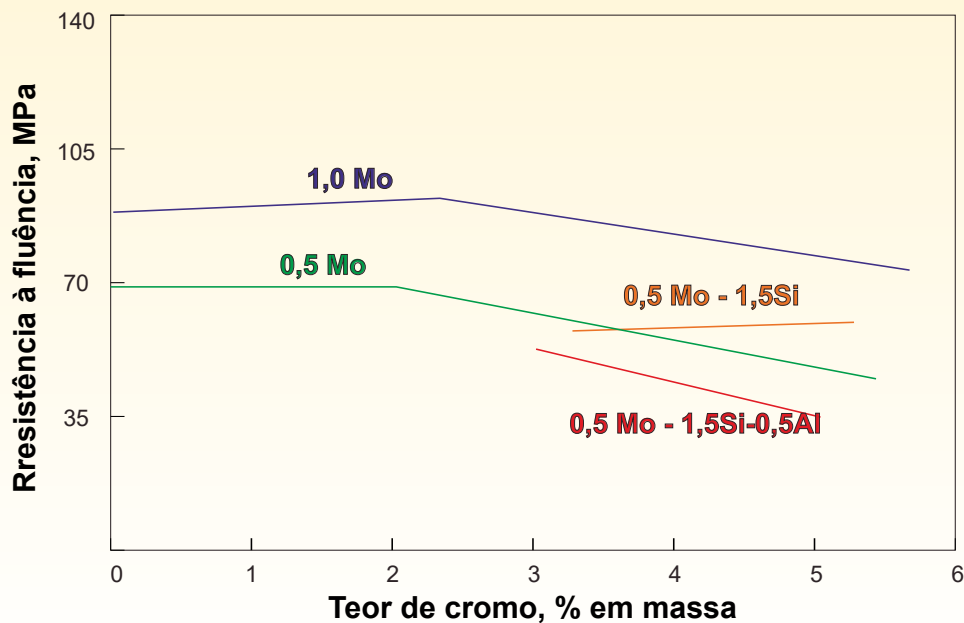


Figura 7.85 - Efeito do Cr e Mo na resistência à fluência em aços Cr-Mo (ASM Handbook).

Fonte: HAMMERLE, 2012, adaptado pelos autores.

Alguns elementos merecem maior atenção quando se trata de aços Cr-Mo-V, devido às grandes espessuras envolvidas. Dentre eles podemos citar:

- » o vanádio;
- » boro;
- » nióbio.

O efeito do **vanádio** pode ser observado na melhoria da resistência à fragilização pelo hidrogênio e ao ataque pelo hidrogênio, onde a adição de mais de 0.2% já apresenta resultado significativo. A adição de vanádio promove a formação de finos carbeto estáveis na matriz do Cr-Mo-V (Figura 7.86), que reduzem a difusividade do hidrogênio e a pressão de metano, diretamente relacionadas à fragilização pelo hidrogênio e ao ataque pelo hidrogênio em alta temperatura (Figura 7.87). Além disso, em adição aos precipitados ricos em cromo e molibdênio, o surgimento dos precipitados V_4C_3 finamente dispersos também promove um aumento na resistência à fluência desses aços.

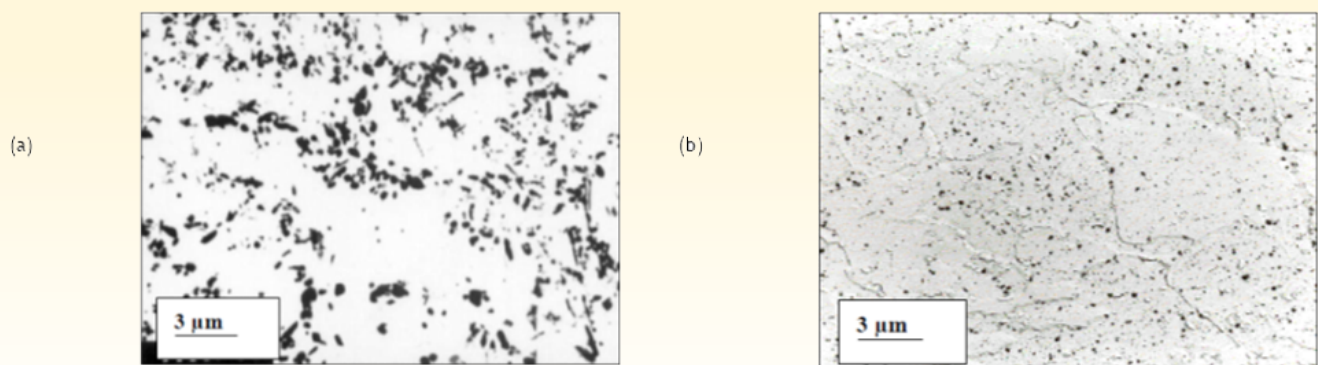


Figura 7.86 - Distribuição de precipitados a) 2.25Cr-1Mo convencional e b) 2.25Cr-1Mo-V (J. HUCINSKA, 2003).

Fonte: HAMMERLE, 2012, adaptado pelos autores.

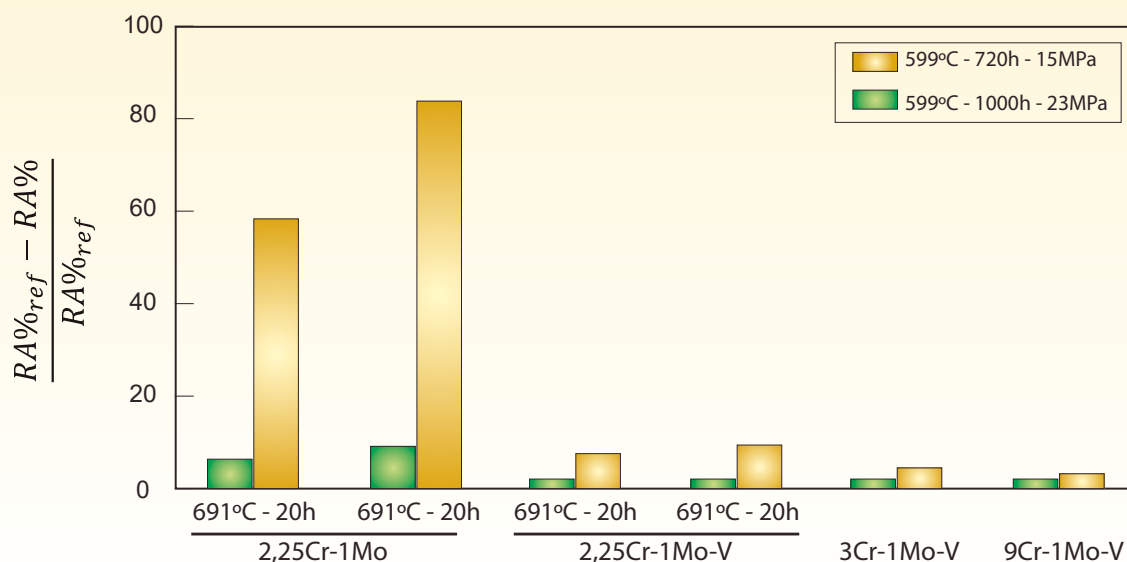


Figura 7.87 - Ataque por H₂ para diferentes aços Cr-Mo-V (L.P. ANTALFFY et al., 2002).
Fonte: HAMMERLE, 2012, adaptado pelos autores.

Com o aumento das espessuras de chapas e forjados, o **boro** tem sido adicionado para aumentar a temperabilidade, evitando a formação da microestrutura ferrita-perlita (F + P) no meio da espessura durante o resfriamento a partir da temperatura de austenitização. O efeito no diagrama CCT é significativo quando se compara corridas com 0,4% e 1,4% de boro (Figura 7.88).

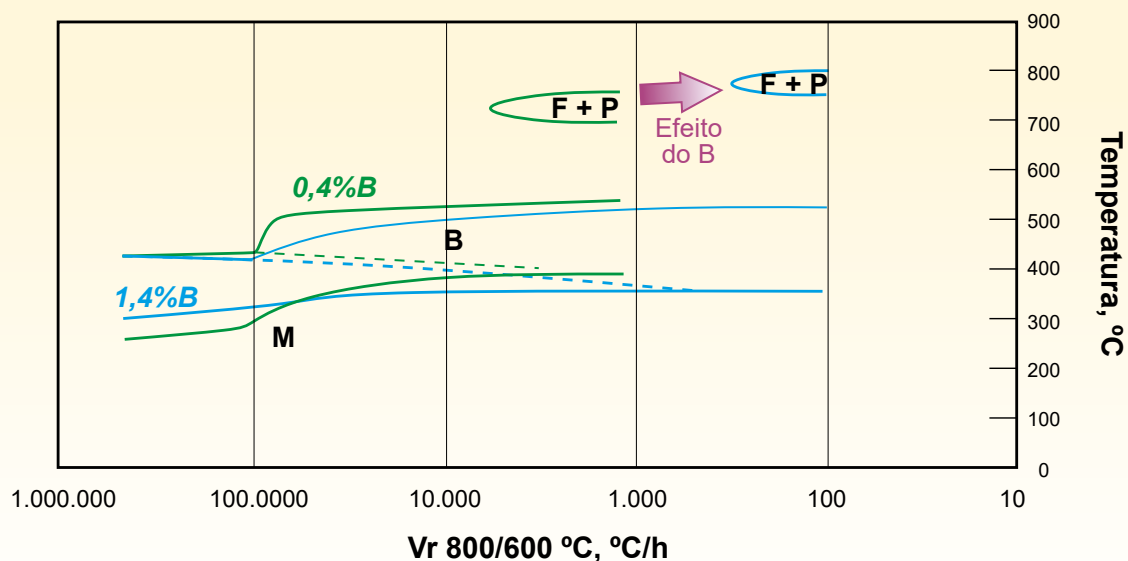


Figura 7.88 - Diagrama CCT parcial mostrando o efeito da adição de Boro (ARCELOR MITAL, 2009).
Fonte: HAMMERLE, 2012, adaptado pelos autores.

Kushida et al. concluíram que adição de boro associada ao alumínio melhora a resistência ao ataque por hidrogênio, uma vez que o boro em solução sólida se combina ao nitrogênio, formando nitretos (BN). Para compreender como isso ocorre, clique no ícone e veja como o nitreto de boro atua:



Teores de **nióbio** em torno de 0,015% ou mais também vem sendo adicionados ao aço com a intenção de garantir propriedades mecânicas, principalmente limite de resistência e resistência a fluência, após longas horas de tratamento térmico. Estes longos ciclos de tratamento térmico de revenimento são consequência das elevadas espessuras associadas às necessidades da própria fabricação dos equipamentos, podendo chegar a mais de 30 horas.

Mesmo em pequenas quantidades, o nióbio é forte formador de carbeto estáveis, NbC, que refinam o grão e estabilizam a microestrutura nas altas temperaturas de tratamento térmico. Já para evitar problemas de baixa tenacidade na solda, de acordo com alguns fabricantes, o teor de nióbio não deve ultrapassar 0,025%, embora já haja bons resultados com teor de Nb até 0,030%. A Figura 7.89 ilustra os efeitos do nióbio, bem como de outros elementos no limite de resistência (*ultimate tensile strength - UTS*).

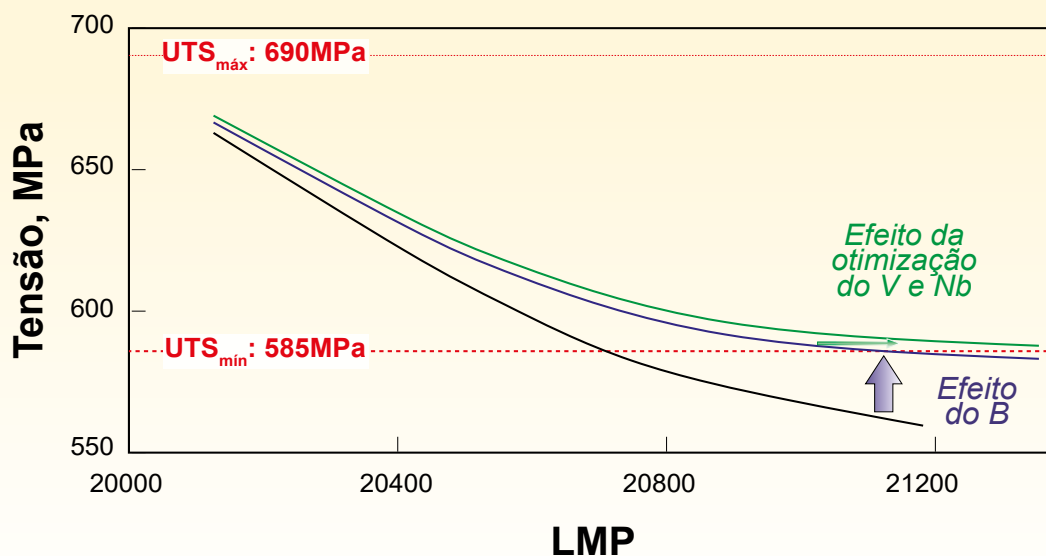


Figura 7.89 – Efeito do V, Nb e B nas propriedades mecânicas à $\frac{1}{2}$ espessura, $t > 150\text{mm}$ (ARCELOR MITAL, 2009). Fonte: HAMMERLE, 2012, adaptado pelos autores.

» TIPO DE CHANFRO

A soldagem de grandes espessuras requer um planejamento extremamente detalhado e criterioso incluindo os processos de soldagem a serem utilizados, os parâmetros de soldagem, a geometria da junta soldada, os tratamentos térmicos, os ensaios não destrutivos necessários, etc.

O chanfro tipicamente utilizado pelos grandes fabricantes de equipamentos e mais adequado para a soldagem deste material é o tipo *narrow gap*.

A Figura 7.90 mostra a macrografia de uma junta soldada utilizando este tipo de chanfro, onde é possível observar que cada camada é composta de apenas dois passes de solda.

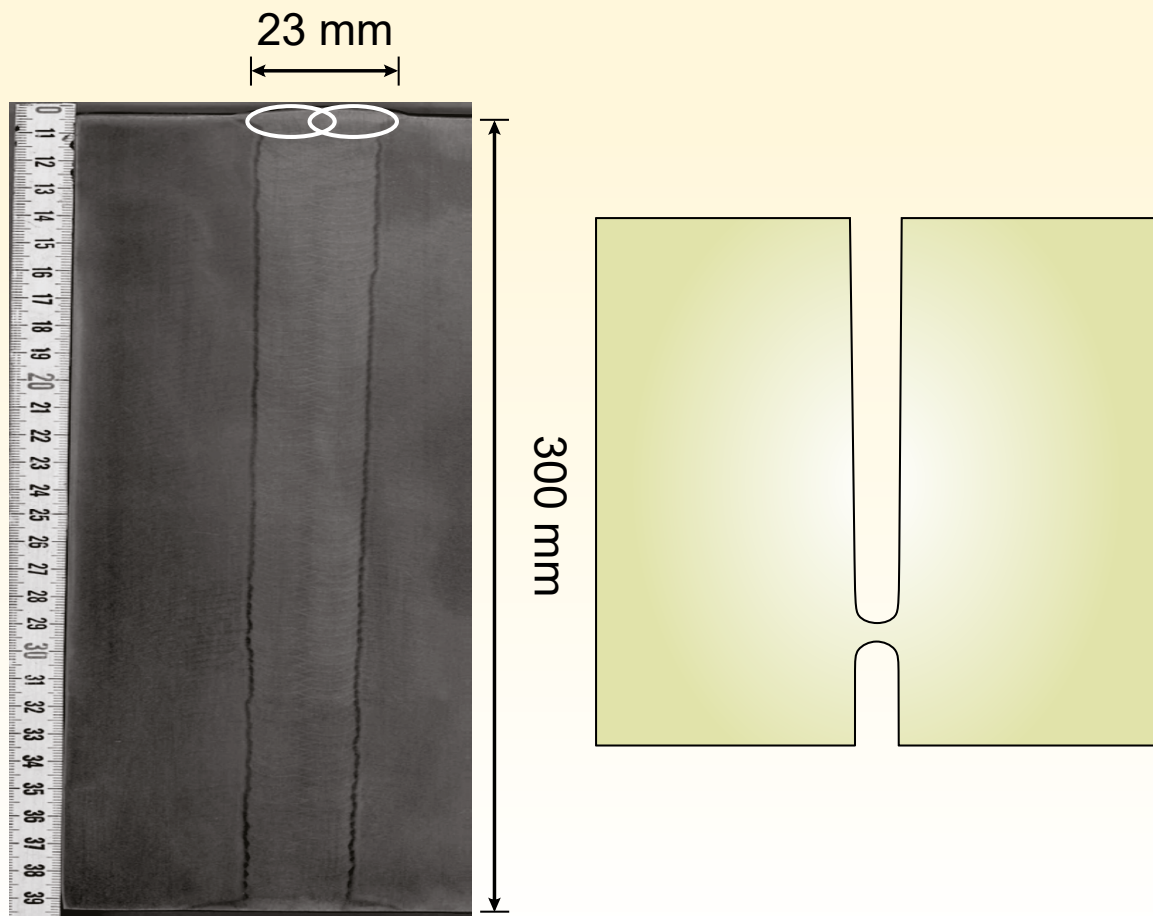


Figura 7.90 - Exemplo de chanfro **Narrow Gap** com a macrografia dos cordões de solda.
Fonte: HAMMERLE, 2012, adaptado pelos autores.

Um dos fatores mais críticos é a tenacidade do metal de solda, principalmente sua homogeneidade ao longo da espessura. A configuração de chanfro tipo *narrow gap* minimiza o metal depositado e o aporte térmico durante a soldagem, aumentando a velocidade de resfriamento, necessária a obtenção de uma microestrutura adequada às propriedades desejadas (bainita com tamanho de grão refinado). O chanfro tipo *narrow gap* também reduz as tensões residuais de soldagem, fator preponderante para evitar trincas.

» PROCESSO DE SOLDAGEM

Para as soldas circunferenciais e longitudinais do costado, de grande espessura, o processo mais produtivo e confiável é o arco submerso, principalmente quando se requer boa tenacidade do metal depositado. **Neste tipo de solda tem sido utilizado tanto SAW arame único (4 e 5 mm de diâmetro) quanto SAW-Tandem. A soldagem é realizada pelos dois lados (interno e externo).**

Para as soldas dos tampos (entre pétalas) a soldagem é realizada pelo lado externo e tem sido utilizado o arco submerso. É utilizado *backing* não-metálico para evitar a necessidade de goivagem pelo lado interno. Espessuras menores podem ser soldadas por eletrodo revestido, entretanto, a produtividade é menor.

Importante!

Alguns fabricantes utilizam SAW orbital mecanizado para a soldagem dos bocais ao casco/tampo, resultando em maior produtividade e consistência na qualidade.

Quando permitido pelo contratante, os anéis suportes de reatores podem ser confeccionados por *weld build-up*, que neste caso é realizado por SAW-Tandem, com arame de 5mm de diâmetro (Larsen & Toubro).

7.2.1.2.3 TEMPERATURAS DE PRÉ-AQUECIMENTO E INTERPASSE

Para obter a microestrutura adequada, as temperaturas de pré-aquecimento e interpasse também merecem cuidado especial.

A **temperatura de pré-aquecimento** deve ser suficientemente alta para evitar o trincamento a frio, característico desses aços. Conforme API RP 934A, para os aços Cr-Mo convencionais, a temperatura mínima de pré-aquecimento deve ser 150°C, mas para os aços Cr-Mo-V o mínimo deve ser 177°C.

Atenção

Na prática, alguns fabricantes utilizam até 200°C para o Cr-Mo-V.

A Figura 7.91 mostra o trincamento na região de um bocal durante a fabricação de um reator em 2.25Cr-1Mo-0.25V.



Figura 7.91 - Exemplo de trinca ocorrida na fabricação (reator em 2.25Cr-1Mo-0.25V).
Fonte: HAMMERLE, 2012, adaptado pelos autores.

Atenção deve ser dada ao dispositivo de aquecimento para evitar aquecimento localizado, o que poderia causar tensões térmicas. Uma temperatura de pré-aquecimento insuficiente pode levar a taxas de resfriamento muito elevadas, possibilitando a formação de martensita, indesejável às propriedades do metal de solda, cuja microestrutura pretendida é a bainítica.

O controle da **temperatura de interpasse** também é primordial para o sucesso da soldagem. A literatura especifica a temperatura máxima de interpasse em 250°C para materiais com controle de tenacidade. Temperaturas superiores podem levar a formação de ferrita, que não é adequada principalmente para a tenacidade do metal de solda. Fabricantes experientes limitam ainda mais esta temperatura, controlando-a em 230 °C, obtendo assim um metal de solda com tenacidade homogênea ao longo da espessura, ou seja, garantindo uma microestrutura com o maior percentual de bainita possível.

Atenção

A diferença entre a temperatura de pré-aquecimento e a temperatura de interpasse também deve ser considerada no planejamento da soldagem, pois o controle de pequenas faixas de temperatura é extremamente complicado.

7.2.1.2.4 TRATAMENTOS TÉRMICOS APÓS SOLDAGEM

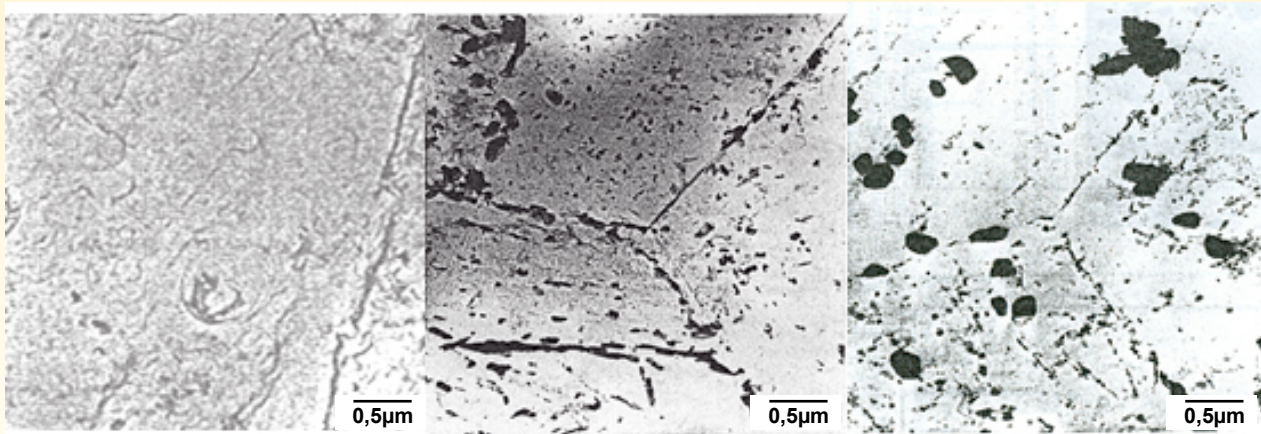
Os parâmetros dos tratamentos térmicos, DHTs (*dehydrogenation heat treatment*) + ISRs (*intermediate stress relief*) + TTPS que serão realizados durante a fabricação do equipamento devem ser definidos de forma a otimizar as propriedades desejadas, sem comprometer o tempo total de tratamento térmico disponível para o material.

A soma destes tratamentos térmicos pode chegar a mais de 30 horas, e por esta razão, é essencial que o fabricante do equipamento preveja o total de horas a ser gasto na fabricação com estes tratamentos térmicos, e informe ao fabricante do material base e dos consumíveis de soldagem. Os materiais produzidos devem ser ensaiados com o tempo total de tratamento informado, garantindo assim que todas as propriedades mecânicas sejam atendidas ao final de fabricação. Para ilustrar, clique no ícone e veja um exemplo dessa soma de tratamentos:



Como é difícil comparar o efeito de diferentes tratamentos térmicos feitos em diferentes temperaturas e diferentes durações, o parâmetro utilizado para parametrizar essas diferenças é o de Larson-Miller Parameter LMP (ou parâmetro de Hollomon-Jaffee).

A Figura 7.92 ilustra a evolução dos precipitados para diferentes condições de tratamento térmico.



Como soldado
sem carbeto

620°C - 15'
 M_3C pouco $M_{23}C_6$

730°C - 8h
 M_7C_3 , $M_{23}C_6$,
fino V_4C_3 , M_2C

Réplica metalográfica de MET para extração de carbono para o 2,25Cr-1Mo-V

FIGURA 7.92 - EVOLUÇÃO DOS PRECIPITADOS – AÇO 2,25CR-1MO-V. FONTE: DILLINGER HUTTE, 2007.

7.2.1.2.5 DESIDROGENAÇÃO (DHT)

O tratamento térmico de desidrogenação (DHT - *Dehydrogenation Treatment*) tem como objetivo a redução do teor de hidrogênio da solda para valores suficientemente baixos para prevenir a trinca a frio. **Este tratamento térmico é realizado a 350°C, durante, no mínimo, 4 horas, independente da espessura. Para um bom resultado no DHT, o teor de hidrogênio deve ser reduzido a teores abaixo de 1 ppm.**

A Figura 7.93 mostra a eficiência do DHT na eliminação do hidrogênio difusível na soldagem multipasse de uma chapa de 200mm de espessura, onde o teor de hidrogênio medido após a solda foi de 1ml/100g. Após o DHT este valor foi reduzido para 0,02 ml/100g.

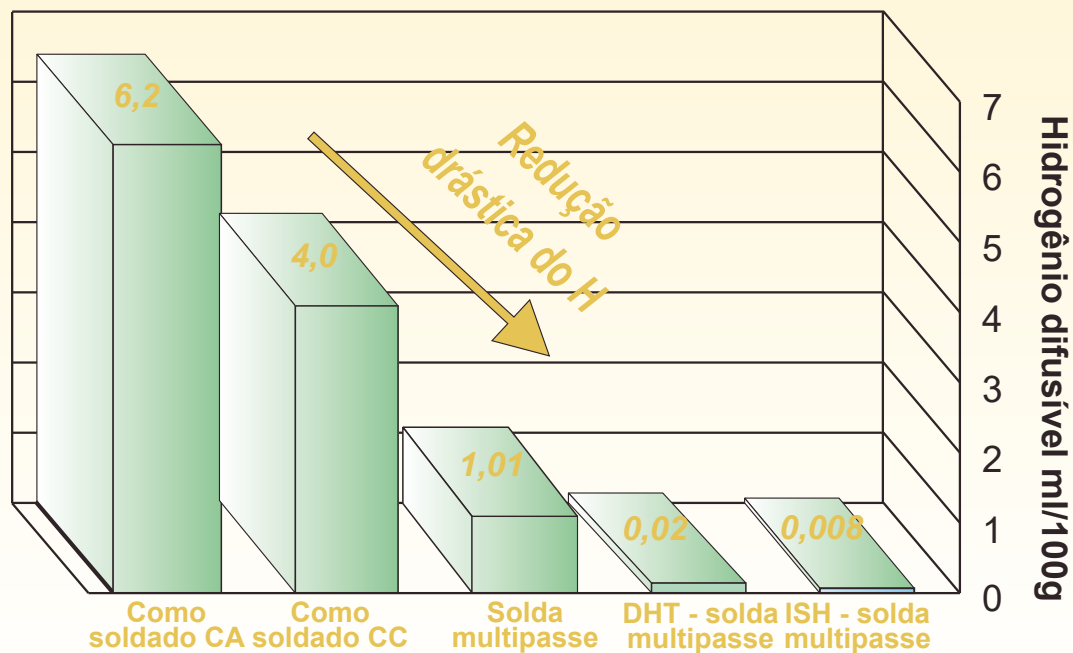


Figura 7.93 - Efeito do DHT na redução do hidrogênio difusível (OERLIKON, 2007).
Fonte: HAMMERLE, 2012, adaptado pelos autores.

A diferença nas temperaturas de transição dúctil-frágil (TTDF) após diferentes tratamentos térmicos é apresentada na Figura 7.94, onde se observa que, após o DHT, a temperatura de transição dos aços Cr-Mo convencionais é da ordem de 38°C. Já para os aços Cr-Mo-V a temperatura de transição fica em torno de 85 °C.

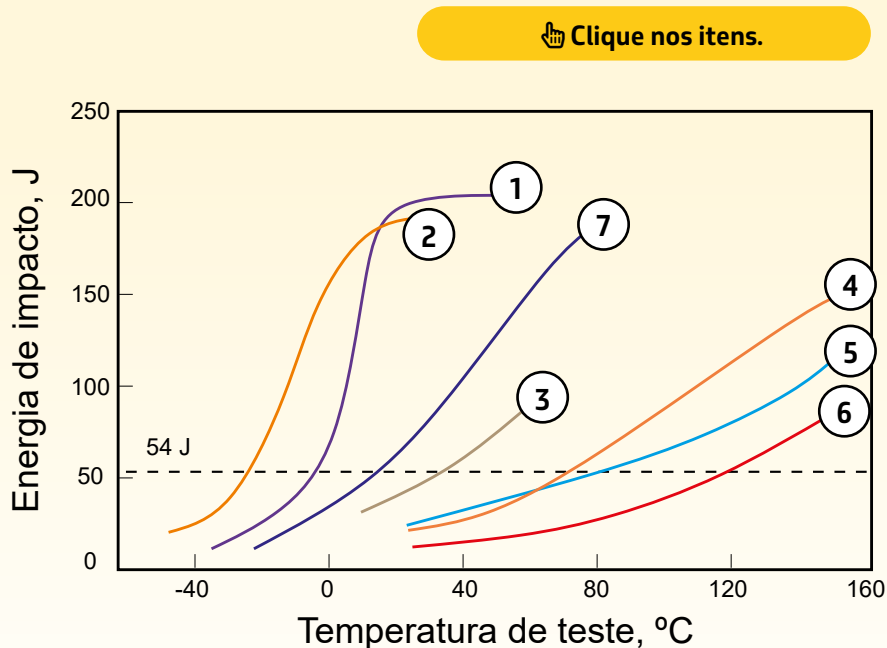


Figura 7.94 - Temperatura de Transição após diferentes tratamentos térmicos.
Fonte: DILLINGER HUTTE, 2007.

7.2.1.2.6 ALÍVIO DE TENSÕES INTERMEDIÁRIO (ISR)

O tratamento de alívio de tensões intermediário (ISR - *Intermediate Stress Relief*) é realizado com o objetivo de aliviar as tensões residuais de soldagem e, secundariamente, de reduzir o teor de hidrogênio. A temperatura mínima recomendada pelo API RP934 é:

- » 593°C por no mínimo 2 horas para os aços Cr-Mo convencionais;
- » 650 °C para os aços Cr-Mo-V por no mínimo 4h. Ou, para estes, há a opção de 680°C por no mínimo 2h.

Ao observarmos a Figura 7.95, nota-se que a movimentação de qualquer junta soldada apenas com o DHT é bastante arriscada para ambos os aços Cr-Mo convencional e Cr-Mo-V. Para o Cr-Mo convencional, o ISR a 620°C já é suficiente para reduzir a TTDF54J para -23 °C, mas para o Cr-Mo-V a TTDF54J de 120°C ainda é muito elevada.

Importante!

No sentido de tornar a fabricação do Cr-Mo-V o mais segura possível, alguns fabricantes têm adotado ISR a 680 °C por 4 horas, o que reduz a TTDF54J para -4°C. Os resultados de dureza após diferentes tratamentos térmicos mostrados na Figura 7.97 corroboram esta decisão, pois a dureza do metal de solda dos aços Cr-Mo-V só é reduzida após um ISR de 680 °C.

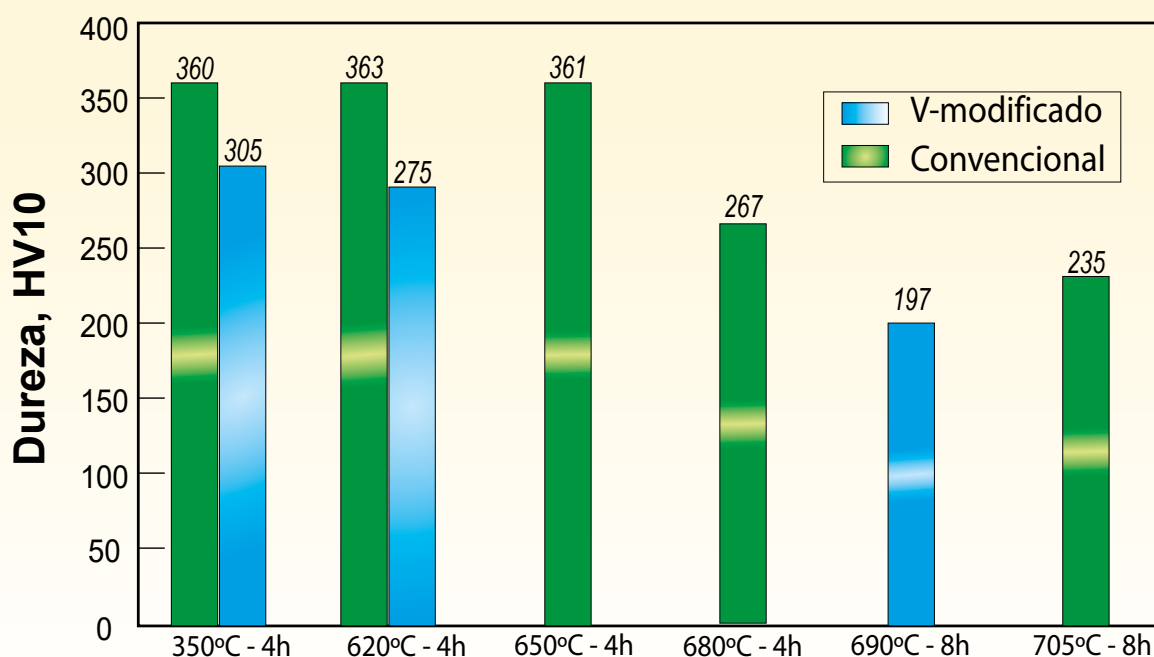


Figura 7.95 - Dureza do metal de solda após diferentes tratamentos térmicos (OERLIKON, 2007).
Fonte: HAMMERLE, 2012, adaptado pelos autores.

Para a soldagem de juntas circunferenciais e longitudinais do costado, caso haja experiência do fabricante, é possível que o DHT substitua o ISR, entretanto, para juntas com restrições como, por exemplo, soldas de bocais, é recomendado que se faça um ISR, conforme recomendação do API RP 934A.

7.2.1.2.7 TRATAMENTO TÉRMICO DE ALÍVIO DE TENSÕES FINAL (TTPS FINAL)

O TTPS (*Post Weld Heat Treatment*) final tem por objetivo aliviar ainda mais as tensões, modificar a microestrutura junta soldada (ZAC e MS) e otimizar as propriedades mecânicas. Conforme recomendação do API RP 934A e da maior parte dos fabricantes de aço, deve ser realizado a 690°C para os aços Cr-Mo convencionais e a 705°C para os aços Cr-Mo-V.

Os dados de dureza, por exemplo, confirmam a necessidade de temperaturas de tratamento térmico mais elevadas para os Cr-Mo-V. A dureza final requerida para a junta soldada é 248 HV10, ou seja, de acordo com a Figura 7.98, somente com tratamentos térmicos da ordem de 700°C por 10h é que os valores chegariam ao desejado. Ainda com relação a Figura 7.98, pode-se destacar os valores de dureza da microestrutura “como soldada” (*as welded*), que são extremamente elevados.

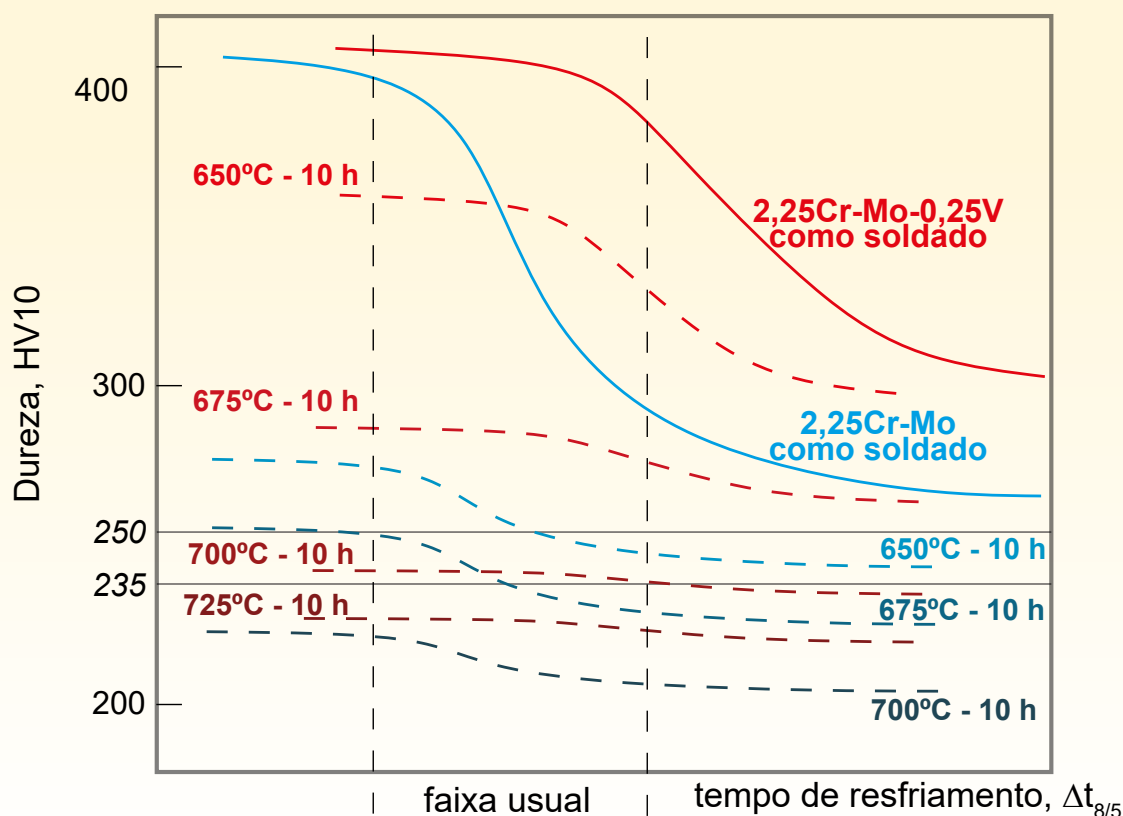


Figura 7.98 - Valores de dureza para diferentes temperaturas de tratamento térmico.

Fonte: DILLINGER HUTTE, 2007, adaptado pelos autores.

Em contrapartida, as temperaturas mais elevadas e tempos mais longos de tratamento térmico, afetam negativamente às propriedades mecânicas como Limite de Resistência e Limite de Escoamento.

As Figura 7.99 e Figura 7.100 mostram a influência do tempo de tratamento térmico no Limite Resistência (UTS – *Ultimate Tensile Strength*) e o Limite de Escoamento (YS – *Yield Strength*) do aço 2.25Cr-1Mo-V, em função da espessura. Observa-se que após 33 horas de tratamento a 705°C, os valores se aproximam do mínimo requerido pelo Código ASME.

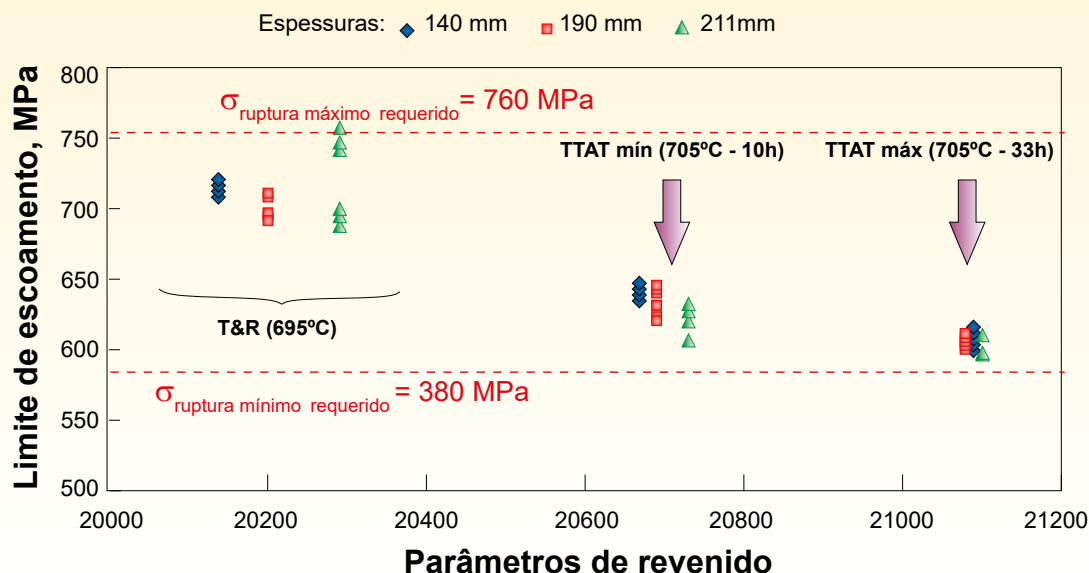


Figura 7.99 - Influência do tempo de tratamento térmico no Limite de Resistência à temperatura ambiente.
Fonte: ARCELOR MITTAL, 2007.

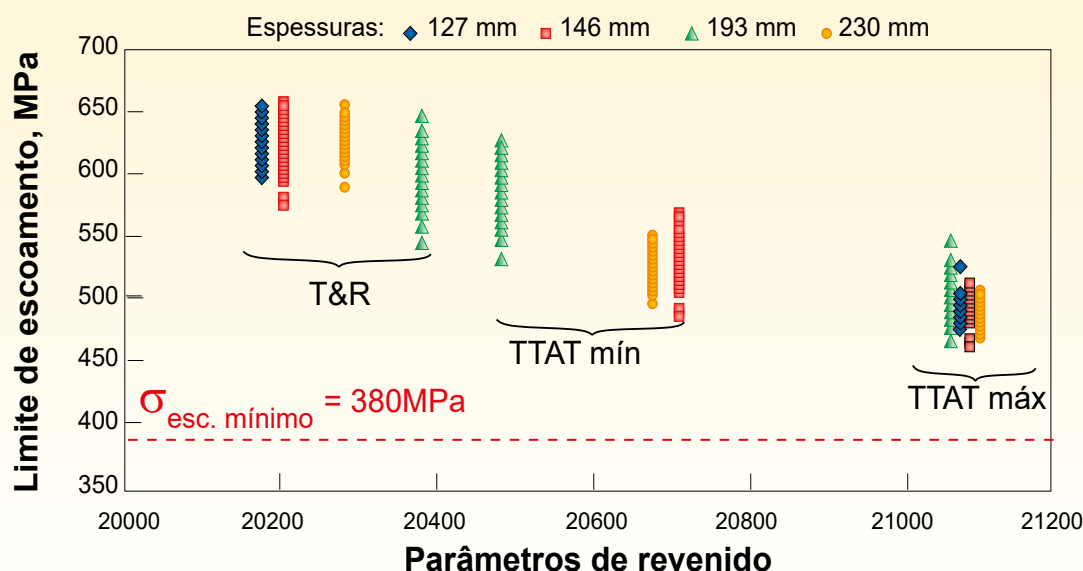


Figura 7.100 - Influência do tempo de tratamento térmico no Limite de Escoamento à temperatura ambiente.
Fonte: CHAUVY et al., 2010.

7.2.1.2.8 TRINCA DE REAQUECIMENTO

Na fabricação recente de reatores das unidades de HDT/HCC, muitos fabricantes relataram problemas de trincas de reaquecimento na soldagem por arco submerso (SAW), principalmente em espessuras maiores do que 100 mm. **Um dos maiores problemas associados a este tipo de trinca é que as técnicas de ensaios não destrutivos (END) por ultrassom (US) e radiografia (RX), usualmente previstas pelo Código ASME Sec. VIII Div. 2 e Code Case 2235-9, não são capazes de detectá-las.**

Para entender quais técnicas são capazes de detectá-las, clique no ícone e veja o apêndice criado pelo API RP 934A:



Todos os tipos de solda SAW (circunferenciais, longitudinais, bocais e soldas do tampo) são suscetíveis à trinca de reaquecimento. As trincas observadas ocorrem no metal de solda, transversais ao cordão, muito pequenas e com altura e comprimento de 2 a 10mm. Elas aparecem em alturas diversas ao longo da espessura das soldas, frequentemente, agrupadas com uma linha de trincas paralelas na mesma profundidade (API RP 934).

Como visto, a trinca de reaquecimento é do tipo intergranular e ocorre na região de grãos grosseiros da ZAC ou na ZAC entre cordões no metal de solda, durante o tratamento térmico de alívio de tensões ou durante serviço em alta temperatura. Uma explicação amplamente aceita é a redução significativa da ductilidade dos contornos de grão devido à segregação de impurezas e ou precipitação de carbeto.

A Figura 7.101 mostra a representação esquemática da localização das trincas de reaquecimento.

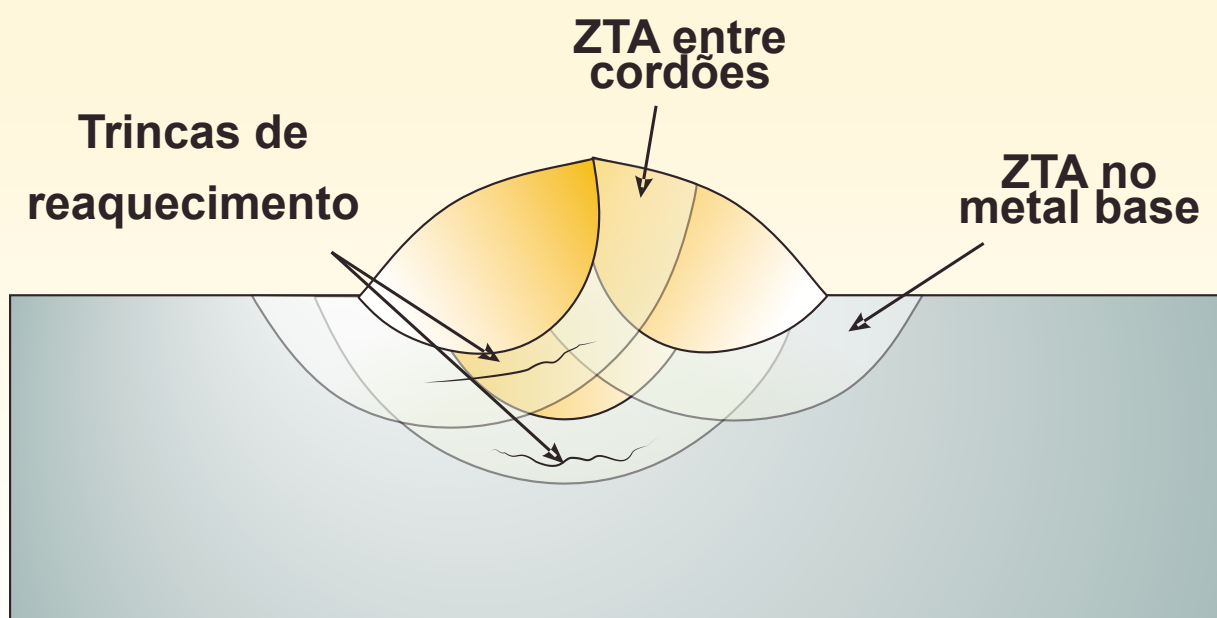


Figura 7.101 -Representação esquemática da localização das trincas de reaquecimento.
Fonte: HAMMERLE, 2012, adaptado pelos autores.

A ocorrência de trincas de reaquecimento está relacionada à susceptibilidade dos consumíveis de soldagem a este tipo de trinca e está fortemente ligada à sua composição química. Alguns outros fatores também podem contribuir para o surgimento das trincas de reaquecimento:

 Clique nos números para conhecê-los.



Todos estes fatores contribuem de alguma forma para produzir tensões residuais de soldagem e para produzir uma microestrutura inadequada, que são fatores chave para o aparecimento de trincas.

O máximo de refinamento da RGG da ZAC pode minimizar o risco de trincas de reaquecimento. Neste caso, o chanfro do tipo *narrow gap* mais uma vez se mostra o mais adequado, pois tende a fornecer cordões de solda com altura e formato uniformes, permitindo maior controle do grau de refinamento e de revenimento dos passes posteriores. Já para as juntas com chanfros em ângulo, o número e a disposição dos cordões por camada podem ser problemáticos por não permitir o mesmo resultado do chanfro *narrow gap* (API RP 934).

Atenção

Os fabricantes de metal de adição recomendam que a altura dos cordões varie entre 3 e 5 mm para a soldagem por SAW. Cordões mais espessos são menos ineficientes no refinamento do grão, isto é, na recristalização dos grãos para produzir o revenimento necessário dessas regiões (API RP 934).

A Figura 7.102 e Figura 7.103 apresentam a localização e morfologia, respectivamente, da trinca de rea-quecimento na região de GG da ZAC do metal de solda.

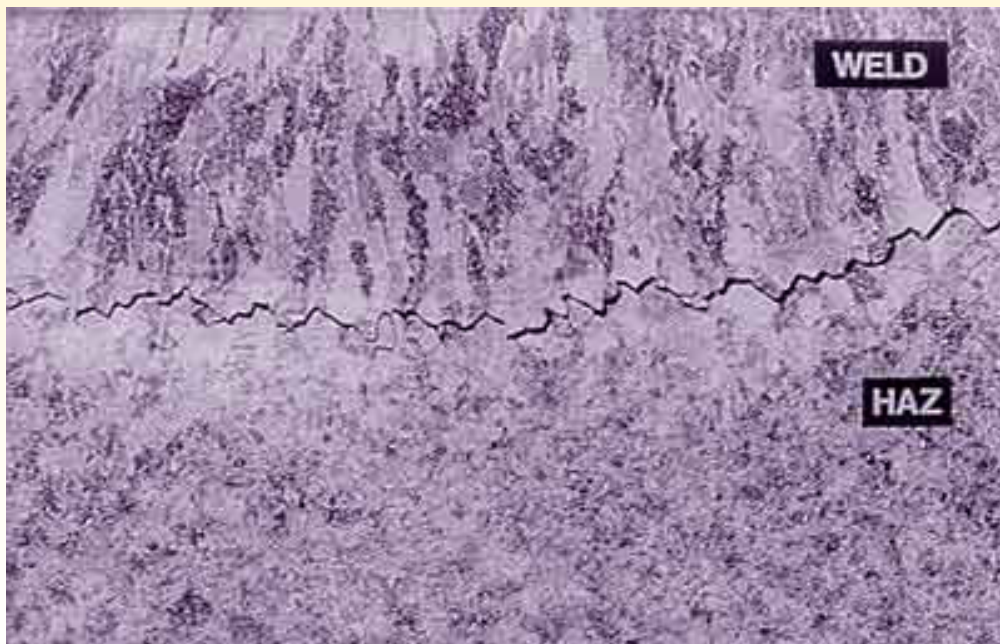


Figura 7.102 - Trinca de reaquecimento associada à região de GG da ZAC. Fonte: TWI, 2000.

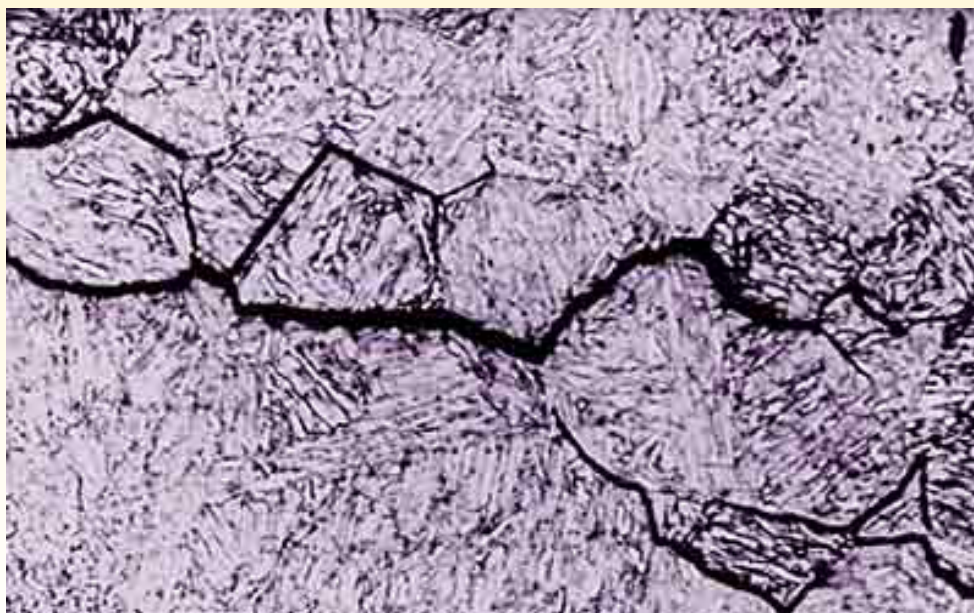


Figura 7.103 - Morfologia da trinca de reaquecimento. Fonte: TWI, 2000.

Com relação ao controle da qualidade dos consumíveis de soldagem, o API vem tentando desenvolver, em conjunto com os fabricantes de equipamentos e matéria-prima (metal base e consumíveis), testes que possam prever a susceptibilidade à trinca de reaquecimento.

O fator K foi desenvolvido para o controle de contaminantes na matéria-prima dos consumíveis, Pb, Bi e Sb, causadores de trincas de reaquecimento. Entretanto, é consenso entre os fabricantes que o fator K ($K_{\text{factor}} = \text{Pb} + \text{Bi} + 0.03\text{Sb} < 1,5 \text{ ppm}$) sozinho não é o suficiente para prever problemas com trincas.

Segundo SHINYA *et. al.*, a temperatura de ocorrência das trincas de reaquecimento é 650°C (923K) e a taxa de deformação tem grande influência no aparecimento dessas trincas. A Figura 7.104 mostra a relação entre a ductilidade e a temperatura.

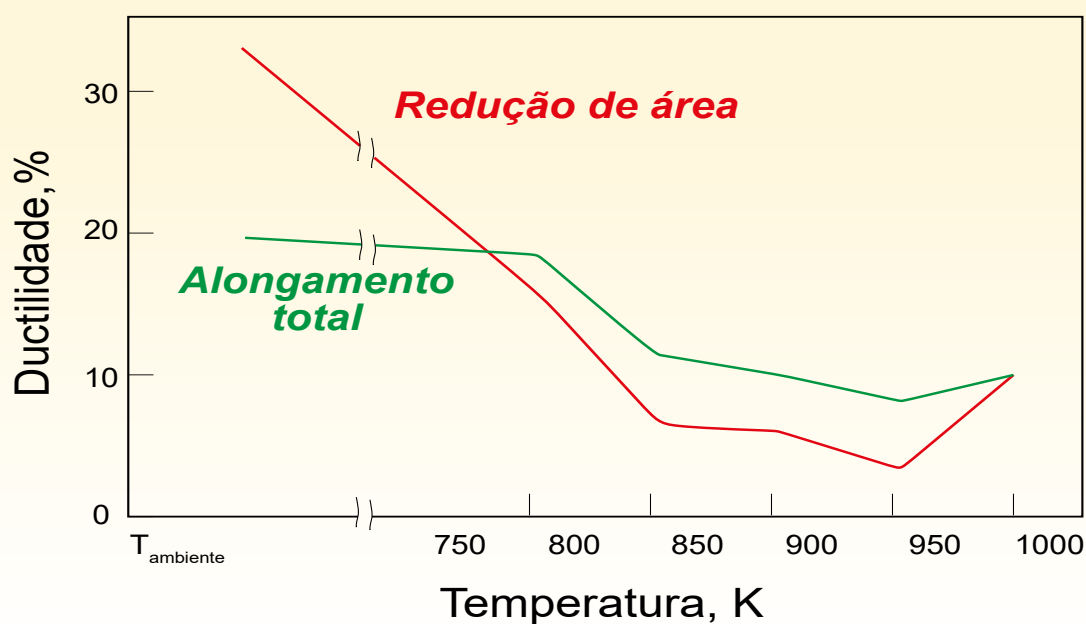


Figura 7.104 - Relação entre a ductilidade e a temperatura - 2.25Cr-1Mo-0.3V. Fonte: SHINYA *et al.*, 1998.

A simulação termomecânica *Gleeble* foi utilizada para prever a susceptibilidade dos consumíveis de soldagem à trinca de reaquecimento. Este teste foi utilizado para simular juntas soldadas na condição "as welded" sob tração, na temperatura de 650°C, onde a ocorrência destas trincas é mais favorável, Figura 7.105.

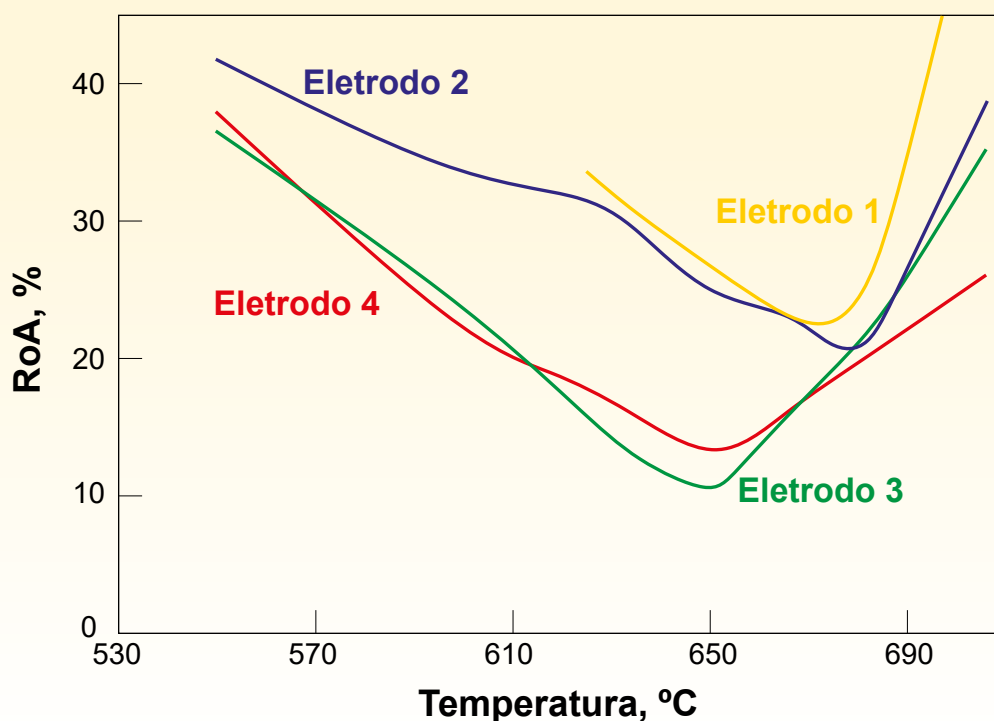


Figura 7.105 - Resultado do *Gleeble Test* (Ductilidade x Temperatura) para diferentes consumíveis. Fonte: ARCELOR MITTAL.

Outro método de avaliação para prever a susceptibilidade dos consumíveis à trinca de reaquecimento vem sendo proposto como alternativa ao *Gleeble Test*, pois além do tempo e custo envolvidos, nenhum outro laboratório estava capacitado a realizar este tipo de teste.

Como resultado de um projeto multicliente foi elaborado um novo teste para prever a susceptibilidade dos consumíveis à trinca de reaquecimento que consiste num ensaio de tração a quente, que pode ser executado em diversos laboratórios.

A Figura 7.106 ilustra o procedimento para execução do teste de tração a quente.

