PETROBRAS

Análise de falhas

Trincas e fraturas em equipamentos metálicos

André da Silva Pelliccione
Paulo Sérgio Carvalho Pereira da Silva



Imagem de capa

André da Silva Pelliccione

Revisão ortográfica e gramatical

Tatiana Lütz - Firjan-SENAI

Projeto Gráfico | Diagramação

María Julia Gouffier - Firjan-SENAI

1ª edição | 2024

Catalogação na fonte
Leandro Mendonça Felicissimo – CRB-7 5155

P391 Pelliccione, André da Silva.
Análise de falhas : trincas e fraturas em equipamentos metálicos / André da Silva Pelliccione, Paulo Sérgio Carvalho Pereira da Silva. – Rio de Janeiro : PETROBRAS, 2024.
557 p. : il. color. [recurso eletrônico].

Inclui bibliografias.
ISBN 978-65-88763-27-8.

1. Engenharia. 2. Análise de falhas. 3. Trincamento. 4. Metais – Fratura. I. Silva, Paulo Sérgio Carvalho Pereira da. II. Título.

CDD 622.3382

Análise de falhas

Trincas e fraturas em equipamentos metálicos

André da Silva Pelliccione
Paulo Sérgio Carvalho Pereira da Silva

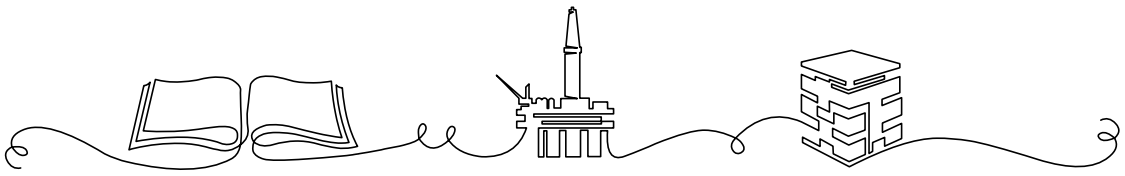
PETROBRAS

Após anos de experiências e conquistas empresariais e tecnológicas, a Petrobras vem acumulando um conhecimento inestimável e singular. Parte desse conhecimento tem sido gerado, transformado e transmitido por nossos empregados que, ao longo da vida profissional, adquirem saberes técnicos específicos e valiosos.

Reconhecer o diferencial e a contribuição dos empregados é muito importante. Reter e disseminar o conhecimento adquirido também. Essa é a inspiração do Programa de Editoração de Livros Didáticos (Peld), que gera valor para novos empregados, mercado e comunidade acadêmica. Temos diversos títulos publicados, entre livros físicos e e-books.

Por meio do Peld, a Universidade Petrobras patrocina todo o processo de editoração do livro, incluindo a impressão de alguns exemplares, assim a obra produzida pode ter aplicação interna nos cursos de formação de novos empregados e na educação continuada, além de ser usada pelo autor no mercado editorial. Temos certeza de que esse movimento amplia o protagonismo dos empregados e fortalece a Petrobras como fonte geradora e propulsora de conhecimento.

Esperamos que a publicação que você tem em mãos, fruto do Peld, contribua para o seu aprendizado e continue movendo a indústria de energia para entregar cada vez mais valor para a sociedade. Vem com a gente!



Prefácio

Este livro é resultado de mais de 20 anos de aulas ministradas na Universidade Petrobras em cursos de Análise de Falhas e outros correlatos pelos autores. Além disso, é resultado de análises de casos reais de falhas, examinados pelos autores em colaboração com várias indústrias. Também é resultado de aulas ministradas na Escola Politécnica da Universidade de São Paulo e em outras instituições.

Este livro não é, portanto, resultado de pesquisas! Uma criança de cinco anos pesquisa continuamente, pois tudo ao seu redor é novidade. Contudo, o técnico ou engenheiro, embasado em décadas de descobertas e conhecimentos consolidados em normas e códigos, não busca descobrir novidades para publicar artigos. Seu objetivo é compreender melhor os conceitos já estabelecidos a fim de aprimorá-los para resolver problemas de maneira mais ágil e econômica.

O livro discute os comportamentos mecânico e metalúrgico relacionados a mecanismos de danos que promovem trincas e fraturas de equipamentos e estruturas metálicas. Não abrange, portanto, mecanismos que provocam perda de espessura, como corrosão e desgaste. Além disso, não contempla metodologias de análise de falhas sob o enfoque de confiabilidade, como árvore de falhas, árvores de causas, análise de causa e efeito, entre outros.

A obra está dividida em dez Capítulos, iniciando com uma introdução e contextualização da análise de falhas, no Capítulo 1. Os Capítulos 2 e 5 abordam esforços e tensões, e mecânica da fratura, respectivamente, com o objetivo de apresentar conceitos fundamentais desses tópicos e a relação deles com os mecanismos de danos e a análise de falha. Os demais capítulos discutem os mecanismos de danos que promovem trincas ou fraturas: sobrecarga dúctil, sobrecarga frágil, trincamento assistido pelo meio, fluência, fadiga, casos especiais de fadiga e fenômenos de fragilização. No Capítulo 6, os mecanismos são apresentados de maneira direta e didática, indicando os fatores críticos e os aspectos relevantes relacionados a falhas de equipamentos metálicos, sem uma discussão aprofundada das teorias que explicam os fenômenos. Para leitores com a intenção de entender e aplicar os conceitos (como técnicos e engenheiros), mais do que inovar (como cientistas), os Capítulos 2, 5 e 6 refletem melhor esse propósito, embora esteja presente em toda a obra.

Colaboração/Agradecimentos

Agradeço ao Instituto SENAI de Tecnologia Solda (SENAI IST Solda), especialmente ao Leandro Guimarães de Oliveira, Rafael Silveira Barbosa e Yuri dos Santos Nascimento, pelos ensaios mecânicos e metalúrgicos que realizamos, incluindo as muitas tentativas e erros, visando obter imagens para o livro. Algumas imagens provêm de análises de falhas que conduzi, com ensaios executados no SENAI IST Solda. Todo esse trabalho foi viabilizado por meio de um convênio entre SENAI IST Solda e Petrobras.

Ao Filipe Maximiano Viana, cuja dedicação como estagiário foi fundamental, auxiliando na confecção de parte das figuras deste livro. Hoje, tenho enorme satisfação de tê-lo como colega engenheiro da Petrobras.

A revisão por pares é uma etapa de grande importância. Nesse sentido, agradeço pelas contribuições de Patrícia Iris da Silva Peres (cap. 1), Rafael Sant'Anna do Nascimento (cap. 2), Marcio Humberto Silva Siqueira (cap. 3 e 4), Fábio de Castro Marangone (cap. 5), Murilo Fonseca Leal (cap. 6), André Freitas Ribeiro (cap. 7 e 10), Luciano Andre Piana (cap. 8 e 9), Francisco Antônio Vieira (cap. 8 e 9) e Clóvis Ribeiro Rodrigues (cap. 10).

Agradeço aos profissionais que gentilmente cederam imagens ou amostras utilizadas no livro: Luciano dos Santos Silva, Gustavo Spera Alves, Tamara Caroline Guimarães Vilela, Daniel Correia Freire Ferreira, Tasso Jose C. S. Martins, Carlos Vinicius Ramos Gonçalves, Roberto Fernandes Castro Junior, Paulo Rogério Tavares da Silva, Fabiano Parizotto dos Santos, Alessandro Santana Cruz, Luiz Tiago Balbi Finkel, Carolina Bittencourt, José Eduardo Campanharo, Maurício Bastos Oliveira, Igor Leonardo P. D. de Santana e outros, todos citados nos créditos das respectivas imagens.

Agradeço a Hermano Cezar Medaber Jambo, José A. C. Ponciano Gomes, Stenio Monteiro de Barros, Milton Franco Moraes, Jorge Luiz Rezende Galvão, Alexandre Antunes de Matos, Luis Antonio de Mello, Édison Santos da Silva, Wallace Silva Carmona, Angélica Dias Salvador, Cássio Barbosa, Pascoal Caria Coelho e a tantos outros (muitos dos quais citados nos parágrafos acima) que fizeram ou fazem parte da minha trajetória profissional.

Agradeço aos profissionais da Universidade Petrobras, que contribuíram direta ou indiretamente para o livro.

Aos meus pais, Antônio Paulo e Arlete, pelos ensinamentos e valores. À minha esposa, Marcela, e aos meus dois maiores sentidos de vida, Marina e Manuela, que, durante os últimos cinco anos, me apoiaram, com enorme paciência, em períodos em que eu estava mergulhado no computador, concentrado na redação do "livro chato" (como era chamado pela Marina).

E, finalmente, ao Paulo Sérgio Carvalho Pereira da Silva, que é uma enorme fonte de inspiração, sem o qual este livro não teria sido concebido.

Espero que esta obra seja útil na formação e em aplicações nas atividades profissionais dos técnicos e engenheiros que atuam na apaixonante e desafiadora área de análise de falhas de materiais.

André da Silva Pelliccione

Gostaria de agradecer a todos aqueles com quem trabalhei em casos concretos de falhas e aprendi muito do que eu sei e um pouco do que eles sabiam. Na certeza de omitir injustamente vários que deveriam ser citados, gostaria de mencionar: Alberto Albuquerque Arantes, o primeiro mestre na Escola Politécnica da Universidade de São Paulo e no Instituto de Pesquisas Tecnológicas de São Paulo, IPT; Andre Beim, da TRESCA, Engenharia, Consultoria e Análise de Tensões; Amilcar Sales, da antiga COPENE, atual BRASKEM; Eduardo Kesler, da Mercedes Benz do Brasil, e, particularmente, a Andre da Silva Pelliccione, da PETROBRAS, sem cuja associação este livro não teria existido.

Gostaria de agradecer também a colaboração do SENAI IST Solda – Rio de Janeiro, executando caprichosamente e com a competência conhecida, os ensaios mecânicos que resultaram nas fraturas que ilustram vários capítulos deste livro, como identificadas nas respectivas descrições.

Se a leitura se mostrar útil aos que procuram, sinto-me recompensado.

Paulo Sérgio Carvalho Pereira da Silva

Currículos

André da Silva Pelliccione

Graduado em engenharia mecânica pelo CEFET-RJ, com mestrado e doutorado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais pela COPPE/UFRJ.

Atualmente, trabalha na Petrobras como engenheiro de equipamentos e consultor. Atua como professor de disciplinas relacionadas a Análise de Falhas, Mecanismos de Deterioração de Equipamentos, Corrosão (Fundamentos, Monitoração e Controle), Seleção de Materiais, Avaliação de Integridade Estrutural, entre outras, em cursos de formação e educação continuada da Universidade Petrobras. Também presta assessoria técnica às diversas áreas da Petrobras nas seguintes especialidades: análise de falhas, seleção de materiais, corrosão, inspeção de equipamentos e avaliação de integridade estrutural.

É autor do livro *Análise de Falhas em Equipamentos de Processo* - Mecanismos de Danos e Casos Práticos e colaborador do livro *Corrosão* - Fundamentos, Monitoração e Controle.

Paulo Sérgio Carvalho Pereira da Silva

Graduado em Engenharia Metalúrgica pela Universidade de São Paulo, Mestrado, Master of Metallurgy (M.Met), pela University of Sheffield, e Doutorado, Doctor of Philosophy (Ph.d), pela University of Sheffield.

Trabalhou no IPT – São Paulo – durante 25 anos e na Escola Politécnica de São Paulo, onde se aposentou como professor titular.

Posteriormente, atuou na Fundação de Apoio Institucional ao Desenvolvimento Técnico Científico e Tecnológico (FAI) da UFSCAR. Possui experiência na área de engenharia de materiais e metalúrgica, com ênfase em análise de falhas e fratura.

Colaborador do livro *Análise de Falhas em Equipamentos de Processo* – Mecanismos de Danos e Casos Práticos.

Sumário

LISTA DE SIGLAS 12

1 INTRODUÇÃO 14
1.1 Considerações iniciais 15
1.2 Inspeção Baseada em Risco (RBI) 15
1.3 Avaliação de integridade estrutural 16
1.4 Análise de falhas 16
1.4.1 Introdução 16
1.4.2 Breve histórico 17
1.4.3 Sequência e objetivo das análises de falhas 17
1.5 Tipos de danos 18
1.6 Mecanismos de danos 19
1.6.1 Mecanismos de danos mecânicos 19
1.6.2 Mecanismos de danos por corrosão 20
1.6.3 Mecanismos de danos por corrosão sob tensão 21
1.6.4 Mecanismos de danos induzidos por hidrogênio 22
1.6.5 Mecanismos de danos metalúrgicos 23
1.7 Causas das falhas 23
1.8 Escopo e organização do livro 25
1.9 Referências 26

2 RESISTÊNCIA 27
2.1 Introdução 28
2.2 Propriedades mecânicas 28
2.2.1 Comportamento elástico 28
2.2.2 Comportamento elasto-plástico 34
2.3 Esforços externos, esforços internos e tensões 36
2.4 Transformação de tensões – Círculo de Mohr 49
2.5 Concentração de tensões 62
2.5.1 Estado plano de deformação – Efeito de entalhes 64
2.6 Comportamento à tração 69
2.6.1 Ensaio de tração 69
2.6.2 Limite de escoamento 75
2.6.3 Critérios de escoamento 77
2.6.4 Equação constitutiva no regime plástico 86
2.7 Classificação de tensões 87
2.7.1 Tensões primárias e secundárias 87
2.7.2 Classificação de tensões para projeto por análise 89

2.8 Tensões residuais **98**
2.8.1 Mecanismo básico do desenvolvimento de tensões residuais 100
2.8.2 Tensões residuais resultantes de trabalho mecânico a frio 104
2.8.3 Tensões residuais resultantes de deposição de camadas 111
2.8.4 Tensões residuais resultantes de efeitos térmicos 111
2.8.5 Tensões residuais resultantes de transformação de fases 113
2.8.6 Tensões residuais em soldagem 120
2.9 Referências **122**
ANEXO **123**

3 DUCTILIDADE E FRATURA DÚCTIL **131**
3.1 Introdução **132**
3.2 Mecanismos de fratura **134**
3.3 Fratura dúctil **136**
3.3.1 Aspectos macroscópicos da fratura dúctil 136
3.3.2 Aspectos microscópicos da fratura dúctil 145
3.3.3 Mecanismo da fratura por dimples (alveolar) 149
3.4 Propagação de uma trinca por mecanismo dúctil **154**
3.5 Referências **155**

4 FRATURA FRÁGIL **157**
4.1 Introdução **158**
4.2 Aspectos macroscópicos da fratura frágil **159**
4.3 Aspectos microscópicos da fratura frágil **168**
4.4 Referências **177**

5 MECÂNICA DA FRATURA **178**
5.1 Introdução **179**
5.1.1 Resistência teórica à fratura 183
5.1.2 Efeito da concentração de tensões – Modelo de Inglis 186
5.1.3 Energia de deformação elástica 187
5.1.4 Propagação instável de uma trinca – Balanço de energia 189
5.1.5 Curvas G e R 194
5.1.6 Análise para carregamento constante e deslocamento constante 200
5.1.7 Obtenção do valor crítico de taxa de liberação de energia (G_c) 206
5.2 Parâmetros utilizados na mecânica da fratura **208**
5.3 Mecânica da Fratura Linear Elástica (MFLE) **208**
5.3.1 Expressões de K_I 212
5.3.2 Zona plástica na ponta da trinca 217
5.3.3 Discussão do Parâmetro K_I 226
5.3.4 Condição *leak before break* 233

5.4 Mecânica da Fratura Elasto-Plástica (MFEP) 236
5.4.1 Crack Tip Opening Displacement (CTOD) 236
5.4.2 Parâmetro J 243
5.5 Procedimento para avaliação por mecânica da fratura 249
5.5.1 Diagrama de Avaliação de Falha (*Failure Assessment Diagram* - FAD) 252
5.6 Mecânica da fratura em análise de falhas 253
5.7 Referências 256

6 TRINCAMENTO ASSISTIDO PELO MEIO 258
6.1 Introdução 259
6.2 Corrosão sob tensão 259
6.2.1 Introdução 259
6.2.2 Casos clássicos 261
6.2.3 Fatores e características da Corrosão sob Tensão (CST) 263
6.2.4 Análise sob enfoque de mecânica da fratura 265
6.2.5 Sistemas (material e meio) 268
6.3 Danos causados por hidrogênio 300
6.3.1 Introdução 300
6.3.2 Flocos 307
6.3.3 Fratura retardada 311
6.3.4 Trinca a frio 316
6.3.5 Danos causados por hidrogênio em meio aquoso contendo H_2S 317
6.3.6 Hidretação 324
6.3.7 Ataque por hidrogênio em altas temperaturas 325
6.3.8 Fragilização por hidrogênio 332
6.4 Corrosão-fadiga 334
6.5 Fragilização por metal líquido e fragilização por metal sólido 340
6.6 Tabela resumo 342
6.7 Referências 343

7 FLUÊNCIA 347
7.1 Deformação em alta temperatura 348
7.1.1 Curvas de fluência 349
7.1.2 Mecanismos de fluência – Mapas de Ashby 353
7.1.3 Influência da tensão e da temperatura 356
7.1.4 Materiais resistentes à fluência 357
7.2 Ductilidade sob fluência 360
7.2.1 Ductilidade e fratura 361
7.2.2 Trinca de alívio de tensões (trinca de reaquecimento) 363
7.3 Fratura por fluência 365
7.3.1 Fratura intergranular - Cavitação 367
7.3.2 Fratura transgranular – Mapas de fratura de Ashby 371

7.4 Previsão de vida sob fluência **373**
7.4.1 Extrapolação para estados triaxiais de tensões 373
7.4.2 Extrapolação por meio de parâmetros 374
7.4.3 Extrapolação por meio de métodos metalográficos 381
7.5 Referências **386**

8 FADIGA **388**
8.1 Conceitos e variáveis mecânicas **389**
8.1.1 Curvas S x N 391
8.1.2 Previsão da vida em fadiga 396
8.1.3 Propagação de trinca de fadiga - Lei de Paris-Erdogan 400
8.1.4 Influência da razão de tensão 405
8.1.5 Fechamento de trinca em fadiga 405
8.1.6 Sobrecarga de tração e redução na taxa de propagação 407
8.1.7 Trincas curtas 409
8.1.8 Filosofias de projeto em fadiga 411
8.1.9 Efeito de variáveis na vida em fadiga 411
8.1.10 Efeito estatístico em fadiga 418
8.1.11 Dano acumulado em fadiga 418
8.1.12 Métodos de contagem de ciclos 421
8.1.13 Fadiga de alto ciclo e fadiga de baixo ciclo 425
8.1.14 Endurecimento cíclico e amolecimento cíclico 428
8.1.15 Estágios em fadiga – Nucleação, propagação e fratura 431
8.2 Aspectos macroscópicos da fratura por fadiga **433**
8.3 Aspectos microscópicos da fratura por fadiga **450**
8.4 Referências **457**

9 CASOS PARTICULARES DE FADIGA **459**
9.1 Fadiga térmica **460**
9.2 Fadiga em parafusos **466**
9.3 *Fretting* e *fretting fatigue* **480**
9.4 Fadiga de contato **484**
9.5 Referências **502**

10 MECANISMOS DE FRAGILIZAÇÃO **503**
10.1 Introdução **504**
10.2 Ensaio de impacto Charpy **504**
10.2.1 Variáveis do material que afetam a temperatura de transição dúctil-frágil 516
10.3 Fenômenos de fragilização **526**
10.3.1 Fenômenos que induzem fratura predominantemente por clivagem 526
10.3.2 Fenômenos que induzem fratura predominantemente intergranular 547
10.3.3 Queima e superaquecimento 555
10.4 Referências **555**

Lista de siglas

AHAT – Ataque por hidrogênio em altas temperaturas

AIDE - *Adsorption-Induced Dislocation Emission*

AISI - *American Iron and Steel Institute*

API - *American Petroleum Institute*

ASME - *American Society of Mechanical Engineers*

ASTM - *American Society for Testing and Materials*

CCC - Cúbico de Corpo Centrado

CFC - Cúbico de Face Centrada

CMOD - *Crack Mouth Opening Displacement*

CST – Corrosão sob Tensão

CTOD - *Crack Tip Opening Displacement*

DEA – Dietanolamina

DNB – *Departure from Nucleate Boiling*

DTT - Ductility Transition Temperature

EDS - *Energy Dispersive X-ray Spectroscopy*

END – Ensaios Não Destrutivos

EPD – Estado Plano de Deformação

EPT – Estado Plano de Tensão

FAD - *Failure Assessment Diagram*

FATT - *Fracture Appearance Transition Temperature*

FMEA - *Failure Mode and Effect Analysis*

FTP - *Fracture Transition Plastic*

HCN – Trincamento sob Tensão por Cianeto

HEDE - *Hydrogen-Enhanced Decohesion*

HELP - *Hydrogen-Enhanced Localized Plasticity*

HIC – *Hydrogen Induced Cracking*

HTHA – *High Temperature Hydrogen Attack*

ISO – *International Organization for Standardization*

LBB – *Leak Before Break*

LM – Parâmetro de Larson-Miller

LME – *Liquid Metal Embrittlement*

MB – Metal Base

MDEA – Metildietanolamina

MEA – Monoetanolamina

MEF – Método de Elementos Finitos

MEV – Microscópio Eletrônico de Varredura

MF – Mecânica da Fratura

MFEP – Mecânica da Fratura Elasto-plástica

MFLE – Mecânica da Fratura Linear Elástica

MPC - *Materials Properties Council*

NACE - *National Association of Corrosion Engineers*

NDT - *Nil Ductility Temperature*

OSD - Parâmetro de Orr-Sherby-Dorn

RBI – *Risk-based inspection*

RTJ - *Ring Type Joint*

SAE - *Society of Automotive Engineers*

SCC – *Stress Corrosion Cracking*

SDZ - *Singularity Dominated Zone*

SME – *Solid Metal Embrittlement*

SSC – *Sulfide Stress Cracking*

SSY – *Small Scale Yielding*

TIH – Trincamento Induzido por Hidrogênio

TIHOH - Trincamento Induzido por Hidrogênio Orientado por Tensão

TR – Tensões Residuais

TTAT – Tratamento Térmico de Alívio de Tensões

TTS - *Tribologically Transformed Structure* (Capítulo 9)

TTS – Trincamento sob Tensão por Sulfeto (Capítulo 6)

ZC – Zona de Cisalhamento

ZF – Zona Fibrosa

ZLP - Zonas Livres de Precipitados

ZP – Zona Plástica

ZR – Zona Radial

ZTA – Zona Termicamente Afetada

1 INTRODUÇÃO

1.1 Considerações iniciais 15

1.2 Inspeção Baseada em Risco (RBI) 15

1.3 Avaliação de integridade estrutural 16

1.4 Análise de falhas 16

1.5 Tipos de danos 18

1.6 Mecanismos de danos 19

1.7 Causas das falhas 23

1.8 Escopo e organização do livro 25

1.9 Referências 26

André da Silva Pelliccione
Paulo Sérgio Carvalho Pereira da Silva

1.1 Considerações iniciais

Os possíveis **mecanismos de danos** de equipamentos de processos devem ser previstos já na etapa de projeto. Além disso, a equipe de **inspeção de equipamentos** deve avaliar e garantir a integridade dos equipamentos, considerando, entre outros fatores, os possíveis mecanismos de deterioração que podem ocorrer durante a vida útil deles. Por fim, em caso de falha de um componente, deve ser efetuada a **análise de falha** para que sejam identificados o(s) seu(s) mecanismo(s) e causa(s) e, com isso, tomadas ações para evitar novas ocorrências.

Dentro da atividade de inspeção de equipamentos se destacam a **inspeção baseada em risco**; **avaliação de integridade estrutural e mecânica da fratura**; e **análise de falhas**. Na Figura 1 é mostrada a linha do tempo referente ao desenvolvimento dessas atividades.

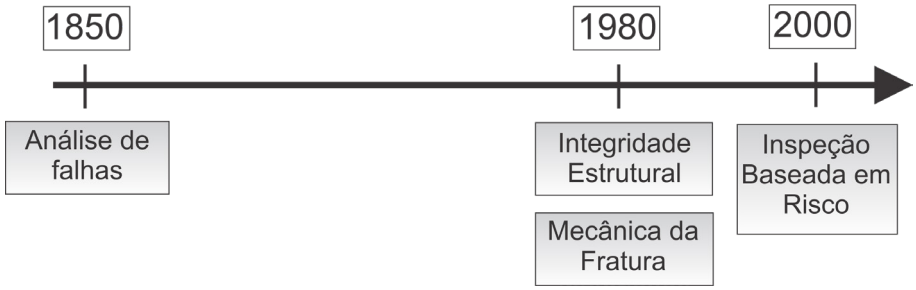


Figura 1. Linha do tempo referente à análise de falhas; avaliação de integridade estrutural e mecânica da fratura; e inspeção baseada em risco. Fonte: os autores.

1.2 Inspeção Baseada em Risco (RBI)

A inspeção baseada em risco (RBI) é uma metodologia de análise de risco, com a finalidade de otimizar o programa de inspeção de equipamentos estáticos (vasos de pressão, tubulações, tanques, etc.), baseada na probabilidade de falha e consequência dessas falhas. A probabilidade de falha é calculada para os componentes de cada equipamento das unidades de processo, considerando os potenciais mecanismos de danos e frequências das falhas. A consequência de falha é calculada a partir dos impactos aos equipamentos, às pessoas, ao meio ambiente etc. Essa abordagem permite otimizar os recursos de inspeção, concentrando-se principalmente nos equipamentos e seus componentes que oferecem maior risco.

A inspeção baseada em risco deve ser precedida pelo conhecimento dos tipos de mecanismos de danos a que um determinado equipamento ou grupo de equipamentos está sujeito.

O método desenvolvido pela API foi inicialmente publicado em 2000[1], como API PUBL 581 - *Risk-Based Inspection* [1]. Em 2008, a publicação se tornou a prática recomendada API RP 581, *Risk-Based Inspection Technology*. Em 2016 foi lançada a terceira revisão da API RP 581, intitulada *Risk-based Inspection Methodology*, com adendos em 2019 e 2020 [2].

[1]Anteriormente, em 1996, foi divulgado o resultado preliminar da pesquisa do RBI JIP (*Joint Industry Project*), como API PUBL 581 - *Base Resource Document on Risk Based Inspection*.

Em 2002, dois anos depois da publicação da API PUBL 581, foi lançada a prática recomendada API RP 580 *Risk-Based Inspection* [3]. O API RP 580 tem como objetivo introduzir os princípios e orientar em relação aos elementos básicos para o desenvolvimento e implementação de um programa de inspeção baseada em risco, enquanto que o API RP 581 fornece métodos de cálculos quantitativos para definir um plano de inspeção. A quarta edição do API RP 580 foi lançada em 2023 [4].

1.3 Avaliação de integridade estrutural

A avaliação de integridade estrutural corresponde à verificação de adequação ao uso de equipamentos em operação e emprega metodologias de avaliação e critérios de aceitação para verificar se descontinuidades existentes são aceitáveis. A avaliação de integridade estrutural, portanto, tem como objetivo definir se um equipamento que contém uma determinada descontinuidade pode continuar em operação nas condições previstas ou, então, quais são os limites operacionais possíveis para que ele continue em serviço.

Os procedimentos de avaliação devem ser precedidos pela identificação do mecanismo de dano, a fim de se determinar se a análise é referente a uma **descontinuidade estática** ou a uma **descontinuidade em progressão**. Neste último caso, pode-se fazer uma avaliação da **vida residual** se, para o mecanismo atuante, for possível esse tipo de análise.

Em 1980 foi lançada a primeira edição da publicação PD 6493, um guia para métodos de avaliação de descontinuidades em estruturas soldadas. Esse documento sofreu revisões em 1991 e em 1999, quando foi lançada a BS 7910 (*Guide on Methods for Assessing the Acceptability of Flaws in Metallic Structures*).

Em 2000, foi lançada a prática recomendada API 579. O ASME uniu forças com o API e, em 2007, foi lançada a norma conjunta API 579-1/ASME FFS-1. Esses documentos são utilizados para avaliação de integridade estrutural de equipamentos em serviço que contêm descontinuidades. Em 2019 foi publicada a quarta edição da BS 7910 [5]. Outras versões do API 579-1/ASME FFS-1 foram lançadas em 2016 [6] e em 2021 [7].

Este livro não aborda diretamente avaliação de integridade estrutural, já que as normas citadas definem os procedimentos de análise e critérios de aceitação. No livro, para casos específicos, são explicitados conceitos teóricos em que se baseiam as metodologias de análise, por exemplo, nos capítulos de Mecânica da Fratura, Fadiga e Fluência.

1.4 Análise de falhas

1.4.1 Introdução

Várias definições de falha são empregadas na indústria. De forma geral, falha é um termo que indica que um componente ou equipamento deixou de desempenhar a função para o qual foi projetado.

Análise de falhas consiste na avaliação de componentes já comprometidos e tem como objetivo identificar o(s) mecanismo(s) de dano e causa(s) relacionada(s), com o intuito de propor medidas para evitar novas ocorrências.

A finalidade mais nobre da análise de falhas é contribuir para o aprimoramento do projeto sem correr o risco de torná-lo economicamente inviável pelo excesso de segurança introduzido. A experiência acumulada pelos fabricantes de equipamentos, máquinas e estruturas se baseia, em grande parte, em análises de falhas anteriores, ainda que isso não conste em catálogos ou propostas. Os aspectos puramente comerciais ou legais de uma falha não são os mais importantes em longo prazo, por maiores que sejam os montantes envolvidos.

1.4.2 Breve histórico

A rigor, a análise de falhas sempre existiu, porém era realizada de forma empírica. A partir da metade do século XIX, começou a ser realizada de forma mais sistematizada, motivada principalmente por constantes acidentes ferroviários. Para se ter uma ideia, no final do século XIX, jornais do Reino Unido noticiavam "o acidente ferroviário mais grave da semana"! Em muitos casos, os acidentes eram provocados por fadiga de eixos, acoplamentos e trilhos. Um marco histórico foi o acidente de uma locomotiva, saindo de Versalhes para Paris (mais precisamente entre as estações Bellevue e Meudon), que ocorreu em 11 de maio de 1842, provocando mais de 50 fatalidades [8], [9].

Outras falhas históricas, relacionadas a trincas ou fraturas de componentes metálicos, que também ocorreram no século XIX:

- Explosão de caldeiras aparafusadas ou rebitadas, devido à "fragilização cáustica" (corrosão sob tensão em meio aquoso contendo NaOH).
- Trincas em estojos de munição de armamentos do exército britânico, durante a ocupação na Índia, devido à corrosão sob tensão por amônia (chamado de *season cracking, porque ocorriam principalmente na estação das chuvas*).

Posteriormente, ocorreram outras falhas históricas relacionadas a trincas e fraturas, entre as quais podem ser citadas: naufrágio do Titanic (1912); falha estrutural e fratura frágil dos *Liberty ships* (1942-1952); falha dos aviões *Comet* (1950); colapso da Silver Bridge (1967) etc.

Algumas dessas falhas serão detalhadas nos capítulos dos Mecanismos de Danos correspondentes.

1.4.3 Sequência e objetivo das análises de falhas

O objetivo de uma análise de falha é determinar a(s) **causa(s) raiz(es)** e, a partir daí, propor uma solução para evitar novas ocorrências. Primeiro, deve ser identificado o **tipo de dano** e, na sequência, devem ser determinados o(s) **mecanismo(s) de dano** e a(s) **causa(s) da falha**. As **recomendações** para evitar novas ocorrências são definidas a partir da(s) causa(s). A Figura 2 ilustra a sequência correta. Um erro comum é pular etapas, por exemplo, a partir do tipo de dano determinar a(s) causa(s) da falha, sem a identificação prévia do(s) mecanismo(s), ou, pior ainda, a partir do tipo de dano propor recomendações sem a identificação do(s) mecanismo(s) e causa(s) da falha. Nesses casos, é evidente que as recomendações propostas dificilmente serão efetivas para evitar novas ocorrências de falhas.

Análise de falha não deve ser confundida com controle da qualidade. A primeira tem como objetivo a determinação da(s) causa(s), enquanto o segundo visa verificar adequação a uma determinada especificação.

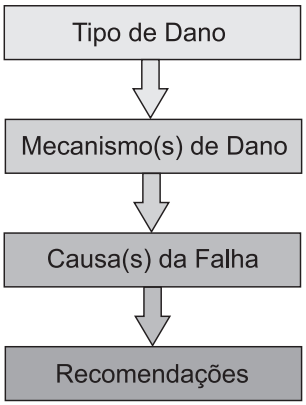


Figura 2. Sequência de uma análise de falha. Fonte: os autores.

1.5 Tipos de danos

A API PUBL 581 – 2000 [1], que foi editada antes da API RP 571 - *Damage Mechanisms Affecting Fixed Equipment in the Refining Industry* [10], classifica os danos em:

- Tipos de Danos, e
- Mecanismos de Danos.

Os diferentes ensaios não destrutivos (ENDs) identificam os **tipos de danos** que devem ser, posteriormente, analisados, para a identificação do **mecanismo** que provocou o dano.

As descontinuidades de fabricação (falta de fusão, falta de penetração, mordedura, embicamento etc.) não estão classificadas como tipos de danos. Podem ser submetidas a uma análise de criticidade a fim de se evitar reparos desnecessários.

Os tipos de danos, características e símbolos correspondentes são mostrados na Tabela 1 [1].

Tipo de dano	Característica	Símbolo
Perda de espessura	Generalizada, localizada ou alvéolos/pites	PE
Trincas superficiais	Trincas conectadas à superfície	TS
Trincas embebidas	Trincas subsuperficiais	TE
Microtrincas/Microcavidades	Localizadas abaixo da superfície	MT/MC
Alterações estruturais	Alterações microestruturais	AE
Alterações dimensionais	Mudanças nas dimensões de um componente	AD
Empolamento	Deformação plástica superficial induzida por hidrogênio	EM
Alterações de propriedades	Mudanças nas propriedades do material metálico	AP

Tabela 1. Tipo de dano, características e símbolos correspondentes. Modificado de [1].

É importante salientar que, em uma definição mais ampla, o tipo de dano corresponde ao efeito físico de um mecanismo de dano sobre um componente. A maioria pode ser detectada visualmente ou por ENDs, conforme descrito anteriormente. Por exemplo, ensaio por líquidos penetrantes e partículas magnéticas podem ser usados para detecção de trincas superficiais (TS); ultrassom pode ser empregado para detecção de trincas embebidas (TE) etc. No entanto, alguns tipos de danos – por exemplo, perda de tenacidade (alteração de propriedades - AP) provocada por fragilização ao revenido em aços Cr-Mo – não pode ser detectada por ENDs.

1.6 Mecanismos de danos

Mecanismos de danos são fenômenos que produzem os tipos de danos. Conforme descrito anteriormente, para efetuar análise de falhas, avaliação de integridade estrutural e inspeção baseada em risco de equipamentos e componentes, é necessário identificar os mecanismos de danos.

Os Mecanismos de Danos descritos na API PUBL 581: 2000 [1] são divididos em:

- Danos mecânicos
- Danos por corrosão
- Danos por corrosão sob tensão (CST)
- Danos induzidos por hidrogênio
- Danos metalúrgicos

Existem maneiras distintas de classificar os mecanismos de danos. Por exemplo, as classificações dos mecanismos de danos do API 581:2000 [1] não são exatamente iguais às classificações referenciadas no API 571:2003 [10].

1.6.1 Mecanismos de danos mecânicos

Os mecanismos de danos mecânicos e os tipos de danos associados são indicados na Tabela 2. Algumas considerações importantes devem ser feitas:

i. Os cinco primeiros mecanismos provocam desgaste e, consequentemente, perda de espessura. Não serão abordados neste livro.

ii. Todos os demais mecanismos provocam trinca ou fratura.

iii. No passado, o termo sobrecarga estava associado apenas à sobrecarga dúctil. Hoje, são usados os termos sobrecarga dúctil e sobrecarga frágil.

iv. Fluência não deve ser confundida com propagação de uma trinca por fluência.

v. Apesar de não estar contemplada na lista do API 581:2000 [1], flambagem, que é resultado de uma instabilidade mecânica, também é um mecanismo de dano mecânico que pode provocar deformação plástica, além de trincamento ou fratura.

Mecanismos de danos mecânicos	Tipo(s) de dano(s)
Erosão (sólidos)	PE
Impingimento	PE
Cavitação	PE
Desgaste (*sliding wear*)	PE
Corrosão-erosão	PE
Fadiga mecânica	TS, TE
Fadiga térmica	TS
Corrosão-fadiga	TS
Fluência e *Stress rupture*	MT/MC, TE, TS, AE, AD
Trincamento por fluência	MT/MC, TE, TS
Thermal Ratcheting (Colapso incremental)	TS, AD
Sobrecarga dúctil	AD, PE
Sobrecarga frágil	AE, AP
Flambagem	AD, TS

Tabela 2. Mecanismos de danos mecânicos e tipos de danos associados. Modificado de [1].

1.6.2 Mecanismos de danos por corrosão

Os mecanismos de danos por corrosão são indicados na Tabela 3. Observações:

i. Todos esses mecanismos provocam perda de espessura (PE), portanto, não serão abordados neste livro.

ii. Essa lista combina fenômenos de corrosão (por exemplo, corrosão galvânica e corrosão seletiva) e meios corrosivos (por exemplo, ácido clorídrico e ácido sulfúrico). Essa é uma confusão comum em corrosão, uma vez que pode ser classificada em função do mecanismo (fenômeno), meio corrosivo e morfologia. Evidentemente, todos os três estão relacionados. Por exemplo, para os casos classificados pelo meio corrosivo existem as particularidades fenomenológicas para cada caso específico e as morfologias típicas. Também é importante ressaltar que há mecanismos de corrosão eletroquímica, os quais ocorrem na presença de um eletrólito, geralmente composto por água e outros compostos (por exemplo, corrosão por HCl, corrosão por CO_2 etc.); e mecanismos de corrosão em altas temperaturas, em que não é necessária a presença de eletrólito na fase líquida (por exemplo, oxidação em alta temperatura, sulfetação etc.), sendo as abordagens fenomenológicas distintas para ambos os casos.

iii. Nem todos os mecanismos e meios corrosivos estão listados nessa tabela.

iv. Corrosão-erosão foi classificada como mecanismo de dano mecânico, mas também é um mecanismo de dano por corrosão.

Mecanismos de danos por corrosão	
Corrosão por água do mar	Corrosão por ácidos orgânicos em meio aquoso
Corrosão por ácido clorídrico	Corrosão atmosférica
Corrosão por CO_2	Corrosão pelo solo
Corrosão por água ácida (*sour water*)	Corrosão por cinzas fundidas
Corrosão por ácido sulfúrico	Oxidação em alta temperatura
Corrosão por ácido fluorídrico	Corrosão em alta temperaturas pelo H_2S (sulfetação)
Corrosão por ácido fosfórico	Corrosão por ácidos naftênicos
Corrosão por soda cáustica	Corrosão galvânica
Corrosão por água de resfriamento	Corrosão seletiva (*dealloying*)
Corrosão por água de caldeira/condensado	Corrosão por célula oclusa (frestas/sob depósito)
Corrosão por condensação de gases de exaustão	Corrosão sob isolamento
Corrosão pela formação de sais (ex.: NH_4Cl e NH_4HS)	Corrosão induzida por microrganismos

Tabela 3. Mecanismos de danos por corrosão. Modificado de [1].

1.6.3 Mecanismos de danos por corrosão sob tensão

Os mecanismos de danos por corrosão sob tensão (CST) são indicados na Tabela 4. Esse tópico será detalhado no Capítulo 6. Observações:

i. Todos os mecanismos de CST provocam trincas superficiais (TS).

ii. A lista original do API 581:2000 [1] indica alguns meios corrosivos que podem provocar CST. No entanto, não relaciona o(s) material(is) específico(s) que podem sofrer CST nesses meios.

iii. Essa lista está incompleta, ou seja, não cita todos os meios em que pode ocorrer CST. A API 581:2000 [1] inclui corrosão-fadiga e fragilização por metal líquido (LME) dentro da classificação de CST. Esses mecanismos são associados a trincamento assistido pelo meio, mas não foram incluídos na Tabela 4, uma vez que:

- Corrosão-fadiga é provocada por tensões cíclicas e não tensões estáticas;
- LME ocorre na presença de metais líquidos de baixo ponto de fusão, sendo que pode haver o início de trincamento mesmo sem a presença de tensão de tração. O tipo de dano associado é trinca superficial. No Capítulo 6, serão abordados fragilização por metal líquido e fragilização por metal sólido.

Mecanismos de danos por corrosão sob tensão (CST)	
Meio	**Principais materiais afetados**
Amina	Aço carbono e aços de baixa liga
Amônia diluída	Algumas ligas de cobre
Amônia anidra	Aço carbono
NaOH ou KOH	Aço carbono, aços de baixa liga e aços inoxidáveis austeníticos
Carbonato	Aço carbono e aços de baixa liga
Cloreto	Aços inoxidáveis austeníticos e aços inoxidáveis duplex
Ácido politiônico	Aços inoxidáveis austeníticos sensitizados
Ácido fluorídrico	*Alloy* 400 e *Alloy* K-500
Etanol grau combustível	Aço carbono
Água/Água com cloreto	Algumas ligas de alumínio de alta resistência (ex.: 7075 e 2024) e algumas ligas de alumínio da série 5XXX sensitizadas

Tabela 4. Mecanismos de danos por corrosão sob tensão. Modificado de [1].

1.6.4 Mecanismos de danos induzidos por hidrogênio

Os mecanismos de danos induzidos por hidrogênio e os tipos de danos correspondentes são indicados na Tabela 5. Esse tópico será detalhado no Capítulo 6. Observações:

i. Existe uma confusão muito grande na literatura em relação aos mecanismos e nomenclatura dos fenômenos provocados por hidrogênio.

ii. Outros mecanismos de danos induzidos por hidrogênio, como flocos e fragilização por hidrogênio em ligas de cobre, não estão citados.

Mecanismos de danos induzidos por hidrogênio	Tipo(s) de dano(s)
Empolamento por hidrogênio	EM, TE, TS, AD
Trincamento induzido por hidrogênio (HIC)	TE, TS
Trincamento induzido por hidrogênio orientado por tensão (SOHIC)	TE, TS
Trincamento sob tensão por sulfeto (SSC)	TS
"Hidretação" em ligas de titânio (*titanium hydriding*)[2]	TE, TS, AE
Ataque por hidrogênio em altas temperaturas (HTHA)	MC/MT, AE, TE, TS
Fratura retardada	TS
Trincamento a frio	TS
Fragilização por hidrogênio	TS, AP

Tabela 5. Mecanismos de danos induzidos por hidrogênio. Modificado de [1].

[2] Esse mecanismo se caracteriza pela formação de hidretos de titânio que fragilizam o material.

1.6.5 Mecanismos de danos metalúrgicos

Os mecanismos de danos metalúrgicos e os tipos de danos correspondentes são indicados na Tabela 6. Esses mecanismos envolvem alguma alteração estrutural (metalúrgica) e dependem de tempo e temperatura, sendo abordados no Capítulo 10.

Observações:

Nem todos os mecanismos de alteração metalúrgica estão listados na Tabela 6.

Mecanismos de danos metalúrgicos	Tipo(s) de dano(s)
Esferoidização e Grafitização	AE, AP
Fragilização ao revenido	AE, AP
Fragilização por fase sigma	AE, AP
Fragilização a 475 °C	AE, AP
Descarbonetação	AE, AP
Carbonetação	AE, AP
Metal dusting	AE, PE
Nitretação	AE, AP
Fragilização da martensita revenida (*TME*)	AE, AP
Envelhecimento por deformação (*strain aging*)	AE, AP
Perda de resistência por super envelhecimento	AE, AP

Tabela 6. Mecanismos de danos metalúrgicos. Modificado de [1].

Nem todos os mecanismos estão listados nessas tabelas. Os mecanismos de danos gerados durante a soldagem (trinca de solidificação, trinca a frio etc.) não estão incluídos nas tabelas. Outros mecanismos que podem ocorrer durante operação, por exemplo, trinca em solda dissimilar, trinca de reaquecimento[3] etc. também não estão listados.

1.7 Causas das falhas

Normalmente, vários fatores contribuem, de forma simultânea, para a ocorrência de uma falha. Trata-se de determinar aquele(s) que, uma vez eliminado(s), evitaria(m) novas ocorrências. Existem casos em que há mais de uma causa de falha. Considere o seguinte exemplo: um vaso de pressão fraturou durante o teste hidrostático. No caso em questão, o aço sofreu envelhecimento, o que levou à fragilização, durante operação normal em elevadas temperaturas, em virtude de o projetista não ter considerado essa possibilidade na etapa de seleção de material. Além disso, a fratura ocorreu a partir de uma trinca, que foi gerada durante a soldagem de fabricação. Outro fator adicional foi a execução

[3] Trinca de reaquecimento também pode ocorrer durante o tratamento térmico de alívio de tensões residuais pós soldagem. Esse tópico será abordado no Capítulo 7.

inadequada do teste hidrostático, submetendo o equipamento a uma pressão acima da pressão de teste definida pelo código de projeto. Nesse caso, com base na análise de mecânica da fratura (considerando a tensão máxima decorrente da pressão do teste; o tamanho da trinca gerada na soldagem; e a tenacidade à fratura do material devido à fragilização), foi verificado que, se não houvesse um desses três fatores, a falha não ocorreria. Nesse exemplo, portanto, existem três causas. Um equívoco é achar que uma dessas causas, agindo sozinha, provocaria o mesmo tipo de falha. Esse tipo de erro leva, com frequência, a tentativas **frustradas** de reprodução de uma falha, por meio de experimentos, para provar um diagnóstico.

As possíveis causas de falhas dos equipamentos e estruturas são:

i. Material

As falhas de material ocorrem quando a composição química, o processo de fabricação, tratamento térmico etc. não atendem à especificação definida. Considere o seguinte exemplo: um flange, especificado como ASTM A182 Gr. F316L, trincou durante o aperto dos estojos. A especificação A182 trata de componentes forjados. Na análise de falha foi evidenciado que o flange era fundido; além disso, o teor de carbono estava bem acima do máximo especificado e não foi realizado tratamento térmico para solubilização. Esses fatores, associados, contribuíram para a redução de tenacidade e consequente falha durante o aperto.

É importante ressaltar que falha de material não deve ser confundida com seleção inadequada de material[4]. Também não deve ser confundida com falha de montagem, quando é instalado um componente de material diferente do especificado em projeto. Em ambos os casos, a causa da falha não é material!

Na realidade, falha de material não é a mais comum, apesar dos leigos acharem que geralmente os componentes falham por "culpa do material".

ii. Projeto

As falhas de projeto são mais comuns em projetos novos[5]. Elas podem ocorrer quando não são seguidos os procedimentos de cálculo e critérios de aceitação, geralmente definidos em códigos e normas de projeto. Também podem ocorrer em função do desconhecimento ou desconsideração de variáveis e condições operacionais relevantes. Além disso, a seleção inadequada de material, em virtude do desconhecimento do projetista em relação a possíveis mecanismos de danos (que podem ocorrer durante a operação ou até mesmo durante a parada do equipamento), pode ocasionar falhas prematuras.

iii. Fabricação

Algumas descontinuidades podem ser geradas durante a fabricação do equipamento ou componente, decorrentes da soldagem, usinagem etc. Por essa razão, além do controle de qualidade, é importante a realização da inspeção de fabricação, de forma a detectar possíveis defeitos que podem levar à falha do equipamento ou componente em operação.

[4] A seleção de material ocorre na etapa de projeto.

[5] É considerado como projeto novo aquele em que não existe equipamento similar, em condições operacionais similares.

iv. Montagem

Ocorre quando são cometidos desvios durante a etapa de montagem do equipamento. Por exemplo: foi instalado um tubo de caldeira de aço carbono em um superaquecedor de uma caldeira. O equipamento estava operando dentro das condições previstas em projeto, porém falhou prematuramente em virtude de alteração metalúrgica (grafitização) e fluência. O material especificado para o tubo do superaquecedor era um aço de baixa liga (ASTM A213 Gr. T22), contendo 2,25%Cr e 1%Mo, o qual é imune à grafitização e possui maior resistência à fluência. Nesse caso, a causa da ruptura do tubo de aço carbono não foi a falha de material, mas sim de montagem! Em outras palavras, "a culpa" não foi do material, mas sim "de quem efetuou a instalação do tubo de material que não atendia à especificação de projeto (ASTM A213 Gr. T22)"!

v. Utilização

O descontrole ou a alteração de alguma variável (pressão, temperatura, contaminantes etc.) não previstos no projeto podem levar à falha prematura dos componentes ou equipamentos. Exemplos: incidência de chama em um tubo de forno, levando à ruptura por sobrecarga associada a sobreaquecimento; tratamento inadequado e baixa vazão da água de resfriamento, propiciando deposição de particulados e corrosão sob depósito em tubos de permutador de calor etc.

O envelhecimento (alteração metalúrgica ao longo do tempo), fluência e outros mecanismos de danos progressivos também podem levar à falha prematura do equipamento. Isso deve ser levado em consideração na etapa de seleção de material, considerando a evolução desses mecanismos ao longo do tempo e a vida útil do componente ou equipamento.

No exemplo descrito no início do item 1.7, a fragilização do material (envelhecimento) foi uma falha de projeto decorrente de seleção inadequada de material; a trinca gerada na soldagem foi uma falha de fabricação, enquanto a elevada pressão de teste hidrostático foi uma falha de utilização.

1.8 Escopo e organização do livro

No livro são estudados os comportamentos mecânico e metalúrgico relacionados a mecanismos de danos que provocam trincas e fraturas de equipamentos e estruturas metálicas.

O livro não abrange metodologias de análise de falhas sob o enfoque de confiabilidade; por exemplo, árvore de falhas, árvores de causas, análise de causa e efeito e FMEA[6].

Também não é escopo do livro apresentar o procedimento para a realização de análise de falhas.

Os capítulos do livro estão organizados a partir dos diferentes mecanismos de danos, com exceção dos Capítulos 2 e 5. Alguns mecanismos importantes não são abordados, como desgaste e corrosão generalizada. O livro contempla a análise de fraturas, de um lado, e a análise do comportamento de trincas, do outro. O primeiro é particularmente importante no caso de componentes fabricados em

[6] *FMEA – Failure Mode and Effect Analysis*

série, como é o caso típico da indústria automotiva (parafusos, molas, virabrequins, rolamentos, engrenagens etc.), enquanto que o segundo se torna relevante para a análise da estabilidade estrutural de equipamentos, como os utilizados nas indústrias de petróleo, química, petroquímica e de papel (vasos de pressão, caldeiras, trocadores de calor, tubulações etc.). De qualquer maneira, é fundamental entender o(s) mecanismo(s) e a(s) causa(s) que levaram ao trincamento ou fratura, de maneira a evitar novas ocorrências.

1.9 Referências

[1] AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE. **Risk-Based Inspection**. Publication 581, 1. ed., Washington, D.C., May 2000. 333 p.

[2] AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE. **Risk-Based Inspection**: Methodology. API Recommended Practice 581, 3. ed., April 2016, Addendum 1, April 2019, Addendum 2, October 2020, Washington, D.C., 2020. 652 p.

[3] AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE. **Risk-based Inspection**. API RP 580, May 2002. Washington, D.C., 2002. 60 p.

[4] AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE. **Elements of a Risk-Based Inspection Program**. API RP 580, August 2023. Washington, D.C., 2023. 99 p.

[5] BRITISH STANDARDS INSTITUTION. **Guide to methods for assessing the acceptability of flaws in metallic structures**. BS 7910 December 2019. London, 2019. 535 p.

[6] AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE; AMERICAN SOCIETY OF MECHANICAL ENGINEERS. **Fitness-For-Service**. API 579-1/ASME FFS-1, June 2016, Washington, D.C, 2016. 1292 p.

[7] AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE; AMERICAN SOCIETY OF MECHANICAL ENGINEERS. **Fitness-For-Service**. API 579-1/ASME FFS-1, December 2021. Washington, D.C, 2021. 1478 p.

[8] SURESH, S. **Fatigue of Materials**. Cambridge: Cambridge University Press, 1998. 679 p.

[9] KRUPP, Ulrich. **Fatigue Crack Propagation in Metals and Alloys**: Microstructural Aspects and Modelling Concepts. New Jersey: J. Wiley, 2007. 311 p.

[10] AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE. **Damage Mechanisms Affecting Fixed Equipment in the Refining Industry**. API RP 571 2003, 1.ed. December 2003. Washington, D. C., 2003. 254 p.

2 RESISTÊNCIA

2.1 Introdução 28

2.2 Propriedades mecânicas 28

2.3 Esforços externos, esforços internos e tensões 36

2.4 Transformação de tensões – Círculo de Mohr 49

2.5 Concentração de tensões 62

2.6 Comportamento à tração 69

2.7 Classificação de tensões 87

2.8 Tensões residuais 98

2.9 Referências 122

ANEXO 123

André da Silva Pelliccione
Paulo Sérgio Carvalho Pereira da Silva

2.1 Introdução

O projeto mecânico de estruturas e equipamentos envolve o conhecimento dos carregamentos e tensões atuantes, além das propriedades mecânicas dos materiais. Em análise de falhas, esses conceitos também são importantes, conforme será detalhado neste capítulo.

2.2 Propriedades mecânicas

Neste tópico será feita uma breve revisão de propriedades mecânicas e alguns conceitos metalúrgicos relacionados.

A curva da Figura 1 representa esquematicamente o resultado típico de um ensaio de tração de um corpo de prova metálico que não apresenta escoamento descontínuo. Por meio dessa curva, podemos lembrar de vários conceitos importantes.

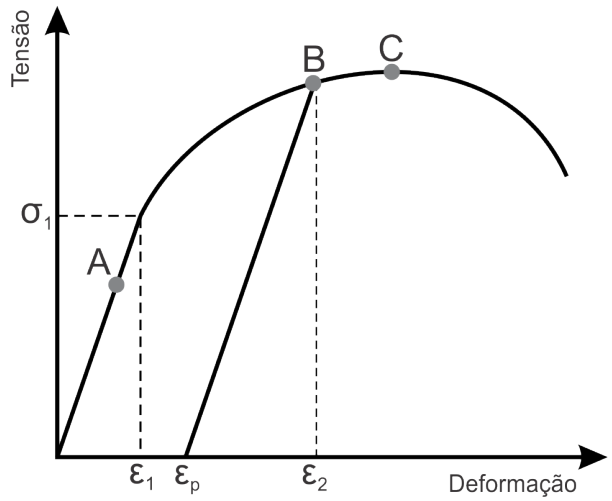


Figura 1. Curva tensão x deformação. Regimes elástico e plástico. Fonte: os autores

2.2.1 Comportamento elástico

Quando um material metálico é tracionado abaixo da tensão σ_1, correspondente à deformação ε_1 (por exemplo, o ponto A da Figura 1), o seu comportamento é elástico. Isso significa que o material não apresenta deformação permanente quando descarregado.

Nos metais e ligas metálicas, a relação σ-ε, no regime elástico, é linear. A equação constitutiva é a lei de Hooke[1]:

[1] Esse é um caso particular da lei de Hooke generalizada (que será mostrada adiante), quando as tensões nas outras duas direções são iguais a zero.

$$\sigma = E.\varepsilon \qquad 2.1$$

Onde:

σ = tensão normal;

E = módulo de Young ou de elasticidade;

ε = deformação específica.

Nessa equação, o parâmetro E é característico do material (isto é, composição química e estrutura) e varia com a temperatura e velocidade de solicitação.

Os materiais cerâmicos também são linearmente elásticos, enquanto que os polímeros só apresentam esse comportamento abaixo de uma certa temperatura, chamada de temperatura de transição vítrea. Os materiais compósitos (por exemplo, ferro fundido cinzento[2]) em geral também não são linearmente elásticos. Essas diferenças derivam dos mecanismos que operam no regime elástico nos diferentes materiais. Nos metais e demais sólidos que seguem a lei de Hooke (linearmente elásticos), o que ocorre é uma variação da distância de equilíbrio entre os átomos (parâmetro cristalino), sob o efeito da tensão.

A Figura 2 mostra um modelo relacionado a esse mecanismo: as esferas que representam os átomos no reticulado cristalino se deformam, tornando-se elipsoides. Os átomos retornam à forma original quando descarregados.

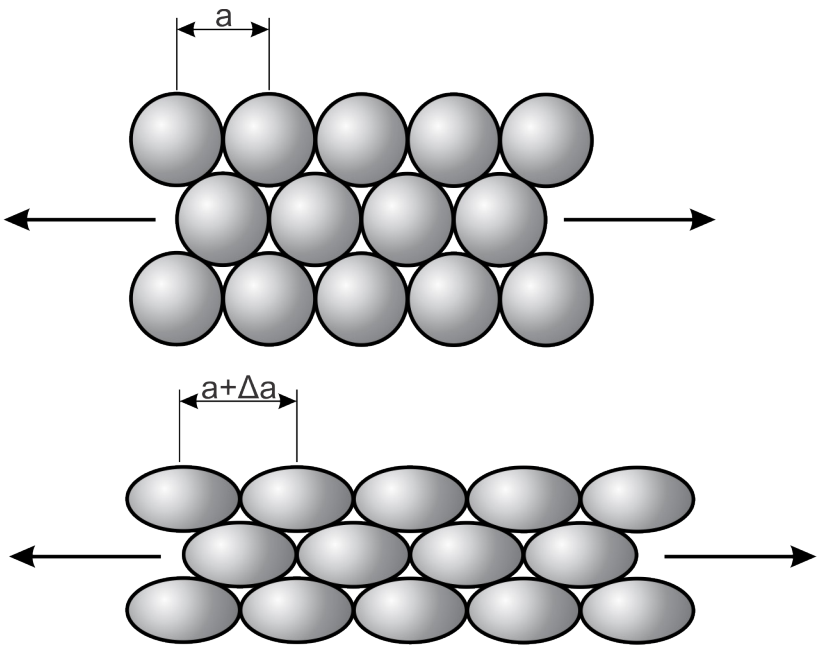


Figura 2. Modelo de deformação elástica. Fonte: os autores.

Podem-se tirar duas conclusões importantes desse mecanismo:

[2] Ferro fundido cinzento pode ser considerado como compósito, pois é composto por matriz metálica e grafita (carbono).

a. se a deformação elástica corresponde a uma alteração do parâmetro cristalino, ela pode ser determinada por raios X. Portanto, as tensões residuais, as quais são limitadas pelo escoamento, podem ser determinadas por difração de raios X.

b. se as esferas se transformam em elipsoides, a deformação longitudinal é acompanhada por uma deformação transversal de sinal contrário (sem que nessa direção transversal atuem tensões).

Conforme a Figura 3 e a Equação *2.2*, a relação entre essas deformações define o coeficiente de Poisson. Tal efeito tem importantes consequências, como será visto adiante, por exemplo, na formação de um estado triaxial de tensões na ponta de um entalhe ou trinca. Valores típicos dos parâmetros elásticos em temperatura ambiente são apresentados na Tabela 1.

$$\varepsilon_x = -\upsilon . \varepsilon_y \qquad 2.2$$

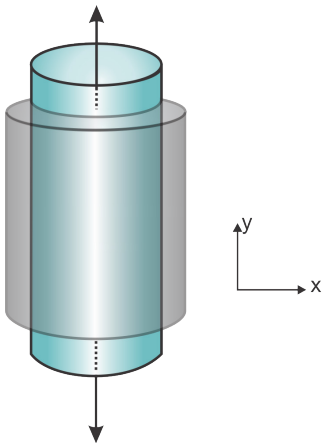


Figura 3. Representação do efeito de Poisson em barra uma submetida a esforço de tração uniaxial. Fonte: os autores

Módulo de Elasticidade (E)	Aço	210 GPa
	Alumínio	70 GPa
	Cobre	110 GPa
Coeficiente de Poisson (ν)	Metais	0,25 a 0,35

Tabela 1. Valores típicos dos parâmetros elásticos em temperatura ambiente. Fonte: os autores

A lei de Hooke generalizada, com ε explícito, isto é, ε = f (σ), deduzida a seguir, pode ser empregada para prever a deformação de um determinado sólido provocada por estado multiaxial de tensões. Para a dedução das relações entre as deformações e tensões normais, considere um elemento de material isotrópico, conforme representado na Figura 4. O cubo cinza corresponde a um elemento de material não deformado, enquanto que o cubo verde representa o elemento deformado.

Considere uma componente de tensão normal atuando na direção y, conforme mostrado na Figura 4a.

A deformação em y correspondente será:

$$\varepsilon_y = \frac{\sigma_y}{E} \qquad 2.3$$

Adicionalmente, há contração lateral com deformação nas direções x e z correspondente a:

$$\varepsilon_x = \varepsilon_z = -\nu.\varepsilon_y = -\nu.\frac{\sigma_y}{E} \quad (2.4)$$

Com a tensão na direção x (Figura 4b), teremos:

$$\varepsilon_x = \frac{\sigma_x}{E} \quad (2.5)$$

$$\varepsilon_y = \varepsilon_z = -\nu.\varepsilon_x = -\nu.\frac{\sigma_x}{E} \quad (2.6)$$

De forma similar, com a tensão na direção z (Figura 4b), teremos:

$$\varepsilon_z = \frac{\sigma_z}{E} \quad (2.7)$$

$$\varepsilon_x = \varepsilon_y = -\nu.\varepsilon_z = -\nu.\frac{\sigma_z}{E} \quad (2.8)$$

Portanto, as deformações totais nas direções x, y e z serão:

$$\varepsilon_x = \frac{1}{E}[\sigma_x - \nu.(\sigma_y + \sigma_z)] \quad (2.9)$$

$$\varepsilon_y = \frac{1}{E}[\sigma_y - \nu.(\sigma_x + \sigma_z)] \quad (2.10)$$

$$\varepsilon_z = \frac{1}{E}[\sigma_z - \nu.(\sigma_x + \sigma_y)] \quad (2.11)$$

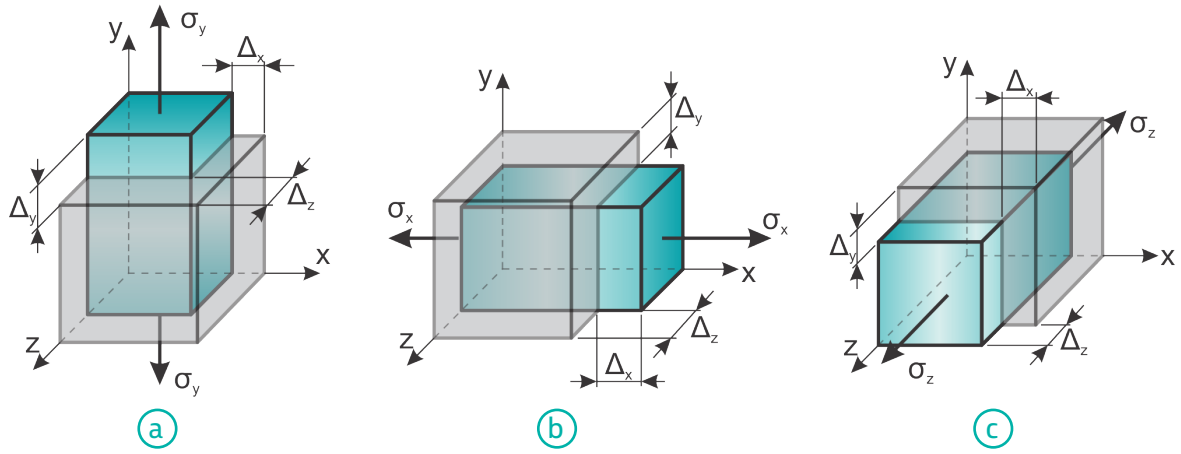


Figura 4. Elemento de material submetido à tensão na direção y (a), na direção x (b) e na direção z (c). Fonte: os autores.

De maneira análoga ao módulo de elasticidade, o módulo de rigidez transversal corresponde à tensão de cisalhamento dividida pela deformação de cisalhamento, conforme esquematizado na Figura 5 e mostrado na Equação *2.12*.

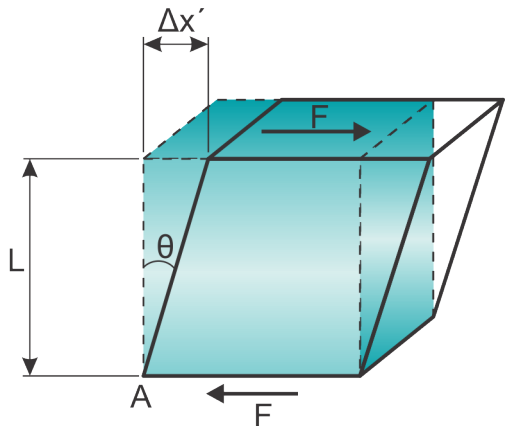


Figura 5. Representação esquemática da deformação de cisalhamento. Os ângulos estão majorados na figura para facilitar a visualização. Fonte: os autores.

Note que essa definição, chamada de deformação angular de cisalhamento, não parte de um cubo em equilíbrio! Como se verá adiante, outra definição de deformação, a deformação de cisalhamento tensorial, terá que ser definida (ver item 2.5.1).

$$G = \frac{V/A_0}{\Delta x'/L} = \frac{\tau}{\gamma} \qquad 2.12$$

Onde:

G = módulo de rigidez transversal;

V = esforço de cisalhamento;

A_0 = área inicial da seção transversal;

Δx´ = deslocamento;

L = distância entre os planos;

τ = tensão de cisalhamento;

γ = deformação de cisalhamento (angular).

O ângulo em A (Figura 5), que originalmente corresponde a 90°, é reduzido de um pequeno valor θ, devido à aplicação de uma tensão de cisalhamento τ. A deformação de cisalhamento corresponde ao deslocamento (Δx´) dividido pela distância entre os planos (L). A relação Δx´/L é a tangente do ângulo θ que, para pequenos valores (o que geralmente ocorre), corresponde ao próprio valor do ângulo. Sendo assim, a deformação de cisalhamento pode ser expressa como ângulo de rotação.

$$\gamma = \frac{\Delta x'}{L} = tg(\theta) = \theta \qquad 2.13$$

Onde:

θ = ângulo em que o elemento foi rotacionado (em radianos).

Para a análise completa, devem ser acrescentadas as deformações específicas de cisalhamento, que podem ser dadas na forma tensorial (ε), como será visto no item 2.5.1, ou na forma angular (γ), sendo:

$$\gamma = 2\varepsilon \tag{2.14}$$

$$\gamma_{yz} = \frac{1}{G}\tau_{yz} \tag{2.15}$$

$$\gamma_{xz} = \frac{1}{G}\tau_{xz} \tag{2.16}$$

$$\gamma_{xy} = \frac{1}{G}\tau_{xy} \tag{2.17}$$

Em todo caso, por meio do círculo de Mohr das deformações específicas tensoriais (ε), é fácil de se provar a relação entre G e E (Equação *2.18*), conforme será demonstrado item 2.5.1, já que existem apenas duas constantes elásticas independentes em materiais isotrópicos:

$$G = \frac{E}{2(1+\nu)} \tag{2.18}$$

Na realidade, o problema normalmente se apresenta ao contrário. Isto é, o que se mede são as deformações e se deseja calcular as tensões, que não possuem existência real, da mesma forma que Força, ente matemático, que só é medida pelos seus efeitos (deformações ou acelerações).

Por meio das Equações *2.9, 2.10* e *2.11*, σ pode ser explícito, conforme mostrado nas Equações *2.19*, *2.20* e *2.21*.

$$\sigma_{xx} = \frac{E}{(1+\nu)(1-2\nu)}\left[(1-\nu)\varepsilon_{xx} + \nu\left(\varepsilon_{yy} + \varepsilon_{zz}\right)\right] \tag{2.19}$$

$$\sigma_{yy} = \frac{E}{(1+\nu)(1-2\nu)}\left[(1-\nu)\varepsilon_{yy} + \nu(\varepsilon_{xx} + \varepsilon_{zz})\right] \tag{2.20}$$

$$\sigma_{zz} = \frac{E}{(1+\nu)(1-2\nu)}\left[(1-\nu)\varepsilon_{zz} + \nu\left(\varepsilon_{xx} + \varepsilon_{yy}\right)\right] \tag{2.21}$$

As tensões de cisalhamento podem ser obtidas por meio das Equações *2.15* a *2.17*.

Considere um componente submetido a um estado plano de tensão ($\sigma_x = 0$, $\tau_{xz} = 0$, $\tau_{yz} = 0$) em que os valores das deformações e as propriedades do material correspondem a:

$\varepsilon_x = 500.10^{-6}$

$\varepsilon_y = -800.10^{-6}$

$\gamma_{xy} = 300.10^{-6}$

E = 200 GPa

ν = 0,30

Quais são as tensões (σ_{xx}, σ_{yy} e τ_{xy}) e a deformação (ε_z) correspondentes?

Como é estado plano de tensão, as equações de σ_{xx} e σ_{yy} podem ser obtidas a partir das equações da lei de Hooke generalizada para deformação (Equações *2.9*, *2.10* e *2.11*), com $\sigma_z = 0$.

$$\sigma_{xx} = \frac{E(\varepsilon_{xx} - \nu\varepsilon_{yy})}{1-\nu^2} = 57{,}1MPa \quad (2.22)$$

$$\sigma_{yy} = \frac{E(\varepsilon_{yy} - \nu\varepsilon_{xx})}{1-\nu^2} = -142{,}9\ MPa \quad (2.23)$$

$$G = \frac{E}{2.(1+\nu)} = 76{,}9\ GPa \quad (2.24)$$

$$\gamma_{xy} = \frac{\tau_{xy}}{G} \Rightarrow \tau_{xy} = G.\gamma_{xy} = 23{,}1\ MPa \quad (2.25)$$

$$\varepsilon_{zz} = \frac{1}{E}\left[-\nu.\left(\sigma_x + \sigma_y\right)\right] = 128.10^{-6} \quad (2.26)$$

Note que a tensão na direção z é zero, mas a deformação na mesma direção não é igual a zero.

2.2.2 Comportamento elasto-plástico

O mecanismo responsável pela deformação plástica dos metais, em temperaturas abaixo daquelas em que a fluência se torna importante, é detalhadamente descrito em livros de Metalurgia Física. Os metais se deformam plasticamente graças ao movimento conservativo de discordâncias[3], promovendo o escorregamento de determinados planos atômicos uns sobre os outros. Após o movimento, os átomos ocupam posições de equilíbrio, não havendo retorno para as posições antigas quando o material é descarregado. Esse escorregamento ocorre com os átomos na forma de elipsoides, havendo a correspondente recuperação elástica durante o descarregamento. Isso está mostrado no ponto B da Figura 1, sendo:

ε_P = deformação permanente;

ε_2 = deformação total sob carga;

$\varepsilon_2 - \varepsilon_P$ = recuperação elástica (*spring back*).

O ponto de máximo na curva (C) define o limite de resistência. A partir desse ponto, a tensão não é mais uniaxial e a deformação específica não é mais uniforme, devido ao fenômeno da estricção (formação do pescoço), como será visto mais adiante.

Com o auxílio da Figura 1, podemos introduzir um conceito inicial de várias propriedades mecânicas, como resumido na Tabela 2 e representado na Figura 6.

[3] Esse movimento de discordâncias é denominado *glide* ou escorregamento.

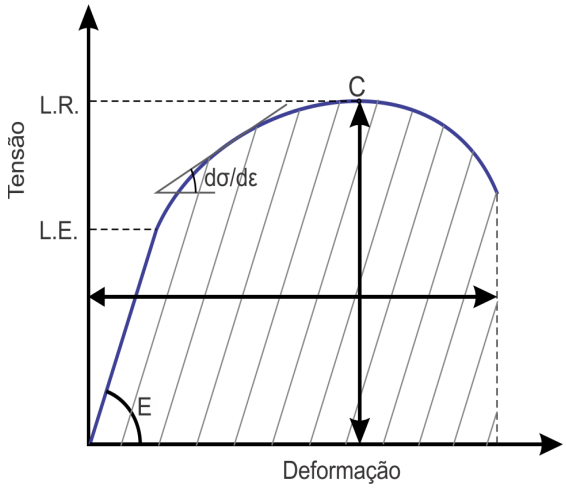


Figura 6. Curva tensão x deformação e relação com propriedades mecânicas. Fonte: os autores.

Propriedade	Conceito	Parâmetro
Resistência	Tensão necessária para provocar deformação plástica ou para, em tração, atingir a instabilidade. ALTURA DA CURVA	L.E., L.R.
Ductilidade	Capacidade do material deformar sem que ocorra fratura. LARGURA DA CURVA	AL, R.A.
Rigidez	Resistência à deformação em estado elástico. INCLINAÇÃO DA RETA NA REGIÃO ELÁSTICA	E
Tenacidade	Energia absorvida antes da fratura. Combinação adequada entre resistência e ductilidade. ÁREA SOB A CURVA	FATT, K_{IC} etc.
Encruamento	Estado em que se encontra o material deformado plasticamente. DEFORMAÇÃO NUM PONTO	
Taxa de encruamento	DERIVADA NUM PONTO	$d\sigma/d\varepsilon$

Tabela 2. Propriedades mecânicas. Fonte: os autores.

Onde:

L.E. = limite de escoamento;

L.R. = limite de resistência;

AL = alongamento ($\Delta l/l_0$), onde Δl é a variação do comprimento e l_0 é o comprimento inicial;

R.A. = redução de área ($\Delta A/A_0$), onde ΔA é a variação de área e A_0 é a área inicial;

E = módulo de elasticidade;

FATT = *Fracture Appearance Transition Temperature* (Temperatura de Transição de Aparência da Fratura);

K_{IC} = tenacidade à fratura;

$d\sigma/d\varepsilon$ = taxa de encruamento. É a derivada da tensão em relação à deformação.

Além dessas propriedades, que podem ser representadas na curva, ainda devem ser citadas:

Propriedade	Conceito	Parâmetro
Dureza	Resistência à deformação plástica num determinado estado de tensões, gerada por um penetrador	HV, HB, HRC etc.
Resistência à fadiga	Resistência a tensões cíclicas	N_f, Limite de fadiga
Resistência à fluência	Resistência à deformação e/ou fratura em altas temperaturas	t_R, ε_S

Tabela 3. Outras propriedades. Fonte: os autores.

HV = dureza Vickers;

HB = dureza Brinell;

HRC = dureza Rockwell C;

N_f = número de ciclos até a falha;

t_R = tempo de ruptura;

ε_S = taxa de fluência no regime estacionário (estágio II).

2.3 Esforços externos, esforços internos e tensões

Há uma certa confusão na nomenclatura e nos tipos de carregamento e tensões empregados em mecânica dos sólidos e em códigos de projeto mecânico. O objetivo deste tópico não é o aprofundamento em conceitos de resistência dos materiais ou projeto mecânico, já que existem excelentes publicações que tratam desses temas, mas sim distinguir os diferentes tipos de esforços e tensões, e correlacioná-los com tipos e mecanismos de danos que provocam trincas ou fraturas.

A tensão em um ponto de um sólido submetido a um carregamento é um tensor. Para estudar o seu efeito, é usual analisar os componentes desse tensor, que variam em função do plano considerado. Em um plano genérico há um componente normal e dois de cisalhamento. Os exemplos mostrados a seguir mostram a importância desses conceitos:

- Fratura frágil ocorre no plano onde a tensão normal é máxima, chamado de plano principal.
- Tensões de cisalhamento provocam deformação plástica.
- Nucleação de uma trinca de fadiga mecânica ocorre em planos sujeitos a elevadas tensões de cisalhamento, enquanto que a propagação ocorre no plano principal, onde a tensão normal é máxima.

Portanto, é importante compreender, distinguir e correlacionar os esforços externos, esforços internos e tensões (mais precisamente, componentes do tensor de tensões). A Tabela 4 resume esses conceitos.

Esforço externo		Esforço interno	Tensão
Axial	Tração	Força normal	Normal
	Compressão	Força cortante	Cisalhamento
Flexão		Momento fletor	
Torção		Momento torsor	
Cisalhamento			
Contato			
Térmico			
Inercial			

Tabela 4. Esforços externos, esforços internos e tensões. Fonte: os autores.

Qualquer esforço externo ou combinação de esforços provocará tensões normais e de cisalhamento.

A maioria das estruturas está sujeita a esforços axiais, de flexão, de torção ou uma combinação desses. Outros esforços, que serão detalhados nos itens ou capítulos subsequentes, também podem ser relevantes em determinadas situações, por exemplo:

- esforços de cisalhamento - provocam tensões normais e de cisalhamento no componente, podendo ocorrer, por exemplo, em um rebite.
- esforços de contato - responsáveis por *pitting* em rolamentos e dentes de engrenagem.
- esforços térmicos - ocorrem em consequência de temperatura e restrição. A restrição pode ser externa (por exemplo, devido a uma suportação) ou interna (promovida por gradiente de temperatura).
- esforços inerciais - efeitos dinâmicos resultantes da aceleração, como os que ocorrem em peças com movimento alternado (por exemplo, uma válvula de motor de explosão) ou em componentes com movimento de rotação (por exemplo, uma biela).

Conforme estudado em resistência dos materiais, é importante correlacionar os tipos de esforços internos com as respectivas tensões geradas (vide Tabela 5).

Esforço interno		Tensão
Força normal	Causa	Tensão normal
Força cortante	Causa	Tensão de cisalhamento[4]
Momento fletor	Causa	Distribuição de tensão normal
Momento torsor	Causa	Distribuição de tensão de cisalhamento

Tabela 5. Correlação entre esforços internos e tensões. Fonte: os autores.

Os exemplos mostrados a seguir reforçam esses conceitos. Para as análises, são considerados componentes de material homogêneo, de seção uniforme e sem concentradores de tensão.

[4] A tensão de cisalhamento em vigas possui uma distribuição, sendo zero nas superfícies superior e inferior ($y = \pm h/2$) e máxima na linha neutra. Em uma viga de seção retangular, por exemplo, a distribuição de tensão de cisalhamento é parabólica, com valor máximo na linha neutra e zero nas superfícies superior e inferior.

a. Viga engastada submetida a esforço de flexão

Considere uma viga em I, engastada em uma das extremidades e submetida a um carregamento Q na extremidade oposta (Figura 7a).

A pergunta a ser respondida é: caso a carga seja suficientemente alta, onde a viga irá fraturar e por quê? A resposta para essa questão depende da análise dos esforços externos, esforços internos e tensões correspondentes.

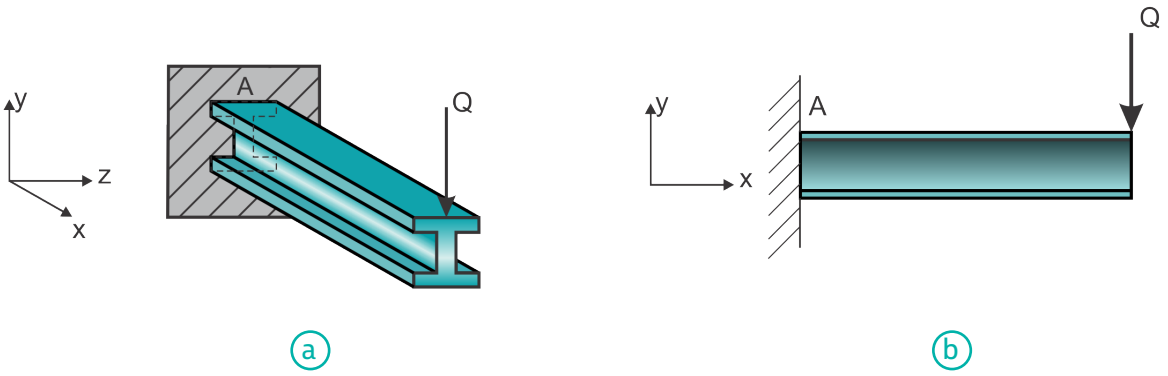


Figura 7. Viga engastada, submetida a esforço de flexão. (a) Perspectiva. (b) Plano xy. Fonte: os autores.

i. Análise dos esforços externos

Para iniciar a análise, é necessário construir o diagrama de corpo livre (Figura 8). Para equilibrar o esforço externo Q, uma força de mesma intensidade e sentido contrário deve ser aplicada na viga (no plano A), denominada V_A. Em função do surgimento de um binário, um momento M_A também deve ser aplicado na viga para garantir o equilíbrio.

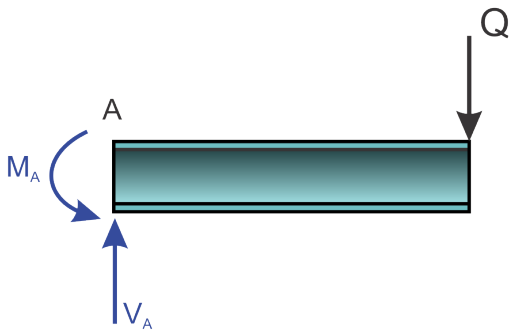


Figura 8. Diagrama de corpo livre. Fonte: os autores.

ii. Análise dos esforços internos

A viga deve ser seccionada em um plano transversal qualquer para análise dos esforços internos. Em seguida, o equilíbrio de forças e momentos em cada trecho deve ser estabelecido, conforme Figura 9.

A carga V_B e o momento M_B, localizados no plano de corte B, correspondem à força cortante e ao momento fletor, respectivamente. Esses são os esforços internos na viga.

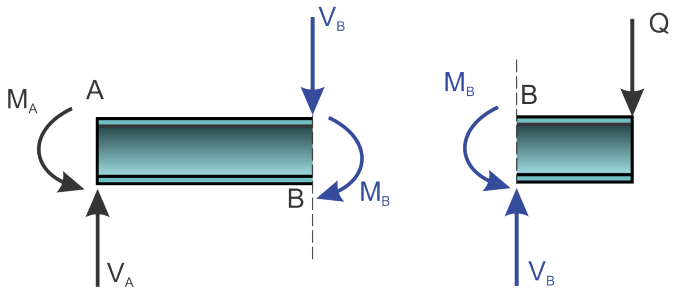


Figura 9. Esforços internos. Fonte: os autores.

iii. Análise das tensões atuantes

As tensões são obtidas a partir dos esforços internos. No caso em análise, existem força cortante e momento fletor como esforços internos. A força cortante provocará tensão de cisalhamento e o momento fletor provocará distribuição de tensão normal, conforme mostrado na Tabela 5.

Com base na Figura 10 e nas Equações *2.27* a *2.30*, é possível construir os diagramas de esforço cortante e momento fletor, mostrados na Figura 11. O esforço cortante será constante ao longo da viga (Figura 11a) e o máximo momento fletor estará localizado na região de engaste (Figura 11b). A convenção de sinais adotada é mostrada na Figura 12. Para os diagramas de momento fletor foi adotada convenção considerando que os valores positivos de momentos são desenhados do lado das fibras inferiores e os valores negativos do lado das fibras superiores da viga.

$$M_A = Q.L \tag{2.27}$$

$$Q = V_A \tag{2.28}$$

$$M_B = Q.x \tag{2.29}$$

$$Q = V_B \tag{2.30}$$

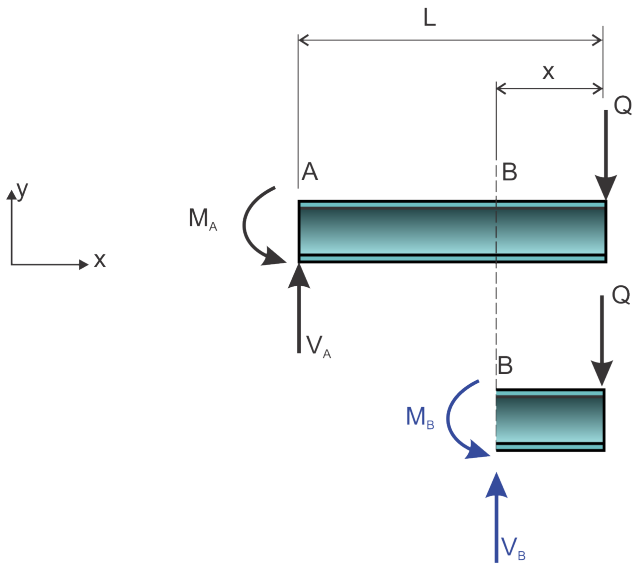


Figura 10. Corte no plano B para análise do momento fletor. Fonte: os autores.

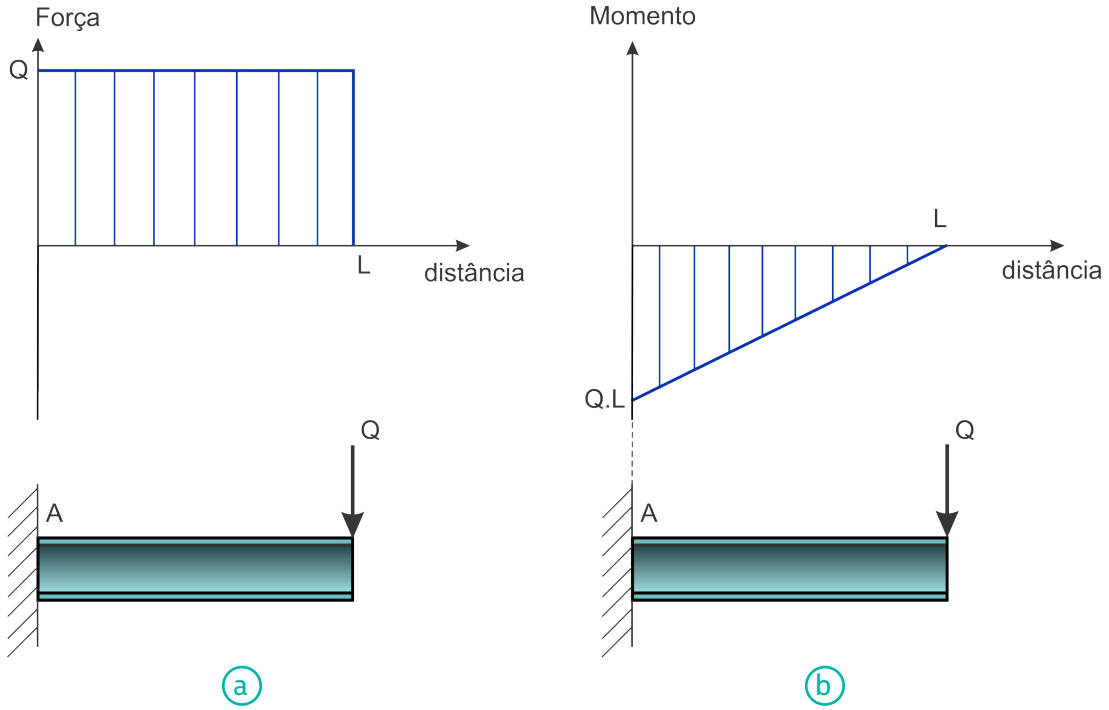


Figura 11. (a) Diagrama de esforço cortante. (b) Diagrama de momento fletor. Fonte: os autores.



Figura 12. Convenção de sinais para força cortante e momento fletor. Fonte: os autores.

A tensão normal causada pelo momento fletor pode ser calculada pela equação da flexão para o regime elástico (Equação *2.31*). Portanto, a máxima tensão normal estará localizada na região superior do engaste (região A), mostrada na Figura 7a.

$$\sigma_x = \frac{M.y}{I} \qquad 2.31$$

Assim, mecanismos de falhas induzidos por tensão normal (por exemplo, fratura frágil e corrosão sob tensão) ocorreriam a partir dessa região.

Nesse caso da viga engastada, também há outro aspecto relevante, que é a direção de propagação da trinca. Consideremos uma trinca por fadiga, a qual se propaga no plano principal, onde a tensão normal é máxima e a tensão de cisalhamento é zero. A propagação da trinca não ocorrerá no plano da seção transversal (plano yz da Figura 7), já que nesse plano existe tensão de cisalhamento, oriunda do esforço cortante. A trinca irá propagar "para dentro do engaste", acompanhando o plano principal. Os conceitos relacionados a tensões principais e planos principais serão esclarecidos no tópico 2.4. Nesse tópico, o exemplo da viga engastada será mostrado novamente, indicando como os planos principais e as magnitudes das tensões principais variam ao longo da seção transversal e ao longo da viga (ver Figuras 40 e 41).

Onde:

σ_x = tensão normal (direção x);

M = momento fletor aplicado na seção;

I = momento de inércia da área da seção transversal da viga em relação ao plano neutro;

y = distância entre a linha neutra e a região de interesse.

A Figura 13 resume a metodologia de avaliação. Incialmente devem ser analisados os esforços externos. Em seguida, devem ser estabelecidos os esforços internos. A partir dos esforços internos são obtidas as tensões correspondentes. Com base nas tensões e nas direções em que atuam, é possível estabelecer uma correlação com a localização e com a orientação de trincas ou fraturas, considerando o mecanismo de dano esperado ou identificado.

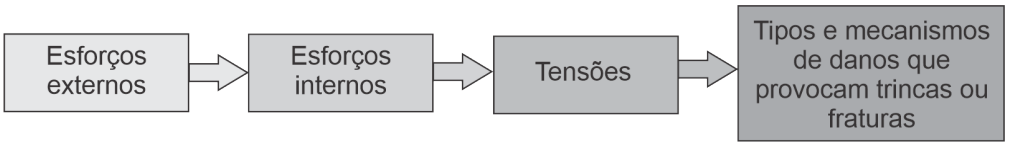


Figura 13. Resumo da metodologia de análise. Fonte: os autores.

b. Viga biapoiada, submetida a esforço de flexão ("flexão em 3 pontos")

Considere uma viga em I biapoiada, submetida a uma carga Q em seu ponto médio, conforme mostrado na Figura 14a. Essa é a configuração de um ensaio de flexão em 3 pontos. O diagrama de corpo livre, onde são indicados os esforços externos, é mostrado na Figura 14b.