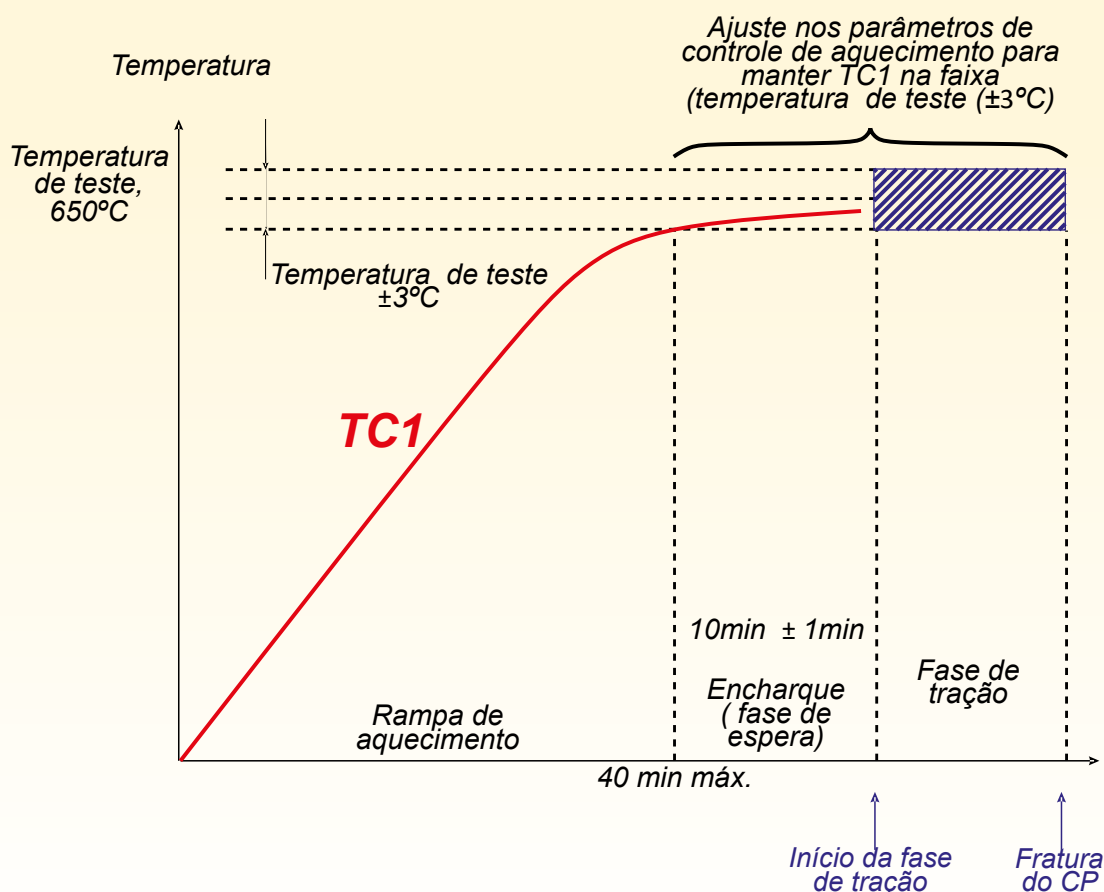


Figura 7.106 - Procedimento de preparo para o teste de tração a quente.

Fonte: HAMMERLE, 2012, adaptado pelos autores.

Como critério de aceitação, a redução de área dos corpos de prova utilizado nos testes deve ser superior a 23%, caso contrário o consumível será considerado susceptível à trinca de reaquecimento.

7.3 AÇO NÍQUEL

As ligas ferríticas com adição de níquel apresentam boa relação entre resistência mecânica e tenacidade, sendo destinadas a serviços criogênicos ou em sistemas que eventualmente possam ser submetidos a baixas temperaturas operacionais. **A temperatura mínima de aplicação é função do percentual de níquel na liga, podendo variar de -50 °C a -196 °C.**

Atualmente, os aços criogênicos de baixo percentual de carbono com 9% em peso de níquel, dora-
vante denominados aços 9Ni, ganharam importância pela sua aplicação nas linhas de injeção de CO₂
de altas pressões das plataformas marítimas do pré-sal brasileiro e são utilizados em razão de apre-
sentarem uma boa relação entre resistência mecânica e tenacidade em baixas temperaturas. Mesmo
nessas temperaturas muito baixas, é muito difícil que eles apresentem fratura completamente frágil.

Para conhecer mais sobre os aços 9Ni, clique no ícone e veja como são formados e fabricados:



Os aços ao níquel são facilmente temperáveis, porque o níquel diminui a taxa de resfriamento crítica deslocando o cotovelo da curva TTT (tempo, temperatura, transformação) para a direita. Em combina-
ção com o cromo, o níquel produz aços com maior capacidade de endurecimento, resistência ao impacto
mais elevada e uma maior resistência à fadiga do que pode ser conseguido em aços carbono.

Os aços 9Ni são tratados termicamente de uma forma diferenciada das outras ligas de níquel com teores
mais baixos, por causa da tendência de reter alguma austenita em temperaturas ambiente quando res-
friados ao ar. É tradicionalmente tratado por dupla normalização e revenido ou por têmpera e revenido
(Wu, 2013). As tubulações do aço 9Ni com os tratamentos térmicos de têmpera e revenido e duplo nor-
malizado e revenido têm os seus parâmetros de fabricação, composição química e propriedades mecâni-
cas definidos pela norma ASTM A333 Gr. 8.

Estes tratamentos térmicos estão esquematizados na Figura 7.107. Observe que:

- » o tratamento TR descreve o tratamento de têmpera e revenido;
- » o tratamento DNR descreve o de dupla normalização e revenido
- » o tratamento TLR descreve o de têmpera, laminação e revenido.

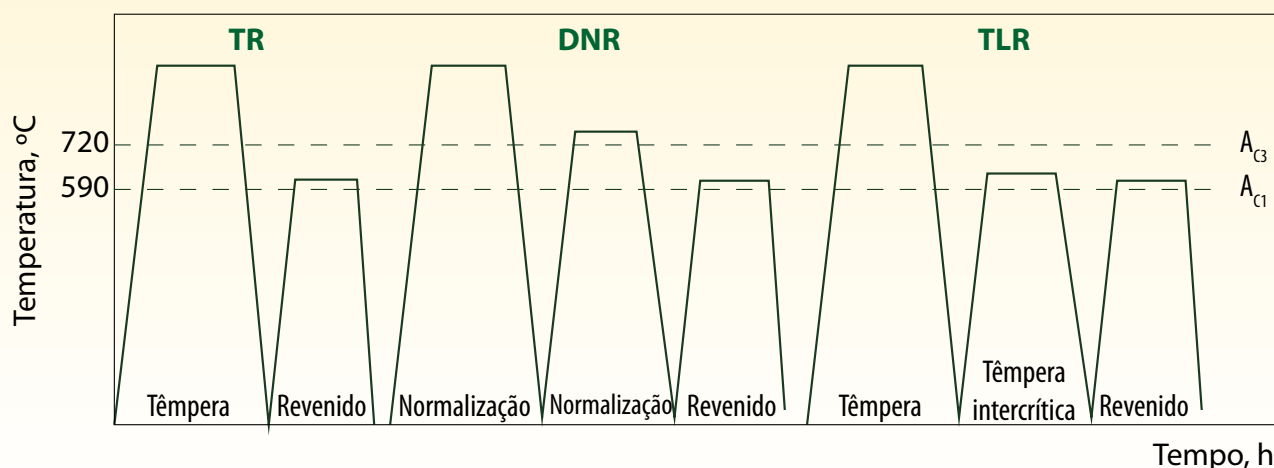


Figura 7.107 – Representação esquemática dos tratamentos térmicos do aço 9Ni. Fonte: WU et al., 2013.

Os diagramas de resfriamento contínuo (CCT) mostram na Figura 7.108 as diferenças relativas do aço 9Ni, com as pequenas mudanças na composição química e nas diferentes taxas de resfriamento.

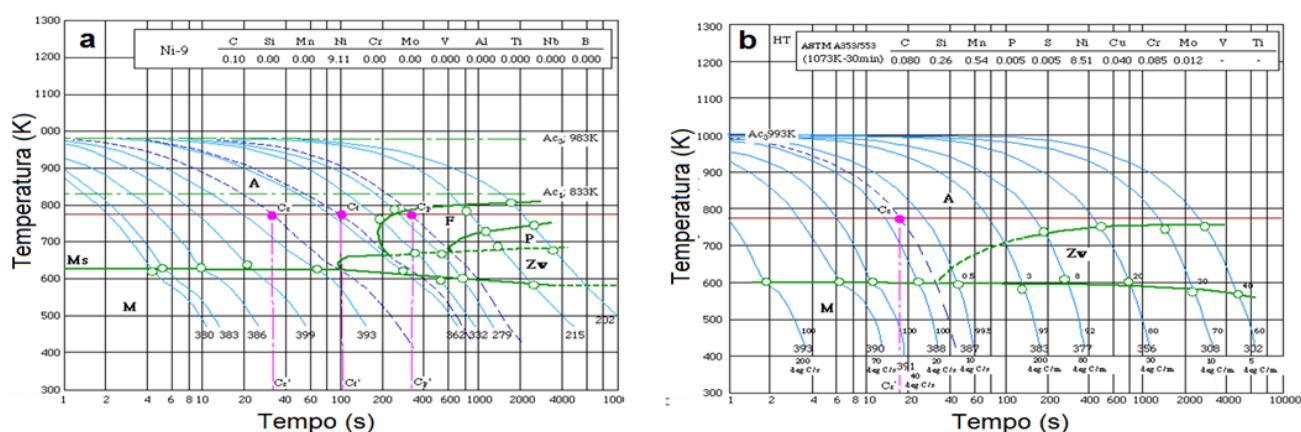


Figura 7.108 – Diagrama CCT (a) aço 0,1C-9,11Ni (b) aço 0,08C-8,51Ni.

Fonte: Rodrigues, Tese de doutorado, 2016.

O carbono vai influenciar, fortemente, as transformações das fases, bem como os parâmetros de rede observados e limitar o seu teor minimiza a sua capacidade de fragilização em baixas temperatura. Na matriz martensítica, o carbono fica dissolvido em solução sólida supersaturada com níveis elevados de tensão.

Por isso, o revenido, adicionalmente à necessidade de reversão da austenita, é uma condição fundamental para a utilização destes aços na forma temperada.

Os microconstituintes resultantes dos tratamentos térmicos de têmpera e revenido e duplo normalizado e revenido das ligas de níquel, com destaque para a liga 9Ni, são listados na Tabela 7.25. As microestruturas são martensita, bainita, na maioria das condições de tratamento térmico, e austenita retida, em alguns casos, tanto para a condição normalizada quanto para a condição temperada por spray.

Taxas de resfriamento para diferentes espessuras normalizadas ou temperadas, °C/s

Espeçura	13 mm	25 mm	51 mm	102 mm	
Têmpera spray	33	11	4	1,4	
Normalização	0,1	0,5	0,3	0,14	
Microestruturas produzidas nas chapas de aço ao níquel					
Chapa, mm	Tratamento térmico	A203A	A203D	A645	A353-553
13	Normalização Têmpera spray	F & P M, F, P	F & P M, F, P	F & P M (& F?)	M & B M (& A)
25	Normalização Têmpera spray	F & P F, P, (M?)	F & P M, F, P	F & P M, F, P	M & B M (& A)
51	Norma lização Têmpera spray	F & P F & P	F & P F & P	F & P F, P, M	M & B M (& A)
102	Normalização Têmpera spray	F & P F & P	F & P F & P	F & P F, P, M	M & B M & B

Nota 1: As normas ASTM A203 e A645 são as normas de fabricação das ligas com 3 e 6% de níquel respectivamente.

Nota 2: F = ferrita proeutetóide, P = perlita, M = martensita, B = bainita, A = austenita retida

Tabela 7.25 – Taxas de resfriamento e microestruturas de chapas na porção média de aços ao níquel temperados com spray e normalizados. Fonte: PENSE; STOUT, 1975.

A têmpera atua no refino do tamanho de grão efetivo sem ocasionar um aumento dramático da sua resistência. A ripa de martensita enriquecida em elementos de liga, começa a se transformar em austenita em temperaturas menores do que AC1 em um revenido subsequente, enquanto a ripa de martensita se empobrece em elementos de liga. Isso porque com a partição de elementos para o interior da austenita, nas regiões enriquecidas a temperatura AC1 cai localmente. As estruturas martensíticas em ripas temperadas e revenidas apresentam uma combinação atrativa entre resistência e tenacidade.

Como já mencionado anteriormente, a presença da austenita retida ou reversa é chave para o aço 9Ni. Uma determinada quantidade de austenita estável precipitada entre as ripas de martensita pode, potencialmente, aumentar a tenacidade. Todavia, se aumentarmos muito a quantidade de austenita, a sua resistência mecânica poderá ficar comprometida. Então, a correta determinação da quantidade de austenita é uma importante tarefa no desenvolvimento destes aços. A austenita que se forma inicialmente é rica em elementos de liga. Esta austenita reversa é, particularmente, rica em carbono que se forma às expensas da cementita ou outro carbeto finamente dispersos na matriz.

» Soldabilidade

Esses aços apresentam boa soldabilidade, entretanto quanto maior a adição de níquel, maior a temperabilidade especialmente nos aços de alto teor de níquel, maiores ou igual a 5 % Ni, nos quais a ZAC é constituída por martensita. Mas essa martensita tem uma relativa tenacidade em função do teor de níquel e do controle do teor de carbono. **As propriedades mecânicas e tenacidade podem ser comprometidas quando há crescimento excessivo dos grãos da ZAC em função do alto aporte térmico adotado.**

Importante!

A soldagem dos aços 9% Ni vem sendo estudada por pesquisadores no intuito de avaliar, esclarecer e definir as variáveis que influenciam nas propriedades mecânicas destes aços.

O aço 9Ni não é susceptível a trincas e isso lhe confere um excelente soldabilidade uma vez que são materiais com baixo teor de carbono e baixo grau de impurezas.

Não existe um metal de adição com composição similar que mantenha as propriedades de resistência mecânica e tenacidade em temperaturas criogênicas. Em geral, são utilizados consumíveis a base de níquel que garantem a tenacidade do metal de solda e reduzem a possibilidade da ocorrência de trincas induzidas por hidrogênio. Tradicionalmente, na soldagem de aços com 9% Ni, são utilizados metais de adição à base de níquel, ERNiCrMo-3, liga 625, pois apresentam tenacidades criogênicas e expansão térmica compatíveis com o metal base. Como apresentam limite de resistência inferior ao metal de base, algumas ligas, como as de Ni-Cr-Mo e C-Mn-W, as quais apresentam uma melhor relação com a resistência e apresentam bons resultados de soldabilidade.

Estes metais de adição com base de níquel possuem valores de tenacidade aceitáveis, todavia não são capazes de atingirem valores de resistência compatíveis com o aço 9% Ni. Uma das razões postuladas para esta diferença está relacionada com as diferenças de orientações dos grãos na estrutura do metal de solda.

A manutenção do aporte térmico entre 1,0 e 3,0KJ/mm tem obtido sucesso no resultado na soldagem do aço 9Ni com consumível de níquel. Para entender o esse sucesso, clique no ícone e compreenda o funcionamento do aço 9Ni:



A tenacidade da junta soldadas do aço 9% Ni tende a se deteriorar com o aumento da energia de soldagem pelo crescimento de grão austenítico da ZAC durante o ciclo de soldagem. Em vista disto, a ZAC pode ter sua energia de impacto reduzida pela metade decorrente dos sucessivos ciclos térmicos. Em contrapartida, o tratamento térmico de alívio de tensões (TTAT) à 600°C, seguido por resfriamento rápido, aumentaria sua tenacidade. As premissas para a temperatura de revenido em relação à estabilidade da austenita também são utilizadas para as temperaturas de TTAT.

No aço 9% Ni, a ZAC será essencialmente martensítica e de martensita revenida, em algumas partes por causa da soldagem multipasse. Em percentuais mais baixos de carbono, a martensita apresenta uma tenacidade maior e o TTAT não é necessário. Na soldagem homogênea e especialmente na heterogênea, a poça de fusão dos aços C-Ni apresenta baixa fluidez quando comparada ao do aço C-Mn. Contaminantes de origem externa não devem entrar em contato com estes materiais, especialmente o enxofre proveniente de lápis térmico, graxas, sabão etc. Os aços C-Ni são enquadrados como "P-number" 9 e 11A conforme o ASME BPVC Section IX.

Porosidade pode ser evitada pelo controle do hidrogênio difusível, é recomendado emprego de arco bem curto. Devido a mais alta capacidade de magnetização quando comparado ao aço-carbono, cuidados adicionais devem ser tomados, principalmente no aço 9 % Ni. A desmagnetização ou anulação do campo magnético em alguns casos pode ser necessária antes da soldagem.

Importante!

São possíveis os processos SMAW, GTAW, GMAW e SAW para a soldagem dos aços níquel. Outros processos podem ser aplicados mediante avaliação técnica de um especialista de soldagem. O processo FCAW não deve ser utilizado, mesmo com proteção gasosa adicional, por causa da tenacidade.

Na soldagem na indústria do petróleo, um problema que deve ser avaliado é possibilidade de ocorrência de corrosão sob tensão por cloreto na junta soldada.

7.4 AÇOS INOXIDÁVEIS

Antes de abordar especificamente os aços inoxidáveis austeníticos e duplex, que são as duas principais famílias na indústria do petróleo, serão feitas considerações gerais sobre os aços inoxidáveis para possibilitar o entendimento da soldagem dessas ligas com mais clareza.

Para isso, clique no ícone e entenda o conceito de aços inoxidáveis:



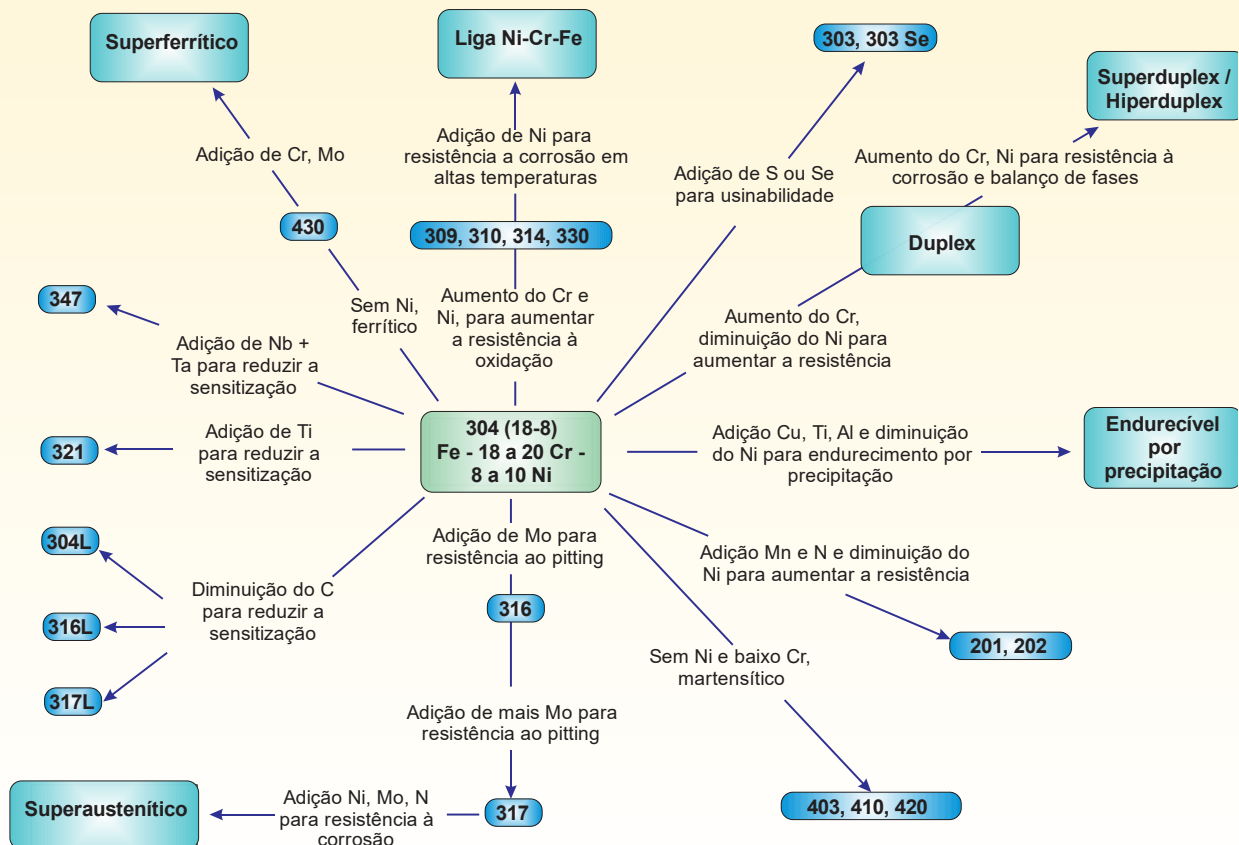


Figura 7.109 – Ligas de aço inoxidável em função da adição ou supressão de elementos de liga.

Fonte: RAMIREZ, 2011, adaptado pelos autores.

O cromo em atmosferas oxidantes, inclusive ao ar atmosférico, forma uma camada passiva de óxido de cromo com uma película fina, aderente e protetora deste óxido que se forma naturalmente. Essa camada fica aderida a superfície faz com que esta não sofra a agressão do meio como um aço carbono, tornando o aço “inoxidável”.

Atenção

O termo em inglês *stainless*, sem manchas, pode ser mais adequado a este tipo de aço, pois em determinadas condições estes aços sofrem processos de corrosão/oxidação bem agressivo.

A resistência à corrosão dos aços inoxidáveis aumenta com o teor de cromo e de outros elementos que participam e estabilizam o filme passivo, tais como o molibdênio, níquel, nitrogênio e cobre. Tem um índice chamado de Número de Resistência Equivalente ao “Pitting - Pitting Resistance Equivalent Number” $PREN = \%Cr + 3,3.(\%Mo + 0,5\%W) + 16\%N$, que indica a susceptibilidade à corrosão por pites em função dos elementos de liga. Entretanto, em geral, é necessário que estes elementos estejam em solução sólida. Como o cromo é um elemento ferritizante, o seu aumento percentual estabiliza a fase ferrítica, Figura 7.110. Pode-se observar, também a presença da fase sigma e alfa prima (α') que são elementos fragilizantes.

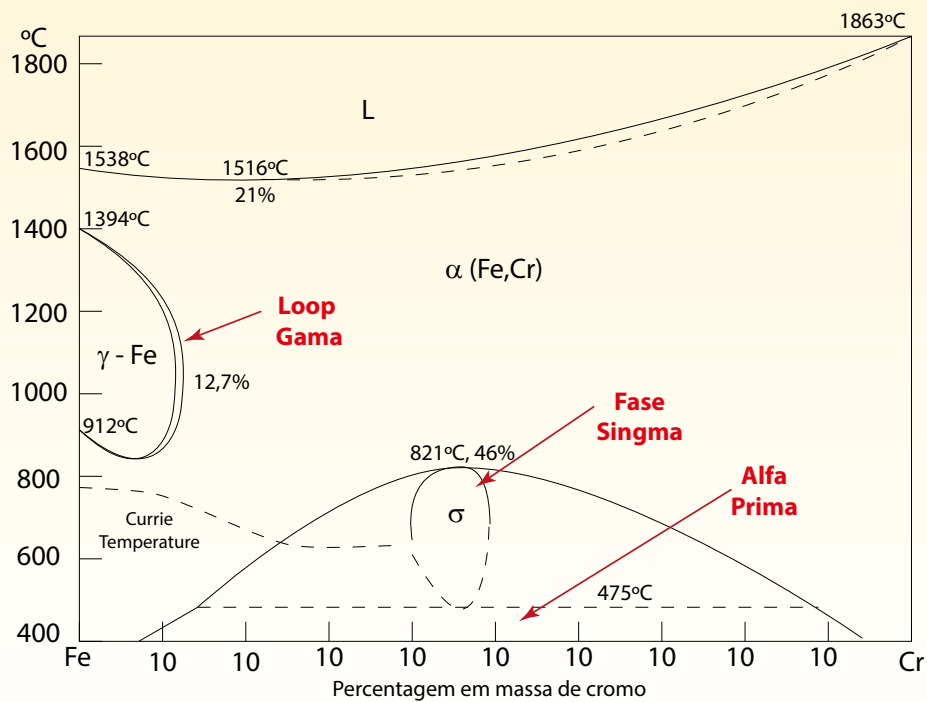


Figura 7.110 – Diagrama de Fases Binário Ferro-Cromo.
Fonte: RAMIREZ, 2011, adaptado pelos autores.

As principais famílias dos aços inoxidáveis recebem a nomenclatura com base na sua microestrutura:

 Clique nos itens.

**AÇOS
INOXIDÁVEIS
AUSTENÍACOS**

**AÇOS
INOXIDÁVEIS
FERRÍTICOS**

**AÇOS
INOXIDÁVEIS
MARTENSÍTICOS**

**AÇOS INOXIDÁVEIS
AUSTENO-
FERRÍTICOS –
DUPLEX**

**AÇOS
INOXIDÁVEIS PARA
ENDURECIMENTO
POR PRECIPITAÇÃO**

Cada família apresenta valores diferenciados das propriedades mecânicas como mostrado na Tabela 7.26.

Tipo	Liga	L. Esc., MPa	L. Res., MPa	Along., %	Charpy, J	Dureza, HV
Aço carbono	1010	190	34	30	-	-
Aço inox austenítico	304	210	515-690	45	325	184
Aço inox ferrítico	430	205	450	20	217	184
Aço inox duplex	2304	400	600-820	25	300	306
Aço inox duplex	2205	450	680-880	25	250	318
Aço inox superduplex	2507	550	800-1000	25	230	318
Aço inox superduplex	2906	650	>800	25, mín.	-	290
Aço inox austenítico	410	205-620	450-825	12-22	52-76	222
Aço inox PH	17-4	515-1170	795-1310	10-18	21-75	434

Nota: PH – aços inoxidáveis endurecidos por precipitação – precipitation hardening

Tabela 7.26 – Propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis em relação ao aço carbono.

Fonte: aula de Soldagem de inox SSMT, 2012.

A curva Tensão x Deformação, apresentada na Figura 7.111, mostra a elevada ductilidade do aço inox austenítico em comparação com os aço carbono e demais inox. Apesar do mais baixo limite de escoamento, com relação às demais ligas mostradas, o aço inoxidável austenítico 304 apresenta uma elevada ductilidade e um elevado limite de ruptura em comparação com os demais. **Esse fato é um importante fator de projeto de utilização dessa liga.**

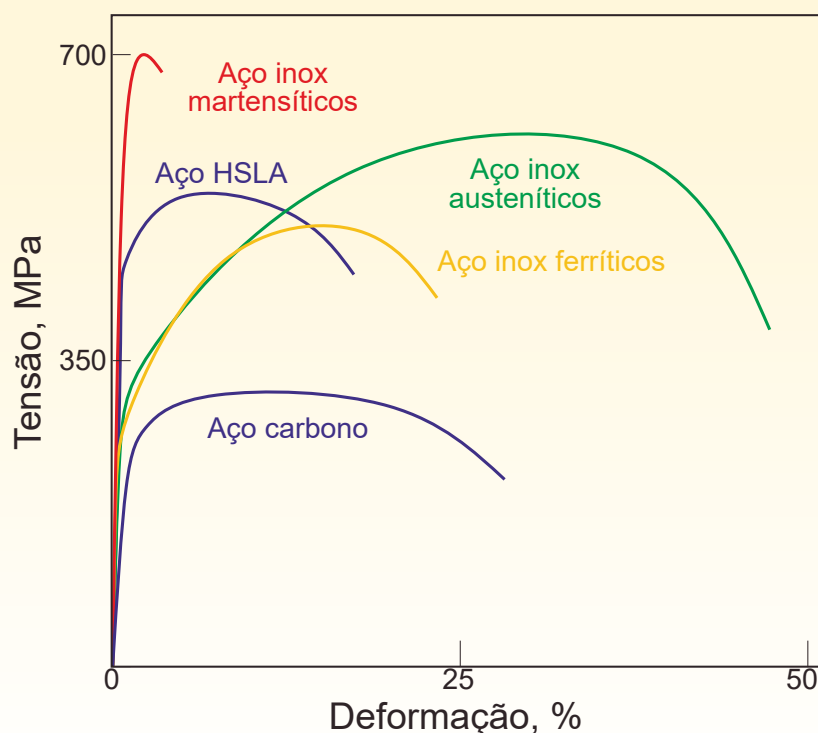


Figura 7.111 – Curva tensão – deformação para os diversos aços inoxidáveis em comparação com o aço carbono. Fonte: OS AUTORES, 2019.

A Figura 7.112 mostra a diferença nas energias de impacto das diferentes ligas de aços inoxidáveis. Vale destacar que a liga austenítica não apresenta uma transição dúctil-frágil, ratificando a elevada ductilidade encontrada na Figura 7.111 e, também, os baixos valores de energia absorvida para o aço martensítico. Convém salientar, que a temperatura de transição dúctil-frágil aumenta com o percentual de ferrita.

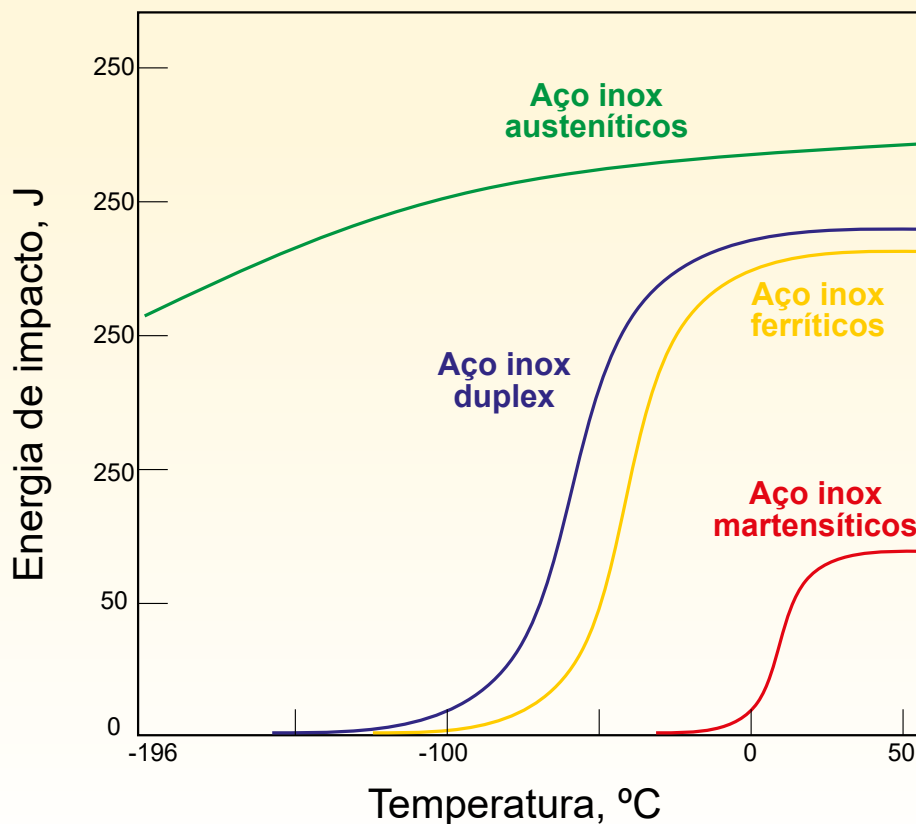


Figura 7.112 – Resistência mecânica e energia de impacto para as diferentes famílias de aços inoxidáveis.
Fonte: OS AUTORES, 2019.

Os elementos de liga nos aços inoxidáveis são divididos, inicialmente, com relação à sua capacidade de estabilizar a fase austenítica (gamagenos) ou ferrítica (alfagenos).

» Elementos Promotores da Austenita

Conheça cada um dos elementos promotores da austenita:

 Clique nos itens.

NÍQUEL

CARBONO

NITROGÊNIO

MANGANÊS

COBRE

» Elementos Promotores da Ferrita

Conheça cada um dos elementos promotores da austenita:

 Clique nos itens.

CROMO

SILÍCIO

MOLIBDÊNIO

**TITÂNIO E
NÓBIO**

TUNGSTÊNIO

ALUMÍNIO

O diagrama de Schaeffler, Figura 7.113, é uma importante ferramenta para que seja estimada a composição final do metal depositado na soldagem envolvendo ligas, em especial nos aços inox. O seu fundamento está na correlação da influência dos elementos ferritizante e austenitizantes e no seu impacto na microestrutura final do metal de solda. Dessa forma, é possível prever essa microestrutura em função da composição do metal de adição e do metal base conhecendo os valores de diluição típicos em cada processo de soldagem. Como em todo diagrama de fases, a regra da alavanca é válida e pode-se estimar a composição resultante do metal depositado e qual a consequência da microestrutura nas propriedades esperadas. Assim, podemos prevenir possíveis descontinuidades do metal de solda, como trincas a frio e de solidificação, fragilização ou perda da resistência a corrosão.

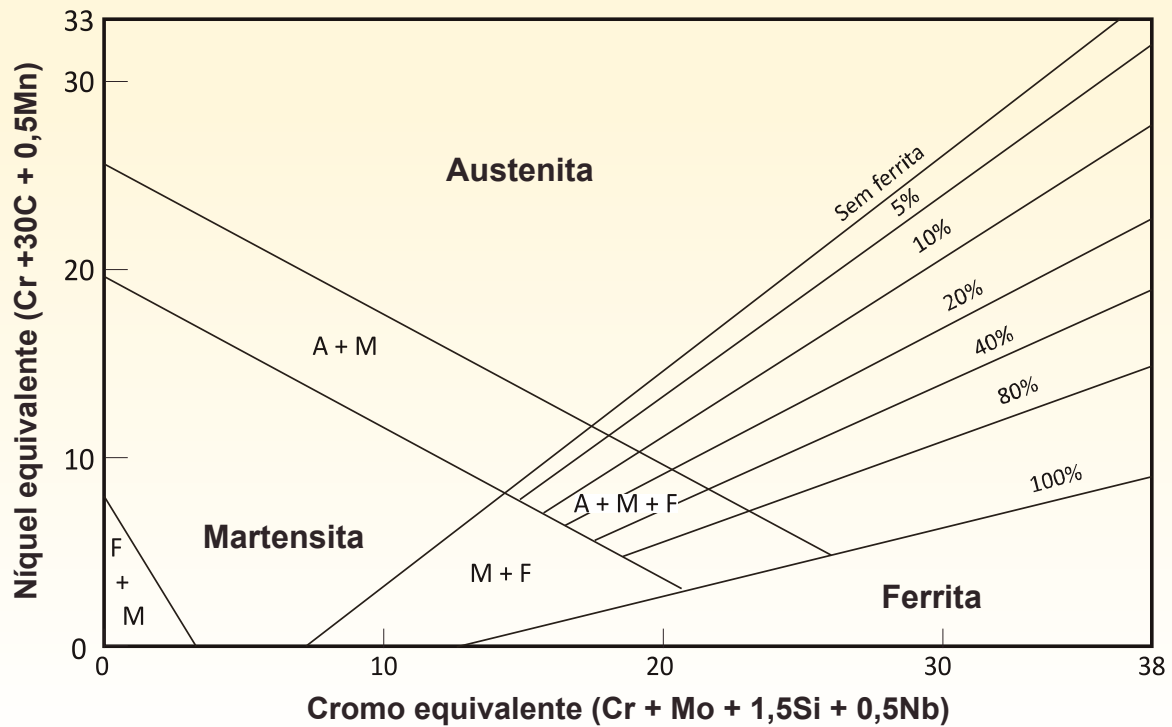


Figura 7.113 – Diagrama de Schaeffler. Fonte: OS AUTORES, 2019.

Em grande parte das soldagens com aços inoxidáveis, o consumível não tem composição idêntica ao metal base, de forma a prevenir essas possíveis descontinuidades, fazendo com que essa avaliação inicial com o diagrama de Schaeffler seja extremamente benéfica.

Ele também é importante, não somente para prever a estrutura da zona fundida de uma solda de aço inoxidável, mas por poder prever, também, a estrutura da zona fundida de soldas heterogêneas, como na soldagem dos aços X-65 ou 9Ni com eletrodo da liga 625 ou de soldas dissimilares, como no caso de *weld overlay*.

Outros diagramas foram desenvolvidos ao longo dos anos de forma a representar uma família em maiores detalhes e eles estão citados na Tabela 7.27.

Autor	Ano	Creq	Nieq
Schaeffler	1949	$\%Cr + \%Mo + 1,5.\%Si + 0,5.\%Nb$	$\%Ni + 0,5.\%Mn + 30.\%C$
DeLong	1956	$\%Cr + 1,21\%Mo + 1,5.\%Si + 0,5.\%Nb$	$\%Ni + 0,5.\%Mn + 30.\%C + 30.\%N$
Hull	1973	$\%Cr + 1,21\%Mo + 0,48.\%Si + 0,14.\%Nb + 2,27.\%V + 0,72.\%W + 2,2.\%Ti + 0,21.\%Ta + 2,48.\%Al$	$\%Ni + 0,11.\%Mn + 0,0086\%Mn_2 + 24,5.\%C + 14,2.\%N + 0,41\%Co + 0,44.\%Cu$
Hammer e Svenson	1979	$\%Cr + 1,37\%Mo + 1,5.\%Si + 2.\%Nb + 3.\%Ti$	$\%Ni + 0,31.\%Mn + 22.\%C + 14,2.\%N + \%Cu$
Espy	1982	$\%Cr + \%Mo + 1,5.\%Si + 0,5.\%Nb + 5.\%V + 3.\%Al$	$\%Ni + 30.\%C + 0,87.\%Mn + 0,33.\%Cu + (A.(\%N.0,045))$, onde A = 30 para N entre 0 e 0,20%, A = 22 para N entre 0,21 e 0,20%,5 e A = 22 para N entre 0,26 e 0,35%
McCowan (WRC-88)	1988	$\%Cr + \%Mo + 0,5.\%Nb$	$\%Ni + 20.\%N + 35.\%C$
Kotecki e Siwert (WRC-92)	1992	$\%Cr + \%Mo + 0,5.\%Nb$	$\%Ni + 20.\%N + 35.\%C + 0,25.\%Cu$

Tabela 7.27 – Diagramas de fases para aços inox. Fonte: RAMIREZ, 2011, adaptado pelos autores.

A maioria dos aços inoxidáveis é considerada de boa soldabilidade e pode ser soldada por vários processos de soldagem, incluindo:

 Clique nos números para conhecê-los.

1

2

3

4

Para qualquer um desses processos, as superfícies das juntas e qualquer metal de adição devem estar limpos.

O coeficiente de expansão térmica para os tipos austeníticos é 50% maior que o do aço carbono e isso deve ser considerado para minimizar a distorção. A baixa condutividade térmica e elétrica do aço inoxidável austenítico é geralmente útil na soldagem. É necessário menos calor de soldagem para fazer uma solda, porque o calor não é conduzido para longe de uma junta tão rapidamente quanto no aço carbono. Na soldagem por resistência, a corrente mais baixa pode ser usada porque a resistividade é maior. Aços inoxidáveis que requerem procedimentos especiais de soldagem são discutidos posteriormente.

As sugestões a seguir dizem respeito aos aços ferríticos e martensíticos, podendo ser aplicadas, em princípio, também aos austeníticos.

Os principais processos utilizados na soldagem dos aços inoxidáveis são:

» **Eletrodos revestidos (SMAW)**

O metal de adição em geral é da mesma natureza do metal base, pois os consumíveis sintéticos, que aportam elementos de liga pelo revestimento, podem ter variação de composição em função da transferência no arco, principalmente, com elevadas correntes. Essas correntes podem levar a grandes perdas no eletrodo, além do superaquecimento do revestimento, o que pode gerar quebra nesses revestimentos. Na polaridade direta, a corrente tem que ser aumentada para propiciar uma fusão adequada. Todavia, isso aumenta muito as perdas e a temperatura no eletrodo. Devido a isso, se usa normalmente corrente contínua inversa, ou corrente alternada, com corrente menor, cerca de 20% a menos que as correntes recomendadas para aços carbono.

Quanto aos eletrodos, são de revestimento básico ou rutilico:

- » O **revestimento básico** (de terminação 15) traz baixo teor de hidrogênio à solda e só pode ser usado com corrente contínua com polaridade inversa - CC+. Contém cerca de 30% de carbonatos de cálcio e magnésio, fluoretos, como fluxante, e carbonatos alcalinos (10%) para aumentar a emissividade. O depósito é mais compacto, apresenta melhores propriedades mecânicas, e o problema principal é a escória mais difícil de ser retirada.
- » O **revestimento rutilico** (de terminação 16) também deixa baixo teor de hidrogênio na solda e pode ser usado tanto com CC+ como corrente alternada - CA. Contém cerca de 40% de rutilo (TiO₂), que é escorificante, mais 15% de carbonatos de cálcio e magnésio, e fluoretos que funcionam como fluxo, dissolvendo a camada de óxido de cromo da superfície. Esse revestimento suporta temperaturas de até 150 a 200°C, enquanto o básico suporta até 300°C.

» **GTAW**

O processo GTAW é mais utilizado para tubulações com a finalidade de garantir a qualidade do passe de raiz.

Entenda como é feita sua utilização a depender da estrutura:

- » Se a espessura for pequena (menor que 3 mm), pode ser utilizado só GTAW.
- » Se for maior, o GTAW já não é econômico, e só é usado no 1º passe, e os demais são feitos com SMAW.

A polaridade é direta, sendo usado eletrodo toriado (para aumentar a emissividade). O gás argônio é mais utilizado, embora propicie mais baixa taxa de deposição que o hélio. Mas em geral se usa hidrogênio na mistura com argônio. O metal de adição é o mesmo do metal base.

» GMAW-MIG

Em geral não se usa CO₂ (MAG) em aços inoxidáveis, embora pesquisas recentes já permitam seu uso. O gás mais usado é argônio com um pouco de O₂ (1%), que reduz a corrente crítica de pulverização - spray, que é o modo de transferência mais desejado apesar de mais alto aporte térmico. Nessas condições, se opta pela corrente pulsada.

Importante!

O GMAW se limita às posições plana ou horizontal sendo, no entanto, mais utilizado que o GTAW, com corrente contínua com polaridade inversa.

COMPOSIÇÃO QUÍMICA

De uma forma geral, a composição química pode influenciar diretamente no processo da sensibilidade, formação de fase sigma, trincas a frio e a quente, dentre outros. É comum utilizar, principalmente nos inox, um teor de carbono baixo o bastante para evitar certos problemas, como corrosão intergranular.

Nesse caso específico, durante a soldagem deve-se manter o teor de carbono baixo possível e muitas vezes os consumíveis são projetados para evitar este tipo de dano. Se a soldagem for heterogênea, deve ser considerado o efeito da diluição, pois dependendo da energia de soldagem, ela deve ser mantida a mínima possível. Se não houver interesse em manter o teor de carbono baixo, esta passa a não ser mais uma preocupação.

Entretanto, a composição química do metal depositado quase sempre difere da composição do material do eletrodo, devido, além da diluição, a perdas de certos elementos de liga, por oxidação e escorificação, formação de carbeto, volatilização, segregação e outros mecanismos, dependendo do revestimento e dos parâmetros de soldagem. Observe:

- » O carbono tende a aumentar em aços de baixo carbono (até 0,08%C), na composição química da zona fundida, e a diminuir de 10 a 50% em teores maiores (0,10% e maiores).
- » O molibdênio, fósforo, enxofre e níquel praticamente não são afetados.
- » O nióbio, titânio, cromo e manganês tendem a se reduzir em proporção que depende dos parâmetros de soldagem. O silício tende a aumentar.

E mesmo a especificação dos elementos de liga de um eletrodo obedece a uma faixa e não a uma composição definida. Para entender essa afirmação, clique no ícone e conheça o exemplo do eletrodo E309:



Com esses limites temos um retângulo e não um ponto no diagrama, Figura 7.114. Entretanto, para fins práticos usamos o centro do retângulo, que indica uma composição média.

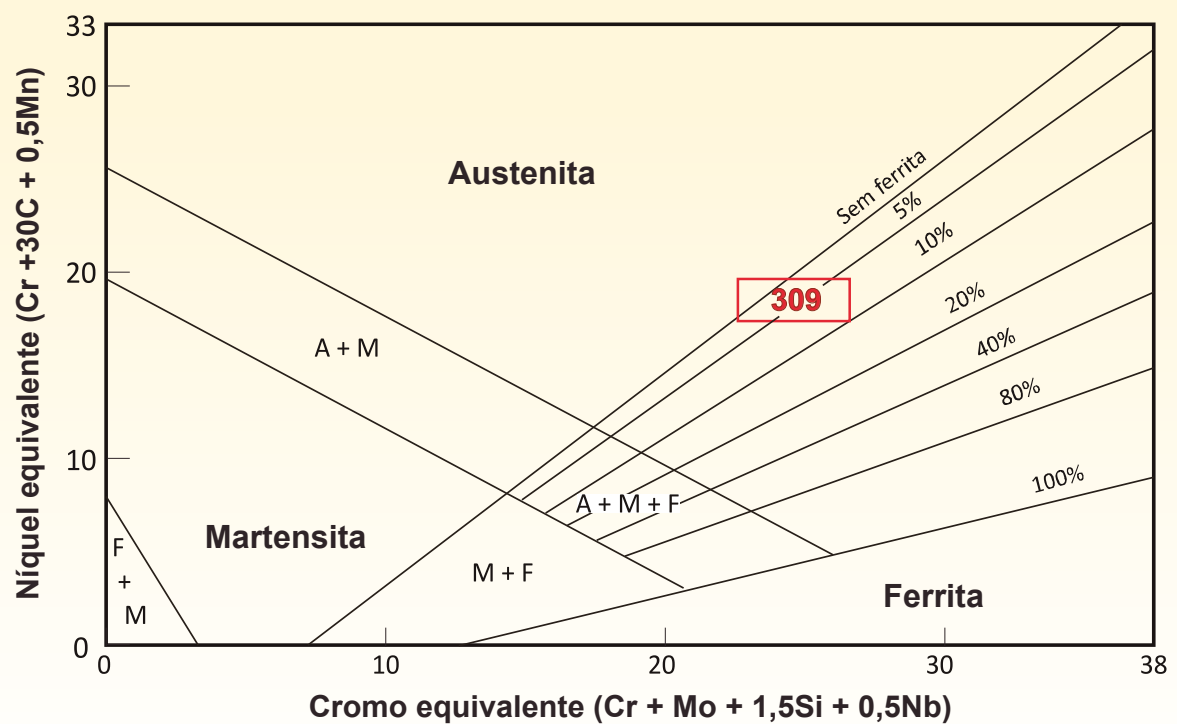


Figura 7.114 - Diagrama de Schaeffler considerando a variação de composição química da liga 309.
Fonte: OS AUTORES, 2019.

1. CASO

Selecionar o eletrodo mais apropriado com eletrodo austenítico entre os tipos AWS 308L, 309L, 309MoL e 312 para a soldagem heterogênea de um aço SAE 4340 (aço baixa liga de alta temperabilidade), considerando um processo de soldagem com diluição de 25%.

Inicialmente, deve-se calcular o cromo e níquel equivalente para o metal base e para cada consumível, Tabela 7.28, e posteriormente colocar os pontos nos diagramas de Schaeffler. Posteriormente, deve-se traçar uma reta entre o metal base e o consumível e aplicar a regra da alavanca para uma diluição de 25%.

Somente para ratificar que como a diluição é o percentual do metal base no metal de solda depositado, uma diluição de 100% seria uma solda autóloga e ponto ficaria sobre o metal de base, e uma diluição de 0% seria sobre o metal de adição que não teria nenhuma interação com o metal base, semelhante a uma brasagem.

Material	%Cr	%Mo	%Ni	%C	%Nb	%Si	%Mn	Nieq.	Creq.	Figura
SAE4340	1,85	0,25	0,80	0,40	-	0,03	0,40	7,0*	2,15	1
AWS308L	19,5	0,5	10,5	0,03	-	0,90	1,5	12,15	21,35	2
AWS309L	23,5	0,5	13,0	0,03	-	0,90	1,5	14,65	25,35	3
AWS-309MoL	23,5	2,5	13,0	0,03	-	0,90	1,5	14,65	27,35	4
AWS312	29,0	0,5	9,25	0,10	-	0,90	1,5	13,00	30,85	5

Tabela 7.28 – Composição química e cromo e níquel equivalente para a soldagem heterogênea do exemplo.
Fonte: OS AUTORES, 2019.

Com o eletrodo AWS 308L (consumível nº 2), Figura 7.115, obtém-se uma microestrutura do metal depositado de martensita e austenita. Apesar de ser um eletrodo projetado para a soldagem de aços inox austeníticos, esse consumível não recomendado nesta configuração de soldagem heterogênea por aumentar o risco de trinca a frio pela presença de martensita no metal de solda.

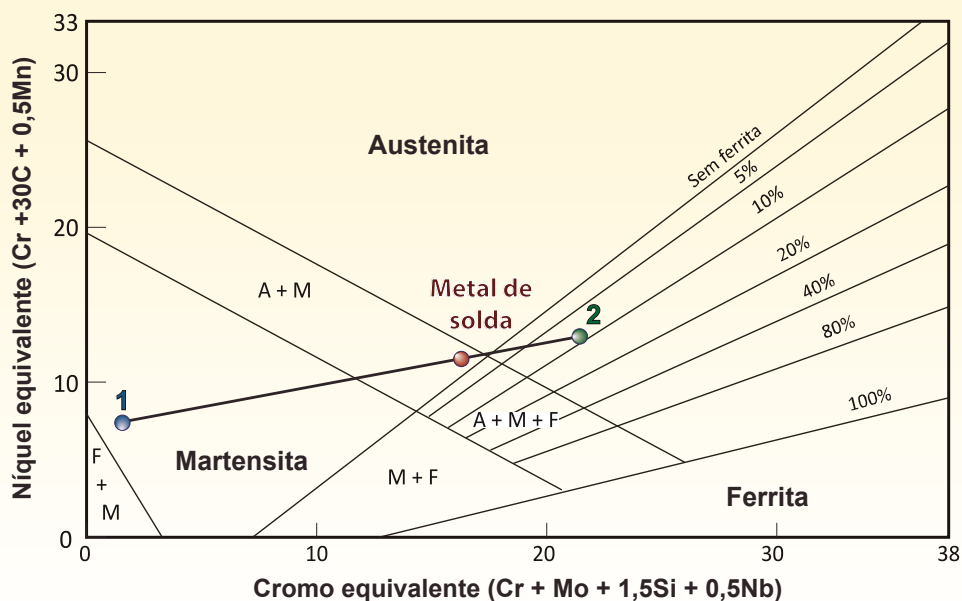


Figura 7.115 – Aço 4340 soldado com eletrodo AWS 308L. Fonte: OS AUTORES, 2019.

Outro consumível, também projetado para soldagem de aços inox austeníticos, o eletrodo AWS 309L (nº 3) na Figura 7.116, obtém-se uma estrutura totalmente austenítica no metal de solda. Essa microestrutura aumenta a susceptibilidade de que obtenhamos trinca de solidificação, fazendo com que ele também não seja adequado.

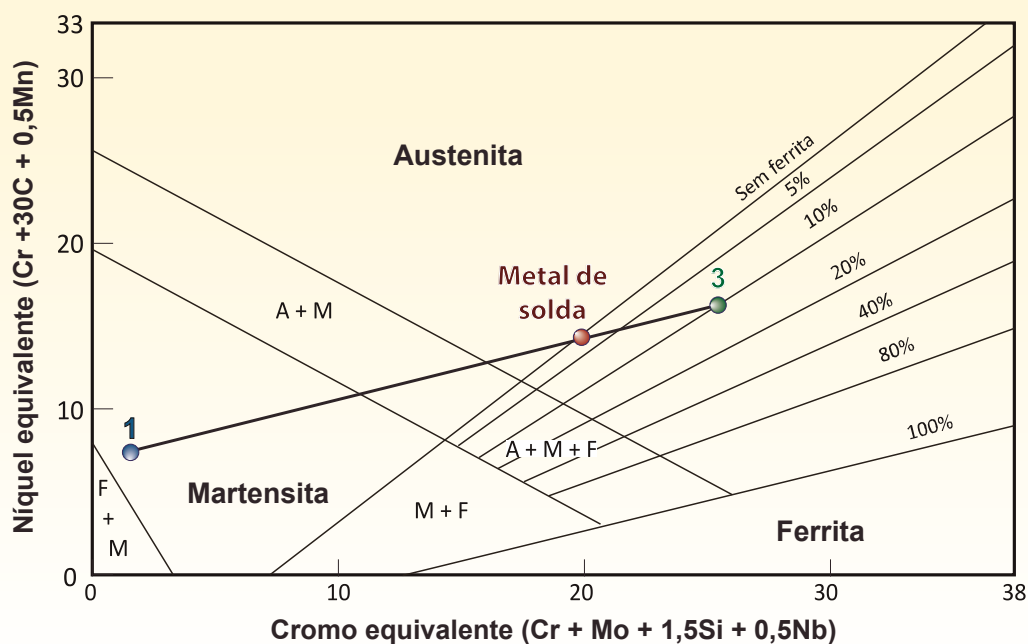


Figura 7.116 – Aço 4340 soldado com eletrodo AWS 309L. Fonte: OS AUTORES, 2019.

Por sua vez, a utilização do eletrodo AWS 309MoL (consumível nº 4), Figura 7.117, fornece uma estrutura de austenita com 7% de ferrita delta, dentro da faixa considera ideal. Dessa forma o metal de solda austenítico, não tem risco de trinca de solidificação, fazendo com que esse consumível seja o mais adequado para a soldagem heterogênea do aço 4340.

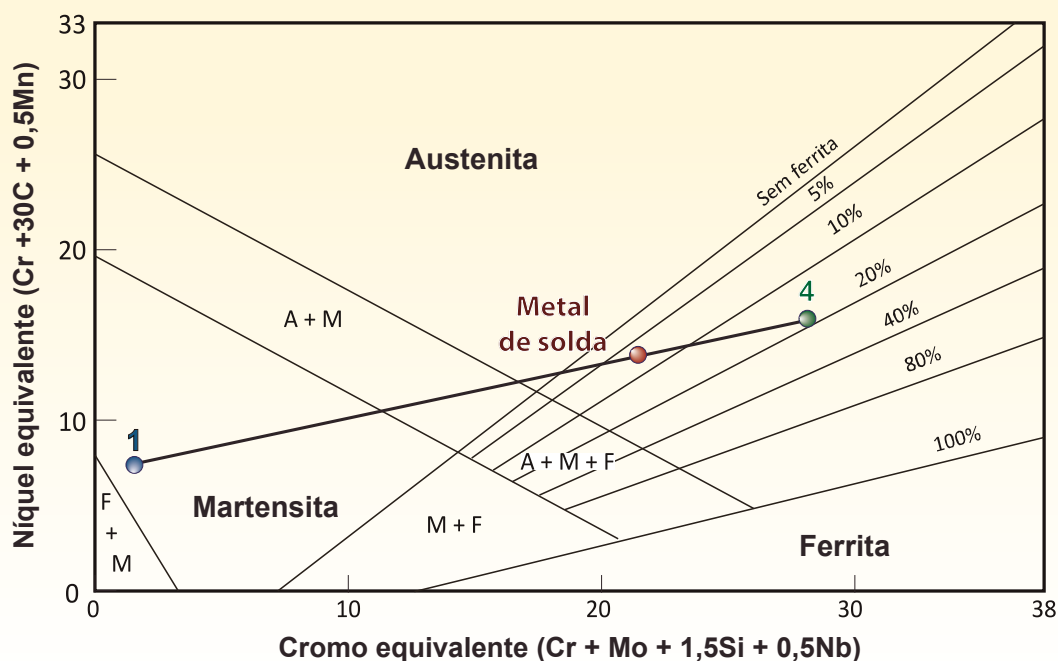


Figura 7.117 – Aço 4340 soldado com eletrodo AWS 309MoL. Fonte: OS AUTORES, 2019.

Essa abordagem, apresentada nesse exemplo, nos permite avaliar as características microestruturais do metal de solda, tanto em soldas heterogêneas como em soldagem com eletrodo com composição química similar. Explica, também, porque em muitos casos na soldagem de revestimentos ou dissimilares é feita a utilização de um consumível de transição diferente daquele que tem a composição química projetada, como se fosse um amanteigamento. Nesses casos, a aplicação direta do revestimento sobre o substrato ferrítico faria com que o primeiro passe pudesse ter uma composição química que estaria associada a alguma descontinuidade, como a presença de martensita que aumenta o risco de trinca a frio ou com um percentual de ferrita abaixo do especificado que aumenta o risco de trinca de solidificação.

2. CASO

Soldagem de tubulação de aço-liga ASTM A 335 gr. P5 com eletrodo revestido austenítico AWS.E.309.16, Figura 7.118. Antes de observar a figura, clique no ícone e veja a composição do aço e do eletrodo deste caso:



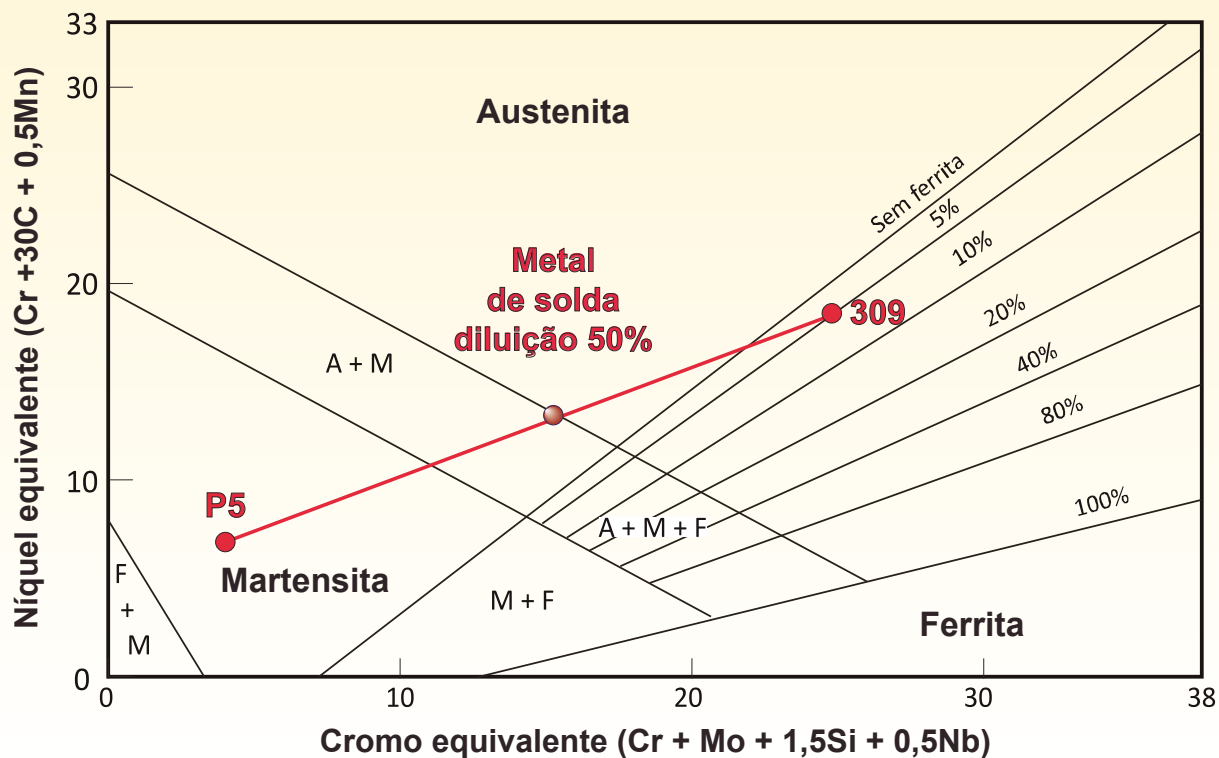


Figura 7.118 – Diluição de 50% com metal base de A 335 g P5 e adição de E309. Fonte: OS AUTORES, 2019.

A solda heterogênea em tubulações de aços com 5%Cr0,5%Mo visa, além de outros aspectos, evitar o tratamento térmico da junta soldada, em muitos casos difícil e caro, além de ser um procedimento mais demorado.