Os diagramas de esforço cortante e momento fletor estão indicados na Figura 15. O momento fletor máximo está localizado no ponto médio da viga (Figura 15b). Como consequência, a máxima tensão de tração causada pelo momento fletor (esforço interno) estará situada na região inferior da viga, no plano onde a carga Q está aplicada. Fenômenos como fratura frágil ou fadiga, portanto, começariam nessa região, conforme esquematizado por uma trinca na Figura 15b.

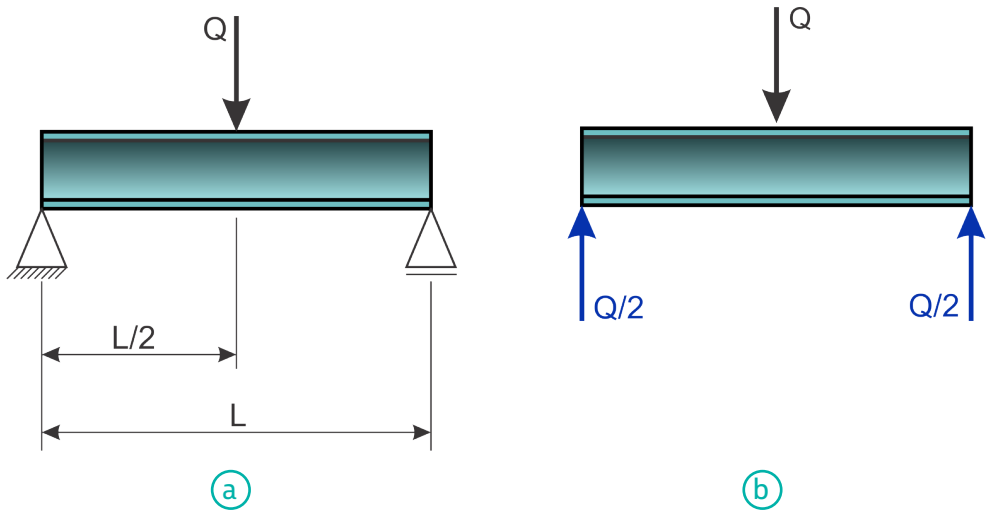


Figura 14. (a) Viga biapoiada, submetida a esforço de flexão. (b) Diagrama de corpo livre. Fonte: os autores.

Observação: nos casos típicos de fadiga, a iniciação da(s) trinca(s) ocorre em planos de elevada tensão de cisalhamento (estágio I) e a propagação ocorre no plano normal à máxima tensão de tração (estágio II). As microtrincas no estágio I de fadiga geralmente atingem cerca de dois a cinco grãos do material, exceto em casos específicos (por exemplo, torção pura e fadiga de contato). Dessa forma, macroscopicamente, a fratura por fadiga ocorrerá no plano da tensão principal, na maioria dos casos.

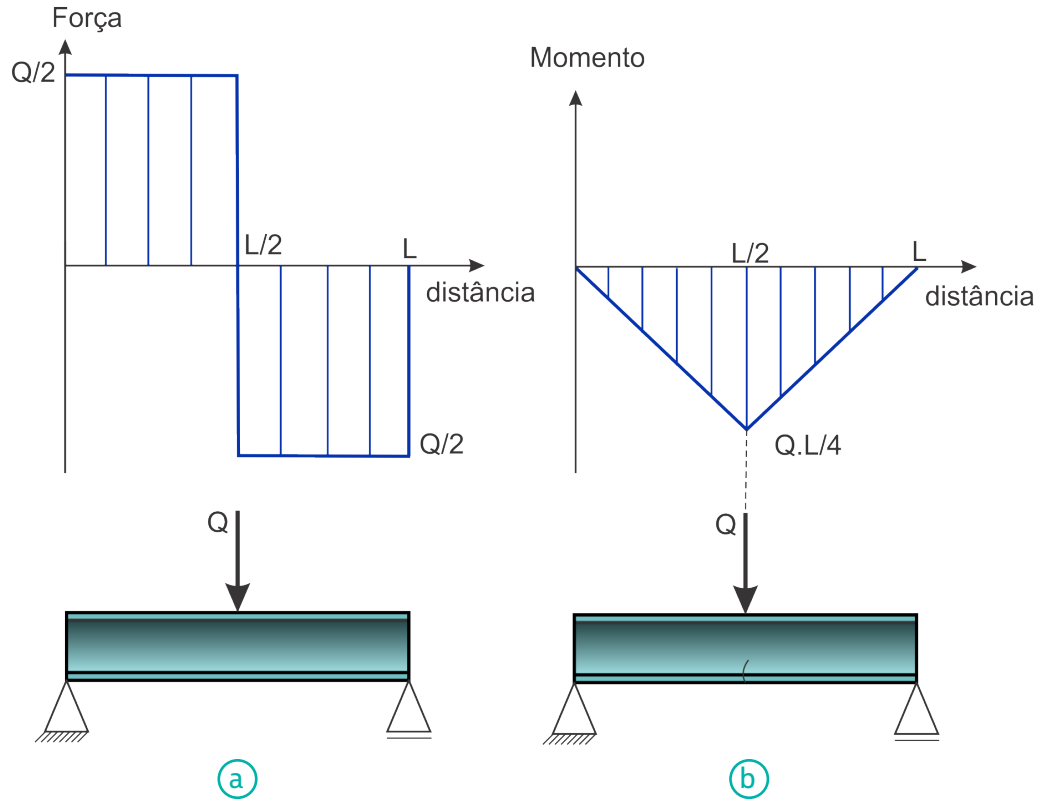


Figura 15. (a) Diagrama de esforço cortante. (b) Diagrama de momento fletor. Fonte: os autores.

c. Viga biapoiada, submetida a esforço de flexão ("flexão em 4 pontos")

Considere uma viga biapoiada submetida a um esforço de flexão, com aplicação de uma força Q em dois pontos equidistantes das extremidades, conforme Figura 16a. Essa é a configuração típica de um ensaio de flexão em 4 pontos. O diagrama de corpo livre é mostrado na Figura 16b.

Os diagramas de esforço cortante e momento fletor correspondentes estão indicados na Figura 17. Na região entre os pontos de aplicação das cargas, a força cortante será zero e o momento fletor será máximo e constante (Figura 17b). Dessa forma, a máxima tensão de tração causada pelo momento fletor não estará localizada em apenas um plano, como no caso anterior, mas sim nos planos localizados na região entre os pontos de aplicação das cargas Q. A viga, portanto, poderia fraturar em qualquer região entre os pontos de aplicação de carga, a partir da superfície inferior (indicada pela elipse da Figura 17b), ou, no caso de uma solicitação alternada (fadiga), a trinca teria probabilidade de nuclear com tensões mais baixas. Esse fato justifica a maior criticidade do ensaio de flexão em 4 pontos, quando comparado com ensaio de flexão em 3 pontos, realizados com o mesmo valor da tensão na fibra mais solicitada.

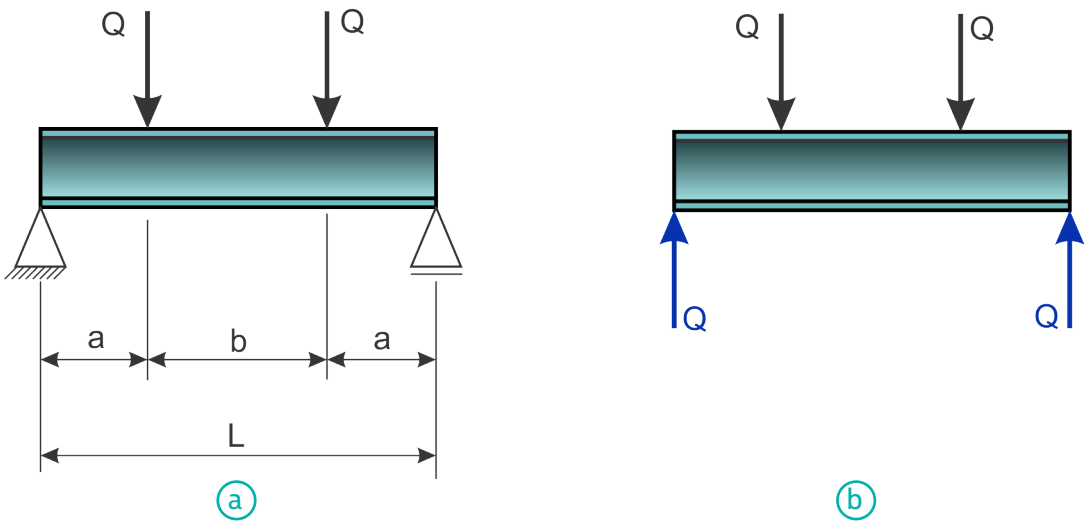


Figura 16. (a) Viga biapoiada, submetida a esforço de flexão. (b) Diagrama de corpo livre. Fonte: os autores.

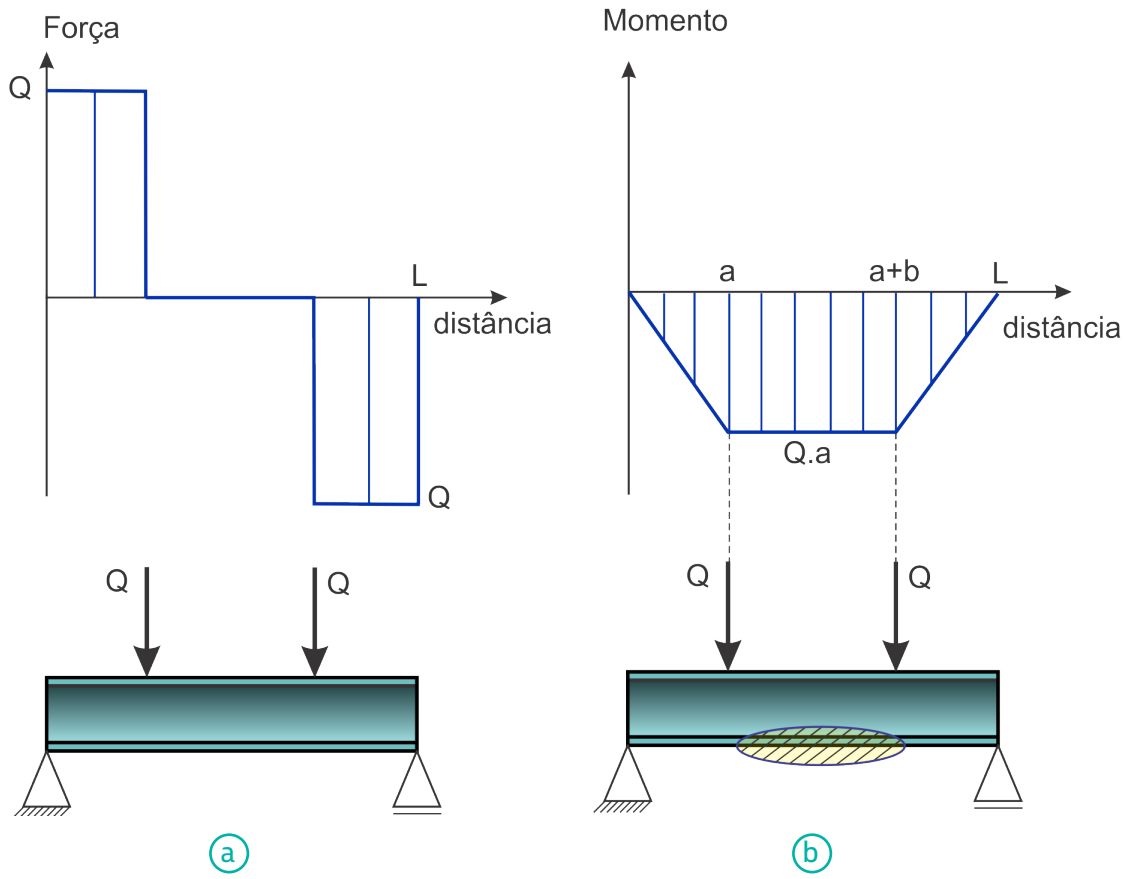


Figura 17. (a) Diagrama de esforço cortante. (b) Diagrama de momento fletor. A elipse indica a região de máxima tensão de tração devido ao momento fletor. Fonte: os autores.

Vejamos alguns exemplos reais para ilustrar a utilidade do exame do diagrama de corpo livre em análise de falhas:

Exemplo 1 - Esforço anormal em gancho

Considere o levantamento de uma carga Q por um gancho de seção uniforme, conforme representado na Figura 18. Para a análise dos esforços internos, serão considerados os planos de corte A, B, C e D, indicados na Figura.

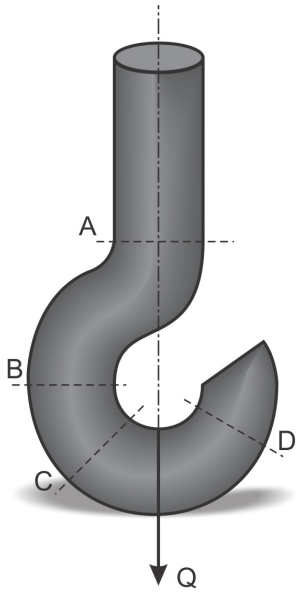


Figura 18. Gancho submetido a um carregamento (exemplo: içamento de uma carga Q). Fonte: os autores.

i. Plano de corte A

Deve haver uma carga Q no plano de corte para estabelecimento do equilíbrio, conforme Figura 19. O esforço interno será unicamente a força normal de tração, já que não houve surgimento de um binário. Força normal provoca tensão normal uniforme, portanto a tensão normal será igual à carga Q dividida pela área da seção transversal do gancho (localizada no plano A).

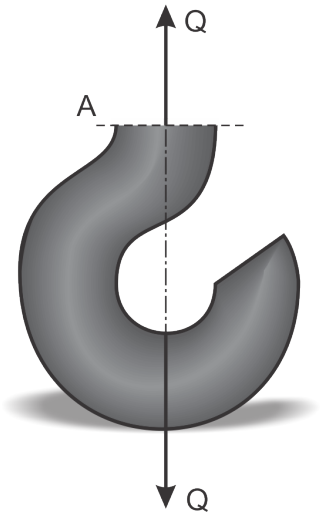


Figura 19. Esforços internos no gancho, considerando o plano de corte A. Fonte: os autores.

ii. Plano de corte B

De forma a estabelecer o equilíbrio, além da carga Q, haverá um momento M (para equilibrar o binário), conforme a Figura 20a.

Surgirá, portanto, uma tensão normal uniforme ao longo da seção transversal do plano B (provocada pela força normal Q), de mesma magnitude da tensão normal localizada no plano A, conforme a Figura 20b.

Além disso, surgirá uma distribuição de tensão normal (causada pelo momento fletor), e o seu máximo valor no plano B estará localizado em P (indicado pelo ponto vermelho na Figura 20c).

Dessa forma, uma fratura frágil, por exemplo, ocorrerá no plano B, com início no lado interno do gancho (indicado por P), onde a tensão normal (provocada pela força normal Q e pelo momento fletor M) será máxima, conforme representada na Figura 20d. Além disso, a probabilidade de fratura no plano B será maior do que no plano A ou em qualquer outro, como veremos a seguir.

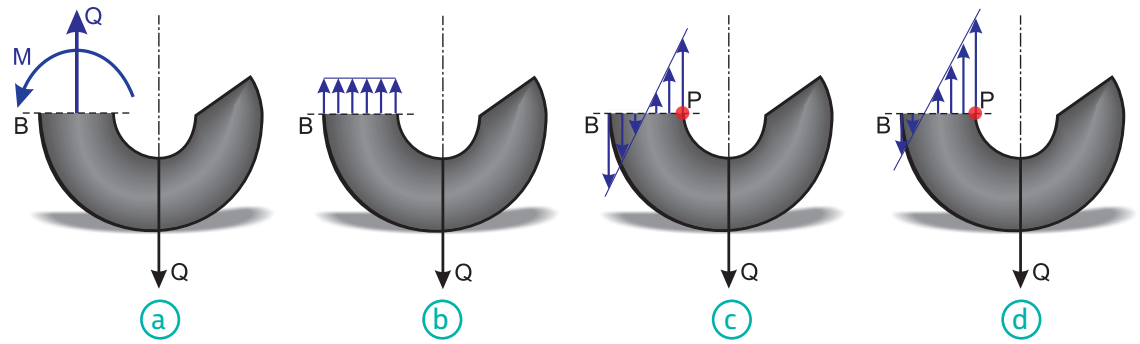


Figura 20. (a) Esforços internos no gancho, considerando o plano de corte B. (b) Tensão normal uniforme provocada pelo esforço normal. (c) Distribuição de tensão normal provocada pelo momento fletor, com valor máximo em P. (d) Representação da distribuição de tensão normal provocada pela força normal Q e pelo momento fletor M. Fonte: os autores.

iii. Plano de corte C

No plano de corte C (Figura 18) também surgirá uma força normal Q e um momento fletor (para equilibrar o binário). No entanto, a tensão normal provocada por Q será de menor magnitude quando comparada com os planos de corte A e B, já que o seu valor será correspondente à projeção da força Q no eixo perpendicular ao plano C dividida pela área da seção (localizada no plano de corte C). Além disso, o valor do momento fletor será menor, já que o braço do binário é menor quando comparado com o plano de corte B. Não seria esperada, portanto, uma fratura frágil, por exemplo, nesse plano ou em qualquer outro diferente do plano B.

iv. Plano de corte D

Uma trinca ou fratura no plano de corte D (Figura 18) seria de se estranhar, pois nesse plano não há tensão. Dessa forma, uma trinca ou fratura no plano D só seria possível se houvesse aplicação de esforço, por exemplo, na ponta do gancho, e não no centro. Nesse caso, a causa da falha seria utilização inadequada.

O exemplo mostrado na Figura 21 é análogo ao caso do gancho, em relação ao plano de máxima tensão normal e local de máxima tensão, considerando a análise de esforços externos, esforços internos e tensões correspondentes. Uma manilha curva foi submetida a esforço de tração até a fratura, com apoio e carregamento centralizados no pino e manilha (análogo ao exemplo do gancho). A fratura mostrada na Figura 21a ocorreu em uma das laterais da manilha, no plano de máxima tensão normal. Além disso, a fratura iniciou no lado interno, onde a tensão de tração é máxima. É possível saber que a fratura começou no lado interno, devido à presença de meia lua de aspecto mais fibroso e coloração mais opaca (Figura 21b), a qual corresponde à região de propagação estável por sobrecarga dúctil. É possível observar marcas radiais a partir da meia lua (Figura 21b), as quais correspondem à propagação instável (sobrecarga frágil). Essas características de fratura serão explicadas nos Capítulos 3 e 4.

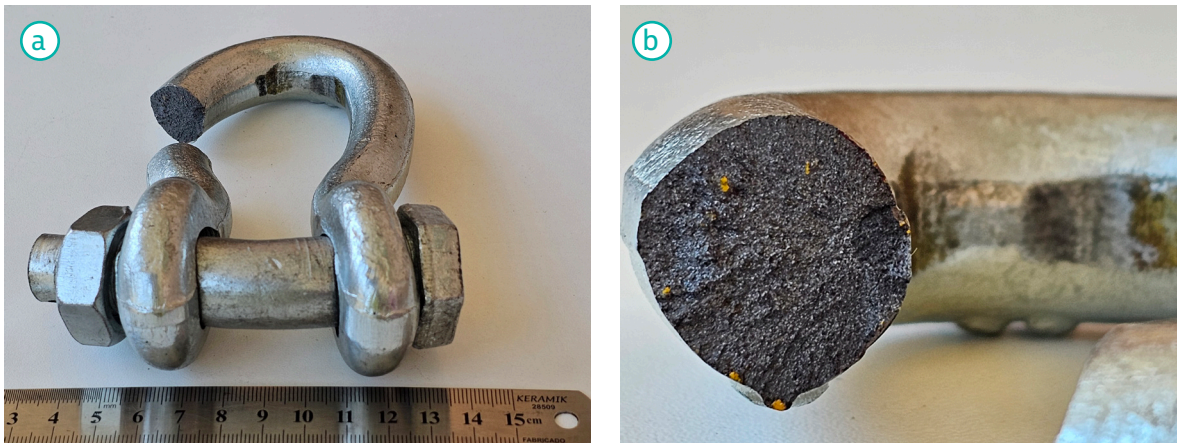


Figura 21. (a) Fratura de uma manilha curva submetida a esforço de tração com carga centralizada. (b) Zona fibrosa do lado interno (meia lua) correspondente à propagação estável, seguida por propagação instável (zona radial). Fonte: André S. Pelliccione.

Exemplo 2 - Esforços em mola helicoidal

Considere uma mola helicoidal, comprimida axialmente por uma força Q (Figura 22a). Os esforços internos são mostrados na Figura 22b. São necessários uma força cortante Q e um momento torsor T para estabelecimento do equilíbrio. A força cortante e o momento torsor irão provocar tensão de cisalhamento máxima sobre a linha neutra (Figura 23a) e tensão de cisalhamento distribuída (Figura 23b), respectivamente, conforme mostrado na Tabela 5. Essas duas tensões de cisalhamento podem ser adicionadas diretamente, pois correspondem ao mesmo tipo de tensão e estão no mesmo plano. A distribuição de tensão de cisalhamento resultante é mostrada na Figura 23c.

Dessa forma, uma fratura por fadiga, que é nucleada por tensões de cisalhamento, deve se iniciar na geratriz interna da mola, onde essa tensão é máxima. Caso se inicie em outra posição, deve haver um motivo, por exemplo, uma concentração de tensões provocada por um pite de corrosão, ou uma frequência de solicitação próxima da frequência natural de vibração do sistema (ressonância), provocando o aumento da amplitude de deformação das espiras e consequente choque entre elas.

Caso a carga esteja deslocada (ver Figura 24a), a nucleação de uma trinca de fadiga também ocorrerá na geratriz interna da mola, porém preferencialmente na espira mais distante do ponto de aplicação

de carga (conforme mostrado na Figura 24b), já que nessa espira o momento torsor será máximo, ao contrário da intuição que apontaria o lado mais "espremido" da mola como região preferencial de início de fratura por fadiga.

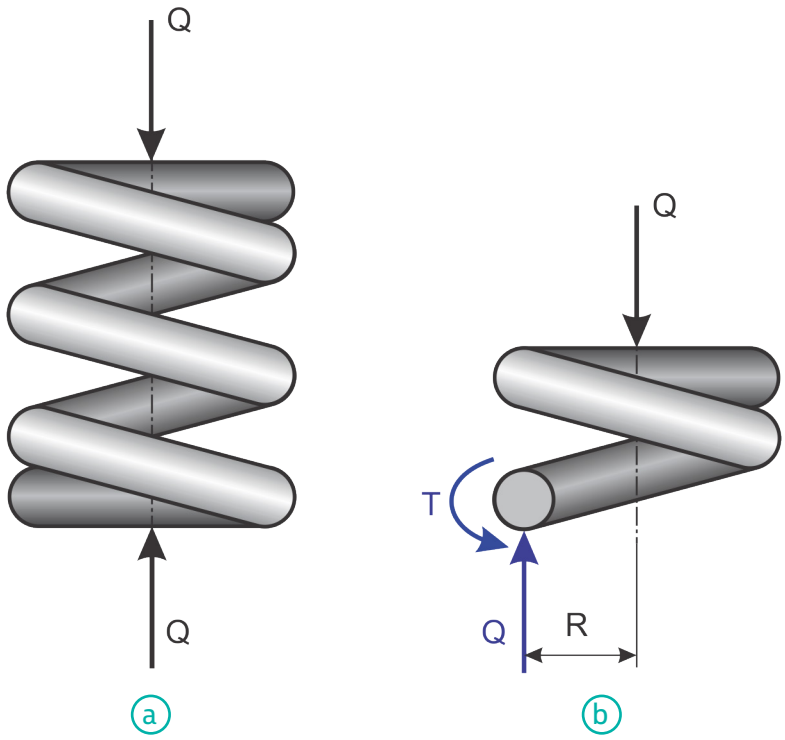


Figura 22. (a) Mola helicoidal, comprimida axialmente por uma força Q. (b) Esforços internos. Fonte: os autores.

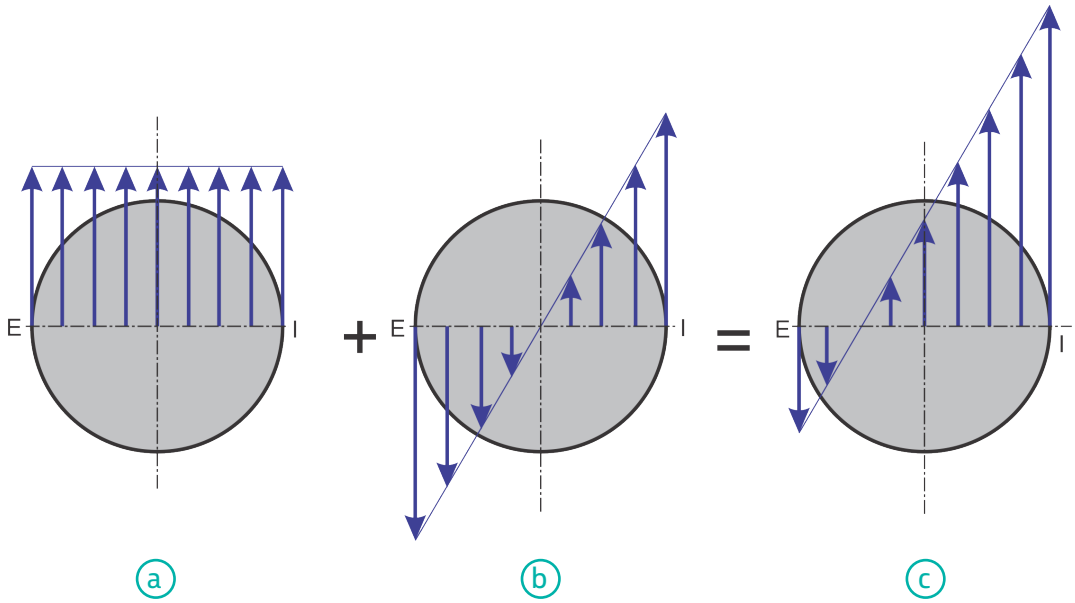


Figura 23. Seção transversal da mola no plano de corte indicado na Figura 22b. (a) Tensão de cisalhamento máxima na linha neutra. (b) Tensão de cisalhamento distribuída. (c) Tensão de cisalhamento resultante, sendo o maior valor na geratriz interna da mola. E e I indicam a geratriz externa e a geratriz interna da mola, respectivamente. Fonte: os autores.

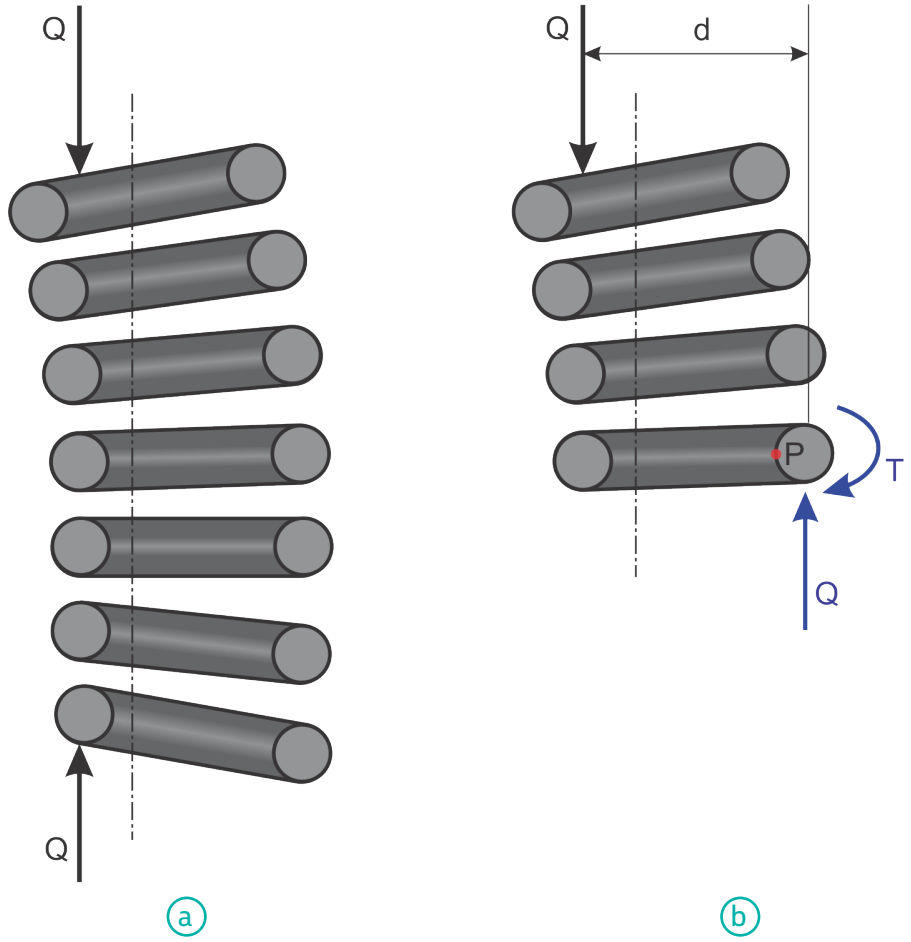


Figura 24. (a) Vista em corte de uma mola helicoidal com carga deslocada do centro. (b) Esforços internos. O ponto P indica o local de máxima tensão de cisalhamento. Fonte: os autores.

Exemplo 3 - Esforços em rebite submetido a esforço de cisalhamento

A Figura 25 indica um rebite submetido a esforço de cisalhamento. É importante não confundir tensão de cisalhamento com esforço de cisalhamento. O esforço de cisalhamento provoca tensão normal e tensão de cisalhamento, como qualquer esforço. Uma fratura por sobrecarga dúctil ocorrerá no plano de máxima tensão de cisalhamento, representado pela linha vermelha. Uma fratura por sobrecarga frágil ocorrerá no plano de máxima tensão normal (plano principal), inclinado a 45 graus, conforme representado pela linha azul. Todos esses conceitos ficarão mais claros nos tópicos subsequentes.

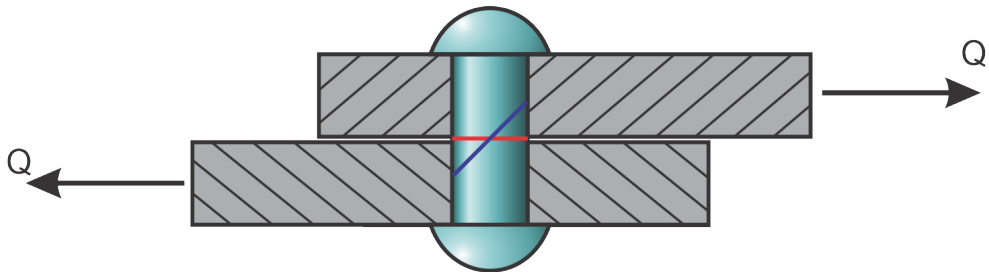


Figura 25. Rebite sujeito a esforço de cisalhamento. Fonte: os autores.

2.4 Transformação de tensões – Círculo de Mohr

Todas as equações e deduções referentes à transformação de tensões estão muito bem detalhadas em livros de mecânica dos sólidos. Dessa forma, o objetivo deste capítulo não é efetuar uma revisão, mas sim demonstrar os conceitos físicos e as propriedades importantes relacionadas à transformação de tensões para análise de falhas.

Em primeiro lugar, é importante lembrar que tensões são tensores e não vetores. Por isso, as operações com tensões (soma, projeção, equilíbrio etc.) são diferentes, inclusive sua representação gráfica, como veremos adiante. Considere uma barra submetida a um esforço de tração uniaxial, conforme a Figura 26. Em um determinado plano (Figura 26b), a projeção normal (F_N) e a projeção tangencial (F_T) dessa força são dadas pelas Equações *2.32* e *2.33*, respectivamente. As tensões normal e tangencial (ou cisalhamento) no mesmo plano (Figura 27) podem ser calculadas conforme as Equações *2.34* e *2.35*, respectivamente. Para o cálculo das tensões, é necessário projetar a força e corrigir a área.

$$F_N = F.sen(\alpha) \quad (2.32)$$

$$F_T = F.cos(\alpha) \quad (2.33)$$

$$\sigma_N = F_N/A/sen(\alpha) = \sigma.sen^2(\alpha) \quad (2.34)$$

$$\sigma_T = F_T/A/sen(\alpha) = \sigma.sen(\alpha).cos(\alpha) \quad (2.35)$$

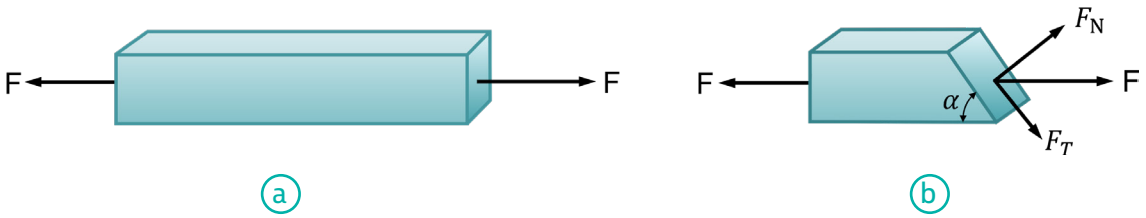


Figura 26. (a) Barra submetida a um carregamento uniaxial. (b) Componentes da força no plano representado na imagem. Fonte: os autores.

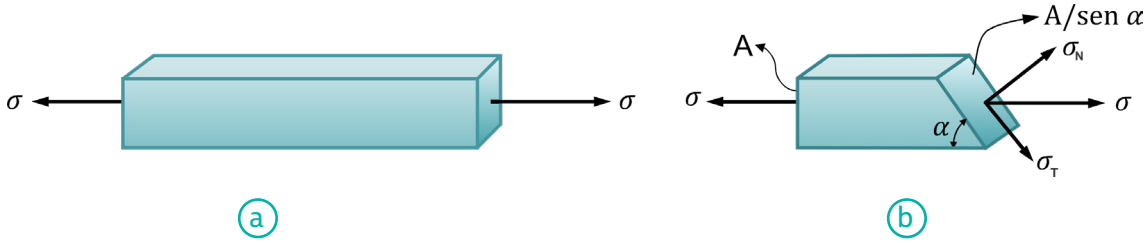


Figura 27. (a) Barra submetida à tração uniaxial. (b) Componentes da tensão no plano representado na imagem. Fonte: os autores.

Observa-se, portanto, que as operações para o cálculo das projeções da força (F_N e F_T) são distintas das operações para o cálculo das projeções da tensão (σ_N e σ_T), já que tensões são tensores e não vetores.

Um vetor é representado graficamente por uma "flecha", ou seja, um segmento orientado, conforme a Figura 28a. O círculo de Mohr[5], mostrado na Figura 28b, representa os componentes de um tensor em cada um dos infinitos planos passando por um ponto de uma peça. Os componentes de um vetor, em coordenadas cartesianas, são 3 (V_x,V_y e V_z), enquanto que os de um tensor são 6 (σ_{xx}, σ_{yy}, σ_{zz}, τ_{yz}, τ_{xz}, τ_{xy}), conforme mostrado na Figura 29.

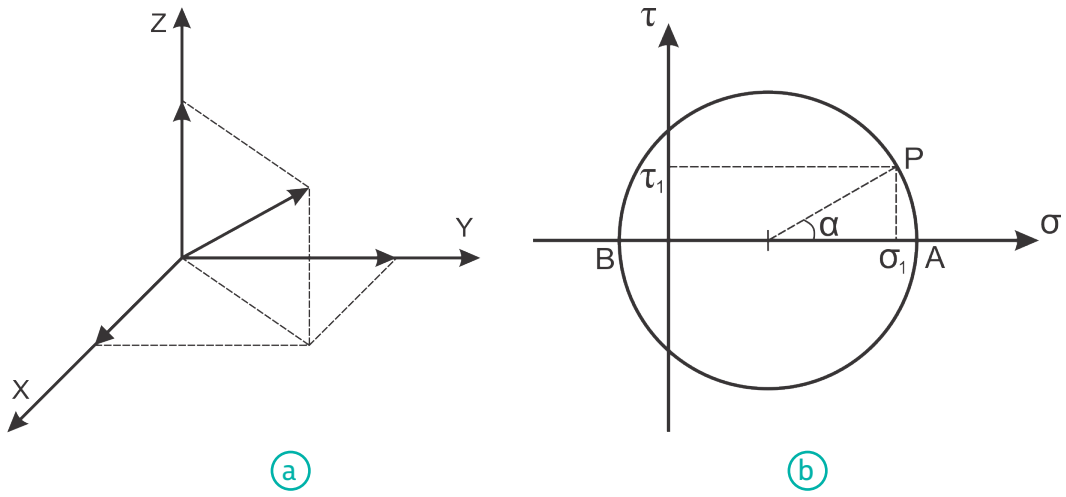


Figura 28. (a) Representação gráfica de um vetor. (b) Círculo de Mohr. Fonte: os autores.

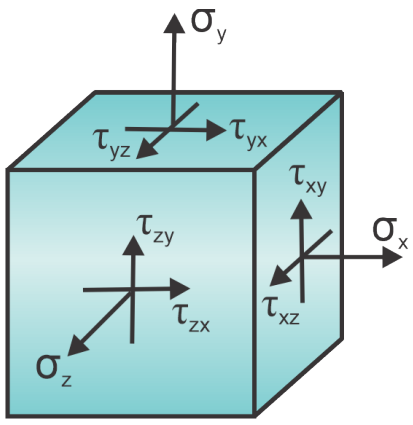


Figura 29. Tensor de tensões. Fonte: os autores.

[5] As equações para obtenção do círculo de Mohr são deduzidas a partir das equações de transformação de tensão para o estado plano de tensão. As componentes de tensão normal e de cisalhamento nos eixos x e y são transformadas para os eixos x´e y´ de um plano inclinado (de maneira análoga à mostrada anteriormente), porém para um caso geral. Aplicando as equações de equilíbrio de força (Força = Tensão x Área) no novo sistema de coordenadas ($\Sigma Fx' = 0$ e $\Sigma Fy' = 0$) e empregando algumas relações trigonométricas, chega-se nas equações do círculo de Mohr.

As seguintes propriedades do círculo de Mohr, facilmente demonstráveis, ajudam a esquematizá-lo num caso concreto:

i. O lugar geométrico de todas as combinações dos componentes σ e τ do tensor em um plano é um círculo (mais exatamente, em 2D, é uma circunferência; em 3D veremos adiante) com centro sobre o eixo das tensões normais (σ).

ii. Qualquer que seja o carregamento e qualquer que seja o ponto considerado, sempre existirão 2 planos (para o caso 2D) em que $\tau = 0$, chamados planos principais.

iii. Os planos principais são perpendiculares entre si.

iv. O ângulo entre dois planos na peça é a metade do ângulo central correspondente a esses planos no círculo.

Qual é a importância dessa representação e os fatos correspondentes para a análise de falhas?

Como visto anteriormente, a tensão num ponto de um sólido carregado é um tensor. Para analisar o seu efeito, é usual raciocinar com os componentes do tensor, os quais variam conforme o plano considerado. Em um plano genérico tem-se um componente normal e dois de cisalhamento. Vejamos alguns exemplos de aplicação em análise de falhas:

- Uma fratura frágil é provocada por tensão de tração e ocorrerá no plano onde essa componente é máxima (plano principal);
- Uma fratura de fadiga é nucleada por cisalhamento e propaga-se por tração;
- Tensões de cisalhamento provocam deformação plástica;
- Etc.

Os exemplos mostrados a seguir exemplificam como pode ser útil a consideração do círculo de Mohr. A convenção de sinais adotada é mostrada na Figura 30. Tensões normais positivas atuam para fora do plano, tensões normais negativas atuam para dentro do plano, tensões de cisalhamento positivas giram o elemento de material no sentido horário e tensões de cisalhamento negativas giram o elemento de material no sentido anti-horário.

Consideremos uma mangueira de radiador com cortes através da espessura nas direções mostradas no esquema da Figura 31. Na superfície foi desenhada uma linha tracejada perpendicular ao corte.

Se a mangueira for solicitada por um esforço externo de tração axial, o que acontecerá com o corte (abre, fecha ou permanece inalterado) e com a linha tracejada (desalinha ou permanece alinhada)?

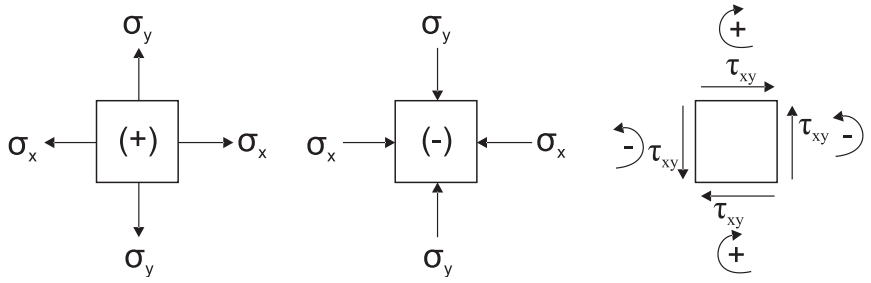


Figura 30. Convenção de sinais adotada. Fonte: os autores.

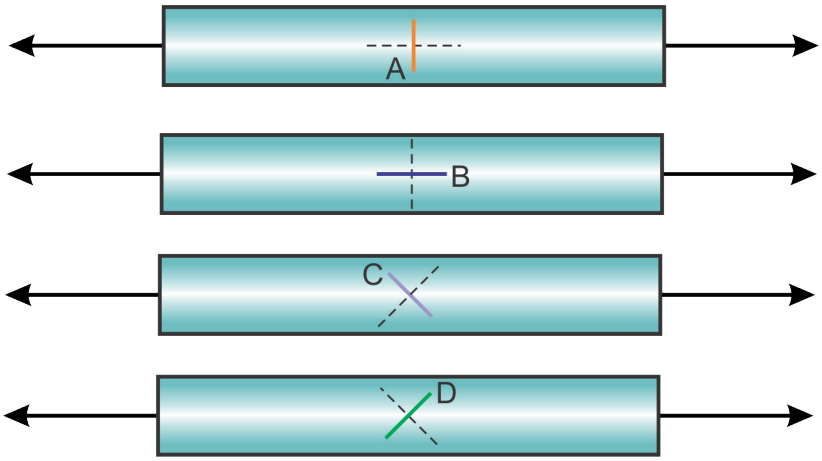


Figura 31. Esquema de uma mangueira de radiador submetida à tração uniaxial, com cortes na superfície e linhas tracejadas desenhadas perpendiculares aos cortes. Fonte: os autores.

As respostas obtidas com o auxílio do círculo de Mohr (Figura 32) são mostradas na Tabela 6. Para facilitar a compreensão, na Figura 33 são mostrados os resultados desse ensaio (mangueira submetida a esforço de tração uniaxial).

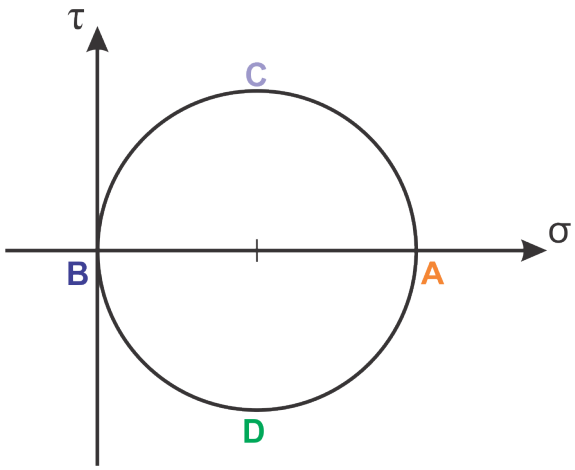


Figura 32. Círculo de Mohr para o caso de tração uniaxial. Fonte: os autores.

Esforço	Plano	Corte	Linha	Interpretação
Tração uniaxial	A	Abre	Permanece alinhada	$\sigma > 0$ e $\tau = 0$
	B	Permanece inalterado	Permanece alinhada	$\sigma = 0$ e $\tau = 0$
	C	Abre	Desalinha	$\sigma > 0$ e $\tau > 0$
	D	Abre	Desalinha	$\sigma > 0$ e $\tau < 0$

Tabela 6. Resultados correspondentes aos experimentos de uma mangueira submetida a esforço de tração uniaxial. Fonte: os autores.

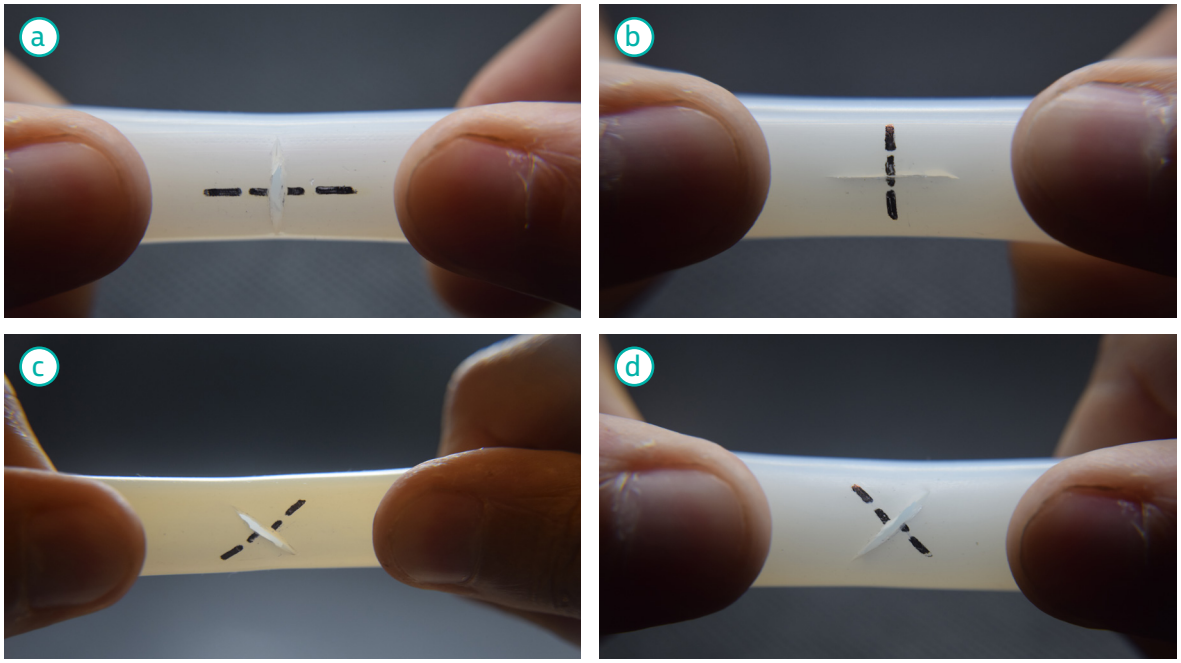


Figura 33. Experimento prático (tração uniaxial em uma mangueira), mostrando o plano onde há tensão normal e não há tensão de cisalhamento (A); o plano onde não há tensão normal e não há tensão de cisalhamento (B); e planos onde há tensão normal e tensão de cisalhamento (C e D). Fonte: os autores.

Para uma mangueira de radiador submetida à torção pura (Figura 34), o círculo de Mohr correspondente é mostrado na Figura 35 e os resultados obtidos estão indicados na Tabela 7. Mais uma vez, para facilitar o entendimento, os resultados do experimento prático (mangueira submetida a esforço de torção pura) são mostrados na Figura 36.

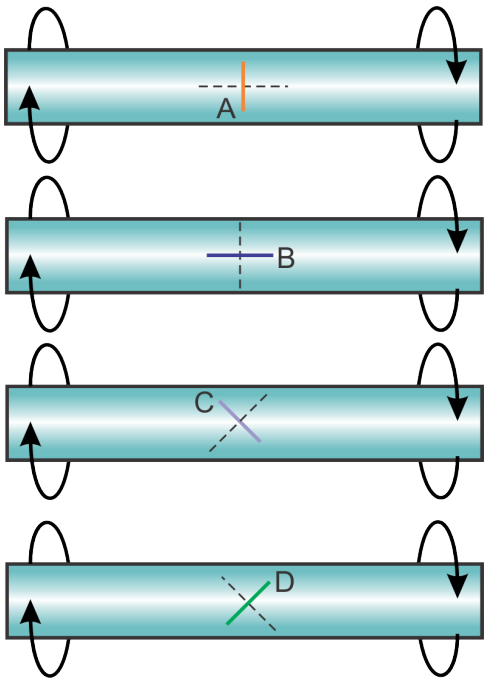


Figura 34. Esquema de uma mangueira de radiador submetida à torção pura, com cortes na superfície e linhas tracejadas desenhadas perpendiculares aos cortes. Fonte: os autores.

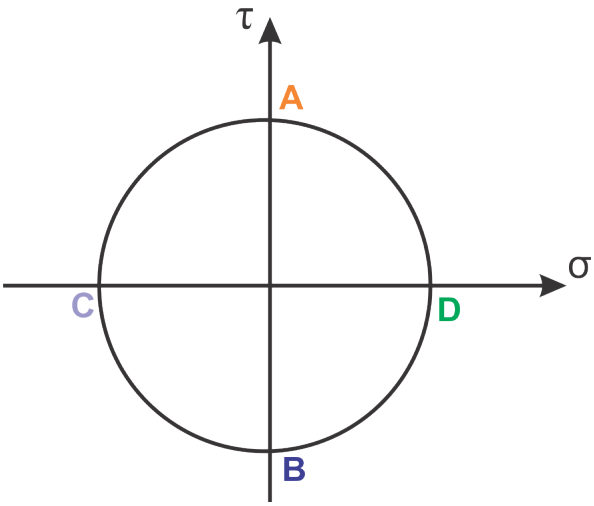


Figura 35. Círculo de Mohr para o caso de torção pura. Fonte: os autores.

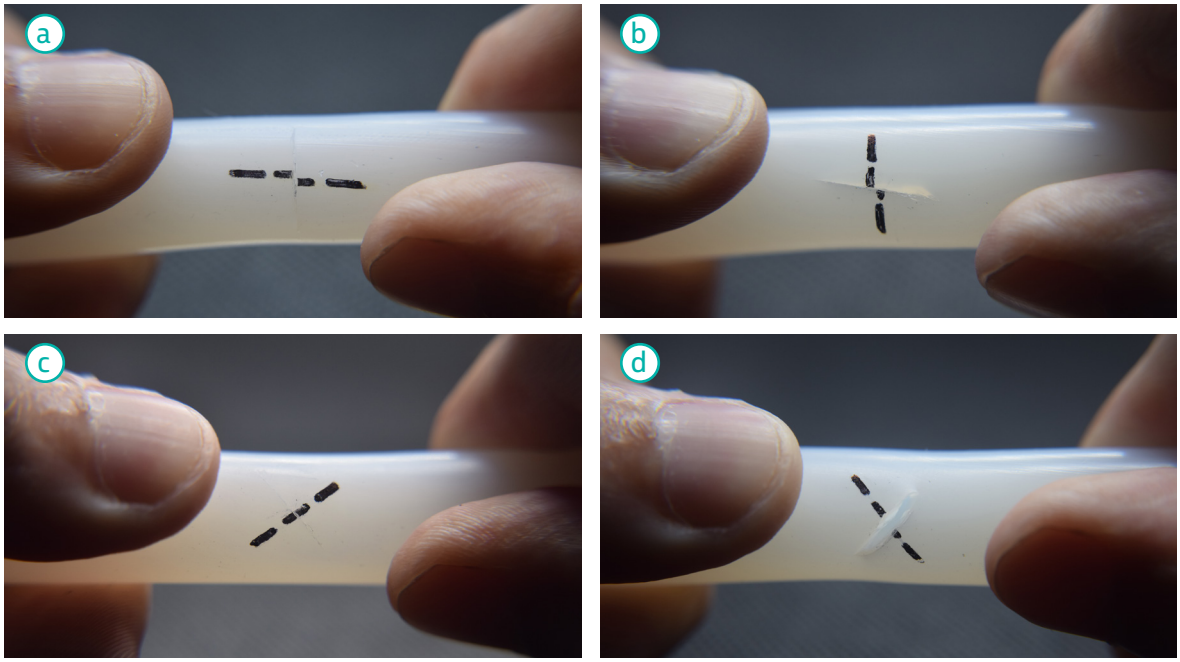


Figura 36. Experimento prático (torção em uma mangueira), mostrando planos onde há tensão de cisalhamento e não há tensão normal (A e B); plano onde há tensão de compressão e a não há tensão de cisalhamento (C); e plano onde há tensão de tração e não há tensão de cisalhamento (D). Fonte: os autores.

Esforço	Plano	Corte	Linha	Interpretação
Torção pura	A	Permanece inalterado	Desalinha	$\sigma = 0$ e $\tau > 0$
	B	Permanece inalterado	Desalinha	$\sigma = 0$ e $\tau < 0$
	C	Fecha	Permanece alinhada	$\sigma < 0$ e $\tau = 0$
	D	Abre	Permanece alinhada	$\sigma > 0$ e $\tau = 0$

Tabela 7. Resultados correspondentes aos experimentos de uma mangueira submetida a esforço de torção pura. Fonte: os autores.

E o que ocorre em caso de esforços combinados?

Para exemplificar, foram submetidos em gizes de lousa esforços de tração, tração + torção e torção. Os resultados são mostrados na Figura 37. Como se trata de um material frágil, é esperada fratura no plano perpendicular à direção da máxima tensão principal.

Então, para o esforço de tração, a fratura ocorrerá no plano da seção transversal, ou seja, a 0° (giz azul). Para o esforço de torção, a fratura ocorrerá no plano a 45° (giz branco). Para esforços combinados de tração + torção, o plano de fratura será entre os casos anteriores, ou seja, entre 0° e 45° (giz verde).



Figura 37. Esforços em gizes de lousa. Azul: tração. Verde: tração + torção. Branco: torção.
Fonte: os autores.

A Figura 38 mostra uma lata metálica de bebida (ou seja, um cilindro de paredes finas) submetida a um esforço de torção. Se a lata for submetida à torção, inicialmente ela permanecerá cilíndrica. No entanto, se o momento torsor ultrapassar um certo valor crítico, a deformação simétrica se tornará instável e uma pequena perturbação fará com que ocorra flambagem elasto-plástica e as paredes deformem em formas onduladas, onde as cristas das ondas se encontram ao longo de hélices que estão a 45° em relação ao eixo da lata. Essa flambagem no cilindro de paredes finas ocorre devido à tensão de compressão oriunda do esforço de torção.



Figura 38. Lata de bebida submetida a esforço de torção. Fonte: os autores.

De maneira análoga ao esforço de tração, um corpo de prova submetido a um esforço de compressão (desde que não sofra flambagem), terá a máxima tensão de cisalhamento em planos inclinados a 45° em relação ao plano da seção transversal. Na Figura 39 podem ser observadas, na cabeça de um parafuso, linhas de deformação em planos a 45° em relação ao plano da seção transversal (planos de máxima tensão de cisalhamento) devido ao esforço de compressão durante o processo de forjamento.

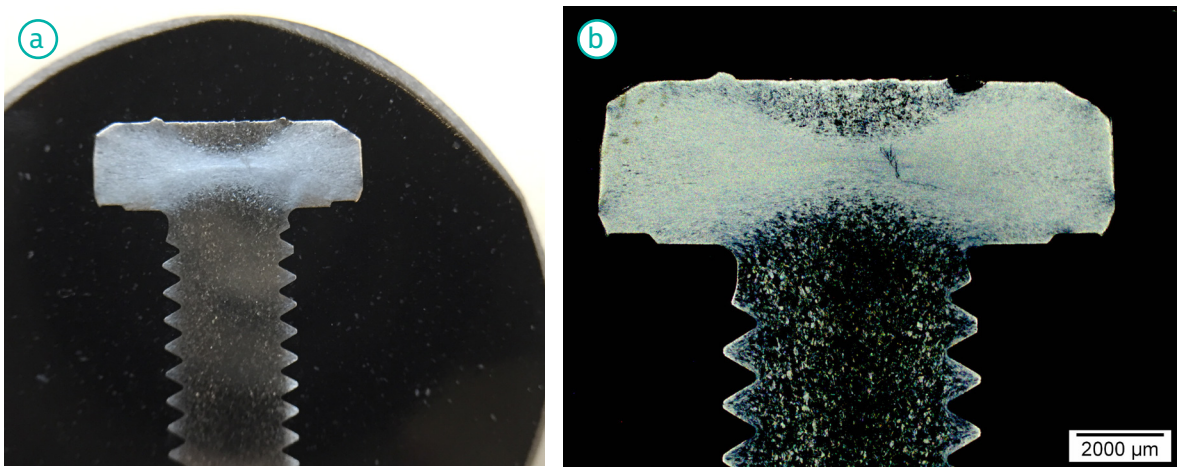


Figura 39. Linhas de deformação (reveladas após ataque metalográfico) em planos de máxima tensão de cisalhamento na cabeça de um parafuso, submetida a esforço de compressão durante forjamento. (a) Foto da amostra embutida. (b) Ampliação da cabeça por meio de lupa estereoscópica. Imagem obtida no SENAI IST Solda. Crédito: Rafael Silveira Barbosa. Fonte: André S. Pelliccione

Para analisar como as tensões variam em uma viga de seção retangular cheia submetida à flexão, considere a Figura 40. Considerando o regime linear elástico, em que é válida a lei de Hooke, podem ser empregadas as equações da flexão e do cisalhamento para cálculo das tensões normal e de cisalhamento em cada ponto da viga. Serão analisados os pontos localizados na seção transversal, conforme indicados na Figura 40[6]. O ponto A está localizado na fibra superior, o ponto E na fibra inferior da viga e o ponto C na linha neutra. Os pontos B e D estão localizados em regiões intermediárias.

Na Figura 40(i) são mostrados os planos principais em cada ponto. Na Figura 40 (ii) são indicados os planos de máxima tensão de cisalhamento. Para calcular os valores correspondentes, basta usar a equação de transformação de tensões ou o círculo de Mohr.

Analisando a Figura 40(i), verificamos que a tensão principal em A é de compressão e atua na direção horizontal, sendo que, nesse ponto, a tensão principal na direção vertical é zero. No ponto B, a tensão principal de compressão é inclinada em um ângulo menor do que 45º, e na linha neutra (ponto C), é inclinada a 45º em relação ao plano horizontal. No ponto D, a tensão principal de compressão é ainda mais inclinada, e no ponto E, ela estaria vertical, porém, nesse ponto, ela é zero. Percebe-se, portanto, que a direção e magnitude da tensão principal de compressão variam continuamente entre a região superior e inferior da viga, sendo máxima em A e zero em E. O mesmo raciocínio vale para a tensão principal de tração, localizada em E, a qual varia em direção e magnitude entre os pontos E e A, sendo máxima em E e zero em A.

Analisando a Figura 40(ii), verifica-se que, nas regiões superior e inferior da viga (pontos A e E), a máxima tensão de cisalhamento ocorre em planos de 45º, já que os elementos estão submetidos à tensão uniaxial. Na linha neutra, a máxima tensão de cisalhamento ocorre nos planos vertical e horizontal, já que o elemento está submetido a cisalhamento puro. Em todos os pontos, a máxima tensão de cisalhamento ocorre em planos inclinados a 45º em relação aos planos principais.

Dessa forma, se considerarmos apenas os elementos com faces vertical e horizontal, nos pontos A e E só existe tensão normal, ou seja, não há tensão de cisalhamento, sendo tração em A e compressão em E; logo, os planos correspondentes são principais. Os elementos em A e E, portanto, estão submetidos à tensão uniaxial. No ponto C, localizado na linha neutra, o elemento está submetido a cisalhamento puro. Nos pontos B e D atuam tensão normal e de cisalhamento nos elementos.

A Figura 41 mostra como as tensões principais variam ao longo de uma viga engastada submetida à flexão, por meio de um sistema de curvas ortogonais. Essas curvas são denominadas “trajetórias de tensão”. As linhas em azul mostram a direção das tensões principais de tração, enquanto as linhas em laranja mostram a direção das tensões principais de compressão. Em outras palavras, um sistema é composto por curvas tangentes ao eixo principal correspondente à tensão normal máxima, e o outro correspondente à tensão normal mínima.

As curvas correspondentes às direções das tensões principais de tração e compressão sempre se cruzam a 90º e cada uma cruza o eixo longitudinal em 45º. Nas regiões superior e inferior da viga, as curvas são verticais ou horizontais, já que a tensão de cisalhamento é zero. É importante ressaltar que

[6] Todos os elementos estão em estado plano de tensão, pois não há tensão atuando perpendicular ao plano da figura. Além disso, nesse exemplo, somente serão consideradas as tensões que atuam no plano da seção transversal.

as trajetórias de tensão indicam as direções das tensões principais, mas não o valor delas. Geralmente os valores das tensões variam ao longo da trajetória.

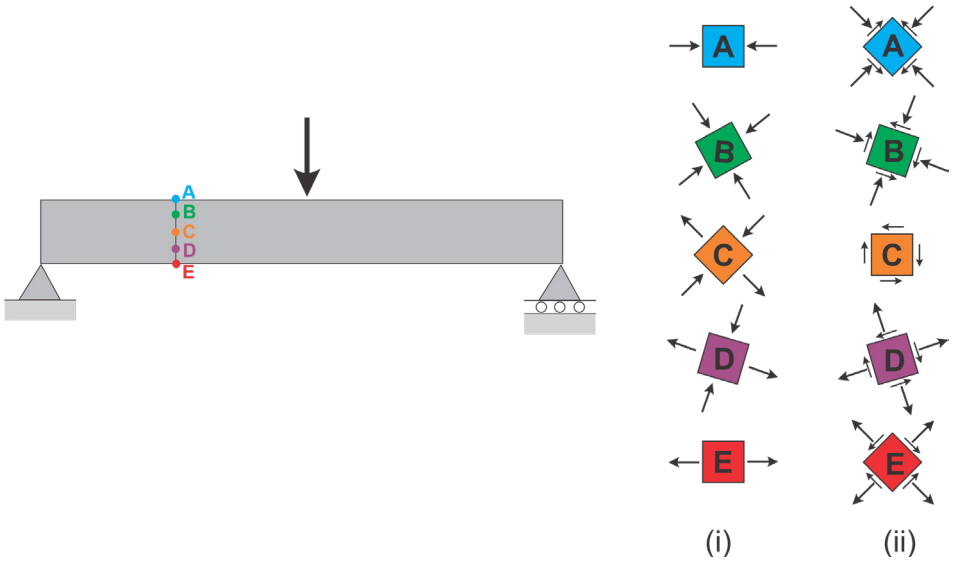


Figura 40. Tensões em uma viga de seção retangular cheia, com flexão em três pontos. (i) Tensões principais e (ii) máxima tensão de cisalhamento. O ponto C (em laranja) está localizado na linha neutra. Fonte: os autores

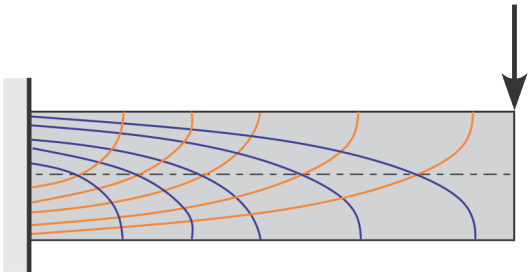


Figura 41. Trajetórias da tensão principal para uma viga de seção retangular. As linhas em azul representam as tensões principais trativas e as linhas em laranja representam as tensões principais compressivas. Fonte: os autores.

A representação do círculo de Mohr mostrado na Figura 28, na realidade, é uma abstração matemática, já que em duas dimensões (2D), rigorosamente, se supõe uma peça cuja espessura seja zero. Na realidade, os componentes do tensor das tensões sempre devem ser representados em três dimensões (3D), conforme o exemplo da Figura 42.

Como indicado na Figura 42, as diferenças principais do círculo em 2D e em 3D são:

1. Existem três planos principais mutuamente perpendiculares.
2. A área hachurada representa as combinações possíveis das componentes σ e τ do tensor em qualquer plano passando pelo ponto considerado.

3. Existe uma construção gráfica para determinar a orientação de qualquer plano, que não será abordada neste livro. Sobre os círculos limites, vale a regra da metade do ângulo.

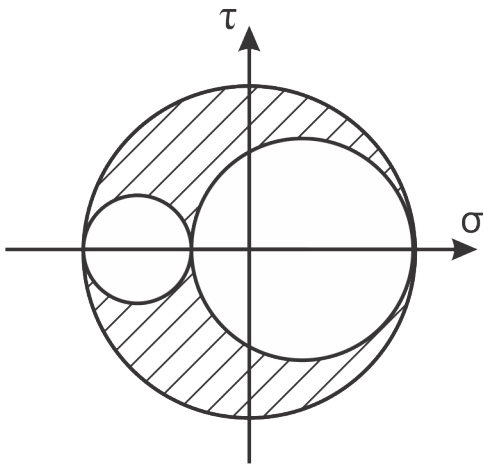


Figura 42. Exemplo de círculo de Mohr em 3D. Fonte: os autores.

Define-se Estado Plano de Tensão (EPT) como sendo aquele em que uma das tensões principais é nula. A Figura 43 mostra o círculo de Mohr correspondente. Nota-se que o EPT é definido em 3D e um erro grave seria cometido, por exemplo, na determinação da tensão máxima de cisalhamento, se fossem consideradas apenas as tensões em 2D.

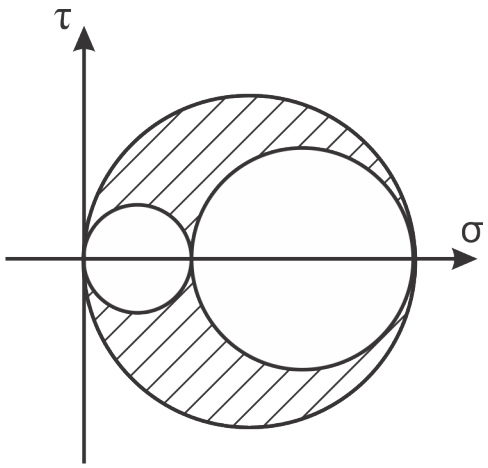


Figura 43. Estado Plano de Tensão (EPT). Fonte: os autores.

Um caso de EPT, importante na prática, é o vaso de pressão, em que:

$$r \geq 20.t \qquad 2.36$$

Onde:

r = raio do vaso;

t = espessura da parede.

As tensões principais, ditas tensões de membrana, no costado de um casco cilíndrico ou esférico, podem ser facilmente calculadas, conforme exemplo mostrado a seguir. Também ficará claro porque pode-se considerar o costado em EPT.

Considere o vaso cilíndrico mostrado na Figura 44, submetido a uma pressão interna P. A tensão circunferencial é representada por σ_1 e a tensão longitudinal é representada por σ_2.

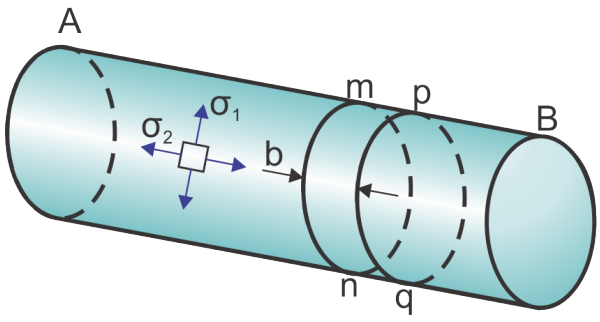


Figura 44. Esquema de um casco cilíndrico de um vaso de pressão. Fonte: os autores.

Para a dedução da tensão circunferencial, foi considerada a seção longitudinal do trecho m-p e n-q (de comprimento b) do vaso de pressão, conforme representado na Figura 45. A tensão circunferencial pode ser obtida pelo equilíbrio de forças, conforme Equações *2.37* e *2.38*.

$$\sigma_1 . 2 . t . b = P . b . 2 . r \qquad 2.37$$

$$\sigma_1 = \frac{P . r}{t} \qquad 2.38$$

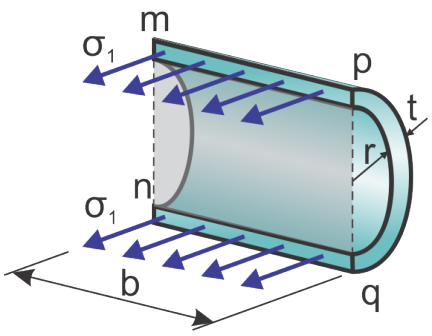


Figura 45. Seção longitudinal do vaso de pressão mostrado na Figura 44, na região representada por m-p e n-q. Fonte: os autores.

A tensão longitudinal pode ser obtida pelo equilíbrio de forças realizado na seção transversal do vaso (Figura 46), conforme Equações *2.39* e *2.40*.

$$\sigma_2 . 2 . \pi . r . t = P . \pi . r^2 \qquad 2.39$$

$$\sigma_2 = \frac{P . r}{2 . t} \qquad 2.40$$

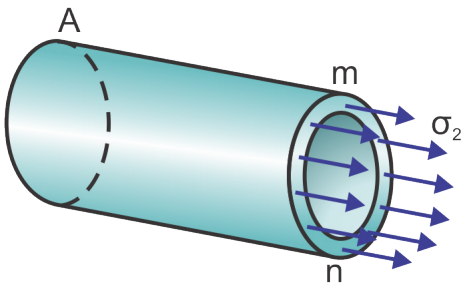


Figura 46. Seção transversal do vaso de pressão mostrado na Figura 44, na região representada por m-n. Fonte: os autores.

Um elemento de material (mostrado na Figura 44) é representado na Figura 47. Além da tensão circunferencial (σ_1) e da tensão longitudinal (σ_2), o vaso está submetido a uma tensão radial σ_3 (no eixo z). Essa tensão σ_3, normal à parede interna do vaso, corresponde a –P, enquanto que na parede externa é nula. Considerando um vaso de pressão de paredes finas em que r/t >20, teremos, em módulo, $\sigma_1 > 20.\sigma_3$ e $\sigma_2 > 10.\sigma_3$. Nesse caso, portanto, a tensão σ_3 pode ser ignorada. Dessa forma, o círculo de Mohr resultante será o mostrado na Figura 48.

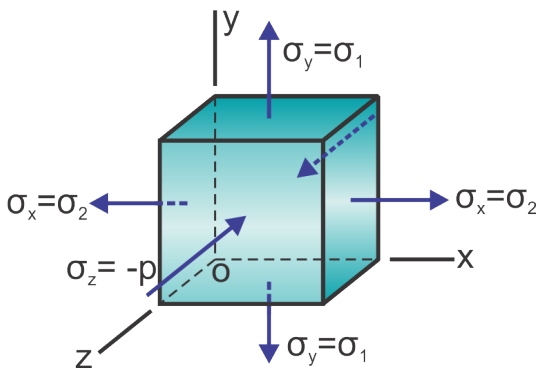


Figura 47. Elemento de material mostrado na Figura 44, indicando as componentes de tensão. Fonte: os autores.

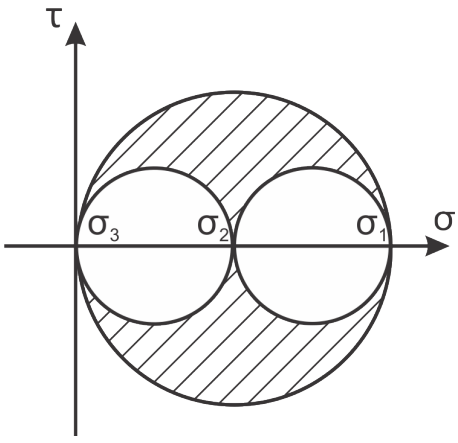


Figura 48. Círculo de Mohr para um vaso de pressão de paredes finas. Fonte: os autores.

É bom lembrar que, como mencionado anteriormente e conforme será visto no item 2.5.1, as deformações específicas tensoriais, ε, também podem ser estudadas por meio do círculo de Mohr das deformações.

2.5 Concentração de tensões

No exemplo do vaso de pressão, é interessante considerar o efeito de concentrações de tensões. Sabe-se que qualquer descontinuidade geométrica num componente ou estrutura (furos, mudança de diâmetro, rasgos de chaveta, entalhes usinados, cantos vivos etc.) causa uma concentração de tensões. Esse efeito não ocorre apenas em EPT, mas o vaso de pressão, que possui aberturas para instalação de bocais, é um bom exemplo da existência de concentração de tensões.

De forma geral, define-se o fator de concentração de tensões, K_t, como:

$$K_t = \frac{\sigma_{máxima}}{\sigma_{média}} \qquad 2.41$$

Onde:

$\sigma_{máxima}$ = tensão máxima junto da descontinuidade;

$\sigma_{média}$ = tensão no ponto, na ausência de descontinuidade.

Considere uma chapa plana, de largura W, com um furo circular passante de raio r, tal que W >> r. Adotando o sistema de coordenadas da Figura 49, é possível demonstrar:

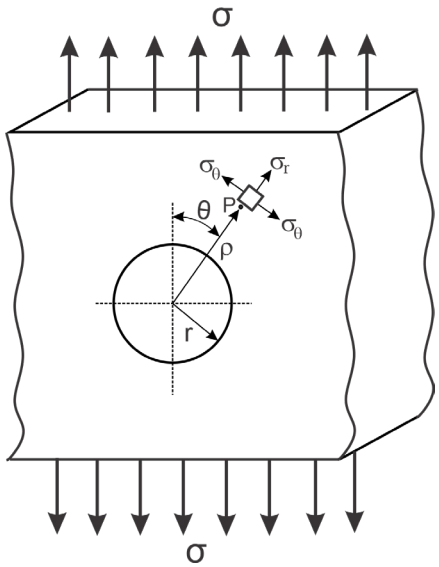


Figura 49. Chapa com furo circular passante. Coordenadas semipolares. Fonte: os autores.

$$\sigma_r = \frac{\sigma}{2}\left(1 - \frac{r^2}{\rho^2}\right) + \frac{\sigma}{2}\left(1 + 3\frac{r^4}{\rho^4} - 4\frac{r^2}{\rho^2}\right)\cos(2\theta) \qquad 2.42$$

$$\sigma_\theta = \frac{\sigma}{2}\left(1 + \frac{r^2}{\rho^2}\right) - \frac{\sigma}{2}\left(1 + 3\frac{r^4}{\rho^4}\right)\cos(2\theta) \quad 2.43$$

$$\tau_{r\theta} = -\frac{\sigma}{2}\left(1 - 3\frac{r^4}{\rho^4} + 2\frac{r^2}{\rho^2}\right)\text{sen}(2\theta) \quad 2.44$$

Para ρ = r:

$$\sigma_r = 0 \quad 2.45$$

$$\sigma_\theta = \sigma\,[1 - 2\cos(2\theta)] \quad 2.46$$

$$\tau_{r\theta} = 0 \quad 2.47$$

Tensão máxima: $\sigma_\theta = 3\sigma$ (para $\theta = \pi/2, 3\pi/2$)

Tensão mínima: $\sigma_\theta = -\sigma$ (para $\theta = 0, \pi$)

Considerando, portanto, o caso mostrado na Figura 49, o fator de concentração de tensões será:

$$K_t = \frac{\sigma_{máxima}}{\sigma_{média}} = 3 \quad 2.48$$

Para um furo elíptico passante, conforme a Figura 50, as tensões de tração tangenciais ao furo nos pontos A e B correspondem a:

$$\sigma_A = \sigma\left(1 + 2\frac{a}{b}\right) \quad 2.49$$

$$\sigma_B = -\sigma \quad 2.50$$

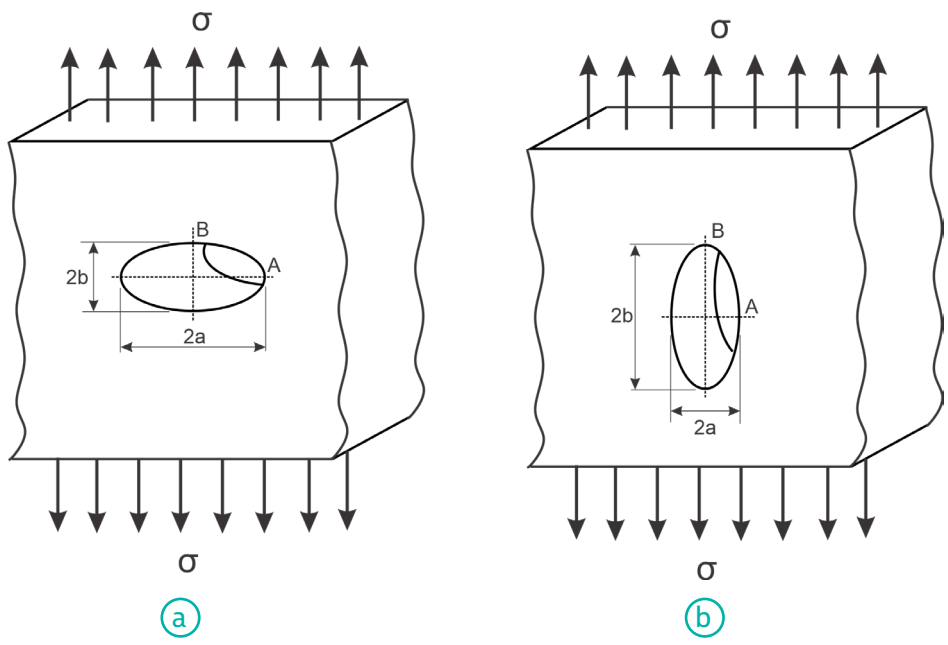


Figura 50. Chapa com furo elíptico passante. Atenção à nomenclatura dos semieixos.
Fonte: os autores.

O raio de curvatura em A, da elipse mostrada na Figura 50, é dado por:

$$\rho = \frac{b^2}{a} \qquad 2.51$$

Então, para o caso da Figura 50a, a Equação *2.49* pode ser reescrita, aproximadamente, como:

$$\sigma_A = 2.\sigma\sqrt{\frac{a}{\rho}} \qquad 2.52$$

Essa equação será usada no Capítulo de Mecânica da Fratura. Neste momento, é importante entender que, quanto menor o raio de curvatura da elipse, maior será a tensão σ_A. Para o caso da Figura 50(b), quanto maior for o valor de b em relação ao valor de a, menor será a tensão em A, conforme a Equação *2.49*.

Para outras descontinuidades, devem ser consultadas fontes específicas que contêm valores empíricos dados em Tabelas ou Gráficos, como exemplificado na Figura 51, ou indicado na publicação clássica Young, W.C., Budynas, R.G., *Roark's formulas for stress and strain*, Chapter 17, Table 17.1 [1].

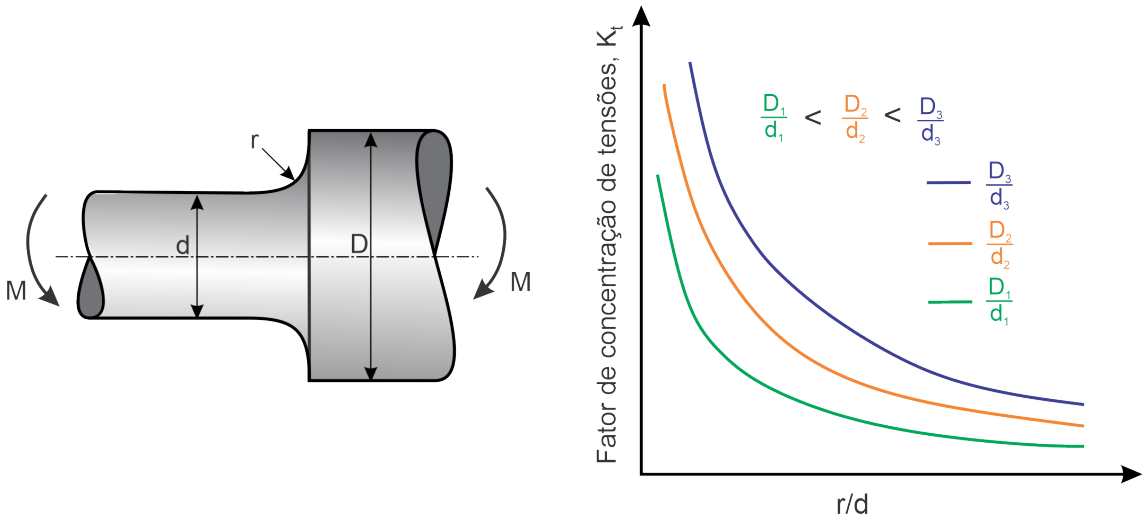


Figura 51. Esquema ilustrativo com valores de K_t para mudança de seção em eixo sob flexão. Modificado de [2].

2.5.1 Estado plano de deformação – Efeito de entalhes

O estudo do Estado Plano de Deformação (EPD) é muito útil para a compreensão do efeito de entalhes e sua influência no comportamento mecânico de materiais metálicos.

O conceito de deformação específica é estudado em Resistência dos Materiais. Convém recordar os seguintes pontos:

i. Deformações específicas lineares, ε_{XX}, ε_{YY} e ε_{ZZ}, são definidas a partir dos componentes u, v e w do deslocamento, como as derivadas parciais:

$$\varepsilon_{XX} = \frac{\partial U}{\partial X} \quad (2.53)$$

$$\varepsilon_{YY} = \frac{\partial V}{\partial Y} \quad (2.54)$$

$$\varepsilon_{ZZ} = \frac{\partial W}{\partial Z} \quad (2.55)$$

ii. Deformações específicas de cisalhamento possuem duas definições: a angular γ_{ij} e a tensorial ε_{ij}, conforme mostrado no esquema da Figura 52.

$$\gamma_{ij} = 2\varepsilon_{ij} \quad (2.56)$$

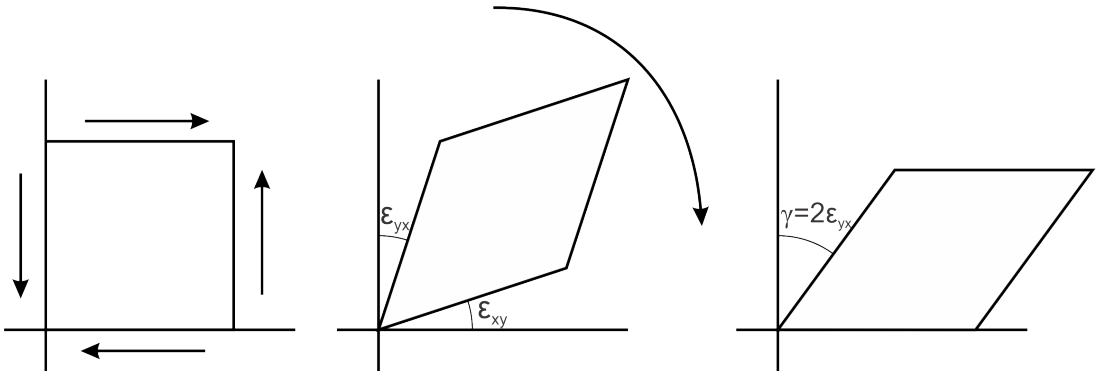


Figura 52. Deformação de cisalhamento tensorial e angular. Fonte: os autores.

iii. Sendo a deformação específica ε_{ij} um tensor, sua representação gráfica é dada pelo círculo de Mohr das deformações. A Figura 53 mostra essa representação para o estado uniaxial de tração. Tal representação gráfica pode ser usada para o cálculo das deformações a partir de medidas com extensômetros elétricos. A Figura 54 mostra um exemplo de aplicação em um caso de EPT.

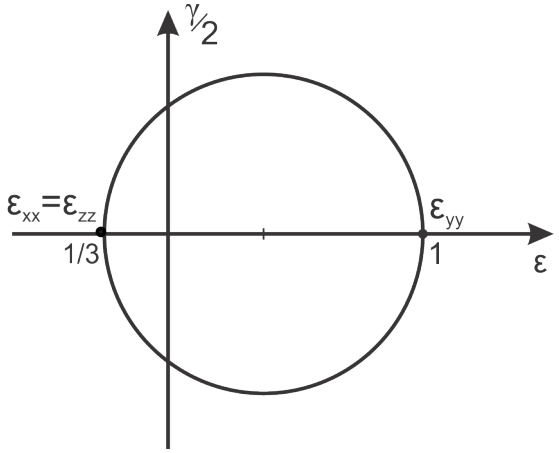


Figura 53. Círculo de Mohr das deformações para o estado uniaxial de tração, com ν = 1/3. Fonte: os autores.

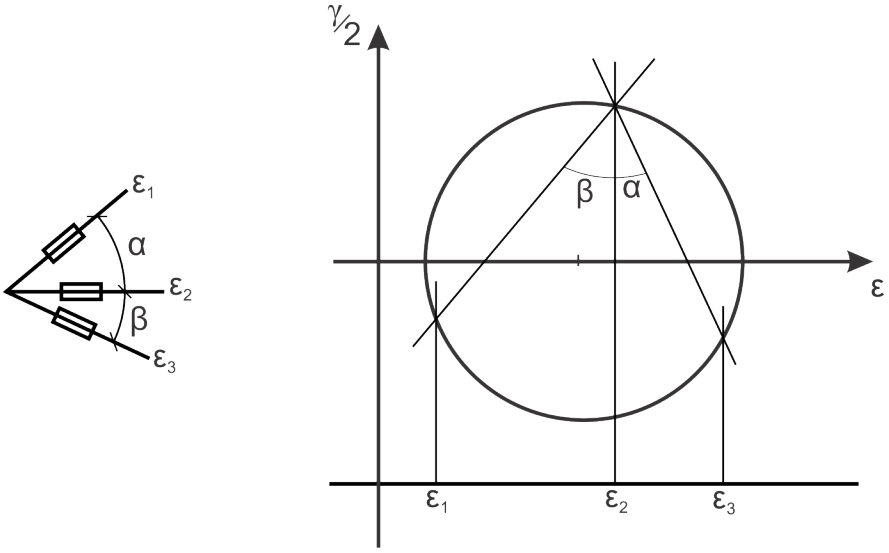


Figura 54. Aplicação do círculo de Mohr das deformações em extensometria (EPT). Fonte: os autores.

iv. Em um sólido contínuo isotrópico, só existem duas constantes elásticas independentes (por exemplo, E e ν) e a relação entre os componentes da tensão e da deformação é dada pela lei de Hooke generalizada, conforme demonstrado no item 2.2.1:

$$\varepsilon_{XX} = \frac{\sigma_{XX}}{E} - \upsilon\frac{\sigma_{YY}}{E} - \upsilon\frac{\sigma_{ZZ}}{E} \quad (2.57)$$

$$\varepsilon_{YY} = -\upsilon\frac{\sigma_{XX}}{E} + \frac{\sigma_{YY}}{E} - \upsilon\frac{\sigma_{ZZ}}{E} \quad (2.58)$$

$$\varepsilon_{ZZ} = -\upsilon\frac{\sigma_{XX}}{E} - \upsilon\frac{\sigma_{YY}}{E} + \frac{\sigma_{ZZ}}{E} \quad (2.59)$$

$$\gamma_{YZ} = 2\varepsilon_{YZ} = \frac{\sigma_{YZ}}{G} \quad (2.60)$$

$$\gamma_{XZ} = 2\varepsilon_{XZ} = \frac{\sigma_{XZ}}{G} \quad (2.61)$$

$$\gamma_{XY} = 2\varepsilon_{XY} = \frac{\sigma_{XY}}{G} \quad (2.62)$$

Os sólidos cristalinos não são, na realidade, isotrópicos. A aproximação é aceitável para materiais policristalinos, em regiões que compreendem mais de 20 grãos e que não apresentam acentuada textura cristalográfica.

A relação entre as constantes E, ν e o módulo de rigidez transversal (G) pode ser demonstrada, conforme apresentado a seguir.

No círculo de Mohr das deformações (Figura 53), tem-se:

$$Raio = \frac{1}{2}.\left(\frac{\sigma_1}{E} + \upsilon\frac{\sigma_1}{E}\right) = \varepsilon_{ij} \quad (2.63)$$

Pela lei de Hooke generalizada:

$$\tau_{ij} = G.\gamma_{ij} = G\,.2\,.\varepsilon_{ij} \quad (2.64)$$

Sabendo que:

$$\tau_{ij} = \frac{\sigma_1}{2} \quad (2.65)$$

Temos que:

$$\frac{\sigma_1}{2} = G\,.2\,.\frac{1}{2}\,.\left(\frac{\sigma_1}{E} + \upsilon\frac{\sigma_1}{E}\right) \quad (2.66)$$

Ou seja,

$$G = \frac{E}{2.(1+\upsilon)} \quad (2.67)$$

A componente hidrostática de um estado de tensões, σ_m, e o módulo de volume, k, podem ser definidos da seguinte forma:

Consideremos um cubo unitário que sofre uma deformação definida pelas componentes principais ε_1, ε_2 e ε_3. Chamando o volume inicial de V_i e o volume final de V_f, tem-se:

$$V_i = 1.1.1 \quad (2.68)$$

$$V_f = (1+\varepsilon_1).(1+\varepsilon_2).(1+\varepsilon_3) \quad (2.69)$$

Para deformações pequenas, pode-se desprezar os duplos produtos ($\varepsilon_i.\,\varepsilon_j$), bem como ($\varepsilon_1.\varepsilon_2.\varepsilon_3$), portanto:

$$V_f = 1 + \varepsilon_1 + \varepsilon_2 + \varepsilon_3 \quad (2.70)$$

e

$$\frac{\Delta V}{V_i} = \varepsilon_1 + \varepsilon_2 + \varepsilon_3 \quad (2.71)$$

Substituindo-se as deformações na lei de Hooke generalizada:

$$\frac{\Delta V}{V_i} = \frac{1}{E}(\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3) - \frac{2\upsilon}{E}(\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3) \quad (2.72)$$

ou

$$\frac{\Delta V}{V_i} = \frac{3(1-2\upsilon)}{E}.\frac{(\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3)}{3} \quad (2.73)$$

que pode ser escrita como:

$$\sigma_m = k.\frac{\Delta V}{V_i} \quad (2.74)$$

Onde:

$$\sigma_m = \frac{1}{3}(\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3) \quad (2.75)$$

e

$$k = \frac{E}{3(1-2\upsilon)} \quad 2.76$$

Sendo:

σ_m = componente hidrostática de tensões;

k = módulo de volume.