Se calcularmos os teores de Cr e Ni equivalentes, acharemos o seguinte:

$$\text{Metal de Base} \begin{cases} \text{Cr}_{\text{eq}} = 4 \text{ a } 6 + 0,65 + 1,5 \times 0,50 = 5,2 \text{ a } 7,4\% \\ \text{Ni}_{\text{eq}} = 0 + 30 \times 0,15 + \frac{1}{2} (0,30 \text{ a } 0,60) = 4,65 \text{ a } 4,80 \end{cases}$$

$$\text{Eletrodo} \begin{cases} \text{Cr}_{\text{eq}} = 22 \text{ a } 25 + 1,5 \times 0,90 = 23,35 \text{ a } 26,35 \\ \text{Ni}_{\text{eq}} = 12 \text{ a } 14 + 30 \times 0,15 + \frac{1}{2} \times 2,5 = 17,75 \text{ a } 19,75 \end{cases}$$

Observe o diagrama e perceba as seguintes conclusões:

 Clique nos números.



Em certo caso constatou-se o seguinte:

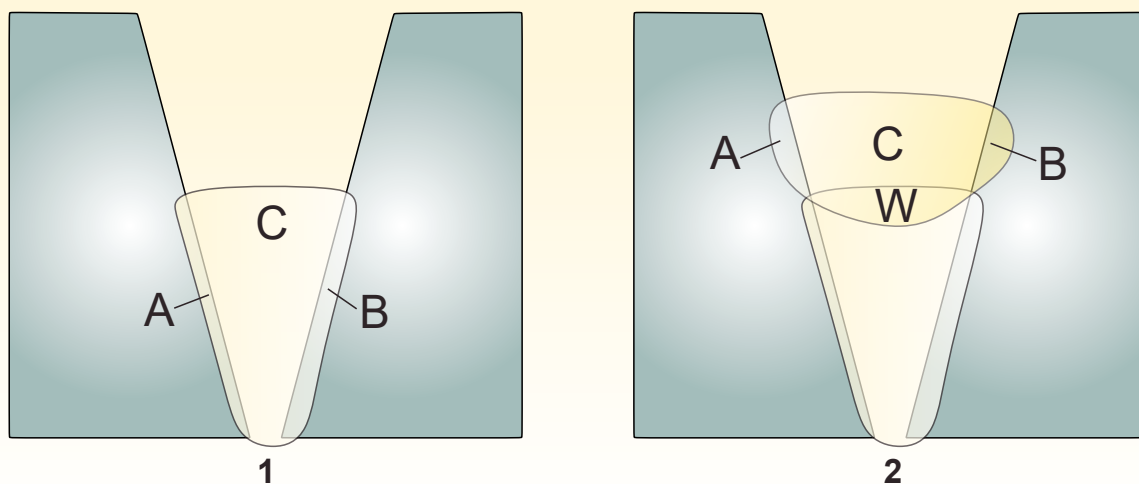


Figura 7.119 – Sequência de soldagem considerando a diluição. Fonte: Os Autores, 2019.

- » No 1º passe houve uma participação de 15%A, 15%B e 70%C, numa diluição total de 30%.
- » No 2º passe houve participação de 2%A, 2%B, 16%W e 80%C, numa diluição total de 20%, mas de apenas 8,8% [(2% de A e 2% de B) + 16% x 0,30 (1º passe)], se considerarmos apenas o aço da tubulação e o aço de eletrodo.

A tendência é, pois, a diluição se reduzir até praticamente se anular nos últimos passes, podendo dar ferrita, o que seria benéfico.

Os cuidados a tomar, principalmente com relação aos primeiros passes, serão com respeito à sensitização e trinca à quente, problemas característicos da soldagem de aços austeníticos. O ideal, entretanto, seria a escolha de um eletrodo cuja composição fosse a do E 309 Mo (23% Cr, 12% Ni e 3% Mo), que daria, dependendo da diluição, uma zona fundida cuja composição caísse dentro da região de segurança, onde praticamente não haveria possibilidade de problemas.

Nos últimos passes o problema poderia ser a fase sigma, um tanto remoto na prática, se tomadas as medidas corretas.

Importante!

Deve haver, entretanto, um compromisso nos parâmetros de soldagem, para evitar trinca na ZAC devido à fragilidade da martensita formada. Assim, uma sobreposição maior de passes permitirá que a ZAC seja menor e que exista uma possibilidade maior de revenimento da martensita virgem formada.

3. CASO

Um caso interessante de ser analisado, é o revestimento de uma chapa de 1" de aço carbono PN1 Gr.3 ASTM A 516 gr. 70 com aço inox 316 L para trabalhar em meio contendo ureia.

Composição do 316 L

Antes de observar a figura, clique no ícone e veja as composições:



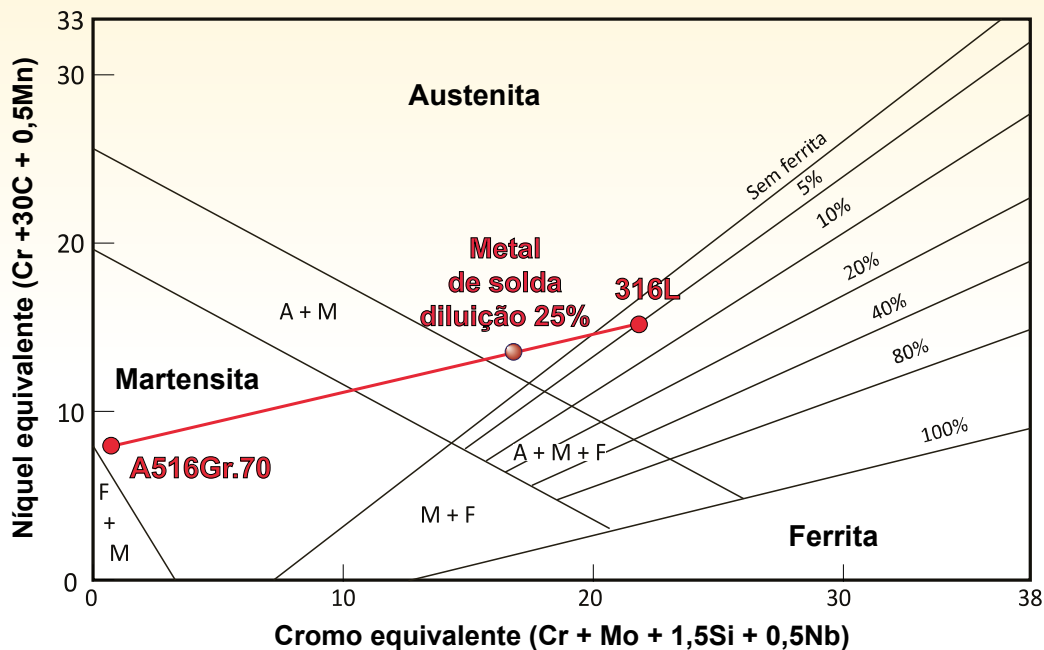


Figura 7.120 - Diluição de 25% com metal base de A 516 gr.70 e revestimento de E316L.
Fonte: OS AUTORES, 2019.

Localizando no diagrama as composições químicas relativas ao metal de base e ao eletrodo, vemos que até cerca de 20-25% de diluição o metal de solda será totalmente austenítico, Figura 7.120. **Como em revestimentos o objetivo é ter uma alta taxa de deposição e baixa diluição, não haverá perigo de, no 1º passe, haver martensita, excedendo a diluição a 25%. Os cuidados serão então tomados considerando uma estrutura totalmente austenítica.**

Sendo baixa a diluição, já no 2º passe poderemos raciocinar como a composição da zona fundida sendo a do próprio metal depositado, isto é, considerando diluição nula. Ficariamos então com a questão dos problemas de soldagem no 1º passe, e as propriedades desejadas do metal depositado no último passe (em geral o 2º).

Atenção

Quanto ao primeiro passe, cairíamos no 1º exemplo, sendo necessário fazer ensaio de líquido penetrante.

O ideal, entretanto, seria usar um outro eletrodo, digamos, E 308L ou 312 para o 1º passe. Dessa forma, a zona fundida cairia então na faixa livre de defeitos. No 2º passe, usaria-se o eletrodo definitivo, cuja composição deve ser prevista para evitar ou minimizar os problemas de soldagem.

Procedimento

O revestimento é uma técnica muito utilizada. Para se obter boa economia e propriedades mais uniformes, o processo utilizado deve ter:

 Clique nos números.

1

2

3

4

Essas condições são preenchidas facilmente pelo processo de arco submerso e eletroescória. Para aumentar o rendimento do arco submerso utiliza-se fita em substituição ao arame. As fitas são em geral de 60, 90 e 120 mm de largura, já sendo experimentadas fitas de 180 mm e até mais largas.

Importante!

Atualmente, o processo de eletroescória apresenta maior produtividade com uma menor diluição em comparação com o arco submerso.

Com SAW, a espessura da camada depositada varia na prática, de 3 a 5 mm e é feita normalmente em 1 ou 2 passes, sendo evidentemente de melhor qualidade o revestimento feito em 2 passes.

A diluição varia normalmente entre 10 e 15%. Uma diluição menor que 10%, além de difícil de ser obtida, pode comprometer a deposição, aumentando a probabilidade de haver falta de fusão. Entretanto a diluição, que é controlada pelos parâmetros de soldagem, deve ser regulada em função da composição desejada e do teor de ferrita.

Um problema que ocorre, então, é a dissipação de calor, que requer, devido às altas taxas de calor produzidas, um resfriamento adicional, ou uma espessura mínima da chapa base, que no caso da fita de 120 mm é de 2", sem resfriamento extra.

A composição do revestimento depende:

- » do eletrodo;
- » da diluição;
- » das perdas de elementos de liga;
- » da composição do fluxo.

São, comumente, utilizados aços inoxidáveis austeníticos e ligas de níquel como revestimentos a depender das condições de operação.

As propriedades ainda dependem dos parâmetros da soldagem. Para se aumentar a taxa de deposição pode-se aumentar a corrente e/ou a voltagem, sem aumentar muito a diluição, embora o limite máximo seja fixado pelas propriedades físicas da escória.

Quanto à composição química, para uso em meios contendo ureia, é sempre usada a deposição em 2 passes. Uma das razões é que o teor de C deve ser baixo e em 1 só passe ele sempre está acima de 0,035%, mas pode cair a 0,02% no 2º passe. Outro requisito é o teor de ferrita, que não pode ser nulo, para evitar trinca a quente, mas não deve exceder a um certo valor limite por várias razões, que serão vistas mais adiante. No caso de aço 316, o teor de ferrita- δ ótimo foi determinado como estando entre 1 e 2%.

Para se garantir esse teor, não basta utilizar o diagrama de Schaeffler, por causa da sua precisão. Tem-se que, na prática, fazer experiências, e determinar mais precisamente o teor de ferrita.

4. CASO

Soldagem de chapas de aço C de ½" de espessura de A-516 gr.60 revestidas com aço inox AISI 405 (410 S) utilizando eletrodos austeníticos de denominação, MAS E 509.16.

Composição Química do ASTM A-516 gr.60

Antes de observar a figura, clique no ícone e veja as composições:



O revestimento de chapas de aço-C com aços inox da série 4xx apresenta várias vantagens:

- » o custo é bem mais baixo;
- » se o ambiente contém S, esses aços resistem melhor que os austeníticos, porque o S é prejudicial ao níquel;
- » se a temperatura de trabalho é alta (normalmente sempre é), não há problema com a dilatação térmica diferencial, uma vez que o coeficiente de dilatação desses aços é bem próximo dos aços-C, ao contrário dos austeníticos, que apresentam um coeficiente da ordem de 50% maior que dos ferríticos.

Quanto à escolha do 405, 410 ou 410S, depende de certos fatores.

 Clique nos itens.

405

410

410 S

Para espessuras maiores que o valor limite, ou em equipamentos mais antigos, de 405 ou 410, para evitar o tratamento térmico, o que se faz é soldagem heterogênea, segundo o esquema, Figura 7.121, com baixa energia.

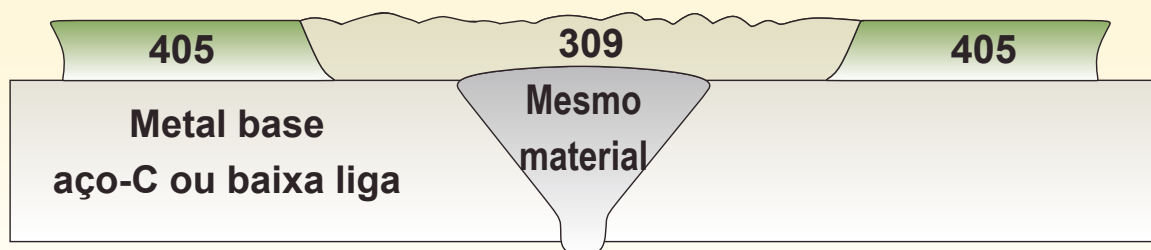


Figura 7.121 – Representação esquemática do esquema de soldagem do revestimento.

Fonte: OS AUTORES, 2019.

O problema de trabalho (e de soldagem) que pode aparecer é a dilatação térmica diferencial, quando trabalhando em temperaturas elevadas, o que tem ocorrido. Nesses casos se usa o INCONEL 182 ou INCOWELD A, austeníticos, de coeficiente de dilatação próximo aos dos aços C e que evitam o problema da migração de carbono. Suponhamos, entretanto, que a temperatura não seja elevada o suficiente e permita o uso do 309.

Localizando no diagrama os 3 aços, teremos 3 pontos correspondentes às composições da chapa base, do revestimento, e do eletrodo austenítico, Figura 7.122.

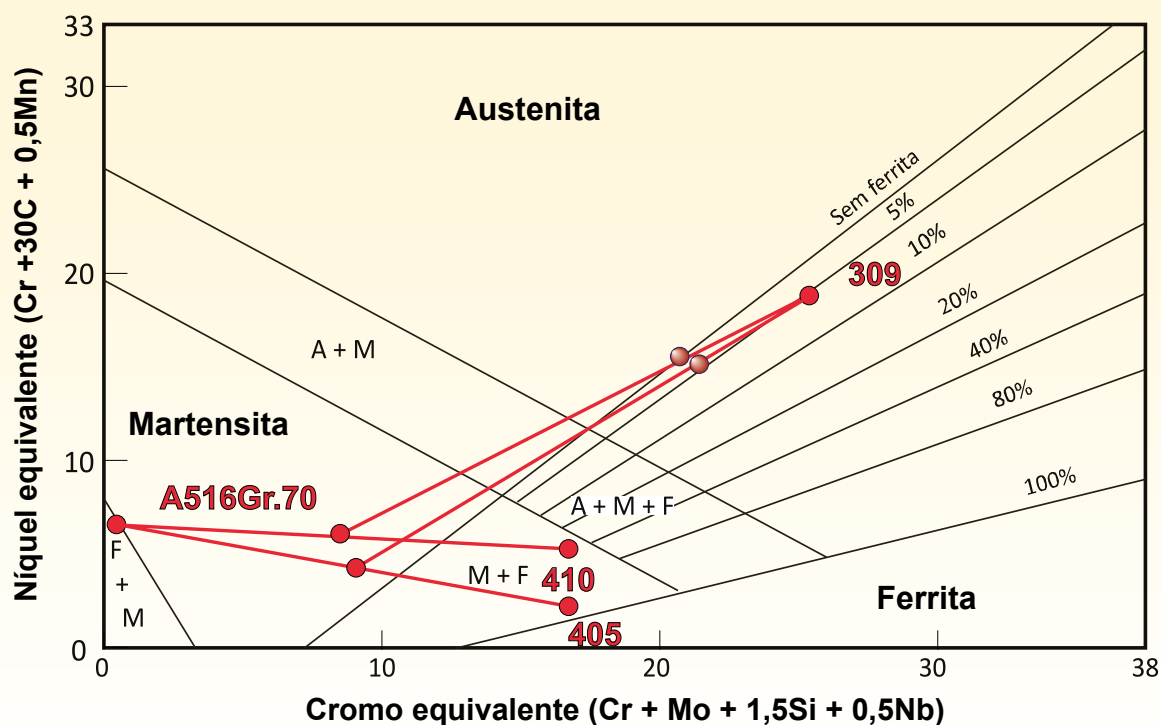


Figura 7.122 – Representação da variação das composições no diagrama de Schaeffler.
Fonte: OS AUTORES, 2019.

Inicialmente se faz o enchimento do chanfro da chapa base, segundo o procedimento apropriado. A seguir faz-se o revestimento com o eletrodo E 309.15 ou 16, Figura 7.123. Nos passes de canto, a diluição deve ser considerada como a participação meio a meio da chapa base e do revestimento.

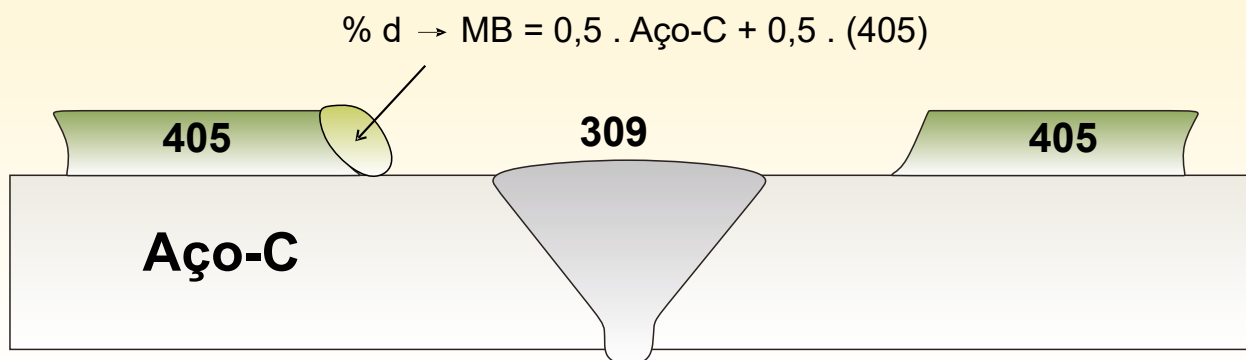


Figura 7.123 – Diluição do revestimento 309 na chapa de aço 405. Fonte: OS AUTORES, 2019.

Nessa situação vemos pelo diagrama que até cerca de 30-35% de diluição, a estrutura da ZF ainda será austenítica, portanto requer cuidados quanto à trinca de solidificação. Nos passes seguintes será também austenítica, até os últimos passes (nas últimas camadas), onde deve haver alguma ferrita.

Entretanto, sabemos que na ZAC, sujeita a temperaturas altas, ainda que abaixo da TF, haverá **tempera, possibilitando trinca a frio**. Como não se costuma fazer tratamento térmico ao final do revestimento, cuidado deve ser tomado (inclusive fazendo inspeção com raios-X ou ultrassom), apesar de que a tendência é a região austenítica se contrair mais devido ao maior coeficiente de dilatação, ficando, portanto, tracionada, e comprimindo a região temperada (chapa base), reduzindo o risco de ruptura frágil ou trinca a frio.

7.4.1 INOX AUSTENÍTICOS

Os aços inoxidáveis austeníticos, de microestrutura integralmente austenítica ou austeno-ferrítica, podem ser classificados como:

 Clique nos números.



Determine a relação C_{req}/N_{ieq} para os seguintes aços e preveja o modo de solidificação deles para velocidade de solidificação 1 mm/s, bem como a susceptibilidade à trinca a quente.

SOLDABILIDADE

De Long estudou a influência dos vários parâmetros dos processos mais usados (GMAW, GTAW, GTAW, SMAW, SAW), como corrente, tensão, velocidade de soldagem, considerados no “Heat Input” (HI) e concluiu que os parâmetros poderiam variar numa ampla faixa (digamos, 10 a 50 KJ/cm), que não influenciariam significativamente o número de ferrita, que deve ficar entre 5 e 10 para que fosse diminuído o risco de trinca de solidificação como visto no capítulo anterior.

A reação de transformação da ferrita delta em austenita é extremamente lenta. Stokowiec *et al* concluíram que o tempo para reduzir significativamente a quantidade de ferrita delta, quando o material está a 1150 °C, é de horas. Portanto, na operação de soldagem este tempo de permanência acima de 1150 °C é de segundos, ou seja, insignificante, permitindo uma aplicação mais ampla e segura do diagrama de Long, Figura 7.124.

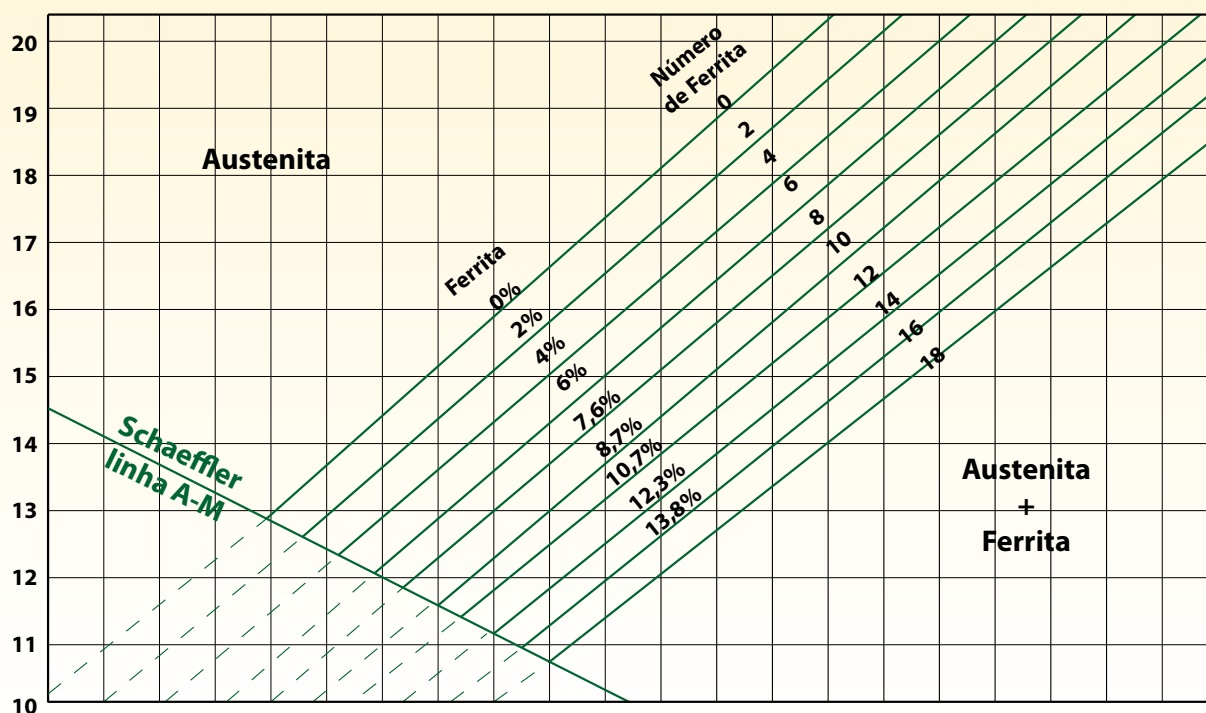


Figura 7.124 – Diagrama de DeLong. Fonte: Aula de Soldagem de Aços Inoxidáveis de Antonio Ramirez no curso de Especialização em Engenharia de soldagem da UP, 2011.

De forma geral, apresentam boa soldabilidade, entretanto são susceptíveis à precipitação de carbeto (sensitização) nas ligas com maior teor de carbono em aportes térmicos mais elevados. São susceptíveis à trinca a quente (solidificação, liquação, redução da ductilidade). Esse fenômeno ocorre especialmente em ligas sem ferrita delta ou com número de ferrita - FN inferior a 3, quando o material contém impurezas como S, principalmente, e P (dentre outros) pela formação de eutéticos de baixo ponto de fusão.

Esse percentual de ferrita é garantido com a utilização de um consumível que permita que a composição do metal de solda fique entre 5 a 10%, como o eletrodo ER309. A trinca de solidificação pode ser controlada pela presença de ferrita e pelo controle do modo de solidificação, FA, decorrente da composição do consumível e velocidade de resfriamento da poça de fusão.

Existem, entre as fases encontradas por Schaeffler, regiões de intersecção, onde destacamos no diagrama a região austeno-ferrítica onde se encontram várias curvas que expressam o teor de ferrita na estrutura. D. Seferian propôs uma fórmula derivada do diagrama, para calcular a porcentagem de ferrita em uma soldagem onde a composição é tal que a estrutura seja austeno-ferrítica.

$$\% \text{ ferrita} = 3 \left\{ \text{Cr}_{\text{eq}} - 0,93 \text{ Ni}_{\text{eq}} - 6,7 \right\}$$

A medição do FN indica um valor médio. Em pesquisas recentes, levantou-se a seguinte tabela, que forneceu para vários FN medidos, a variação local máxima encontrada.

FN médio	Faixa de variação do FN
2,8	0,3 – 8,1
3,7	1,4 – 11,5
8,0	3,8 – 14,5
8,5	5,3 – 12,5
9,0	4,5 – 16,8
10,0	5,3 – 17,2

Tabela 7.29 – Variação do número de ferrita em comparação com o valor medido. Fonte: os autores.

O número de ferrita deve ser medida na condição de após soldado. Ele também varia com a deformação, para aços não estruturalmente estáveis (com teores de Ni menores que 8%). O FN pode aumentar quando, pela deformação, alguma austenita se transforma em martensita. O tratamento térmico pode reduzir o FN.

» UTILIZAÇÃO

A fabricação de tubulações, estruturas e equipamentos em aços inoxidáveis deve ser feita em área segregada e protegida, de preferência em galpão separado de outros materiais. Os dispositivos auxiliares de montagem em contato ou soldado no equipamento devem ser de material do mesmo "P-number" do metal de base, segundo a classificação do ASME BPVC Section IX ou, então, revestido com o consumível especificado para soldagem do metal de base em depósitos de, no mínimo, duas camadas.

Atenção

Contaminações com carbono (carbonetização seguida de precipitação), ferro e óxido de ferro são prejudiciais à resistência a corrosão. Essa contaminação com o aço carbono é muito significativa e leva a processos corrosivos muito severos levando a falhas prematuras dos componentes. O simples fato de uma fagulha de aço carbono proveniente de um processo de esmerilhamento já é suficiente para contaminar o aço inox.

As ferramentas de remoção de escória, de limpeza e de corte devem ser utilizadas apenas para estes materiais e devem atender às seguintes condições:

- devem ser de aço inoxidável ou revestidas com este material;
- os discos de corte devem ser de óxido de alumínio com alma de náilon ou de fibra de vidro.

A abertura da raiz deve ser um pouco mais larga que a comumente usada para os aços-carbono, pois a raiz tende a fechar mais, podendo resultar em falta de fusão. Isso é decorrente da menor fluidez da poça de fusão e do coeficiente de expansão térmica ser aproximadamente 50 % superior ao aço carbono

e menor condutividade térmica. Esses fatores geram na junta soldada, altas tensões residuais e maior tendência à distorção (empenamento). Na Figura 7.125 são apresentadas algumas configurações típicas de juntas.

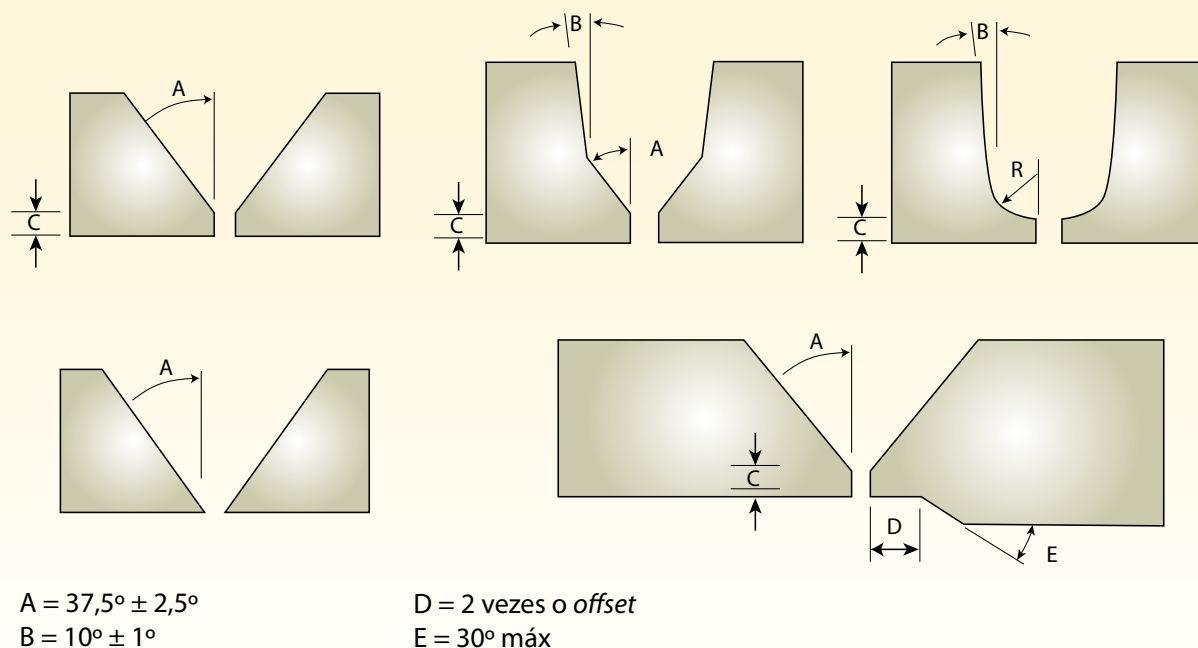


Figura 7.125 – Juntas típicas para a soldagem de estruturas de tubulações de aços inoxidáveis austeníticos.
 Fonte: <https://www.lincolnelectric.com/assets/global/Products/Consumable/StainlessNickelAndHighAlloy-Excalibur-Excalibur309309L-16/c64000.pdf> acessado em 04/11/19

Na soldagem do aço inoxidável austenítico alguns detalhes de extrema importância não devem ser negligenciados para a redução do risco de trinca de solidificação, tais como:

 Clique nos números.



Esses itens são bem detalhados quando abordada a trinca de solidificação.

A soldagem deve ser realizada com passes retilíneos e baixo aporte térmico. O aporte para os processos de alta densidade de corrente, como o SAW, GMAW e FCAW, não deve exceder a 2,5 kJ/mm. Para os processos GTAW, PAW e SMAW não deve exceder a 1,5 kJ/mm, exceto para o AISI 317(L), no qual o aporte

deve ser inferior a 1,3 kJ/mm em função do alto teor de molibdênio. Essa limitação está relacionada com a possibilidade de ocorrer sensitização dos aços inox austeníticos.

A sensitização é a precipitação de carbeto de cromo nos contornos de grão. Essa precipitação gera zonas desnudas de cromo favorecendo a corrosão dessas ligas, Figura 7.126.

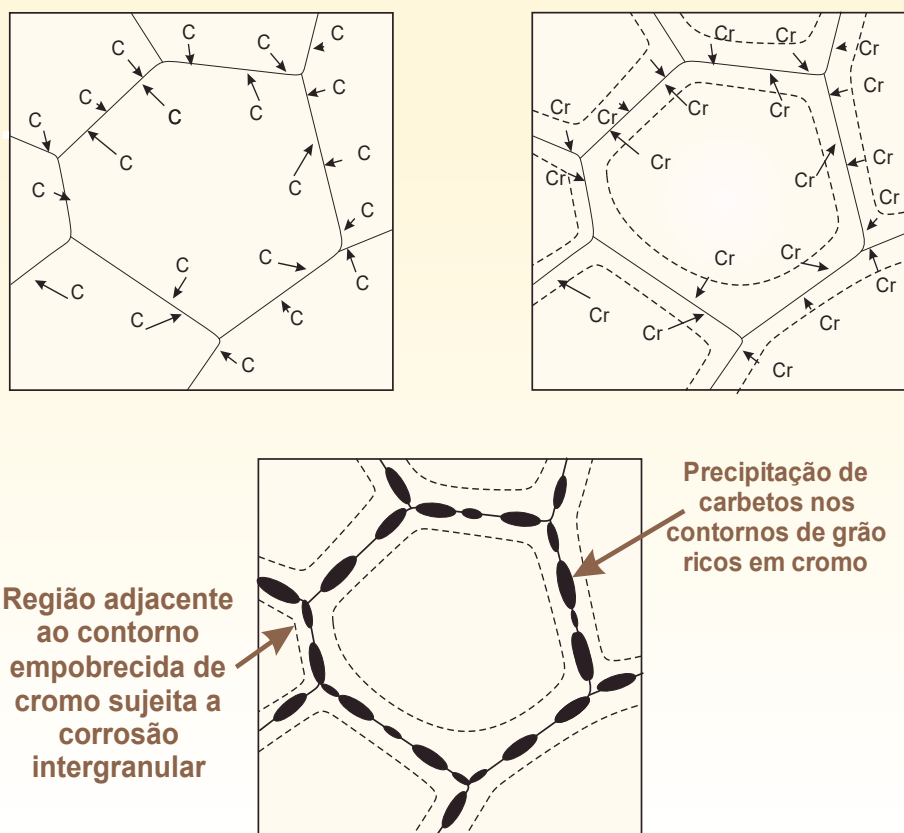


Figura 7.126 – Sensitização dos aços inoxidáveis austeníticos. Fonte: OS AUTORES, 2019.

Na soldagem, essa região não fica adjacente ao cordão de solda, mas na faixa de precipitação desses carbeto, entre 530 e 760°C. Figura 7.127.

Atenção

Esse problema é sério, já que não é detectável nos ensaios de qualificação, pois não é requisito dessas normas.

**Região de precipitação
de carbeto de cromo
 $530^{\circ}\text{C} > T > 760^{\circ}\text{C}$**

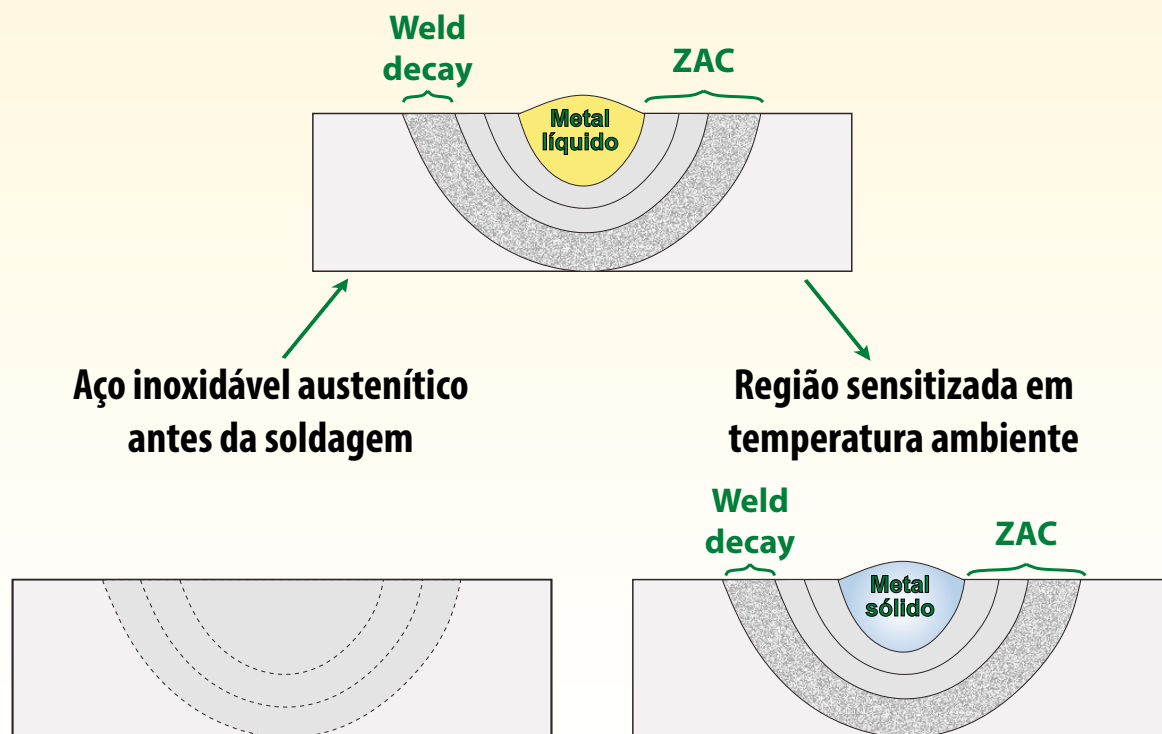


Figura 7.127 – Representação da região com sensitização. Fonte: OS AUTORES, 2019.

Na soldagem de campo, a prática mais efetiva é diminuir ao máximo o tempo na temperatura de forma a evitar a precipitação do carbeto de cromo. Observe o que mostra a Figura 7.128:

1. Um ciclo térmico adequado, curva verde, cujo tempo de permanência na faixa de temperatura de sensitização não foi suficiente para que houvesse a precipitação de carbeto de cromo, e uma temperatura de operação que não entra nessa faixa.
2. O ciclo térmico, representado na curva laranja, foi adequado, todavia a faixa de operação fez com que essa junta estivesse em uma faixa de sensitização.
3. Na curva vermelha, apesar da operação estar fora da região de sensitização, o aquecimento da junta fez com o tempo de permanência na região de sensitização fosse demasiado e, dessa forma, a junta foi sensibilizada durante o processo de soldagem.

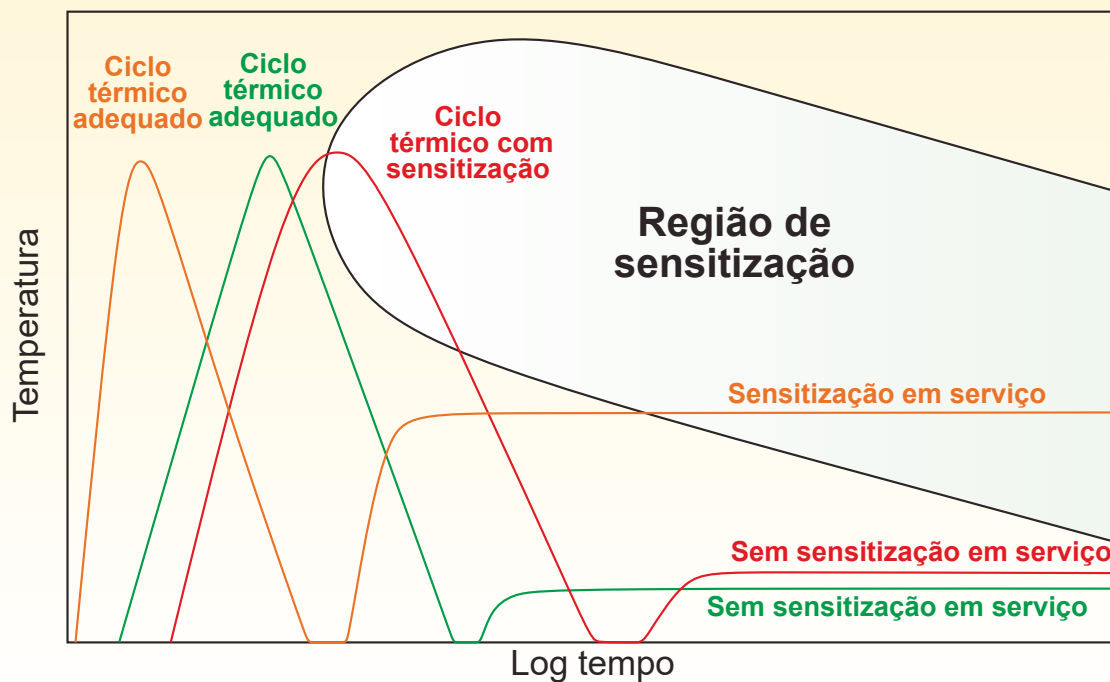


Figura 7.128 – Faixa de sensibilização com diferentes ciclos térmicos e temperaturas de operação.
Fonte: os autores, 2019.

Para prevenir a situação mostrada na curva vermelha, a norma N-133 traz práticas de soldagem, que impedem um tempo elevado nessa faixa de temperatura que favorece essa precipitação. Assim, todos os requisitos que aumentem a taxa de resfriamento dessa região, como limitação do aporte térmico, ausência de preaquecimento e TTAT e limitação da temperatura de interpasse máximo descritos na norma têm esse objetivo. A temperatura de interpasse deve ser mantida o mais baixo possível, não devendo exceder a 150 °C, exceto para o aço 317L que não deve exceder 120 °C.

Importante!

Caso o componente já esteja soldado e sensibilizado, um tratamento térmico de solubilização, que é sob o ponto de vista metalúrgico a prática mais adequada, é a única forma de corrigir esse problema. Todavia, essa opção é inviável na maioria dos processos de campo.

Na etapa de projeto, pode-se restringir o conteúdo de carbono, ou seja, utilizar aços austeníticos tipo “L” para o metal base e os metais de adição. Dessa forma, a fração volumétrica de carbono não é suficiente para reagir com o cromo para formar carbeto de cromo, deixando que esse atue efetivamente na proteção à corrosão do aço.

Também pode-se projetar aços estabilizados ao Ti (AISI 321) ou Nb (AISI 347) em aplicações que a faixa de utilização do aço seja a região de precipitação de carbeto de cromo. Tanto o nióbio quanto o titânio formam carbeto mais estáveis do que o cromo, impedindo que esse reaja com o carbono. Para entender essa estabilidade, clique no ícone e veja como ocorre o processo de estabilização:



Nesses aços, entretanto, constatou-se que, em presença de ácido nítrico a quente, ocorreu um tipo de corrosão intergranular que foi denominada **corrosão em linha de faca** (*knife-line attack*). Ela é similar à corrosão intergranular, pois em ambos os casos o aspecto intergranular é verificado e por serem observadas na ZAC das juntas soldadas. Todavia, há diferenças que nos permitem distingui-las, a corrosão em linha de faca ocorre adjacente à zona fundida na região de grãos grosseiros, em uma faixa muito estreita da ZAC, enquanto a intergranular é observada em uma faixa mais larga e mais distante do cordão.

O mecanismo dessa corrosão em linha de faca se baseia na solubilidade dos carbeto e/ou carbonitreto de nióbio e titânio que se dissolvem em temperaturas superiores a 1232°C e, por causa, da elevada taxa de resfriamento da ZAC a reprecipitação desses carbeto estáveis não ocorre. Entretanto, na faixa de aplicação desses aços nessa região, a precipitação dos carbeto de cromo ocorre preferencialmente, degradando as propriedades de corrosão da liga.

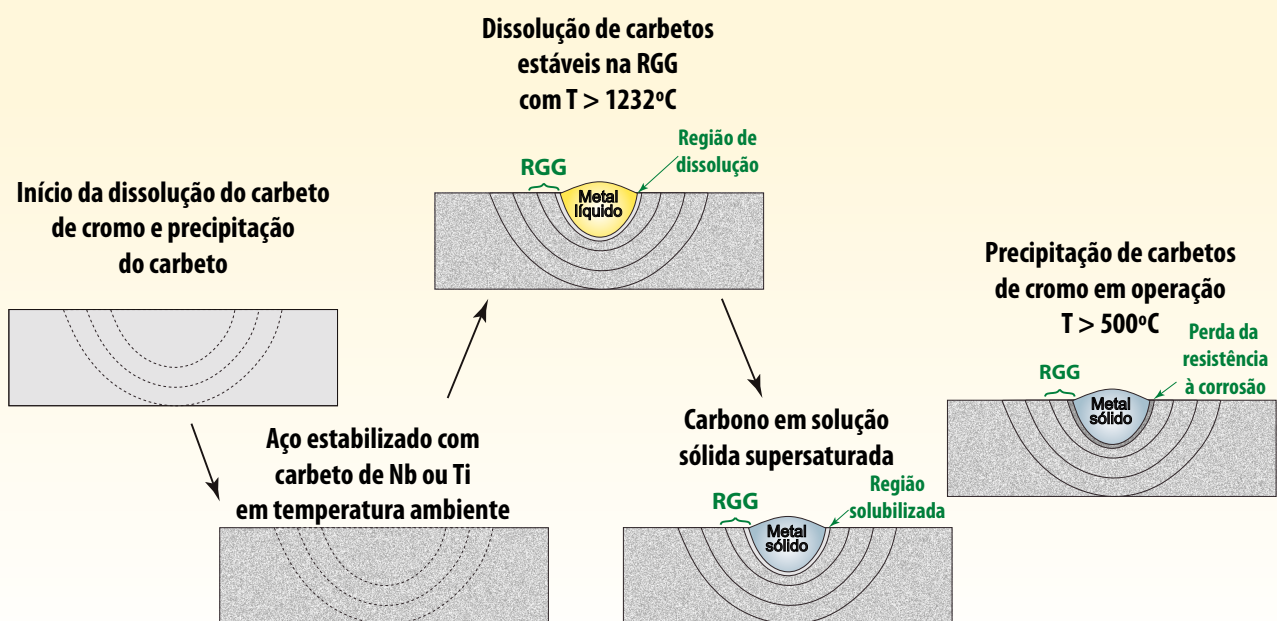


Figura 7.129 – Representação do mecanismo da corrosão em linha de faca. Fonte: OS AUTORES, 2019.

Toda escória e resíduo de fluxo devem ser removidos após soldagem, pois comprometem a resistência a corrosão em operação pela presença do fluoreto. O contato com cloreto ou fluoreto é extremamente danoso, provocando corrosão sob tensão ou "pitting".

A soldagem pelos processos GTAW e GMAW deve ser realizada com gás de proteção, isento de oxigênio, na raiz da solda para proteção da zona fundida e ZAC. A purga representação de um sistema está mostrada na Figura 7.130. Esta proteção deve ser mantida até ser completada a terceira camada de solda ou 6,3 mm, garantindo a ausência de oxigênio. Para o caso de solda de encaixe ou selagem a necessidade de purga é obrigatória até a espessura de 6,3 mm do material de base. Acima desta espessura deve ser avaliada. Argônio e hélio podem ser empregados como gás de purga.

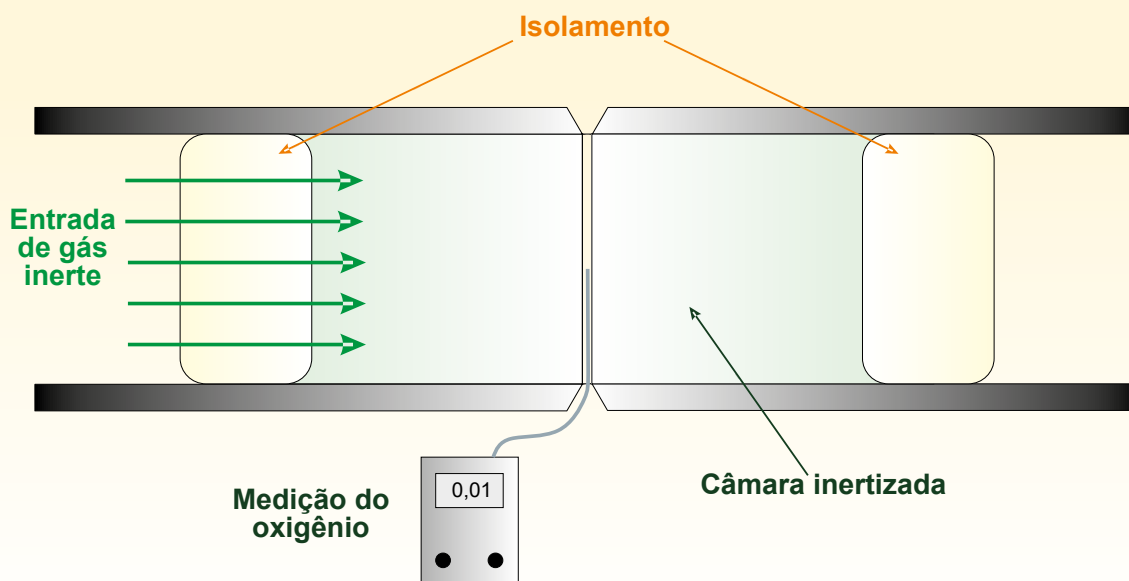


Figura 7.130 – Exemplo de purga da raiz na soldagem de dutos ou tubulações.
Fonte: OS AUTORES, 2019.

A utilização de nitrogênio como gás de purga deve ser analisada com cuidado. O nitrogênio é um elemento austenitizante e, em contato com o metal líquido na soldagem do passe de raiz, pode diminuir o FN para valores que possam ficar abaixo de especificado para a soldagem do valor aceitável para que seja evitada a trinca de solidificação. Deve ser avaliado:

1. o teor de ferrita no material de base;
2. pureza do gás;
3. o risco de trinca a quente após soldagem.

A efetividade da purga da raiz pode ser identificada através de avaliação visual. A Figura 7.131, conforme AWS C5.5, ilustra a contaminação causada pelo oxigênio em diferentes teores no gás de purga. Os percentuais de oxigênio muito baixo são difíceis de serem obtidos no campo e existem vários valores de referência nas normas que variam de 100 a 1000 ppm.

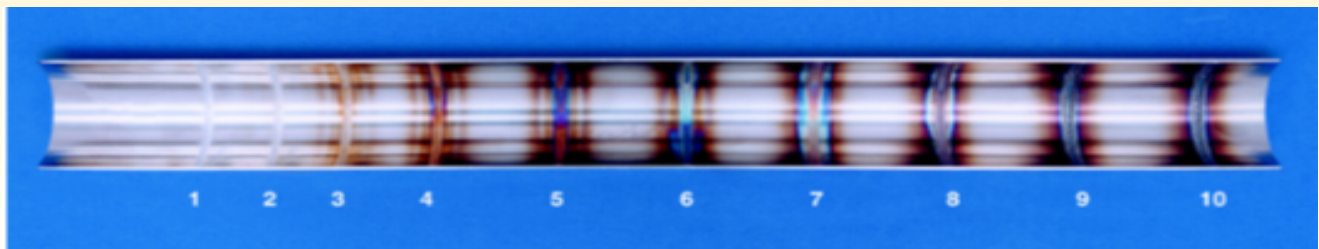


Figura 7.131 - Exemplos de contaminação em função de diferentes teores de oxigênio no gás de purga. Fonte: N-133 apud AWS C5.5.

Na soldagem de campo em que o ponto de medição de oxigênio está muito longe do ponto específico da solda, deve ser avaliada a melhor configuração e ponto de medição de forma que seja evitada a oxidação interna da linha.

O metal de base contaminado e as regiões de face e raiz acima do especificado devem ser tratadas após soldagem, por isso o cuidado com a purga é essencial. Em casos gerais, a camada passivada pode ser restaurada através da eliminação da camada oxidada formada a alta temperatura, seja por ataque químico controlado, lixamento ou jateamento com esferas de vidro, este último indicado para grandes superfícies.

A limpeza com ácido requer cuidados quanto à contaminação do meio ambiente e a saúde do aplicador. Em aplicações nas quais é requerida resistência à corrosão, é indicada passivação imediatamente após o lixamento ou ataque químico. A decapagem e a passivação devem ser conforme ASTM A 380.

Importante!

Os consumíveis devem seguir as indicações da Tabela 7.30 da N-133. Os consumíveis alternativos só devem ser empregados em situações extremas e com a análise prévia do impacto de sua composição na junta.

Material tipo	Espec. AWS	Eletrodo revestido (SMAW)		Espec. AWS	Eletrodo nu e vareta (GMAW / GTAW)	
		Classificação AWS			Classificação AWS	
		Preferida	Alternativa		Preferida	Alternativa
304 / CF8	A5.4	E308	E308L	A5.9	ER308	ER308L
304L / CF3	A5.4	E308L	E347	A5.9	ER308L	ER347
304H	A5.4	E308H	E308 (Nota 3)	A5.9	ER308H	ER308 (Nota 3)
CH-20(~309)	A5.4	E309	E309 Mo E309MoL	A5.9	ER309	ER309 Mo
310/ (CK-20)	A5.4	E310	E310Nb	A5.9	ER310	-
316	A5.4	E316 (Nota 2)	E316L	A5.9	ER316 (Nota 2)	ER316L
CF8M (~316)	A5.4	E308Mo	E316	A5.9	ER308Mo	-
316L	A5.4	E316L	-	A5.9	ER316L	-
CF3M(~316L)	A5.4	E308LMo	E316L	A5.9	ER308LMo	-
316H	A5.4	E316H	E316 (Nota 3)	A5.9	ER316H	ER316(Nota 3)
317/CG-8M	A5.4	E317	E385	A5.9	ER317	ER385
317L	A5.4	E317L	E385	A5.9	ER317L	ER385
321	A5.4	E347	-	A5.9	ER321	ER347
347	A5.4	E347	-	A5.9	ER347	-
CF8C	A5.4	E347	-	A5.9	ER347	-
347H	A5.4	E347H	E347 (Nota 3)		ER347H	ER347 (Nota 3)
HK-40	-	-	E310-H (Nota 1)	-	ER35Ni-25Cr-0,4C	ER310H (Nota 1)

Material tipo	Espec. AWS	Arame tubular (FCAW-G)		Espec. AWS	Arco submerso (SAW)	
		Classificação AWS			Classificação AWS	
		Preferida (ver Nota 4)	Alternativa		Preferida (ver Nota 5)	Alternativa
304	A5.22	E308TX-X	-	A5.9	ER308	-
304L	A5.22	E308LTX-X	-	A5.9	ER308L	-
304H	A5.22	E308HTX-X	-	A5.9	ER308H	-
310	A5.22	E310TX-X	-	A5.9	ER310	-
316	A5.22	E316TX-X	-	A5.9	ER316H	-
316L	A5.22	E316LTX-X	-	A5.9	ER316L	-
316H	A5.22	E316HTX-X (Nota 3)	-	A5.9	ER316	-
317	A5.22	E317TX-X	E317LTX-X	A5.9	ER317	ER317L
317L	A5.22	E317LTX-X	-	A5.9	ER317L	-
321	A5.22	E347TX-X	-	A5.9	ER321	-

347	A5.22	E347TX-X	-	A5.9	ER347	-
347H	A5.22	E347HTX-X	E347TX-X (Nota 3)	A5.9	ER347H	-

NOTA 1 O eletrodo e vareta não devem ser utilizados em equipamento que opere sob pressão.

NOTA 2 Para temperatura de operação superior a 400 °C e espessura qualquer, podem ser usados consumíveis cuja composição química do metal depositado seja igual à do eletrodo AWS A5.4, E16-8-2 com 1 a 5 FN.

NOTA 3 Consumível com carbono mínimo de 0,04 %C.

NOTA 4 A posição de soldagem é indicada pelo fabricante EXXXTX-X, se dígito 0 posição plana e horizontal (EXXXT0-X), se dígito 1 todas as posições (EXXXT1-X).

NOTA 5 Apenas o consumível apresenta especificação/classificação AWS, não havendo o mesmo para o fluxo.

Tabela 7.30 – CONSUMÍVEIS de aços inoxidáveis austeníticos. Fonte: norma N-133,2018.

Nas classificações 308, 316, 317 e 321 o teor de ferrita mínimo nos depósitos deve ser de 3 % ou 3 FN. Para a classificação 347 deve ser de 5 % ou 5 FN. O teor máximo de ferrita deve ser inferior a 8,5 % ou 9 FN nos aços expostos à alta temperatura (≥ 370 °C), ou que durante a fabricação sejam submetidos a pelo menos um ciclo de TTAT (revestimento / “weld overlay”). A medição da ferrita deve ser realizada antes do TTAT e a calibração do instrumento ferritoscópio realizada conforme AWS A4.2 ou através de avaliação quantitativa microestrutural. A ferrita deve ser medida na fase de qualificação de procedimento de soldagem e quando solicitado e comprovado na soldagem de fabricação.

Mais de dois reparos no mesmo local pode degradar irreversivelmente a resistência a corrosão em função da precipitação de carbeto ou fases intermetálicas. Neste caso, a junta deve ser avaliada quanto à presença de precipitados, e se comprovada a existência deles ela deve ser removida, inclusive a ZAC, e o trecho substituído.

Atenção

Antes da liberação para soldagem, as superfícies a serem soldadas devem ser inspecionadas por líquido penetrante.

Na soldagem de manutenção os parâmetros e técnicas de soldagem podem apresentar significativa diferença em relação aos materiais no estado de novo, sendo necessária avaliação do estado físico do material envelhecido. Neste caso, o procedimento de reparo deve ser previamente avaliado e aprovado.

7.4.2 AÇOS INOXIDÁVEIS DUPLEX, SUPERDUPLEX E HIPERDUPLEX

Em certas condições, os aços inoxidáveis duplex substituem os aços inoxidáveis austeníticos da série 300 pela boa relação entre a resistência mecânica e a resistência a corrosão, como por exemplo, corrosão sob tensão, “pitting”, fresta, especialmente devido à adição do nitrogênio. Duas outras propriedades são de importância para a soldagem:

- » coeficiente de expansão térmica comparável a dos aços-carbonos;
- » condutividade térmica maior do que a dos austeníticos.

As diversas aplicações dependem do PREN de cada família e estão listadas na Tabela 7.31.

Segmento	23%Cr, sem Mo PRE = 25	22%Cr + Mo 30 < PRE < 36	25%Cr 32 < PRE < 40	26 –27%Cr PRE > 40
Processamento Químico	tubulações	bombas, tanques de produtos químicos, serpentinas para fusão de enxofre e centrífugadores	extratores de ureia, reatores agitadores e trocadores de calor	evaporação salina, tubulações, bombas, sistemas de refrigeração de água do mar.
Petroquímico	reatores tubulares com revestimento de carbono	unidades de dessalinização e destilação	carcaças de bombas de dessulfuração	Tubulações para meios contendo Cl ⁻ ou HCl
Polpa e papel	digestores, preaquecedores e evaporadores	digestores contendo sulfatos e sulfitos	digestores e preaquecedores	equipamento de branqueamento contendo cloretos
Geração de Energia (fóssil e nuclear)	preaquecedores, aquecedores de água de alimentação	tubo de injeção de alta velocidade em poços geométricos		trocadores de calor e sistemas em condições geotérmicas ou salinas
Extração de Petróleo e gás (on e off-shore)	refrigeradores, tubulações e linhas de distensão	estruturas e revestimentos (H ₂ S + CO ₂)	transporte de gás sulfuroso, bombas de injeção de água salgada	Sistemas de refrigeração, bombas, separadores, vasos de pressão e válvulas

Tabela 7.31 – Aplicações dos aços inoxidáveis duplex com diferentes PRE.
Fonte: aula soldagem de inox especialização em soldagem Antonio Ramirez, 2011.

Os aços inoxidáveis duplex solidificam como 100% de ferrita e a fração volumétrica de ferrita se transforma em austenita no estado sólido durante o resfriamento em temperaturas por volta de 1040 °C, Figura 7.132. Esse comportamento é realizado aumentando o cromo e diminuindo o níquel em comparação com os graus austeníticos. O nitrogênio é adicionado deliberadamente para acelerar a taxa de formação de austenita durante o resfriamento. **Os aços inoxidáveis duplex são ferromagnéticos.**

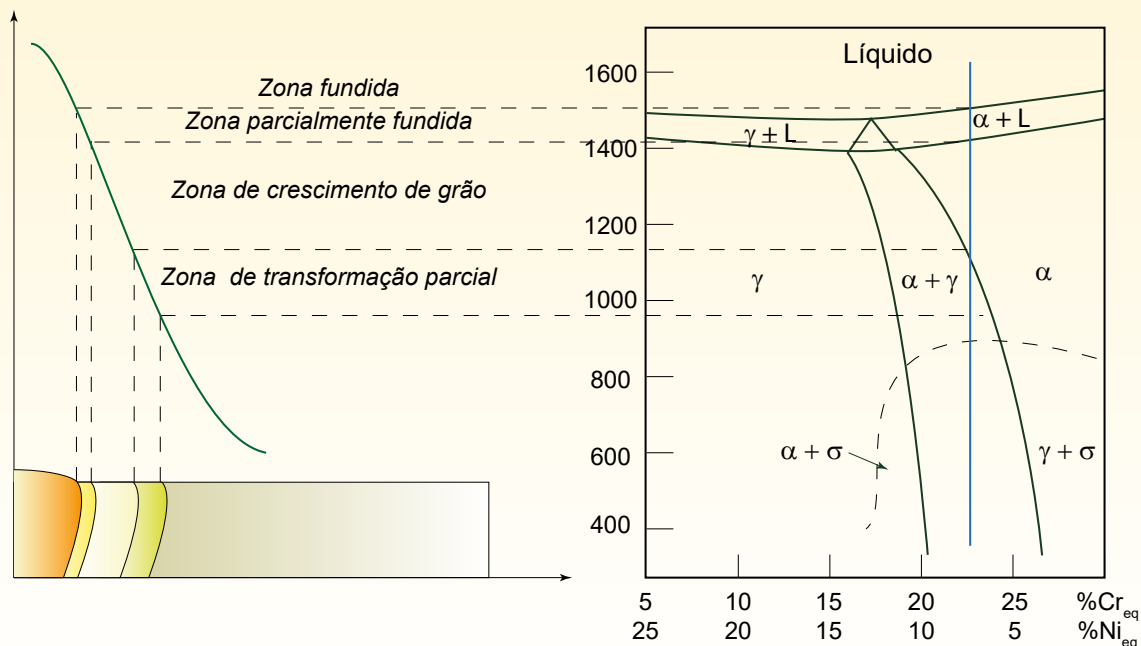


Figura 7.132 – Diagrama pseudo-binário com 60% de ferro para diferentes C_{req}/N_{ieq} .
Fonte: OS AUTORES, 2019.