O Estado Plano de Deformação (EPD) é definido como aquele em que uma das deformações principais é nula. Assim, sendo 1, 2 e 3 os eixos principais e fazendo:

$$\varepsilon_3 = 0 \quad 2.77$$

deduz-se, pela lei de Hooke, que:

$$\sigma_3 = \upsilon.(\sigma_1 + \sigma_2) \quad 2.78$$

Agora, podemos avançar mais um passo na compreensão do efeito de entalhes. Já foi visto que descontinuidades geométricas causam concentrações de tensões. A Figura 55[7] ajuda a compreender que, além disso e, com maiores consequências para o comportamento mecânico, como veremos adiante, um entalhe causa uma triaxialidade de tensões no material à sua frente. Isso decorre do simples fato de na superfície livre do entalhe (ou trinca) a tensão normal ser nula e, consequentemente, as deformações longitudinais (em y) e transversais (em x e em z) também serem nulas. A tendência de o material "estreitar", pelo efeito de Poisson, a frente do entalhe, conforme indicado pelas linhas verdes, é assim resistida pelo material do próprio entalhe, criando-se o estado triaxial.

Conforme indicado na Figura 55, o valor da tensão σ_{zz} na superfície lateral do corpo de prova é nulo e o maior valor possível para este componente da tensão é aquele que impede totalmente qualquer deformação na direção z, ou seja, aquele que cria um Estado Plano de Deformação (EPD) nessa direção. Sabemos, portanto, que o máximo valor de σ_{zz} será:

$$\sigma_{ZZ} = \upsilon.(\sigma_{XX} + \sigma_{YY}) \quad 2.79$$

Pela mesma razão, desenvolve-se uma tensão na direção x (σ_{xx}) que é nula na ponta do entalhe (uma vez que trata-se de superfície livre, portanto, sem restrição à deformação plástica nesse ponto) e vai crescendo para o interior do sólido até atingir um valor máximo e depois vai diminuindo, à medida que se afasta mais do entalhe.

As consequências dessa triaxialidade para o comportamento mecânico ficarão claras mais adiante, após a revisão dos critérios de escoamento.

[7] Nesse exemplo, há uma tensão σ aplicada, fazendo com que se desenvolva uma tensão na direção y (σ_{yy}), que é intensificada nas proximidades da ponta do entalhe.

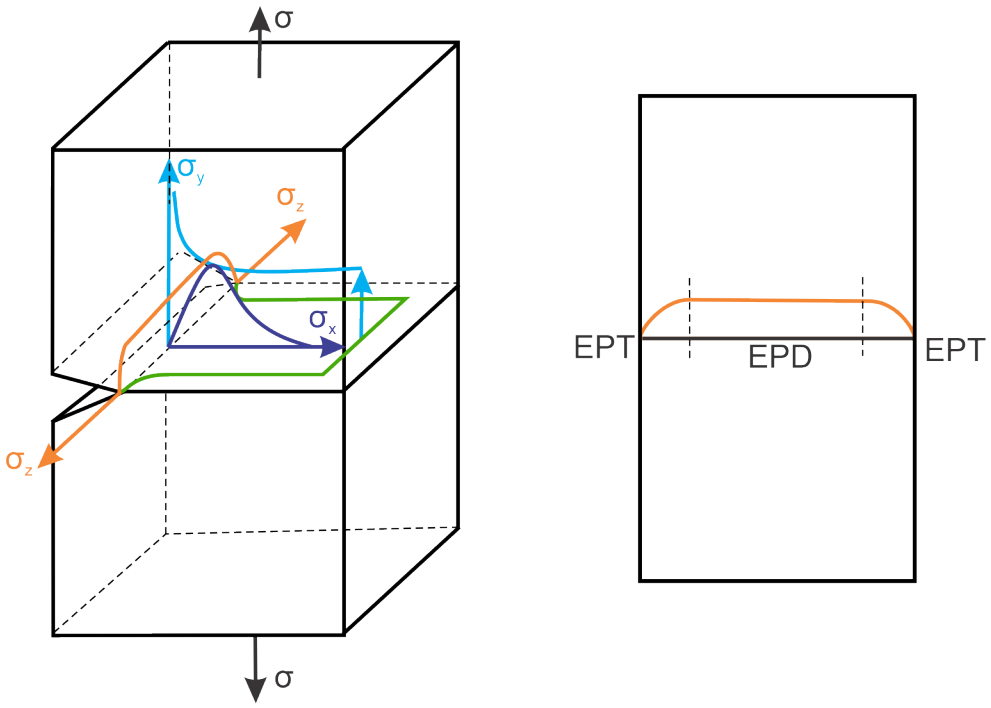


Figura 55. Efeito de um entalhe: concentração de tensões e triaxialidade de tensões. Fonte: os autores.

2.6 Comportamento à tração

O ensaio de tração é o mais usado para a avaliação da resistência de materiais metálicos. Os ensaios de dureza fornecem uma medida indireta da resistência mecânica. Outros ensaios utilizados são os de compressão, torção etc.

Neste capítulo serão feitas algumas observações de caráter conceitual sobre os ensaios, sem a preocupação de descrever detalhes normalizados que deverão ser consultados em normas e literaturas especializadas.

2.6.1 Ensaio de tração

Para a realização de um ensaio de tração são necessários: (i) a máquina para aplicar a carga; (ii) um dispositivo para medir a força; (iii) um dispositivo para medir a deformação e (iv) um material a ser ensaiado.

O ensaio pode ser realizado em máquinas: (i) acionadas hidraulicamente; (ii) acionadas mecanicamente ou (iii) servo-controladas. As acionadas hidraulicamente conseguem impor uma certa velocidade de aumento de carga e possuem maior capacidade de carga. São chamadas máquinas moles. As acionadas mecanicamente são chamadas máquinas duras e impõem uma certa velocidade de deformação. As servo-controladas são acionadas hidraulicamente, mas possuem uma servo válvula que ajusta a velocidade de aumento de carga ou de deformação conforme o usuário determina, podendo, assim, funcionar como máquina dura ou mole.

Nas máquinas duras e servo-controladas, o dispositivo para medida de força é uma célula de carga formada basicamente por um material que se deforma elasticamente e é calibrado. As células de carga normalmente emitem sinais elétricos que podem ser registrados por ponteiros, mostradores digitais ou alimentados em microcomputadores. Os extensômetros elétricos são os dispositivos mais usados para medir deformação. Os sinais elétricos emitidos à medida que o material se deforma podem ser processados da mesma forma que os sinais da carga. O material a ser ensaiado pode ter a forma de um corpo de prova normalizado, de um produto intermediário ou até mesmo de um componente como tubo, parafuso, corrente etc.

O registrador da máquina produz um gráfico que relaciona a carga aplicada (P) com o aumento de comprimento (Δl), conforme ilustrado na Figura 56.

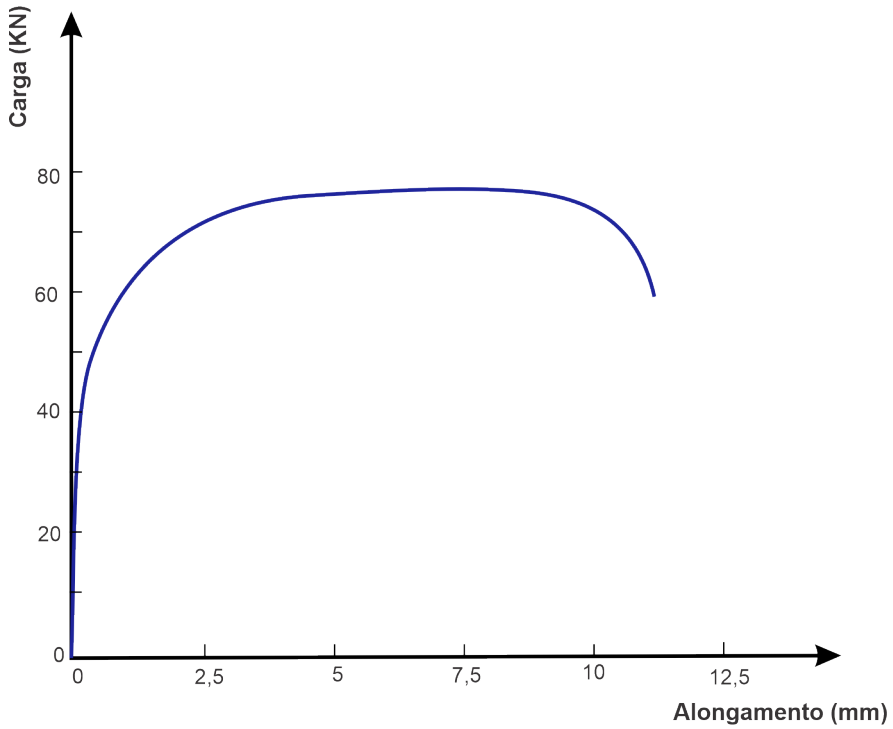


Figura 56. Curva carga x alongamento de um corpo de prova submetido a ensaio de tração.
Fonte: os autores.

Define-se:

Tensão convencional:

$$\sigma = \frac{P}{A_0} \tag{2.80}$$

Deformação específica convencional:

$$\varepsilon = \frac{\Delta l}{l_0} = \frac{l - l_0}{l_0} \tag{2.81}$$

Onde:

A_0 = área inicial da seção transversal;

l_0 = abertura inicial do extensômetro;

l = abertura do extensômetro num determinado instante do ensaio.

Como A_0 e l_0 são constantes, a curva P x Δl é similar à curva σ x ε.

Na Figura 57 é mostrada a curva tensão x deformação de engenharia correspondente.

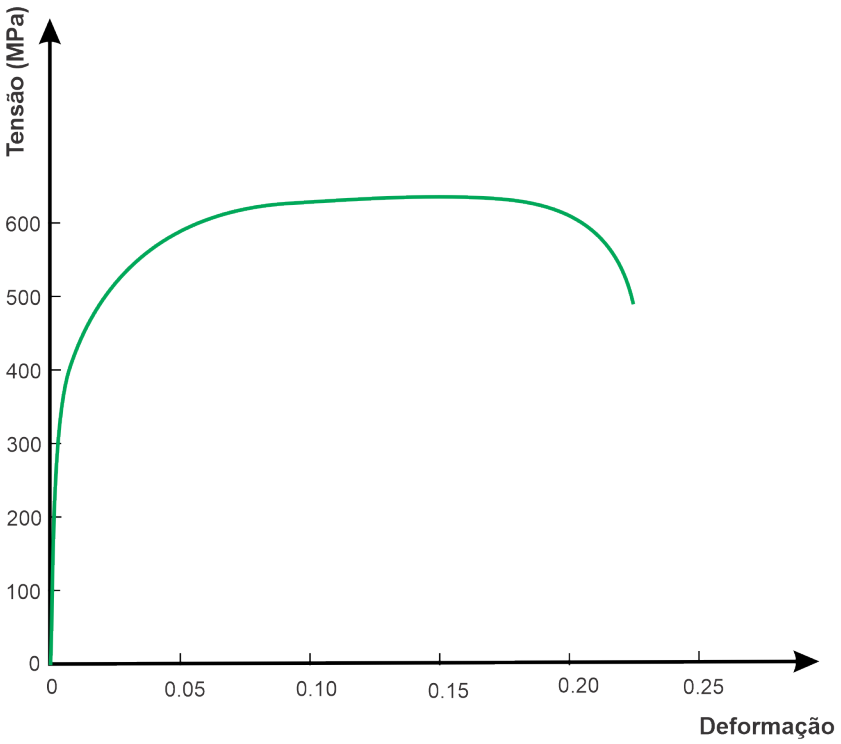


Figura 57. Curva tensão x deformação de engenharia, correspondente à Figura 56. Fonte: os autores.

A tensão e deformação convencionais são calculadas em relação à área e comprimento inicial, respectivamente. Os valores da tensão e deformação reais serão:

Tensão real (verdadeira):

$$\sigma_V = \frac{P}{A} \tag{2.82}$$

Deformação específica real (verdadeira):

$$d\varepsilon_V = \frac{dl}{l} \rightarrow \varepsilon_V = \int_{l_0}^{l} \frac{dl}{l} = ln\frac{l}{l_0} \rightarrow \varepsilon_V = ln\,(1+\varepsilon) \tag{2.83}$$

Onde:

A = área da seção transversal num determinado instante do ensaio.

Sabendo que:

$$\sigma_V > \sigma \tag{2.84}$$

E que, sendo:

$$\varepsilon_V = ln(1+\varepsilon) = \varepsilon - \frac{\varepsilon^2}{2} + \frac{\varepsilon^3}{3} - \frac{\varepsilon^4}{4} + \cdots \tag{2.85}$$

Tem-se

$$\varepsilon_V < \varepsilon \tag{2.86}$$

É importante, ainda, considerar as seguintes relações:

Antes da estricção, quando a deformação ainda é uniforme ao longo do comprimento do corpo de prova e considerando que não há variação de volume, temos:

$$dV = 0 \;\rightarrow\; \mathrm{A}_0.l_0 = A.l \;\rightarrow\; \frac{\mathrm{A}_0}{A} = \frac{l}{l_0} = 1+\varepsilon \tag{2.87}$$

E que:

$$\sigma_V = \frac{P}{A} = \frac{P}{A}.\frac{\mathrm{A}_0}{\mathrm{A}_0} = \frac{P}{\mathrm{A}_0}.\frac{\mathrm{A}_0}{\mathrm{A}} \;\rightarrow\; \sigma_V = \sigma.(1+\varepsilon) \tag{2.88}$$

Com base nas equações *2.83* e *2.88*, a curva tensão x deformação verdadeira pode ser construída a partir dos pontos da curva convencional. *Conforme mostrado anteriormente, essas equações são válidas quando há constância de volume e distribuição uniforme de deformação. Por essa razão, a curva tensão x deformação verdadeira construída a partir dessas equações é válida somente até a estricção do corpo de prova.*

A partir da estricção, a tensão verdadeira e a deformação verdadeira devem ser obtidas experimentalmente.

Para corpos de prova cilíndricos:

$$\varepsilon_V = ln\frac{l}{l_0} = ln\frac{A}{A_0} = ln\frac{\frac{\pi.D_0^2}{4}}{\frac{\pi.D^2}{4}} \quad \rightarrow \quad \varepsilon_V = 2.ln\frac{D_0}{D} \tag{2.89}$$

Essa relação permite a determinação da deformação específica real após a estricção, medindo-se, ponto a ponto, o diâmetro da menor seção. Com o valor da carga registrado no gráfico do ensaio, pode-se construir a curva real σ_V *x* ε_V*, ponto a ponto, após o desenvolvimento do pescoço.*

Na Figura 58 é mostrado um exemplo de curva tensão x deformação de engenharia e a curva tensão x deformação real correspondente. Para facilitar a visualização, os valores dos pares tensão x deformação de engenharia transformados para tensão x deformação verdadeira são indicados pelos pontos da mesma cor.

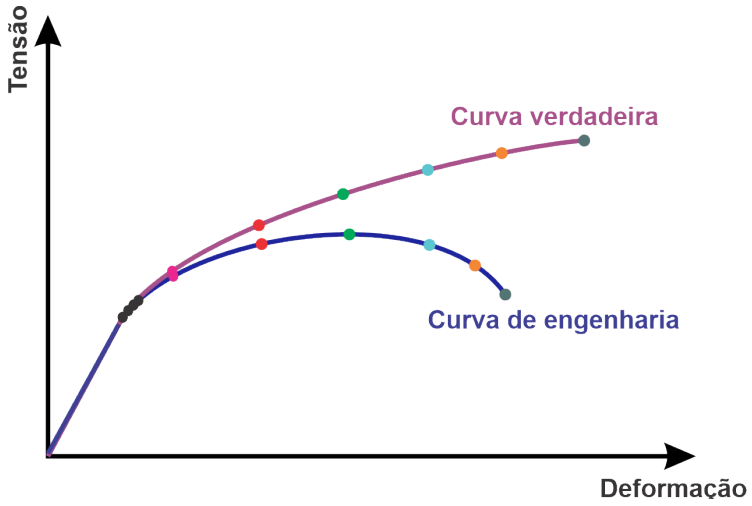


Figura 58. Curvas tensão x deformação de engenharia (em azul) e verdadeira (em roxo).
Fonte: os autores.

Considere o seguinte exemplo: em um ensaio de tração, a fratura de um material metálico ocorreu antes de haver estricção. Determine a deformação verdadeira utilizando a relação de comprimento e de área. Dados:

Corpo de prova antes do ensaio: D_0 = 4,02 mm; l_0 = 20,00 mm

Corpo de prova ao término do ensaio: D = 3,82 mm; l = 22,15 mm

Como a fratura ocorreu antes da estrição, as equações para deformação verdadeira podem ser utilizadas:

$$\varepsilon_V = ln\frac{l}{l_0} = ln\left(\frac{22{,}15}{20{,}00}\right) = 0{,}102 \quad (2.90)$$

$$\varepsilon_V = ln\frac{A}{A_0} = 2.ln\frac{D_0}{D} = 2.\ln\left(\frac{4{,}02}{3{,}82}\right) = 0{,}102 \quad (2.91)$$

Agora, considere outro material que foi ensaiado e sofreu estricção antes da fratura. Dados:

Corpo de prova antes do ensaio: D_0 = 12,47; l_0 = 50,00 mm

Corpo de prova ao término do ensaio: D = 8,44 mm; l = 65,33 mm

Usando as relações anteriores, veremos que na fratura:

$$\varepsilon = ln\frac{l}{l_0} = ln\left(\frac{65{,}33}{50{,}00}\right) = 0{,}267 \quad (2.92)$$

$$\varepsilon = 2.ln\frac{D_0}{D} = 2.\ln\left(\frac{12{,}47}{7{,}94}\right) = 0{,}903 \quad (2.93)$$

Nesse caso, como houve estrição, o cálculo da deformação verdadeira na fratura, baseado no alongamento do corpo de prova, é equivocado. O cálculo com base na variação do diâmetro (ou área) deve ser utilizado. *A relação entre a deformação lateral e a longitudinal que, no regime elástico, é o coeficiente de Poisson, aumenta com a deformação (vide esquema da Figura 59).* Para metais e ligas, em regime plástico, seu valor aproxima-se de 0,5 para deformações superiores a aproximadamente

10%. Nesse caso, a variação de volume seria zero. Simultaneamente, a taxa de encruamento decresce com a deformação. Para uma certa deformação, o aumento da tensão real provocada pela diminuição da seção transversal não é compensado pelo encruamento e inicia-se uma instabilidade mecânica, ou seja, a deformação tende a se concentrar em uma determinada região. Forma-se a estricção (pescoço) e a curva convencional atinge um ponto de máximo. Nesse ponto se define o *limite de resistência* (que é estabelecido como uma tensão convencional), também chamado, impropriamente, *limite de ruptura*. *A partir desse ponto, o registro das deformações depende da posição do extensômetro, como esquematizado na Figura 60. Portanto, a partir desse ponto, a forma da curva tensão x deformação não tem significado físico.*

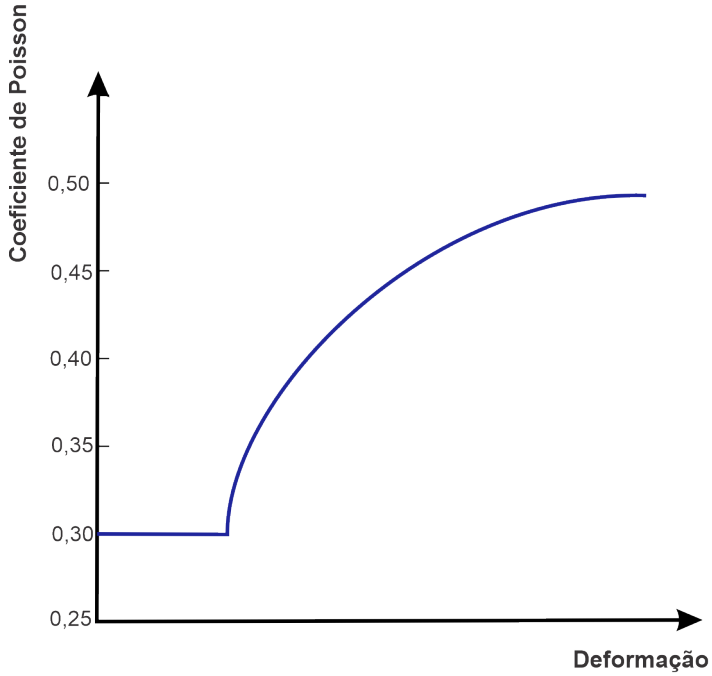


Figura 59. Variação do "coeficiente de Poisson" com a deformação. Modificado de [3].

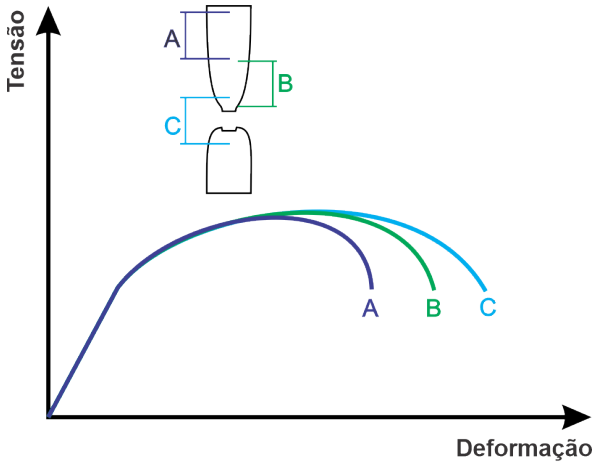


Figura 60. Esquemas de curva tensão x deformação convencional para diferentes posições do extensômetro. Fonte: os autores.

A curva tensão x deformação (entre o início da deformação plástica até o início da estricção) para alguns metais dúcteis pode ser aproximada pela seguinte relação exponencial:

$$\sigma_V = k.\varepsilon_V^n \rightarrow \log\sigma_V = \log k + n.\log\varepsilon_V \quad 2.94$$

Onde n e k são constantes que dependem do material e:

σ_V = tensão verdadeira;

k = constante plástica de resistência;

ε_V = deformação verdadeira;

n = coeficiente de encruamento.

2.6.2 Limite de escoamento

Nos materiais metálicos, a transição entre o regime elástico e o regime plástico pode ocorrer gradualmente, como na Figura 57, ou de forma descontínua (Figura 61). Quando o escoamento é contínuo, definem-se um limite de proporcionalidade (tensão em que a curva tensão x deformação desvia da linearidade), um limite de elasticidade (máxima tensão que o material pode suportar sem apresentar deformação permanente após a remoção da carga, sendo muito difícil de medir) e um limite de escoamento (correspondente a um certo valor da deformação plástica, usualmente 0,2%). Os pontos A, B e C na Figura 62 representam o limite de elasticidade, o limite de proporcionalidade e o limite de escoamento convencional, respectivamente. Apenas este último é usado em Engenharia. *Nenhum destes três valores corresponde à tensão mínima necessária para a movimentação de discordâncias. Esse movimento se inicia para tensões menores do que o próprio limite de proporcionalidade macroscópico. Esse conceito é importante na explicação do porquê a fadiga ocorre abaixo do limite de escoamento.*

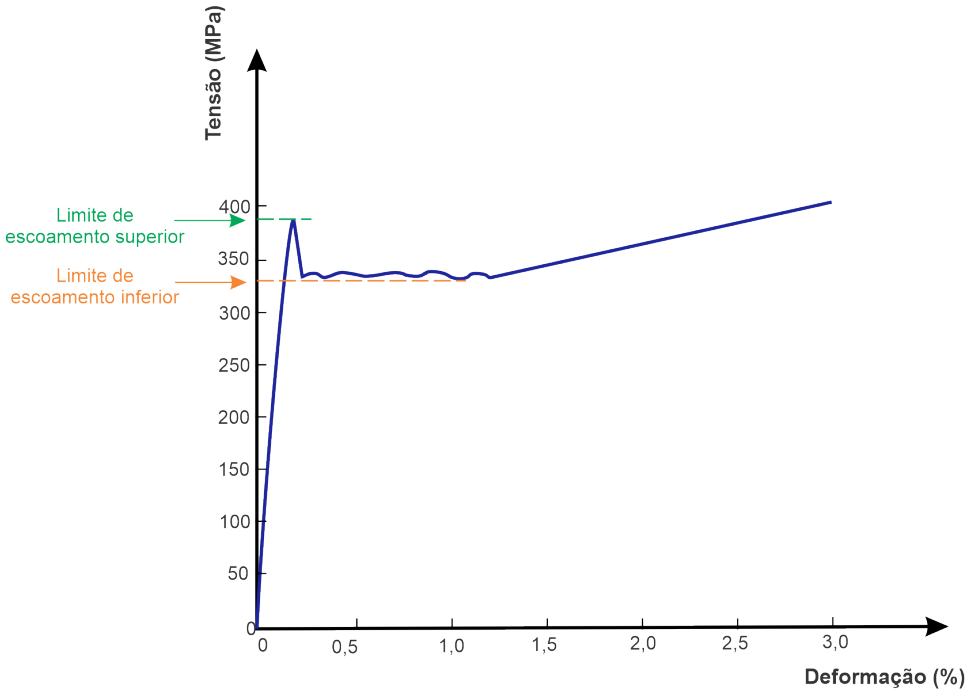


Figura 61. Escoamento descontínuo em aço de baixo carbono. Fonte: os autores.

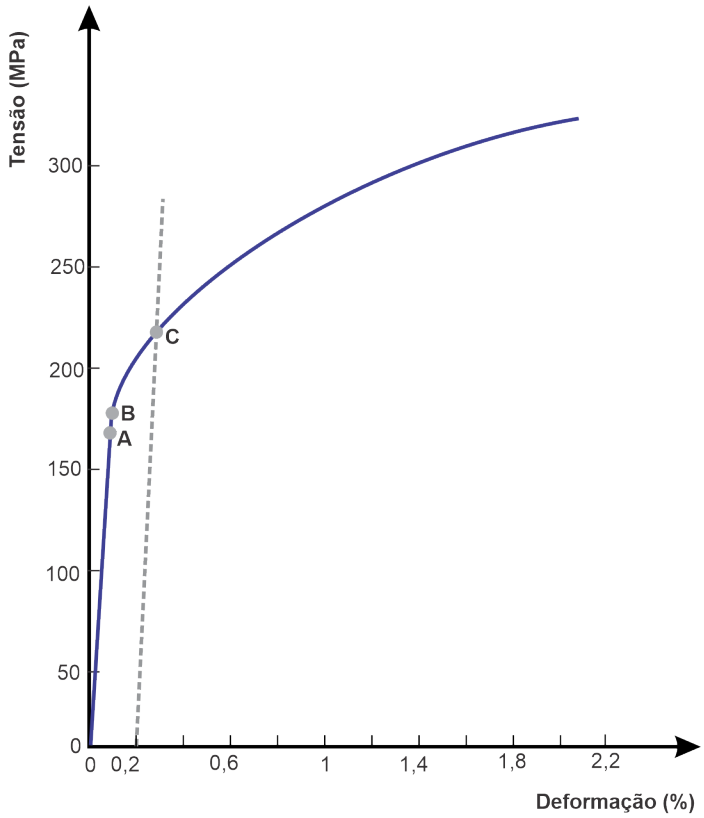


Figura 62. Limite de elasticidade (ponto A), limite de proporcionalidade (ponto B) e limite de escoamento convencional, considerando 0,2% de deformação plástica (ponto C). Fonte: os autores.

A explicação, com base na teoria das discordâncias, do limite de escoamento descontínuo[8], é detalhada em livros de Metalurgia Física. Nesse caso, definem-se os limites de escoamento superior e inferior, e o patamar de escoamento, também chamado deformação de Lüders. As consequências desse fenômeno no que se chama envelhecimento por deformação (*strain aging*) também são conhecidas.

Os limites de escoamento podem variar de maneira significativa, inclusive para uma mesma liga metálica. Por exemplo:

- Um determinado componente de aço carbono com 0,2%C possui limites de escoamento em torno de 300 MPa como recozido e 350 MPa como normalizado. Com 0,8%C, os limites de escoamento passam para cerca de 380 MPa como recozido e 520 MPa como normalizado.
- Um determinado componente de liga de alumínio 7075-T651 e 7075-O pode ter limites de escoamento na ordem de 500 MPa e 100 MPa, respectivamente.

As variáveis que alteram o limite de escoamento podem se resumir a quatro:

1. composição química;
2. estrutura (desde arranjo cristalino e defeitos até estrutura metalográfica);

[8] Esse assunto será novamente tratado no Capítulo 10.

3. temperatura;
4. velocidade de deformação.

Essas variáveis atuam por meio dos chamados mecanismos de endurecimento:

1. endurecimento por solução sólida;
2. endurecimento por partículas de segunda fase (precipitação ou dispersão);
3. endurecimento por discordâncias (encruamento);
4. endurecimento por interfaces.

Nenhuma dessas variáveis, características do material ou das condições do ensaio é capaz de causar uma alteração tão significativa na tensão necessária para o escoamento de um material metálico quanto a variável mecânica "estado de tensões" a que o material está submetido.

Com efeito, do ponto de vista mecânico, o limite de escoamento seria, a rigor, o valor mínimo da máxima tensão principal que, em um estado uniaxial de tensões, é capaz de provocar uma deformação plástica definida arbitrariamente como 0,2% (escoamento contínuo) ou um patamar de escoamento (escoamento descontínuo). Mudando-se o estado de tensões, altera-se significativamente o valor mínimo da tensão necessária para o material escoar. *Esse efeito é calculado pelos chamados critérios de escoamento.* No caso de materiais metálicos, existem três critérios de escoamento que são discutidos com frequência. Todos foram estabelecidos empiricamente, apesar de ser possível explicitar o significado físico do critério. O que não é possível é a dedução das equações correspondentes a partir de princípios básicos, como o da tensão crítica para o escorregamento de discordâncias (*critical resolved shear stress*). Esses critérios estão expostos a seguir.

2.6.3 Critérios de escoamento

Como vimos anteriormente, considera-se que um material submetido a uma tração uniaxial escoa quando:

$$\sigma_1 > \sigma_{LE} \qquad 2.95$$

Onde σ_{LE} é a tensão limite de escoamento.

Agora, considere o caso de um cilindro sob pressão, submetido também a esforço de torção e tração, conforme mostrado na Figura 63. Diferentemente do caso anterior (tração uniaxial), o cilindro estará submetido a um estado multiaxial de tensões. A pergunta a ser respondida é: o cilindro irá escoar?

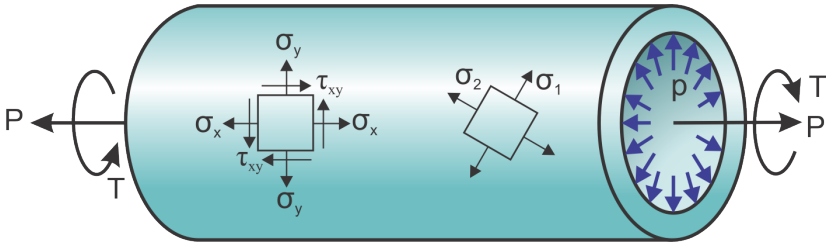


Figura 63. Cilindro submetido à pressão interna, tração uniaxial e torção. Fonte: os autores.

Para saber se um componente submetido a um estado multiaxial de tensões irá escoar, deve ser aplicado algum critério de escoamento.

Existem, na realidade, dois critérios de escoamento relevantes para materiais metálicos: critério de Tresca e critério de von Mises.

O critério de Rankine é apresentado apenas por razões de "simetria", como mostrado a seguir.

i. Critério de Rankine

Esse critério afirma: "num estado de tensões qualquer, haverá escoamento quando a maior tensão principal atingir o valor do limite de escoamento obtido em ensaio de tração uniaxial (σ_{LE})".

Como usual:

$$\sigma_1 > \sigma_2 > \sigma_3 \qquad 2.96$$

O critério de Rankine afirma que para haver escoamento:

$$\sigma_1 \geq \sigma_{LE} \qquad 2.97$$

As tensões σ_2 e σ_3, portanto, não influenciam. Os círculos de Mohr mostrados na Figura 64 ilustram graficamente esse critério. Observe que $\sigma_1 = \sigma_{LE}$; logo, ocorre o escoamento.

O critério de Rankine e os critérios de Tresca e Von Mises, detalhados a seguir, são mostrados na Figura 65. As seguintes premissas foram adotadas para o desenho da Figura:

- Estado plano de tensão (EPT), ou seja, $\sigma_z = 0$;
- σ_x e σ_y correspondem às tensões principais e, dependendo do quadrante ou semiquadrante, os significados de σ_x e σ_y variam em relação às tensões σ_1, σ_2 e σ_3.
- O limite de escoamento em tração é igual ao limite de escoamento em compressão.

O critério de Rankine é equivocado para previsão do escoamento de componentes submetidos a um estado multiaxial de tensões. No entanto, sobrecarga frágil, propagação por fadiga e outros ocorrem no plano da tensão principal e obedecem a um critério do tipo Rankine (tensão principal máxima).

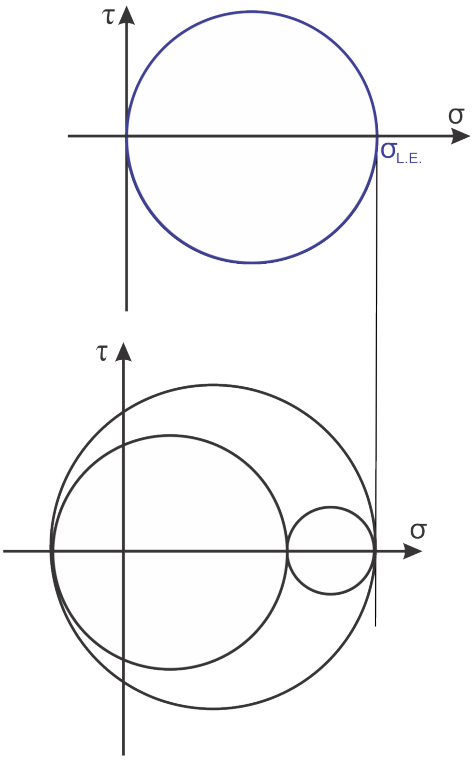


Figura 64. Critério de Rankine. Ensaio de tração uniaxial (círculo de Mohr azul) e estado triaxial de tensões (círculo de Mohr preto). Fonte: os autores.

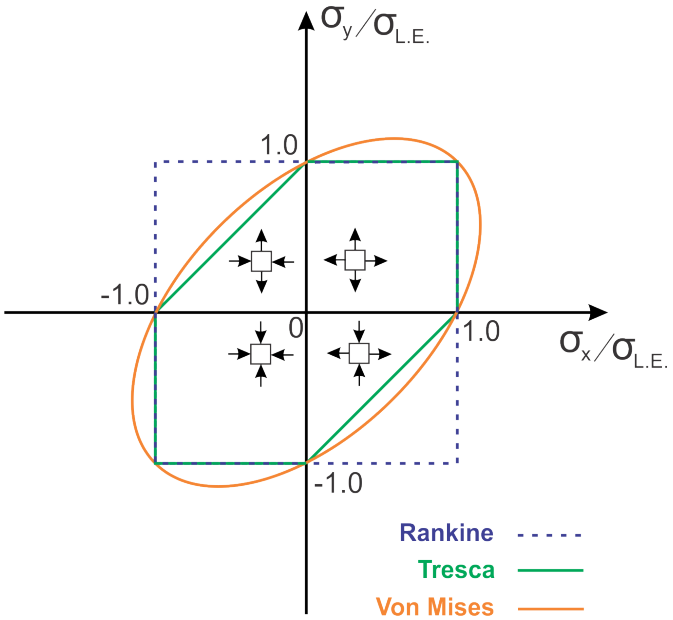


Figura 65. Comparação entre os critérios de escoamento para o caso de EPT ($\sigma_Z = 0$). Fonte: os autores.

ii. Critério de Tresca

Este critério, sugerido pela primeira vez por Coulomb, afirma: "num estado de tensões qualquer, haverá escoamento quando a maior tensão de cisalhamento atingir o valor da maior tensão de cisalhamento no escoamento em tração uniaxial". Ou seja:

$$\tau_{max.\ uniaxial} = \tau_{max.\ qualquer} \quad 2.98$$

Ou, em termos de tensões principais, para haver escoamento:

$$\sigma_1 - \sigma_3 \geq \sigma_{LE} \quad 2.99$$

A tensão intermediária σ_2, portanto, não influencia. Os círculos de Mohr mostrados na Figura 66 ilustram graficamente esse critério. Observe que a tensão de cisalhamento máxima é igual à tensão de cisalhamento máxima no ensaio de tração uniaxial, portanto, ocorre o escoamento.

Na Figura 65 é mostrado o critério de Tresca para EPT. No primeiro e terceiro quadrantes σ_x e σ_y possuem o mesmo sinal, portanto:

$$\sigma_x = \sigma_{L.E.} \quad 2.100$$

$$\sigma_y = \sigma_{L.E.} \quad 2.101$$

No segundo e quarto quadrantes, σ_x e σ_y possuem sinais opostos, portanto:

$$|\sigma_x - \sigma_y| = \sigma_{L.E.} \quad 2.102$$

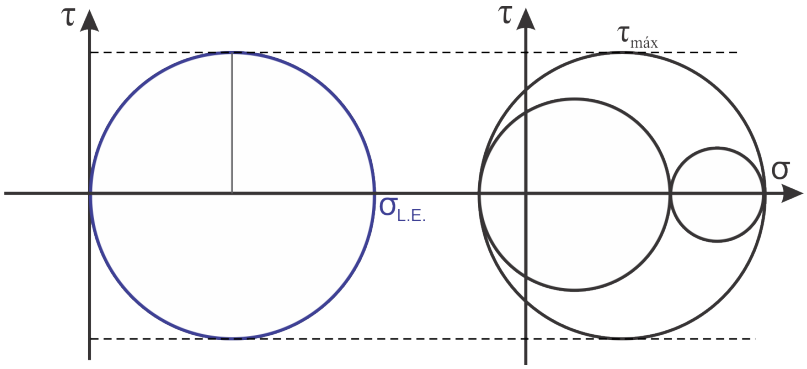


Figura 66. Critério de Tresca. Ensaio de tração uniaxial (círculo de Mohr azul) e estado triaxial de tensões (círculo de Mohr preto). Fonte: os autores.

Para reforçar o conceito, imagine o seguinte exemplo:

Uma barra de aço carbono, representada na Figura 67a, possui limite de escoamento de 200 MPa. Como fazer essa barra escoar, aplicando um esforço de tração uniaxial na direção y que resulte em σ_y = 30 MPa (Figura 67b)?

R.: Basta aplicar um esforço de compressão na direção z que resulte em uma tensão de compressão maior ou igual que 170 MPa.

Por exemplo, considere σ_y = 30 MPa e σ_z = -180 MPa (Figura 67c). Pelo critério de Tresca, teremos:

$$\sigma_1 - \sigma_3 \geq \sigma_{LE} \quad \rightarrow \quad 30 - (-180) \geq 200 \qquad 2.103$$

Então, conforme o critério de Tresca, a barra irá escoar. Note que σ_2 é igual a zero (EPT) e, como se trata de uma tensão intermediária ($\sigma_3 < \sigma_2 < \sigma_1$), ela não é levada em consideração segundo esse critério de escoamento, conforme visto anteriormente.

Para o caso mostrado na Figura 68, considere a mesma barra do exemplo anterior (com limite de escoamento de 200 MPa). Conforme o critério de Tresca, é possível aplicar uma tração uniaxial σ_y maior do que 200 MPa e a barra não escoar, desde que as tensões nas direções x e z sejam suficientemente altas para que $\sigma_1 - \sigma_3 \leq \sigma_{LE}$.

Por exemplo: para σ_y = 400 MPa; σ_z = 300 MPa e σ_x = 250 MPa, a barra não deformaria plasticamente, já que:

$$\sigma_1 - \sigma_3 \leq \sigma_{LE} \quad \rightarrow \quad 400 - 250 \leq 200 \qquad 2.104$$

Repare que, nesses dois exemplos, as tensões σ_x, σ_y e σ_z coincidem com as tensões principais.

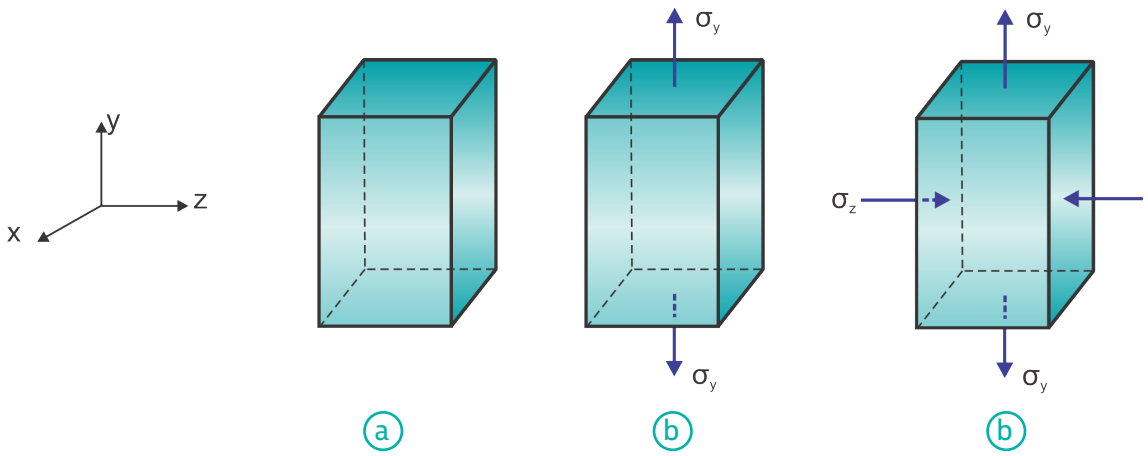


Figura 67. (a) Esquema de uma barra. (b) Tensão de tração (direção y). (c) Tensão de tração (direção y) e de compressão (direção z). Fonte: os autores.

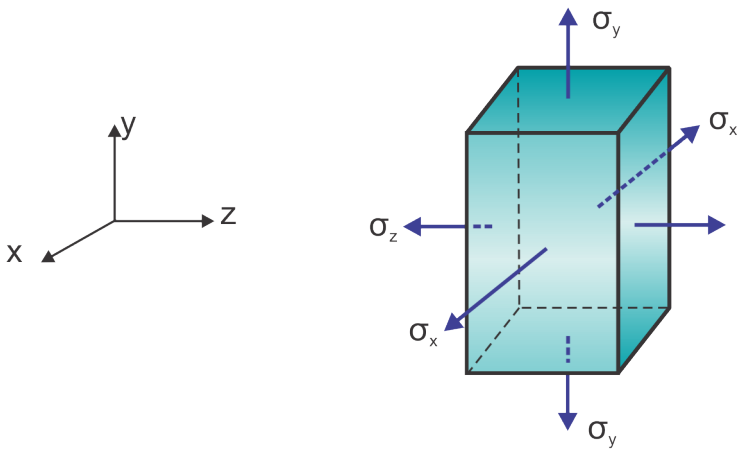


Figura 68. Barra submetida a um estado triaxial de tensões. Fonte: os autores.

iii. Critério de von Mises

Este critério, também conhecido como critério de Hencky e von Mises, afirma, matematicamente:

$$\frac{1}{\sqrt{2}}[(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2]^{1/2} \geq \sigma_{L.E.} \quad 2.105$$

As três tensões principais, portanto, influenciam. O critério de Von Mises, para o estado plano de tensão, é mostrado Figura 65.

Esse critério admite duas interpretações físicas:

a. Primeira interpretação física: tensão de cisalhamento octaédrica

As tensões de cisalhamento ditas octaédricas são as componentes do tensor no plano que forma ângulos iguais com os três planos principais. Se fosse cristalografia, seria o plano (111). É possível demonstrar que os valores dessas tensões, em termos das tensões principais, são:

$$\sigma_{oct} = \frac{1}{3}(\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3) \quad 2.106$$

$$\tau_{oct} = \frac{1}{3}[(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2]^{1/2} \quad 2.107$$

No estado uniaxial, no escoamento, tem-se:

$$\tau_{oct} = \frac{\sqrt{2}}{3}\sigma_{L.E.} \quad 2.108$$

Deveríamos ter, portanto:

$$\frac{\sqrt{2}}{3}\sigma_{L.E.} = \frac{1}{3}[(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2]^{1/2} \quad 2.109$$

Que, simplificada, é a mesma expressão do critério de von Mises.

b. Segunda interpretação física: energia de distorção

Todo estado de tensões pode ser decomposto em dois: um em que as tensões principais são iguais entre si e iguais à componente hidrostática das tensões (σ_m) e outro, de cisalhamento puro, em que as tensões são chamadas componentes deviatóricas das tensões. A dedução é mostrada a seguir.

A Figura 69 indica um estado qualquer de tensões, definido pelas tensões principais σ_1, σ_2 e σ_3, e decomposta em uma componente hidrostática e uma componente deviatórica.

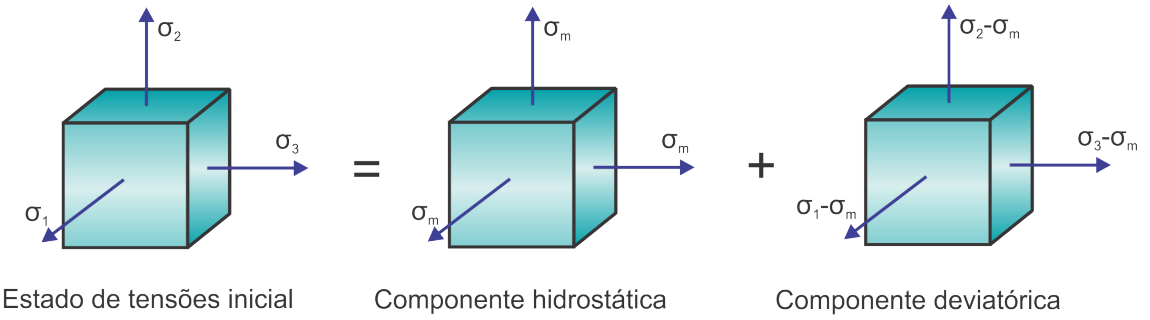


Figura 69. Decomposição de um estado de tensões (definido pelas tensões principais) em uma componente hidrostática e uma componente deviatórica. Fonte: os autores.

Estado 1 (hidrostático):

$$\sigma_1^{'} = \sigma_m = \frac{\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3}{3} = \sigma_2^{'} = \sigma_3^{'} \quad 2.110$$

Estado 2 (componentes deviatóricas das tensões)

$$\sigma_1^{''} = \sigma_1 - \sigma_m \quad 2.111$$

$$\sigma_2^{''} = \sigma_2 - \sigma_m \quad 2.112$$

$$\sigma_3^{''} = \sigma_3 - \sigma_m \quad 2.113$$

O Estado 2 tem como componente hidrostática:

$$\sigma_m^{''} = \frac{\sigma_1^{''} + \sigma_2^{''} + \sigma_3^{''}}{3} = \frac{\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3}{3} - \frac{3\sigma_m}{3} \quad 2.114$$

Portanto:

$$\sigma_m^{''} = 0 \quad 2.115$$

Logo, é cisalhamento puro.

Sendo assim, o primeiro causa apenas variação de volume, enquanto o segundo causa variação de forma, ou seja, distorção. Dessa maneira, a energia total de deformação pode ser dividida em uma parte referente à energia de variação de volume (U_V) e outra referente à energia de distorção (U_d). Assim, a energia total (U) será:

$$U = U_V + U_d \quad 2.116$$

Por outro lado, a energia de deformação, adotando o sistema de coordenadas considerado (paralelo às tensões principais), corresponde a:

$$U = \frac{1}{2}(\sigma_1\varepsilon_1 + \sigma_2\varepsilon_2 + \sigma_3\varepsilon_3) \quad 2.117$$

E, sabendo-se que a componente hidrostática das tensões vale:

$$\sigma_m = \frac{\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3}{3} \quad 2.118$$

É possível demonstrar que:

$$U_V = \left[\left(\frac{1-2\nu}{6E}\right)\right](\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3)^2 \quad 2.119$$

e, assim,

$$U_d = \left[\left(\frac{1+\nu}{3E}\right)\right](\sigma_1^2 + \sigma_2^2 + \sigma_3^2 - \sigma_1\sigma_2 - \sigma_2\sigma_3 + \sigma_3\sigma_1) \quad 2.120$$

ou:

$$U_d = \frac{1+\nu}{6E}[(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2] \quad 2.121$$

No estado uniaxial, no escoamento, temos:

$$U_d = \frac{(1+\nu)}{3E}[{\sigma_{LE}}^2] \quad 2.122$$

e, assim,

$$\frac{(1+\nu)}{3E}[\sigma_{LE}^2] = \frac{1+\nu}{6E}[(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2] \quad 2.123$$

A Equação *2.123*, simplificada, é a mesma expressão do critério de Von Mises.

No item 2.5.1, vimos que um entalhe, ou uma trinca, causa um estado triaxial de tensões nas suas vizinhanças, além da bem conhecida concentração de tensões. Como vemos pelos critérios de escoamento, tanto de Tresca como de Von Mises, a presença de tensões triaxiais de tração "dificultam" o escoamento, isto é, provocam um aumento da tensão máxima necessária para que o material entre em regime plástico. Pode acontecer de esse aumento ser tão significativo que o material sofra fratura por clivagem, isto é, frágil, antes de escoar, pois, como veremos adiante, a fratura por clivagem é determinada pelo valor da maior tensão de tração.

Pode-se entender a importância de um entalhe ou trinca para o comportamento mecânico: a alteração do campo de tensões pode causar não apenas um aumento local das tensões, mas uma alteração de comportamento, de dúctil para frágil.

O exemplo mostrado a seguir ilustra a aplicação de critérios de escoamento.

Considere um vaso cilíndrico com diâmetro interno de 1500,0 mm e espessura de parede de 12,5 mm. O vaso ficará submetido à pressão de 2,0 MPa (20,4 Kgf/cm^2), em temperatura ambiente. A especificação de material do costado é ASTM A516 Gr. 60, que possui limite de escoamento mínimo de 220,0 MPa em temperatura ambiente. Calcule o fator de segurança para o escoamento em uma região do costado distante de qualquer descontinuidade.

As tensões circunferencial, longitudinal e radial correspondem, respectivamente, a:

$$\sigma_1 = \frac{P.r}{t} = \frac{2{,}0\ .\ 750{,}0}{12{,}5} = 120{,}0\ MPa \quad 2.124$$

$$\sigma_2 = \frac{P.r}{2.t} = \frac{2{,}0\ .\ 750{,}0}{2\ .\ 12{,}5} = 60{,}0\ MPa \quad 2.125$$

$$\sigma_3 = -P = -2{,}0\ MPa \tag{2.126}$$

Aplicando o critério de Tresca, teremos:

$$\sigma_{eq} = \sigma_1 - \sigma_3 = 122{,}0\ MPa \qquad \sigma_{eq} = \frac{\sigma_{LE}}{FS} \qquad FS = \frac{220{,}0}{122{,}0} = 1{,}80 \tag{2.127}$$

Aplicando o critério de Von Mises, teremos:

$$\sigma_{eq} = \sqrt{(\sigma_1^2 + \sigma_2^2 + \sigma_3^2 - \sigma_1\sigma_2 - \sigma_1\sigma_3 - \sigma_2\sigma_3)} \tag{2.128}$$

$$\sigma_{eq} = \sqrt{120{,}0^2 + 60{,}0^2 + (-2{,}0)^2 - 120{,}0.\ 60{,}0 - 120{,}0.\ (-2{,}0) - 60{,}0.\ (-2{,}0)} \tag{2.129}$$

$$\sigma_{eq} = 105{,}6\ MPa \qquad \sigma_{eq} = \frac{\sigma_{LE}}{FS} \qquad FS = \frac{220{,}0}{105{,}6} = 2{,}08 \tag{2.130}$$

Verifica-se que a tensão de Von Mises corresponde a 105,6 MPa, sendo menor do que a tensão equivalente de Tresca (122,0 MPa). Sendo assim, o critério de Von Mises fornece um fator de segurança maior, ou seja, é menos conservativo. Dessa forma, o projeto desse vaso de pressão, utilizando o critério de Von Mises, permitiria uma menor espessura quando comparado com o mesmo projeto, utilizando o critério de Tresca.

A Figura 70 esquematiza, de forma simplificada, o emprego das tensões equivalentes. Primeiramente são obtidas as tensões principais a partir do estado de tensão de interesse. A tensão equivalente é calculada a partir das tensões principais e comparada com a tensão admissível do material. A tensão admissível é obtida a partir do limite de escoamento ou limite de resistência.

Vários programas de computação que calculam, por exemplo, as tensões atuantes por meio de elementos finitos, apresentam automaticamente o valor da tensão efetiva ou de Von Mises. Como veremos, ela é relevante em todos os mecanismos de falhas que ocorrem em consequência de deformação plástica generalizada. É importante observar, entretanto, que para outros mecanismos de falhas, por exemplo, fratura frágil e corrosão sob tensão, o valor da tensão de Von Mises não serve como critério de falha.

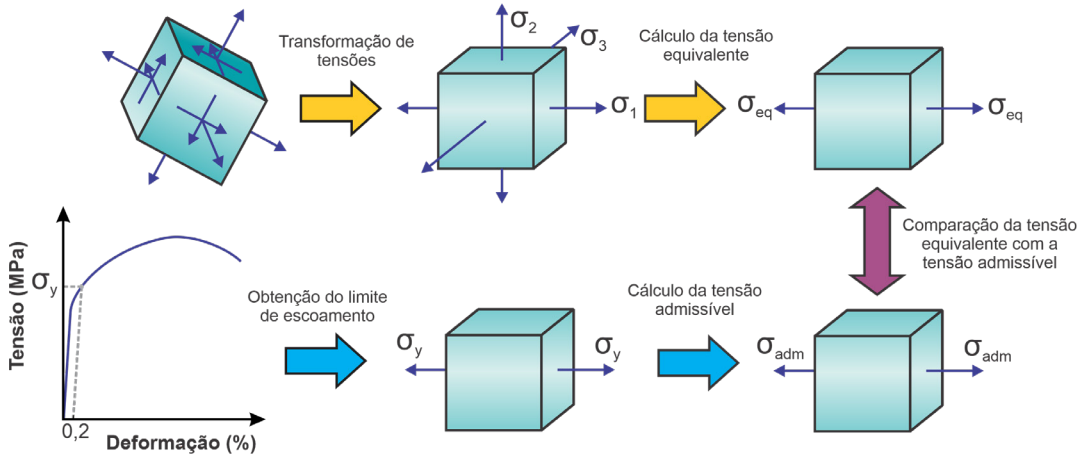


Figura 70. Representação esquemática da utilização dos critérios de escoamento. Transformação de tensões e cálculo da tensão equivalente, baseado nas tensões principais (desenho superior). Comparação da tensão equivalente com a tensão admissível. Nesse exemplo, a tensão admissível foi calculada a partir do limite de escoamento, o qual foi obtido em ensaio de tração uniaxial (desenho inferior). Fonte: os autores.

2.6.4 Equação constitutiva no regime plástico

No item 2.2.1, vimos a equação constitutiva em regime elástico para os materiais que se deformam elasticamente por alongamento das ligações atômicas, isto é, a lei de Hooke generalizada. *Em regime plástico, a equação constitutiva é empírica. Muitos materiais metálicos, em estado uniaxial, obedecem à equação, conhecida como Lei de Ramberg-Osgood, conforme a Equação 2.131.*

$$\frac{\varepsilon}{\varepsilon_0} = \frac{\sigma}{\sigma_0} + \alpha\left(\frac{\sigma}{\sigma_0}\right)^n \qquad 2.131$$

Essa expressão contém apenas dois parâmetros ajustáveis, α e n, pois os valores de ε_0 e σ_0 correspondem a um ponto arbitrário na curva, normalmente tomado como o limite de escoamento. É importante notar que ε é a ***deformação total*** quando a tensão for σ, enquanto que ε_0 é a ***deformação elástica*** quando a tensão for σ_0, isto é:

$$\varepsilon_0 = \frac{\sigma_0}{E} \qquad 2.132$$

Portanto, tomando-se o valor de σ_0 como o limite de escoamento convencional (considerando deformação de 0,2%), tem-se:

$$\frac{0{,}002 + \varepsilon_0}{\varepsilon_0} = \frac{\sigma_0}{\sigma_0} + \alpha\left(\frac{\sigma_0}{\sigma_0}\right)^n \qquad 2.133$$

$$\frac{0{,}002}{\varepsilon_0} + 1 = \alpha + 1 \qquad 2.134$$

Assim,

$$\alpha = \frac{0{,}002}{\varepsilon_0} \qquad 2.135$$

Ou seja, para um aço estrutural, com módulo de elasticidade igual a 210.000 MPa e limite de escoamento igual a 420 MPa, α vale 1 e para um aço temperado e revenido de mesmo módulo de elasticidade e limite de escoamento igual a 840 MPa, α vale 0,5.

Separando-se a parte plástica da deformação, chega-se a um resultado interessante:

$$\frac{\varepsilon}{\varepsilon_0} = \frac{\sigma}{\sigma_0}\left[1 + \alpha\left(\frac{\sigma}{\sigma_0}\right)^{n-1}\right] \qquad 2.136$$

$$\varepsilon = \frac{\sigma}{E}\left[1 + \alpha\left(\frac{\sigma}{\sigma_0}\right)^{n-1}\right] \qquad 2.137$$

$$\varepsilon_p = \left(\frac{\sigma}{E}\right)\alpha\left(\frac{\sigma}{\sigma_0}\right)^{n-1} \qquad 2.138$$

$$\varepsilon_p = \left(\frac{\alpha}{E.\sigma_0^{n-1}}\right)\sigma^n \qquad 2.139$$

Portanto:

$$\sigma = \left(\frac{E.\sigma_0^{n-1}}{\alpha}\right)^{\frac{1}{n}} \varepsilon_p^{\frac{1}{n}} \qquad 2.140$$

A Equação *2.140* pode ser reescrita conforme indicado na Equação *2.141*.

$$\sigma = \sigma_k . \varepsilon^N \qquad 2.141$$

A Equação *2.141* é conhecida como Equação de Hollomon, com o expoente de encruamento sendo exatamente o inverso do correspondente expoente da equação de Ramberg-Osgood.

2.7 Classificação de tensões

2.7.1 Tensões primárias e secundárias

A natureza das tensões, primárias ou secundárias, é importante na determinação das tensões atuantes que influenciam em um certo mecanismo de dano, como será visto mais adiante.

Tensões primárias correspondem às tensões (normal ou de cisalhamento) necessárias para satisfazer às leis de equilíbrio de forças e momentos, decorrentes dos carregamentos aplicados. A sua principal característica é que não é autolimitante. Dessa forma, tensões primárias elevadas podem resultar em falha ou em grandes deformações do componente.

Tensões secundárias correspondem às tensões (normal ou de cisalhamento) desenvolvidas por restrições a deformações de partes adjacentes ou por autorrestrição do componente ou estrutura. As tensões secundárias não são necessárias para o equilíbrio das cargas externas e são relacionadas a deformações impostas ou incompatibilidade de deformações no componente. Caso a deformação diferencial entre as partes que interagem seja suficientemente elevada, ocorrerá escoamento localizado, redistribuição das tensões e aumentará a região sob o efeito dessas tensões. Sendo assim, as tensões secundárias são autolimitadas, portanto, não resultam em colapso plástico. No entanto, tensões secundárias são importantes para outros mecanismos, como fratura frágil e fadiga. Exemplos de tensões secundárias: tensões térmicas e tensão de flexão em regiões de descontinuidade (bocais, suportes etc.).

Considere uma barra de aço de baixa resistência, engastada entre dois blocos perfeitamente rígidos (indeformáveis), conforme representado na Figura 71.

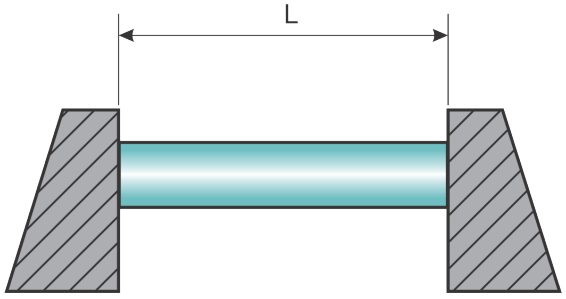


Figura 71. Barra engastada sob dois suportes perfeitamente rígidos. Fonte: os autores.

O limite de escoamento, módulo de elasticidade e coeficiente de dilatação linear da barra são:

σ_{LE} = 210 MPa

E = 210.000 MPa

$\alpha = 12 \times 10^{-6}\ ºC^{-1}$

A barra possui diâmetro grande o suficiente para que não sofra flambagem e está submetida a temperatura ambiente (20 °C).

Essa barra é aquecida uniformemente, de forma que o aquecimento não gere gradiente de temperatura ao longo do comprimento ou ao longo do diâmetro.

Com o aquecimento, a barra tentará dilatar. Como ela está restrita entre dois suportes perfeitamente rígidos, ficará submetida a um esforço de compressão.

A que temperatura a barra deve ser aquecida para que a tensão de compressão atinja o limite de escoamento? Considere o limite de escoamento em tração igual ao de compressão.

Antes de verificar a solução, estime um valor de temperatura, baseado na sua intuição.

Solução:

Relembrando a equação da lei de Hooke (*2.142*) e a fórmula da dilatação linear (*2.143*):

$$\sigma = E.\varepsilon \qquad (2.142)$$

$$\Delta L = L_0.\alpha.\Delta T \qquad \frac{\Delta L}{L_0} = \alpha.\Delta T \qquad (2.143)$$

Sabendo que:

$$\varepsilon = \frac{\Delta L}{L_0} \qquad (2.144)$$

E substituindo as equações *2.143* e *2.144* em *2.142*, teremos:

$$\frac{\sigma}{E} = \alpha.\Delta T = \varepsilon \qquad (2.145)$$

Substituindo os valores do módulo de elasticidade, coeficiente de dilatação linear e considerando a tensão igual ao limite de escoamento, teremos que:

$$\frac{210.10^6}{210000.10^6} = 12.10^{-6}.\Delta T \qquad 0{,}001 = 12.10^{-6}.\Delta T \quad \Delta T = 83\ ℃ \qquad (2.146)$$

Dessa forma, com uma variação de temperatura de 83 °C, essa barra escoaria! *Note que esse valor* é contraintuitivo.

Em outras palavras: partindo da temperatura ambiente (20 °C), bastaria aquecer essa barra até 103 ºC para que ela deformasse plasticamente sob compressão.

Verifica-se que a deformação elástica é pequena (0,1%, conforme equações *2.145* e *2.146*) e que as tensões térmicas facilmente provocam o escoamento.

Podemos concluir que tensões térmicas (oriundas de variação de temperatura) podem facilmente provocar o escoamento de equipamentos e estruturas. Por essa razão, muitos casos de fadiga de baixo ciclo ocorrem devido a ciclos térmicos, conforme será detalhado no Capítulo 8.

Para outro exemplo de tensão secundária, considere um vaso cilíndrico de paredes finas com um tampo semiesférico, sob pressão interna, conforme esquematizado na Figura 72.

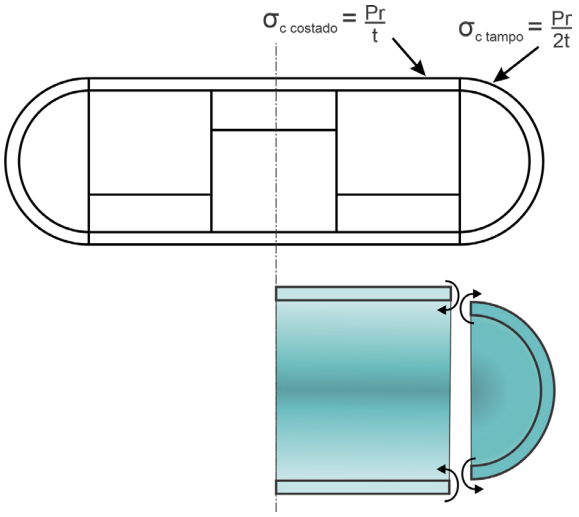


Figura 72. Desenho esquemático de um vaso de pressão de paredes finas, indicando a maior deformação do costado em relação ao tampo e, como consequência, o surgimento de momentos fletores em ambas as partes. Fonte: os autores.

Nesse caso, a tensão circunferencial que atua no costado corresponde ao dobro da tensão que atua no tampo esférico, conforme equações *2.147* e *2.148*, respectivamente.

$$\sigma_{c\ costado} = \frac{P.r}{t} \qquad 2.147$$

$$\sigma_{c\ tampo\ esférico} = \frac{P.r}{2.t} \qquad 2.148$$

Sendo assim, a deformação diametral do costado é maior do que a do tampo, havendo interação entre as partes que se opõem a essa deformação diferencial. Dessa interação resultam momentos fletores em ambas as partes e, consequentemente, tensões ditas secundárias, que se autoequilibram e atuam localmente em uma região em torno da solda costado/tampo. Sendo essas tensões elásticas, quando se retira a carga externa (pressão interna no vaso), elas se anulam em todos os pontos.

2.7.2 Classificação de tensões para projeto por análise

Como a própria designação indica, esse item é importante para PROJETO. É dispensável, numa primeira leitura, para aqueles cujo interesse principal é ANÁLISE de FALHAS, a menos que se dialogue com engenheiros habituados com as designações do ASME[9].

[9] Pode ser importante em casos em que a falha esteja associada ao projeto mecânico, sendo importante efetuar a sua conferência ou novos cálculos.

Em alguns requisitos de projeto, como os descritos no ASME Seção VIII Divisão 2, as tensões na região de interesse devem ser classificadas como: tensão generalizada de membrana primária (P_m); tensão localizada de membrana primária (P_L); tensão de flexão primária (P_b); tensão de membrana ou flexão secundária (Q); ou tensão de pico (F).

As tensões devem ser categorizadas para aplicação de critérios definidos no código que se baseiam na comparação dessas tensões (ou combinação delas) com limites definidos (baseados em tensões admissíveis). A análise é realizada dessa forma, já que cada tipo de tensão possui importância distinta em relação aos possíveis modos de falha. Os conceitos básicos são explicados a seguir.

Em um vaso de pressão real sempre haverá um gradiente de tensões ao longo da espessura para qualquer relação entre espessura e raio (ou seja, vaso de parede fina ou de parede grossa). Esse gradiente é particularmente significativo em regiões onde atuam tensões de flexão, por exemplo, em um bocal e na transição entre o tampo e o costado. Em um vaso submetido à pressão interna, a maior tensão será na superfície interna, enquanto que, em um vaso sob vácuo, ocorre o contrário. Existe, portanto, uma tensão média (chamada de tensão de membrana) e uma tensão distribuída ao longo da espessura (chamada de tensão de flexão).

A tensão localizada de membrana primária é obtida a partir do valor médio ao longo da espessura do componente, da tensão localizada primária produzida pela pressão de projeto e carregamentos mecânicos, excluindo todas as tensões secundárias e de pico. Ela leva em consideração a possibilidade de ocorrer distorções relevantes em regiões distintas do componente ou estrutura pela transferência de esforços. Em função do conservadorismo, é tratada como tensão localizada de membrana *prim*ária, apesar de possuir algumas características de tensão *secundária*. Uma região de tensão em um componente é considerada como local quando a distância em que a tensão equivalente ultrapassa 1.1S não se estende mais do que $(R.t)^{1/2}$ na região meridional, sendo S, R e t correspondentes à tensão admissível, ao raio e à espessura, respectivamente.

Tensões de pico são tensões altamente localizadas que não causam distorções significativas. Essas tensões podem contribuir para nucleação de trincas de fadiga ou fratura frágil. Exemplos de tensões de pico: tensões devido a concentradores de tensão (entalhes), tensões térmicas oriundas de variação súbita de temperatura de parede etc.

Para exemplificar a aplicação, foi realizada uma simulação numérica por elementos finitos de um vaso de pressão submetido a uma pressão interna[10]. Os resultados da tensão circunferencial são mostrados na Figura 73.

Foi realizada linearização da tensão circunferencial em quatro regiões do vaso: costado; transição entre o tampo e o costado; tampo; e ligação do bocal, conforme indicado nas Figuras 73 e 74. Os resultados correspondentes das tensões de membrana e tensão de flexão linearizadas são mostrados nas Figuras 75 e 76.

[10]Foi utilizado o software Ansys® 16.0 para análise por elementos finitos.

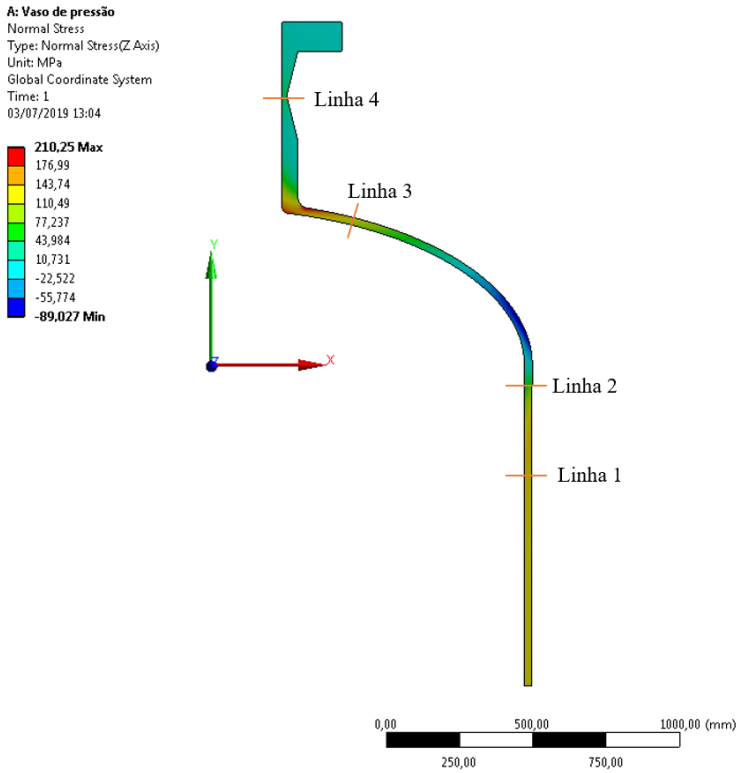


Figura 73. Modelo axissimétrico de um vaso de pressão. Os resultados correspondem à tensão circunferencial e as linhas 1 a 4 indicam os locais de linearização de tensões. Fonte: os autores.

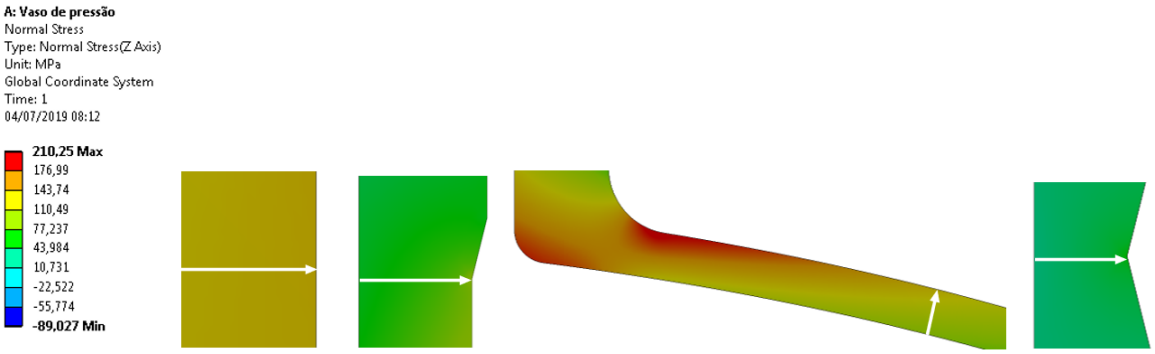


Figura 74. Da esquerda para a direita: região 1 (costado), região 2 (transição entre o costado e o tampo), região 3 (tampo) e região 4 (ligação do bocal). As setas indicam onde foram realizadas as linearizações de tensões. Fonte: os autores.

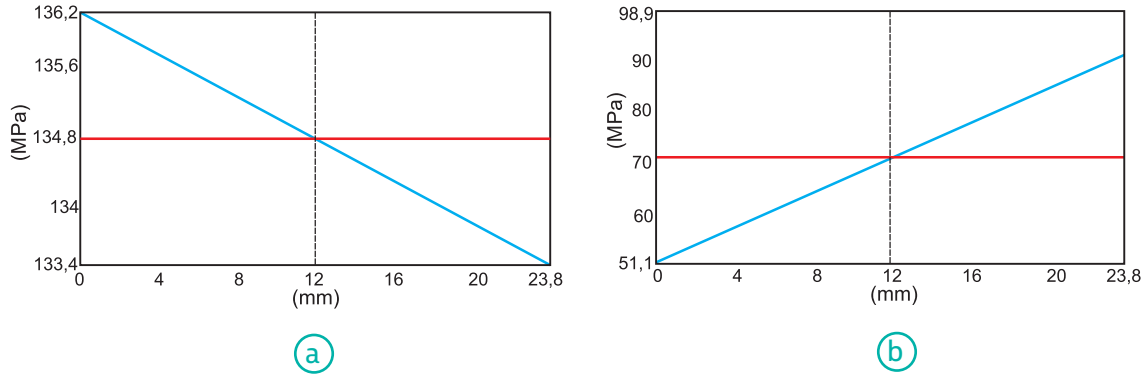


Figura 75. Resultado das tensões linearizadas de membrana (vermelho) e de flexão (azul). (a) Linha 1 (costado). (b) Linha 2 (transição entre o costado e o tampo). Fonte: os autores.

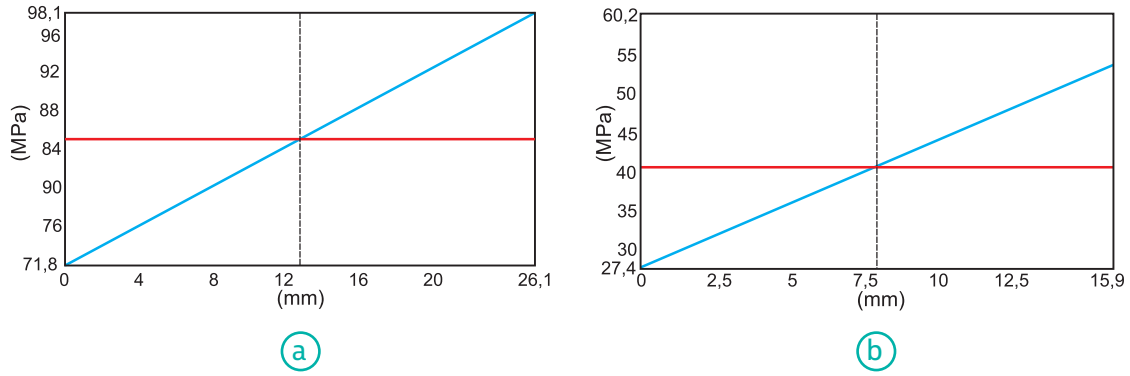


Figura 76. Resultado das tensões linearizadas de membrana (vermelho) e de flexão (azul). (a) linha 3 (tampo). (b) linha 4 (ligação do bocal). Fonte: os autores.

Lembrando que as tensões primárias (P) e secundárias (Q) podem estar presentes como tensões de membrana e/ou flexão. A tensão de membrana (P_m / Q_m) é a componente de tensão uniforme e igual ao valor médio da distribuição de tensões ao longo da seção. A tensão de flexão (P_b/Q_b) é a componente de tensão que varia através da seção, correspondente à parcela linear da distribuição de tensões.

No ASME Seção VIII Divisão 2 são indicadas as expressões gerais para o cálculo da tensão de membrana e da tensão de flexão, conforme as Equações *2.149* e *2.150*, respectivamente.

$$\sigma_{ij,m} = \frac{1}{t}\int_0^t \sigma_{ij} dx \qquad 2.149$$

$$\sigma_{ij,b} = \frac{6}{t^2}\int_0^t \sigma_{ij}\left(\frac{t}{2} - x\right) dx \qquad 2.150$$

Onde:

$\sigma_{ij,m}$ = tensor de tensões de membrana;

$\sigma_{ij,b}$ = tensor de tensões de flexão;

t = espessura do vaso;

x = coordenada ao longo da espessura.

No mesmo documento é indicado o procedimento para cálculo das tensões principais a partir das tensões de membrana e membrana + flexão. A partir dessas tensões principais, a tensão equivalente (Von Mises) pode ser calculada, conforme a Equação *2.105*.

Afinal, por que classificar as tensões dessa forma?

A classificação das tensões é importante já que seus efeitos são distintos para diferentes modos de falhas (colapso plástico, falha local, flambagem e fadiga).

Por exemplo: para o critério de colapso plástico pelo método de análise de tensões elásticas do ASME Seção VIII Divisão 2 são analisadas três categorias de tensões: tensão equivalente de membrana primária generalizada (P_m), tensão equivalente de membrana primária localizada (P_L) e tensão equivalente de membrana primária (generalizada ou localizada) + tensão equivalente de membrana primária de flexão (P_b). A tensão equivalente corresponde à tensão de Von Mises.

A tensão equivalente de membrana primária generalizada não deve ultrapassar um determinado valor de tensão admissível. Essa tensão admissível corresponde ao menor valor entre o limite de escoamento dividido por um fator de segurança e o limite de resistência dividido por outro fator de segurança. Por outro lado, limitar o maior valor da tensão de flexão à mesma tensão admissível seria muito conservativo, já que a maior tensão de tração atua apenas na fibra interna de um costado cilíndrico submetido à pressão interna, por exemplo. Nesse caso, é permitido um maior valor de tensão admissível, considerando $P_L + P_b$. Essa nova tensão admissível é obtida a partir do maior valor entre o limite de escoamento e a tensão admissível obtida anteriormente multiplicada por 1,5. Por fim, a tensão P_L também deve ser comparada com essa última tensão admissível, considerando que o seu efeito é localizado.

Repare que não foram levadas em consideração as tensões equivalentes secundária (Q) e de pico (F) para avaliação de colapso plástico. No entanto, essas tensões são importantes para análise de fadiga e *ratcheting*.

Todos os critérios para todos os possíveis modos de falha devem ser consultados no código de projeto aplicável.

Nota:

No código ASME Seção VIII Divisão 1, é empregado um fator de 0,6P para o cálculo da tensão circunferencial no costado cilíndrico, conforme a Equação *2.151*.

Observação: na equação foi considerada eficiência de junta (E) igual a 1.

$$\sigma = \frac{P.R}{t} + 0{,}6.P \qquad 2.151$$

Onde:

σ = tensão circunferencial;

P = pressão interna;

R = raio interno;

t = espessura.

Conforme estabelecido pelo ASME Seção VIII Divisão 1, a fórmula pode ser utilizada quando:

$$t \leq \frac{1}{2}.R \qquad 2.152$$

Onde:

t = espessura;

R = raio interno.

Por que existe esse fator de 0,6.P?

A tensão circunferencial provocada pela pressão interna é a maior tensão atuante no costado do vaso de pressão de paredes finas, conforme deduzida anteriormente nas Equações *2.37* a *2.40*. Para o equilíbrio de forças, foi considerada uma tensão constante ao longo da espessura. Sendo assim, a tensão circunferencial obtida pela Equação *2.38* pode ser considerada como tensão de membrana, que é o valor médio das tensões que atuam ao longo da espessura do vaso. No entanto, conforme descrito anteriormente, a tensão varia ao longo da espessura.

É possível calcular as tensões em cada ponto da seção de um vaso de pressão usando as equações de Lamé. As *Equações 2.153* e *2.154* são empregadas para o cálculo das tensões circunferencial e radial de um vaso submetido à pressão interna apenas, conforme o esquema da Figura 77. É possível, portanto, calcular a tensão máxima que estará na superfície interna.

$$\sigma_C = \frac{P.R^2}{R_0^2 - R^2}.\left[1 + \frac{R_0^2}{r^2}\right] \qquad 2.153$$

$$\sigma_R = \frac{P.R^2}{R_0^2 - R^2}.\left[1 - \frac{R_0^2}{r^2}\right] \qquad 2.154$$

Onde:

σ_C = tensão circunferencial;

σ_R = tensão radial;

P = pressão interna;

R = raio interno;

R_0 = raio externo;

r = raio na posição de interesse.

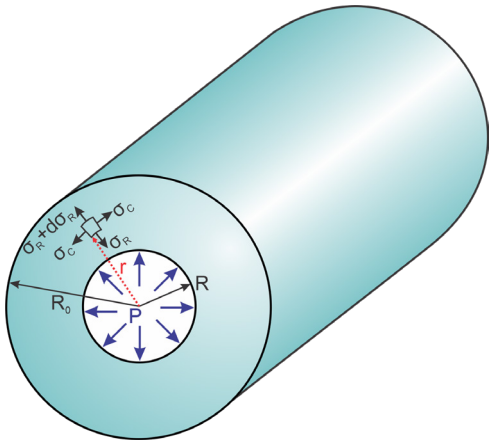


Figura 77. Esquema de um vaso de pressão de paredes grossas e elemento de material para representação da tensão circunferencial e tensão radial. Fonte: os autores.

Na fórmula do ASME (Equação *2.151*), não é calculada a tensão de membrana. Na verdade, é calculada a máxima tensão e é suposto que essa tensão seja constante ao longo da espessura. Dessa forma, o cálculo sempre será a favor da segurança, conforme demonstrado a seguir.

Para exemplificar, considere um vaso de pressão com raio externo de 700 mm, submetido a uma pressão interna de 10 MPa.

Nas Figuras 78 a 82 foram plotadas curvas, considerando diferentes raios internos, correspondentes às tensões circunferenciais em relação ao raio (ou seja, em diferentes pontos da espessura), calculadas pela equação de Lamé (em azul) e pela equação do ASME (em laranja). Para a equação do ASME, o resultado será uma reta horizontal.

Nas Figuras 78 a 81 foram considerados raios internos de 300 mm, 400 mm, 500 mm e 600 mm, respectivamente. Nos dois primeiros casos, não é atendido o critério do ASME Seção VIII Divisão 1, $t \leq 1/2.R$ (Equação *2.152*), enquanto que nos dois casos seguintes o critério é atendido.

Observe que, para os dois primeiros casos (Figuras 78 e 79), as curvas se cruzam. Ou seja, a partir da superfície interna até um certo ponto da espessura, as tensões resultantes da equação de Lamé são maiores do que as tensões resultantes da equação do ASME.

Repare que, no segundo caso, as tensões obtidas pela equação de Lamé são maiores do que as obtidas pela fórmula do ASME em um trecho menor (a partir da superfície interna), quando é feita comparação com o primeiro caso, em que a espessura do vaso de pressão é maior.

Já nos dois casos seguintes, correspondentes a vasos de pressão com espessuras baixas o suficiente para atender ao critério $t \leq 1/2.R$, as curvas não se cruzam (Figuras 80 e 81), ou seja, as tensões obtidas pela equação do ASME sempre são maiores do que as obtidas pela equação de Lamé, em todos os pontos da espessura. Nesses casos, portanto, o cálculo será a favor da segurança.

Baseado na Equação *2.152*, verifica-se que, para esse exemplo, o raio interno deverá ser maior ou igual do que 466,7 mm para que o critério do ASME Seção VIII Divisão 1 seja atendido. Com esse valor de raio, observa-se que, na superfície interna, o valor da tensão calculado pela equação de Lamé é o mesmo obtido pela equação do ASME, correspondendo a 26,0 MPa. A Figura 82 representa essa condição, onde as curvas partem exatamente do mesmo ponto, que corresponde ao raio interno (466,7 mm) e à tensão circunferencial (26,0 MPa). A Tabela 8 resume todos os resultados.

Pressão (MPa)	Raio externo (mm)	Raio interno (mm)	Espessura (mm)	t ≤ 1/2.R (S/N)	Tensão - Lamé (MPa)[1]	Tensão - ASME (MPa)	Conservativo (S/N)	Figura correspondente
10,0	700,0	300,0	400,0	N	14,5	13,5	N	Figura 78
10,0	700,0	400,0	300,0	N	19,7	19,3	N	Figura 79
10,0	700,0	500,0	200,0	S	30,8	31,0	S	Figura 80
10,0	700,0	600,0	100,0	S	65,4	66,0	S	Figura 81
10,0	700,0	466,7	233,3	S	26,0	26,0	S	Figura 82

[1] Tensão na superfície interna (r = Ri)

Tabela 8. Resultados da tensão de Lamé e tensão do ASME Seção VIII Divisão 1 para diferentes raios internos, considerando pressão de 10 MPa e raio externo de 700 mm.

Resumindo: a equação do ASME fornece a máxima tensão e não a tensão de membrana. Além disso, é considerado que a máxima tensão seja uniforme ao longo da espessura, sendo, portanto, a favor da segurança.

Adicionalmente, para o cálculo da espessura mínima do vaso de pressão, é empregada uma tensão admissível. A tensão admissível é o menor valor entre o limite de escoamento divido por um fator de segurança e o limite de resistência dividido por outro fator de segurança.

Conclui-se, portanto, que o projeto mecânico de vasos de pressão, conforme o ASME Seção VIII Divisão 1, possui margens de segurança relacionadas à tensão atuante e à tensão admissível.

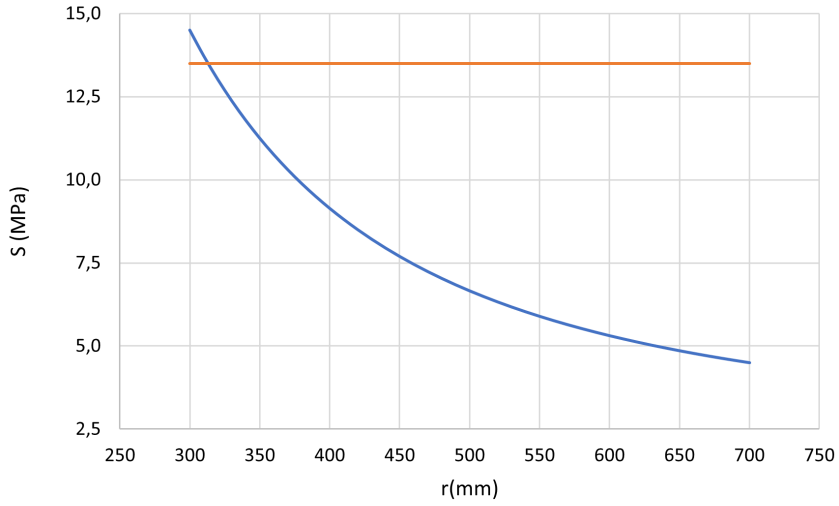


Figura 78. Tensão circunferencial em cada ponto da espessura, obtida pela equação de Lamé e pela equação do ASME, considerando raio interno igual a 300mm e raio externo igual a 700mm. Fonte: os autores.

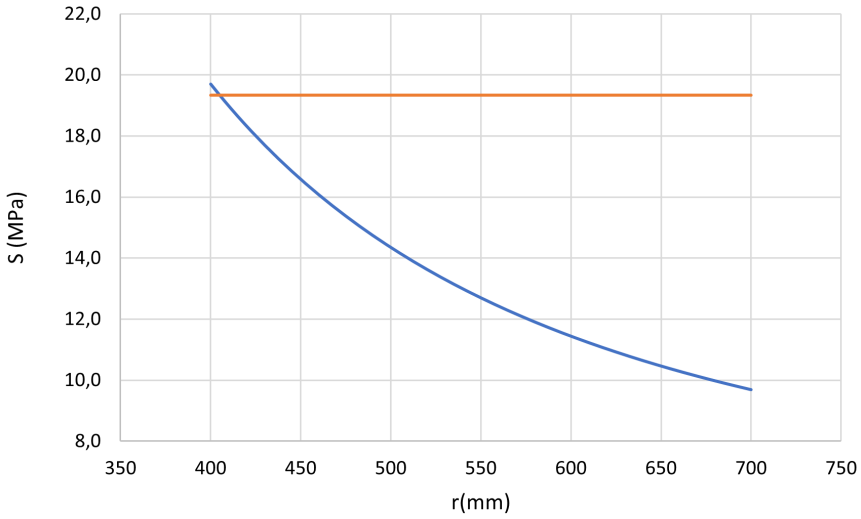


Figura 79. Tensão circunferencial em cada ponto da espessura, obtida pela equação de Lamé e pela equação do ASME, considerando raio interno igual a 400mm e raio externo igual a 700mm. Fonte: os autores.