Na soldagem, a cinética das transformações em altas temperaturas é muito maior do que nas mais baixas. Isso faz com que seja necessário um tempo adequado para que essa transformação efetivamente aconteça. Observamos, também, a evolução das ligas com o aumento do teor de cromo e, consequentemente, do PREN.

Atualmente tem se adotado a classificação dos diferentes graus baseado na composição química e no PREN, segundo as seguintes fórmulas:

$$PREN = \%Cr + 3,3 \times (\%Mo) + 16 \times (\%N)$$

$$PRENW = \%Cr + 3,3 \times (\%Mo + 0,5 \%W) + 16 \times (\%N)$$

Atenção

NOTA: As duas expressões têm sido utilizadas e atendem respectivamente aos aços sem e com W.

Eles combinam maior resistência do que os aços inoxidáveis austeníticos com propriedades de fabricação semelhantes às austeníticas e com resistência à SCC por cloreto dos aços inoxidáveis ferríticos. **A classe mais comum é 2205 (UNS S32205), consistindo em 22% Cr, 5% Ni, 3% Mo e 0,15% N.**

O aço duplex não deve ser exposto à temperatura de operação superior a 250 °C em função da precipitação de fases deletérias que acarretam a redução da resistência à corrosão, ductilidade e tenacidade, Figura 7.133. A fase precipitada depende da temperatura a qual a liga é submetida e a presença de cromo, molibdênio e tungstênio, especialmente, expandem essa região e deslocam a curva de transformação para a esquerda. Assim, o tempo necessário para a precipitação fica menor quanto maior for o percentual desses elementos de liga.

Os principais processos de fragilização dos duplex são:

 Clique nos números para conhecê-los.

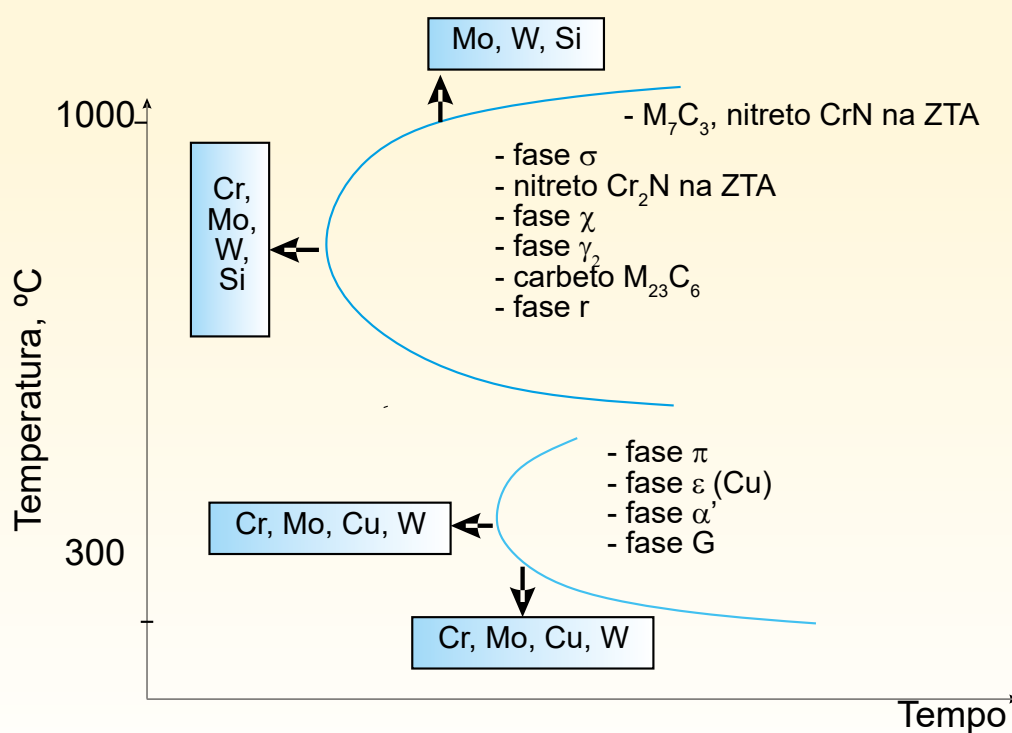


Figura 7.133 – Representação da precipitação de fases e a influência dos elementos de liga nas curvas.
Fonte: RAMIREZ, 2011, adaptado pelos autores.

A alta resistência à corrosão dos aços inox duplex deriva de seu alto teor de cromo em combinação com adições de Mo, Ni e N. O cromo contribui para a resistência à corrosão dos aços inoxidáveis pela formação de óxido/hidróxido de cromo protetor no filme passivo.

Entenda então a função de cada uma das adições desses componentes.

 Clique nos itens.

MOLIBDÊNIO

NITROGÊNIO

NÍQUEL

Atenção

Somente para ratificar, os elementos de liga Cr, Mo e Si estabilizam a fase ferrítica, enquanto Ni e N são os estabilizadores de fase austenita.

A adição de cobre é benéfica para aumentar a resistência de aços inox duplex em soluções não oxidantes. Seu conteúdo é limitado a 2,5%, pois um conteúdo mais alto reduz a ductilidade a quente.

A relação ferrita/austenita nos aços inox duplex deve estar próxima de 50:50 e as adições de elementos de liga apropriados são realizadas para alcançar as microestruturas e propriedades mecânicas desejadas. Uma ampla variação de aços inox duplex com diferentes elementos de liga foi desenvolvida.

Ao longo da sua evolução esses aços inoxidáveis têm sido referenciados comercialmente de três maneiras: duplex, superduplex e hiperduplex, Tabela 7.32. Todos apresentam estrutura austeno-ferrítica. Basicamente a diferença entre eles está no conteúdo dos elementos de liga, em especial o cromo, e, conseqüentemente, no valor de Número de Resistência Equivalente ao *Pitting* (PREN).

Grade	UNS Nº	EN Nº	C	Cr	Ni	Mo	N	Mn	Cu	W	PREN
DUPLEX – 22 Cr STANDARD											
LDX2101	S32101	1.4162	0,04	21,0-22,0	1,35-1,7	0,1-0,8	0,2-0,25	4,0-6,0	0,1-0,8	-	28,0
2205	S31803	1.4462	0,03	21,0-23,0	4,5-6,5	2,5-3,5	0,08-0,20	2,00	-	-	30,5
2205	S32205	1.4462	0,03	22,0-23,0	4,5-6,5	3,0-3,5	0,14-0,20	2,00	-	-	34,1
2304	S32304	-	0,03	21,5-24,5	3,0-5,5	0,05-0,60	0,05-0,20	2,50	0,05-0,60		23,0
SUPER DUPLEX – 25Cr											
2520	S32520	1.4507	0,03	24,0-26,0	5,5-8,0	3,0-4,0	0,20-0,35	1,50	0,5-2,0	-	37,1
F255	S32550	1.4507	0,04	24,0-27,0	4,5-6,5	2,9-3,9	0,10-0,25	1,50	1,5-2,5	-	35,2
2507	S32750	1.4410	0,03	24,0-26,0	6,0-8,0	3,0-5,0	0,24-0,32	1,20	0,50	-	37,7
Zeron100	S32760	1.4501	0,03	24,0-26,0	6,0-8,0	3,0-4,0	0,20-0,30	1,00	0,5-1,0	0,5-1,0	40,0
DP3W	S39274	-	0,03	24,0-26,0	6,0-8,0	2,5-3,5	0,24-0,32	1,00	0,2-0,8	1,50-2,50	38,6
HIPERDUPLEX											
2707	S32707	-	0,03	26,0-29,0	5,50-9,50	4,0-5,0	0,30-0,50	1,50	1,00	-	≥48
3207	S33207	-	0,03	29,0-33,0	6,00-9,00	3,0-5,0	0,40-0,60	1,50	1,00	-	≥48

NOTA 1 Valores de % únicos são máximos.

NOTA 2 (-) Não definido nas especificações.

*Tabela 7.32 – Composição Química (% em Peso) dos Principais Aços Inoxidáveis Duplex.
Fonte: N-133, 2018.*

» SOLDABILIDADE

Os aços inoxidáveis duplex de forma geral apresentam boa soldabilidade e são enquadrados como "P-number" 10H, conforme o ASME BPVC *Section IX*. Todavia, uma atenção especial deva ser dada ao aporte térmico e controle da temperatura interpasse, em especial na soldagem multipasse, pelo risco de precipitação de carbeto, nitreto e fases intermetálicas devido à permanência na faixa de temperaturas críticas. **Esse problema seria facilmente resolvido com a adoção de práticas que aumentem a taxa de resfriamento, evitando que as juntas desses materiais permaneçam nessa faixa num tempo suficiente para que aconteçam as precipitações.**

Todavia, essas práticas fazem com que a transformação da ferrita em austenita, como visto anteriormente, no estado sólido fique dificultada pelo tempo exíguo nessa região de transformação, fazendo com que seja observado um desbalanço de fases com predominância da fase ferrítica.

Importante!

Os diagramas WRC-92 podem ser utilizados para predição da composição, apesar de não de serem muito precisos para a soldagem. A medição de ferrita com feritoscópio, para esses percentuais de ferrita é um tanto quanto imprecisa, mesmo utilizando a calibração proposta pelo AWS A4.2, específica para esse fim. Portanto, sempre que possível, as técnicas metalográficas devem ser utilizadas, em especial na qualificação de procedimentos.

No metal de solda, podemos corrigir esse efeito com ajustes no eletrodo com aumento do percentual de níquel no consumível, uma vez que ele é um elemento austenitizante. Além disso, pequenas adições de nitrogênio podem ser utilizadas no gás de proteção e purga para auxiliar nesse desbalanço, pois o nitrogênio também é austenitizante, conforme ilustrado para o aço superduplex 2507 na Tabela 7.33.

Metal de adição	Gás de proteção	Gás de purga	%N em massa no depósito
Sandvik 25.10.4.L	Ar	90% N ₂ + 10% H ₂	0,23
25.10.4.L	Ar + 3% N ₂	90% N ₂ + 10% H ₂	0,27
25.10.4.L	Ar + 6% N ₂	90% N ₂ + 10% H ₂	0,33

Como indicativo os parâmetros de soldagem para o aço 2507 com GMAW estão descritos abaixo

Fonte:

<https://www.google.com/url?sa=t&rct=j&q=&esrc=s&source=web&cd=2&ved=2ahUKEwixh572jdbIAHWfkkGHZpAD4ADQFJA8egQIABAC&url=https://3A82F%2Fwww.materials.sandvik.com/contentassets/2F8b589fda9ff41e98a50bd3e0c961f89%2Fdatasheet-sandvik-251048-en.pdf%2Fdownload&usq=AD-Vaw05WZWC3RH237dR5cdxANh> acessado em 5/11/19

Wire diameter	Wire feed	Current	Voltage	Gas
mm (in.)	m/min	A	V	l/min (CFH)
Short-arc welding				
0.8 (0.031)	4-8 (157-315)	40-120	15-19	12 (25)
1.0 (0.039)	4-8 (157-315)	60-140	15-21	12 (25)
Spray-arc welding				
1.0 (0.039)	6-12 (236-472)	140-220	23-28	18 (38)
1.2 (0.047)	5-9 (197-354)	180-260	24-29	18 (38)
1.6 (0.063)	3-5 (118-197)	230-350	25-30	18 (38)
Pulsed-arc welding ¹⁾				
1.2 (0.047)	3-10 (118-394)	150-250	23-31	18 (38)

¹⁾Pulse parameters: Peak current 300 - 400 A
Background current 50 - 150 A
Frequency 80 - 120 Hz

Tabela 7.33 – Gás de proteção e purga para diferentes aço superduplex 2507.
Fonte: Apresentação Sandvik.

Apesar desse efeito ser importante para o metal de solda, ele não tem influência nenhuma na ZAC, Figura 7.134.

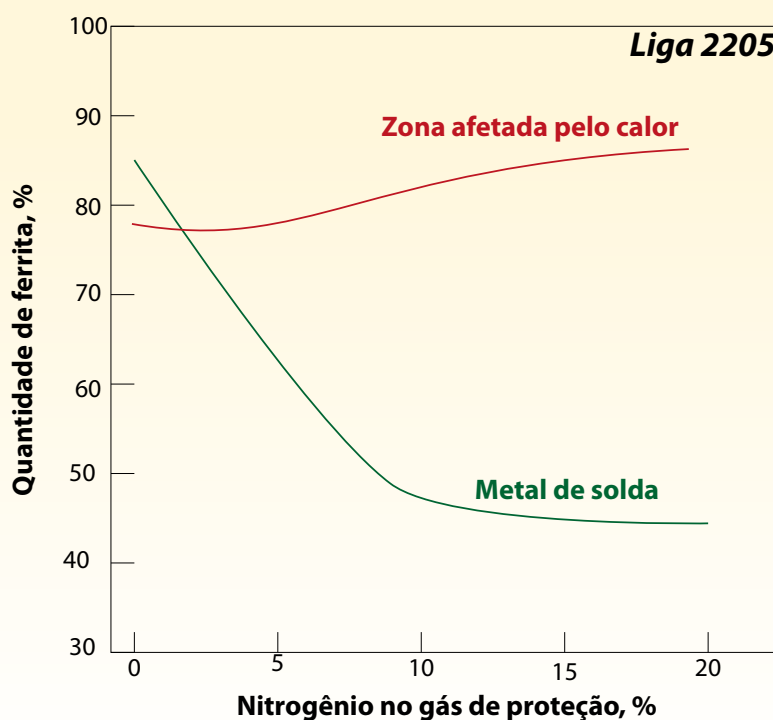


Figura 7.134 – Efeito do nitrogênio no gás de purga na soldagem da liga duplex 2205.
Fonte: RAMIREZ, 2011, adaptado pelos autores.

Assim, o controle do seu tamanho é o único fator de controle para que o elevado percentual de ferrita encontrado não prejudique as propriedades finais da junta soldada. Apesar de apresentar um elevado percentual de ferrita, representado pela região escura da micrografia, Figura 7.135, essa região não é suficientemente grande para prejudicar essas propriedades gerais da junta soldada como um todo.

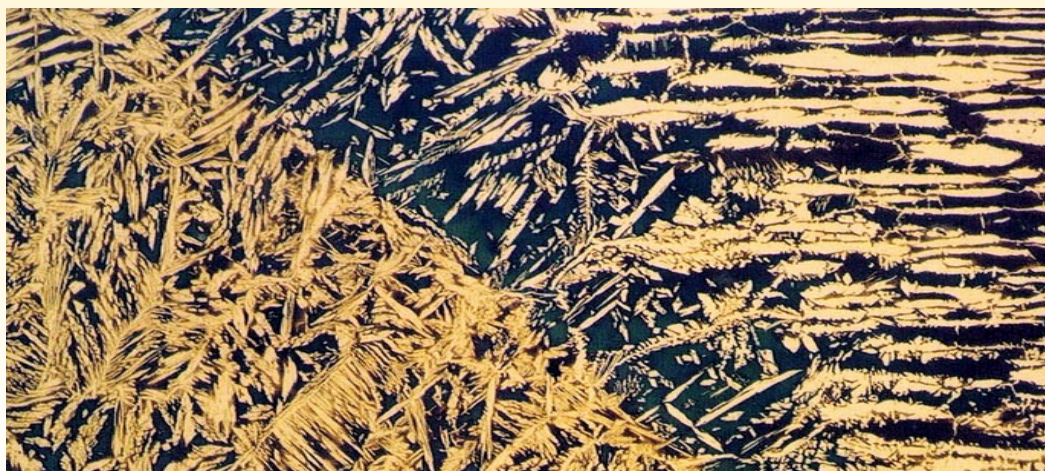


Figura 7.135 – Região da ZAC com elevado percentual de ferrita adjacente ao metal de solda. Fonte: Apresentação Sandvik.

Assim, os metais de adição com maiores teores de níquel garantem propriedades do metal de solda compatíveis com o metal de base. Quanto maior a relação Cr_{eq}/Ni_{eq} , maior será a retenção da ferrita na soldagem.

Além disso, o rígido controle da taxa de resfriamento faz com que evitemos esses dois efeitos. O $\Delta t_{12/8}$ é utilizado para estimar a microestrutura final, Figura 7.136.

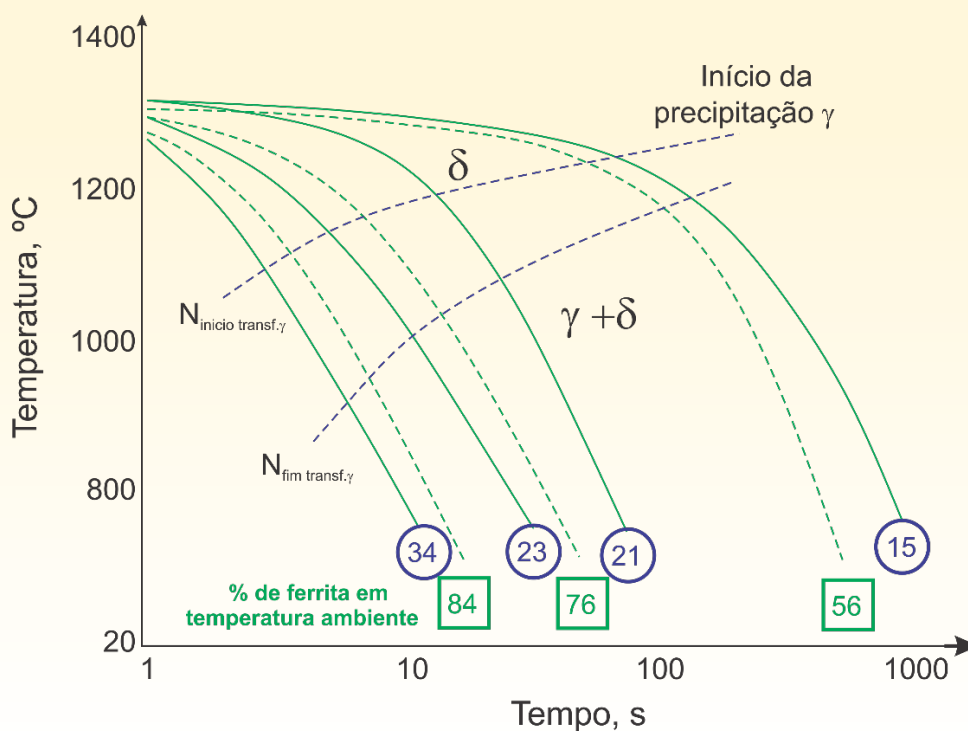


Figura 7.136 – Estimativa do percentual de ferrita à temperatura ambiente em função de $\Delta t_{12/8}$.

Atenção

Nota: O $\Delta t_{12/8}$ é análogo ao $\Delta t_{8/5}$ usado na soldagem de aços carbono e baixa liga se constituindo no tempo de resfriamento entre 1200°C e 800°C, região de interesse indicativa na transformação da fase ferrítica em austenítica.

Nesses aços, um número de ferrita entre 60 e 120 é possível para a maioria dos duplex. Em percentuais mais elevados ela se comporta como se fosse um aço inox ferrítico.

Em função do elevado teor de nitrogênio nos aços duplex e do nitrogênio possuir uma menor solubilidade na ferrita do que na austenita, há possibilidade de precipitação de nitreto de cromo.

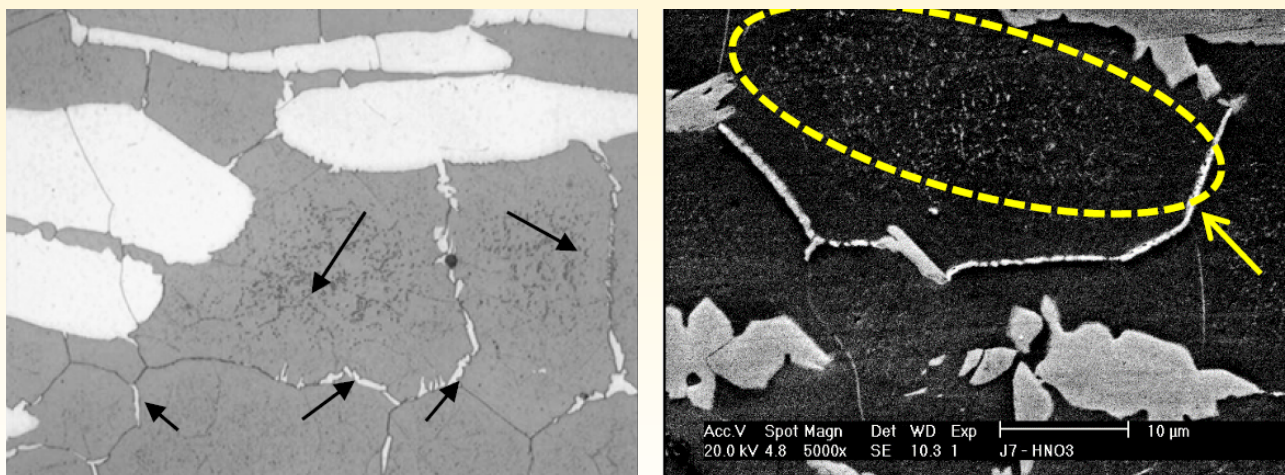


Figura 7.137 – ZAC distante 250 μ da linha de fusão com presença de nitretos de cromo intergranular e intragranular e de austenita secundária. Fonte: TAVARES, 2015.

Esses nitretos de cromo ao serem reaquecidos, em uma soldagem multipasse, fazem com que seja nucleada uma austenita secundária, Figura 7.138. Ela apresenta um menor conteúdo de cromo e molibdênio, enriquecimento em níquel e nucleia intergranular e intragranularmente. Decorrente disso, essa austenita danifica a resistência a corrosão por pites, apesar de melhorar a tenacidade.

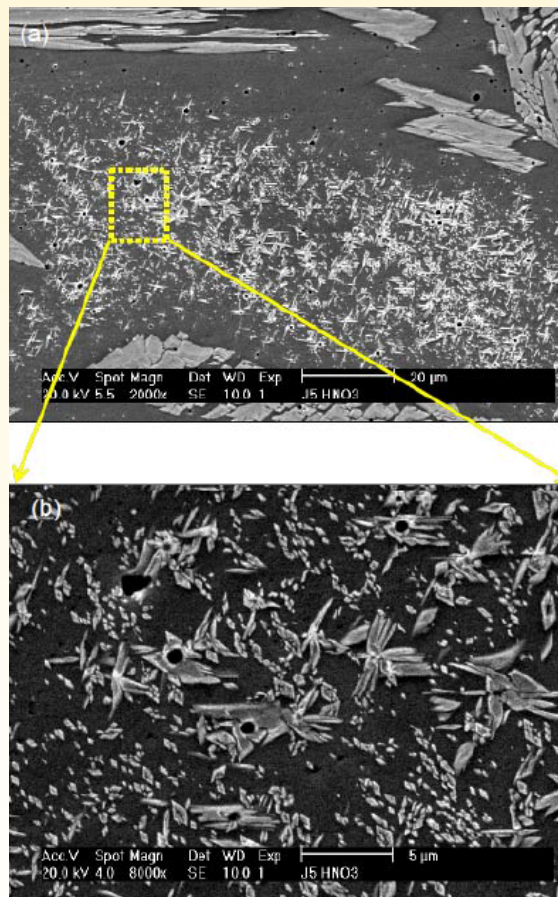


Figura 7.138 – Austenita secundária decorrente do reaquecimento dos nitretos de cromo. Fonte: TAVARES, 2015.

Diversas normas técnicas trazem restrições de aporte térmico na soldagem dos aços inox duplex. Todavia, essa simples consideração pode incorrer em erros graves de avaliação, pois a variável de interesse é a taxa de resfriamento, mostrada na Figura 7.136. Ciente disso, a norma N-133 fez uma correção desse conceito na Tabela 7.34 e trouxe duas informações fundamentais, a espessura e a relação C_{req} / N_{ieq} na divisão entre aços duplex e aços superduplex e hiperduplex. Observe a tabela e clique no ícone abaixo para entender o conceito de restrição de taxa de aporte.



Material	Espessura da junta soldada, e [mm]		
	$e \leq 7$	$7 < e \leq 20$	$e > 20$
Duplex	0,5 a 1,2 kJ/mm	0,7 a 1,5 kJ/mm	1,0 a 2,0 kJ/mm
Superduplex e Hiperduplex	0,5 a 1,0 kJ/mm	0,7 a 1,2 kJ/mm	1,0 a 1,5 kJ/mm

NOTA Um aporte térmico de soldagem abaixo do especificado aumenta a velocidade de resfriamento, podendo resultar em baixa formação de austenita. Um aporte térmico de soldagem acima do especificado pode provocar a precipitação de fases deletérias, reduzindo as propriedades mecânicas e de resistência à corrosão.

Tabela 7.34 – Faixa de aporte térmico para a soldagem de aços-duplex superduplex e hiperduplex.
Fonte: N-133N, 2018.

Em nenhum caso o aporte térmico deve ser menor que 0,5 kJ/mm. Um aporte térmico de soldagem muito baixo aumenta a velocidade de resfriamento, resultando em baixa formação de austenita que pode ficar abaixo de 35 %. O ábaco na Figura 7.139 pode dar um indicativo do aporte térmico mais adequado para cada faixa de espessura.

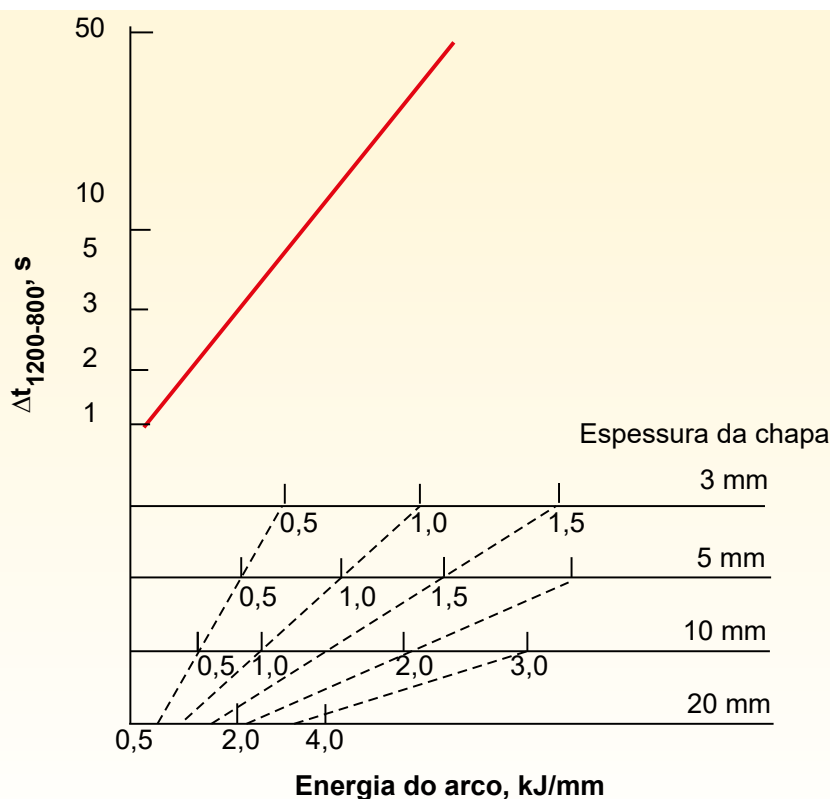


Figura 7.139 – $\Delta t'_{12/8}$ estimada para diversas espessuras e energias de soldagem. Fonte: os autores.

O passe de raiz determina a qualidade da raiz e a microestrutura da ZAC. Já o passe frio, segundo passe, determina o grau de reaquecimento, dano possível, na raiz e superfície da ZAC. A relação entre os aportes térmicos do primeiro e segundo passe também é importante ser considerada, pois a região de aquecimento do passe de raiz, região em contato com o fluido, também deve considerar a taxa de resfriamento da junta, Figura 7.140.

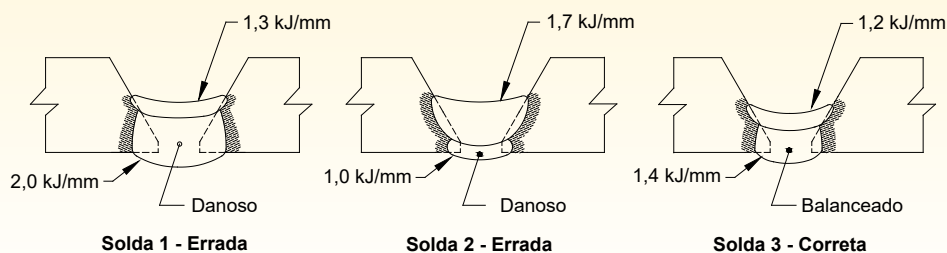


Figura 7.140 – Relação de aporte térmico e resistência à corrosão. Fonte: N-133N, 2018.

Observe a Figura e entenda o que ocorre em cada uma das soldas.

Clique nos números.

1

2

3

Isso leva a uma baixa resistência a corrosão, Figura 7.141, além de uma possível fragilização. Esse efeito de perda de resistência à corrosão é o mesmo observado no fenômeno de sensitização na soldagem dos aços inox austeníticos.

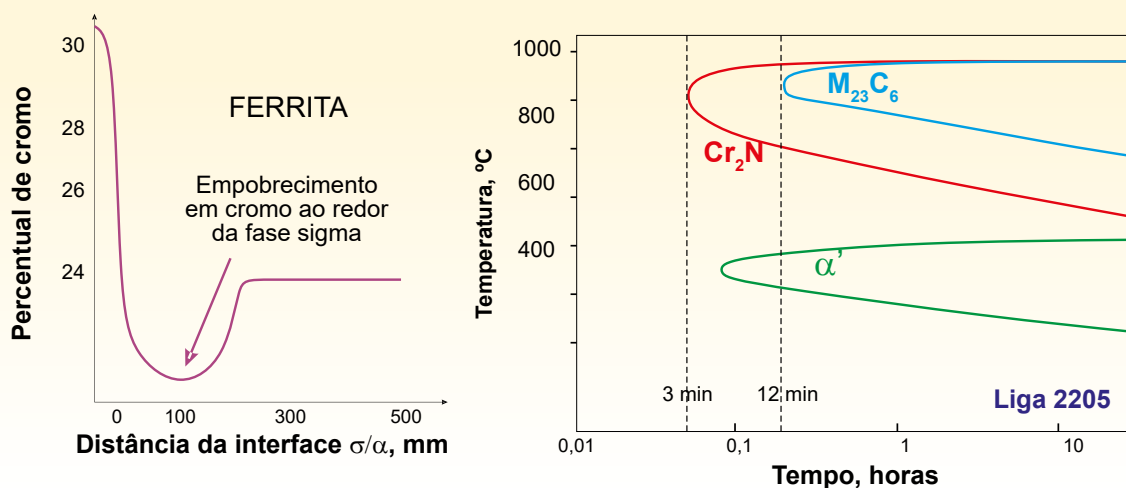


Figura 7.141 – Redução do percentual de cromo ao redor da fase sigma. Fonte: RAMIREZ, 2011, adaptado pelos autores.

A Figura 7.142 mostra a precipitação da fase sigma para um aço superduplex UNS S32750.

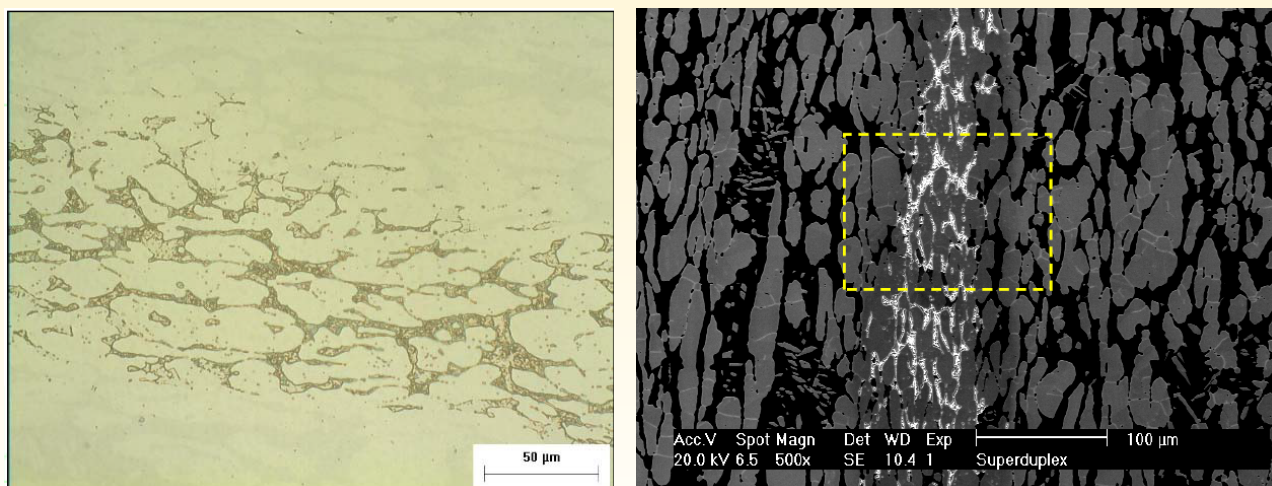


Figura 7.142 – Micrografia do metal base de uma chapa de aço inox superduplex UNS S32750 revelando a presença de fase sigma, a esquerda microscópio óptico e direita em MEV. Fonte: TAVARES, 2015.

Devido também à maior viscosidade dos consumíveis de aço inoxidável em relação aos aços C-Mn, a preparação deve prever maior ângulo de junta do que para aqueles aços, minimizando os riscos de falta de fusão.

Como nos inox austeníticos, os dispositivos auxiliares de montagem em contato ou soldado no equipamento ou tubulação devem ser feitos de material de mesmo “P-number” do metal de base em conformidade com a classificação do ASME BPVC Section IX, ou revestido com consumível especificado para soldagem do metal com no mínimo duas camadas.

Como na qualificação de procedimentos de soldagem somente são previstos ensaios de resistência mecânica e ductilidade, alguns aspectos de avaliação da corrosão, bem como microestruturais, devem ser considerados adicionalmente aos requisitos do ASME BPVC Section IX pela norma N-133, como:

- » ensaio radiográfico;
- » ensaio por LP;
- » ensaio de impacto;
- » exame micro estrutural para detecção de precipitados;
- » ensaio de suscetibilidade à corrosão por pites;
- » contagem da fração volumétrica de ferrita na solda, que deve ficar na faixa de 35 % a 65 %, conforme descrito na Tabela 7.35.

Ensaio	Nº de ensaios	Norma	Aceitação
Charpy V (NOTA 1) (-46 °C) ou temperatura mínima de projeto, a que for menor.	Três corpos-de-prova cada MS Linha de Fusão (LF)	NORSOK M-601	Acima de 27 Joules ou expansão lateral mínima de 0,38 mm. Fator de redução de energia (NOTA 2): 10 mm x 10 mm: 1,0; 10 mm x 7,5 mm: 0,83; 10 mm x 5,0 mm: 0,67. Nenhum valor individual inferior a 70 % da média requerida
Exame microestrutural (+ fotos)	MS e ZTA	NORSOK M-601	Contorno de grão sem precipitações contínuas e na área total não deve exceder a 0,5% (com aumento de 400X)
Contagem ferrita	MS	ASTM E562	30 % a 70 % nos passes de raiz e acabamento
Corrosão "pitting"	Um corpo-de-prova, MS e ZTA	ASTM G48 A, 24 h, 35 °C para Super e Hiper duplex (como soldado), conforme DNVGL-ST-F101	Sem "pitting" com aumento de 20X. Perda de massa não exceder 4,0 g/m ²

NOTA 1 Não é requerido para espessura abaixo de 6 mm.

NOTA 2 Para a utilização de corpo de prova reduzido (sub-size) a temperatura não deve ser reduzida.

Tabela 7.35 – Ensaio adicionais ao ASME BPVC Section IX. Fonte: N-133 N, 2021.

Atenção

São permitidos os processos de soldagem SMAW, GMAW, GTAW, PAW e SAW. Não é permitido o processo FCAW.

O passe de raiz em juntas com acesso unilateral deve ser feito pelo processo GTAW ou PAW com emprego de gás de purga. Em casos nos quais a raiz da solda é acessível para goivagem com esmerilhadeira, os processos GMAW-P e SMAW podem ser usados para o passe de raiz. Soldagem autôgena, bem como a utilização de outros processos, somente é permitida com uma minuciosa avaliação de que as propriedades da junta soldada não sejam comprometidas.

A soldagem de campo por um só lado deve ser executada pelo processo GTAW com gás de proteção livre de hidrogênio para se evitar trinca e fragilização do metal de solda. A soldagem de tubulação deve ser realizada em quadrantes alternados para evitar distorções. O cordão de solda deve ser retilíneo, não deve apresentar comprimento superior a 150 mm ou exceder a um quarto da circunferência do tubo.

Material tipo Nº UNS (Grau)	Espec. AWS	Eletrodo revestido (SMAW)		Espec. AWS	Eletrodo nu e vareta (GMAW / GTAW / SAW)	
		Classificação AWS			Classificação AWS	
		Preferida	Alternativa		Preferida	Alternativa
S32003	A5.4/ A5.4M	E2209	E2594	A5.9/ A5.9M	ER2209	ER2594
S31803 (2205)	A5.4/ A5.4M	E2209	E2594	A5.9/ A5.9M	ER2209	ER2594
S32205 (2205)	A5.4/ A5.4M	E2209	E2594	A5.9/ A5.9M	ER2209	ER2594
S32304 (2304)	A5.4/ A5.4M	E2209	E2594	A5.9/ A5.9M	ER2209	ER2594
S32520	A5.4/ A5.4M	E2553	E2594	A5.9/ A5.9M	ER2553	ER2594
S32550 (F255)	A5.4/ A5.4M	E2553	E2594	A5.9/ A5.9M	ER2553	ER2594
S32750 (2507)	A5.4/ A5.4M / A5.11/ A5.11M	E2594	-	A5.9/ A5.9M	ER2594	-
S32760 (Z100)	A5.4/ A5.4M / A5.11/ A5.11M	E2594	-	A5.9/ A5.9M	ER2594	-
S39274 (DP3W)	A5.4/ A5.4M / A5.11/ A5.11M	E2594	-	A5.9/ A5.9M	ER2594	-
S32101 (LDX2101)	A5.4/ A5.4M	E2209	-	A5.9/ A5.9M	ER2209	-
S32707 (2707)	-	Consultar o Fabricante		-	Consultar o Fabricante	
S33207 (3207)	-	Consultar o Fabricante		-	Consultar o Fabricante	

Tabela 7.36 – Consumíveis de aços inoxidáveis duplex e superduplex. Fonte: N-133 P, 2021.

7.5 NÍQUEL E LIGAS DE NÍQUEL

O níquel é um metal cúbico de faces centradas (CFC) sem modificação de microestrutura desde a temperatura de solidificação até a ambiente, similar aos aços inox austeníticos. As ligas podem ser agrupadas de acordo com os principais elementos de liga.

Embora existam designações nacionais e internacionais para as ligas, nomes comerciais como Inconel e Hastelloy são mais comumente usados.

Em termos de soldabilidade, essas ligas podem ser classificadas de acordo com os meios pelos quais os elementos de liga desenvolvem as propriedades mecânicas, como ligas de solução sólida e ligas endurecidas por precipitação.

Atenção

Uma característica distintiva das ligas endurecidas por precipitação é que as propriedades mecânicas são desenvolvidas por tratamento térmico (tratamento da solução mais envelhecimento) para produzir uma distribuição fina de partículas em uma matriz rica em níquel.

As principais utilizadas na indústria do petróleo estão mostradas na Tabela 7.37.

UNS	Liga	Ni	C	Mn	Fe	S	Si	Cu	Cr	Ti	Nb	Outros
N02200	200	99,5	0,08	0,18	0,20	0,005	0,18	0,13				
N04400	400	66,5	0,15	1,0	1,25	0,012	0,25	31,5				
N06625	625	61,0	0,05	0,25	2,5	0,008	0,25	-	21,5	0,2	3,65	0,2Al, 9Mo
N07718	718	52,5	0,04	0,18	18,5	0,008	0,18	0,15	19,0	0,90	5,13	3,05Mo

Tabela 7.37 – Composição nominal das principais ligas de níquel utilizadas na indústria do petróleo. Fonte: N-133 P, 2021.

Para conhecer as ligas de solução sólida e as de endurecimento por precipitação, clique nos itens e entenda seus conceitos.

 Clique nos itens.

**LIGAS DE SOLUÇÃO
SÓLIDA**

**LIGAS ENDURECIDAS
POR PRECIPITAÇÃO**

» SOLDABILIDADE

As ligas de níquel, de forma geral, apresentam soldabilidade semelhante aos aços inoxidáveis austeníticos de microestrutura integralmente austenítica e aos superausteníticos, sendo susceptíveis à trinca de solidificação, liquação e ao fenômeno de redução da ductilidade, além de tendência à falta de fusão pela baixa fluidez da poça de fusão. Em algumas ligas, quando soldadas com alto aporte térmico, pode ocorrer a precipitação de carbeto e intermetálicos. No ASME BPVC *Section IX* estas ligas são designadas pelos "P-number" de 41 a 49. A Tabela 7.38 traz os P-numbers de algumas delas.

Designação básica	Composição básica	UNS	"P number"
Níquel 200	99,0 Ni	N02200	41
Níquel 201	99,0Ni–Baixo C	N02201	41
Monel® 400	67Ni–30Cu	N04400	42
Inconel® 600	72Ni–15Cr–8Fe	N06600	43
Alloy 617	52Ni–22Cr–13Co–9Mo	N06617	43
Inconel® 625	60Ni–22Cr–9Mo–3,5Nb	N06625	43
Incoloy® 800	33Ni–42Fe–21Cr	N08800	45
Incoloy® 800H	33Ni–42Fe–21Cr	N08810	45
Incoloy® 800HT	33Ni–42Fe–21Cr–Al–Ti	N08811	45

Designação básica	Composição básica	UNS	"P number"
Incoloy® 825	42Ni-21,5Cr-3Mo-2,3Cu	N08825	45
Hastelloy® B	62Ni-28Mo-5Fe	N10001	44
Hastelloy® C4	61Ni-15Mo-16Cr	N06455	43
Hastelloy® C22	55Ni-21Cr-13,5Mo	N06022	43
Hastelloy® C276	54Ni-16Mo-15Cr	N10276	43
800HT Mod	32Ni-20Cr-Nb	—	Não listado
HP Mod com Ti, Nb, W e/ou Zr	35Ni-25Cr-Nb	N28701	Não listado
HP	35Ni-25Cr	N08705	Não listado

Tabela 7.38 – P-numbers de algumas ligas de níquel. Fonte: n-133 P, 2021.

A maioria das ligas de níquel pode ser soldada por fusão com GTAW e GMAW. Dos processos com proteção por fluxo, o SMAW é frequentemente usado. Os processos SAW e ESW são restritos a ligas de solução sólida e são menos utilizados.

Atenção

O GTAW deve ser preferido, especialmente nas ligas endurecíveis por precipitação como a liga 718.

A soldagem deve ser normalmente realizada com baixo aporte térmico, por exemplo 0,5-1,2 kJ/mm para se evitar o risco de trincas a quente. O aporte para os processos de alta densidade de corrente não deve exceder a 1,8 kJ/mm. Para os processos GTAW e SMAW deve ser inferior a 1,5 kJ/mm, especialmente para paredes mais finas (inferior a 6,25 mm).

A soldagem pelos processos GTAW, PAW e GMAW deve ser realizada com gás de purga na raiz da solda isento de oxigênio para proteção da zona fundida e ZTA. Esta proteção deve ser mantida até ser completada a terceira camada de solda ou 6,4 mm, o que for maior, garantindo a ausência de oxigênio. Argônio e hélio podem ser empregados como gás de purga. A purga deve garantir a expulsão de todo o oxigênio na região da raiz e nenhuma soldagem deve ser realizada com o conteúdo de oxigênio superior a 1000 ppm ou mL/m³ (0,1 % de O₂).

As ligas de solução sólida são normalmente soldadas na condição recozida e as ligas endurecidas por precipitação na condição solubilizada. O preaquecimento não é necessário, a menos que haja risco de porosidade pela condensação de umidade. Recomenda-se que o material que contém tensões residuais seja solubilizado antes da soldagem para aliviar as tensões.

Problemas básicos de soldagem de ligas de níquel podem ser evitados com:

 Clique nos números para conhecê-los.



Como nos aços inoxidáveis, as ligas de níquel apresentam uma menor fluidez da poça. A falta de penetração ou fusão é controlada pelo ligeiro aumento no ângulo do chanfro, redução da altura do nariz e aumento da abertura de raiz. **É fundamental o treinamento prévio do soldador, limpeza e remoção da camada de óxido aderente.**

A soldagem das ligas de níquel deve ser realizada com passes retilíneos. Para redução do risco de trinca de solidificação, alguns detalhes de extrema importância não devem ser negligenciados, tais como:

- » preparação da junta;
- » limpeza superficial;
- » quantidade de material depositado por passe na relação largura/profundidade igual a um;
- » ligeira convexidade dos passes;
- » velocidade de soldagem adequada de forma a evitar poça de fusão em forma de gota.

O risco de trincas de cratera pode ser amenizado através do treinamento dos soldadores na saída da tocha. O perfil deve ser ligeiramente convexo. Normalmente, o TTAT não é necessário para restaurar a resistência à corrosão, mas pode ser necessário tratamento térmico para fins de endurecimento por precipitação ou alívio de tensão, a fim de evitar trincas por corrosão sob tensão.

A composição do metal de adição normalmente corresponde ao metal original. No entanto, a maioria das cargas contém uma pequena montagem de titânio, alumínio e / ou nióbio para ajudar a minimizar o risco de porosidade e trincas.

Os metais de adição para processos SMAW são cobertos na BS EN 18274: 2004 e nos EUA pela AWS A5.14, Tabela 7.39 As cargas recomendadas para ligas selecionadas são fornecidas na tabela.

Material Tipo	Espec. AWS	Eletrodo Revestido (SMAW)		Espec. AWS	Eletrodo nu, Vareta e Arco Submerso (GMAW / GTAW /SAW)	
		Classificação AWS			Classificação AWS	
		Preferida	Alternativa (ver Nota 1)		Preferida	Alternativa (ver Nota 1)
Alloy 200/201	A5.11/ A5.11M	ENi-1	-	A5.14/ A5.14M	ERNi-1	-
Alloy 400	A5.11/ A5.11M	ENiCu-7	ENi-1	A5.14/ A5.14M	ERNiCu-7	ERNi-1
Alloy 600	A5.11/ A5.11M	ENiCrFe-1	ENiCrFe-2	A5.14/ A5.14M	ERNiCr-6 ERNiCr-3	-
Alloy 617	A5.11/ A5.11M	ENiCrCoMo-1	-	A5.14/ A5.14M	ERNiCrCo- Mo-1	-
Alloy 625	A5.11/ A5.11M	ENiCrMo-3 (Nota 2)	-	A5.14/ A5.14M	ERNiCrMo-3 (Nota 2)	-
Alloy 800/800H/ 800HT	A5.11/ A5.11M	ENiCrCoMo-1	-	A5.14/ A5.14M	ERNiCrCo- Mo-1	-
Incoloy® 825	A5.11/ A5.11M	ENiCrMo-3 (Nota 2)	ENiCrMo-18	A5.14/ A5.14M	ERNiFeCr-1	ERNiCrMo-3 (Nota 2)
Hastelloy® B	A5.11/ A5.11M	ENiMo-1	-	A5.14/ A5.14M	ERNiMo-1	-
Hastelloy® C4	A5.11/ A5.11M	ENiCrMo-7	-	A5.14/ A5.14M	ERNiCrMo-7	-
Hastelloy® C22	A5.11/ A5.11M	ENiCrMo-10	-	A5.14/ A5.14M	ERNiCrMo-10	-
Hastelloy® C276	A5.11/ A5.11M	ENiCrMo-4	-	A5.14/ A5.14M	ERNiCrMo-4	-
32Ni20CrNb	-	-	-	-	32Ni20CrNb	NiCrCoMo-1
HP(35Ni25Cr)	-	-	-	-	3525Ni-0,4C (Nb)	-

NOTA 1 Deve ser aprovado previamente.

NOTA 2 Limitado em 590 °C, porém este limite deve ser avaliado conforme a aplicação.

Tabela 7.39 – Metais de adição para seleção de ligas de níquel. Fonte: N-133 P, 2021.

O preaquecimento não é necessário, contudo, pode ser aplicado para evitar a condensação de umidade que pode causar porosidade no metal de solda.

O tratamento térmico pós-soldagem não é necessário para recuperar a resistência a corrosão. Pode ser necessário para alívio de tensões, quando requerido pelo código de fabricação, para evitar o endurecimento pelo envelhecimento da liga ou corrosão sob tensão por cloreto para aplicações soldadas cuja aplicação seja na presença de vapores ácidos fluorídricos ou de soda cáustica.

Tensões residuais elevadas podem ocorrer em componentes de grande espessura (soldagem multipasse), podendo acelerar a formação de fases indesejáveis em equipamentos operando em temperaturas elevadas. Se a soldagem induzir uma tensão residual de média a alta, as ligas endurecíveis por precipitação pode requerer esse tratamento térmico de alívio de tensões depois do envelhecimento.

Imperfeições como mossas, mordeduras, aberturas de arco e respingos devem ser cuidadosamente eliminadas. As ferramentas de remoção de escória, de limpeza e de corte devem ser compatíveis com as ligas de níquel e utilizadas apenas para estes materiais, não devendo conter compostos de ferro e enxofre (ex.: sulfeto de ferro).

Na soldagem de ligas de níquel deve ser realizada limpeza dos biseis e varetas com solventes não clorados, proteção contra vento e umidade, uso de ferramental de apoio específico para as ligas de níquel e higiene funcional com a utilização de luvas e aventais no local de trabalho.

Contaminação pelo contato com enxofre, zinco, cobre, estanho e chumbo comprometem irreversivelmente as ligas de níquel quando expostos a alta temperatura. Não é permitido o uso de lápis de temperatura e marcador industrial com estes contaminantes. Óleo de corte deve ser isento desses elementos

As ligas de níquel são suscetíveis à fragilização pelo chumbo, enxofre, fósforo e outros elementos de baixo ponto de fusão. Esses materiais podem ser encontrados em graxas, óleos, tintas, marcadores industriais, lápis térmico, lubrificantes de corte, sujeiras e entre outros. As juntas soldadas têm que estar livres desses materiais antes do início da soldagem em pelo menos 50 mm de distância em cada lado da junta. Entenda de que forma alguns desses elementos e matérias podem ser removidos clicando no ícone.



Importante!

Em casos de contaminação, a superfície deve ser limpa por esmerilhamento ou decapada por ataque químico controlado e posteriormente passivada. O ataque químico e passivação devem ser conforme ASTM A380/380M.

» DESCONTINUIDADES E DEGRADAÇÃO

O níquel e suas ligas são prontamente soldados, mas é essencial que a superfície seja limpa imediatamente antes da soldagem. O método normal de limpeza é desgordurar a superfície, remover todo o óxido da superfície fazendo à máquina, moendo ou escovando os riscos e, finalmente, desgordurando.

As discontinuidades mais comuns encontradas na soldagem são:

- » **porosidade:** especialmente, oxigênio, CO_2 , nitrogênio e hidrogênio podem causar porosidade nas soldas e não seria diferente nas ligas de níquel. A porosidade pode ser causada por oxigênio e nitrogênio da entrada de ar e óxido da superfície ou pelo hidrogênio da contaminação da superfície. A limpeza cuidadosa das superfícies dos componentes e o uso de um material de enchimento contendo desoxidantes (alumínio e titânio) reduzirão o risco. Ao usar argônio na soldagem GTAW e GMAW, deve-se prestar atenção à eficiência da proteção gasosa, incluindo o uso de um sistema de suporte de gás. Na soldagem GTAW, as misturas de gás argônio-hidrogênio, até 10% de H_2 no gás de proteção, tendem a produzir soldas mais limpas e ajuda a prevenir a porosidade. As bolhas de hidrogênio formadas têm muito mais alta difusividade que as de nitrogênio. Contudo, se o percentual for maior do que 15%, o hidrogênio também irá formar poros. Quando soldamos com SAW e SMAW, o uso de elementos desoxidantes ou formadores de nitretos, como alumínio e titânio, nos revestimentos pode minimizar esse efeito. Esses elementos têm forte afinidade com o oxigênio e nitrogênio e formam compostos estáveis com eles. As ligas com cromo são menos susceptíveis que as demais. Com GMAW e GTAW podemos evitar a porosidade prevenindo a entrada de ar no metal de solda líquido;

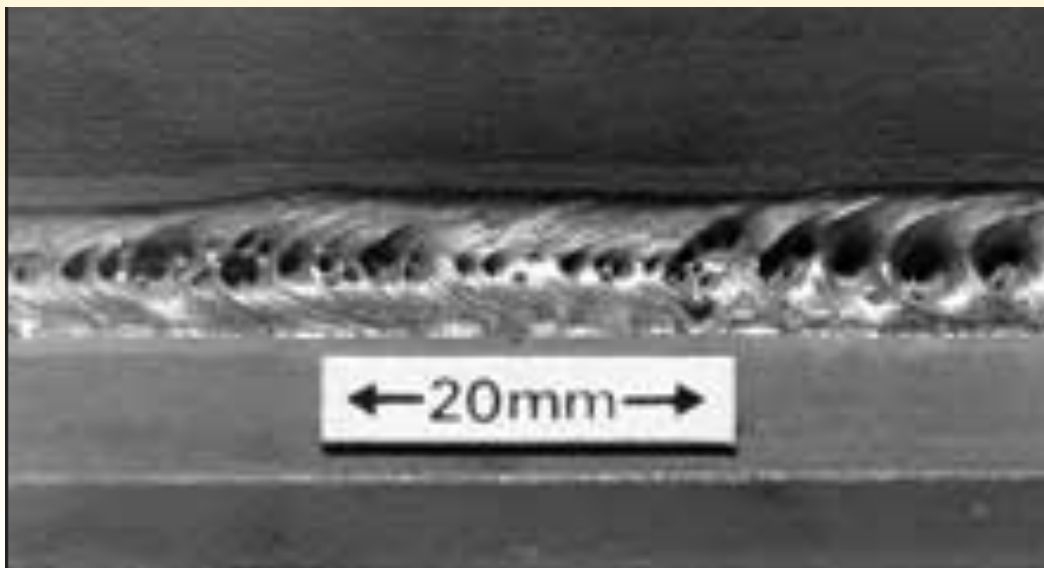


Figura 7.143 – Porosidade em ligas de níquel.

Fonte: <https://www.twi-global.com/images/00015/9603.jpg> acessado 16/09/2020

- » **trincas na solidificação de metais de solda:** os fatores que controlam a fissuração por solidificação incluem liga, processo de soldagem e condições de soldagem. Por exemplo, a trinca por solidificação é um fator que limita a aplicação da soldagem a arco submerso, tanto em relação às ligas aplicáveis quanto às condições de soldagem. De um modo mais geral, esse tipo de trincamento leva à restrição do formato da solda, velocidade e técnica de soldagem. Algumas ligas são mais sensíveis que outras. Por exemplo, algumas superligas fundidas são difíceis de soldar.

A soldagem das ligas de níquel deve ser realizada com passes retilíneos. Para redução do risco de trinca de solidificação devem ser considerados os seguintes aspectos:

- » geometria do chanfro;
 - » limpeza superficial;
 - » quantidade de material depositado por passe na relação largura/profundidade próxima de 1;
 - » ligeira convexidade dos passes;
 - » redução da velocidade de soldagem.
- » Podemos ter um trincamento relacionado com uma restrição excessiva e, nessas condições, o perfil do cordão deve ser ligeiramente convexo, que diminui muito essa possibilidade. Cordões profundos e pouco largos devem ter um cuidado especial, pois as trincas geralmente são internas. E isso passa a ser mais crítico porque na soldagem das ligas de níquel o alívio de tensões geralmente não é requerido;

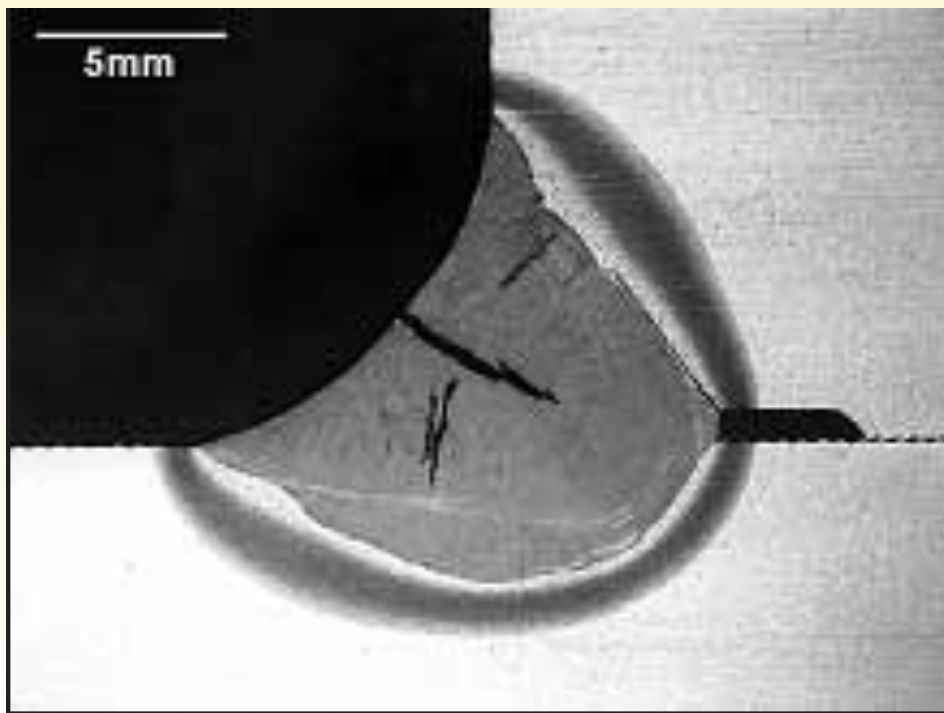


Figura 7.144 – Trinca de solidificação na liga de níquel. Fonte: <https://www.twi-global.com/technical-knowledge/faqs/faq-what-is-hot-cracking-solidification-cracking> acessado em 19/09/2020.

- » **trincas no tratamento térmico pós-soldagem:** isso também é conhecido como trincas pelo envelhecimento ou trincas por reaquecimento. É provável que ocorra durante o envelhecimento pós-solda das ligas de endurecimento por precipitação, mas pode ser minimizado pelo tratamento térmico pré-solda. O recozimento da solução é comumente usado, mas o excesso oferece a condição mais resistente. A liga da liga 718 foi desenvolvida especificamente para ser resistente a esse tipo de fissuração;

- » **trincas por corrosão sob tensão:** a soldagem normalmente não torna a maioria das ligas de níquel suscetíveis ao metal de solda ou à corrosão na ZAC. No entanto, quando o Alloy 400 entra em contato com soda cáustica, fluossilicatos ou ácido HF, é possível a trinca por corrosão sob tensão. Para esse serviço, o alívio de tensão térmico é aplicado após a soldagem. A corrosão sob tensão também pode ocorrer em ligas de Ni-Cr em água de alta temperatura. O metal de adição com alto teor de cromo foi desenvolvido para soldas e sobreposições neste ambiente;
- » **inclusões de óxido e escória:** podem reduzir a resistência mecânica da junta soldada. Se a temperatura de serviço se aproximar do ponto de fusão da escória, uma corrosão severa pode ocorrer quando a escória estiver presente na superfície do metal, particularmente em atmosferas oxidantes. Fluoretos na escória podem reagir com a umidade ou outros elementos do ambiente e criar compostos altamente corrosivos. As escórias podem ser acumuladoras de enxofre, especialmente em atmosferas redutoras, que pode levar falhas em serviço, com apenas 0,01% de enxofre presente na atmosfera. Como a aplicação de ligas de níquel é em altas temperatura ou em meios aquosos corrosivos, a não remoção completa da escória pode causar corrosão acelerada inesperada, em especial por fresta;
- » **falta de fusão e penetração interpasses:** antes da soldagem, o óxido de superfície, principalmente se tiver sido formado a alta temperatura, deve ser removido por usinagem ou retificação abrasiva; não é suficiente escovar a superfície com fio, pois isso serve apenas para polir o óxido. Durante a soldagem *multipass*, o óxido de superfície e a escória devem ser removidos entre as execuções. Como o óxido na superfície das ligas de níquel tem uma temperatura de fusão muito mais alta que o metal base, ele pode permanecer sólido durante a soldagem. O óxido preso na poça de solda formará inclusões. Em soldas de várias etapas, óxido ou escória na superfície do cordão de solda não serão consumidos na corrida subsequente e podem causar falta de imperfeições na fusão;
- » **trincas a quente:** o metal de solda em altas temperaturas podem ser facilmente contaminados com enxofre, chumbo, fósforo, cádmio, zinco, estanho, prata, boro, bismuto ou outro elemento de baixo ponto de fusão, que foram filmes intergranulares e causam fragilização ao metal líquido em temperaturas elevadas. Muitos desses elementos fundem em temperaturas de brasagem ou solda fria, por isso a importância desse efeito. Assim, a trinca a quente é, na maioria das vezes, resultado de contaminação. O trincamento na ZAC é geralmente causado pela penetração desses contaminantes para o interior do metal base. Isso faz com que o processo de limpeza seja tão ou mais importante que o procedimento de soldagem utilizado. Mas o trincamento do metal de solda também pode ser causado pelo aporte térmico excessivo decorrente de uma alta corrente ou baixa velocidade de soldagem. Como no aço austenítico, uma velocidade de soldagem elevada leva a poça de fusão ter uma forma de gota, o que faz com que os grãos colunares se encontrem no centro do cordão. Assim, com a segregação desses contaminantes para o centro do cordão de solda, sob efeito das tensões residuais de tração, temos a trinca de solidificação ou trinca a quente.

A falta de penetração ou fusão é controlada pelo aumento no ângulo do chanfro, redução da altura do nariz e aumento da abertura de raiz, fazendo-se um paralelo com a soldagem de aços C-Mn. É fundamental o treinamento prévio do soldador, limpeza e remoção da camada de óxido aderente.

Vários projetos de juntas são utilizados na soldagem das ligas de níquel e a Figura 7.145 traz alguns exemplos.

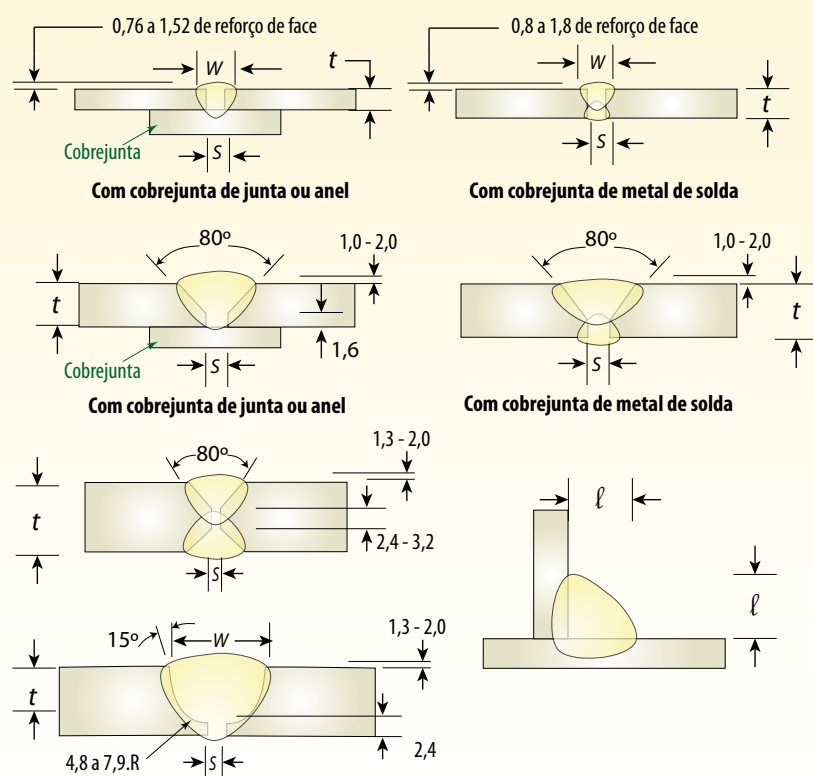


Figura 7.145 – Configurações de chanfro a serem utilizadas na soldagem das ligas de níquel (dimensões em polegadas) Fonte: <https://www.specialmetals.com/assets/smc/documents/alloys/inconel/inconel-alloy-625.pdf> acessado em 8/11/19

Espessura do metal base "t" (mm)	Largura do chanfro ou cordão "w" (mm)	Máxima abertura de raiz "s" (mm)	Quantidade aproximada de metal de solda depositado (kg/m)	Peso aproximado de eletrodo (kg/m)
Junta de topo em chanfro reto com cobrejunta de fita ou anel				
0,9	3,2	0	0,03	0,038
1,6	4,8	0	0,06	0,09
3,2	3,2	0	0,10	0,13
Junta de topo em chanfro reto com cobrejunta de metal de solda				
6,4	22	2,4	0,46	0,42
Junta de topo em chanfro em V com cobrejunta de fita ou anel				
4,8	8,9	3,2	0,338	0,46
9,5	18,0	4,8	1,11	1,52
16	29,5	4,8	2,40	3,29
Junta de topo em chanfro em V com cobrejunta de metal de solda				
6,4	10,4	2,4	0,62	0,86
9,5	16,5	3,2	1,09	1,49
16	26,9	3,2	2,17	2,98
Junta de topo em chanfro X				
13	10,2	3,2	1,32	1,73
32	26,2	3,2	4,34	4,00
Junta em ângulo T chanfro simples				
6,4	3,2	-	0,10	0,3
13	9,5	-	0,57	0,77
25	22,2	-	2,64	3,60
Junta de topo em chanfro U				
13	17,2	3,2	1,53	2,10
25	24,3	3,2	3,91	3,60
50	37,7	3,2	11,0	10,12

O chanframento não é usualmente exigido em espessuras inferiores a 2,4 mm, mesmo que em alguns casos em espessuras menores do que isso as juntas possam ser chanfradas. Acima desta espessura, os chanfros em V, X, J, U podem ser usados. De outra forma, uma penetração irregular pode ser observada levando a possibilidade de ocorrerem trincas e poros, além da fragilização e possibilidade de corrosão na face interna da junta.

Importante!

Para juntas soldadas acima de 9,5 mm, os chanfros duplo J e duplo U são preferidos. O custo de preparação mais elevados é justificado pelo menor tempo de soldagem, menor custo de consumíveis e menor nível de tensões residuais do que os chanfros simples.

Os métodos mecânicos de preparação do chanfro são mais utilizados, entretanto, em determinadas situações o corte térmico, como plasma e eletrodo de grafite, pode ser utilizado desde que haja a garantia de que toda a ZAC e a região oxidada sejam removidas antes do início da soldagem.

O metal líquido das ligas de níquel apresenta uma fluidez muito menor do que o metal líquido do aço carbono. Essa característica não pode ser compensada pela utilização de um aumento do aporte térmico por causa do efeito da perda de elementos desoxidantes residuais que pode ocorrer. Dessa forma, ângulos maiores de chanfro e aberturas maiores de raiz podem ser necessárias.

 Clique nos itens e conheça cada caso.

**JUNTAS ATÉ
16MM**

**JUNTAS MAIS
ESPESSAS**

**CHANFROS DE
SOLDA**

Como falado anteriormente, os processos GTAW, GMAW e SMAW são utilizados. É possível fazer um martelamento leve no primeiro passe que irá reduzir as tensões e reduzir a possibilidade de trincamento na linha de junção entre o metal de solda e o metal de base, fato mais pronunciado nos fundidos. Caso exista a possibilidade de manter o martelamento para todos os passes, ele deve ser feito, pois é benéfico. O alívio de tensões depois da soldagem é desejado.

Atenção

Como já informado, o GTAW deve ser preferido e a utilização de metal de adição geralmente é recomendado, bem como a polaridade direta, com a ângulo de trabalho de 90° da tocha. Em muitos casos, pode ser necessário um bocal mais largo, bem como o uso de gas lens.

Para entender quais são os gases de proteção utilizados, clique no ícone e compreenda cada um deles:



Os eletrodos são de tungstênio puro ou com adições de tório ou zircônio. Os eletrodos ligados apresentam menos perda por vaporização. O sobreaquecimento devido a corrente alta deve ser evitado. O *stick out*, distância entre o eletrodo e a peça, deve ser baixo e não deve exceder 4,8 mm em soldas de topo de metais base de 9,5 a 13,0 mm de espessura, por exemplo.

» LIGA 625

A liga de níquel-cromo 625 (UNS N06625), INCONEL, é a mais usada na indústria do petróleo por sua alta resistência, excelente capacidade de fabricação (incluindo união) e excelente resistência à corrosão. As temperaturas de serviço variam de criogênico a 982°C. A composição é mostrada na Tabela 7.40.

Níquel	58,0 mín.
Cromo	20,0 – 23,0
Ferro	5,0 máx.
Molibdênio	8,0 – 10,0
Nióbio (mais Tântalo)	3,15 – 4,15
Carbono	0,10 máx.
Manganês	0,50 máx
Silício	0,50 máx
Fósforo	0,015 máx
Enxofre	0,015 máx
Alumínio	0,40 máx
Titânio	0,40 máx
Cobalto*	1,0 máx

*Se determinado

Tabela 7.40 – Composição química limite para a liga 625, %. Fonte: <https://www.specialmetals.com/assets/smc/documents/alloys/inconel/inconel-alloy-625.pdf> acessado em 8/11/19

Entenda quais são as propriedades e características da liga 625:

 Clique nos números para conhecê-los.

1

2

3

4

No campo nuclear, a liga INCONEL 625 pode ser usada para componentes do núcleo do reator e da haste de controle em reatores nucleares de água. O material pode ser selecionado devido à sua alta resistência, excelente resistência à corrosão uniforme, resistência a trincas por tensão e excelente resistência à corrosão em água de 260-316°C. A liga 625 também está sendo considerada nos conceitos avançados de reator devido à sua alta resistência ao projeto permitida a temperaturas elevadas, especialmente entre 649-760 ° C.

Atenção

As propriedades fornecidas neste boletim, resultados de testes extensivos, são típicas da liga, mas não devem ser usadas para fins de especificação. As especificações aplicáveis aparecem na última seção desta publicação.

» Propriedades mecânicas

As propriedades mecânicas nominais à temperatura ambiente da liga INCONEL 625 são mostradas na Tabela 7.41.

Forma de condição	Resistência a tração, MPa	Limite de escoamento 0,2% offset, MPa	Alongamento, %	Redução de área, %	Dureza, Brinell
Barra ou Chapa					
Como laminado	830 - 1100	415 - 760	60 - 30	60 - 40	175 - 240
Recozido	830 - 1030	415 - 660	60 - 30	60 - 40	175 - 220
Solubilizado	725 - 900	290 - 415	65 - 40	90 - 60	115 - 195
Chapa ou fita					
Recozida	830 - 1030	415 - 620	55 - 30	-	145 - 240
Tubo ou duto					
Recozido	830 - 965	415 - 520	55 - 30	-	-
Solubilizado	690 - 830	275 - 415	60 - 40	-	-

Tabela 7.41 – Propriedades mecânicas da liga 625 nas diversas condições de fornecimento.

Fonte: <https://www.specialmetals.com/assets/smc/documents/alloys/inconel/inconel-alloy-625.pdf> acessado em 8/11/19

Para manutenção a 650°C e abaixo, são recomendadas condições de acabamento a quente, acabamento a frio e recozimento (dependendo dos requisitos envolvidos). Para serviços acima de 650°C, o material recozido ou tratado com solução dará o melhor serviço.

A condição tratada com solução é recomendada para componentes que exigem ótima resistência à fluência ou ruptura. O material de grão fino (recozido) pode ser vantajoso a temperaturas de até 815°C em relação à resistência à fadiga, dureza e resistência à tração e elasticidade.

A carga dupla de MacGregor foi usada para determinar a verdadeira curva tensão-deformação da liga 625 à temperatura ambiente. O teste de duas cargas não requer medição de tensão durante o teste, e somente as cargas máximas e de fratura são registradas.

» Propriedades de tração e dureza

As propriedades típicas de tração do material recozido e tratado com solução da sala até a temperatura elevada são mostradas nas Figura 7.146.

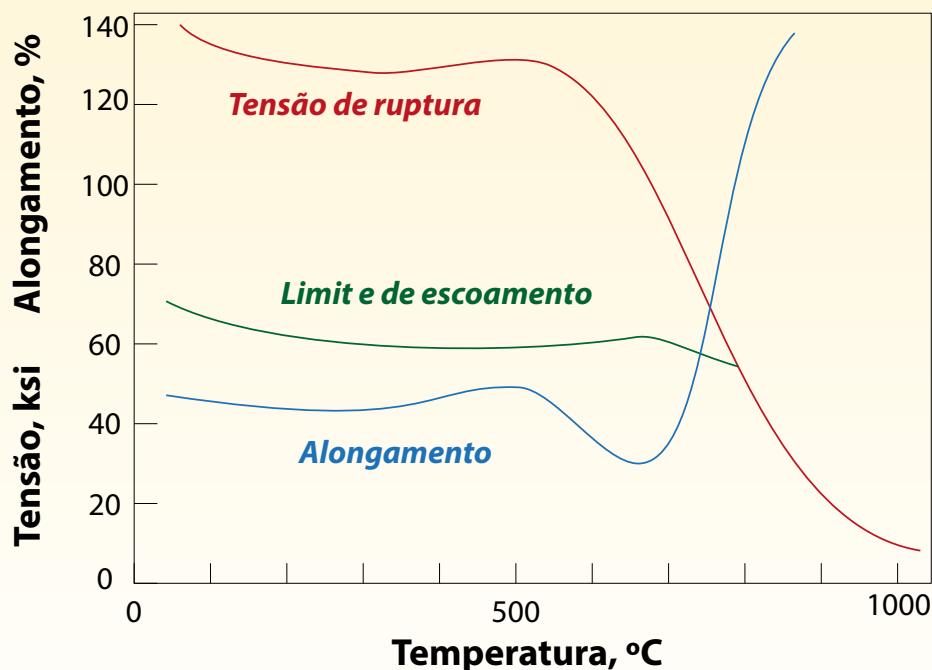


Figura 7.146 – Propriedades em alta temperatura de uma barra da liga 625. Fonte: <https://www.specialmetals.com/assets/smc/documents/alloys/inconel/inconel-alloy-625.pdf> acessado em 8/11/19

Um aumento das propriedades de tração para serviço em temperatura moderada pode ser alcançado por trabalho a frio. Após exposição a temperaturas intermediárias, ocorre um certo endurecimento na liga 625, apesar de mantida a estabilidade dimensional.

» Resistência à fadiga

A resistência à fadiga à temperatura ambiente da rodada laminada a quente nas condições laminado e recozida é mostrada na Figura 7.147.

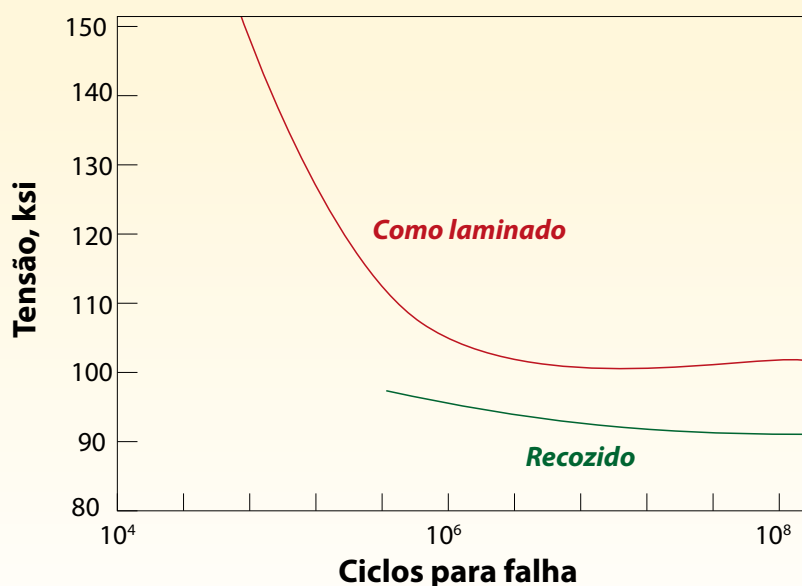


Figura 7.147 – Resistência à fadiga para uma barra de 16 mm para a liga 625. Fonte: <https://www.specialmetals.com/assets/smc/documents/alloys/inconel/inconel-alloy-625.pdf> acessado em 8/11/19.

» Ductilidade e Robustez

A liga 625 mantém sua excelente ductilidade e resistência a baixa temperatura. Os dados de impacto e tração a -196°C são mostrados na Figura 7.148.

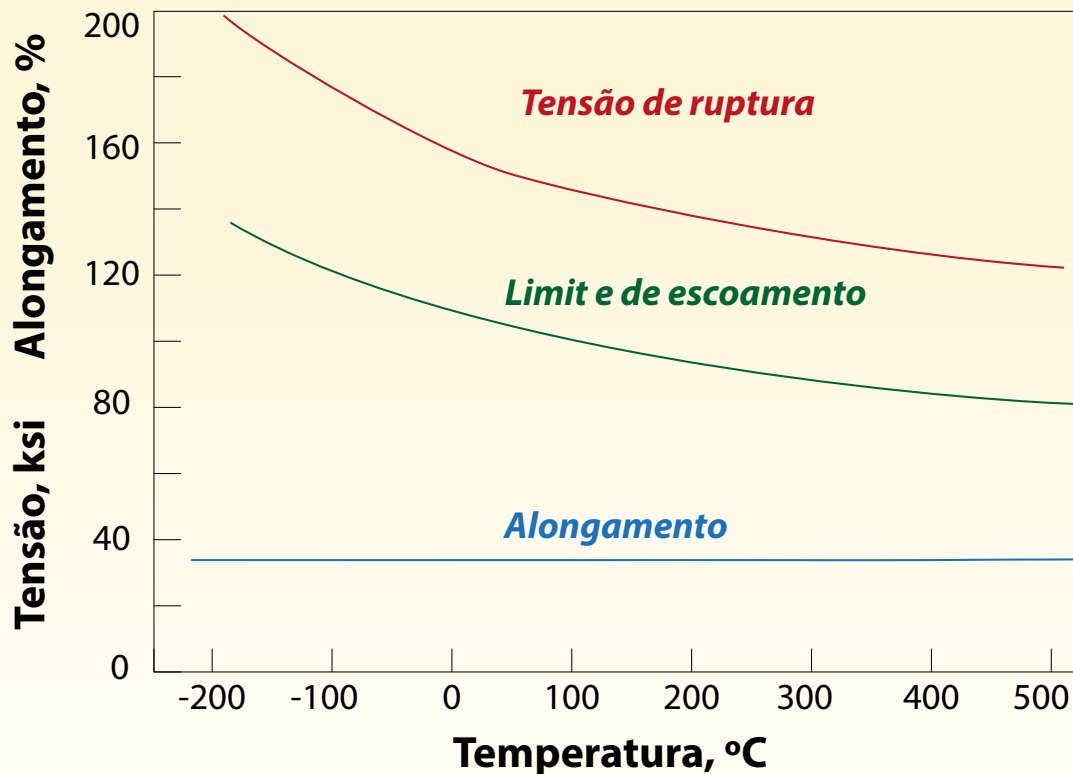


Figura 7.148 – Variação das propriedades com a temperatura. Fonte: <https://www.specialmetals.com/assets/smc/documents/alloys/inconel/inconel-alloy-625.pdf> acessado em 8/11/19

» Microestrutura

A liga 625 é uma liga cúbica centrada na face, com sua matriz endurecida por solução sólida. A liga pode conter carbeto, que são inerentes a esse tipo de liga. Os carbeto que podem ser encontrados são MC e M_6C (ricos em níquel, nióbio, molibdênio e carbono). Além disso, o M_{23}C_6 , um carbeto rico em cromo, aparece no material que sofre solubilização exposto a temperaturas mais baixas.

O efeito de endurecimento que ocorre no material durante a exposição na faixa centralizada em torno de 650°C é devido à precipitação lenta de uma fase rica em níquel-nióbio, γ' - gama prima. Essa fase se transforma gradualmente em Ni_3Nb ortorrômbico quando a liga é aquecida por longos períodos na faixa de temperatura intermediária.

Uma extensa investigação da estabilidade da liga 625 após a exposição por períodos prolongados na faixa de temperatura de 535°C a 980°C mostrou completa ausência de fases intermetálicas comprometedoras, como sigma.

» Soldagem

A liga 625 é facilmente unida por processos e procedimentos de soldagem convencionais. Uma importante aplicação na indústria do petróleo é na soldagem de *risers* revestidos, cujo depósito é completamente feito com a liga 625.

O metal de adição AWS ENiCrMo-3, com níquel-cromo-molibdênio, é projetado para a soldagem da liga INCONEL 625 para si, bem como para a soldas heterogêneas com aço carbono. Há reportes de que o eletrodo da liga inconel 112 também pode ser utilizado, todavia deve ser feita uma avaliação criteriosa antes da sua utilização. As composições dos dois produtos são mostradas na Tabela 7.42.

Como a liga 625, os metais de solda depositados de ambos os produtos são altamente resistentes à corrosão e oxidação e possuem alta resistência e tenacidade da faixa criogênica a 980°C. Eles não requerem tratamentos térmicos pós-soldagem para manter sua alta resistência e ductilidade.

Importante!

Quando usados para soldar a liga 625 a metais diferentes, como aços carbono, ambos os produtos toleram um alto grau de diluição e ainda mantêm suas propriedades características.

O INCONEL 625 e o INCONEL *Welding Electrode* 112 também são usados como produtos de soldagem com composição *overmatching* para ligas resistentes à corrosão ferro-níquel-cromo-molibdênio, incluindo aços inoxidáveis 316 e 317, aços inoxidáveis superausteníticos com 6%Mo, ligas INCOLOY®825 e 020 e liga INCONEL G-3. O maior teor de elementos de liga da liga 625 compensa os efeitos da segregação de elementos nas soldagens, segregação essa que poderia resultar em corrosão preferencial da solda.

	Metal de adição 625	Liga Inconel 112
Níquel	58,0 mín.	55,0 mín.
Cromo	20,0 – 23,0	20,0 – 23,0
Ferro	5,0 máx.	7,0 máx.
Molibdênio	8,0 – 10,0	8,0 – 10,0
Nióbio (mais Tântalo)	3,15 – 4,15	3,15 – 4,15
Carbono	0,10 máx.	0,10 máx.
Manganês	0,50 máx	0,50 máx
Silício	0,50 máx	0,50 máx
Fósforo	0,02 máx	0,03 máx
Enxofre	0,015 máx	0,02 máx
Alumínio	0,40 máx	-
Titânio	0,40 máx	-
Cobre	0,5 máx	0,5 máx
Cobalto*	-	0,12
Outros	0,5 máx	0,5 máx

*Se determinado

Tabela 7.42 – Composição química limite para o metal depositado para a liga 625, %. Fonte: <https://www.specialmetals.com/assets/smc/documents/alloys/inconel/inconel-alloy-625.pdf> acessado em 8/11/19

O ERNiCrMo-3 foi projetado para uso com GTAW e vários processos a arco com proteção gasosa. As características de soldagem são semelhantes às de outros metais de adição de níquel-cromo. Para um diâmetro de 2,4 mm, a soldagem pode ser feita, com corrente contínua com polaridade direta, CC-, com corrente 100 A e tensão de 12 V. O argônio é indicado como gás de proteção.

O eletrodo de soldagem INCONEL 112, para soldagem com SMAW, possui excelente operabilidade. A escória produzida é dura, mas se desprende facilmente em grandes seções deixando metal de solda limpo.

7.6 COBRE E LIGAS DE COBRE

O cobre e as ligas de cobre são selecionados por causa da sua muito boa resistência a corrosão e excelente condutividade térmica e elétrica.

Importante!

Na indústria do petróleo, selecionamos esses materiais por causa da sua resistência a corrosão nos meios mais agressivos, como água salgada e soluções alcalinas. Todavia, temos que ter cuidado nas aplicações com enxofre e compostos de amônia que reagem com o cobre, causando uma corrosão severa.

Muitos elementos de liga são adicionados ao cobre para melhorar a resistência a corrosão ou usinabilidade. Os elementos de liga mais comuns são:

- » alumínio;
- » níquel;
- » silício;
- » estanho;
- » zinco.

O cobre e suas ligas estão divididos em nove grandes grupos. Estes principais grupos são apresentados na Tabela 7.43.

Designação básica (UNS)	Composição básica	"P number"
Cobre comercialmente puro (C10200)	Cu	31
(C70600)	90Cu-10Ni	34
(C71500)	70Cu- 30Ni	34
bronze-alumínio (C61400)	90Cu-7Al-3Fe	35

Tabela 7.43 – Principais ligas de cobre e seus P-numbers. Fonte: N-133 P, 2021

Muitas das propriedades físicas das ligas de cobre são importantes para os processos de soldagem, incluindo temperatura de fusão, coeficiente de expansão térmica e condutividade elétrica e térmica. Certos elementos de liga diminuem consideravelmente algumas dessas propriedades, como condutividades elétricas e térmicas, das ligas de cobre.

Vários elementos de liga têm efeitos pronunciados sobre a soldabilidade das ligas de cobre e suas ligas. Pequenas quantidades de elementos voláteis e tóxicos são presentes no cobre e suas ligas. Como resultado, a exigência de um sistema de ventilação eficaz para proteger o soldador ou o operador de soldagem é mais crítica do que quando a soldagem de metais ferrosos.

Entenda a ação de cada um desses elementos de liga:

 Clique nos itens.

ZINCO

ESTANHO

**BERÍLIO,
ALUMÍNIO E
NÍQUEL**

SILÍCIO

OXIGÊNIO

**FERRO E
MANGANÊS**

Importante!

Apesar de ser possível soldar com SMAW, esses materiais devem ser soldados preferencialmente com GTAW e GMAW.

A soldabilidade é impactada pela condutividade térmica da liga a ser soldada, gás de proteção, tipo de corrente, projeto da junta, posição de soldagem e condição da superfície e limpeza. Como as ligas comerciais de cobre tem maiores condutividades térmicas, o tipo de corrente e gás de proteção selecionado deve ser escolhido para prover o máximo aporte térmico da junta soldada. O alto aporte neutraliza o efeito da rápida dissipação de calor a partir do metal fundido. Por isso, a depender da espessura, um preaquecimento pode ser necessário e a temperatura de interpasse mínima deve ser a mesma do preaquecimento.

As ligas de cobre, geralmente, não sofrem TTAT, mas algumas ligas podem exigir controle de taxa de resfriamento para minimizar as tensões residuais e fragilização a quente.

Devida a alta fluidez do metal de solda líquido, a posição plana é preferida, Figura 7.149. As posições verticais e sobrecabeça são menos comuns na soldagem desses materiais. Para controlar esse efeito da alta fluidez da poça líquida, a corrente pulsada é usada no GTAW e GMAW.



*Figura 7.149 – poça de fusão na posição plana de ligas de cobre.
Fonte: EAD de soldagem de materiais não ferrosos.*

As ligas de cobre, como cobre-estanho e cobre-níquel, são suscetíveis a trincas a quente nas temperaturas de solidificação. Para compreender esse processo, clique no ícone e entenda como acontece:



Alguns elementos, como zinco, cádmio e fósforo, têm baixo ponto de vaporização. A vaporização desses elementos durante a soldagem pode ocasionar porosidade e pode produzir vapores prejudiciais ao soldador. Na soldagem dessas ligas de cobre, que contêm esses elementos, a vaporização pode ser minimizada pela utilização de velocidades de soldagens mais altas, que diminui a energia de soldagem, e pelo uso de metais de adição com baixos percentuais desses elementos.

Alguns elementos devem ser removidos antes da soldagem, enquanto outros podem ser utilizados.

 Clique nos números para conhecê-los.

1

2

3

4

As carepas devem ser removidas por esmerilhamento ou limpeza química nas ligas cobre-níquel, uma vez que a escova rotativa não é efetiva.

Veja algumas ligas de cobre níquel e suas diferenças:

- » as ligas de cobre-níquel (C70000-C79900) são àquelas mais resistentes à corrosão das ligas de cobre;
- » a liga C71500 (Cu-30Ni) tem a melhor resistência a corrosão em meios aquosos;
- » a liga C706600 (Cu-10Ni) também é utilizada pela muito boa resistência a corrosão com um custo menor.

Importante!

Essas são as ligas mais utilizadas nas plataformas da indústria do petróleo. O GTAW é utilizado preferencialmente na indústria do petróleo em todas as espessuras.

A soldagem automática produz soldas satisfatórias na soldagem de tubos. A soldagem manual é usual até 6 mm de espessura. A soldagem pelo processo GTAW e GMAW deve ser realizada com gás de purga para proteção da zona fundida e ZTA. A medição por meio de oxímetro deve indicar teor de oxigênio menor ou igual a 100 ppm antes do início da soldagem.

As condições nominais em que as ligas de cobre-níquel são soldadas com GTAW estão mostradas na Tabela 7.44. Os chanfros considerados são chanfro retos e chanfros em V simples.

Espessura da peça (mm)	Tipo ou ângulo do chanfro	Diâmetro do eletrodo (mm)	Diâmetro do arame ERCuNi (mm)	Vazão de gás argônio (L/min)	Corrente (A)	Velocidade de soldagem (m/min)	Número de passes
Soldagem automática para a liga (Cu-10Ni)							
3,2	Reto	4,8	1,6	15	310-320	0,38-0,46	1
Soldagem manual para a liga (Cu-10Ni)							
3,2	Reto	4,8	3,2	15	300-310	0,13	1
9,5	70o-80o	4,8	4,8	15	300-310*	0,15	2-4
Soldagem manual para a liga (Cu-30Ni)							
3,2	Reto	4,8	3,2	15	270-290	0,13	1
9,5	70o-80o	4,8	4,0	15	270-290*	0,15	2-4

* a corrente pode ser aumentada com incrementos iguais em cada passe até o máximo de 375 A

Tabela 7.44 – Condições nominais para soldagem de topo para o GTAW das ligas cobre-níquel.
Fonte: <https://www.copper.org/applications/marine/cuni/pdf/pub139.pdf> acessados em 16/9/20

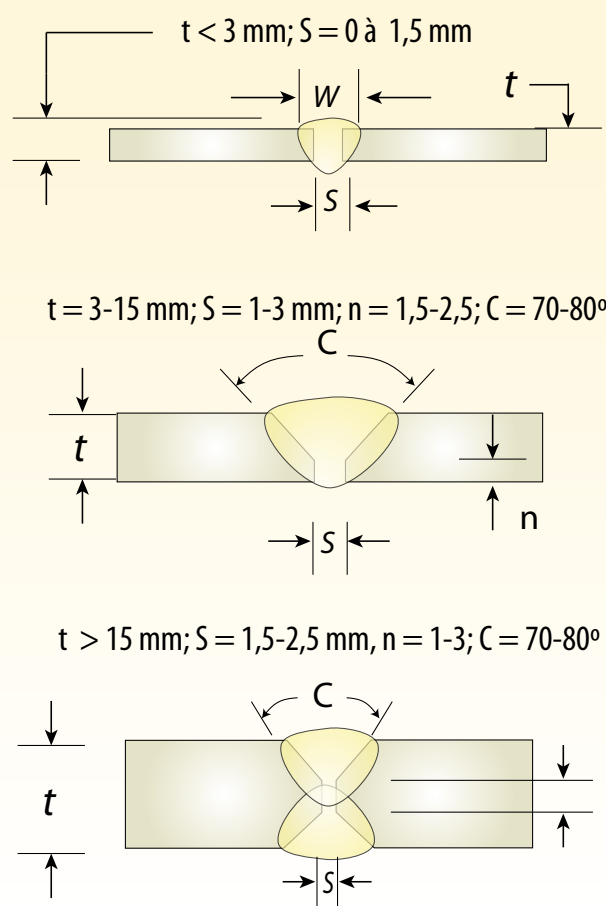


Figura 7.149 – Representação do chanfro de ligas de cobre.
Fonte: <https://www.copper.org/applications/marine/cuni/pdf/pub139.pdf> acessados em 16/9/20

O gás de proteção argônio é utilizado como gás preferencial, bem como a polaridade CC- e eletrodos de tungstênio toriados, o preferido deve ser EWTh-2. Entretanto, essas variáveis não são críticas para a soldagem dessas ligas, pois têm uma mais baixa condutividade térmica. O hélio pode substituir o argônio como gás de proteção, mas o argônio possui uma melhor estabilidade e controle do arco. A corrente alternada pode ser utilizada para soldagens automáticas se o comprimento do arco for devidamente controlado.

Durante a soldagem com GTAW da liga Cu-10Ni, correntes de soldagem ligeiramente superiores podem ser utilizadas ou velocidades mais lentas, devida a maior condutividade térmica. O preaquecimento não é necessário e a utilização de *backing* é possível, que devem ser de cobre ou ligas de cobre-níquel. *Backing* de carbono, grafite ou aço não são permitidos.

Para entender o consumível que é utilizado como metal de adição na soldagem das ligas de cobre-níquel, clique no ícone e conheça o ERCuNi:



O cobre puro desoxidado deve ser preaquecido segundo a Tabela 7.45. Bronze-alumínio com espessura maior que 6 mm e Al menor que 10 %, o preaquecimento e interpasse não devem ultrapassar 150 °C. Cobre-níquel preaquecimento não necessário e interpasse não deve ultrapassar 65°C. **Nas ligas de cobre, na maioria das vezes, não é requerido pós-aquecimento, nem TTAT.**

Preaquecimento	Faixa de espessura			
	Até 3 mm	De 3 a 6 mm	De 6 a 10 mm	Acima de 10 mm
Cobre puro	-	100°C	220°C	260°C a 480°C
Bronze-alumínio (Al <10%)	-	-	150°C	150°C
Cobre-níquel	-	-	-	-

Tabela 7.45 – Preaquecimento de cobre e ligas de cobre.

Fonte : <https://www.copper.org/applications/marine/cuni/pdf/pub139.pdf> acessados em 16/9/20

O principal elemento de liga no latão é o zinco. Existem três famílias:

1. latão com teor de zinco inferior a 20%;
2. ligas com alto teor de zinco com 30-45% de zinco;
3. níquel-prata que contêm 20-45% de zinco e 20% de níquel.

Essas ligas estão disponíveis como produtos forjados ou fundidos, as ligas de baixo Zn são usadas geralmente para joias e moedas, as ligas de alto Zn em aplicações onde é necessária maior resistência mecânica, como produtos de encaimento, carcaças de bombas e vasos de baixa pressão de parede fina. A prata níquel, como o nome sugere, é uma alternativa menos cara à prata (Ag) e é usada para joias, moedas e talheres.

Com exceção do latão contendo chumbo (Pb), todo o latão é soldável, sendo as ligas com baixo teor de zinco as mais fáceis. O principal problema com a soldagem das ligas é a porosidade do metal de solda causada pela vaporização do zinco durante a fusão.

Para entender como isso ocorre, clique no ícone e compreenda o processo de vaporização:



O metal de adição Cu-Si flui facilmente e uma preparação de solda em ângulo de chanfro de 60° deve fornecer resultados aceitáveis. O metal de solda Cu-Sn tem menos fluidez e um ângulo incluído de pelo menos 70° é aconselhável. **O gás de proteção usado para soldagem GMAW ou GTAW de componentes de seção delgada é o argônio de alta pureza.**

Em seções com mais de 5 mm de espessura, a adição de hélio ajudará muito no fornecimento de calor suficiente para a fusão completa, assim como o uso de corrente de soldagem pulsada. O latão, como o cobre, tem um alto coeficiente de condutividade térmica. A soldagem GTAW é geralmente limitada à espessura da junta de cerca de 10 mm, sendo GMAW o processo preferido para seções mais espessas. O pré-aquecimento entre 100 e 300 °C, dependendo da espessura da seção, pode ser útil na redução da perda de zinco, particularmente nas ligas com alto teor de zinco, permitindo que uma corrente de soldagem mais baixa seja usada, resultando em menos fusão do metal original.

Importante!

Existe um problema potencial em serviço de corrosão sob tensão em meios levemente corrosivos, como amônia ou água do mar, devido às tensões residuais da soldagem. Isso pode ser mitigado com o recozimento do componente soldado entre 260 e 300°C.

O próximo grupo de ligas são os bronzes. Estes podem ser ligados ao estanho, geralmente descrito como bronze fosforoso, silício ou alumínio. Muitas dessas ligas, como o latão, são ligadas com chumbo para melhorar a usinabilidade.

Atenção

Essas ligas com chumbo são geralmente consideradas como não soldáveis e o conselho de um especialista deve ser procurado se houver necessidade.

As ligas de bronze fosforoso contêm entre 1 e 12% de estanho com uma pequena quantidade (0,01-0,1%) de fósforo (P) quando este é usado apenas como agente desoxidante. Os bronzes de fósforo verdadeiros contêm pelo menos 0,1% de P e até 1,0% de P em alguns dos bronzes de fósforo fundidos.

As ligas são resistentes à corrosão e apresentam excelentes características de desgaste, por isso são utilizadas em válvulas, rolamentos e peças de máquinas. Do ponto de vista da soldabilidade, o principal problema é que as ligas são sensíveis ao craqueamento a quente e as ligas com menor teor de P também tendem a formar filmes de óxido na poça de fusão. Altos aportes de calor de soldagem, altas taxas de preaquecimento e resfriamento lento devem ser evitadas.

A soldagem GMAW e GTAW são os processos de soldagem preferidos com misturas de argônio ou hélio-argônio. O GMAW é mais adequado do que o GTAW para soldar juntas de seções mais espessas, a soldagem é melhor alcançada usando corrente pulsada. Metais de adição com composição similar à do metal de base, como o EN ISO 24373 CuSn6P, estão disponíveis. Embora os consumíveis de soldagem SMAW estejam disponíveis, o processo não é amplamente utilizado. A soldagem de seções espessas pode requerer temperaturas de preaquecimento e interpasses de até 200°C.

Os bronzes ao silício são provavelmente os mais fáceis de soldar dentre todos os bronzes. Eles contêm entre 1,0 e 4,0% de silício com pequenas quantidades, menos de 1,5% no total, de zinco, manganês e/ou ferro. Eles têm boa resistência e excelentes propriedades de resistência à corrosão e são frequentemente usados para tubos de trocadores de calor, ferragens marítimas e em aplicações de fábricas de processos químicos.



Figura 7.150 – Soldagem da liga de cobre.

Fonte: <https://www.copper.org/applications/marine/cuni/pdf/pub139.pdf> acessados em 16/9/20

7.7 SOLDAGEM DISSIMILIAR

Na soldagem dissimilar, os metais de adição ou consumíveis, devem ser selecionados para garantir a compatibilidade metalúrgica e física entre os dois metais diferentes. Os principais fatores são:

👉 Clique nos números.

1

2

3

Todos esses fatores influenciam a escolha do metal de solda e processos de soldagem.

Ao unir aços ferríticos diferentes (P-No. 1 a P-No. 5), o metal de adição deve estar em conformidade com o valor nominal composição química do metal de base ou de uma composição intermediária.

No entanto, ao soldar peças de partes não pressurizadas em peças pressurizadas, a composição química do metal de adição deve corresponder à composição química nominal da parte com pressão.

Ao unir aços ferríticos (P-No. 1 a P-No. 5 e P-No. 15E) para:

- a. aços inoxidáveis martensíticos (P-No. 6); ou
- b. aços inoxidáveis ferríticos (P-No. 7); ou
- c. aços inoxidáveis austeníticos (P-No. 8), o metal de adição deve ser selecionado com base nos seguintes critérios:
 - » tipo 309 e Tipo 309L podem ser usados para temperaturas de projeto não superiores a 315 ° C;
 - » Devido à alta expansão térmica diferencial, metais de enchimento à base de níquel são preferidos para temperaturas acima de 315° C.
 - » O tipo 309 Nb não deve ser usado quando PWHT é necessário, exceto para revestimento de solda.
 - » metais de adição de liga de níquel podem ser selecionados usando as condições de projeto mostradas na Tabela 7.46;

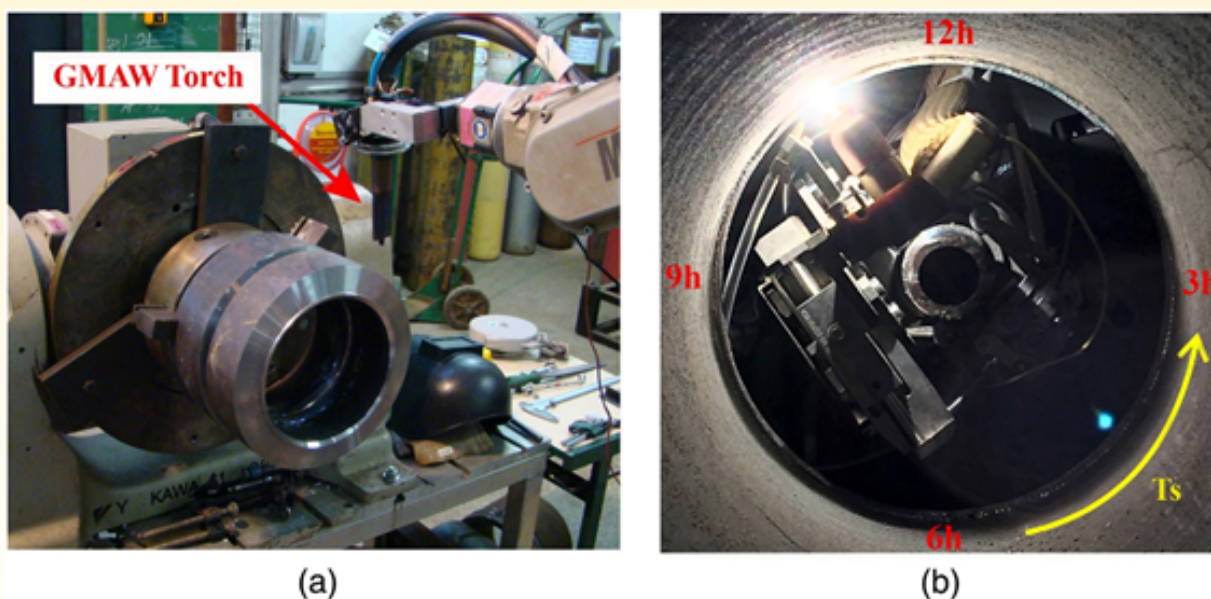


Figura 7.151 – Revestimento de X-65 com liga 625. Fonte: <https://www.google.com/url?sa=i&url=https%3A%2F%2Fascelibrary.org%2Fdoi%2F10.1061%2F%2528ASCE%2529PS.1949-1204.0000452&psig=AOvVaw3uk0bloxenzb7pq81UkQg&ust=1600349375153000&source=images&cd=vfe&ved=0CAIQjRxqFwoTCLC8lrk7esCF-QAAAAAdAAAAABAK> acessado em 16/09/2020.

Classificação do metal de adição ASME/AWS	Temperatura máxima de projeto – ambiente não sulfetantes (°C)	Temperatura máxima de projeto – ambiente sulfetantes (°C)
EniCrFe-3	540	370
ERNiCr-3, EniCrFe-2	760	400
ERNiCrMo-3, EniCrMo-3	590	480

O API 939-C define ambientes sulfetantes

*Tabela 7.46 – Aplicações de eletrodos de níquel em ambientes sulfetantes e não sulfetantes.
Fonte N-133 N, 2018*

- » para condições de serviço que excedam os limites estabelecidos em 6.2.2.c.1 e 6.2.2.c.2, a seleção do metal de adição deve ser revisada com o comprador;
- » a classificação ASME / AWS E310 (E310-XX) e a classificação ASME / AWS ERNiCrFe-6 não devem ser usadas.

Atenção

O uso de soldas dissimilares (aço carbono ou baixa liga com aço inoxidável austenítico), em serviços corrosivos ao carbono e o aço de baixa liga, deve ser avaliado cuidadosamente.

As falhas foram relatadas devido ao carregamento de hidrogênio de zonas exibindo alta dureza adjacente à linha de fusão. Não está claro se o carregamento é devido à corrosão do aço carbono ou baixa liga ou acelerado devido à presença de um par galvânico. Além disso, as soldas de aço carbono ou/e baixa liga com inoxidável austenítico podem ser suscetíveis a fratura frágil em temperaturas de serviço abaixo de -29°C.

E a soldagem de aço de baixa liga (P-No. 3 a P-No. 5 e P-No. 15E)? Para conhecer a resposta, clique no ícone e entenda quando devem ser utilizadas.



Os sistemas de tubulações usados em serviços de alta temperatura de aços C-Mo e Cr-Mo (abaixo da faixa de fluência e se o hidrogênio é ou não presente) devem ser fabricados usando as diretrizes da AWS D10.8.

Table A.2—Stainless Steel Alloys

Base Material (see Notes 1, 2, and 3)	Type 405 Stainless Steel	Type 410S Stainless Steel	Type 410 Stainless Steel	Type 304 Stainless Steel	Type 304L Stainless Steel	Type 304H Stainless Steel	Type 310 Stainless Steel	Type 316 Stainless Steel	Type 316L Stainless Steel	Type 317L Stainless Steel	Type 321 Stainless Steel	Type 347 Stainless Steel	Type 347H Stainless Steel
Carbon and low-alloy steel	AB	AB	AB	AB	AB	AB	AB	AB	AB	AB	AB	AB	AB
Type 405 stainless steel	ABC	ABC	ABC	AB	AB	AB	AB	AB	AB	AB	AB	AB	AB
Type 410S stainless steel		ABC	ABC	AB	AB	AB	AB	AB	AB	AB	AB	AB	AB
Type 410 stainless steel			ABC	AB	AB	AB	AB	AB	AB	AB	AB	AB	AB
Type 304 stainless steel				D	DH	DJ	A	DF	DGH	DI	DE	DE	DE
Type 304L stainless steel					H	DHJ	A	DF	GH	HI	DE	DE	DE
Type 304H stainless steel (see Note 5)						J	A	DFJ	DGHJ	DIJ	DEJ	EJ	EJ
Type 310 stainless steel							K	AK	A	A	A	A	A
Type 316 stainless steel								F	FG	FI	EF	EF	EF
Type 316L stainless steel									G	GI	EG	EG	EG
Type 317L stainless steel										I	EI	EI	EI
Type 321 stainless steel											E (see Note 1)	E	E
Type 347 stainless steel												E	E
Type 347H stainless steel (see Note 5)													E
Key													
A ASME/AWS SFA/A 5.4, Classifications E309-XX or E309L-XX.													
B ASME/AWS SFA/A 5.11, Classification ENiCrFe-2 or -3 or ENiCrMo-3 (see Note 4).													
C ASME/AWS SFA/A 5.4, Classification E410-XX (0.05 % C max.) (heat treatment at 1400 °F required).													
D ASME/AWS SFA/A 5.4, Classification E308-XX or E308L-XX.													
E ASME/AWS SFA/A 5.4, Classification E347-XX.													
F ASME/AWS SFA/A 5.4, Classification E316-XX.													
G ASME/AWS SFA/A 5.4, Classification E316L-XX.													
H ASME/AWS SFA/A 5.4, Classification E308L-XX.													
I ASME/AWS SFA/A 5.4, Classification E317L-XX.													
J ASME/AWS SFA/A 5.4, Classification E308H-XX.													
K ASME/AWS SFA/A 5.4, Classification E310-XX.													
NOTE 1 This table refers to coated electrodes. For bare wire or cored welding (SAW, GMAW, GTAW, FCAW), use equivalent electrode classifications (ASME/AWS SFA/A 5.9, SFA/A5.14, SFA/A5.22, SFA/A5.34). Refer to the text for information on other processes. Either ER347 or ER321 may be used for GTAW or PAW of Type 321 stainless steel.													
NOTE 2 The higher alloy electrode specified in the table is normally preferred.													
NOTE 3 See Section 6 weld metal delta ferrite requirements.													
NOTE 4 See 6.2.2 for the temperature limitation for nickel-base filler metals.													
NOTE 5 E16-8-2 is often specified when the weld deposit will be exposed to high creep strains where sigma phase may affect performance.													

fonte: API 582.

As ligas de níquel podem ser soldadas satisfatoriamente com aços carbono e baixa liga, aços inoxidáveis e grande quantidade de ligas de cobre.

Table A.4—Copper-nickel and Nickel-base Alloys

Base Material (see Note 1)	70-30 and 90-10 Cu-Ni	Alloy 400 (N04400)	Nickel 200 (N02200)	Alloy 800 (N08800), 800H (N08810), 800HT (N08811)	Alloy 600 (N06600)	Alloy 625 (N06625)	Alloy 825 (N08825)	Alloy C-22 (N06022)	Alloy C276 (N10276)	Alloy B-2 (N10665)	Alloy G-3 (N06985)	Alloy G-30 (N06030)
Carbon and low-alloy steel	BC	BC	C	A	A	A	A	D	E	F	G	H
300 series stainless steel	BC	AC	AC	A	A	A	A	D	E	F	G	H
400 series stainless steel	B	B	AC	A	A	A	A	D	E	F	G	H
70-30 and 90-10 Cu-Ni	B	B	C	C	C	C	C	*	*	*	*	*
Alloy 400 (N04400)		B	BC	A	A	A	A	A	A	F	A	A
Nickel 200 (N02200)			C	AC	AC	AC	AC	CD	CE	CF	CG	CH
Alloy 800 (N08800), 800H (N08810), 800HT (N08811) (see Note 2)				K	A	A	A	DJ	EJ	FJ	GJ	HJ
Alloy 600 (N06600)					A	AJ	A	DJ	EJ	FJ	GJ	HJ
Alloy 625 (N06625)						J	J	DJ	EJ	FJ	GJ	HJ
Alloy 825 (N08825)							J	DJ	EJ	FJ	GJ	HJ
Alloy C-22 (N06022)								D	EJ	FJ	GJ	HJ
Alloy C-276 (N10276)									E	FJ	GJ	HJ
Alloy B-2 (N10665)										F	GJ	HJ
Alloy G-3 (N06985)											G	HJ
Alloy G-30 (N06030)												H
Key												
A ASME/AWS SFA/A 5.11, Classification ENiCrFe-2 or -3.												
B ASME/AWS SFA/A 5.11, Classification ENiCu-7.												
C ASME/AWS SFA/A 5.11, Classification ENi-1.												
D ASME/AWS SFA/A 5.11, Classification ENiCrMo-10.												
E ASME/AWS SFA/A 5.11, Classification ENiCrMo-4.												
F ASME/AWS SFA/A 5.11, Classification ENiMo-7.												
G ASME/AWS SFA/A 5.11, Classification ENiCrMo-9.												
H ASME/AWS SFA/A 5.11, Classification ENiCrMo-11.												
J ASME/AWS SFA/A 5.11, Classification ENiCrMo-3.												
K ASME/AWS SFA/A 5.11, Classification ENiCrCoMo-1 or matching filler.												
* An unlikely or unsuitable combination. Consult the purchaser's engineer if this combination is needed.												
NOTE 1 Table A.4 refers to coated electrodes. For bare or cored wire welding (SAW, GMAW, GTAW, FCAW), use equivalent electrode classification (ASME/AWS SFA/A 5.14, SFA/A5.34). Refer to the text for information on other processes.												
NOTE 2 For Alloys 800, 800H, and 800HT, if sulfidation or stress relaxation cracking is a concern, use matching filler metals.												

fonte: API582.

As ligas de níquel têm uma versatilidade, quer na soldagem dissimilar ou na soldagem de manutenção. Essas ligas são facilmente unidas com outras ligas de níquel, aço carbono e baixa liga, aços inoxidáveis e um grande número de ligas de cobre. Os principais consumíveis de níquel e suas aplicações são apresentados na Tabela 7.47.

Metal de adição ou eletrodo	Aplicação primária
Eletrodos revestidos	
ENiCrFe-3	Liga 600 e 601, liga 690, deposição sobre o aço, combinações dissimilares de aço e ligas de níquel
ENiCrCoMo-1	Liga 617, liga 800HT, combinações dissimilares de aço e ligas de níquel, deposição sobre o aço
ENiCrMo-3	Liga 625 e 601, ligas resistentes ao pite, liga 825, liga 686, liga 622, liga C-276, deposição sobre o aço
Metal de adição	
ERNiCr-3	Liga 600 e 601, ligas 8000 e 800HT, deposição sobre o aço, combinações dissimilares de aço e ligas de níquel
ERNiCr-3 ERNiCrMo-3 ERNiCrCoMo-1	Liga 617, liga 800HT, combinações dissimilares entre aços e ligas de níquel e combinações dissimilares entre ligas de alta temperatura
ERNiCrMo-3	Liga 625 e 601, ligas resistentes ao pite, liga 825, liga 686, liga 622, liga C-276, deposição sobre o aço
ERNiFeCr-2	Liga 718 e X-750

Tabela 7.47 - Seleção de consumíveis a partir da aplicação da liga. Fonte: os autores.

8. Guia de Soluções de Casos Envolvendo Soldagem

8. GUIA DE SOLUÇÃO DE ESTUDOS DE CASOS ENVOLVENDO SOLDAGEM

Muitas vezes, ao nos depararmos com problemas práticos de soldagem, percebemos alguma dificuldade em transformar o conhecimento teórico em soluções efetivas de campo. Em alguns casos, há falta de informações ou multiplicidade de possibilidades de escolhas. Torna-se, então, necessário assumir algumas premissas que podem levar a caminhos diferentes e nem por isso errados, contanto que se respeitem práticas sabidamente recomendadas por normas ou mesmo pelo conhecimento empírico que se desenvolve constantemente.

Considerando o exposto, serão apresentadas, neste capítulo, algumas alternativas de resposta às principais perguntas encontradas no cotidiano da soldagem envolvendo diferentes processos, materiais e normas, bem como o caminho percorrido para se chegar a elas.

Não há qualquer pretensão em assumir que todos os aspectos relevantes tenham sido considerados ou que nenhum equívoco possa ter sido cometido, muito pelo contrário, esse capítulo, assim como o livro como um todo, é uma obra dinâmica sujeita a revisões advindas de contribuições.

Algumas das questões mais corriqueiras que surgem envolvem onde buscar informações e quais são confiáveis ou mesmo o oposto, em meio a tantas fontes onde encontrar as respostas procuradas e que roteiro seguir para sistematizar o processo.

8.1. Normas e Códigos de Projeto e Qualificação

Tendo em vista o caráter regulamentador, normas e códigos de projeto e qualificação se constituem em uma das principais fontes de informações, cujos parâmetros devem ser seguidos obrigatoriamente, de acordo com os requisitos contratuais. Tais especificações diferem entre si ao analisarmos diferentes normas para aplicações distintas. Portanto, a Tabela 8.1, auxilia identificar corretamente a norma aplicável a algumas das situações mais comuns de nos depararmos.

Normas/ Códigos de Projeto		Normas/ Códigos de Qualificação
ASME I	Caldeiras	ASME IX
ASME III	Componentes nucleares	ASME IX
ASME VIII Div. 1/ Div. 2	Vasos de pressão	ASME IX
ANSI B31.1	Tubulação de vapor	ASME IX
ANSI B31.3	Tubulação química	ASME IX
ANSI B31.4	Tubulação de transporte de petróleo	ASME IX e API 1104
ANSI B31.8	Tubulação de transmissão e distribuição de gás	ASME IX e API 1104
API 620	Tanque de estocagem	ASME IX
API 650	Tanque de estocagem de óleo	ASME IX
AWS D1.1	Estrutura metálica	AWS D1.1
DNV	Estruturas marítimas de aço	DNV
ASME II parte A	Especificação de materiais ferrosos	Suporte
ASME II parte C	Especificação de consumíveis	Suporte

Tabela 8.1 – principais normas de projeto e qualificação de soldagem e aplicações. Fonte: os autores, 2018.

Uma vez definida a norma, verificada a sua edição aplicável e demais especificações técnicas que têm caráter obrigatório nos instrumentos contratuais, diversas fontes de conhecimento podem auxiliar o especialista em soldagem a definir os parâmetros a serem usados, como livros, artigos técnicos, práticas recomendadas, catálogos de fabricantes, entre outras que, por fim, serão testadas experimentalmente com vistas à qualificação.

Importante!

É fundamental obtermos o máximo de informações a respeito do problema proposto, explorando e investigando tudo que possa subsidiar uma tomada de decisão adequada e evitando retrabalhos.

A primeira separação que se optou aqui por fazer está relacionada à fase da soldagem, ou seja, se a necessidade consiste em definir as bases para que seja produzida uma junta nova ou um reparo, garantindo em ambos os casos uma soldabilidade adequada.

Começaremos a expor considerações a respeito da soldagem de manutenção e suas peculiaridades, como a influência do histórico metalúrgico e consequências dos parâmetros de soldagem escolhidos, para então abordarmos mais extensivamente a fabricação de juntas novas, ilustrada através de seis estudos de caso desmembrados por temas de interesse e aplicados a diferentes situações.

8.2. Soldagem de Manutenção

Na soldagem de manutenção os parâmetros e técnicas de soldagem podem apresentar significativa diferença em relação aos materiais no estado de novo, sendo necessária a avaliação do estado físico do material que pode estar fragilizado ou envelhecido. Nesse caso, o procedimento de reparo deve ser previamente avaliado e aprovado.

Existem limitações de caráter técnico, econômico ou mesmo de mecanismo de dano, sofrido pelo material durante operação, que impedem o cumprimento de todos os requisitos aplicáveis à soldagem de fabricação, tais como preaquecimento, tratamento térmico e inspeções.

As limitações podem envolver acesso e movimentação restritos, condições climáticas desfavoráveis, condições de segurança que impedem a liberação ao trabalho, falta de informações e indisponibilidade de recursos.

Nem sempre o não atendimento integral aos requisitos normativos condena um equipamento. É necessário entender quais preocupações justificam os requisitos impostos e verificar se as mesmas podem ser mitigadas de outra forma, ou até entender os motivos pelos quais, mesmo sem os devidos cuidados, elas não vieram a ocorrer. Por exemplo, preaquecimento e pós-aquecimento são medidas para se evitar o trincamento induzido por hidrogênio, porém há outras formas de se fazer esse controle, caso seja necessário contornar impedimentos de diversas ordens.

Importante!

Se a soldagem tiver de ocorrer enquanto o equipamento se encontra em operação, apesar de serem evidentes os ganhos advindos da extinção da necessidade de o equipamento parar sua produção para que ocorra a intervenção, é preciso avaliar se a mesma é de fato necessária e encontrar parâmetros que minimizem os danos possíveis de ocorrer, que muitas vezes são de ações de mitigação conflitantes entre si.

Devido ao aporte de calor do processo, pode ocorrer decomposição instável de produtos, perfuração para dutos com espessura menor que 6,35mm com temperatura de parede ultrapassando 980°C e trincas a frio devido à alta taxa de resfriamento. A existência de um fluxo interno em um duto aumenta as taxas de resfriamento de modo que a soldabilidade de materiais não fica mais agrupada em função de *P-number* ou tensão de escoamento, mas sim de carbono equivalente. A dureza também passa a ser um fator relevante nas considerações acerca de avaliação de formação de microestrutura frágil que propicia as trincas a frio.