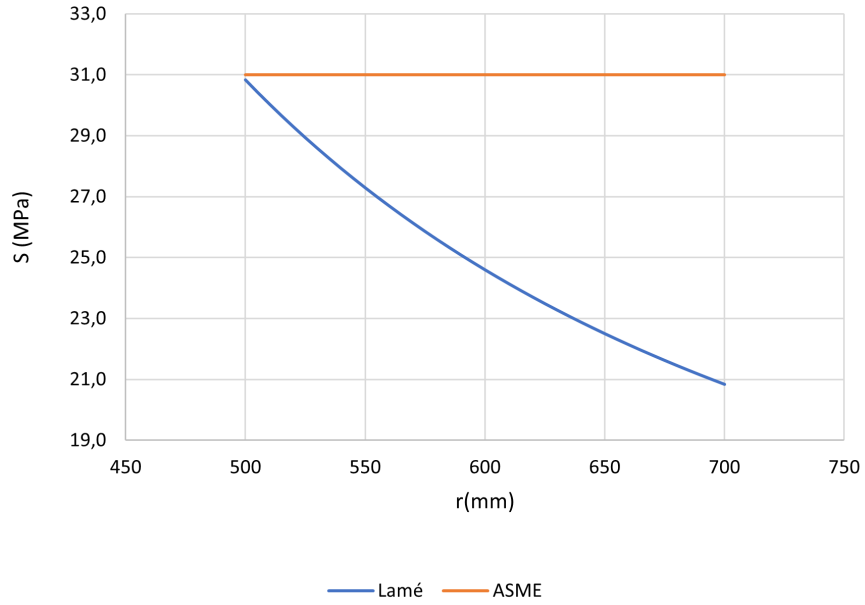


Figura 80. Tensão circunferencial em cada ponto da espessura, obtida pela equação de Lamé e pela equação do ASME, considerando raio interno igual a 500mm e raio externo igual a 700mm.
Fonte: os autores.

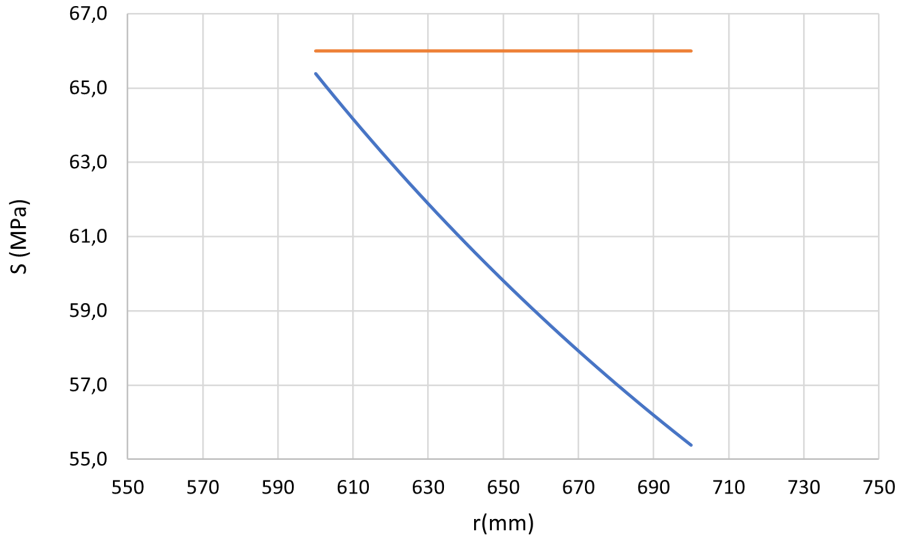


Figura 81. Tensão circunferencial em cada ponto da espessura, obtida pela equação de Lamé e pela equação do ASME, considerando raio interno igual a 600mm e raio externo igual a 700mm.
Fonte: os autores.

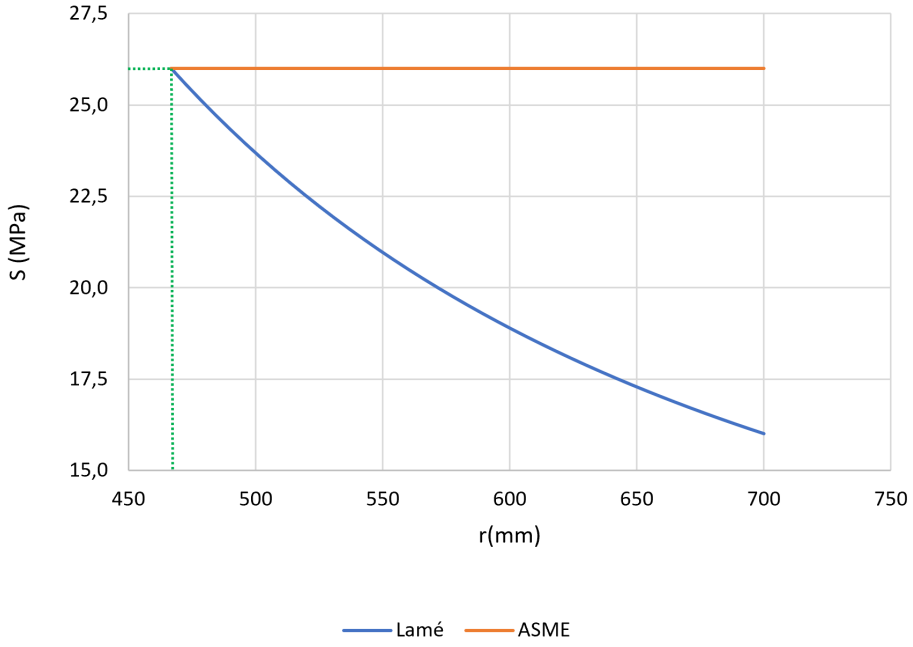


Figura 82. Tensão circunferencial em cada ponto da espessura, obtida pela equação de Lamé e pela equação do ASME, considerando raio interno igual a 466,7mm e raio externo igual a 700mm.
Fonte: os autores.

2.8 Tensões residuais

Tensões Residuais (TR) são tensões que atuam em um componente ou estrutura na ausência de esforços externos, sejam cargas mecânicas, esforços resultantes de gradientes de temperatura ou de efeitos inerciais. Então, pela própria definição, as tensões residuais constituem um sistema em equilíbrio.

As TR são tensões secundárias em que a interação entre as partes que as gerou provocou deformação plástica localizada. Sendo essa deformação permanente, na retirada dos esforços externos subsistem deformações diferenciais, portanto, uma nova interação que dá origem às TR. Outra possibilidade é que uma transformação de fase, localizada em uma determinada região da peça, cause uma variação de volume permanente e diferencial entre regiões do mesmo componente, o que provocará tensões secundárias. Em ambos os casos, pode-se dizer:

Tensões residuais resultam de deformações permanentes não uniformes na seção resistente de uma peça ou estrutura.

Assim, tracionando-se longitudinalmente uma barra até uma tensão inferior ao limite de escoamento e descarregando, não haverá TR resultantes, pois não ocorreu deformação permanente.

Tracionando-se a barra com uma tensão alta o suficiente para promover deformação plástica, também não haverá TR resultantes, pois a deformação é uniforme na seção resistente. Por outro lado, dobrando-se a barra a ponto de se provocar deformação permanente, haverá TR resultantes após a recupera-

ção elástica, pois parte da seção transversal terá sido deformada permanentemente por tração e parte por compressão, havendo interação entre as partes após o descarregamento.

Dessa forma, podemos dizer que, a princípio, as TR podem ser causadas por:

1. Trabalho mecânico a frio.
2. Deposição de camadas por eletrólise ou qualquer outro processo, como *hard facing*, *spraying* etc.
3. Efeitos térmicos.
4. Transformações de fases.

Nos itens seguintes serão mostrados exemplos de cada um desses processos.

Os efeitos das TR são importantes em todos os fenômenos mecânicos que dependem de condições locais, portanto, nos casos de fratura frágil, fadiga e corrosão sob tensão (CST), o papel das TR é frequentemente mais importante do que o das próprias tensões primárias.

Como consequência, em muitos em que ocorre CST na indústria, o fenômeno resulta, além da presença do meio específico para um determinado material metálico, da existência de tensões residuais de tração na superfície da peça, desenvolvidas durante o processamento ou fabricação. Nos fenômenos de fadiga, as TR têm uma influência significativa, pois atuam como uma tensão média aplicada no ciclo, reduzindo a vida do componente quando trativas e aumentando a vida quando compressivas. No cálculo da resistência à fratura frágil por meio da mecânica da fratura, as TR devem ser somadas às tensões primárias e normalmente representam a maior parcela na soma das tensões atuantes.

Não se pode detectar a presença de TR por meio de ensaios que medem propriedades médias, por exemplo, ensaio de dureza, ensaio de tração e ensaio de dobramento. Sendo elásticas, as TR podem ser detectadas pela medida do parâmetro cristalino (por difração de raios X) ou por meio de métodos destrutivos. Existem outros métodos para medição de TR, incluindo difração de nêutrons, ultrassom etc.

Os métodos destrutivos implicam cortes ou usinagem da peça, e medida das deformações resultantes em consequência do alívio das TR pela eliminação parcial da interação que existia entre as partes remanescentes e a usinada.

Frequentemente erros são cometidos quando não se distinguem os três níveis de TR, classificados conforme o volume de material envolvido na interação:

i. Nível I - resultam da interação no nível (escala) de defeitos cristalinos. Por exemplo, o plano extra, numa discordância em cunha, cria tensões em torno dela na ausência de esforços externos. Essas tensões não são direcionais em escala macroscópica e, apesar da sua importância na explicação de fenômenos mecânicos microscópicos, não são nem mensuráveis nem influenciam diretamente o comportamento mecânico macroscópico.
ii. Nível II - resultam da interação no nível (escala) de fases, por exemplo, campo de tensões em torno de precipitados, entre agulhas de martensita maclada etc. O volume afetado é tipicamente o de um grão. Também não são direcionais em escala macroscópica.
iii. Nível III – macrotensões residuais que são direcionais e resultam da interação entre regiões macroscópicas do material, ou seja, considerando um conjunto de mais de 20 grãos, aproximada-

mente, em que o comportamento do material pode ser considerado semelhante ao de um continuum. Essas são as tensões responsáveis pelos efeitos descritos anteriormente, que são de grande relevância em fenômenos que dependem de condições locais. Como já mencionado, podem ser detectadas por técnicas de raios X e métodos destrutivos.

2.8.1 Mecanismo básico do desenvolvimento de tensões residuais

Podemos efetuar a seguinte "experiência mental" para entender o mecanismo básico responsável pelo aparecimento de tensões residuais.

A Figura 83 representa dois blocos de aço e suas respectivas curvas tensão x deformação (Figura 84). Os blocos estão "soldados" ao longo da interface por uma cola de resistência infinita ao cisalhamento (lembre-se de que é uma experiência mental). Tracionando-se os blocos até uma deformação X (Figura 84) e, em seguida, descarregando, não haverá TR nos blocos, pois não houve deformação permanente.

Agora, tracionando-se até uma deformação Y e descarregando, se os blocos estivessem livres, o bloco A apresentaria uma deformação permanente, enquanto o bloco B voltaria ao seu comprimento original, como mostrado na Figura 85. Isso fica melhor representado pelos elementos de material, indicados na mesma Figura 85, um de cada lado da interface pela qual haverá interação entre as partes. Como os blocos não estão livres, A traciona B e B comprime A devido à deformação diferencial. Longe da interface, não há interação e cada bloco adquire o comprimento que teria caso estivesse livre. A configuração dos blocos e as TR resultantes estão esquematizados na Figura 86.

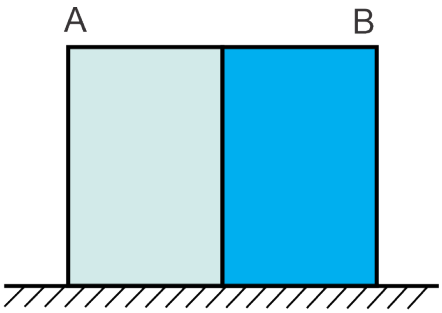


Figura 83. Representação de dois blocos de aço, com curvas tensão x deformação distintas. Fonte: os autores.

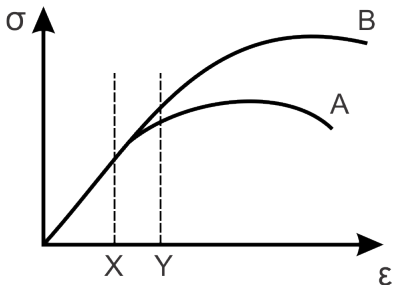


Figura 84. Curvas tensão x deformação dos blocos A e B. Fonte: os autores.

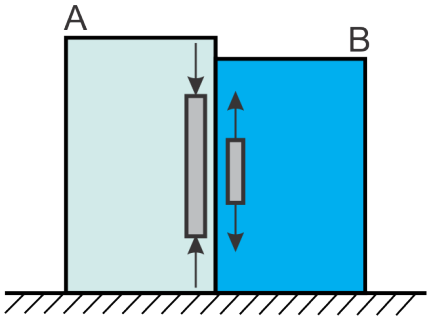


Figura 85. Representação da deformação permanente do bloco A e retorno do bloco B ao comprimento original. Fonte: os autores.

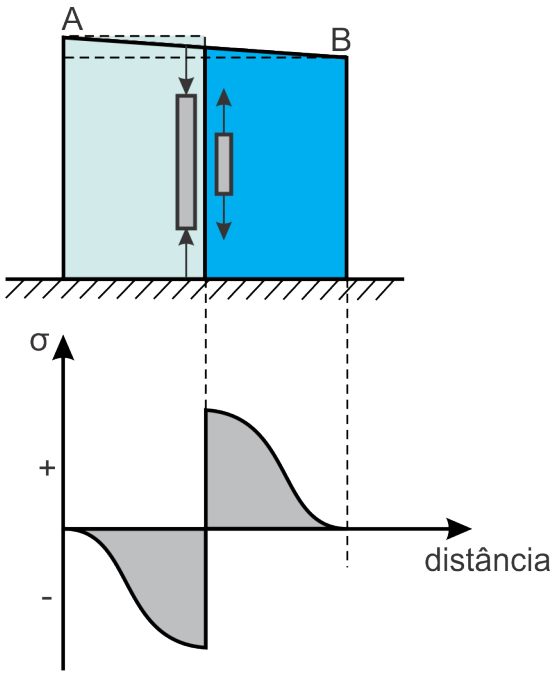


Figura 86. Configuração dos blocos e tensões residuais resultantes. Fonte: os autores.

As áreas das curvas mostradas no esquema da Figura 86 representam força por unidade de espessura dos blocos. Como as TR constituem um sistema em equilíbrio, conclui-se que as áreas positivas e negativas devem ser iguais, portanto:

O gráfico das TR, ao longo de uma seção da peça perpendicular à direção das tensões representadas, deve ter áreas positivas e negativas iguais.

Deve-se notar que as áreas devem ser iguais, e não o valor das tensões máximas. A Figura 87, por exemplo, esquematiza a distribuição típica de TR resultantes do *shot peening,* em que a tensão máxima de compressão induzida próxima à superfície da peça é significativamente maior do que o valor

máximo da tensão de tração que ocorre a uma profundidade maior. Isso torna o processo de *shot peening* extremamente benéfico para a resistência à fadiga.

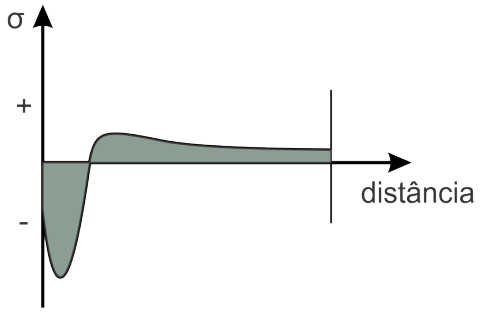


Figura 87. Distribuição típica de tensões residuais resultantes do *shot peening*. Fonte: os autores

A condição das áreas iguais é necessária, mas não é suficiente para o equilíbrio. As áreas na Figura 86 representam forças por unidade de espessura que atuam nos blocos numa seção horizontal, isto é, na direção vertical. As resultantes dessas forças estão indicadas na Figura 88 e constituem um binário, portanto, o gráfico da Figura 86 está incorreto!

Para corrigir o gráfico de tal maneira, as condições de equilíbrio, indicadas nas Equações *2.155* e *2.156*, devem ser satisfeitas:

$$\sum F = 0 \qquad 2.155$$

$$\sum M = 0 \qquad 2.156$$

A distribuição das tensões, portanto, deve ser alterada, como mostrado na Figura 89, resultando em um binário que se opõe ao primeiro.

Vemos que, para haver equilíbrio, a face esquerda do bloco A deverá estar tracionada longitudinalmente; e a face direita do bloco B, comprimida. Para que isso aconteça, os blocos sofrem deformação, conforme indicado na mesma Figura 89.

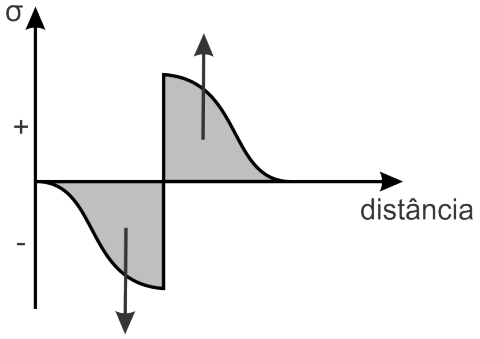


Figura 88. Existência de um binário, resultando em condição de não equilíbrio. Fonte: os autores

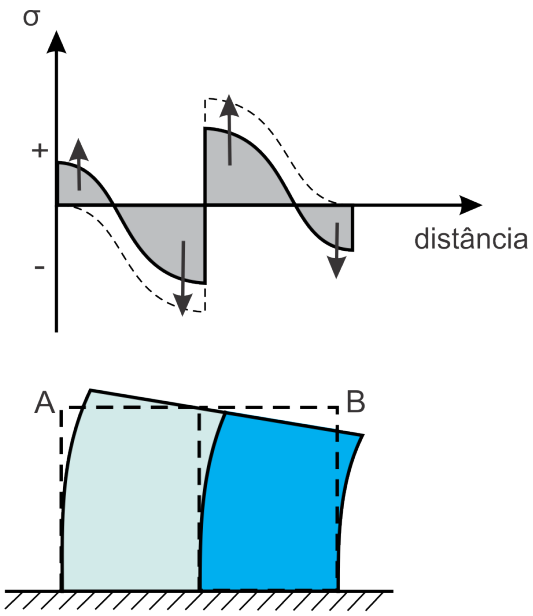


Figura 89. Acima: distribuição corrigida de tensões residuais para satisfazer às condições de equilíbrio. Abaixo: consequente deformação dos blocos para satisfazer à condição de compressão na face direita do bloco B e tração na face esquerda do bloco A. Fonte: os autores.

Nota: É possível demonstrar, mas não é fácil, que a inclinação da curva de TR normais é a TR de cisalhamento no ponto (consulte um livro clássico de Resistência dos Materiais). Não é possível, portanto, a existência de trechos verticais no gráfico, como indicado simplificadamente na Figura 81.

Pode-se afirmar, portanto:

Toda deformação de componentes metálicos durante o tratamento térmico, soldagem ou usinagem, é o resultado de binários formados pelas forças, resultantes das TR, que devem ser anulados para restabelecer o equilíbrio.

Outro ponto básico a respeito das TR e que causa grandes "surpresas", quando não entendido corretamente, é o sentido das deformações sofridas pelo componente em duas situações distintas: (i) usinagem e (ii) tratamento térmico de alívio de tensões.

(i) Usinagem

Se o bloco B fosse totalmente usinado até a interface, desapareceria a interação que causa as TR. O bloco A ficaria mais alto do que era inicialmente, já que deformou plasticamente, e não estaria mais empenado. Observe que, se um *strain gauge* (extensômetro) fosse colocado na face esquerda do bloco A **antes da usinagem**, à medida que B fosse usinado, o *strain gauge* indicaria compressão crescente, portanto:

A deformação que sofre um componente, sujeito a TR, quando usinado, tem sentido oposto ao das TR, no local da medida.

Assim, se uma chapa for broqueada e o furo fechar (podendo até mesmo provocar a ruptura da broca por torção) existiam e ainda existem (pois o alívio das TR não é completo) tensões circunferenciais de tração em torno do furo.

(ii) Tratamento de alívio de tensões

TR são aliviadas por deformação plástica. O que causa esse alívio é o aumento da temperatura, que provoca a redução do limite de escoamento do material. Quando as TR atingem o limite de escoamento na temperatura, diminui a interação entre as partes e as TR são aliviadas. Simultaneamente, sob o efeito da temperatura, deformações permanentes ocorrem por fluência. É óbvio que essas deformações ocorrem sob o efeito das TR, portanto, só podem ter o mesmo sentido das TR no local da medida; assim:

A deformação que sofre um componente sujeito a TR, quando tratado termicamente para alívio de tensões, tem o mesmo sentido das TR no local da medida.

Por exemplo, quando uma engrenagem com um furo central é tratada termicamente e o furo aumenta de diâmetro (o que é trágico, pois não se pode fazer mais nada) existiam e ainda existem TR circunferenciais de tração em torno do furo.

2.8.2 Tensões residuais resultantes de trabalho mecânico a frio

a. Chapa laminada a frio e fio trefilado

O primeiro caso que convém examinar é o de uma chapa deformada a frio por um passe leve de laminação (pequena redução). Sabe-se que a deformação plástica não se estende até o núcleo da chapa; apenas uma região superficial é deformada plasticamente. Para efeito de raciocínio, podem ser consideradas duas regiões deformadas plasticamente e um núcleo elástico, como esquematizado na Figura 90. Pelo modelo anterior, consideram-se os elementos de material de ambos os lados das duas interfaces e as interações correspondentes. As TR longitudinais, ao longo da espessura da chapa, estão esquematizadas na mesma Figura 90.

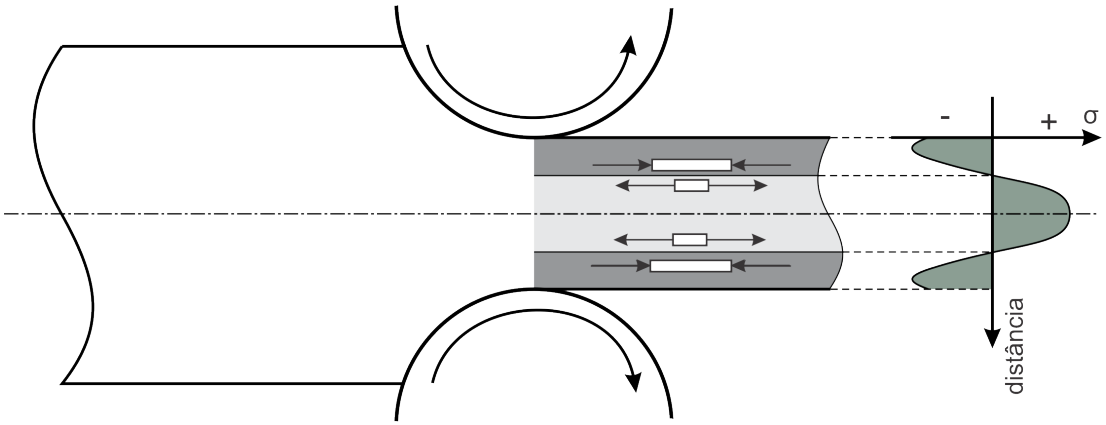


Figura 90. Representação de uma chapa deformada por um passe leve de laminação e distribuição de tensões residuais correspondentes. Fonte: os autores.

À medida que a espessura da chapa aumenta, a tendência é de ocorrer uma diminuição das TR no núcleo pois, do contrário, não poderia haver igualdade de áreas, como esquematizado na Figura 91. Por outro lado, com o aumento do passe (maiores reduções), as camadas superficiais, em contato com

os cilindros de laminação, tendem a deformar menos do que as camadas mais profundas. O resultado é a inversão das tensões próximo das superfícies, como indicado na Figura 92.

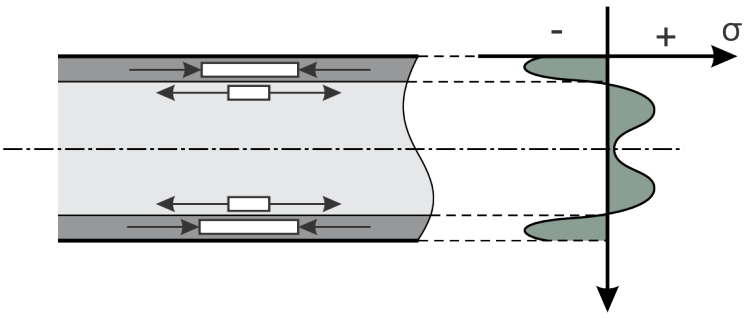


Figura 91. Distribuição das tensões residuais em uma chapa com espessura maior, quando comparada com o esquema da Figura 90. Fonte: os autores.

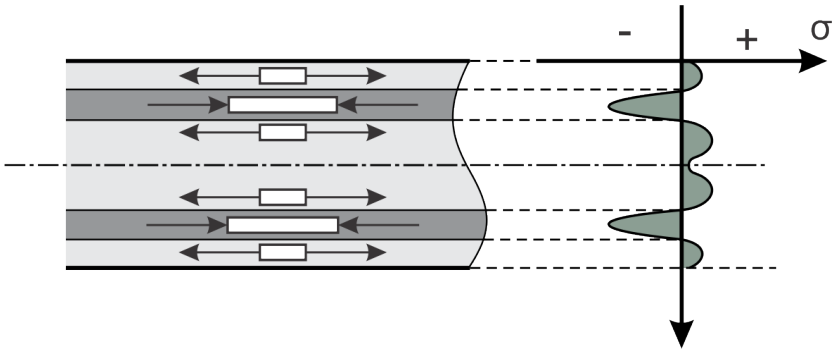


Figura 92. Esquema indicando laminação da chapa com maiores reduções (aumento do passe). Fonte: os autores.

De maneira análoga ao caso anterior, o efeito do contato é particularmente significativo entre o fio e a fieira de trefilação. O atrito com a fieira é de tal ordem que o núcleo deforma mais do que a superfície, resultando em tensões de tração superficiais, como esquematizado na Figura 93. Essa deformação mais intensa do núcleo pode causar um defeito no material trefilado constituído por uma trinca interna com micromecanismo alveolar (ver o Capítulo 3), junto ao núcleo da barra ou fio, que adquire a forma de V, como mostra a Figura 94. A intensidade das TR depende do material, da redução no passe, ângulo da fieira e lubrificação. O passe final de calibração do diâmetro, com redução muito pequena, pode inverter as tensões na superfície. Esse detalhe de processo é importante no comportamento do fio em serviço.

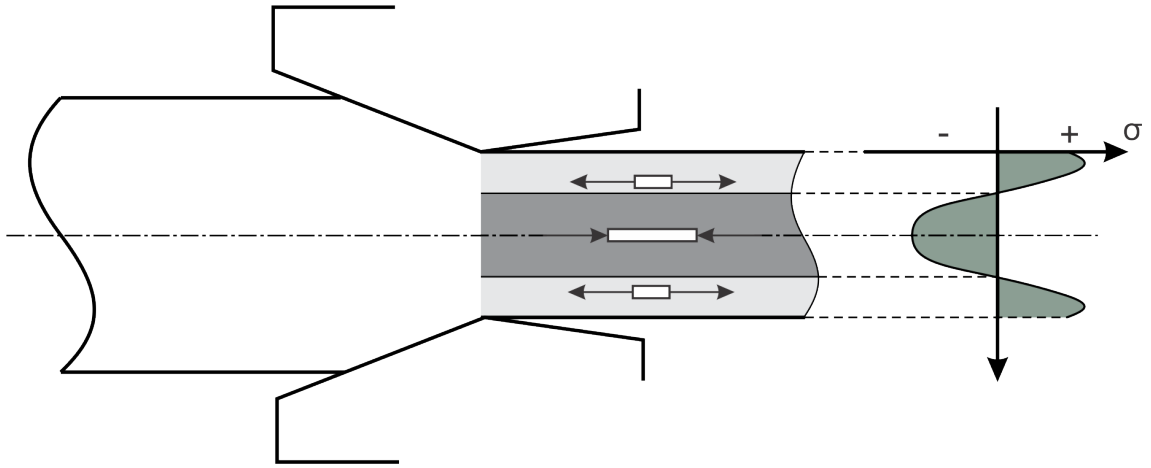


Figura 93. Esquema da distribuição de tensões residuais em um fio trefilado. Fonte: os autores.

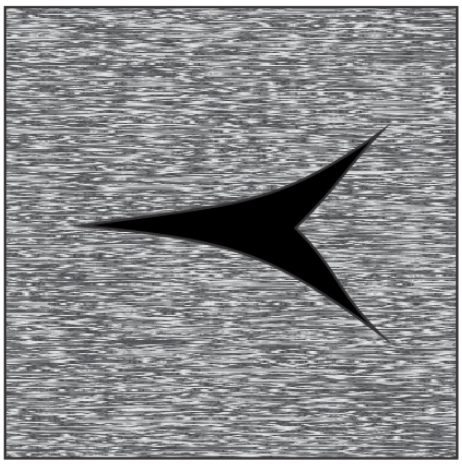


Figura 94. Representação esquemática da seção longitudinal diametral de uma barra trefilada, contendo defeito no núcleo devido à ductilidade insuficiente, provocada por segregação central ou concentração de inclusões na região central. Fonte: os autores.

b. *Shot peening*

Shot peening, ou jateamento com granalha, é uma operação realizada em numerosos componentes, particularmente molas, para a introdução de TR de compressão na superfície, aumentando, assim, a resistência à fadiga. Granalhas de aço ou ferro fundido são arremessadas em alta velocidade sobre a superfície da peça, que sofre deformações localizadas semelhantes a inúmeros ensaios de dureza Brinell. A interação resultante entre a camada jateada e o resto da peça é semelhante ao que ocorre na laminação a frio. Para o controle da operação, emprega-se uma lâmina de material padrão, isento de TR, chamada "chapa Almen", em homenagem ao inventor do processo. A lâmina é montada sobre um bloco de aço e acompanha a peça durante o jateamento; após o processo, a lâmina é desmontada e a intensidade do *shot peening* é medida pela flecha apresentada pela lâmina, que se deforma para

anular os binários resultantes das TR. A Figura 95 esquematiza o resultado. Podemos notar que, no final do processo, há tensão residual de compressão em ambas as faces.

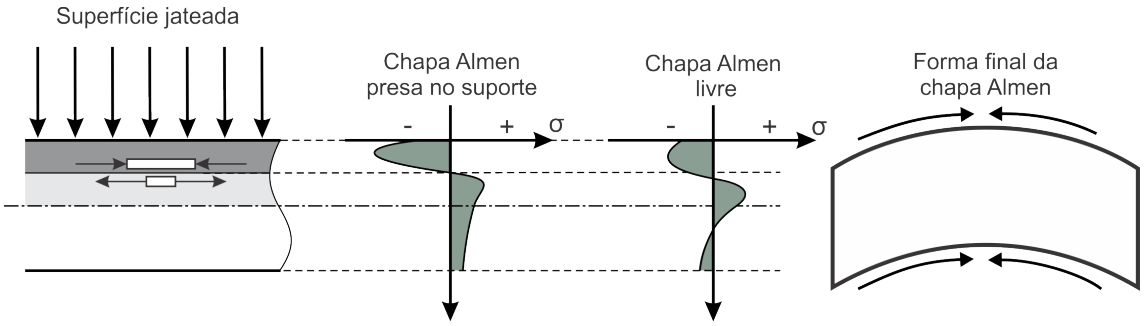


Figura 95. Representação de shot peening em chapa Almen; distribuição de tensões residuais com a chapa presa; distribuição de tensões residuais com a chapa livre e forma final da chapa com tensão residual de compressão em ambas as faces. Fonte: os autores.

c. Calandragem de chapa

As TR que se desenvolvem numa chapa calandrada a frio ou numa barra deformada plasticamente por flexão correspondem a um dos casos mais citados, pois permitem, facilmente, uma avaliação quantitativa, aproximada, das tensões presentes. Calandrando uma chapa como indicado na Figura 96, as tensões resultantes são as esquematizadas, conforme o mesmo raciocínio desenvolvido anteriormente.

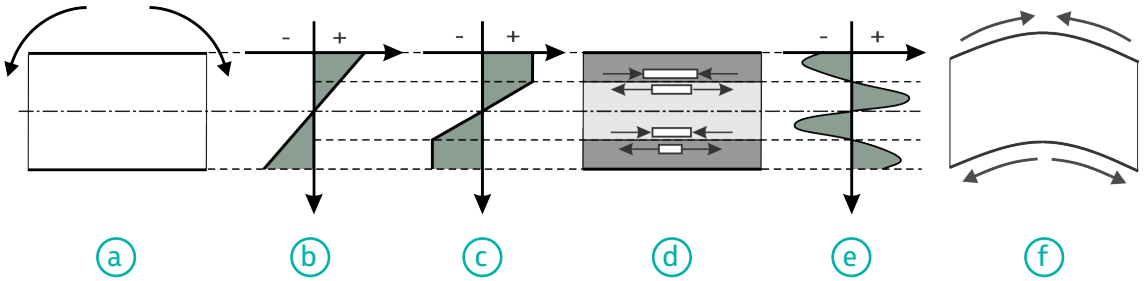


Figura 96. (a) Representação esquemática de uma chapa sob esforço de flexão. (b) Tensões no regime elástico. (c) Tensões no regime plástico (considerando material elástico perfeitamente plástico), indicando as regiões deformadas plasticamente por tração e por compressão. (d) Elementos de material e tensões residuais resultantes. (e) Distribuição das tensões residuais. (f) Forma final da chapa com tensão residual de compressão na face superior e de tração na face inferior. Fonte: os autores.

No caso de um material idealmente plástico (taxa de encruamento zero), é fácil avaliar as TR resultantes do dobramento. Se a chapa vai permanecer dobrada, o limite de escoamento deve ter sido atingido nas camadas superficiais, portanto, a distribuição de tensões resultantes do momento aplicado é a indicada na Figura 97, na qual está representada só a parte superior à linha neutra (LN). Haverá um núcleo elástico cuja espessura, C, pode ser avaliada pela seguinte expressão:

$$C = 2.R_n.\left(\frac{\sigma_{LE}}{E}\right) \qquad 2.157$$

Onde:

R_n = Raio de curvatura da linha neutra, sob carga.

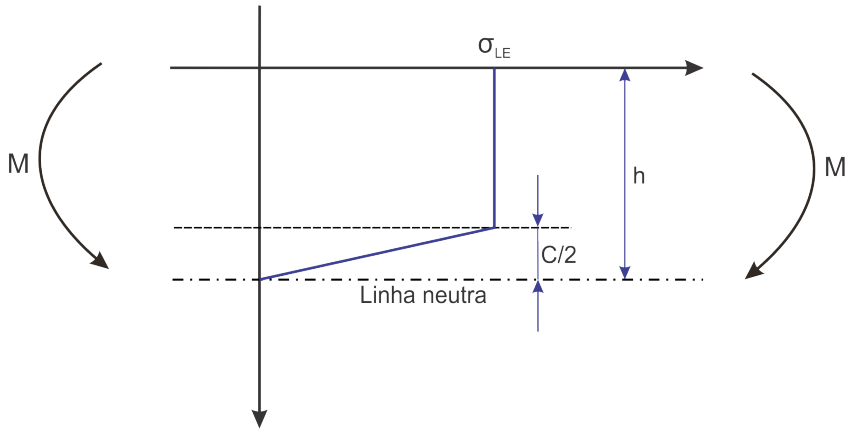


Figura 97. Distribuição de tensões resultantes na parte superior à linha neutra. Fonte: os autores.

É importante notar que a espessura do núcleo elástico independe da espessura da chapa. Isso significa que, para um certo raio de curvatura, a fração da espessura total ocupada pelo núcleo elástico (C/t) diminui com o aumento da espessura (t). Nas Equações e Figuras mostradas a seguir, adota-se a nomenclatura usual de Resistência dos Materiais, indicando por h a metade da espessura, isto é:

$$t = 2.h \qquad 2.158$$

O momento aplicado é equilibrado pela reação elástica do material, cuja distribuição de tensões seria linear. Para que haja equilíbrio, os momentos devem ser iguais. Conforme a Figura 98, e igualando-se os momentos (cuidado no cálculo dos braços dos binários), temos:

$$\frac{X}{\sigma_{LE}} = 1{,}5 - 0{,}5.\left(\frac{C}{t}\right)^2 \qquad 2.159$$

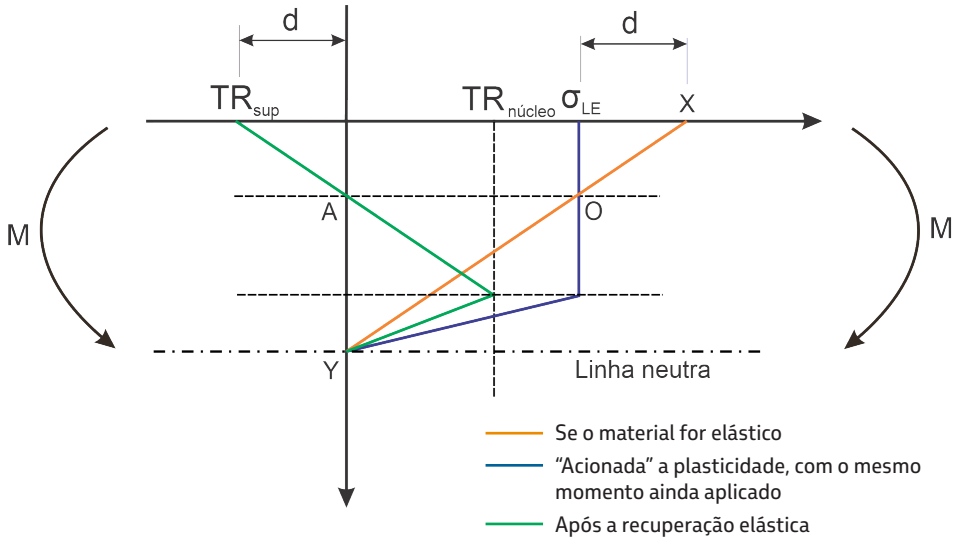


Figura 98. Tensões residuais resultantes após a recuperação elástica. Toda a linha elástica XY se desloca para zero e arrasta a curva plástica sob carga, mantendo as distâncias. Repare que a distância entre TRsuperior e 0 é igual à distância entre X e σ_{LE}. Repare também que o ponto O se desloca para o ponto A. Fonte: os autores.

Quando a barra é descarregada, a reação elástica é recuperada e as tensões que permanecem, TR, são iguais à diferença em cada ponto entre as tensões elásticas e as tensões aplicadas, resultando o gráfico de TR indicado na mesma Figura 98. Assim, da equação *2.159*, resulta:

$$TR_{sup} = -\left[1 - \left(\frac{C}{t}\right)^2\right].\frac{\sigma_{LE}}{2} \qquad 2.160$$

Dessa expressão pode-se entender, por exemplo: (i) quando uma chapa é dobrada sobre si mesma – mínimo raio de curvatura – teríamos, no limite, C = 0, portanto, a máxima tensão residual que se pode introduzir na superfície, por dobramento, num material idealmente plástico, é igual à metade do LE; (ii) como C não varia com a espessura da chapa, para o mesmo raio de curvatura, as TR na superfície serão tanto maiores quanto maior a espessura da chapa.

Pode-se calcular, também, o valor máximo das TR subsuperficiais. Da Figura 98, pode-se deduzir:

$$TR_{nuc} = \left\{1 - \frac{C}{t}.\left[1{,}5 - 0{,}5.\left(\frac{C}{t}\right)^2\right]\right\}.\sigma_{LE} \qquad 2.161$$

A Figura 99 mostra a variação da TR na superfície e do máximo valor da TR no núcleo, com a intensidade do dobramento, ou seja, com a relação C/t. Quanto maior essa relação, menor a intensidade do dobramento.

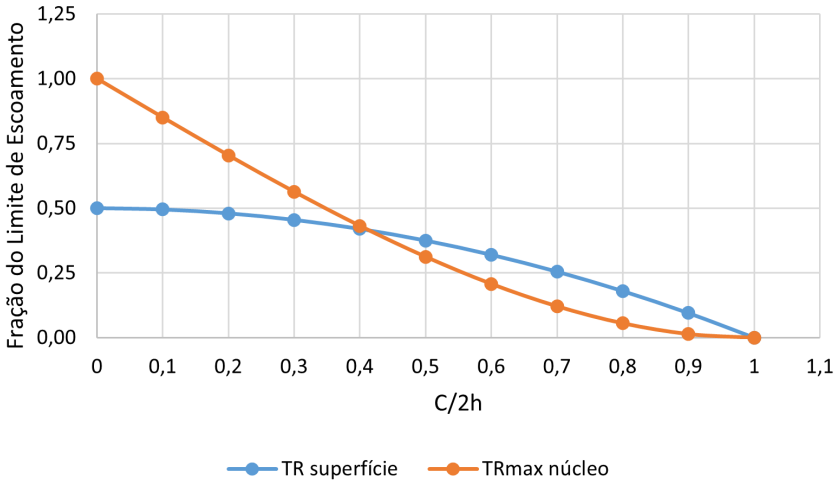


Figura 99. Tensões residuais na superfície e valor máximo das tensões residuais, em módulo, no núcleo de uma chapa dobrada. Fonte: os autores.

Estas últimas conclusões são importantes para se prever como uma chapa dobrada vai deformar se for submetida a alívio de tensões. Como consequência, um exame superficial do esquema final na Figura 96 poderia induzir ao erro de pensar que uma chapa sempre abre após o tratamento térmico de alívio de tensões, isto é, que seu raio de curvatura aumenta. Como vemos no gráfico da Figura 99, há uma inversão no valor relativo entre as tensões na superfície e no núcleo. Para valores de:

$$\frac{C}{t} < 0{,}414 = \sqrt{2} - 1 \qquad 2.162$$

as TR do núcleo são maiores, portanto, é o ***núcleo que vai escoar*** para aliviar as tensões.

Isso explica por que uma mola helicoidal diminui de diâmetro (e aumenta de altura) quando são aliviadas as tensões de enrolamento.

Verifique o exemplo mostrado a seguir. Note no mesmo exemplo que, para valores médios, na calandragem de chapas para vasos de pressão, a mesma situação ocorre, ou seja, o raio de curvatura da chapa diminui após o alívio de tensões. Por outro lado, se uma chapa Almen, após o *shot peening*, sofresse alívio de tensões, perderia altura.

Observação: como citado anteriormente, um erro comum é achar que a chapa vai sempre abrir no alívio de TR. Outro erro é pensar que, se as TR fossem totalmente aliviadas, a chapa ficaria plana. A chapa continuaria dobrada, pois sofreu deformação plástica! O que ocorreria é que seria estabelecido um gradiente linear de deformações permanentes, acompanhando os raios de curvatura em cada ponto, de tal modo que desapareceriam as interações. Esse gradiente pode ser estabelecido, em princípio, tanto pelo escoamento da superfície como do núcleo. O que efetivamente ocorre depende dos valores relativos das TR, como visto acima.

Exemplo: Avalie as tensões residuais na superfície e núcleo, acima da linha neutra, como mostrado na Figura 98*, de uma mola helicoidal, após o enrolamento, e de uma chapa calandrada, com as características indicadas abaixo:*

Mola: Aço Cr-Si

σ_{LE} *= 1.800 MPa*

E = 210.000 MPa

Diâmetro do fio: t = 4 mm

Diâmetro no dobramento: $2.R_n$ *= 25 mm*

$$\frac{C}{t} = \frac{25}{4}.\frac{1800}{210000} = 0{,}054 \quad (2.163)$$

$$TR_{sup} = -[1-(0{,}054)^2].\frac{1800}{2} = -897\ MPa \quad (2.164)$$

$$TR_{nuc} = \{1-0{,}054.[1{,}5-0{,}5.0{,}054^2]\}.1800 = 1654\ MPa \quad (2.165)$$

Chapa: Aço carbono

σ_{LE} *= 480 MPa*

E = 210.000 MPa

Espessura: t = 50 mm

Diâmetro sob carga: $2.R_n$ *= 5.000 mm*

$$\frac{C}{t} = \frac{5000}{50}.\frac{480}{210000} = 0{,}2286 \quad (2.166)$$

$$TR_{sup} = -[1-(0{,}2286)^2].\frac{480}{2} = -227\ MPa \quad (2.167)$$

$$TR_{nuc} = \{1 - 0{,}2286.[1{,}5 - 0{,}5.0{,}2286^2]\}.480 = 318\ MPa \quad (2.168)$$

Assim, caso seja realizado tratamento térmico de alívio de tensões, ambas "fecham", ou seja, o raio de curvatura diminui.

2.8.3 Tensões residuais resultantes de deposição de camadas

Camadas depositadas por fusão, como na soldagem de camadas anticorrosivas ou no depósito por solda ou *spraying* de materiais resistentes ao desgaste (*hardfacing*), apresentam tensões residuais. Quando não há transformações de fases, particularmente, reações martensíticas, as tensões são trativas na camada depositada. Quando essas transformações ocorrem, as tensões variam conforme o caso específico. Devido à presença de tensões trativas na superfície, a "recuperação" de regiões desgastadas de eixos, por usinagem e depósito de solda superficial, normalmente compromete a resistência à fadiga da peça, a menos que sejam empregadas técnicas sofisticadas, envolvendo sequências de soldagem especiais e tratamento térmico posterior.