Modelos computacionais e qualificação do procedimento de soldagem são ferramentas usadas para a determinação e avaliação de parâmetros de soldagem.

Nota-se que a diversidade de dificuldades possíveis de se encontrar é tão ampla que se tornaria impossível abordar didaticamente todas elas, de maneira que se optou por escolher apenas alguns aspectos da soldagem de fabricação para serem discutidos.

8.3. Soldagem de Fabricação

Deste momento em diante, e até o final deste capítulo, será focada a solução de estudos de caso envolvendo seis situações aplicadas à fabricação de juntas soldadas para a indústria de óleo e gás. Os estudos de caso foram desmembrados por temas, de modo a facilitar sua comparação entre si. Na sequência serão abordados:

 Clique nos números.

1

2

3

4

5

6

No final deste capítulo, serão apresentados alguns estudos de caso que inter-relacionem estas informações indicando a sequência lógica em um caso prático.

8.4. Processo de Soldagem

Um item de extrema relevância, é o processo de soldagem, visto que sua escolha norteia a definição dos demais parâmetros. Caso seja solicitada sua definição, devem ser considerados fatores como: acesso, disponibilidade, produtividade, custos, domínio e resultados possíveis de se obter, por exemplo. A seguir vamos analisar os seguintes casos:

8.4.1 Exemplo 1 – Soldagem de Vaso de pressão

Suponhamos que você tenha sido designado para efetuar a soldagem de um vaso de pressão em uma fábrica de pequeno porte numa região com temperaturas próximas de zero graus. O trabalho a ser desenvolvido é uma solda circunferencial de ligação do tampo toro esférico com o casco. O material do vaso de separação de gás natural da plataforma da bacia de Santos é o ASTM A285 Gr B, com espessura de 8 mm, baixa espessura, diâmetro 4,5 metros, operando a 4°C. Um processo que poderia ser escolhido seria o arame tubular, pois apresenta uma produtividade boa e é mais versátil que o arco submerso, uma vez que a empresa é de pequeno porte. Desta forma, ele pode ser utilizado em grande parte das demais aplicações da empresa, diferentemente do arco submerso, com um custo de equipamento menor. Além disto, o processo de soldagem arco submerso, apesar de ser muito produtivo, não é muito adequado para soldar chapas com espessuras abaixo de 12 mm.

8.5. Consumíveis de Soldagem

Tendo a definição do processo de soldagem, é possível pensar na escolha dos consumíveis de soldagem, ou seja, todos os materiais empregados na deposição ou proteção da solda.

A Tabela 8.2 descreve as principais normas de consumíveis de soldagem.

Os consumíveis de soldagem são escolhidos, dentre as opções possíveis de custos, disponibilidade e propriedades, pelas características desejadas da solda que será obtida, considerando a diluição do processo.

Para aços inoxidáveis, diagramas como o de Schaeffler permitem prever a microestrutura da zona fundida, considerando o metal de base, o metal de adição e sua diluição, sendo possível auxiliar na escolha do consumível de soldagem que evite o problema metalúrgico típico ao que o material está susceptível na condição analisada.

A consulta de catálogos de fornecedores pode trazer importantes informações para a seleção de variáveis de soldagem.

Designação AWS / ASME II parte C	Especificação
A5.1 – SFA 5.1	Eletrodos de Aço Carbono para o Processo de Soldagem Eletrodo Revestido.
A5.2 – SFA 5.2	Varetas de Aço Carbono e Baixa Liga para o Processo de Soldagem Oxi-Gás.
A5.4 – SFA 5.4	Eletrodos de Aço Inoxidável para o Processo de Soldagem Eletrodo Revestido.
A5.5 – SFA 5.5	Eletrodos de Aço tipo Baixa Liga para o Processo de Soldagem Eletrodo Revestido.

A5.9 – SFA 5.9	Eletrodos Nus e Varetas de Aço Inoxidável para os Processos de Soldagem GMAW, PAW, GTAW e SAW.
A5.17 – SFA 5.17	Fluxos e Eletrodos de Aço Carbono para ao Processo de Soldagem Arco Submerso.
A5.18 – SFA 5.18	Eletrodos e Varetas de Aço Carbono para Processo de Soldagem com Proteção a Gasosa.
A5.20 – SFA 5.20	Eletrodos de Aço Carbono para o Processo de Soldagem Arame Tubular (FCAW).
A5.22 – SFA 5.22	Eletrodos de Aço Inoxidável para o Processo de Soldagem Arame Tubular (FCAW).
A5.29 – SFA 5.29	Eletrodos de Aço tipo Baixa liga para o Processo de Soldagem Arame Tubular (FCAW).
A5.32 – SFA 5.32	Gases de Proteção para os Processos de Soldagem GTAW, GMAW, FCAW e PAW.

Nota: A AWS (American Welding Society) publicou uma nova especificação para arames tubulares do tipo Flux Cored e Metal Cored para soldagem de aços carbono e baixa liga. Esta especificação combina várias anteriores. Portanto, todos os arames tubulares anteriormente classificados pela especificação AWS A5.20 / A5.20M, AWS A5.29 / A5.29M bem como AWS A5.18 / A5.18M e AWS A5.28 / A5.28M receberão uma nova classificação de acordo com a AWS A5.36M / A5.36.

Tabela 8.2 – Descrição das principais normas de consumíveis de soldagem. Fonte: os autores, 2018.

Uma vez definido um consumível de soldagem com resistência mecânica geralmente igual ou superior ao especificado pelo material de base, os fabricantes costumam ainda descrever um guia das aplicações, composição química e propriedades mecânicas do metal depositado, posições de soldagem, tamanho do consumível, valor e tipo de corrente de soldagem, tensão, rendimento, taxa de deposição, gás de proteção quando aplicável.

Quando a faixa de parâmetros de soldagem permissível é muito ampla, é possível fazer uma estimativa inicial baseada no histórico de RQPS para situações similares.

Vamos então explorar como poderiam ser definidos os consumíveis de soldagem nos exemplos citados anteriormente, acrescentando paulatinamente informações que orientem as decisões.

8.5.1 Exemplo 1 - Soldagem de Vaso de pressão

Considerando que o material do vaso de separação de gás de uma plataforma é o ASTM A 285 grau B, com 8 mm de espessura de parede, e que na norma ASTM A 285, item 1.2, o limite de ruptura máximo deste aço é de 485MPa (70 ksi), seria necessária a utilização de um consumível com pelo menos 70 ksi.

Especificação técnica para chapas de vasos de pressão de aço carbono de baixa e média resistência

1.2 Chapas sobre essa especificação são disponíveis em três graus e têm diferentes níveis de tensão, como os que segue:

Grau	Limite de resistência, MPa
A	310 - 450
B	345 - 485
C	380 - 515

Por isso, um consumível possível de ser escolhido seria o arame tubular com a designação E70T-1C, com diâmetro de 2,4 mm e com gás de proteção com 100% CO₂, conforme especificado no catálogo da fabricante. A corrente utilizada será de 200 A, com o eletrodo de 1,2 mm para a raiz e 350 A para o enchimento e acabamento com goivagem da raiz.

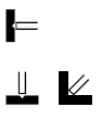
ARAME TUBULAR	METAL DEPOSITADO (%)	APLICAÇÕES	PROPRIEDADES MECÂNICAS	POSIÇÕES SOLDAGEM	DIÂM. (mm)	CORRENTE / TENSÃO	RENDIM. (%)	DEPOS. (Kg/h)	GÁS DE PROTEÇÃO TIPO DE CORRENTE
ASME SFA-5.20 E70T-1C E490T-1C	C 0,05	Arame tubular tipo rutilico para soldagem de aços comuns de baixo e médio teor de carbono. Destinado à soldagem estrutural e construção pesada em geral, em um único passe ou multipasse. Possibilita elevada taxa de deposição, alta eficiência e fácil remoção de escória.	L.R. 550 Mpa		2,40	350A, 30V	88	4,35	100% CO ₂
	Si 0,60		L.E. 480 MPa			400A, 30V	84	5,75	CC+
	Mn 1,20		A 25%			450A, 31V	85	6,80	
			ChV (-20°C) 45J			500A, 32V	86	8,40	
						550A, 34V	86	9,65	

Tabela 8.4 - Tabela retirada do catálogo do fabricante especificando o uso do consumível escolhido.

Fonte: <https://www.esab.com.br/br/pt/search.cfm?addsearch=catalogo>, acesso 17/09/2018

Uma vez definido um consumível de soldagem com resistência mecânica geralmente igual ou superior ao especificado pelo material de base, os fabricantes costumam ainda descrever um guia das aplicações, composição química e propriedades mecânicas do metal depositado, posições de soldagem, tamanho do consumível, valor e tipo de corrente de soldagem, tensão, rendimento, taxa de deposição, gás de proteção quando aplicável.

Atenção

Quando a faixa de parâmetros de soldagem permissível for muito ampla, é possível fazer uma estimativa inicial baseada no histórico de RQPS para situações similares.

Vamos então explorar como poderiam ser definidos os consumíveis de soldagem nos exemplos citados anteriormente, acrescentando paulatinamente informações que orientem as decisões.

8.6. Variáveis Essenciais e Ensaio Efetuados na Qualificação

Nas normas de qualificação são listadas, em função do processo de soldagem, as variáveis de soldagem que devem ser consideradas na especificação de procedimento de soldagem (EPS). Uma vez definidos os seus valores, torna-se necessário comprovar experimentalmente se, utilizando os parâmetros definidos, é possível obter uma junta soldada com as características que atendam aos requisitos normativos, processo este conhecido como qualificação.

As variáveis essenciais e as essenciais suplementares, quando há requisito de impacto, são as que requerem requalificação do procedimento de soldagem, caso sejam alteradas.

Cada parâmetro utilizado na produção de juntas soldadas, que visa a qualificação, determina uma faixa de valores em que o procedimento pode ser utilizado.

Caso os ensaios efetuados na qualificação atinjam os parâmetros estabelecidos por norma, fica comprovada a eficiência do procedimento de soldagem na obtenção de soldas de boa qualidade, ou seja, a Especificação do Procedimento de Soldagem (EPS) se torna qualificada conforme registro de qualificação do procedimento de soldagem (RQPS), no qual constam os parâmetros principais que foram utilizados na operação de soldagem e os resultados dos ensaios realizados.

Definiremos a seguir a norma de qualificação do processo de soldagem aplicável, as variáveis essenciais e os ensaios efetuados na qualificação para cada um dos estudos de caso previamente discutidos.

8.6.1 Exemplo 1 – Soldagem de vasos de pressão

Para vasos de pressão, a norma de projeto ASME VIII (201X), no item UW-28 (b), estabelece que os requisitos de qualificação de procedimentos e soldadores advêm do ASME sec. IX (2017).

UW-28 QUALIFICATION OF WELDING

PROCEDURE

(b) The procedure used in welding pressure parts and in joining load – carrying nonpressure parts, such as all permanent or temporary clips and lugs, to pressure parts shall be qualified in accordance with Section IX.

As variáveis essenciais para a qualificação do procedimento de soldagem utilizando os processos GMAW e FCAW estão na tabela QW-255. Já as variáveis suplementares são não essenciais, pois não tem suplemento de impacto. Neste caso, são exemplos de variáveis essenciais:

Note que as variáveis para a qualificação do soldador, que constam na tabela QW-355 da norma ASME IX, são em menor número e por isso é necessária especial atenção, de modo a não confundir qual tabela usar para cada situação.

 Clique nos números.

1

2

3

4

5

6

Para os soldadores algumas variáveis diferentes são consideradas, pois estão relacionadas com a habilidade de execução da solda, como:

- » Mudança no diâmetro do tubo qualificado
- » Mudança na espessura do metal de solda depositado
- » Mudança na progressão vertical de ascendente para descendente e vice-versa
- » Retirada de backing (Cobrejunta)

Destaque da Tabela QW-355
Variáveis Essenciais de GMAW (inclui FCAW)

Parágrafo		Resumo das Variáveis
QW-403 Metal base	.4	- Cobrejunta
	.5	φ Diâmetro do tubo
	.11	φ P-number
QW-403 Metal base	.15	φ F-number
	.30	φ Espessura do metal depositado
	.32	Espessura limite para curto circuito
QW-405 Posição	.1	+ Posição
	.3	φ ↑↓ Soldagem vertical
QW-408 Gás	.8	- Gás de purga
QW-409 Características elétricas	.2	φ Modo de transferência
Legenda:		
+ Adição		> Aumentar / maior do que
- Supressão		< Diminuir / menor do que

Tabela 8.5 - variáveis de soldagem DA EPS para os processos GMAW e FCAW.

Os tipos de teste estão especificados na tabela QW-451 para solda em chanfro, cujos corpos de prova devem ser removidos conforme item QW-202.

QW-202 TYPE OF TESTS REQUIRED

QW-202.1 Mechanical Tests. The type and number of test specimens that shall be tested to qualify a groove weld procedure are given in QW-451, and shall be removed in a manner similar to that shown in Figures QW-463.1(a) through QW-463.1(f). If any test specimen required by QW-451 fails to meet the applicable acceptance criteria, the test coupon shall be considered as failed

Para 8 mm, a espessura qualificada é de 1,5 a 16 mm e são necessários 2 corpos de prova de tração, 2 de dobramento de face e dois de raiz. A substituição por 4 dobramentos laterais, explicitado na nota (5), não é permitida, pois a espessura é menor do que 10 mm.

Tabela 8.6 - espessura qualificada, o tipo e número de testes requeridos para a qualificação do procedimento de soldagem de acordo com a espessura soldada do corpo de prova.

Destaque da Tabela QW-451.1
Testes de tração e dobramento para soldagem em chanfro

Espessura T do cupom de teste soldado, mm	Faixa de espessura T para o metal base, qualificado, mm Notas (1) e (2)		Espessura t para o metal de solda depositado, qualificado, mm Notas (1) e (2)	Tipo e número de testes exigidos Teste de tração e dobramento Nota (2)			
	Min.	Máx.		Tração QW-150	Dobrimento de face QW-160	Dobrimento lateral QW-160	Dobrimento de raiz QW-160
1,5 a 10, inclusive	1,5	2T	2t	2	Nota (5)	2	2

Notas:

(1) - as seguintes variáveis restringem ainda mais os limites mostrados nesta tabela quando tje são referenciados em QW-250 para o processo em consideração: QW-403.9, QW-404.32 e QW-407.4. Além disso, QW-202.2, QW-202.3 e QW-202.4 fornecem isenção que substitui os limites desta tabela

(2) - Para combinação de procedimentos de soldagem, ver QW-200.4

(5) - Quatro testes de dobramento lateral podem substituir os de dobramento de face e de raiz, quando a espessura T for 10 mm ou mais

Os corpos de prova devem ser retirados conforme QW-463.1(a). Somente é interessante salientar a área de descarte nas extremidades do corpo de prova.

QW-463.1(a) - Chapas com menos de 1 mm de espessura do procedimento qualificado

Descartar		esta peça
Seção reduzida		CP de tração
Corpo de prova		Dobramento raiz
Corpo de prova		Dobramento face
Corpo de prova		Dobramento raiz
Corpo de prova		Dobramento face
Seção reduzida		CP de tração
Descartar		esta peça



Figura 8.3 - Local de remoção os corpos de prova para os testes de qualificação do procedimento de soldagem.

8.7. Aspectos Relevantes de soldabilidade

Como já é de amplo conhecimento, cada material e configuração de junta possui aspectos metalúrgicos relevantes que devem ser considerados a fim de se evitar os possíveis mecanismos de danos provocados pelo processo de soldagem. A Tabela 8.7 apresenta um resumo dos principais mecanismos de dano encontrados em soldagem, os materiais susceptíveis, as condições de ocorrência e técnicas de controle, de modo a auxiliar a determinação dos cuidados a serem tomados em cada um dos estudos de casos previamente abordados e enriquecendo a discussão dos mesmos, conforme raciocínio construído na sequência.

Mecanismos de dano	Materiais susceptíveis	Condições para ocorrência	Técnicas de controle
Trinca induzida pelo hidrogênio Hidrogênio tem maior difusividade na ferrita e maior solubilidade na austenita e tende a se acumular na região mais temperável e em concentradores de tensão	Aços carbono, martensíticos, ferríticos, ARBL, baixa liga, tratados termicamente com maior percentual de carbono e alto carbono equivalente, temperados e revenidos e Cr-Mo	Presença de hidrogênio difusível + material susceptível (austenita ou bainita) + tensões trativas Em baixas temperaturas, trinca com aspecto transgranular e pode ocorrer em até 48 horas	- diminuir a taxa de resfriamento para evitar formação de fases frágeis através do preaquecimento e aumento de aporte térmico - facilitar a difusividade do hidrogênio com pós-aquecimento - diminuir a espessura para diminuir a taxa de resfriamento e o nível de restrições - diminuir as tensões residuais, deposição controlada, TTAT, diminuir restrições e concentradores de tensão - processos ou consumíveis de baixo hidrogênio - limpeza e remoção adequada da umidade
Trinca a quente Presença de filme líquido nos contornos de grão da zona fundida e parcialmente fundida devido à segregação de elementos de liga e impurezas com menor ponto de fusão do que a matriz	Aços com um elevado grau de impurezas (S + P), aços austeníticos (impurezas têm baixa solubilidade na austenita), ligas de níquel (Nb forma um eutético)	Material susceptível + tensões Trinca intergranular no centro do cordão de solda (trinca de solidificação) ou devido ao reaquecimento provocado por passes subsequentes na zona parcialmente fundida próxima da interface com a linha de fusão (trinca de liquação)	- controlar composição química, usando materiais base com menor teor de S e P - adicionar Mn no consumível para se combinar com o S e não formar FeS - diminuir percentual de carbono (austenizante) - evitar materiais com alto intervalo de solidificação (BTR) - diminuir velocidade de soldagem ou usar processos de soldagem de menor velocidade - evitar cordões com relação altura / largura elevada ou perfil do cordão concavo - diminuir tensões residuais melhorando a sequência de passes e usando preaquecimento quando possível - Número de ferrita de 5 a 10 para os aços austeníticos
Trinca de reaquecimento Durante a soldagem a austenita solubiliza os carbeto em temperaturas próximas a de fusão na região de grãos grosseiros, o resfriamento rápido deixa o interior do grão supersaturado. Durante o reaquecimento, há precipitação, devido a supersaturação, e endurecimento no interior do grão e na presença de impurezas e de tensões residual nos contornos de grão, há a queda de ductilidade em alta temperatura devida a diferença na composição química relativa entre os contorno e o interior dos grãos que leva ao trincamento	Aços Cr-Mo, em especial com adição de vanádio aços inox austeníticos estabilizados (Nb e Yi). Ligas de níquel endurecíveis por precipitação (strain-age cracking)	Ciclo de reaquecimento + precipitados na matriz + tensão residual Trinca intergranular na ZAC-RGG, evolução da trinca por mecanismo semelhante à fluência	- controle de composição química, com os fatores X, J, etc., dentro dos valores seguros estabelecidos - soldagem multipasse com refino de grão que precipita os carbeto antes do TTAT - controle do ângulo de ataque do eletrodo (constante e próximo a 0°) - diminuir o aporte térmico que diminuir o tamanho de grão e largura da ZAC - diminuir tensões residuais com melhor sequência de passes, tratamentos térmicos intermediários, evitar concentração de tensões e restrições

Tabela 8.7 - Resumo dos principais mecanismos de danos encontrados em soldagem.
Fonte: OS AUTORES, 2018.

8.7.1 Exemplo 1 – Soldagem de vaso pressão

Considerando que o material ASTM A 285 grau B é um aço carbono e que seus valores de carbono (0,28) e manganês (1,05) estejam acima do especificado pela norma de fabricação do aço, além de serem um tanto quanto elevados para aplicações industriais de um vaso de pressão, é necessário fazer o cálculo do carbono equivalente com a fórmula do IIW, apresentada na norma N-133, para que seja avaliada a temperabilidade deste material nestas condições.

Elemento	C	Mn	P	S
% em massa	0,28	1,05	0,023	0,025

Tabela 8.8 - Composição química real do material.

O valor calculado foi de 0,455. O valor elevado de carbono equivalente deve ser avaliado em conjunto com a espessura, uma vez que será necessária uma elevada taxa de resfriamento para que a transformação martensítica ocorra. Como a espessura deste vaso é baixa, a probabilidade de que esta transformação aconteça é baixa, pois o processo de soldagem FCAW tende a aportar calor suficiente à junta para que isso não ocorra. Há duas formas de fazer esta avaliação com precisão:

 Clique nas formas abaixo.

Calcular a taxa de resfriamento

Controle de dureza

Carbono equivalente - CE (ver Nota 1 do 5.1.5.2)	Espessura calculada da junta soldada, e [mm] (ver Nota 2 do 5.1.5.2)		
	$e \leq 20$	$20 < e \leq 30$	$e > 30$
$CE_{IIW} \leq 0,41 \%$	10 °C (mín.)	10 °C (mín.)	10 °C (mín.) (75 °C)
$0,41 \% < CE_{IIW} \leq 0,43 \%$	10 °C (mín.)	10 °C (mín.) (50 °C)	100 °C
$0,43 \% < CE_{IIW} \leq 0,45 \%$	10 °C (mín.) (50 °C)	10 °C (mín.) (100 °C)	100 °C (125 °C)
$0,45 \% < CE_{IIW} \leq 0,47 \%$	10 °C (mín.) (100 °C)	100 °C (125 °C)	125 °C (150 °C)
$0,47 \% < CE_{IIW} \leq 0,50 \%$	100 °C (125 °C)	125 °C (150 °C)	150 °C (175 °C)

Tabela 8.9 - Relação entre a temperatura de preaquecimento e o carbono equivalente dos aços-carbono e carbono-manganes

8.8. Estudos de caso

8.8.1 Soldagem de tubulação

Ao considerarmos que um profissional foi designado para efetuar a fabricação de uma tubulação de 38 mm de espessura e 15" de diâmetro, com requisito de tenacidade de uma UPGN em *pipe shop*.

8.8.1.1 Processo de soldagem

O equipamento consiste na interligação do tratador de gás natural úmido da Sergipe, de material ASTM A 516 grau 70. Uma boa alternativa seria inicialmente fazer o passe de raiz com GTAW e depois preencher com arame tubular (FCAW). A adoção do processo GTAW para a raiz se dá por sua alta qualidade do metal depositado e seu baixo aporte térmico, resultando em uma soldagem com menor risco de defeitos. Por se tratar de uma tubulação na qual a raiz tem contato direto com o fluido, há de se ter cuidado especial com esta solda, além de ser considerada de difícil reparo. O material possui espessura elevada e o processo de soldagem com arame tubular utiliza corrente superior ao GMAW, acarretando maior taxa de deposição. Este processo é portátil, facilitando a soldagem no *pipe shop*, e possui custo de equipamento mais baixo que o processo arco submerso.

8.8.1.2 Consumíveis

Como o material da interligação do tratador de gás úmido da Sergipe é o ASTM A 516 grau 70 de 38 mm, ou seja, uma espessura relativamente alta, para a raiz soldada pelo processo GTAW pode ser escolhida a vareta do fabricante ESAB classificação ER70S-3, que é uma vareta sólida, cobreada, correspondente à classe AWS A5.18 ER70S-3, para soldagem pelo processo GTAW (TIG) de aços não ligados. É utilizada na fabricação de vasos de pressão, no segmento naval e offshore - construção em geral. Com relação às variáveis de soldagem, utilizando como referência o banco de RQPS da Petrobras, se definiria o gás de proteção como 100% Argônio, corrente 105 A, tensão 13 V, velocidade de soldagem 65 mm/min, diâmetro da vareta 2,4 mm e Heat input 1,56 kJ/mm.

VARETA OK	COMPOSIÇÃO DA VARETA (%)	APLICAÇÕES	PROPRIEDADES MECÂNICAS TÍPICAS	TIPO DE CORRENTE	DIÂM. (mm)	COMPR. (mm)	GÁS DE PROTEÇÃO
OK Tigrod 12.60 AWS / ASME SFA 5.18 ER70S-3 EN 1668 W2Si	C 0,10 Si 0,60 Mn 1,10	É uma vareta sólida, cobreada, correspondente a classe AWS A5.18 ER70S-3, para soldagem pelo processo GTAW (TIG) de aços não ligados. Utilizado na fabricação de vasos de pressão, no segmento naval e offshore - construção em geral. Homologações: FBTS BV 3YM DNV IIIY ABS 3Y VdTÜV 11141	L.R. 515 Mpa L.E. 420 MPa A 26% ChV (-30 °C) 90J	CC-	1,6 2,4 3,2	1000 1000 1000	100% Ar (EN 439 I1)
Vareta	Tipo de corrente		Diâmetro, mm		Gás de proteção		
AWS / ASME SFA 5.18 E70S-3 EM 1668 - W2Si	CC-		1,6 2,4 3,2		100% Ar (EM 439/1)		

Tabela 8.10 – faixas recomendadas de variáveis de soldagem para o processo GTAW. Fonte: <https://www.esab.com.br/br/pt/support/documentation/upload/catalogo-consumiveis-esab.pdf>, acesso 17/09/2018

Já para o enchimento, soldado pelo processo arame tubular, vamos utilizar o arame ESAB classificação E71T-5C(M), que é um arame tubular básico, que deposita um metal de solda com características similares a de um eletrodo revestido básico E7018 (baixo Hidrogênio). Permite alta qualidade do metal de solda e grande produtividade devido à elevada taxa de deposição. Pode ser utilizado com CO₂ ou mistura Ar+ 20-25% CO₂. É aplicável para a soldagem em um único passe ou multipasse. É usado na soldagem estrutural, na indústria naval e offshore e na construção pesada em geral. Utilizar o CO₂ como gás de proteção por ser mais barato. Variáveis de soldagem, referência a RQPS R-AC-200-003: Gás de proteção 100% CO₂, corrente 183 a 200A, tensão 24V, velocidade de soldagem 123 a 184 mm/min, diâmetro do arame 1,2 mm e Heat input 1,43 a 2,27 kJ/mm.

ARAME TUBULAR OK	METAL DEPOSITADO (%)	APLICAÇÕES	PROPRIEDADES MECÂNICAS	POSICÕES SOLDAGEM	DIÂM. (mm)	CORRENTE / TENSÃO	RENDIM. (%)	DEPOS. (kg/h)	GÁS DE PROTEÇÃO TIPO DE CORRENTE
OK TUBROD 75 ASME SFA-5.20 E71T-5C(M) E491T-5C (M) ASME SFA-5.36 E71T5-C1A4-CS1 E71T5-M21A4-CS1	100% CO ₂	O OK Tubrod 75 é um arame tubular básico, que deposita um metal de solda com características similares a de um eletrodo revestido básico E7018 (baixo Hidrogênio). Permite alta qualidade do metal de solda e grande produtividade devido à elevada taxa de deposição. O OK Tubrod 75 pode ser utilizado com CO ₂ ou mistura Ar+ 20-25% CO ₂ . É aplicável para a soldagem em um único passe ou multipasse. É usado na soldagem estrutural, na indústria naval e offshore e na construção pesada em geral.	100% CO ₂ (CC-) L.R. 550 MPa L.E. 490 MPa A 27% Ch V (-40 °C) 90 J		1,20	150A, 29V	90	2,00	100% CO ₂ CC- ou Ar+ 20-25% CO ₂ CC-
	C 0,04 Si 0,50 Mn 1,50					210A, 30V	90	2,95	
	Ar+ 20-25% CO ₂		Ar+20-25% CO ₂ (CC-) L.R. 630 MPa L.E. 560 MPa A 24% Ch V (-40 °C) 50 J		1,60	250A, 32V	91	3,95	
						290A, 34V	91	4,95	
	C 0,05 Si 0,53 Mn 1,68					330A, 35V	92	5,85	
						190A, 30V	91	2,85	
						300A, 34V	91	4,70	
						365A, 35V	92	5,70	
						410A, 36V	93	6,45	
						450A, 36V	94	7,40	
						500A, 37V	94	9,21	

Tabela 8.11 – catálogo do fornecedor do consumível descrevendo as faixas recomendadas das principais variáveis de soldagem e que também poderiam ser utilizadas como parâmetro de escolha para o processo FCAW. Fonte: <https://www.esab.com.br/br/pt/support/documentation/upload/catalogo-consumiveis-esab.pdf>, acesso 17/09/2018

8.8.1.3 Qualificação de procedimentos e variáveis essenciais

A norma de qualificação de procedimento de soldagem para tubulação industrial ASME B31.3 - 2018 é a ASME IX.

328.2 Welding and Brazing Qualification

Welding and brazing procedure specifications (WPSs and BPSs) to be followed in production welding shall be prepared and qualified, and welders, brazers, and operators shall be qualified as required by ASME BPVC, Section IX except as modified by para. 333 for brazing of Category D Fluid Service piping and by the following subparagraphs.

As variáveis essenciais para o GTAW estão nas tabelas QW-256 para qualificação do procedimento de soldagem e QW-356 para qualificação do soldador, nas colunas *essencial* e *supplementary essential*, pois temos requisito de impacto. Como já previamente visto, as variáveis essenciais suplementares, nestes casos, são consideradas como essenciais.

Destaque da Tabela QW-256
Variáveis da Especificação do Procedimento de Soldagem - GTAW

Parágrafo	Resumo das Variáveis	Essencial	Essencial suplementar	Não Essencial
QW-403 Metal base	.5 ϕ Group number		X	
	.6 Limite de T (espessura) qualificada		X	
	.8 ϕ T (espessura) qualificada	X		
	.11 ϕ P-number qualificado	X		
QW-404 Metal de adição	.3 ϕ Tamanho			X
	.4 ϕ F-number	X		
	.5 ϕ A-number	X		
	.12 ϕ Classificação		X	
	.14 $\pm$ Metal de adição	X		
	.22 $\pm$ Inserte Consumível			X
	.23 ϕ Forma de produção do metal de adição	X		
	.30 ϕ Espessura do metal depositado	X		
QW-405 Posição	.33 ϕ Classificação			X
	.1 + Posição			X
	.3 ϕ $\uparrow\downarrow$ Soldagem vertical			X
QW-407 TTAT	.1 ϕ TTAT	X		
	.2 ϕ TTAT (Temperatura e faixa de Temperatura)		X	
QW-408 Gás	.1 $\pm$ Trail gas ou composição do gás			X
	.2 ϕ gás de proteção ou mistura de gases	X		
	.3 ϕ Vazão de fluxo			X
	.5 $\pm$ Inserte Consumível			X
	.9 - Gás de purga, composição do gás ou %	X		
	.10 - Trail gas	X		
QW-409 Características elétricas	.1 > Aporte térmico		X	
	.3 $\pm$ Pulso de corrente			X
	.4 ϕ Tipo de corrente (CA ou CC) ou polaridade		X	X
	.8 ϕ Faixa de corrente e tensão			X
	.12 ϕ Eletrodo de tungstênio			X

Destaque da Tabela QW-256
Variáveis da Especificação do Procedimento de Soldagem - GTAW

Parágrafo	Resumo das Variáveis	Essencial	Essencial suplementar	Não Essencial
QW-410 Técnica	.1 ϕ Passe reto / trançado			X
	.3 ϕ Tamanho do orifício ou bocal			X
	.5 ϕ Método de limpeza			X
	.6 ϕ Método de goivagem			X
	.7 ϕ Oscilação			X
	.9 ϕ Passe único ou multipasse / lado		X	X
	.10 ϕ Único eletrodo para múltiplos		X	X
	.11 f <i>Closed to out chamber</i>	X		
	.15 ϕ Passe reto / trançado			X
	.25 ϕ Manual ou automático			X
	.26 $\pm$ Peening			X
	.64 Uso de processos térmicos	X		

Legenda:

+ Adição	> Aumentar / maior do que	↑ Acima de	← A frente de	ϕ Mudança
- Supressão	< Diminuir / menor do que	↓ Abaixo de	→ Atrás de	

Destaque da Tabela QW-356
Variáveis Essenciais de GTAW

Parágrafo	Resumo das Variáveis
QW-402 Junta	.4 - Cobrejunta
QW-403 Metal base	.16 ϕ Diâmetro do tubo
	.18 ϕ P-number
QW-404 Metal de adição	.14 $\pm$ Metal de adição
	.15 ϕ F-number
	.22 $\pm$ Inserte Consumível
	.23 ϕ Forma de produção do metal de adição
	.30 ϕ Espessura do metal depositado
QW-405 Posição	.1 + Posição
	.3 ϕ $\uparrow\downarrow$ Soldagem vertical

Destaque da Tabela QW-356
Variáveis Essenciais de GTAW

Parágrafo		Resumo das Variáveis
QW-408	.8	- Gás de purga
QW-409	.4	φ Corrente ou polaridade
Características elétricas		
Legenda:		
+ Adição		> Aumentar / maior do que
- Supressão		< Diminuir / menor do que

Tabela 8.12 - itens QW-256 e QW-356 do ASME IX descrevendo as variáveis essenciais para o processo GTAW com requisito de impacto.

As variáveis essenciais para o FCAW estão nas tabelas QW-255 para qualificação do procedimento de soldagem e QW-355 para a qualificação do soldador, nas colunas *essential* e *supplementary essential*, pois temos requisito de impacto.

Destaque da Tabela QW-255
Variáveis da Especificação do Procedimento de Soldagem - GMAW

Parágrafo	Resumo das Variáveis	Essencial	Essencial suplementar	Não Essencial
QW-403 Metal base	.5	φ Group number	X	
	.6	Limite de T (espessura) qualificada	X	
	.8	φ T (espessura) qualificada	X	
	.9	Espessura passe único ou multipasse > 13 mm	X	
	.10	Limite de T (espessura) qualificada	X	
	.11	φ P-number qualificado	X	
QW-404 Metal de adição	.4	φ F-number	X	
	.5	φ A-number	X	
	.6	φ Diâmetro		X
	.12	φ Classificação	X	
	.14	± Metal de adição	X	
	.23	φ Forma de produção do metal de adição	X	
	.24	± Volume do metal de adição suplementar	X	
	.30	φ Espessura do metal depositado	X	
	.32	Espessura limite para curto circuito	X	
	.33	φ Classificação		X
QW-405 Posição	.1	+ Posição		X
	.3	φ ↑↓ Soldagem vertical		X

Destaque da Tabela QW-255
Variáveis da Especificação do Procedimento de Soldagem - GMAW

Parágrafo	Resumo das Variáveis	Essencial	Essencial suplementar	Não Essencial
QW-407 TTAT	.1 ϕ TTAT	X		
	.2 ϕ TTAT (Temperatura e faixa de Temperatura)		X	
QW-408 Gás	.1 $\pm$ Trail gas ou composição do gás			X
	.2 ϕ gás de proteção ou mistura de gases	X		
	.3 ϕ Vazão de fluxo			X
	.5 $\pm$ Inserte Consumível			X
	.9 - Gás de purga, composição do gás ou %	X		
	.10 - Trail gas	X		
QW-409 Características elétricas	.1 > Aporte térmico		X	
	.2 ϕ Modo de transferência	X		
	.4 ϕ Tipo de corrente (CA ou CC) ou polaridade		X	X
	.8 ϕ Faixa de corrente e tensão			X
	.12 ϕ Eletrodo de tungstênio			X
QW-410 Técnica	.1 ϕ Passe reto / trançado			X
	.3 ϕ Tamanho do orifício ou bocal			X
	.5 ϕ Método de limpeza			X
	.6 ϕ Método de goivagem			X
	.7 ϕ Oscilação			X
	.9 ϕ Passe único ou multipasse / lado		X	X
	.10 ϕ Único eletrodo para múltiplos		X	X
	.11 f Closed to out chamber	X		
	.15 ϕ Passe reto / trançado			X
	.25 ϕ Manual ou automático			X
	.26 $\pm$ Peening			X
	.64 Uso de processos térmicos	X		

Legenda:

+ Adição	> Aumentar / maior do que	↑ Acima de	← A frente de	ϕ Mudança
- Supressão	< Diminuir / menor do que	↓ Abaixo de	□ Atrás de	

Destaque da Tabela QW-355
Variáveis Essenciais de GMAW (inclui FCAW)

Parágrafo	Resumo das Variáveis
QW-403 Metal base	.4 - Cobrejunta

Destaque da Tabela QW-355
Variáveis Essenciais de GMAW (inclui FCAW)

Parágrafo		Resumo das Variáveis
QW-403 Metal base	.5	φ Diâmetro do tubo
	.11	φ P-number
	.15	φ F-number
	.30	φ Espessura do metal depositado
	.32	Espessura limite para curto circuito
QW-405 Posição	.1	+ Posição
	.3	φ ↑↓ Soldagem vertical
QW-408 Gás	.8	- Gás de purga
QW-409 Características elétricas	.2	φ Modo de transferência
Legenda:		
+ Adição		> Aumentar / maior do que
- Supressão		< Diminuir / menor do que

Tabela 8.13 - retirada da Norma ASME IX item QW-255 e QW-355 descrevendo as variáveis essenciais para o processo FCAW com requisito de impacto.

Para o procedimento, são requeridos ensaios de tração, dobramento e impacto. Corpos de Prova com espessura de 19 mm qualificam espessuras entre 5 e 38 mm, conforme tabela QW-451.1 da norma ASME IX – 2013.

O diâmetro externo do CP deve ser menor que 73 mm, conforme tabela QW-452.3 (ASME IX – 2013).

Destaque da Tabela QW-452.3
Diâmetros limites para soldagem em chanfro

Diâmetro externo para os cupons de teste, mm	Diâmetro externo qualificado, mm	
	Min.	Máx.
Menos de 25	Tamanho soldado	sem limite
25 a 73	25	sem limite
Acima de 73	73	sem limite

Notas gerais:

(a) - as seguintes variáveis restringem ainda mais os limites mostrados nesta tabela quando tje são referenciados em QW-250 para o processo em consideração: QW-403.9, QW-404.32 e QW-407.4. Além disso, QW-202.2, QW-202.3 e QW-202.4 fornecem isenção que substitui os limites desta tabela

(b) - Para combinação de procedimentos de soldagem, ver QW-200.4

(c) - Quatro testEs de dobramento lateral podem substituir os de dobramento de face e de raiz, quando a espessura T for 10 mm ou mais

Tabela 8.14 - retirada da Norma ASME IX item QW-452.3 descrevendo os diâmetros externos qualificados a partir do diâmetro externo do corpo de prova.

8.8.1.4 Corpos de Prova:

Ensaio de Tração: 2 CPs e Ensaio de Dobramento Lateral: 4 CPs, conforme Tabela QW-451.1 (ASME IX – 2013).

As figuras QW-463.1(b) e QW-463.1(e) mostram a localização de onde devem ser retirados os corpos de prova dos ensaios de dobramento lateral no cupom de qualificação do procedimento de Soldagem.

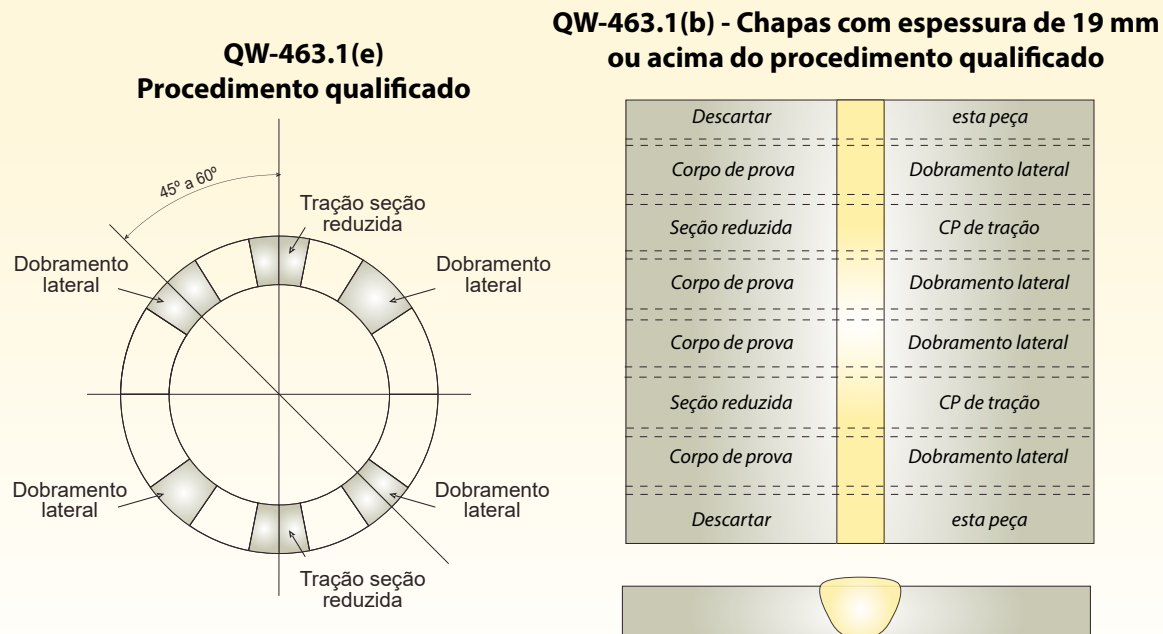


Figura 8.5 - a localização de onde devem ser retirados os corpos de prova para os testes de qualificação do procedimento de soldagem.

QW-170 TOUGHNESS TESTS

QW-171 TOUGHNESS TESTS

QW-171.1 General. Toughness tests shall be made when required by referencing codes. Test procedures and apparatus shall conform to the requirements of the referencing code. When not specified by the referencing code, the test procedures and apparatus shall conform to the requirements of SA-370.

QW-171.2 Acceptance. The acceptance criteria shall be in accordance with that Section specifying toughness testing requirements.

QW-171.3 Location and Orientation of Test Specimen. The toughness test specimen removal and preparation requirements shall be as given in the Section requiring such tests.

When qualifying pipe in the 5G or 6G position, the toughness specimens shall be removed from the shaded portion of Figure QW-463.1(f).

8.8.1.5 Soldabilidade e cuidados

Para soldagem de aço ASTM A 516 grau 70 com elevado carbono equivalente (neste caso 0,455), altas espessuras ou alto nível de restrição podem levar a ocorrência de trinca induzida pelo hidrogênio (trinca a frio), sendo uma grande preocupação, uma vez que existe a tendência de formação de fases frágeis (martensita ou bainita) associadas a altos valores de tensões residuais. Nestes casos, é fundamental procurar minimizar uma alta taxa de resfriamento por meio da aplicação de preaquecimento e, assim, minimizar a absorção de hidrogênio. A ocorrência de TIH pode ser minimizada, ainda, pela utilização de processos, consumíveis de baixo hidrogênio ou, ainda, pela utilização de pós-aquecimento, se necessário.

Tabela 8.15 - Composição química real do material.

Elemento	C	Mn	Si	P	S
% em massa	0,28	1,05	0,42	0,023	0,025

8.8.2 Soldagem de embarcação

Já no caso de se efetuar uma soldagem naval de um painel de uma plataforma em uma fábrica de pequeno porte perto, do estaleiro de Rio Grande, o trabalho a ser desenvolvido é uma solda de 12 painéis, de 10 metros de comprimento e 18 mm de espessura, de um vaso de separação de gás de uma plataforma do replicantes da UO-BS. O material é ASTM A131 EH40 temperado e revenido com composição química indisponível.

8.8.2.1 Processo de soldagem

Se justificaria a escolha do processo GMAW pelos seguintes motivos:

1. produtividade boa (maior do que o SMAW);
2. equipamento mais difundido e disponível para fábricas de pequeno porte;
3. processo semiautomático com arco autocontrolado;
4. possibilidade de ser mecanizado, com menor risco de falhas que o SMAW e menor aporte térmico do que o FCAW, devido aos cuidados quanto ao material temperado e revenido.

Com um alto aporte térmico, haverá maior crescimento de grão na ZAC e consequente aumento da possibilidade de têmpera do material. Desta forma, teríamos a presença de uma martensita virgem não revenida, que poderia comprometer as propriedades mecânicas do material de base.



Figura 8.7 - Painéis soldados do vaso de separação de gás do estudo de caso 3. Fonte: OS AUTORES, 2018.

8.8.2.2 Consumíveis

Para a soldagem do aço ASTM A131 EH 40 temperado e revenido, cujo limite de escoamento mínimo é de 390 Mpa e requisito de impacto de -40°C pelo processo GMAW, optou-se pela utilização do arame ER70S-6, adequado para aços com teor de carbono de até 0,5% com a presença de manganês e silício e que atenda a temperatura de -29°C do teste de impacto. As variáveis de soldagem e o gás de proteção utilizados devem estar dentro da faixa indicada pelo fornecedor. Para que seja possível atingir a energia de impacto à -29°C , o gás não pode ser CO_2 puro e sim a mistura. Após isso, o procedimento de soldagem deve ser qualificado, utilizando as variáveis definidas.

Tabela 8.16 – catálogo do fornecedor do consumível com as faixas recomendadas das variáveis de soldagem e que também poderiam ser utilizadas para o processo GMAW.

ARAME SÓLIDO OK	COMPOSIÇÃO DO ARAME (%)		APLICAÇÕES	PROPRIEDADES MECÂNICAS TÍPICAS	POSIÇÕES SOLDAGEM	DIÂM. (mm)	TENSÃO	FAIXA DE CORRENTE	DEPOS. (Kg/h)	GÁS DE PROTEÇÃO TIPO DE CORRENTE
OK Autrod 12.51 AWS / ASME SFA 5.18 ER70S-6 EN 440 G3Si1	C	0,08	Arame sólido cobreado manganês-silício destinado à soldagem MIG/MAG dos aços não ligados, como por exemplo, os aços de construção em geral com uma tensão de ruptura mínima de 485 MPa. O OK Autrod 12.51 solda utilizando as misturas Ar + 20-25% CO ₂ ou CO ₂ puro como gases de proteção. Homologações: FBTS(CO ₂) ER70S-6 ABS(CO ₂) 3YSA BV(CO ₂) SA3,3YM DNV (CO ₂) 3YMS LR(CO ₂) DXVudO BF 3YS H15 NA GL 3YS VdTÜV 00899	Ar + 20% CO ₂ L.R. 560 MPa L.E. 470 MPa A 26% ChV (20 °C) 130J ChV (-20 °C) 90J ChV (-29 °C) 70J 100% CO ₂ L.R. 540 MPa L.E. 440 MPa A 25% ChV (20 °C) 110J ChV (-20 °C) 70J	     	0,8 1,0 1,2 1,6	18 - 24 V 18 - 32 V 18 - 34 V 28 - 38 V	60 - 200 A 80 - 300 A 120 - 380 A 225 - 550 A	0,8 - 3,0 1,0 - 5,6 1,3 - 8,0 2,0 - 11,4	Ar + 8 - 25% CO ₂ ou 100% CO ₂ CC+
	Si	0,90								
	Mn	1,50								

8.2 Toughness Tests:

8.2.1 Charpy V-notch tests shall be made on Grade A material over 2 in. [50 mm] in thickness, on Grade B material over 1 in. [25 mm] in thickness and on material over 1/4 in. [6.4 mm] in thickness of Grades D, E, AH32, AH36, AH40, DH32, DH36, DH40, EH32, EH36, EH40, FH32, FH36, and FH40, as required by Table 1 and Table 2. The frequency of Charpy V-notch impact tests shall be as given in Table 1 and Table 2.

The test results shall conform to the requirements given in Table 7.

Portanto, utilizaremos as tabelas 4.5 e 4.6 da AWS D1.1 para verificar as variáveis essenciais na qualificação do procedimento de soldagem.

Table 4.5
PQR Essential Variable Changes Requiring WPS Requalification for
SMAW, SAW, GMAW, FCAW, and GTAW

	GMAW
Filler metal	
1) Increase in filler metal classification strength	X
2) Change from low-hydrogen to nonlowhydrogen SMAW electrode	
3) Change from one electrode or flux-electrode classification to any other electrode or flux-electrode classification	
4) Change to an electrode or flux-electrode classification not covered in:	AWS A5.18 or A5.28
5) Addition or deletion of filler metal	
6) Change from cold wire feed to hot wire feed or vice versa	
7) Addition or deletion of supplemental powdered or granular filler metal or cut wire	
8) Increase in the amount of supplemental powdered or granular filler metal or wire	
9) If the alloy content of the weld metal is largely dependent on supplemental powdered filler metal, any WPS change that results in a weld deposit with the important alloying elements not meeting the WPS chemical composition requirements	

Table 4.5
PQR Essential Variable Changes Requiring WPS Requalification for
SMAW, SAW, GMAW, FCAW, and GTAW

10) Change in nominal filler metal diameter by:	Any increase or decrease
11) Change in number of electrodes	X
Process Parameters	
12) A change in the amperage for each diameter used by:	> 10% increase or decrease
13) A change in type of current (ac or dc) or polarity (electrode positive or negative for dc current)	X
14) A change in the mode of transfer	X
15) A change from CV to CC output	X
16) A change in the voltage for each diameter used by:	> 7% increase or decrease
17) An increase or decrease in the wire feed speed for each electrode diameter (if not amperage controlled) by:	> 10%
18) A change in the travel speed by:	> 25% increase or decrease
Shielding Gas	
19) A change in shielding gas from a single gas to any other single gas or mixture of gas, or in the specified nominal percentage composition of a gas mixture, or to no gas	X
20) A change in total gas flow rate by:	□ Increase > 50% Decrease > 20%
21) A change to a shielding gas not covered in:	AWS A5.18 or A5.28
General	
27) A change in position not qualified by Table 4.1	X
28) A change in diameter, or thickness, or both, not qualified by Table 4.2	X
29) A change in base metal or combination of base metals not listed on the PQR or qualified by Table 4.8	X
30) Vertical Welding: For any pass from uphill to downhill or vice versa	X

Table 4.5
PQR Essential Variable Changes Requiring WPS Requalification for
SMAW, SAW, GMAW, FCAW, and GTAW

31) A change in groove type (e.g., single-V to double-V), except qualification of any CJP groove weld qualifies for any groove detail conforming with the requirements of 3.12 or 3.13	X
32) A change in the type of groove to a square groove and vice versa	X
33) A change exceeding the tolerances of 3.12, 3.13, 3.13.5, 5.22.4.1, or 5.22.4.2 involving: a) A decrease in the groove angle b) A decrease in the root opening c) An increase in the root face	X
34) The omission, but not inclusion, of backing or backgouging	X
35) Decrease from preheat temperatured by:	> 25°F [15°C]
36) Decrease from interpass temperatured by:	> 25°F [15°C]
37) Addition or deletion of PWHT	x

a The filler metal strength may be decreased without WPS requalification.

b For WPSs using alloy flux, any increase or decrease in the electrode diameter shall require WPS requalification.

c Travel speed ranges for all sizes of fillet welds may be determined by the largest single pass fillet weld and the smallest multiple-pass fillet weld qualification tests.

d The production welding preheat or interpass temperature may be less than the PQR preheat or interpass temperature provided that the provisions of 5.6 are met, and the base metal temperature shall not be less than the WPS temperature at the time of subsequent welding.

e AWS A5M (SI Units) electrodes of the same classification may be used in lieu of the AWS A5 (U.S. Customary Units) electrode classification.

Note: An "x" indicates applicability for the process; a shaded block indicates nonapplicability.

Copyright American

Tabela 8.17 - variáveis essenciais na qualificação do procedimento de soldagem AWS D1.1.

Table 4.6
PQR Supplementary Essential Variable Changes for CVN Testing Applications
Requiring WPS Requalification for SMAW, SAW, GMAW, FCAW, and GTAW

Variable	
Base metal	
1) A change in Group Number	
2) Minimum thickness qualified is T or 5/8 in [16 mm] whichever is less, except if T is less than 1/4 in [6 mm], then the minimum thickness qualified is 1/8 in [3 mm]	X

Table 4.6
PQR Supplementary Essential Variable Changes for CVN Testing Applications
Requiring WPS Requalification for SMAW, SAW, GMAW, FCAW, and GTAW

2) Minimum thickness qualified is T or 5/8 in [16 mm] whichever is less, except if T is less than 1/4 in [6 mm], then the minimum thickness qualified is 1/8 in [3 mm]	X
3) A change in the AWS A5.X Classification, or to a weld metal or filler metal classification not covered by A5.X specifications	X
4) A change in the Flux/Wire classification, or a change in either the electrode or flux trade name when not classified by an AWS specification, or to a crushed slag	
5) A change in the manufacturer or the manufacturer's brand name or type of electrode	
Position	
6) A change in position to vertical up. A 3G vertical up test qualifies for all positions and vertical down	X
Preheat/Interpass Temperature	
7) An increase of more than 100°F [56°C] in the maximum preheat or interpass temperature qualified	X
Post Weld Heat Treatment	
8) A change in the PWHT temperature and/or time ranges. The PQR test shall be subject to 80% of the aggregate times at temperature(s). The PWHT total time(s) at temperature(s) may be applied in one heating cycle	X
Electrical Characteristics	X
9) An increase in heat input or volume of weld metal deposited per unit length of weld, over that qualified, except when a grain refining austenitizing heat treatment is applied after welding. The increase may be measured by either of the following: a) Heat input (J/in) = (VoltsxAmpsx60)/travel speed (in/min) b) Weld Metal Volume—An increase in bead size, or a decrease in the length of weld bead per unit length of electrode	X
Other Variables	
10) In the vertical position, a change from stringer to weave	X
11) A change from multipass per side to single pass per side	X
12) A change exceeding ±20% in the oscillation variables for mechanized or automatic welding	X

A qualificação do procedimento de soldagem deve ser realizada conforme item 4.12, parte B, da norma AWS D1.1 (2010). Considerando que será realizada uma solda multipasses, os ensaios a serem efetuados para qualificação, conforme Tabela 4.4, são:

- » 3 macrografias, conforme Figura 4.15;
- » 1 ensaio de tração; e
- » 2 ensaios de dobramento lateral para o metal de solda, conforme Figura 4.14 e Figura 4.9 da norma AWS D 1.1, respectivamente.

4.5 Type of Qualification Tests

The type and number of qualification tests required to qualify a WPS for a given thickness, diameter, or both, shall conform to Table 4.2 (CJP), Table 4.3 (PJP) or Table 4.4 (fillet). Details on the individual NDT and mechanical test requirements are found in the following subclauses:

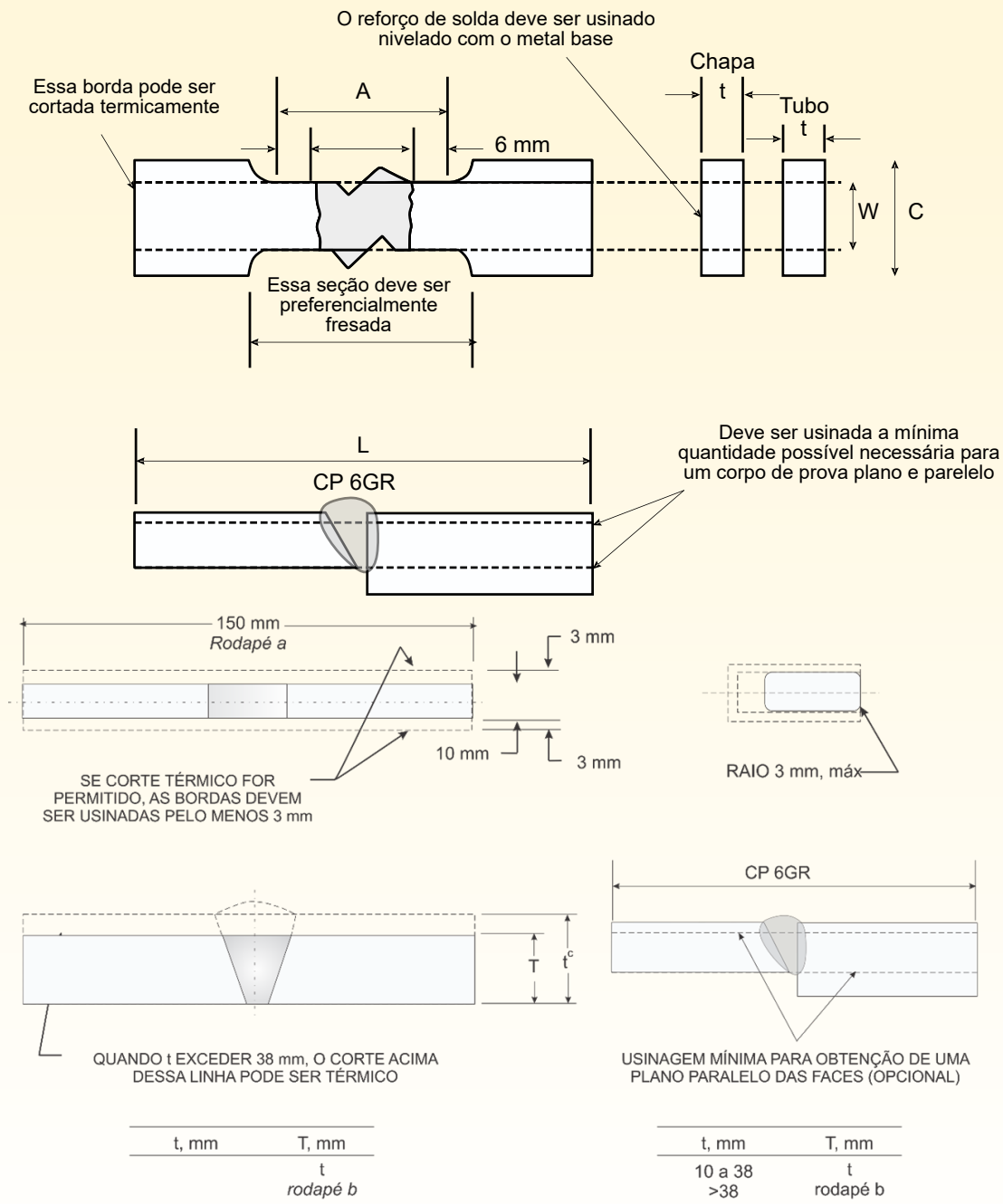
- (1) Visual Inspection (see 4.9.1)
- (2) NDT (see 4.9.2)
- (3) Face, root and side bend (see 4.9.3.1)
- (4) Reduced Section Tension (see 4.9.3.4)
- (5) All-Weld-Metal Tension (see 4.9.3.6)
- (6) Macroetch (see 4.9.4)

Table 4.4
Number and Type of Test Specimens and Range of Thickness Qualified—
WPS Qualification; Fillet Welds (see 4.12.1)

Fillet Size	Number of Welds per WPS	Test Specimens Required ^b			Sizes Qualified	
		Macroetch 4.11.1 4.8.4	All-Weld- -Metal Tension (see Figure 4.18)	Side Bend (see Figure 4.13)	Plate/Pipe Thickness	Fillet Size
Single pass, max. size to be used in construction	1 in each position to be used	3 faces	-	-	Unlimited	Max. tested single pass and smaller

Table 4.4
Number and Type of Test Specimens and Range of Thickness Qualified—
WPS Qualification; Fillet Welds (see 4.12.1)

Multiple pass, min. size to be used in construction	1 in each position to be used	3 faces	-	-	Unlimited	Min. tested multiple pass and larger
Single pass, max. size to be used in construction	1 in each position to be used (see Table 4.1)	3 faces (except for 4F & 5F, 4 faces req'd)	-	-	Unlimited	Max. tested single pass and smaller
Multiple pass, min. size to be used in construction	2 in each position to be used (see Table 4.1)	3 faces (except for 4F & 5F, 4 faces req'd)	-	-	Unlimited	Min. tested multiple pass and larger
-	1 in 1G position	-	1	2	Qualifies welding consumables to be used in T-test above	
-	a The minimum thickness qualified shall be 1/8 in [3 mm]. b All welded test pipes and plates shall be visually inspected per 4.9.1. c See Table 4.2(2) for pipe diameter qualification. d When the welding consumables used do not conform to the prequalified provisions of Clause 3, and a WPS using the proposed welding consumables has not been established by the Contractor in conformance with either 4.10 or 4.11.1, a CJP groove weld test plate shall be welded in conformance with 4.9.					



- ^a Um comprimento de amostra mais longo pode ser necessário ao usar um acessório de flexão tipo envolvente ou ao testar aço com uma tensão de escoamento de 620 MPa (90 ksi)
- ^b Para chapas maiores do que 38 mm, o corpo de prova pode ser cortado em turas iguais com T entre 20 mm e 38 mm e testar cada tira
- ^c t = espessura da chapa ou tubo

Figura 8.11 - dimensões dos corpos de prova soldados da Norma AWS D1.1.

Além disso, como é requerido teste de impacto, são necessários 1 conjunto de 3 ou de 5 corpos de prova, conforme item 4.36 da AWS D1.1.

4.36 CVN Tests

4.36.1 There are two options for the number of CVN test specimens to be taken from a single test location:

Option A—3 specimens

Option B—5 specimens

8.8.2.4 Soldabilidade e cuidados na soldagem

O carbono equivalente máximo para chapas EH40 com espessura inferior a 50 mm, de acordo com a tabela 5 da norma ASTM A131 (2014), é 0,40%, que representa uma soldabilidade boa. Porém, devido ao material ser temperado e revenido e apresentar um certo grau de restrição, foi indicado um preaquecimento a fim de reduzir a taxa de resfriamento e permitir maior escape do hidrogênio. Além disso, devemos utilizar menor aporte térmico devido aos cuidados quanto ao material temperado e revenido. Com alto aporte térmico, haverá maior crescimento de grão e maior tamanho da ZAC e, associada à espessura elevada, a possibilidade de formação de martensita pode acontecer. Assim, o cuidado com a transformação martensítica e a possibilidade de ocorrer trinca induzida pelo hidrogênio, apesar de remota, não deve ser completamente descartada, o que levaria à perda das propriedades mecânicas do material de base, em especial a tenacidade.

Por esse motivo foi selecionado o processo GMAW no lugar do FCAW e um controle de dureza após soldagem poderia ser uma prática que aumentaria a segurança desta soldagem.

TABLE 5 Carbon Equivalent for Higher-Strength Structural Steel Produced by TMCP

Grau	Carbon Equivalent, A max, %	
	Thickness (t), mm	
	t ≤ 50mm	t > 50mm t ≤ 100mm
AH32, DH32, EH32, FH32	0,36	0,38
AH36, DH36, EH36, FH36	0,38	0,40
AH40, DH40, EH40, FH40	0,40	0,42

A The following carbon equivalent formula shall be used to calculate the carbon equivalente

$$C_{eq} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr + Mo + V}{5} + \frac{Ni + Cu}{15} (\%)$$

Tabela 8.18 - retirada da Norma ASTM A131 indicando o carbono equivalente máximo para o material EH40.

8.8.3 Soldagem de um gasoduto

Nesta nova situação, é necessário participar da construção de um gasoduto do pré-sal. O material do duto é um aço X-65 cladeado com Inconel 625. Estes dutos irão trabalhar com elevadas pressões de 254 kgf/cm² na presença de H₂S em um trecho 48 km do Maricá-Comperj e serão lançados com o sistema J-lay, conforme mostrado na Figura 8.13.

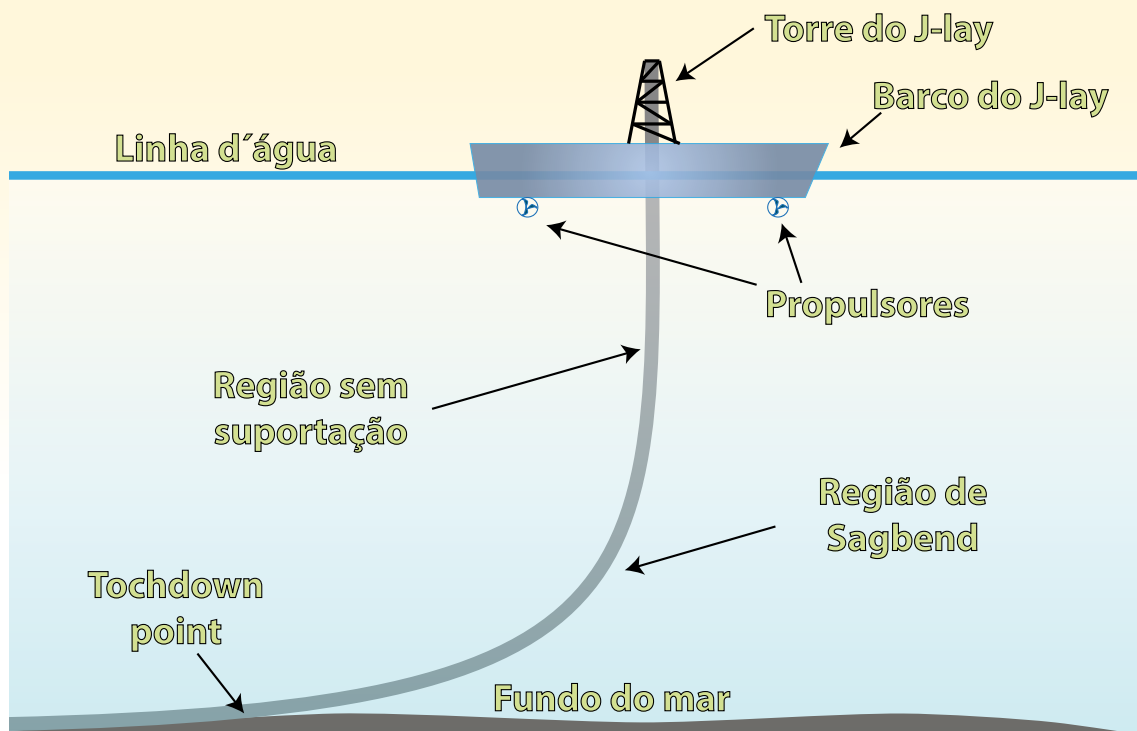


Figura 8.13 – Configuração do J-lay. Fonte: OS AUTORES, 2018.

8.8.3.1 Processos de Soldagem

Os processos nos trechos terrestres e submarinos não são os mesmos, porém partilham muitos aspectos, como o uso de baixo aporte térmico para controle da dureza, devido aos requisitos de tenacidade do material do gasoduto. O processo de eletrodo revestido que, por muitos anos, foi o escolhido com o revestimento celulósico para a soldagem de gasodutos terrestres, aos poucos está sendo substituído por processos mais produtivos.

Para os trechos submarinos, as double-joints, dois tubos de 12 m soldados em terra, serão soldadas na embarcação na posição 2G e os critérios de aceitação da junta soldada são mais rígidos pela análise de fadiga, necessária como critério de projeto. A presença de H₂S, faz com que este gasoduto tenha controle de dureza em função do risco de trincamento induzido por sulfeto. Desta forma, tanto para o trecho soldado em pipeshop quanto o trecho soldado no mar, podem ser soldados com GMAW automático, com curto circuito controlado na raiz e no modo pulsado no enchimento. O uso de solda automática para o trecho submarino se dá pela sua realização em ambiente controlado a bordo da embarcação, além de ser contínuo.

Para o trecho terrestre, devido às suas várias posições de soldagem ao longo da geografia da faixa, o uso de solda automática não seria viável, optando-se pelo uso de processo semiautomático FCAW nos passes de enchimento (maior parte do volume de solda), com exceção da raiz que utilizaria GTAW. O uso de GTAW na raiz é devido ao seu baixíssimo aporte térmico e porque essa é a região mais crítica do ponto de vista da susceptibilidade à trinca induzida por hidrogênio e trincamento induzido pelo sulfeto, pois esta parte do metal de solda estará em contato com o fluido contendo H_2S . Como alternativa ao GTAW com melhor produtividade, o processo de soldagem GMAW com curto-circuito controlado poderia ser avaliado, desde que testado previamente com a relação ao meio. Para isso, no processo de qualificação do procedimento deve ser testado, considerando a limitação do GMAW-CCC e a verificação dos testes de avaliação da tenacidade e de algum requisito adicional para a soldagem desse duto para serviço ácido, com H_2S .

8.8.3.2 Consumíveis

No caso da soldagem dos trechos terrestre e submarino do gasoduto, pode ser utilizado o mesmo procedimento para ambas as aplicações, desde que sejam atendidos todos os critérios e ensaios requeridos pelas respectivas normas, ASME B31.8 e DNV GL ST F101. Para o trecho submarino, com lançamento do tipo "J Lay" em águas profundas, se faz o uso de embarcação específica, que já efetua a soldagem entre os tubos em ambiente controlado a bordo da embarcação. Esse processo demanda alta produtividade, em razão do qual se adota processo de soldagem GMAW automatizado com o uso de chanfro J para os tubos. O processo automatizado apresenta corrente na ordem de 200 a 280 A. O *heat input* é na ordem de 0,4 kJ.mm⁻¹ para a raiz e 0,4 a 0,8 kJ.mm⁻¹ para os demais passes.

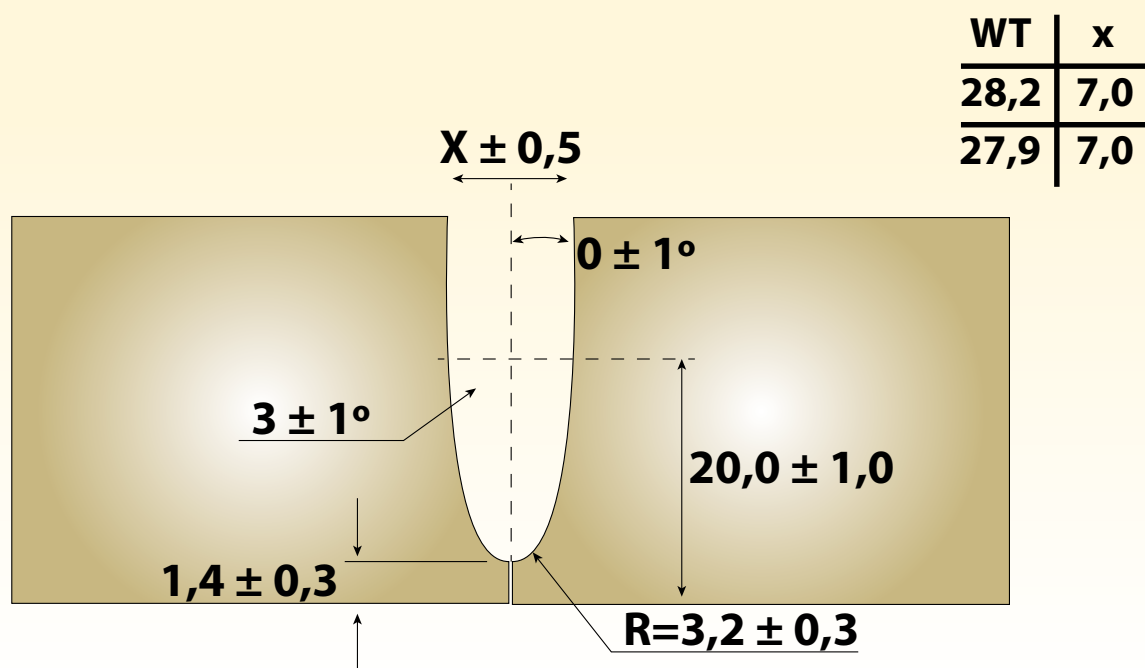


Figura 8.14 - Detalhes construtivos do chanfro a ser soldado.

O consumível mais adequado foi o ER 70S-6, AWS SFA 5.18 e o gás de proteção adotado foi o Ar+CO₂ 80/20, com a vazão entre 27 e 33 L.min⁻¹.

Tabela 8.19 - Retirada do catálogo do fornecedor do consumível descrevendo as faixas recomendadas das principais variáveis de soldagem e que também poderiam ser utilizadas como parâmetro de escolha para o processo GMAW automatizado para o trecho submarino.

ARAME SÓLIDO OK	COMPOSIÇÃO DO ARAME (%)	APLICAÇÕES	PROPRIEDADES MECÂNICAS TÍPICAS	POSIÇÕES SOLDAGEM	DIÂM. (mm)	TENSÃO	FAIXA DE CORRENTE	DEPOS. (Kg/h)	GÁS DE PROTEÇÃO TIPO DE CORRENTE
OK Autrod 12.51 AWS / ASME SFA 5.18 ER70S-6 EN 440 G3Si1	C 0,08 Si 0,90 Mn 1,50	Arame sólido cobreado manganês-silício destinado à soldagem MIG/MAG dos aços não ligados, como por exemplo, os aços de construção em geral com uma tensão de ruptura mínima de 485 MPa. O OK Autrod 12.51 solda utilizando as misturas Ar + 20-25% CO ₂ ou CO ₂ puro como gases de proteção. Homologações: FBTS(CO ₂) ER70S-6 ABS(CO ₂) 3YSA BV(CO ₂) SA3,3YM DNV (CO ₂) 3YMS LR(CO ₂) DXVudO BF 3YS H15 NA GL 3YS VdTÜV 00899	Ar + 20% CO ₂ L.R. 560 MPa L.E. 470 MPa A 26% ChV (20 °C) 130J ChV (-20 °C) 90J ChV (-29 °C) 70J 100% CO ₂ L.R. 540 MPa L.E. 440 MPa A 25% ChV (20 °C) 110J ChV (-20 °C) 70J	   	0,8 1,0 1,2 1,6	18 - 24 V 18 - 32 V 18 - 34 V 28 - 38 V	60 - 200 A 80 - 300 A 120 - 380 A 225 - 550 A	0,8 - 3,0 1,0 - 5,6 1,3 - 8,0 2,0 - 11,4	Ar + 8 - 25% CO ₂ ou 100% CO ₂ CC+

Já para o trecho terrestre, em virtude de a soldagem ocorrer em ambiente aberto, com grande variação na posição dos tubos e possivelmente de difícil acesso, o uso de soldagem automatizada é de difícil aplicação. Desta maneira, opta-se pela soldagem manual ou semi-automatizada FCAW, com exceção da raiz que será com GTAW, devido aos requisitos de dureza e tenacidade para aplicação em fluido com H₂S. Nesse caso, a raiz seria GTAW com consumível com especificação SFA A5.28 tipo ER80S-D2, com 2,4 mm de diâmetro e para uso com 100% Argônio.

Tabela 8.20 - retirada do catálogo do fornecedor do consumível descrevendo as faixas recomendadas das principais variáveis de soldagem e que também poderiam ser utilizadas como parâmetro de escolha para o processo GTAW para o trecho terrestre.

VARETA OK	COMPOSIÇÃO DA VARETA (%)	APLICAÇÕES	PROPRIEDADES MECÂNICAS TÍPICAS	TIPO DE CORRENTE	DIÂM. (mm)	COMPR. (mm)	GÁS DE PROTEÇÃO
OK Tigrod 13.08 SFA/AWS A5.28 ER80S-D2 EN ISO 636-B W4M3	C 0,09 Si 0,65 Mn 1,90 P 0,025 S 0,025 Ni <0,15 Mo 0,50 Cu 0,15 Outros 0,50	Vareta cobreada para soldagem, pelo processo GTAW (TIG), de aços baixa liga ligados ao manganês e ao molibdênio (1,5%Mn, 0,4%Mo), aços resistentes a fluência de composição química similar, como em tubos, vasos de pressão e caldeiras com temperatura de operação de até 500°C. Além disso, também podem ser aplicados para soldagem de aços baixa liga e alta resistência com bons resultados de tenacidade.	Como soldado: L.R. 615 MPa L.E. 520 MPa A 28% ChV (-29 °C) 200J	CC-	2,4	1000	100% Ar (EN 439 I1)

Os demais passes, para FCAW, o consumível seria o SFA 5.20, tipo E71T-5C(M) com diâmetro 1,2 mm e para uso com CO₂.

Tabela 8.21 - retirada do catálogo do fornecedor do consumível descrevendo as faixas recomendadas das principais variáveis de soldagem e que também poderiam ser utilizadas como parâmetro de escolha para o processo FCAW para o trecho terrestre.

ARAME TUBULAR OK	METAL DEPOSITADO (%)	APLICAÇÕES	PROPRIEDADES MECÂNICAS	POSICÕES SOLDAGEM	DIÂM. (mm)	CORRENTE / TENSÃO	RENDIM. (%)	DEPOS. (kg/h)	GÁS DE PROTEÇÃO TIPO DE CORRENTE		
OK TUBROD 75 ASME SFA-5.20 E71T-5C(M) E491T-5C (M) ASME SFA-5.36 E71T5-C1A4-CS1 E71T5-M21A4-CS1	100% CO ₂	O OK Tubrod 75 é um arame tubular básico, que deposita um metal de solda com características similares a de um eletrodo revestido básico E7018 (baixo Hidrogênio). Permite alta qualidade do metal de solda e grande produtividade devido à elevada taxa de deposição. O OK Tubrod 75 pode ser utilizado com CO ₂ ou mistura Ar+ 20-25% CO ₂ . É aplicável para a soldagem em um único passe ou multipasse. É usado na soldagem estrutural, na indústria naval e offshore e na construção pesada em geral.	100% CO ₂ (CC-) L.R. 550 MPa L.E. 490 MPa A 27% Ch V (-40 °C) 90 J		1,20	150A, 29V 210A, 30V 250A, 32V 290A, 34V 330A, 35V	90 90 91 91 92	2,00 2,95 3,95 4,95 5,85	100% CO ₂ CC- ou Ar+ 20-25% CO ₂ CC-		
	C 0,04										
	Si 0,50										
	Mn 1,50										
	Ar+ 20-25% CO ₂		Ar+20-25% CO ₂ (CC-) L.R. 630 MPa L.E. 560 MPa A 24% Ch V (-40 °C) 50 J		1,60	190A, 30V 300A, 34V 365A, 35V 410A, 36V 450A, 36V 500A, 37V	91 91 92 93 94 94	2,85 4,70 5,70 6,45 7,40 9,21			
	C 0,05										
	Si 0,53										
	Mn 1,68										

A corrente utilizada seria na ordem de 100 a 150 A, para o processo GTAW, e na faixa de 130 a 200 A, para o processo FCAW. As energias seriam limitadas em 25 kJ.mm⁻¹ para ambos os processos.

8.8.3.3 Qualificação de procedimentos

Para a parte terrestre, os mesmos requisitos do exemplo 2 se aplicam ao exemplo 4. Já para a parte submarina, os requisitos para processos de soldagem, qualificação do procedimento e pessoal são dados no apêndice C, da DNVGL-ST-F101. As variáveis essenciais de soldagem estão no item C.4.8 e tabela C-2 e os ensaios para a qualificação estão descritos no item C.5.3 e tabela C-3.

Variable		Changes requiring re-qualification
1 Manufacturer		
Manufacturer	a	Any change in responsibility for operational, technical and quality control.
2 Welding process		
The process(es) used	a	Any change.
The order of processes used	b	Any change when multiple processes are used.
Manual, partly-mechanised, mechanised or automatic welding	c	Any change between manual, partlymechanised, mechanised and automatic welding.
3 Welding Equipment		
Welding	a	Any change in make, type and model for partly-mechanised, mechanised and automatic welding.
Welding equipment	b	Any change in type for manual welding.

Variable		Changes requiring re-qualification
Number of wires	c	Change from single wire to multiple wire system and vice versa (e.g. going from tandem/twin to single wire). This does not apply to multiple torch systems where the wires feed into separate weld pools.
4 Base materials		
Material grade	a	A change from a lower to a higher strength grade but not vice versa.
Supply condition	b	A change in the supply condition (TMCP, Q/T or normalised).
Steel supplier	c	For SMYS ≥ 450 MPa; a change in base material origin (steel/plate/pipeline mills) (linepipe to linepipe girth welds only – e.g. not for components).
Chemical composition	d	An increase in Pcm of more than 0.020, CE of more than 0.030 and C content of more than 0.02% for C-Mn and low alloy steel.
Manufacturing process	e	A change in manufacturing process (rolled, seamless, forged, cast).
UNS numbers.	f	A change in the UNS number for CRAs.
5 Material thickness and diameter		
Material thickness (t = nominal thickness of test joint.)	a	For non-H ₂ S service: — $t \leq 25$ mm: A change outside 0.75 t to 1.5 t — $t > 25$ mm: A change outside 0.75 t to 1.25 t For H ₂ S service: — A change outside the thickness interval 0.75 t to 1.25 t.
Nominal ID of pipe	b	— $t \leq 25$ mm: A change of pipe ID outside the range 0.5 ID to 2 ID — $t > 25$ mm: A change of pipe ID outside the range 0.5 ID to ∞ .
6 Groove configuration		
Groove design/configuration.		Any change in groove dimensions outside the tolerances specified in the agreed WPS (all dimensions shall have tolerances).
Backing and backing material.		Addition or deletion of backing or change of backing material (e.g. from copper to ceramic).
7 Alignment and tack welding		

Variable		Changes requiring re-qualification
Tack welding	a	Any change in removal of tack welds or integration of tack welds in the weld.
Line-up clamp	b	Omission of a line-up clamp and a change between external and internal line-up clamp.
Removal of line-up clamp	c	Any reduction in length of each section of root pass welded; the spacing of sections, number of sections and percentage of circumference welded for external line-up clamp.
	d	Any decrease in number of completed passes and length of passes for internal line-up clamp.
8 Welding consumables		
Electrode or filler metal	a	Any change of diameter or cross-section area.
	b	Any change of type classification and brand (brand not applicable for bare wire).
	c	Any use of a non tested welding consumables batch when batch testing is required.
	d	Any use of a welding consumables batch with a reduction in tensile or impact properties of more than –10% (average values) from the batch used for WPQR when batch testing is not required.
Flux	e	Any change of type, classification and brand.
	f	Any increase in the ratio of recycled to new flux.
9 Shielding, backing and plasma gases		
Gases according to ISO 14175	a	Any change in designation, classification and purity according to ISO 14175.
Other gases and gas mixtures	b	Any change in nominal composition, purity and dew point.
Oxygen content of backing gas	c	Any increase.
Shielding gas flow rate	d	For processes 131, 135 136, 137 and 141 (see ISO 4063): Any change in flow rate beyond $\pm 10\%$.
10 Electrical characteristics and pulsing data		
Polarity	a	Any change in polarity.

Variable		Changes requiring re-qualification
AC, DC or pulsed current	b	Any change in type of current and a change from normal to pulsed current and vice versa.
Pulse frequency range in pulsed manual welding	c	Any change in: Pulse frequency for background and peak current exceeding $\pm 10\%$ and pulse duration range exceeding $\pm 10\%$.
11 Arc Characteristics		
Mode of metal transfer	a	A change from spray arc, globular arc or pulsating arc to short circuiting arc and vice versa.
12 Welding techniques		
Angle of pipe axis to the horizontal	a	A change of more than $\pm 15^\circ$ from the position welded. The L045 position qualifies for all positions provided all other essential variables are fulfilled.
Welding direction	b	A change from upwards to downwards welding and vice versa.
Stringer/weave	c	A change from stringer to weave of more than 3X electrode/wire diameter or vice versa.
Sequence of deposition of different consumables	d	Any change in the sequence.
Sequence of sides welded first and last (double sided welds)	e	Any change in the sequence.
Passes welded from each side	f	Change from single to multi pass welding and vice versa.
Number of welders	g	Any decrease in number of welders for welding of root and hot pass for cellulose coated electrodes.
Time lapse between completion of root pass and start of hot pass	h	Any increase above maximum time qualified.
Weld completion	i	Any reduction in the number of passes completed before cooling to below preheat temperature.
Accelerated weld cooling	j	Any change in method and medium and any increase in maximum temperature of the weld at start of cooling.
13 Preheating		
Preheat temperature	a	Any reduction.

Variable		Changes requiring re-qualification
Initial temperature when preheat is not used	b	Any reduction.
14 Interpass temperature		
Maximum and minimum interpass temperature	a	Any increase for CRAs, C-Mn and low alloy steel. Any reduction below the preheat temperature.
Heat input range for each pass	a	For C-Mn and low alloy steels with SMYS ≤ 450 MPa in non-H ₂ S service: Any change exceeding $\pm 15\%$.
	b	For C-Mn and low alloy steels with SMYS > 450 MPa and C-Mn and low alloy steels in H ₂ S service: Any change exceeding $\pm 10\%$.
	c	For CRAs: Any change exceeding $\pm 10\%$.
16 Post weld heat treatment		
Post heating; hydrogen release	a	Any reduction in the time and temperature and deletion but not addition of post heating.
Post weld heat treatment	b	Addition or deletion of post weld heat treatment. Any change in holding temperature exceeding $\pm 20^{\circ}\text{C}$. Any change in heating and cooling rates outside $\pm 5\%$.
Holding time	c	Any change in holding time outside below formula ($\pm 5\%$): holding time = (actual thickness/qualified thickness) $\times$ qualified holding time.
17 Specific for the SAW welding process		
Wire electrode configuration.	a	Each variant of process 12 (121 to 125) shall be qualified separately.
Flux	b	Any change of type, classification and brand.
Arc voltage range.	c	Any change beyond $\pm 10\%$.
18 Specific for the FCAW welding process		
Mode of metal transfer	a	A change from short circuiting transfer to spray or globular transfer. Qualification with spray or globular transfer qualifies both spray or globular transfer.

Variable		Changes requiring re-qualification
19 Specific for the GMAW welding process		
Arc voltage range	a	Any change beyond $\pm 10\%$.
20 Specific for the GTAW welding process		
Diameter and codification of tungsten electrode (ISO 6848)	a	Any change.
Hot or cold wire.	b	A change from hot to cold wire and vice versa.
21 Specific for the PAW welding process		
Hot or cold wire	a	A change from hot to cold wire and vice versa.
22 Specific for automatic welding of pipeline girth welds		
Control software	a	Any change.
Pre-set parameters	b	Any change (applies to parameters that can not be adjusted by the welder).
23 Specific for mechanised welding of pipeline girth welds		
Control software	a	Any change.
24 Specific for repair welding		
Welding techniques	a	A change from internal to external repairs and vice versa for pipeline girth welds.
	b	A change from single to multi pass repairs and vice versa.
	c	A change from cold to thermal method for removal of the defect but not vice versa.
	d	Any increase above 20% in the depth of excavation for partial thickness repairs.

Tabela 8.22 - variáveis essenciais para a qualificação do procedimento de soldagem de soldas circunferenciais e longitudinais DNVGL-ST-F101

Table C-3 Qualification of welding procedures for girth butt welds including component longitudinal welds

Test joint Minimum number of each specified test											
Wall thickness (mm)	D (mm)	Transverse weld Tensile	Transverse all-weld Tensile 1)	All-weld tensile 1)	Root bend 9)	Face bend 9)	Side bend)	Charpy V-notch sets 3, 4,5,6,7)	Macro and hardness 10)	Other tests	Fracture toughness
≤ 25	≤ 300	2	2	2	2 2)	2 2)	0	4	2	11)	12)
	> 300	2	2	2	4 2)	4 2)	0	4	2	11)	12)
> 25	all	2	2	2	0	0	4	6	2	11)	12, 13)

Notes:

1) The strength mismatch between the girth weld and the parent material shall be evaluated when ECA is required.

All-weld tensile specimens are recommended when ECA is performed, however, transverse all-weld specimens are acceptable. In case of ECA, full stress-strain curves shall be established as far as possible, see also DNVGL-RP-F108. If it is impossible to prepare test samples due to size limitations, weld metal properties shall be documented based on the weld consumables material certificates provided by the supplier (i.e. to document that the yield and ultimate tensile weld metal strength are above the base metal values).

2) For welding processes GMAW, GTAW, FCAW and SMAW side bend tests shall be performed instead of root and face bend tests. For $t > 12$ mm side bend test is an acceptable alternative to root and face bend tests.

3) Impact testing is not required for $t < 6$ mm.

4) Each Charpy V-notch set consists of 3 specimens.

5) The notch shall be located in the weld metal, the fusion line (FL) sampling 50% of HAZ, FL+2 mm and FL+5 mm, see App.B, Figure B-3 through Figure B-5.

6) For double sided welds on C-Mn and low alloy steels, four additional sets of Charpy V-notch test specimens shall be sampled from the weld metal, FL (sampling 50% of HAZ), FL+2 mm and FL+5 mm in the root area, see Figure B-5.

7) If several welding processes or welding consumables are used, impact testing shall be carried out in the corresponding weld regions, even if the region tested cannot be considered representative for the complete weld.

8) When the wall thickness exceeds 25 mm for single sided welds, two additional sets of Charpy V-notch test specimens shall be sampled from the weld metal root and FL in the root area.

9) Bend tests on clad/lined pipes shall be performed as side bend tests. 4 side bend tests shall be performed (for all wall thicknesses).

10) For girth welds in welded pipe, one macro and hardness shall include an intersection between a longitudinal/girth weld.

11) Requirements for corrosion tests, chemical analysis and microstructure examination are specified in [C.6].

12) Fracture toughness testing is only required when a generic or full ECA is performed for pipeline girth butt welds. Extent of testing shall be in accordance with DNVGL-RP-F108.

13) For nominal wall thickness above 50 mm in C-Mn and low alloy steels fracture toughness testing is required unless PWHT is performed.

Tabela 8.23 – número e tipo de corpos de prova para cada ensaio de acordo com a espessura de parede DNVGL-ST-F101.

8.8.3.4 Soldabilidade e cuidados na soldagem

Em aplicações com fluido ácido (*sour service* - gás com H₂S), é necessário prestar especial atenção à susceptibilidade à Trinca Induzida por Hidrogênio e corrosão sob tensão por sulfeto. Por esses dois motivos, o controle do aporte térmico e, conseqüentemente, da dureza e tenacidade do metal de solda e ZAC é primordial. Isso se deve ao fato de que as microestruturas frágeis (martensita e bainita) são mais propensas a sofrer com trinca a frio.

A respeito dos cuidados metalúrgicos para o metal e solda, conforme mencionado anteriormente, a dureza requer especial atenção. A DNV GL ST F101 limita a dureza em 250 HV para a superfície interna do tubo e 275HV para a superfície externa em ambientes com H₂S. Práticas de soldagem que minimizem a formação de fases frágeis devem ser utilizadas e a dureza do metal de solda e da ZAC deve ser reduzida para evitar a corrosão sob tensão por sulfeto. Por isso, são necessários ensaios adicionais de dureza e corrosão, conforme item 7.9.1 da DNV OS F-101, na qualificação do procedimento, de forma que seja comprovado que estes efeitos foram mitigados com os parâmetros de soldagem adequados.

7.9.1.8 During MPQT and production, the hardness in the pipe body, weld and HAZ shall not exceed 250 HV10. If agreed, (see ISO 15156-2) and provided the parent pipe wall thickness is greater than 9 mm and

the weld cap is not exposed directly to the H₂S environment, 275 HV10 is acceptable for the weld cap area.

Guidance note:

It is recommended to specify a maximum hardness of 235 HV10 for the base material in order to allow for hardness increase

during installation girth welding. If 275 HV10 is allowed in the cap area, the hardness in the corresponding base metal should be

limited to 250 HV10.

—e-n-d—o-f—g-u-i-d-a-n-c-e—n-o-t-e—

7.9.1.9 Any hard spot larger than 50 mm in any direction, see Table 7-7, shall be classified as a defect if its

hardness, based upon individual indentations, exceeds:

— 250 HV10 on the internal surface of the pipe, or

— 275 HV10 on the external surface of the pipe.

Pipes that contain such defects shall be treated in accordance with [D.8.3].

7.9.1.10 The acceptance criteria for the HIC test shall be the following, with each ratio being the maximum

permissible average for three sections per test specimen when tested in solution (Environment) A (see Table

B.3 of ISO 15156-2):

— crack sensitivity ratio (CSR) $\leq 2\%$

— crack length ratio (CLR) $\leq 15\%$, and

— crack thickness ratio (CTR) $\leq 5\%$.

If HIC tests are conducted in alternative media (see [B.3.3.2]) to simulate specific service conditions, alternative acceptance criteria may be agreed.

A ASME B31.8 também apresenta critérios mais rigorosos para aços para "sour service", exigindo o controle da dureza, tanto no metal de solda quanto na ZAC, devendo obedecer às orientações da NACE MR0175 / ISO 15156. Além disso, informa que valores de dureza comumente aceitos são de 250HV. A norma ASME B31.8 também recomenda a realização de ensaios de controle da fratura para aços que irão trabalhar com serviço ácido.

B823 QUALIFICATION OF PROCEDURES AND WELDERS

The requirements of para. 823.1 shall not apply to this section.

B823.2 Requirements for Qualification of Procedures and Welders on Sour Gas Piping Systems

B823.2.1 Qualifying Standard. All procedure and performance qualifications shall be based on destructive mechanical test requirements.

B823.2.4 Hardness Control. The hardness of all weld zones including weld metal and heat-affected zones onwelding qualification test specimens shall meet the hardness requirements for the alloys welded as specified in NACE MR0175/ISO 15156. For most common pipe alloys, the maximum allowable hardness is HRC22.

It is the user's responsibility to ensure the welding qualification specimen is metallurgically representative of full-scale pipeline welds.

NOTE: Both macrohardness and microhardness surveys of properly prepared qualification specimens are frequently used to determine the presence of thin HAZ hard zones. A commonly accepted maximum macrohardness limit near the inside surface is 250 HV10.

B840 DESIGN, INSTALLATION, AND TESTING

B841 STEEL PIPE

B841.1 Steel Piping Systems Design Requirements

B841.1.2 Fracture Control and Arrest

(c) Fracture Control. Fracture control should be considered for sour gas service.

O principal fator é a atenção aos requisitos de tenacidade devido à aplicação com fluido ácido. Por esse motivo, tanto a DNV quanto a ASME apresentam critérios mais rigorosos para definição do processo, ciclos térmicos, seleção dos consumíveis, preaquecimento, bem como a realização de ensaios adicionais para verificação de tenacidade. (Carbono equivalente máximo de 0,43, de acordo com a API 5L e máximo percentual de carbono de 0,12).

8.8.4 Soldagem de um permutador

Por outro lado, na fabricação de um permutador de calor *breech lock*, de aço 2,25Cr-1Mo-V revestido com AISI 347, cujo fluido é gasóleo pesado com H₂S no casco, a espessura é 75 mm e a temperatura de operação é 390°C. Todas as soldas já estão prontas, exceto as soldas que você executará, W2 e W3, o material é o aço Cr-Mo-V revestido com AISI 347, a fim de atender uma especificação técnica da empresa contratante.

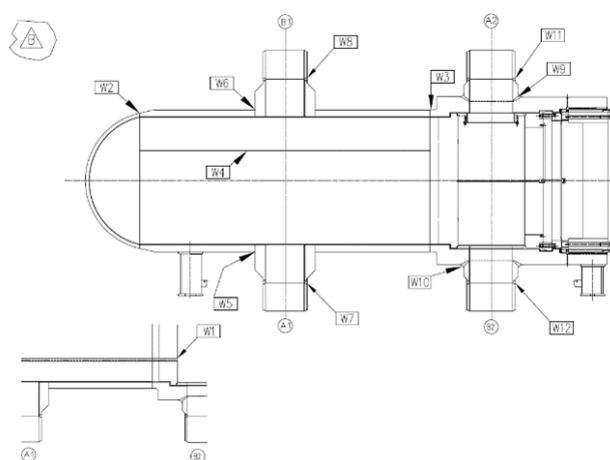


Figura 8.17: Identificação das soldas W2 e W3. Fonte: OS AUTORES, 2018.

8.8.4.1 Processos de Soldagem

Diante do exposto, seria selecionado o processo arco submerso (SAW), pois tem alta produtividade e boa qualidade de solda, sendo mais adequado para chapas grossas em ambiente de fabricação. A polaridade selecionada para a soldagem do aço Cr-Mo em CC+, visando uma maior penetração, e revestimento em AISI 347 em CC-, para uma maior taxa de deposição do revestimento. Foi considerado um chanfro estreito para minimizar o aporte térmico, quantidade de passes e a tensão residual.

3.1 WELDING PROCESSES FOR PRESSURE RETAINING PARTS

3.1.1 General



Welding processes to be used are given below. Requests to use any other welding processes shall be submitted to PETROBRAS for written approval.

- a) SAW (Submerged Arc Welding);
- b) SMAW (Shielded Metal Arc Welding);
- c) GTAW (Gas Tungsten Arc Welding);

Manual Submerged Arc Welding is not permitted.

The manufacturer brand name of all welding consumables and fluxes are essential variables and shall be specified in the welding procedure.

All welding consumables must be low hydrogen type.

Dissimilar welds are not acceptable, except under previous PETROBRAS written approval.



All welding equipment and auxiliary measurement devices must be calibrated and calibration tags must be made visible to inspection during welding activities; calibration control may also be made by computer and this shall be submitted to inspector.

3.1.2 Supplementary Requirements for SAW

The flux and wire combination to be used on production shall be the same as used in the procedure qualification.

The use of neutral flux (non voltage sensitive) is required for SAW. In all cases the flux will be basic type.

Figura 8.18 - Trecho da especificação técnica da contratante que faz referência aos processos de fabricação aplicáveis à situação analisada com destaque para a seleção do processo SAW. Fonte: OS AUTORES, 2018.

8.8.4.2 Consumíveis

Para a escolha dos consumíveis para a solda do permutador de calor de aço Cr-Mo-V revestido com AISI 347 da RNEST, os limites de ruptura de 110 ksi e de escoamento de 90 ksi da norma API RP 934-A (2012) item 5.5.2 devem ser atendidos. De acordo com o item 7.2.5 do API 934, a dureza máxima para as soldas deverá ser de 235 HV10. Dessa forma, o consumível escolhido para a solda pelo processo arco submerso da parte relativa ao Cr-Mo-V é o F11AB-ECF6-F6 e para o revestimento o ER347.

TUBROD ECF6 ASME SFA-5.23 F11A8-ECF6-F6	C	0,06	Arame tubular tipo "metal cored" que deposita um aço ligado ao Mn, Cr, Ni e Mo para soldagem em passe único ou multipasse. A combinação OK Tubrod ECF6 + OK Flux 10.61B é indicada na união de aços que exigem requerimentos de resistência mecânica e tenacidade elevadas. Devido à sua alta resistência à compressão, é utilizado também como camada de almofada em aplicações de revestimento duro, envolvendo reparo de rolos de laminação de tiras a quente. O metal de solda apresenta ainda, ótima resistência à propagação de trincas.	Como soldado	2,40	25 / 250	OK Flux 10.61 B ou 10.93 C
	Si	0,40		L.R. 821 MPa			
	Mn	1,20		L.E. 758 MPa	3,20	25 / 250	
	Cr	0,40		A 19%			
	Mo	0,50		ChV (-73 °C) 71J			
	Ni	2,10					

Vareta	Tipo de corrente	Diâmetro, mm	Tensão, V / Corrente, A
AWS / ASME SFA-5.23: F11A8-ECF6-F6E70S-3	CC-	2,4 3,2	25/250 25/250

Tabela 8.24 - retirada do catálogo do fornecedor do consumível com as faixas das variáveis de soldagem que poderiam ser utilizadas para o processo SAW no CR-MO-V.

OK Autrod 347 AWS / ASME SFA 5.9 ER347 EN ISO 14343 W 19 9 Nb	C <0,08 Si 0,50 Mn 1,80 Cr 20,00 Ni 10,00 Nb <1,00	Indicado para soldagem de aços inoxidáveis austeníticos estabilizados ao Nb do tipo 18%Cr-8%Ni. Devido ao fato de ser estabilizado apresenta boa resistência a corrosão intergranular e pode ser usado em elevadas temperaturas. Indicado em combinação com o fluxo OK Flux 10.93.	2,4 3,2 4,0
---	---	--	-------------------

Tabela 8.25 - retirada do catálogo do fornecedor do consumível com as faixas recomendadas das principais variáveis de soldagem que poderiam ser utilizadas para o processo SAW para o revestimento de AISI 347.

8.8.4.3 Qualificação de procedimentos e variáveis essenciais

A norma de práticas recomendadas para a soldagem desse material API 934A, bem como o ASME VIII div.2, chamam a norma ASME IX para a qualificação do procedimento de soldagem.

3.4.4 WELDING PROCEDURE QUALIFICATIONS AND WELDING CONSUMABLES TESTING

3.4.4.1 Welding procedure qualifications using welding consumables of the same classification or trade designation

as those to be used in production shall be made for material welded to itself or to other materials. The qualifications shall

conform to the requirements of **Section IX**, and the maximum tensile strength at room temperature shall be 760 MPa

(110 ksi) (for heat treatment Conditions A and B). Welding shall be limited to submerged-arc (SAW) and shielded

metal-arc (SMAW) processes for 3Cr-1Mo-1/4V-Ti-B material only.

As variáveis essenciais do processo SAW estão descritas nas tabelas da ASME IX QW-254 para qualificação do procedimento de soldagem e QW-354 para qualificação do soldador. As variáveis suplementares devem ser consideradas, pois temos requisito de impacto.

Tabela 8.26 - retirada da Norma ASME IX item QW-254 e QW-354 descrevendo as variáveis essenciais para o processo SAW.

Destaque da Tabela QW-254
Variáveis da Especificação do Procedimento de Soldagem - SAW

Parágrafo	Resumo das Variáveis	Essencial	Essencial suplementar	Não Essencial
QW-403 Metal base	.5 ϕ Group number		X	
	.6 Limite de T (espessura) qualificada		X	
	.8 ϕ T (espessura) qualificada	X		
	.9 Espessura passe único ou multipasse > 13 mm	X		
	.11 ϕ P-number qualificado	X		
QW-404 Metal de adição	.4 ϕ F-number	X		
	.5 ϕ A-number	X		
	.6 ϕ Diâmetro			X
	.9 ϕ Classificação do fluxo-aramé	X		
	.10 ϕ Liga do fluxo	X		
	.24 $\pm$ Volume do metal de adição suplementar	X		
	.30 ϕ Espessura do metal depositado	X		
	.32 Espessura limite para curto circuito	X		
	.33 ϕ Classificação			X
	.34 ϕ Tipo do fluxo	X		
	.35 ϕ Classificação fluxo-aramé		X	X
	.36 Escória triturada	X		
QW-405 Posição	.1 + Posição			X
QW-406 Preaquecimento	.1 Diminuição da temperatura qualificada > 55°C	X		
	.2 ϕ Manutenção do preaquecimento			X
	.3 Diminuição da temperatura inter-passe > 55°C		X	
QW-407 TTAT	.1 ϕ TTAT	X		
	.2 ϕ TTAT (Temperatura e faixa de Temperatura)		X	
QW-409 Características elétricas	.1 > Aporte térmico		X	
	.4 ϕ Tipo de corrente (CA ou CC) ou polaridade		X	X
	.8 ϕ Faixa de corrente e tensão			X

Destaque da Tabela QW-254
Variáveis da Especificação do Procedimento de Soldagem - SAW

Parágrafo	Resumo das Variáveis	Essencial	Essencial suplementar	Não Essencial
QW-410 Técnica	.1	φ Passe reto / trançado		X
	.5	φ Método de limpeza		X
	.6	φ Método de goivagem		X
	.7	φ Oscilação		X
	.8	φ Distância do bico de contato para a peça		X
	.9	φ Passe único ou multipasse / lado	X	X
	.10	φ Único eletrodo para múltiplos	X	X
	.15	φ Passe reto / trançado		X
	.25	φ Manual ou automático		X
	.26	± Peening		X
	.64	Uso de processos térmicos	X	

Legenda:

+ Adição	> Aumentar / maior do que	↑ Acima de	← A frente de	φ Mudança
- Supressão	< Diminuir / menor do que	↓ Abaixo de	→ Atrás de	

Destaque da Tabela QW-354
Variáveis Essenciais de SAW

Parágrafo	Resumo das Variáveis
QW-403 Metal base	.16 φ Diâmetro do tubo
	.18 φ P-number
QW-404 Metal de adição	.14 ± Metal de adição
	.15 φ F-number
	.30 Espessura <i>t</i> do metal depositado
QW-405 Posição	.1 + Posição
Legenda:	
+ Adição	> Aumentar / maior do que
- Supressão	< Diminuir / menor do que

Ensaio de qualificação: De acordo com a tabela QW-451.1 da ASME IX, reproduzida anteriormente, são necessários 2 corpos de prova para ensaio de tração e 4 corpos de prova para ensaio de dobramento lateral.

De acordo com a norma Petrobras N-133 (2017), Aço Cr-Mo necessita de ensaio de impacto: média de 55J e individual mínimo de 47J a uma temperatura de -30°C após o tratamento térmico de alívio de tensões.

5.3.5.2 As seguintes indicações e restrições devem ser observadas na aplicação da Tabela 5:

e) para os equipamentos fabricados com consumíveis de composição 1,25Cr-0,5Mo, 2,25Cr-1Mo e 2,25Cr-Mo-V, nos quais é exigido pelo código de projeto requisito de impacto, o tempo total (mínimo) de patamar para o TTAT deve atender a especificação de projeto. Neste caso, a aquisição destes consumíveis deve ser conforme AWS A5.01M/A5.0.1 Schedule J e os lotes devem ser especificados conforme os seguintes critérios mínimos:

— aço 1,25Cr-0,5Mo (Gr 11): o ensaio de impacto deve apresentar média de 55 J e individual mínimo de 47 J a uma temperatura de -18 °C após TTAT;

— aço 2,25Cr-1Mo (Gr 22): o ensaio de impacto deve apresentar média de 55 J e individual mínimo de 47 J a uma temperatura de -30 °C após TTAT;

Para o ensaio de impacto, temos 1 conjunto de 3 corpos de prova na ZAC e 1 set no metal de solda.

Além disso temos a orientação da norma API 934-A item 6.2.4.2 que diz que após os corpos de prova de Charpy serem tratados termicamente, cada conjunto de corpos de prova deve ser testado em oito temperaturas selecionadas, de modo a estabelecer a curva de transição dúctil-frágil, sendo um dos testes a 29°C. Três corpos de prova devem ser testados a cada temperatura de teste. A curva de temperaturas de transição deve ser estabelecida com, no mínimo, duas temperaturas de teste cada patamar superior e inferior e, no mínimo, quatro temperaturas de teste intermediárias.

6.2.4.2 After the test coupons are heat treated, sets of Charpy V-notch test specimens shall be prepared and impact

tested at eight selected test temperatures to establish a transition temperature curve. One of the tests should be

performed at - 20 °F (-29 °C). Three specimens should be tested at each test temperature. The transition

temperature curve should be established with at least two test temperatures on both the upper and lower shelf and a

minimum of four intermediate test temperatures.

Importante!

A norma N-133 item 5.3.9 fala que, de uma forma geral, a dureza na zona fundida e termicamente afetada após tratamento térmico de alívio de tensões não deve exceder os limites da tabela 9 da referida norma. Valores mais restritivos devem ser empregados quando indicados pela norma de projeto.

Tabela 9 - Dureza na Zona Fundida e Termicamente Afetada após TTAT

Denominação básica	Composição básica	Dureza
C-Mo Cr-Mo	C-0,5Mo	225 HB (237 HV)
	0,5Cr-0,5Mo	
	1,0Cr-0,5Mo	
	1,25Cr-0,5Mo	
	2Cr-0,5Mo - (PN 4)	
Cr-Mo Cr-Mo-V	2,25Cr-1,0Mo	241 HB (250 HV).
	3Cr-1Mo - (PN 5A)	
	5,0Cr-0,5Mo	
	7,0Cr-1,0Mo (PN 5B)	
	9,0Cr-1,0Mo	
	2,25Cr-1Mo-V - (PN 5C)	
	3Cr-1Mo-V - (PN 5C)	
	9,0Cr-1,0Mo-V	

Tabela 8.27 - dureza máxima em juntas homogêneas Norma N-133

8.8.4.4 Soldabilidade e cuidados

Analisando o aço Cr-Mo-V revestido com AISI 347, de acordo com a norma N-133, item 5.3.2.1, estes aços apresentam boa soldabilidade quando o teor de carbono é menor que 0,15%. Entretanto, são sensíveis à trinca induzida pelo hidrogênio (trinca a frio), especialmente quando a composição química é enrique-

cida em elementos de liga e/ou na soldagem de chapas grossas. De acordo com a especificação técnica aplicável a esse caso, ET-5000.00-0000-500-PPC-001 item 4.1.2.1, nas áreas submetidas a altos níveis de tensão (especificado no desenho de projeto do equipamento), a camada de revestimento de soldagem deve ser aplicada em uma camada de soldagem dupla (aço inoxidável 309L + aço inoxidável 347), com as camadas de aço inoxidável 347 depositadas após o tratamento térmico pós-soldagem final. A espessura mínima efetiva da camada não diluída de aço inoxidável 347 depositada deve ser de 3mm e a espessura máxima do revestimento de solda não deve exceder 8mm para camada simples e 10mm para camada dupla de solda. O item 4.1.3.2 estabelece que análise química deve ser realizada de acordo com QW-462.5(a), tomando amostras em três diferentes localizações. As lâminas devem ser obtidas 3mm abaixo da superfície preparada.

Supondo que durante a soldagem o ciclo foi interrompido com duas camadas de solda depositadas, preenchendo menos de um terço do chanfro, deve-se seguir as recomendações da AWS D10.8 para o reinício da soldagem:

- » sequências de soldagem que maximizem o efeito de refinamento dos passes anteriores;
- » controle do ângulo de ataque do eletrodo;
- » minimizar tensões residuais; e
- » promover tratamentos térmicos intermediários.

Atenção

De acordo com a norma N-133, item 5.3.3.4: é recomendável que o ciclo de soldagem nos aços Cr-Mo não seja interrompido até a conclusão completa da soldagem conforme procedimento qualificado. Isto se deve à possibilidade de ocorrência de trinca de reaquecimento no contorno de grão, fenômeno comum neste tipo de material.

Caso os ensaios de impacto sejam aprovados no ensaio de *step cooling*, não há tendência a geração de fragilidade do revenido no metal de solda. Não pode ser relevado o fato da não apresentação da documentação de *step cooling*, pois o item 6.2.3.1 da API 934A indica a necessidade de realização destes testes no metal de solda para cada lote de eletrodos por meio de teste de impacto.

Atenção

É preciso prestar especial atenção na soldagem do aço Cr-Mo-V revestido com AISI 347 uma vez que os comportamentos metalúrgicos de cada um dos materiais diferem significativamente entre si.

Temperatura de Preaquecimento e Interpasse: Segundo a norma de projeto API 934A item 7.3.1, a temperatura de pré-aquecimento deve ser de 150°C no mínimo, mantido durante toda a soldagem, para favorecer a liberação de hidrogênio da junta soldada.

7.3 Preheat and Heat Treatments During Base Metal Forming and Welding

7.3.1 Preheat

7.3.1.1 Base metal shall be heated to a minimum of 400 °F (205 °C) for both conventional and advanced steels

prior to and during all welding operations (except as modified for weld overlay; see 7.5.4).

NOTE The 400 °F (205 °C) preheat for welding is based on the ASME Sec. VIII, Div. 2 non-mandatory Table 6.7 (see Paragraph

6.4.1.2 of the Code). Lower preheat values have been used successfully in the past by numerous fabricators. Proposed lower

preheat values can be proposed to the purchaser for approval along with data on past experience.

7.3.1.2 Base metal shall be heated to a minimum of 300 °F (150 °C) for conventional steels and 350 °F (177 °C) for

advanced steels prior to, and during, all thermal cutting and gouging operations.

Considerando o material de base, Cr-Mo-V, SA-691 Cl. 2, é possível identificar pela tabela QW/QB-422 da norma ASME IX que o mesmo possui P-number 5A e limite de resistência mínimo de 75ksi.

**Adaptado de Table QW/QB-422
Ferrous and Nonferrous P-Numbers
Grouping of Base Metals for Qualification**

Número de especificação	Grau / Tipo	UNS	Limite de ruptura mínimo, Mpa	P-number	Group number	Composição nominal
Ferroso						
A/SA-691	2,25Cr, Cl. 2	K21590	515	5A	1	2.25Cr-1Mo
A/SA-240	304	S30400	515	8	1	18Cr-8Ni
A/SA-240	317L	S31703	515	8	1	18Cr-13Ni-3Mo

Tabela 8.28 - P-number e limite de resistência mínimo do material SA-691 no asme ix

De acordo com a norma N-133, item 5.3.2.2: O preaquecimento geralmente é necessário para reduzir a velocidade de resfriamento e favorecer a liberação do hidrogênio, uma vez que, em alguns casos, é inevitável a formação de microestrutura bainítica e/ou martensítica, sendo indicado, na tabela 7 para aços 2,25Cr-1Mo- (PN 5A) com espessura maior que 12 mm uma temperatura de preaquecimento e interpassagem mínima de 250°C. Na nota 4 da tabela 7, há uma observação de que a temperatura de interpassagem máxima em soldas heterogêneas ou de revestimento deve ser inferior a 175°C. Entretanto, em fabricação pode ser admitido até 220°C, desde que aprovado pela Petrobras e que comprovadamente não acarrete dano ao revestimento, por meio de ensaios de corrosão, conforme ASTM A262 aplicável ao aço inoxidável austenítico. Porém, iremos analisar separadamente a soldagem do material de base e do revestimento.

Temperaturas de preaquecimento e interpassagem mínima para a soldagem de aços Cr-Mo de diferentes espessuras (ver Notas 1, 2 e 3).			Temperatura máxima de interpassagem (ver Nota 4)
Material - "P number" (PN)	Espessura (mm)		Todas as espessuras
	≤ 12	> 12	
C-0,5Mo - (PN 3)	Não requerido	150 °C	250 °C
0,5Cr-0,5Mo - (PN 3)			
1Cr-0,5Mo - (PN 4)	150 °C	200 °C	300 °C
1,25Cr-0,5Mo - (PN 4)			
2Cr-0,5Mo - (PN 4)			
2,25Cr-1Mo - (PN 5A)	200 °C	250 °C	350 °C
2,25-3Cr-Mo-V - (PN 5C)			
3Cr-1Mo - (PN 5A)			
5Cr-0,5Mo - (PN 5B)	200 °C	250 °C	350 °C
9Cr-1Mo - (PN 5B)			
9Cr-1Mo-V-Nb - (PN 15E)	200 °C	250 °C	330 °C

NOTA 1 Para soldagem GTAW, as temperaturas indicadas na Tabela 7 podem ser reduzidas em até 50 °C no passe de raiz quando a espessura é menor ou igual a 12 mm.

NOTA 2 Soldas heterogêneas, qualquer teor de cromo e espessura da junta: 150 °C, exceto para os aços carbono-molibdênio com espessura da junta igual ou inferior a 12 mm, para o qual não é requerido o preaquecimento.

NOTA 3 Na deposição por soldagem de revestimento anti-corrosivo ("weld overlay") o preaquecimento mínimo deve ser de 150 °C para os aços Cr-Mo independente da espessura. Preaquecimento de 100 °C é necessário para o aço carbono-molibdênio com espessura superior a 12 mm.

NOTA 4 A temperatura interpassagem máxima em soldas heterogêneas ou de revestimento deve ser inferior a 175 °C, entretanto, em fabricação pode ser admitido até 220 °C desde que aprovado pela PETROBRAS e que comprovadamente não acarrete dano ao revestimento, através de ensaios de corrosão conforme ASTM A262 aplicável ao aço inoxidável austenítico.

NOTA 5 Após a realização de operações de corte térmico e goivagem a ZTA do corte deve ser integralmente removida antes da soldagem (preparação do bisel).

Tabela 8.29 - retirada da norma N-133 com a temperatura mínima de preaquecimento para o P-number do material SA-691.

Segundo a ET de fabricação, a temperatura de interpasse não deve ser maior do que 300°C.

5. **PREHEATING**

5.1 **BASE METAL WELDS**

The base metal shall be preheated at temperature defined by manufacturer and maintained at this temperature during and after welding until a DHT, ISR or a PWHT is performed.

Preheating shall be required for all thermal applications such as cutting or arc gouging.

Interpass temperature shall be carefully checked as well, and it shall not exceed 300°C.

Figura 8.23 - Citação do preaquecimento e interpasse na ET de fabricação de cromo-molibdênio.

Utilizando outra referência alternativa, de acordo com a norma ASME VIII Div. 2, a temperatura mínima de preaquecimento para o material de base é de 205°C.

Trecho Table 6.7
Minimum Preheat Temperatures for Welding

P-number	Minimum Preheat Temperature
5A, 5B, 5C, 15E	205°C (400°F) for a material that has either a specified minimum tensile strength in excess of 410 MPa (60,000 psi) or has both a specified minimum chromium content above 6.0% and a thickness at the joint in excess of 13 mm (1/2 in.) 150°C (300°F) for all other materials

Tabela 8.30 - temperatura mínima de preaquecimento do material SA-691 na norma ASME VIII div.2

Considerando apenas o material de base, a faixa de temperaturas que cumpre os requisitos normativos e contratuais, entre 250°C e 300°C é muito estreita e de difícil controle durante a fabricação. De modo a facilitar o controle da faixa de temperaturas, optou-se por adotar a temperatura de preaquecimento e interpasse mínima de 205°C e máxima de 300°C.

Na N-133, para a solda de revestimento em aço inoxidável AISI 347, temos no item 5.5.6 Preaquecimento e Interpasse, subitem 5.5.6.1, que não deve ser permitido o preaquecimento. E no subitem 5.5.6.2 diz que a temperatura interpasse deve ser mantida o mais baixo possível, não devendo exceder a 150 °C, exceto para o aço 317L, que não deve exceder 120 °C.

5.5.6 Preaquecimento e Interpasse

5.5.6.1 Não deve ser permitido o preaquecimento.

5.5.6.2 A temperatura interpasse deve ser mantida o mais baixo possível, não devendo exceder a 150 °C, exceto para o aço 317L que não deve exceder 120 °C.

5.5.7 Pós-Aquecimento

Não deve ser requerido.

5.5.8 TTAT

Geralmente não é requerido.

Pós aquecimento: apesar de que o revestimento de AISI 347 não deve requerer o pós-aquecimento, o material de base de Cr-Mo torna a sua execução necessária. Segundo a norma N-133, o pós-aquecimento deve ser de no máximo a 175°C por 75 minutos.

Tabela 8 - Pós-Aquecimento para Aços Cromo-Molibdênio e Aços Molibdênio

Denominação básica	Composição básica	Espessura (mm)	Temperatura (°C)	Tempo
C-Mo	C-0,5Mo	> 25	200	1 min/mm (mínimo 15 min)
Cr-Mo Cr ≤ 2 %	0,5Cr-0,5Mo	> 20	300	
	1,0Cr-0,5Mo			
	1,25Cr-0,5Mo			
Cr-Mo 2 % <Cr ≤ 5 %	2,25Cr-1,0Mo	> 12	300	
	5,0Cr-0,5Mo			
Cr-Mo	9,0Cr-1,0Mo	> 6	300	
Cr-Mo-V	9,0Cr-1,0Mo-V			
Cr-Mo-V 2 % <Cr ≤ 3 %	2,25Cr-1Mo-V e 3Cr-1Mo-V	> 12	350 - 400	4 horas a 6 horas

5.3.7.2 O pós-aquecimento não é requerido para soldas heterogêneas, exceto nos casos de junta com alta restrição e/ou espessura, porém não deve ultrapassar a **175 °C**.

Tabela 8.31 - temperatura e tempo de pós-aquecimento por tipo de material e espessura da norma N-133.

 Clique nos itens.

Tratamento térmico

Para a soldagem
do aço Cr-Mo

5.3.8 Tratamento Térmico de Alívio de Tensões (TTAT)

5.3.8.1 O TTAT deve atender ao respectivo código de projeto e especificação técnica aplicável, inclusive o número de ciclos de tratamento.

5.3.8.2 Para os aços Cr-Mo de “P number” 5A, 5B, 5C e 15E o TTAT **somente deve ser iniciado após a junta soldada ter resfriado abaixo de 50 °C**.

Conforme a tabela 5 na norma API 934A, o material deve ser tratado a 690°C.

Table 5—PWHT Holding Temperature and Time

Material	PWHT Temperature	Holding Time
Conventional Steels	690 °C ± 14 °C	See footnote a
Advanced Steels	705 °C ± 14 °C	8 hours minimum b

a Withholding time shall meet ASME Section VIII, Division 2, Table 6.11, and the filler metal manufacturer's specified minimum PWHT holding time.

b The electrode manufacturers have developed their materials for thicker welds, and even with thinner welds, this longer heat treatment is needed to meet toughness and tensile properties. ASME Section VIII, Division 2 requirements (Table 6.11) must also be met if stricter.

Tabela 8.32 - retirada da norma API 934A com temperatura de patamar para o tratamento térmico de alívio de tensões.

Indo para a ASME VIII Div. 2, tabela 6.11, conforme orientação da API 934, temos que o vaso em questão não se enquadra em nenhuma das exceções que dispensam o tratamento térmico de alívio de tensões da tabela 6.11, sendo que o mesmo é necessário com temperatura de patamar de 675°C por 3h.

6.4.2 REQUIREMENTS FOR POSTWELD HEAT TREATMENT

6.4.2.1 Before applying the detailed requirements and exemptions in these paragraphs, satisfactory qualification of the welding procedures to be used shall be performed in accordance with all the variables of Section IX and 6.3.4, including conditions of postweld heat treatment or its omission, and the restrictions listed in this paragraph.

6.4.2.2 Postweld heat treatment requirements for all materials of construction are shown below.

(d) 2,25Cr–1Mo Materials – The final postweld heat treatment temperature shall be in accordance with the requirements of this Division for P-No. 5A materials, except that, for the materials listed in Table 3.1, the permissible minimum normal holding temperature is 650°C (1200°F) and the holding time shall be 2.5 min/mm (1 hr/in.). For thicknesses over 125 mm (5 in.), the holding time shall be 5 hr plus 0.6 min for each additional mm (15 min for each additional inch) over 125 mm (5 in.).

(e) Postweld heat treatment requirements for all other materials are covered in the tables listed below. Except as otherwise provided in these tables, all welds in pressure vessels or pressure vessel parts shall be given a postweld heat treatment at a temperature not less than that specified in the applicable table based on the nominal thickness as defined in 6.4.2.7. The materials shown below are identified by P-Numbers and Group Numbers in accordance with Section IX, Table QW/QB-422 and are provided in Annex 3-A. for each material specification. When there is a conflict in P-Number or Group Number, the numbers in Section IX govern.

(4) Table 6.11 – Materials P-No. 5A, P-No. 5B Group 1, and P-No. 5C Group 1, P-No. 15E Group 1

Table 6.11
Requirements for Postweld Heat Treatment (PWHT) of Pressure Parts and Attachments for
Materials: P-No. 5A; P-No. 5B, Group 1; and P-No. 5C, Group 1

PWHT Requirements	Holding Temperature and Time Based on the Nominal Thickness
(a) Except under the following conditions, PWHT is mandatory: (1) for circumferential butt welds in pipe or tubes where the pipe or tubes comply with all of the following conditions: (-a) a maximum specified chromium content of 3.0% (-b) a maximum nominal thickness of 16 mm (5/8 in.) (-c) a maximum specified carbon content of not more than 0.15% (SA material specification carbon content, except when further limited by the Purchaser to a value within the specification limits) (-d) a minimum preheat of 150°C (300°F) is applied (2) for pipe or tube materials meeting the requirements of (1)(-a), (1)(-b), and (1)(-c) having nonpressure attachments fillet welded to them, provided (-a) the fillet welds have a maximum throat thickness of 13 mm (1/2 in.) (-b) a minimum preheat temperature of 150°C (300°F) is applied (3) for pipe or tube materials meeting the requirements of (1)(-a), (1)(-b), and (1)(-c) having studs welded to them, provided a minimum preheat temperature of 150°C (300°F) is applied (4) for pipe or tube materials meeting the requirements of (1)(-a) and (1)(-c) above, having extended heat-absorbing fins electrically resistance welded to them, provided (-a) the fins have a maximum thickness of 3 mm (1/8 in.) (-b) prior to using the welding procedure, the Manufacturer shall demonstrate that the heat-affected zone does not encroach upon the minimum pipe or tube wall thickness (5) for tubes or pressure-retaining handhole and inspection plugs or fittings in P-No. 5A materials with a specified maximum chromium content of 6% that are secured by mechanical means (tube expansion, shoulder construction, machine threads, etc.) and seal welded, provided the seal weld has a throat thickness of 10 mm (3/8 in.) or less, and preheat to a minimum temperature of 150°C (300°F) is applied when the thickness of either part exceeds 16 mm (5/8 in.) (b) If during the holding period of PWHT, the maximum time or temperature of any vessel component exceeds the provisions of 3.4.3, additional test coupons shall be made and tested. (c) When it is impractical to postweld heat treat P-No. 5A; P-No. 5B, Group No. 1; and P-No. 5C, Group No. 1 materials at the temperature specified in this Table, it is permissible to perform the PWHT at 650°C (1,200°F) minimum provided that, for material up to 50 mm (2 in.) nominal thickness, the holding time is increased to the greater of 4 h minimum or 9.6 min/mm (4 hr/in.) of thickness; for thickness over 50 mm (2 in.), the specified holding times are multiplied by 4. The requirements in 3.4.3 must be accommodated in this reduction in PWHT. (d) Postweld heat treatment is not mandatory for attaching bare wire thermocouples by capacitor discharge welding or electric resistance welding, provided (1) the requirements of 6.4.5.3 are met (2) the maximum carbon content of the base material is restricted to 0.15% (3) the minimum wall thickness shall be 5.0 mm (0.20 in.)	SI Units - For $t \leq 50$ mm: 675°C, 0.04 h/mm, for the following holding times: (a) Class 1: 15 min minimum (b) Class 2: 1 h minimum - For: $50 \text{ mm} < t \leq 125$ mm: 675°C, 0.04 h/mm - For $t > 125$ mm: 675°C, 5 h plus 0.6 min for each additional millimeter over 125 mm U.S. Customary Units - For $t \leq 2$ in.: 1,250°F, 1 hr/in., for the following holding times: (a) Class 1: 15 min minimum (b) Class 2: 1 hr minimum - For $2 \text{ in.} < t \leq 5 \text{ in.}$: 1,250°F, 1 hr/in. - For $t > 5 \text{ in.}$: 1,250°F, 5 hr plus

Tabela 8.33 - retirada da norma ASME VIII Div. 2 com requisitos de tratamento térmico para materiais com P-Number 5A.

Toda soldagem deve ser finalizada antes do TTAT, exceto para soldagem de internos de aço inoxidável austenítico do "weld overlay". Para a solda desses internos, devem ser realizados testes de "mockup" para verificar se houve produção de ZAC no metal de base, a menos que seja dispensado pelo contratante.

7.1.3 Welding shall be completed prior to final PWHT, except welding of attachments to the internal austenitic

stainless steel weld overlay or to external stainless steel weld buildup, when permitted by the purchaser. For these

attachment welds, a procedure qualification record (PQR) and/or mockup test shall be performed to verify that this

does not produce a HAZ in the base metal, unless waived by the purchaser.

Tratamento térmico intermediário: O Aço 2 1/4 Cr - 1 Mo é do tipo convencional, razão pela qual o ISR deve ser feito a 593°C por no mínimo 2h. O ISR deve ser realizado antes da temperatura no cordão de solda baixar da temperatura de preaquecimento.

7.3.2.2 Intermediate Stress Relief

An ISR soak in a furnace shall be performed at the following metal temperatures, unless otherwise approved by

purchaser:

— conventional steels: 11 00 °F (593 °C) minimum for 2 hours minimum;

— advanced steels: 1 200 °F (650 °C) minimum for 4 hours minimum, or 1 250 °F (680 °C) minimum for 2 hours minimum.

Materials covered by this RP are conventional steels including standard 21/4Cr-1Mo and 3Cr-1Mo steels, and

advanced steels which include 21/4Cr-1Mo-1/4V, 3Cr-1Mo-1/4V-Ti-B, and 3Cr-1Mo-1/4V-Nb-Ca steels. This document

may be used as a reference document for the fabrication of vessels made of enhanced steels (steels with mechanical

properties increased by special heat treatments such as ASME SA-542, Grade B, Class 4) at the purchaser's discretion. However, no attempt has been made to cover specific requirements for the enhanced steels, and they may

be different than the requirements for vanadium grade steels.

De modo a enriquecer as discussões a respeito desse tema, suponha que no acompanhamento de campo você verificou que a medição de temperatura com lápis térmico e no passe de raiz, bem como no inter-passe, estava acima de 200°C, medida a 50mm da solda, e o nível 2 propôs o *temper bead* para alívio de tensões. Você concordaria com esse procedimento?



8.8.5 Soldagem de fabricação de *spools*

Considerando agora que você foi designado para fabricar 42 *spools* para o pré-sal, em um tubo de aço 9% de níquel de uma tubulação de processo de 38 mm de espessura e 300 mm de diâmetro, a temperatura ambiente. Esta soldagem é feita com material heterogêneo, o Inconel 625, e esse aço apresenta magnetismo residual. Por causa disto, as juntas foram soldadas com GTAW na raiz e GMAW no enchimento. A utilização de SAW fica dificultada em função do alto aporte, o que faria que a região de grãos grosseiros da ZAC ficasse muito larga, o que dificultaria o “revenimento” do passe posterior.

8.8.5.1 Processos de Soldagem

Considerando agora que você foi designado para fabricar 42 *spools* para UO-LIBRA, em um tubo de aço 9 Níquel de uma tubulação de processo de 38 mm de espessura e 300 mm de diâmetro, a temperatura ambiente, o processo arco submerso poderia ser definido por possuir boa produtividade e ser mais fácil de controlar, uma vez que é automatizado. De acordo com a norma N-133 item 5.4.4.4, o fluxo deve ser neutro ou básico e não é permitido presença de elementos de liga, deve conter no máximo H8 de hidrogênio difusível.

Atenção

Cuidado especial deve ser dado ao fluxo quanto ao risco de contaminação por impurezas e umidade.

8.8.5.2 Consumíveis

Diferentemente dos casos anteriores, o problema da soldagem do aço 9 níquel é atingir o requisito de tenacidade. Contrariamente aos outros materiais, esse material é soldado com um metal de adição de liga de níquel heterogênea, com limite de escoamento inferior ao metal de base (*undermatch*), que é compensado pelo processo de encruamento durante a operação do equipamento. O aço 9 níquel é martensítico e as ligas de níquel são austeníticas.

A N-133 (Tabela 10) e o item 4.3 da I-ET-...-200-PQS-001 recomendam o consumível AWS 5.14 ERNiCrMo-3. Este consumível apresenta limite de escoamento de 430 MPa, enquanto o material de base apresenta 515 MPa.

Material tipo	Espec. AWS	Eletrodo revestido (SMAW)	
		Classificação AWS	
		Preferida	Alternativa (ver Nota)
1,5 % Ni	A5.5/A5.5M	E801X-C1	-
2,25 % Ni	A5.5/A5.5M	E801X-C1	E801X-C2
3,5 % Ni	A5.5/A5.5M A5.11/A5.11M	E801X-C2	ENiCrMo-3 ENiCrFe-2 ENiCrFe-3
9 % Ni	A5.11/A5.11M	ENiCrMo-3	-
Material tipo	Espec. AWS	Eletrodo nu e vareta (GMAW / GTAW)	
		Classificação AWS	
		Preferida	Alternativa (ver Nota)
1,5 % Ni	A5.28/A5.28M	ER80S-Ni1	-
2,25 % Ni	A5.28/A5.28M	ER80S-Ni2	-
3,5 % Ni	A5.28/A5.28M A5.14/A5.14M	ER80S-Ni3	ERNiCr-3
9 % Ni	A5.14/A5.14M	ERNiCrMo-3	-
Material tipo	Espec. AWS	Arco submerso (SAW)	
		Classificação AWS	
		Preferida	Alternativa(ver Nota)
1,5 % Ni	A5.23/A5.23M	EBNi2	-
2,25 % Ni	A5.23/A5.23M	EBNi2	-
3,5 % Ni	A5.23/A5.23M A5.14/A5.14M	EBNi3	ERNiCr-3
9 % Ni	A5.14/A5.14M	ERNiCrMo-3	-

NOTA Estes consumíveis devem ser utilizados quando a junta soldada for submetida a temperaturas próximas ao limite inferior permitido para o material de base.

Tabela 8.34 - retirada da norma N-133 para eletrodos e varetas para aço níquel.

4.3. Welding Consumables

The 9% nickel steels are welded using nickel based welding filler metals and the consumables shall follow the indicated below, according to AWS A5.14:

SMAW	ENiCrMo-3
GTAW	ERNiCrMo-3
GMAW	ERNiCrMo-3
SAW	ERNiCrMo-3
FCAW	ENiCrMo-3

Figura 8.29: Trecho da I-ET-0000.00-1000-200-PSQ-001 com os consumíveis de soldagem.

Durante as soldagens foi utilizado um fluxo aglomerado, neutro e básico, apropriado para soldagens de aços 9Ni, com nível máximo de hidrogênio difusível H8. As variáveis de soldagem utilizadas no processo de soldagem a arco submerso de acordo com o catálogo da *Metrold Welding Consumables*.

62-50		Arame sólido para TIG, MIG e Arco Submerso													
Descrição do Produto	Arame sólido para TIG, MIG e Arco Submerso em alloy 625														
Especificações	AWS A5.14 BS EN ISO 18274 Aprovações	ERNiCrMo-3 SNi6625 DNV e LRS (TIG)													
Qualificação ASME IX	QW432 F-No 43														
Composição Química (aramé peso %)		C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	Mo	Nb	Cu	Al	Ti	Fe	
min		--	--	--	--	--	20.0	60.0	8.0	3.15	--	--	--	--	
max		0.05	0.50	0.50	0.015	0.015	23.0	bal	10.0	4.15	0.50	0.40	0.40	1.0	
típico		0.015	0.02	0.05	0.004	0.004	22	65	9	3.5	0.05	0.2	0.2	0.2	
Propriedades mecânicas do metal depositado	Valores típicos como soldado														
							TIG	Arco Sub + NiCr		TIG +165°C					
Limite de resistência							MPa	780	715		710				
Limite de escoamento 0.2%							MPa	520	430		440				
Alongamento em 4d							%	42	50		42				
Alongamento em 5d							%	40	47		40				
Impacto CVN - 100°C		- 100°C					J	100	--		--				
Impacto CVN - 196°C		- 196°C					J	80	100		--				
Dureza acabam/meio		HV					205/225	235/255		--					
Não atende à LR > 827MPa especificado pela ASTM N06625 Grade 1 laminado à frio, mas atende ao LE > 414MPa e demais propriedades dos laminados à quente. Fundição CW-6MC solubilizado a 1175°C + Resfriamento em água específica LR > 485MPa.															
Parâmetros de soldagem		TIG *					MIG		Arco Subm						
Gás de proteção		Argônio					Ar ou ArHe		Fluxo NiCr						
Corrente		CC-					Pulsado		CC+						
Diâmetro		2.4mm					1.2mm		1.6mm						
Parâmetros		100A, 12V					130A, 29V (média)		260A, 26V						
* Também especificado para o gás de purga em passe de raiz.															

Tabela 8.35 - descreve a especificação do consumível de soldagem, o limite de escoamento do metal depositado, os parâmetros de soldagem e o limite de escoamento do material de base.

Tensile Properties (ASTM, ASME, API Requirement)

	Tensile Strength ksi [MPa]	Yield Strength ksi [MPa], min.	Elongation in 2" [50mm](%)
(S)A353/ (S)A353M	100 - 120 [690 - 825]	75 [515]	20
(S)A553/ (S)A553M Type I	100 - 120 [690 - 825]	85[585]	20

8.8.5.3 Qualificação de procedimentos e variáveis essenciais

A norma de qualificação de procedimento de soldagem para tubulação industrial ASME B31.3 é a ASME IX.

As variáveis essenciais para o SAW estão nas tabelas QW-254 e QW-354, na coluna *essential*. Como não temos requisitos de impacto, a coluna *supplementary essential* não é essencial.

Na norma ASME B31.3 Capítulo III – Materiais, item 323 – 323.2 – Limitações de temperatura, sub-item 323.2.2 – Limite inferior de temperatura para materiais listados, alínea 323.2.2 (a) – O material pode ser usado se a temperatura mínima de projeto estiver acima da temperatura mínima citada na Tabela A-1 e se o procedimento de soldagem for testado conforme Tabela 323.2.2 Coluna A.

- Tabela A-1 – Temperatura mínima de projeto para o metal de base é -196°C.

Table A-1M Basic Allowable Stresses in Tension for Metals (Metric)¹ Nominal Composition Product Form Numbers in Parentheses Refer to Notes for Appendix A Tables; Specifications Are ASTM Unless Otherwise Indicated

Nominal Composition	Product Form	Spec. No.	Type/Grade	UNS No	Class/Condition/ Temper	Size, mm	P-No. (5)	Min. Temp., °C (6)	Min. Tensile Strength, Mpa	Min. Yield Strength, Mpa	Max. Use Temp., °C
9Ni	Pipes	A333	8	K81340	-	-	11A	-195	689	517	93

Tabela 8.36 – propriedades e temperatura mínima de projeto para o metal de base – ASME B31.3.

Como a temperatura mínima de projeto é superior a -196°C, e a Tabela 323.2.2 Coluna A, não requer impacto, logo, o ensaio de impacto não é necessário na qualificação do procedimento de soldagem.

Table 323.2.2 Requirements for Low Temperature Toughness Tests for Metals
These Toughness Test Requirements Are in Addition to Tests Required by the Material Specification

Type of Material	Column A Design Design Minimum Temperature at or Above Min. Temp. in Table A-1 or Fig. 323.2.2A		Column B Design Minimum Temperature Below Min. Temp. in Table A-1 or Fig. 323.2.2A
	(a) Base Metal	(b) Weld Metal and Heat Affected Zone (HAZ) [Note (2)]	
3 Other carbon steels, low and intermediate alloy steels, high alloy ferritic steels, duplex stainless steels	A-3 (a) No additional requirements	A-3 (b) Weld metal deposits shall be impact tested in accordance with para. 323.3 if design min. temp. < -29°C (-20°F), except as provided in Notes (3) and (5), and except as follows: for materials listed for Curves C and D of Fig. 323.2.2A, where corresponding welding consumables are qualified by impact testing at the design minimum temperature or lower in accordance with the applicable AWS specification, additional testing is not required	B-3 Except as provided in Notes (3) and (5), heat treat base metal in accordance with applicable ASTM specification listed in para. 323.3.2; then impact test base metal, weld deposits, and HAZ in accordance with para. 323.3 [see Note (2)]. When materials are used at design min. temp. below the assigned curve as permitted by Notes (2) and (3) of Fig. 323.2.2A, weld deposits and HAZ shall be impact tested [see cable AWS specification, additional Note (2)].

Tabela 8.37 - requisitos de impacto na Norma ASME B31.3.

De acordo com a tabela QW-451.1 da ASME IX, são necessários 2 CPs para ensaio de tração e 4 CPs para ensaio de dobramento lateral previamente citada nesse capítulo.

Entretanto, em função de diversos problemas ocorridos nos ensaios de corrosão sob tensão por H₂S, ensaios adicionais de corrosão, conforme a norma ASTM G48 (2010), foram acrescidos na qualificação do procedimento deste material.

8.8.5.4 Soldabilidade e cuidados

O processo de fabricação de tempera e revenido intercrítico confere ao aço 9 níquel suas propriedades criogênicas superiores. Considerando que a corrosão sob tensão depende da ação conjunta de tensões trativas, material susceptível e ambiente agressivo, o aço 9 níquel, por ser martensítico, possui tendência a apresentar microestrutura frágil (martensita e bainita). Para evitar corrosão sob tensão, devemos atuar nos outros dois parâmetros, com tratamento térmico de alívio de tensões, revestimentos, inibidores de corrosão, evitar concentradores de tensão etc. De acordo com a N-133 item 5.4.2, esses materiais apresentam boa soldabilidade. Entretanto, quanto maior a adição de níquel, maior a temperabilidade especialmente nos aços de alto teor de níquel ($\geq 5\% \text{Ni}$), nos quais a ZAC é constituída por martensita, com relativa tenacidade em função do teor de níquel e controle do teor de carbono. As propriedades mecânicas e tenacidade podem ser comprometidas quando há crescimento excessivo dos grãos da ZAC em função do alto aporte térmico adotado. Na soldagem homogênea e especialmente na heterogênea, a poça de fusão dos aços C-Ni apresenta baixa fluidez quando comparada ao do aço C-Mn. Contaminantes de origem externa não devem entrar em contato com estes materiais, especialmente o enxofre proveniente de lápis térmico, graxas, sabão etc. Os aços C-Ni são enquadrados como "P-number" 9 e 11A, conforme o ASME BPVC Section IX. Porosidade pode ser evitada pelo controle do hidrogênio difusível e emprego de arco bem curto.

Importante!

Devido a mais alta capacidade de magnetização quando comparado ao aço-carbono, cuidados adicionais devem ser tomados, principalmente no aço 9 %Ni. A desmagnetização ou anulação do campo magnético em alguns casos pode ser necessária antes da soldagem.

Elemento	C	Ni	Mn	Si	P	S
% em massa	0,101	9,07	0,67	0,28	0,008	0,007

Tabela 8.38 - Composição química real do material.

NECESSIDADE E REQUISITOS DE PREAQUECIMENTO, PÓS-AQUECIMENTO, TRATAMENTO TÉRMICO E TEMPERATURA DE INTERPASSE

Uma vez observados os aspectos metalúrgicos de cada material e sua susceptibilidade a determinados danos devidos ao processo de soldagem, é hora de avaliar, nas normas de projeto, a necessidade e os requisitos de preaquecimento, pós-aquecimento, tratamento térmico e temperatura de interpasse. Por exemplo, em materiais susceptíveis ao trincamento induzido por hidrogênio, manter a peça em temperaturas mais elevadas por mais tempo, por meio de pré ou pós-aquecimento, facilita a difusão e escape do hidrogênio, evitando trincas a frio. Já em aços inoxidáveis austeníticos de baixa condutividade térmica e elevado coeficiente de expansão térmica, quando a preocupação são trincas a quente, o aporte térmico deve ser o mais baixo possível.

Importante!

É importante lembrar que a temperatura alta mantida por períodos mais longos favorece os processos que envolvem difusão e crescimento de grão.

De modo a explorar a forma de se fazer essa avaliação, serão considerados os exemplos previamente trabalhados e aprofundados a seguir.

8.8.6 Soldagem de um tanque de água de plataforma

Foram soldados quatro tanques de uma plataforma de gás da Bahia em uma fábrica de médio porte, Figura 8.30. Esses tanques eram de aço inoxidável AISI 317L, com 8 mm de espessura, 2 m de diâmetro e comprimento entre tangentes de 3 m, conforme Figura 8.30 e foram, inicialmente, foi projetado para trabalhar com água salgada, todavia serão utilizados para água potável com teor de cloreto baixo. Foram encontrados desvios com relação aos requisitos contratuais e é necessário fazer a análise da documentação e dos parâmetros utilizados.



Figura 8.30 – Imagem dos tanques soldados

8.8.6.1 RQPS utilizada

A norma de soldagem de tanques atmosféricos API 650, no seu parágrafo 7.2.1, cita a norma de qualificação de procedimentos ASME IX como referência.

7.2 Details of Welding

7.2.1 General

7.2.1.1 Tanks and their structural attachments shall be welded by the shielded metal-arc, gas metal-arc, gas

tungsten-arc, oxyfuel, flux-cored arc, submerged-arc, electroslag, or electrogas process using suitable equipment.

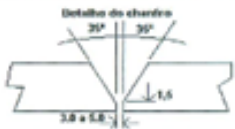
Use of the oxyfuel, electroslag, or electrogas process shall be by agreement between the Manufacturer and the

Purchaser. Use of the oxyfuel process is not permitted when impact testing of the material is required. All tank welding

shall be performed by manual, semiautomatic arc, machine, or automatic welding in accordance with the requirements of Section 9 of this standard and welding procedure specifications as described in Section IX of the

ASME Code. Welding shall be performed in a manner that ensures complete fusion with the base metal.

A RQPS, descrita na Figura 8.35, foi elaborada segundo os requisitos da norma ASME seção IX de 2015. Sobre este ponto de vista, atende aos requisitos do API 650, 2015. Os requisitos para qualificação de procedimentos.

NORMAS DE REFERÊNCIA: ASME Seção IX Ed. 1995 (Referenced Rules)					
PROCESSO (1): TIG (Process 1) PROCESSO (2): N/A (Process 2)			TIPO: MANUAL (Type) TIPO: N/A (Type)		
1 - METAL DE BASE (Base Metal)	MATERIAL 1 (Material 1)		MATERIAL 2 (Material 2)		
ESPECIFICAÇÃO (Specification)	ASTM A 312 TP 304		ASTM A 312 TP 304		
P/S Nº (P/S Number)	8 Grupo: 1 (Grouping)		8 Grupo: 1 (Grouping)		
ESPESSURA (Thickness)	8,5 mm (millimeters)		8,5 mm (millimeters)		
DIÂMETRO (Diameter)	4 Polegadas (Inches)		4 Polegadas (Inches)		
2 - PEÇA DE TESTE (Coupon)	POSIÇÃO (Position)	PROGRESSÃO (Progression)	COBRE-JUNTA (Backing)	GOIVAGEM (Back Gouging)	
	2G	N/A	N/A	N/A	
TIPO DE JUNTA (Joint Type)	TIPO DE CHANFRO (Groove Type)	ÂNGULO (Groove Angle)	NARIZ (Root Face)	ABERTURA DA RAIZ (Root Opening)	
	"V"	70°	1,5 mm	3,5/5,0mm	
3 - CONSUMÍVEIS (Consumables)	PROCESSO	PROCESSO	PROCESSO	TUNGSTÊNIO	
	RAIZ(TIG) (Root Pass)	ENCHIMENTO(TIG) (Filling Pass)	ACABAMENTO(TIG) (Capping Pass)	(Tungsten)	
ESPECIFICAÇÃO (Specification)	SFA 5.9	SFA 5.9	SFA 5.9	SFA 5.12	
CLASSIFICAÇÃO (Classification)	ER308	ER308	ER308	EWth-2	
FABRICANTE (Manufacturer)	KESTRA	KESTRA	KESTRA	-	
MARCA COMERCIAL (Brand Name)	KST G 4302	KST G 4302	KST G 4302	-	
DIÂMETRO(mm) (Diameter)	2,4	2,4	2,4	2,5 mm	
F Nº (F Number)	6	6	6	PURO ()	
A Nº (A Number)	8	8	8	TORIADO (X)	
				ZIRCONIADO ()	
4 - GASES (Gas)	TOCHA (Torch)		PURGA (Shielded Gas)		
TIPO (Type)	ARGÔNIO		ARGÔNIO		
ESPECIFICAÇÃO (Specification)	SFA 5.32		SFA 5.32		
FABRICANTE (Manufacturer)	WHITE MARTINS		WHITE MARTINS		
MARCA COMERCIAL (Brand Name)	ONU 1002		ONU 1002		
% PUREZA (Purity)	99,9		99,9		
VAZÃO (Flow Rate)	8/12 l/min		8/12 l/min		
BOCAL (Nozzle)	Nº 6 (Nº)	DIÂMETRO 9,5 mm (Diameter)	PURGADO ATÉ A 1ª CAMADA DE SOLDA (Purged till) (Layer)		

5 - CARACT. ELÉTRICAS (Electrical Characteristics)	RAIZ (Root Pass)	ENCHIMENTO (Filling Pass)	ACABAMENTO (Capping Pass)		
TIPO DE CORRENTE (Current Type)	CONTÍNUA (X) ALTERNADA () (Direct) (Alternate)	CONTÍNUA (X) ALTERNADA () (Direct) (Alternate)	CONTÍNUA (X) ALTERNADA () (Direct) (Alternate)		
POLARIDADE (Polarity)	DIRETA (X) INVERSA () (Straight) (Reverse)	DIRETA (X) INVERSA () (Straight) (Reverse)	DIRETA (X) INVERSA () (Straight) (Reverse)		
VOLTAGEM (Voltage)	10/11 V	10/11 V	11/12 V		
AMPERAGEM (Current)	100/105 A	125/130 A	140/145 A		
TIPO DE TRANSFERÊNCIA (Transfer Mode)	N/A	N/A	N/A		
6 - TÉCNICA (Technique)	RAIZ (Root Pass)	ENCHIMENTO (Filling Pass)	ACABAMENTO (Capping Pass)		
VELOCIDADE DE SOLDAGEM (Travel Speed)	5,2 cm/min	7,8/8,5 cm/min	10,2 cm/min		
OSCILAÇÃO MÁXIMA (Maximum Oscillation)	6,0 mm	7,0/7,5 mm	8,0 mm		
HEAT INPUT (Heat Input)	N/A J/cm	N/A J/cm	N/A J/cm		
VELOC. ALIM. ARAME(m/min) (Wire Speed)	N/A	N/A	N/A		
DISTÂNCIA TUBO-PEÇA (Tubo-Work Distance)	N/A mm	N/A mm	N/A mm		
DIÂMETRO DO BOCAL (Orifice, Cup, or Nozzle size)	6,0 mm	N/A mm	N/A mm		
LIMPEZA (Method Cleaning)	ESMER.	ESMER.	ESMER.		
7-CONTROLE TEMPERATURA (Temperature Control)	RAIZ / ENCHIMENTO / ACABAMENTO (Root / Filling / Capping)				
PRÉ-AQUECIMENTO (Pre-Heating)	Pré-Aquecimento Mínimo _____ N/A °C (Minimum)				
TEMP. INTERPASSES (Interpass Temperature)	Temperatura de Interpasses Máxima _____ 150 °C (Maximum)				
PÓS-AQUECIMENTO (Post Heating)	Temperatura de Pós-Aquecimento _____ N/A °C (Temperature)	Tempo de Pós-Aquecimento _____ N/A (Time)			
APLIC. DE TEMPERATURA (Temperature Application)	Maçarico Tipo-Chuveiro () (Heating Torch)	Resistência Elétrica () (Resistance)			
MEDIÇÃO DE TEMPERATURA (Temperature Control)	Lápis Térmico (X) (Thermo Crayons)	Termometro Digital () (Digital Thermometer)			
PROTEÇÃO RESFRIAMENTO (Cooling Protection)	Uso de Manta de Amianto após término da Soldagem: Sim () Não () (Use of asbestos after finishing of welding) (Yes) (No)				
8 - TRATAMENTO TÉRMICO DE ALÍVIO DE TENSÃO (Heat Treatment) N/A	Resistência Elétrica () Forno () Outros () (Resistance) (Ovens) (Others) Velocid. Aquecimento _____ °C/h Velocid. de Resfriamento _____ °C/h (Heating Rate) (Cooling Rate) Temperatura de Patamar _____ à _____ °C (Holding Temperature) (to) Tempo de Patamar _____ min. Controle a partir de _____ °C (Holding Temperature Time) (Control above) Diferença máxima de temperatura entre termopares _____ °C (Maximum difference between thermocouples)				

[illegible]

Figura 8.35 - RQPS utilizada na soldagem dos tanques

A Tabela 8.39 traz as variáveis essenciais destacadas para o processo GTAW, tabela QW-256.

Destaque da Tabela QW-256
Variáveis da Especificação do Procedimento de Soldagem - GTAW

Parágrafo		Resumo das Variáveis	Essencial	Essencial suplementar	Não Essencial
QW-403 Metal base	.5	ϕ Group number		X	
	.6	Limite de T (<i>espessura</i>) qualificada		X	
	.8	ϕ T (<i>espessura</i>) qualificada	X		



Destaque da Tabela QW-256
Variáveis da Especificação do Procedimento de Soldagem - GTAW

Parágrafo		Resumo das Variáveis	Essencial	Essencial suplementar	Não Essencial
	.11	φ P-number qualificado	X		
QW-404 Metal de adição	.3	φ Tamanho			X
	.4	φ F-number	X		
	.5	φ A-number	X		
	.12	φ Classificação		X	
	.14	± Metal de adição	X		
	.22	± Inserte Consumível			X
	.23	φ Forma de produção do metal de adição	X		
	.30	φ Espessura do metal depositado	X		
	.33	φ Classificação			X
QW-405 Posição	.1	+ Posição			X
	.3	φ ↑↓ Soldagem vertical			X
QW-407 TTAT	.1	φ TTAT	X		
	.2	φ TTAT (Temperatura e faixa de Temperatura)		X	
QW-408 Gás	.1	± Trail gas ou composição do gás			X
	.2	φ gás de proteção ou mistura de gases	X		
	.3	φ Vazão de fluxo			X
	.5	± Inserte Consumível			X
	.9	- Gás de purga, composição do gás ou %	X		
	.10	- Trail gas	X		
QW-409 Características elétricas	.1	> Aporte térmico		X	
	.3	± Pulso de corrente			X
	.4	φ Tipo de corrente (CA ou CC) ou polaridade		X	X
	.8	φ Faixa de corrente e tensão			X
	.12	φ Eletrodo de tungstênio			X
QW-410 Técnica	.1	φ Passe reto / trançado			X
	.3	φ Tamanho do orifício ou bocal			X

Destaque da Tabela QW-256
Variáveis da Especificação do Procedimento de Soldagem - GTAW

Parágrafo	Resumo das Variáveis	Essencial	Essencial suplementar	Não Essencial
.5	φ Método de limpeza			X
.6	φ Método de goivagem			X
.7	φ Oscilação			X
.9	φ Passe único ou multipasse / lado		X	X
.10	φ Único eletrodo para múltiplos		X	X
.11	f <i>Closed to out chamber</i>	X		
.15	φ Passe reto / trançado			X
.25	φ Manual ou automático			X
.26	± Peening			X
.64	Uso de processos térmicos	X		
Legenda:				
+ Adição	> Aumentar / maior do que	↑ Acima de	← A frente de	φ Mudança
- Supressão	< Diminuir / menor do que	↓ Abaixo de	→ Atrás de	

Tabela 8.39 – Welding variables procedure specifications (WPS) – Gas Tungsten-Arc Welding (GTAW) do ASME sec. IX de 2017

O material qualificado o inox 304 e o metal base soldado 317L possuem o mesmo P-number 8, e atende as exigências da tabela QW-256, ambas do ASME sec. IX, 2017, Tabela 8.40.

Adaptado de Table QW/QB-422
Ferrous and Nonferrous P-Numbers Grouping of Base Metals for Qualification

Número de especificação	Grau / Tipo	UNS	Limite de ruptura mínimo, Mpa	P-number	Group number	Composição nominal
Ferroso						
A/SA-691	2,25Cr, Cl. 2	K21590	515	5A	1	2.25Cr-1Mo
A/SA-240	304	S30400	515	8	1	18Cr-8Ni
A/SA-240	317L	S31703	515	8	1	18Cr-13Ni-3Mo

Tabela 8.40 - trecho adaptado do ASME sec. IX de 2017 - Tabela QW-422

Também possuem o mesmo F-number, Tabela 8.39, e A-Number, Tabela 8.42.

F-No.	ASME Specification	AWS Classification
Steel and Steel Alloys		
1	SFA-5.1	EXX20
6	SFA-5.2	All classifications
6	SFA-5.9	All classifications
6	SFA-5.17	All classifications
6	SFA-5.18	All classifications
6	SFA-5.20	All classifications

Tabela 8.41 - Trecho adaptado da Tabela QW-432 – F-Numbers – Grouping of base Metals for qualification do ASME sec. IX de 2017

A-No.	Types of Weld Deposit	Analysis, % [Note (1)] and [Note (2)]					
		C	Cr	Mo	Ni	Mn	Si
1	Mild Steel	0.20	0.20	0.30	0.50	1.60	1.0
7	Chrome-Ferritic	0.15	11.0–30.0	1.00	0.80	1.00	3.0
8	Chromium-Nickel	0.15	14.5–30.0	4.00	7.50–15.0	2.50	1.0
9	Chromium-Nickel	0.30	19.0–30.0	6.00	15.0–37.0	2.50	1.0

Tabela 8.42 – Trecho adaptado da Tabela QW-442 – A-Numbers – Classification of ferrous weld metal analysis for procedures qualification do ASME sec. IX de 2017

A espessura qualificada está adequada, conforme tabela QW-451.1, Tabela 8.43.

Thickness <i>T</i> of Test Coupon, Welded, in. (mm)	Range of Thickness <i>T</i> of Base Metal, Qualified, in. (mm) [Note (1)] and [Note (2)]		Maximum Thickness <i>t</i> of Deposited Weld Metal, Qualified, in. (mm) [Note (1)] and [Note (2)]	Type and Number of Tests Required (Tension and Guided-Bend Tests) [Note (2)]			
	Min.	Max.		Tension, QW-150	Side Bend, QW-160	Face Bend, QW-160	Root Bend, QW-160
Less than $\frac{1}{16}$ (1.5)	<i>T</i>	2 <i>T</i>	2 <i>t</i>	2	...	2	2
$\frac{1}{16}$ to $\frac{3}{8}$ (1.5 to 10), incl.	$\frac{1}{16}$ (1.5)	2 <i>T</i>	2 <i>t</i>	2	[Note (5)]	2	2

Tabela 8.43 - Trecho adaptado da Tabela QW-451.1 – Groove-Weld Tension Tests and Transverse-Bend Tests do ASME sec. IX de 2017.

Na RQPS não foi previsto preaquecimento, atendendo aos requisitos definidos no ASME sec. IX e da N-133.

8.8.6.2 Parâmetros de soldagem e consumíveis

O metal depositado e parâmetros utilizados estão descritos na Tabela 8.44. Foi utilizado argônio na soldagem, conforme descrito na RQPS, atendendo os requisitos da Tabela QW-256.

Eletrodo	Metal depositado	Posições	Diâmetro do eletrodo	Tensão (V)	Faixa de corrente	Tipo de corrente	Número de ferrita
ER308L	C 0,03 Si 0,50 Mn 1,80 Cr 20,60 Ni 9,90 Mo 0,30 Cu 0,75	Plana 1G	2,4	13-19	60 - 90	CC-	8

Tabela 8.44 – Parâmetros de soldagem utilizados na soldagem dos tanques

Apesar de os parâmetros estarem adequados para a soldagem com o consumível ER308L, adequados para a soldagem do aço AISI 304 qualificado, este consumível não está de acordo com o recomendado. A norma Petrobras N-133, em sua tabela 13, que recomenda a aplicação do consumível ER317, Tabela 8.45.

Material tipo	Espec. AWS	Eletrodo nu e vareta (GMAW / GTAW)	
		Classificação AWS	
		Preferida	Alternativa
317L	A5.9/ A5.9M	ER317L	ER385

Tabela 8.45 – Trecho adaptados da Tabela 13 – Consumíveis de Aços Inoxidáveis austenítico da norma NORTEC N-133 ver. N de 2017

8.8.6.3 Análise dos requisitos de soldagem

Não foram observadas trincas de solidificação, fato esperado pelo número de ferrita 8, que confere um modo de solidificação FA resistente ao trincamento. Isso pode ser atribuído, também, à boa preparação da junta, à boa limpeza superficial, à ligeira convexidade do cordão e do local de soldagem que era segregado dos outros materiais, impedindo a contaminação. Não foi observada falta de fusão ou falta de penetração na raiz, que permite que infiramos que a abertura de raiz foi um pouco mais larga que a do aço carbono.

8.8.6.4 Análise de corrosão

Na qualificação de procedimentos não são previstos ensaios de corrosão, como os estabelecidos na ASTM A262. Este devem ser adicionais em normas complementares.

Como o aporte térmico calculado não foi elevado e o teor de carbono é controlado, não é esperada a precipitação de carbeto de cromo intergranular no contorno de grão, que levariam a sensitização.

A purga estava adequada, pois o aspecto visual da contaminação era o padrão N° 4, Figura 8.36 ,que traz como 100 ppm de oxigênio que é aceitável pela A escala de contaminação está apresentada na Figura 8.37.



Figura 8.36 – Aspecto da raiz dos tanques

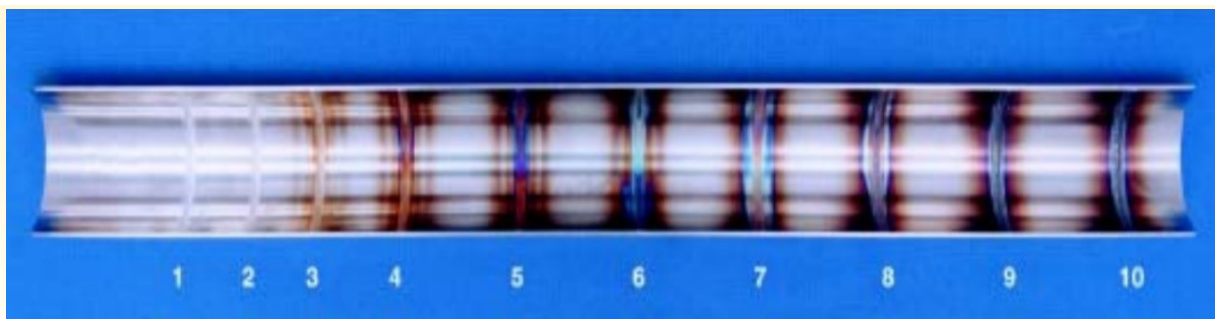


Figura 8.37 – Escala de contaminação em função de diferentes teores de oxigênio no gás de purga segundo a N-133 ver. N de 2017.

Contudo, apesar de todos os requisitos de corrosão estarem adequados para a soldagem com o consumível ER 308L, o consumível mais adequado para esses tanques era o ER317L. Esta troca, além de ser um desvio de procedimento, diminui a resistência à corrosão da junta, fazendo com que o metal de solda seja um ponto preferencial de corrosão.

8.8.6.5 Análise técnica final

O desvio decorrente da troca do consumível seria, somente sob o ponto de vista de metalurgia da soldagem, crítica para a operação dos tanques. Porém, a mudança do fluido para água com percentual de cloreto baixo permite a utilização desses tanques na condição de operação prevista, sem prejuízos.

Importante salientar que estes tanques não devem operar nas condições iniciais de projeto.

8.9. Considerações Finais

Após o desenvolvimento das proposições de solução expostas até agora, é possível concluir que outros caminhos seriam possíveis e vários aspectos que não foram mencionados enriqueceriam as discussões acerca dos problemas apresentados. Porém, a intenção não era a de se estender excessivamente ou mesmo esgotar os temas.

A diversidade de processos, com suas peculiaridades inerentes, materiais a serem soldados e normas foram enfatizados, devido ao fato de serem esses fatores primordiais para uma abordagem inicial às questões cotidianas no universo da soldagem.

Este trabalho se presta a uma contribuição na formação de uma metodologia própria que cada especialista irá desenvolver na prática, expondo a maneira com a qual muitas das informações necessárias às tomadas de decisão se apresentam.

REFERÊNCIAS

- AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE. **API RP 577: Welding Inspection and Metallurgy**. 3 ed. API, 2020.
- _____. **API RP 582: Welding Guidelines for the Chemical, Oil, and Gas Industries Revision**. 3 ed. API, 2016.
- AMERICAN WELDING SOCIETY. **ANSI/AWS A5.32/A5.32M-97: Specification for Welding Shielding Gases**. AWS, 2011.
- _____. **AWS A5.1/A5.1M: Specification for Carbon Steel Electrodes for Shielded Metal Arc Welding**. AWS, 2012.
- _____. **AWS C5.5/C5.5M: Recommended Practices for Gas Tungsten Arc Welding**. AWS, 2003.
- _____. **AWS D10.10-75: Recommended practices for local heat treatment of welds in piping and tubing**. 1 ed. AWS, 2008.
- _____. **AWS VIW-M:2008: Visual Inspection Workshop - Reference Manual**. 4th ed. AWS, 2008.
- _____. **Welding Handobook**. V. 1 a 5, 9. ed. AWS, 2004.
- ASM INTERNATIONAL. **ASM Handbook**, Volume 6A: Welding Fundamentals and Processes. ASM International, 1993.
- ASME INTERNATIONAL. **ASME BPVC-II-C: Specifications for Welding Rods, Electrodes and Filler Metals**. ASME, 2019.
- BAILEY, N. The metallurgical effects of residual stresses. In: RESIDUAL STRESSES AND THEIR EFFECT. **Annals [...]**. Vol. 6. The Welding Institute. p. 28-33, 1981.
- BARROS, Stênio Monteiro de. **Tanques de armazenamento**. Rio de Janeiro: Petrobras, julho 1979.
- BURDEKIN, F. M.; DAWES, M. G. Practical Use of Linear Elastic and Yielding Fracture Mechanics with Particular Reference to Pressure, Vessels. In: PROC. OF THE INSTITUTE OF MECHANICAL ENGINEERS CONFERENCE. **Annals [...]**. 1971.
- CERSOSIMO, Arno. **Descontinuidade de juntas soldadas**. [Apostila do curso de Especialização em Engenharia de Soldagem]. Universidade Petrobras, 2012.
- COE, F. R. **Welding steels without hydrogen cracking**. United Kingdon: The Welding Institute, 1973.
- CONFERENCE PRACTICAL APPLICATION OF FRACTURE MECHANICS FOR PRESSURE VESSEL TECHNOLOGY, 1971, London. **Annals [...]** p. 28 – 37.
- COTTRELL, D. J. An examination of postweld heat treatment techniques. In: RESIDUAL STRESSES IN WELDED CONSTRUCTION AND THEIR EFFECTS, INTERNATIONAL CONFERENCE, 1977, London. **Annals [...]** London: The Welding Institute, paper 30, p. 195–208.
- DALPIAZ, Giovani. **Metalurgia da Soldagem** [Apresentação de aula na Especialização em Engenharia de Soldagem]. Universidade Petrobras, 2017.

DAWES, M. G.; KAMATH, M. S. The crack opening displacement (COD) design curve approach to crack tolerance. **Tolerance of flaws in pressurized components**, London, 1978, p. 21-36.

DUPONT, John N.; KISER, Samuel D.; LIPPOLD, John C.; **Welding metallurgy and weldability of nickel-base alloys**. New Jersey: John Wiley & Sons, 2009.

EASTERLING, Kenneth. **Introduction to the Physical Metallurgy of Welding**. 2 ed. Butterworth-Heinemann, 1992.

ESAB [Apostilas] Disponível em: <https://www.esab.com.br/br/pt/education/apostilas/index.cfm>. Acesso em 14 dez. 2021.

FARRAR, J. C. M.; DOLBY, R. E. **Lamellar tearing in welded steel fabrication**. Abington, Cambridge: The Welding Institute, 1972.

FARRAR, R. A.; TAYLOR, L. G.; HARRISON, E. M. Effect of stress relieving on fracture properties of submerged – arc welds of C-Mn steels. **Metals Technology**, v. 6, n. 1, p. 380 – 389, 1979.

FORMBY, C. L.; GRIFFITHS, J. R. The Role of Residual Stress in the Fracture of Steel. Weding Inst. In: RESIDUAL STRESSES IN WELDED CONSTRUCTION AND THEIR EFFECTS, INTERNATIONAL CONFERENCE, 1977, London. **Annals [...]** London: The Welding Institute, paper 35, p. 374.

GOLDAK, John A.; AKHLAGHI, Mehdi. **Computational welding mechanics**. Springer Science & Business Media, 2005.

GRANJON, H., **Fundamentals of Welding Metallurgy**. 1 ed. Abington Pub, 1991.

GRIFFITH, A. A.; BIEZENO, C. B.; BURGERS, J. M. Proc. 1st Int. Congr. Appl. Mech. **The theory of rupture**, p. 54-63, 1924.

GRONG, Oystein. Metallurgical modelling of welding. **Institute of Materials. London, 1997**.

GULVIN, T. F., SCOTT, D., HADDRILL, D. M., GLEN, J. The influence of stress vessel plate steels. **Paper n. 621**, British Steel Corp. – General Steels Division.

GURNEY, T. R. Some Recent Work Relating to the Influence of Residual Stresses on Fatigue Strength. Welding Inst. In: RESIDUAL STRESSES IN WELDED CONSTRUCTION AND THEIR EFFECTS, INTERNATIONAL CONFERENCE, 1977, London. **Annals [...]** London: The Welding Institute, p. 151-163.

GUYOT, F. A note on the shrinkage and distortion of welded joints. **The Welding Journal**, v. 26, n. 9, p. 519s-529s, 1947.

HARRINSON, J. D.; LEGGATT, R. H. The Effect of Residual Stresses on Fracture. **Residual Stresses and Their Effect**. UK: The Welding Institute, 1981, p. 17 – 20.

HARRISON, J. D. The Effect of Residual Stresses on Fatigue Behaviour. **Residual Stresses and Their Effect**. UK: The Welding Institute, 1981, p. 9 – 16.

HIRAI, Saburo; NAKAMURA, Ieyasu. Research on angular change in fillet welds. **Ishikawajima Review**, v. 59, n. 68, 1955.

INTERNATIONAL ORGANIZATION FOR STANDARDIZATION. **ISO/TR 17671-2:2002**. Welding — Recommendations for welding of metallic materials — Part 2: Arc welding of ferritic steels. ISO, 2002.

IRWIN, G. R. **Enciclopedia of Physics**. Vol. VI. Springer, Heidelberg, 1958.

KIHARA, H.; WATANABE, M.; HORIKAWA, K.; INAGAKI, M. "Studies on the Sulphide Corrosion Cracking of High Strength Steels Caused By H₂S". Tokyo University. In: **7th World Petroleum Congress**. OnePetro, 1967.

KIHARA, Hiroshi; MASUBUCHI, Koichi. Studies on the Shrinkage and Residual Welding Stress of Constrained Fundamental Joint. Part. I. **Journal of Zosen Kiokai**, v. 1954, n. 95, p. 181-195, 1954.

_____. Studies on the Shrinkage and Residual Welding Stress of Constrained Fundamental Joint. Part II. **Journal of Zosen Kiokai**, v. 1955, n. 96, p. 99-108, 1955.

_____. Studies on the Shrinkage and Residual Welding Stress of Constrained Fundamental Joint. Part III. **Journal of Zosen Kiokai**, v. 1955, n. 97, p. 95-104, 1955.

KING, C. W. R., **Trans. Inst. Eng. Shipbuilders Scot.** v. 87, 1944, p. 238 – 255.

KNIGHT, J. W. Improving the Fatigue Strength of Fillet Welded Joints by Grinding and Peening. **Welding Research International**. Vol. 8, nº 6, 1978, p. 519 – 540.

KOU, Sindo. **Welding metallurgy**. 3 ed., 2020.

LANCASTER, John Frederick. **Metallurgy of welding**. 6 ed. Elsevier, 1999.

LINDGREN, L.E. **Computational welding mechanics**. Woodhead Publishing: 2007.

LINNERT, G. E. **Welding Metallurgy: Fundamentals Paperback**. AWS, 1995.

LIPPOLD, John C; KOTECKI, D. J. **Welding metallurgy and weldability stainless steels**. John Wiley & Sons, 2005.

LIU, Stephen. **Metalurgia da Soldagem** [Apresentação do Minicurso na Rio Welding]. Rio de Janeiro, 2014.

MACHERAUCH, E.; WOHLFAHRT, H. Different Sources of Residual Stress as a Result of Welding. In: RESIDUAL STRESSES IN WELDED CONSTRUCTION AND THEIR EFFECTS, INTERNATIONAL CONFERENCE, 1977, London. **Annals [...]** London: The Welding Institute, Paper 11 p. 167–282.

MADDOX, S. J. et al. **An Investigation of the Influence of Applied Stress Ratio on Fatigue Crack Propagation in Structural Steels**. Welding Institute, 1978.

MARINHO, Ricardo. **Soldagem subaquática molhada** [Apresentação de Aula no curso de Especialização em Engenharia de Soldagem]. Universidade Petrobras, 2018.

MASUBUCHI, K. Control of Distortion and Shrinkage in Welding. **Welding Research Bulletin**, n.149, 1970.

MASUBUCHI, K.; OGURA, Y.; ISHIHARA, Y.; HOSHINO, J. Studies on the Mechanism of the Origin and the Method of Reducing the Deformation of Shell Plating in Welded Ships. **International Shipbuilding Progress**, v. 3, n. 19, p. 123-133, 1956.

MESSLER JR, R. W. **Principles of Welding: Processes, Physics, Chemistry, and Metallurgy**. John Wiley & Sons, 2004.

NAKAMURA, H.; NAIKI, T.; OKABAYASHI, H. Fracture in the process of stress relaxation under constant strain. In: PROC FIRST INTERNAT CONF FRACTURE, 1965, Sendai, Japan. **Annals [...]**. Vol. 2, p. 863-878, 1965.

_____. **Stress Relief Cracking in Heat-Afected Zone**, IIW – IX – 648 – 69 and IIW – X – 531 – 69, 1969. The Welding Institute.

NATIONAL ASSOCIATION OF CORROSION ENGINEERS. **Corrosion Data Survey**: metals section. National Association of Corrosion Engineers (NACE), March 1974.

NICHOLS, R. W. **Fissuration des Constructions Soudées au Cours du Réchauffage**. Institute International de la Soudure. Doc. IIS/IIW-341, p. 69, 1969.

OROWAN, E.; FELBECK, D. K. **Welding J. Res. Suppl.** 1955, 570S.

PECLY, Plinio. **Terminologia e Simbologia**. [Apresentação de Aula do curso de Especialização em Engenharia de Soldagem] Universidade Petrobras, 2018.

PETROBRAS. **Norma Nortec N-133**. Soldagem – revisão, 2017.

PETROBRAS. **Norma Nortec N-1438**. Terminologia da Soldagem – revisão, 2009.

POPE, A.M. **Metalurgia da Soldagem** [Apresentação de aula do curso de formação de engenheiros de inspeção] Universidade Petrobras, 2002.

QUITES, Almir M. **Metalurgia na Soldagem dos Aços**. 1 ed. **Editora Soldasoft, Florianópolis**, 2008.

RADAJ, Dieter. **Welding residual stresses and distortion**: Calculation and measurement. Revised edition, DVS, 2002.

Researches on welding procedures of thick steel plates used in the construction of large size ships. Report of shipbuilding research association of Japan, nº 26, September 1959.

RESIDUAL STRESSES IN WELDED CONSTRUCTION AND THEIR EFFECTS, INTERNATIONAL CONFERENCE, 1977, London. **Annals [...]** London: The Welding Institute.

SATURNO, Marcy. **Processos de Soldagem** [Apresentação de Aula do curso de Especialização em Engenharia de Soldagem] Universidade Petrobras, 2018.

SAUNDERS, G. G. Methods of Stress Relief and Their Efficacy. **Residual Stresses and Their Effect**. The Welding Institute. (8). 1981, p. 41 – 46.

SAUNDERS, G. G.; CLAXTON, R. A. VSR– a current state - of-the-art appraisal”. In: RESIDUAL STRESSES IN WELDED CONSTRUCTION AND THEIR EFFECTS, INTERNATIONAL CONFERENCE, 1977, London. **Annals [...]** London: The Welding Institute, paper 29, p. 173 – 183.

SAVAGE, W. F. Solidification, Ségregation et Imperfections des Soudures. In: CONFERENCE HOUDRE-MONT, 1980. Soudage et Techniques Connexes, Nov./Déc. 1980, p. 388 – 403.

SENAI; CTS-Solda; Universidade Petrobras. **Processos de Soldagem** [Apostila do curso EAD]. 2011.

SIGNES, E. G. et al. Factors Affecting the Fatigue Strength of Welded High Strength Steel. **British Welding J.** v. 14 (3), 1967, p. 108 – 116.

SILVEIRA, J. P. **Metalurgia da Soldagem** – PETROBRÁS/SEPES/DEVEM/SEN-RIO.

SPRARAGEN, W.; ETTINGER, W. G. Shrinkage distortion in welding. **Welding journal**, v. 29, n. 6, p. 29-1, 1950.

The procedure handbook of arc welding. The Lincoln Electric Company, 1992.

UEDA, Yukio; MURAKAWA, Hidekazu; MA, Ninshu. **Welding Deformation and Residual Stress Prevention**. Elsevier, 2012.

UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS. [Departamento de Engenharia de Metalúrgica e de Materiais. Laboratório de Soldagem](https://demet.eng.ufmg.br/laboratorios/laboratorio-de-soldagem/) [Apostilas diversas]. Disponível em: <https://demet.eng.ufmg.br/laboratorios/laboratorio-de-soldagem/>. Acesso em: 14 dez. 2021.

VELÁZQUEZ, D. **Apollo in the Forge of Vulcan**. Pintura. Disponível em: https://www.google.com/url?sa=i&url=https%3A%2F%2Fen.wikipedia.org%2Fwiki%2FApollo_in_the_Forge_of_Vulcan&psig=AOvVaw2W-0iGU3p8hXSe99SXL2gq&ust=1639569843209000&source=images&cd=vfe&ved=2ahUKEwj7x-v3hn-P0AhUgiJUCHWj7A7gQr4kDegQIARBX. Acesso em 14 dez. 2001.

WATANABE, M.; SATOH, K. Fundamental study on buckling of thin steel plate due to bead-welding. **Journal of the Japan Welding Society**, v. 27, n. 6, p. 313-320, 1958.

WATKINSON, F.; BODGER, P. H.; HARRISON, J. D. The Fatigue Strength of Welded Joints in High Strength Steels and Methods for its Improvement. Welding Inst. In: CONFERENCE FATIGUE OF WELDED STRUCTURES. Brighton, 1970, p. 97 – 113.

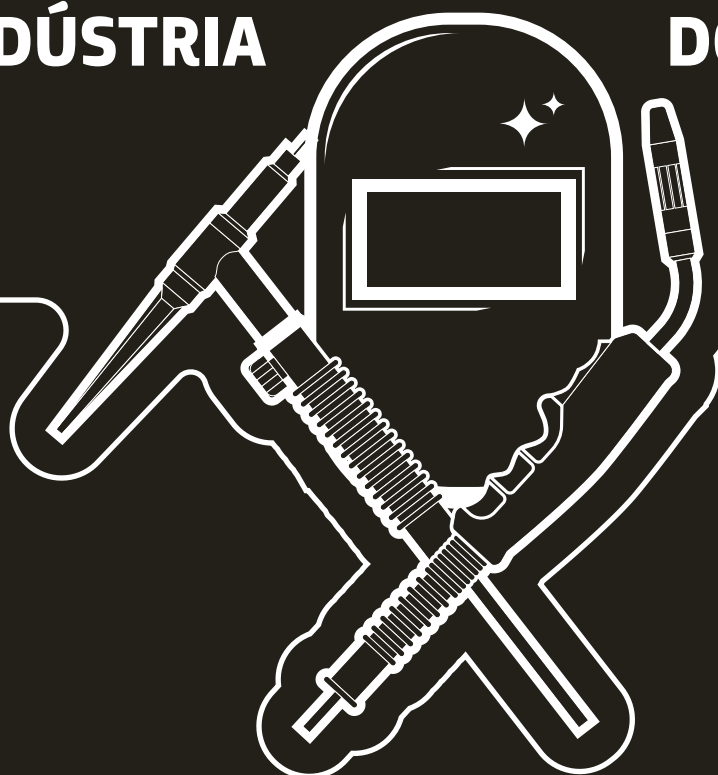
WEBER, J. R. **Estudos dos efeitos do tratamento térmico pré-soldagem em juntas t de aço 1045 pelo processo MAG**. Trabalho de Conclusão de Curso (Graduação em Engenharia Mecânica) – Universidade Regional do Noroeste do Estado do Rio Grande do Sul, Panambi, 2004. p. 17. Disponível em: https://www.google.com/url?sa=i&url=https%3A%2F%2Fbibliodigital.unijui.edu.br%3A8443%2Fxmlui%2Fbitstream%2Fhandle%2F123456789%2F2290%2FTrabalho_conclusao_de_curso_TCC_Final_Jacson_Final_1_30_06.pdf%3Fsequence%3D1%26isAllowed%3Dy&psig=AOvVaw2BbWskDzT9S-NwkV0wQeAV2&ust=1639570202273000&source=images&cd=vfe&ved=0CAwQjhXqFwoTCKjBtpKh4QCFQAAAAAdAAAAABAD. Acesso em: 14 dez. 2021.

ZUBCHENKO, O. I. et al. **Vibrating loads used for relieving the residual stresses in welded frames**. v. 27, n. 9, p. 59 – 62. Automatic Welding, 1974.

SOLDAGEM

NA INDÚSTRIA

DO PETRÓLEO



ISBN: 978-65-88763-01-8

CD



9 786588 763018