Camadas eletrodepositadas de Pb, Cd, Sn e Zn apresentam tensões residuais pouco significativas, pois estes metais podem se deformar por fluência a temperatura ambiente. Já no caso de Cu, Ni ou Cr, tensões residuais elevadas são desenvolvidas, podendo ser de tração ou compressão dependendo das condições do processo (características do banho, incluindo pH, presença de impurezas, agentes específicos e temperatura; densidade de corrente e espessura do depósito). No caso de camada de Cr duro, tensões iniciais trativas são aliviadas pelo trincamento da camada, o que pode promover condições de lubrificação mais adequadas e, por outro lado, diminuir a resistência à fadiga pela presença das microtrincas.

2.8.4 Tensões residuais resultantes de efeitos térmicos

Para a compreensão correta das TR desenvolvidas por efeitos térmicos, na ausência de transformações de fase que impliquem mudanças significativas de volume de macrorregiões, é necessário distinguir tensões térmicas de tensões residuais. ***Gradientes de temperatura causam tensões térmicas, mas estas geram tensões residuais somente quando provocam deformação plástica.***

A Figura 100 esquematiza um cilindro de aço que foi aquecido, homogeneamente, até, por exemplo, 600 ºC, e resfriado rapidamente em água. As tensões mais significativas são as circunferenciais, portanto, a deformação importante causada por um abaixamento da temperatura é a diminuição do perímetro do cilindro, ou seja, de um arco, e não do raio. Se as tensões térmicas resultantes, indicadas na Figura 100, cuja intensidade depende do material, das dimensões da peça e da velocidade de resfriamento, não forem suficientes para provocar deformação plástica, não se desenvolvem TR e o cilindro fica isento de tensões quando atingir temperatura ambiente em todos os pontos da seção transversal.

Caso as tensões térmicas provoquem deformação plástica durante o resfriamento, o núcleo, que continua quente quando a superfície já sofreu contração devido ao abaixamento da temperatura, é comprimido circunferencialmente e deforma por compressão. Os elementos de material da Figura 101 representam essa deformação plástica e não a dilatação térmica. Sendo essa deformação permanente, homogeneizando-se a temperatura na seção transversal ainda haverá interação entre as partes e as consequentes TR indicadas na mesma Figura 101.

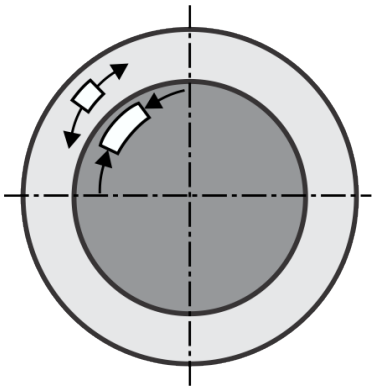


Figura 100. Tensões térmicas desenvolvidas durante o resfriamento de um cilindro que estava aquecido. Fonte: os autores.

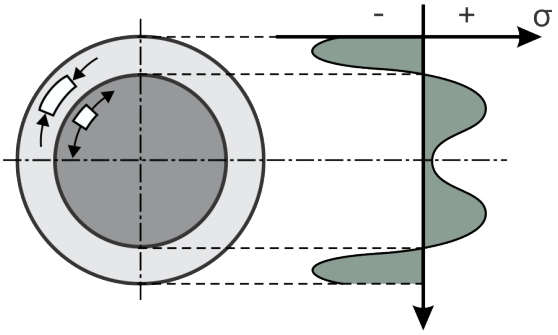


Figura 101. Tensões residuais em um cilindro após o resfriamento. Fonte: os autores.

Um caso ilustrativo dos efeitos das TR de origem térmica é o do empenamento de uma chapa aquecida por maçarico em uma das suas faces. Supondo a chapa presa ao chão e o maçarico na face superior, a Figura 102 mostra as TR após o aquecimento e resfriamento até a homogeneização da temperatura. As TR constituem um binário que deve ser anulado. A chapa consequentemente deforma, conforme indicado na Figura 103. Note que o sentido do empenamento é oposto ao que sofre a chapa submetida a *shot peening*. Assim, a operação de desempeno de uma chapa por meio de aquecimento irá propiciar o surgimento de tensões residuais trativas em ambas as superfícies, o que pode favorecer a nucleação de trincas de mecanismos como fadiga e CST; enquanto que o desempeno por meio de martelamento (uma forma de "*shot peening*") favorece a resistência a esses mecanismos.

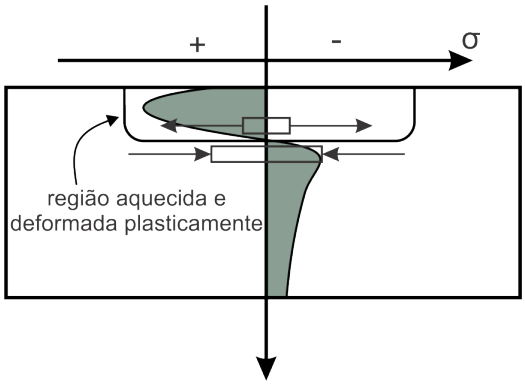


Figura 102. Tensões residuais após o aquecimento e resfriamento de uma chapa presa ao chão. Fonte: os autores.

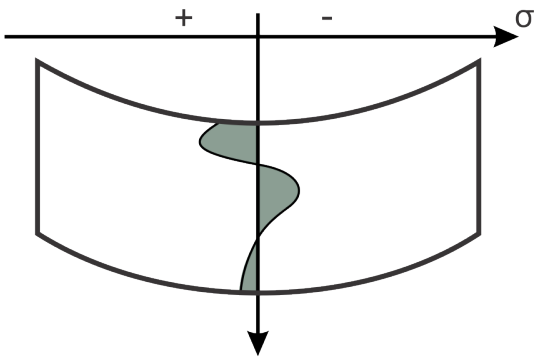


Figura 103. Tensões residuais, considerando a chapa livre. Fonte: os autores.

2.8.5 Tensões residuais resultantes de transformação de fases

As transformações de fases normalmente produzem variações volumétricas. Quando essas variações são locais, produzem TR nível II, isto é, não direcionais. Transformações que envolvem mudança de estrutura cristalina, como de austenita para martensita ou para ferrita e perlita em aços, produzem variações volumétricas em regiões macroscópicas do material, resultando em TR nível III. Para entender as tensões resultantes é necessário comparar as variações volumétricas causadas pela transformação e pelos efeitos térmicos que ocorrem simultaneamente.

O gráfico da Figura 104, adaptado de um trabalho do Prof. BERNS, H.B., é essencial para se entender os resultados em termos de TR. Na mesma figura, podemos observar que a variação volumétrica numa transformação de austenita para martensita, de um aço com 0,4% de C, medida em temperatura ambiente, é cerca de 4,2%. Portanto, a variação linear é de 1,4%. Para essa variação linear ser atingida por gradiente térmico, com um coeficiente de dilatação 12 x 10^{-6} $ºC^{-1}$, seria necessária uma variação de temperatura de 1.167 ºC. Além disso, mesmo com restrição externa perfeita, a deformação permanente correspondente à da transformação de fase não seria atingida, pois parte da dilatação térmica seria recuperada elasticamente. Podemos concluir, portanto, que o efeito da transformação de austenita para martensita é normalmente superior ao efeito térmico. Observe no gráfico que, medida a temperatura ambiente, a variação volumétrica na transformação de austenita

para ferrita e perlita, para o teor de carbono considerado, é muito pouco inferior à da transformação de austenita para martensita.

Essa premissa é necessária, pois os dois efeitos (térmico e transformação de fases) provocam TR de sentidos opostos.

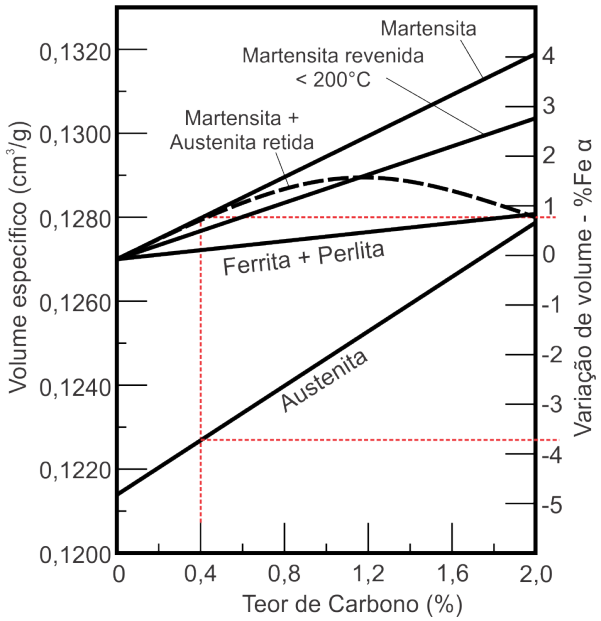


Figura 104. Variações volumétricas nas transformações de fases. Modificado de [5].

(a) TR resultantes de têmpera plena

Na têmpera plena, o núcleo e a periferia da peça sofrem reação martensítica (pelo menos 50% de martensita no núcleo). No diagrama de transformação por resfriamento contínuo (CCT), esse tratamento seria esquematizado como mostrado na Figura 105. Conforme já foi visto, as tensões térmicas no resfriamento provocariam, caso houvesse escoamento, TR de compressão na superfície. Por outro lado, a transformação martensítica da periferia, que provoca significativa expansão, ocorre no instante X (Figura 105) quando o núcleo ainda está aquecido e austenítico. O núcleo acomoda as tensões transientes resultantes escoando plasticamente por tração. Quando ocorre transformação do núcleo, no instante Y (Figura 105), ele se expande ainda mais e a periferia não consegue acomodar as tensões transientes pois está fria e martensítica. Resultam, portanto, TR de tração na superfície e de compressão no núcleo, como esquematizado na Figura 106. É importante observar que essas TR são opostas às provocadas pelo efeito térmico. Qualitativamente pode-se afirmar que o resultado final é o representado na Figura 106, pois o efeito da transformação de fase é significativamente maior do que o efeito térmico.

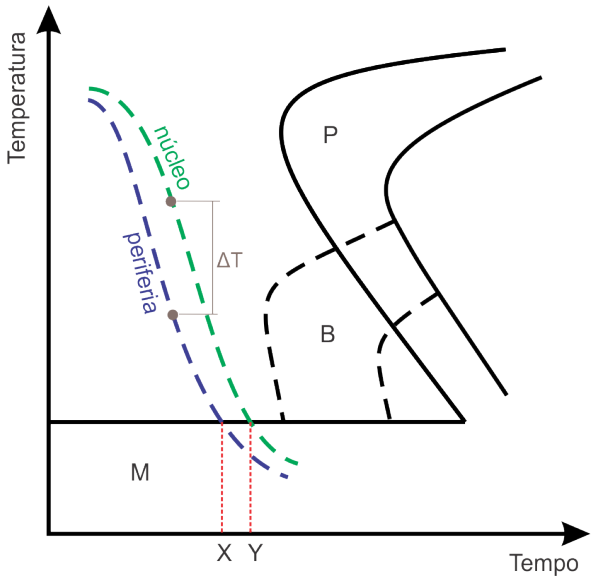


Figura 105. Diagrama de transformação e curvas de resfriamento do núcleo e da periferia de uma peça submetida à têmpera plena. Fonte: os autores.

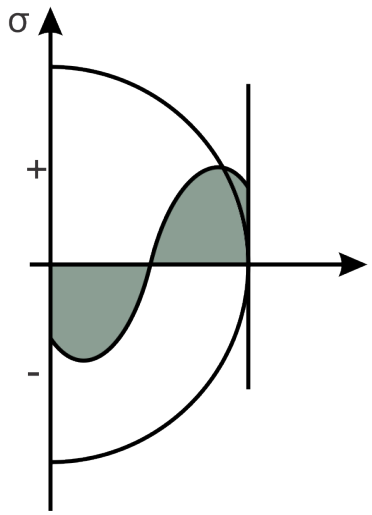


Figura 106. Tensões residuais oriundas da transformação de fase (austenita para martensita) em uma peça submetida à tempera plena. Fonte: os autores.

(b) Tensões residuais resultantes de têmpera rasa

A Figura 107 esquematiza a têmpera no caso de se desenvolver apenas uma camada superficial martensítica, pela combinação da temperabilidade do material, severidade do meio de têmpera e tamanho da peça. Pode ser observado que a transformação da periferia (austenita para martensita) ocorre quase simultaneamente com a transformação do núcleo (austenita para ferrita e perlita). Como as dilatações volumétricas, nessas duas reações, são comparáveis, as TR serão muito baixas. Nesse caso, prepondera o efeito térmico, resultando, no final, em TR de compressão na superfície com distribuição análoga à esquematizada na Figura 101.

É óbvio que, para profundidades maiores do que um certo valor crítico, recai-se no caso da têmpera plena, com TR trativas na superfície.

É conhecido, também, o efeito que uma camada descarbonetada pode ter na distribuição das TR. Com a perda de carbono, há uma diminuição de volume do material na região descarbonetada, podendo causar uma inversão das tensões de compressivas para trativas, com efeitos significativos na resistência à fadiga.

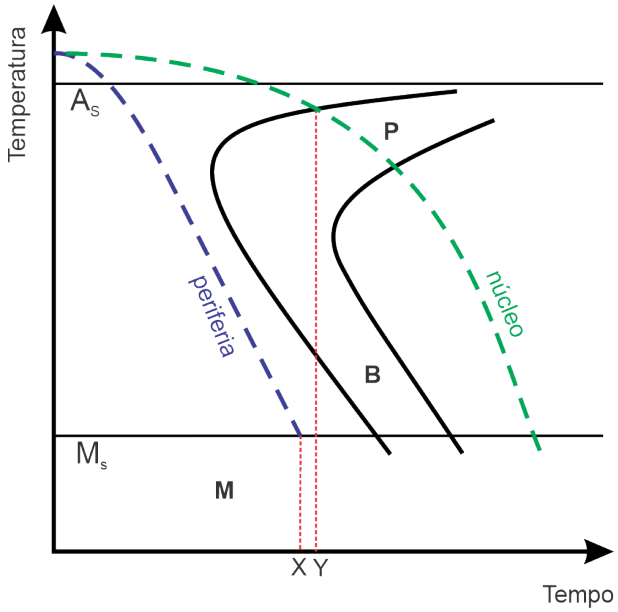


Figura 107. Diagrama de transformação e curvas de resfriamento do núcleo e periferia de uma peça submetida à têmpera rasa. Fonte: os autores.

(c) Tensões residuais na direção longitudinal e radial

As TR na direção longitudinal têm distribuição análoga às TR na direção circunferencial.

Vistos esses dois casos de têmpera, é conveniente mencionar a distribuição de TR na direção ***radial****.* Essas tensões são nulas na superfície (perpendiculares à superfície livre), portanto, não têm influência direta nos fenômenos superficiais, como na nucleação de uma trinca de fadiga, que normalmente ocorre na superfície. Podem, entretanto, ter grande influência na nucleação de trincas subsuperficiais, particularmente em peças tratadas superficialmente, pois causam triaxialidade de tensões trativas na interface entre a camada tratada e não tratada.

Uma camada superficial com TR de compressão circunferenciais, se fosse livre do núcleo, adquiriria um perímetro maior do que apresenta na realidade, isto é, a camada tem a tendência de se destacar. As tensões radiais, portanto, seriam trativas. Caso a camada superficial tenha TR circunferenciais trativas, inversamente, as tensões radiais seriam compressivas. A Figura 108 representa a distribuição das tensões no caso de a camada superficial apresentar TR compressivas.

Observação: a dificuldade para o entendimento da distribuição dessas tensões radiais é supor que o gráfico deve apresentar áreas positivas e negativas iguais. O gráfico não representa a tensão num plano perpendicular a ela (trata-se de um gráfico do valor da tensão radial **ao longo** do raio, e não

perpendicular a ele), portanto, **a área não representa força**! Pode-se demostrar que: (i) numa peça cilíndrica, as TR radiais têm o mesmo valor das circunferenciais no núcleo; (ii) as TR radiais mudam de sinal uma vez menos do que as circunferenciais.

Quando as tensões circunferenciais são compressivas, desenvolve-se, portanto, um estado triaxial de tração imediatamente abaixo da camada. Isso pode ter uma influência importante no comportamento da peça, uma vez que a camada pode atuar como um entalhe mecânico. Devido a isso, no caso da cementação, são necessários certos cuidados que serão vistos adiante.

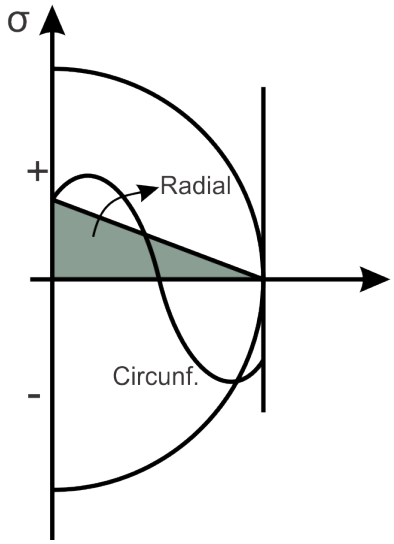


Figura 108. Distribuição da TR na direção radial, considerando TR circunferencial compressiva na superfície. Fonte: os autores.

(d) Tensões residuais resultantes de têmpera por chama ou por indução

A têmpera por chama e, particularmente, a têmpera por indução, provocam austenitização em apenas uma camada superficial, praticamente sem aquecer o núcleo. Quando a peça é resfriada, a camada superficial sofre transformação de austenita para martensita, com significativo aumento de volume. O núcleo encontra-se relativamente frio, com microestrutura de ferrita e perlita, ou então, martensita revenida em função de têmpera e revenido prévios (beneficiado, como se costuma dizer). O núcleo, portanto, não acompanha, por deformação plástica, a variação volumétrica da periferia. Como consequência, haverá TR de compressão na superfície.

O aumento da profundidade da camada temperada diminui o valor das TR na superfície e os seus efeitos benéficos para a resistência à fadiga da peça, sendo possível, até mesmo, uma inversão das tensões superficiais de compressivas para trativas.

(e) Tensões residuais resultantes de cementação

As TR que se desenvolvem na cementação constituem o caso mais complexo e mais interessante de TR resultantes de tratamento térmico. Em uma peça cementada, existem dois materiais: um aço de baixo carbono no núcleo e um aço de alto carbono na camada cementada, com as diferenças de temperatura de austenitização (A_s) e de temperatura de início de formação de martensita (M_s), que vão afetar as TR resultantes do processo.

A Figura 109 esquematiza a base do raciocínio no caso mais simples, isto é, têmpera direta a partir da temperatura de cementação. Podemos observar que, apesar do núcleo resfriar mais lentamente, é possível que ele sofra transformação martensítica (instante X) antes da periferia (instante Y). Nesse caso, resultariam TR de compressão na superfície. Se o núcleo expande por reação martensítica enquanto a periferia ainda é austenítica, a periferia acompanha a expansão do núcleo por deformação plástica. Quando a periferia vem a sofrer expansão por reação martensítica, seu volume aumenta ainda mais, tracionando o núcleo e sendo, por sua vez, comprimida. Esse é o princípio para se obter TR adequadas na cementação. Assim:

Para que uma peça cementada desenvolva TR de compressão circunferencial na superfície, a transformação do núcleo deve ocorrer ***antes*** *da periferia, durante o tratamento.*

Observe que, sendo a periferia constituída por um aço contendo 0,8 a 0,9 % C, temperado e, normalmente, apenas aliviado de tensões (ou seja, não revenido à temperatura usual do beneficiamento - cerca de 450 a 480 ºC), a presença das TR de compressão é essencial para o bom desempenho mecânico da peça, pois a periferia seria extremamente frágil na ausência dessas tensões.

Continuando o raciocínio, uma análise da Figura 109 indica que, para a condição acima ser satisfeita, as curvas de resfriamento devem ser as mais próximas possível, e as temperaturas de transformação martensítica (M_s), as mais afastadas possível.

Sendo assim, é tanto mais fácil obter TR de compressão na periferia de uma peça cementada quanto:

i. menor o diâmetro da peça;

ii. menos severo o meio de têmpera;

iii. maior a diferença de teor de C entre periferia e núcleo;

iv. menor o teor de liga do aço, pois a temperatura M_s do núcleo com elementos de liga é mais reduzida.

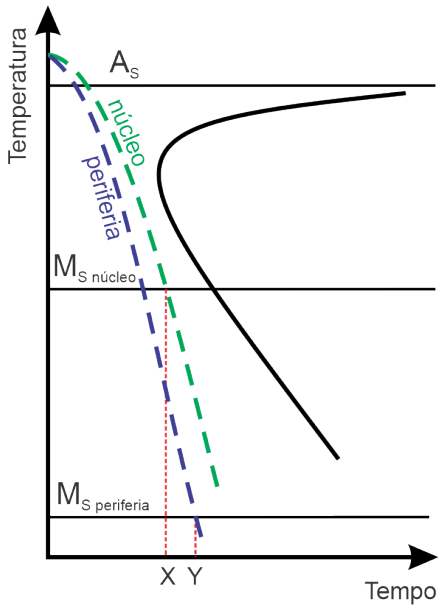


Figura 109. Diagrama indicando as temperaturas de transformação martensítica da camada cementada (periferia) e da região não cementada (núcleo) e as curvas de resfriamento do núcleo e periferia. Fonte: os autores.

Quando a combinação desses fatores é tal que resultariam em TR de tração na periferia por têmpera direta, é necessário recorrer-se a alternativas de ciclos de aquecimento e resfriamento para satisfazer à condição do núcleo sofrer transformação antes da periferia. Por exemplo, o esquema da Figura 110 mostra o tratamento de dupla têmpera que provoca a transformação da periferia em cima de um núcleo já transformado. Ou seja, provoca, indiretamente, a transformação do núcleo antes da transformação da periferia, considerando uma camada cementada com cerca de 0,8% C. O esquema da Figura 111 mostra a martêmpera que também garante essa condição.

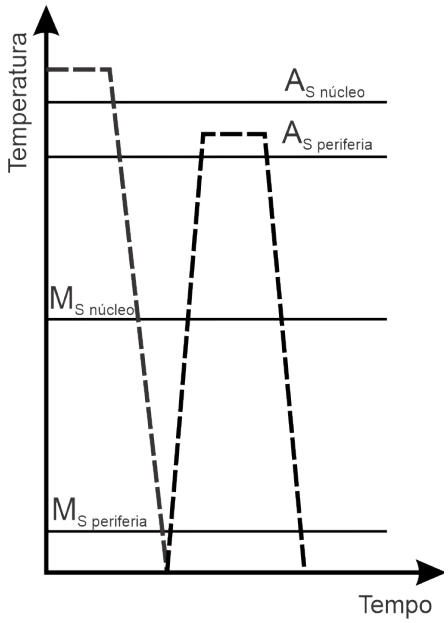


Figura 110. Tratamento térmico de dupla têmpera. Fonte: os autores.

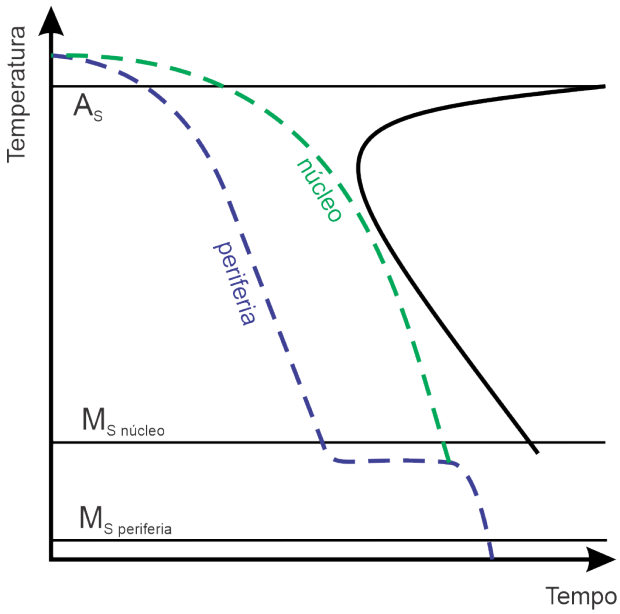


Figura 111. Tratamento térmico de martêmpera. Fonte: os autores.

2.8.6 Tensões residuais em soldagem

As TR que resultam de processos de soldagem são extremamente complexas, pois dependem das múltiplas variáveis envolvidas nos processos, como: tipo de processo de soldagem, aporte de calor, material base, espessura do componente a ser soldado, material depositado, tipo de chanfro, sequência de passes etc. Os detalhes podem ser consultados em livros de soldagem.

Resumidamente, as TR resultam principalmente da contração de volume durante a solidificação. O modelo clássico de três barras é utilizado para explicar o desenvolvimento de tensões residuais em uma junta soldada. De maneira simplória, considere duas colunas fixas perfeitamente rígidas e três barras cilíndricas (de material elástico perfeitamente plástico) conectadas a essas colunas, representadas na Figura 112. Na parte inferior da figura, é representada a mudança das tensões da barra central, em função da temperatura, durante os ciclos de aquecimento e de resfriamento.

As três barras estão em temperatura ambiente, conforme a Figura 112a. Aquecendo a barra central a partir do ponto A (temperatura ambiente), ela tentará dilatar, porém essa dilatação será restringida pelas outras duas barras. Dessa forma, a barra central ficará sujeita à tensão de compressão e as barras laterais ficarão sujeitas à tensão de tração, conforme a Figura 112b. Com o aumento gradual de temperatura, a tensão de compressão na barra central irá aumentando no regime elástico (reta AB) até o ponto em que ela começa a sofrer deformação plástica[11] por compressão (curva BC)[12]. Com o aumento de temperatura, ocorre a redução do limite de escoamento, o que explica a redução do nível de tensão compressiva com o aumento da temperatura.

Retirando a fonte de calor e permitindo a barra esfriar gradualmente, a tensão de compressão vai diminuindo (pois a dilatação da barra vai reduzindo gradualmente) até o ponto em que essa tensão será zero (ponto D). Reduzindo ainda mais a temperatura, a dilatação da barra vai diminuir ainda mais e ela começa a ficar submetida à tensão de tração elástica (reta DE) e, reduzindo ainda mais a temperatura, ela começa a deformar plasticamente por tração (curva EF). Assim, ao final do processo (em temperatura ambiente), a barra central estará sujeita à tensão residual de tração, e as barras laterais à tensão residual de compressão, conforme esquematizado na Figura 112c. A barra central, submetida à tensão residual trativa, seria análoga ao metal de solda e regiões adjacentes do metal base. Em regiões mais afastadas, as TR são de compressão, analogamente às barras laterais.

[11] É importante ressaltar que, nesse modelo, a barra central possui razão diâmetro/comprimento suficiente para que não sofra flambagem.

[12] Se a barra retornasse à temperatura ambiente e se não estivesse fixada às colunas, ela ficaria menor, pois deformou plasticamente por compressão. No experimento, entretanto, as três barras estão fixadas nas três colunas.

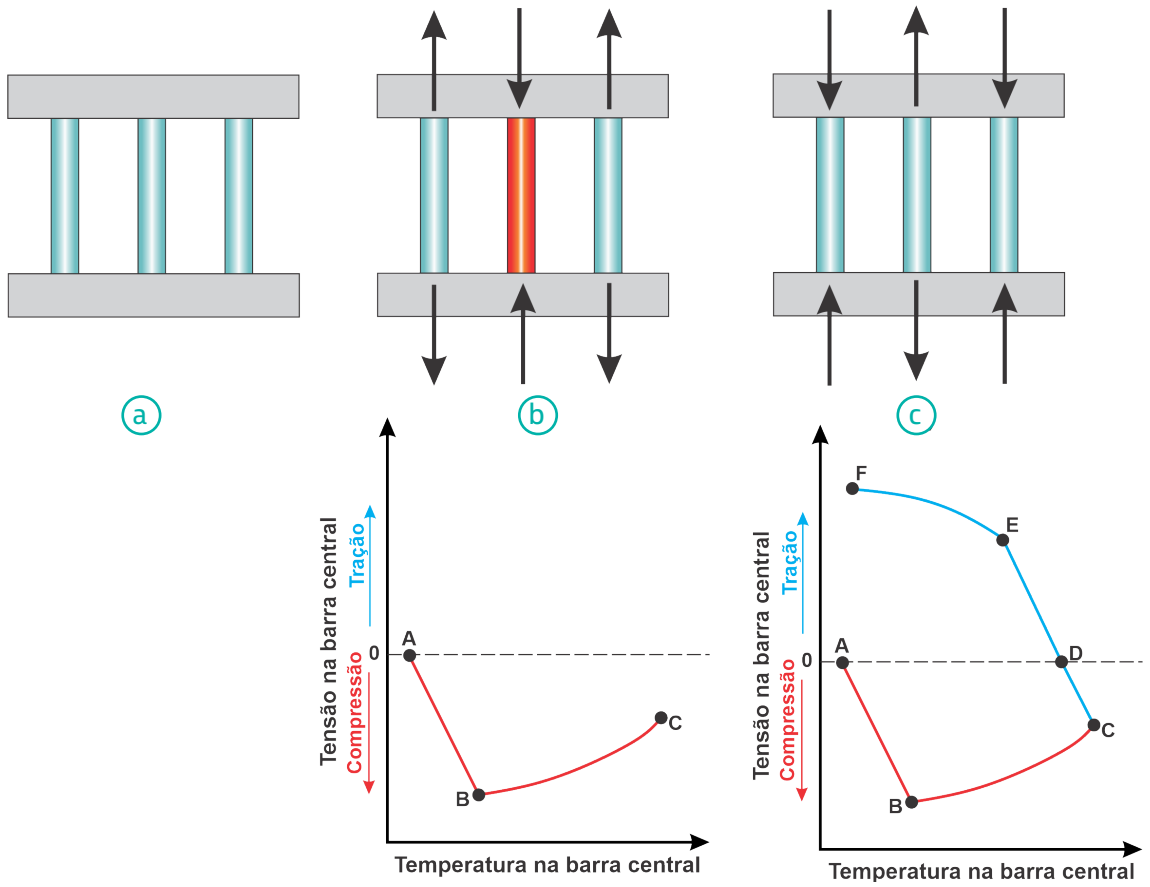


Figura 112. Modelo de três barras. (a) Condição inicial, ou seja, temperatura ambiente. (b) Tensões térmicas durante o aquecimento. No ponto B, a barra atinge o limite de escoamento em compressão. (c) Tensões residuais após o resfriamento. No ponto E, a barra atinge o limite de escoamento em tração. Fonte: os autores.

A Figura 113 esquematiza as TR resultantes de uma solda de topo. As tensões longitudinais (σ_x) são consequência da dilatação e contração do metal de solda e regiões adjacentes do metal de base, os quais são restringidos pelas regiões mais afastadas, conforme explicado no modelo de três barras. As tensões transversais (σ_y) ao cordão sofrem significativa influência da restrição externa das chapas sendo soldadas.

É importante ressaltar que, no anexo 9D do API 579 / ASME FFS-1, existe um guia para determinação da magnitude e distribuição de tensões residuais em juntas soldadas de diferentes configurações, considerando alívio de tensões, teste hidrostático etc.

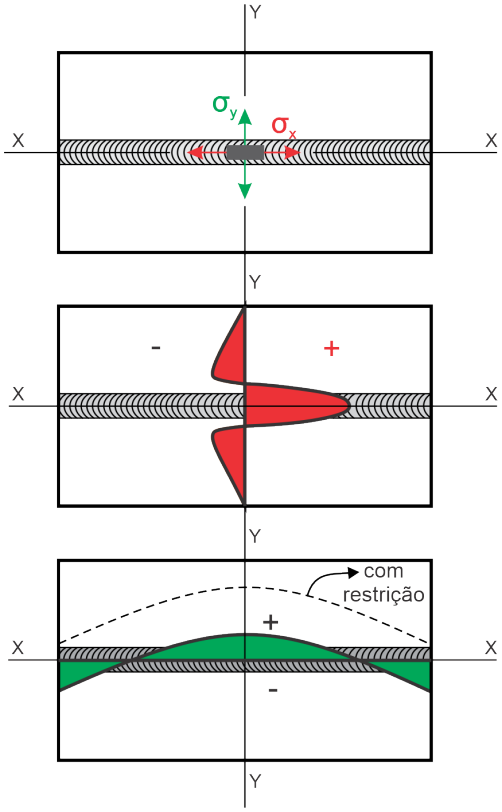


Figura 113. Tensões residuais resultantes de uma solda de topo. Fonte: os autores.

2.9 Referências

[1] YOUNG, W.C., BUDYNAS, R.G. **Roark's Formulas for Stress and Strain**. 7. ed. New York; London, McGraw-Hill, 2002. 852 p.

[2] SONMEZ, F. O. Optimal shape design of shoulder fillets for flat and round bars under various loadings. **Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers**, **Part C**: Journal of Mechanical Engineering Science, v. 223, n. 8, p. 1741-1754, 2009.

[3] MEYERS, Marc A.; CHAWLA, Krishan Kumar. **Mechanical metallurgy**: principles and applications. New Jersey : Prentice-Hall, 1984. 761 p.

[4] LYMAN, T. **Metals handbook**. Cleveland : American Society for metals, 1948. 1332 p.

[5] BERNS, H. B. Distortion and Crack Formation By Heat Treatment of Tools. **Radex-Rundschau**, Heft 1, p. 40-57, 1989.

[6] BEER, F. P.; JOHNSON, E. R.; DEWOLF, J. T. **Mechanics of Materials.** 4 ed. New York: MacGraw-Hill, 2006. 796 p.

[7] AMERICAN SOCIETY OF MECHANICAL ENGINEERS. BPVC Section VIII – Division 1: **Rules for Construction of Pressure Vessels**. New York, July 2023. 708 p.

[8] AMERICAN SOCIETY OF MECHANICAL ENGINEERS. BPVC Section VIII – Division 2: **Rules for Construction of Pressure Vessels. Alternative Rules**. New York, July 2023. 884 p.

ANEXO

Conforme detalhado no item 2.3, podemos correlacionar as tensões com tipos e mecanismos de danos que provocam trincas ou fraturas. Para isso, precisamos conhecer os esforços externos, desenhar o diagrama de corpo livre, obter os esforços internos e, por fim, avaliar e calcular as tensões. Daí, a importância de conhecermos os conceitos de Resistência dos Materiais.

Hoje em dia, em virtude da facilidade de uso de softwares de análise estrutural pelo Método de Elementos Finitos (MEF), alguns analistas e engenheiros partem direto para esse caminho.

No entanto, se o modelo geométrico, as condições de contorno etc. forem equivocados, o resultado poderá ser muito diferente da realidade. Por essa razão, é importante sempre efetuar uma avaliação qualitativa e a solução analítica (quando necessário) do caso em estudo. Em casos complexos (geometria, carregamentos etc.), é necessário recorrer à simulação numérica por meio do MEF, já que as soluções analíticas são conhecidas apenas para determinados casos.

Para exemplificar, foi realizada análise pelo método de elementos finitos[13] de alguns exemplos mostrados no item 2.3.

Para os dois primeiros casos (flexão em 3 pontos e flexão em 4 pontos), foi considerada uma viga de 1 metro de comprimento com perfil W, com dimensões próximas ao definido para o W 250 x 22,3 e momento de inércia calculado de 28.698.044 mm^4. O esforço aplicado foi de 100 kN para flexão em 3 pontos e 50 kN para flexão em 4 pontos.

a. Flexão em 3 pontos

As tensões, a partir do momento fletor, podem ser calculadas analiticamente a partir da fórmula da flexão em vigas:

$$\sigma_y = \frac{M.c}{I}$$

Onde:

σ = tensão normal;

M = momento fletor;

I = momento de inércia;

c = distância entre a linha neutra e os elementos externos.

O momento será:

$$M = 50.000 * 500 = 25.000.000\ N.mm$$

$$c = \frac{254}{2} = 127\ mm$$

Finalmente, a tensão calculada corresponderá a:

[13] Foi utilizado o software Ansys® 16.0 para análise por elementos finitos.

$$\sigma_y = \frac{M.c}{I} = \frac{25.000.000 * 127}{28.698.044} = 110{,}63\ MPa$$

Para modelagem, adotou-se um elemento de viga com as condições de contorno indicadas na Figura 114. A representação do resultado da máxima tensão normal é mostrada na Figura 115[14]. A máxima tensão normal está localizada no plano onde a carga Q está aplicada, na região inferior da viga. O valor encontrado (110,63 MPa) é igual ao obtido pela solução analítica (fórmula da flexão em vigas).

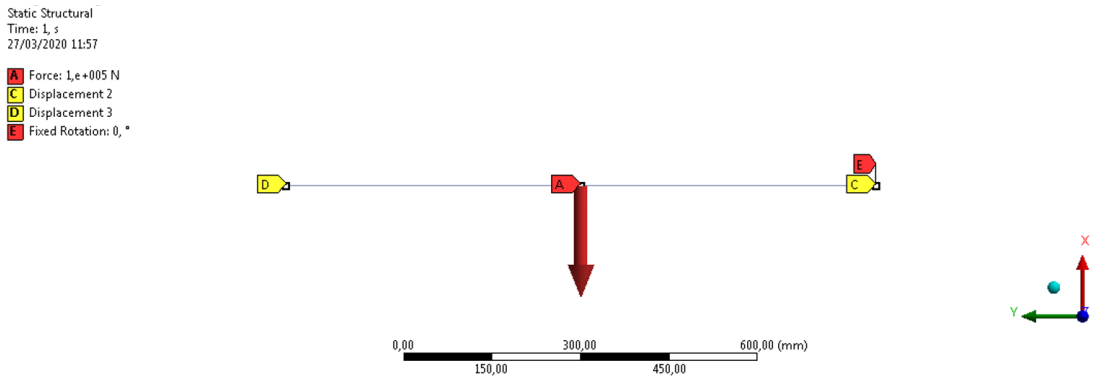


Figura 114. Flexão em 3 pontos. Condições de contorno aplicadas ao elemento de viga.
Fonte: os autores.

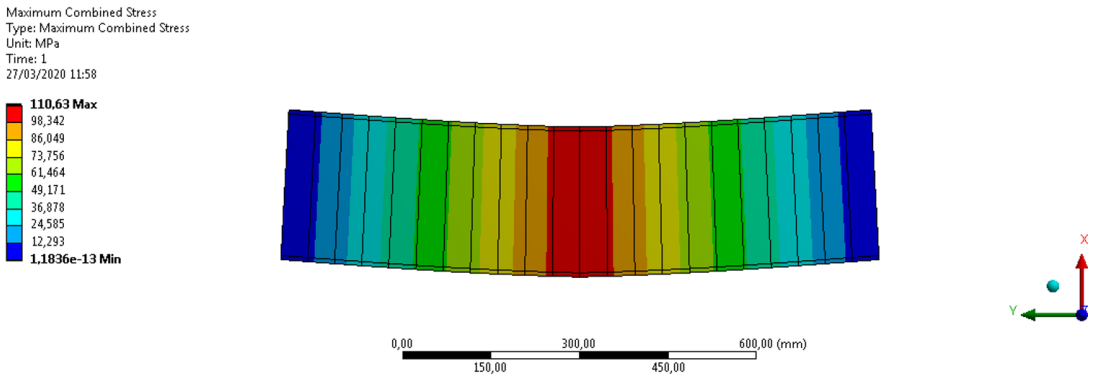


Figura 115. Flexão em 3 pontos. Solução obtida para máxima tensão normal. A imagem mostra a estrutura deformada, com os deslocamentos amplificados em 50x, para facilitar a visualização.
Fonte: os autores.

b. Flexão em 4 pontos

Para flexão em 4 pontos, a máxima tensão normal também foi calculada, sabendo que as cargas estão aplicadas a uma distância de 350 mm dos apoios.

[14] Essa representação não mostra a distribuição de tensão ao longo da seção transversal da viga, mas sim o valor da máxima tensão ao longo do seu comprimento. Isso ocorre em virtude da limitação da representação dos resultados para esse tipo de elemento.

$$M = 50000 * 350 = 17.500.000\ N.mm$$

$$y = \frac{254}{2} = 127\ mm$$

$$\sigma_y = \frac{M.c}{I} = \frac{17.500.000 * 127}{28698044} = 77{,}44\ MPa$$

Para modelagem, adotou-se um elemento de viga, com as condições de contorno indicadas na Figura 116. A representação do resultado da máxima tensão normal é mostrada na Figura 117[15]. A máxima tensão de tração não está localizada apenas em um plano, como no caso anterior, mas sim nos planos localizados entre os pontos de aplicação das forças. Além disso, o valor encontrado é igual ao da solução analítica (77,44 MPa).

Dessa forma, para o caso da flexão em 3 pontos, mecanismos como fratura frágil ou fadiga ocorreriam no plano da seção transversal da viga onde a carga está aplicada (plano principal), com início na região inferior (fibra mais externa) da viga. Para flexão em 4 pontos, uma trinca teria probabilidade de nuclear em qualquer plano localizado entre os pontos de aplicação das cargas, também na região inferior da viga. Essas mesmas conclusões foram obtidas a partir de análise de tensões baseada em conceitos de resistência dos materiais, conforme mostrado no item 2.3.

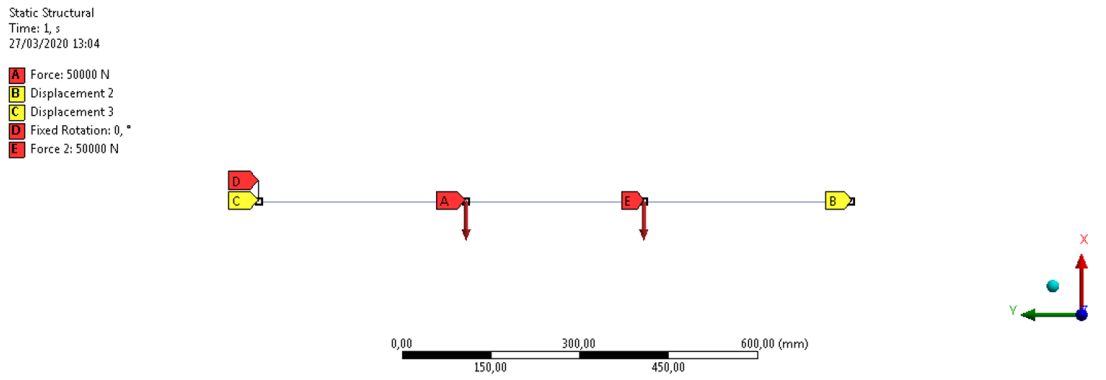


Figura 116. Flexão em 4 pontos. Condições de contorno aplicadas ao elemento de viga.
Fonte: os autores.

[15] Essa representação não mostra a distribuição de tensão ao longo da seção transversal da viga, mas sim o valor da máxima tensão ao longo do seu comprimento. Isso ocorre em virtude da limitação da representação dos resultados para esse tipo de elemento.

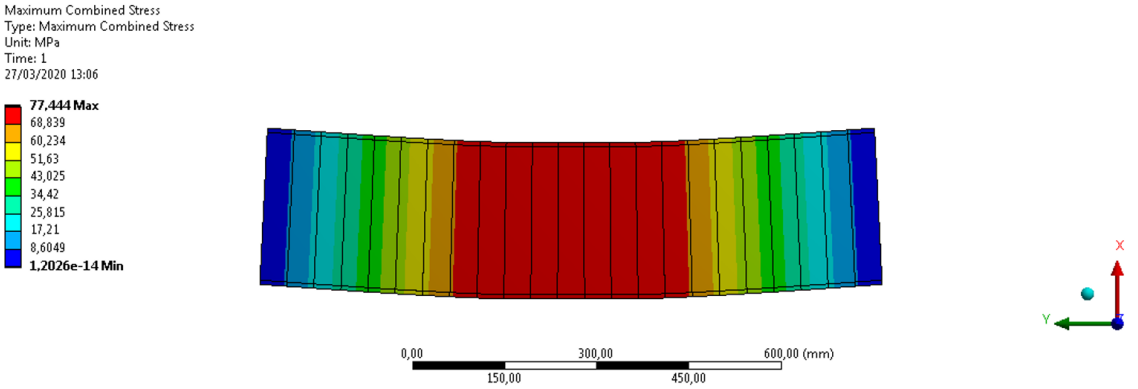


Figura 117. Flexão em 4 pontos. Solução obtida para máxima tensão normal. A imagem mostra a estrutura deformada, com os deslocamentos amplificados em 50x, para facilitar a visualização. Fonte: os autores.

Também foi realizada análise pelo método de elementos finitos do gancho e da mola, mostrados no item 2.3, utilizando elemento sólido.

c. Gancho

Foram arbitradas dimensões para o modelo geométrico. As condições de contorno são mostradas na Figura 118b. Os resultados da máxima tensão normal nos planos A, B, C e D são mostrados na Figura 119a, Figura 119b, Figura 120a e Figura 120b, respectivamente. Pode ser verificado que a máxima tensão normal ocorre no plano B, no lado interno do gancho. Assim, uma fratura frágil, por exemplo, ocorrerá no plano B, com início no lado interno do gancho, onde a tensão normal será máxima. Essa mesma conclusão foi obtida no item 2.3, com base em conceitos de resistência dos materiais.

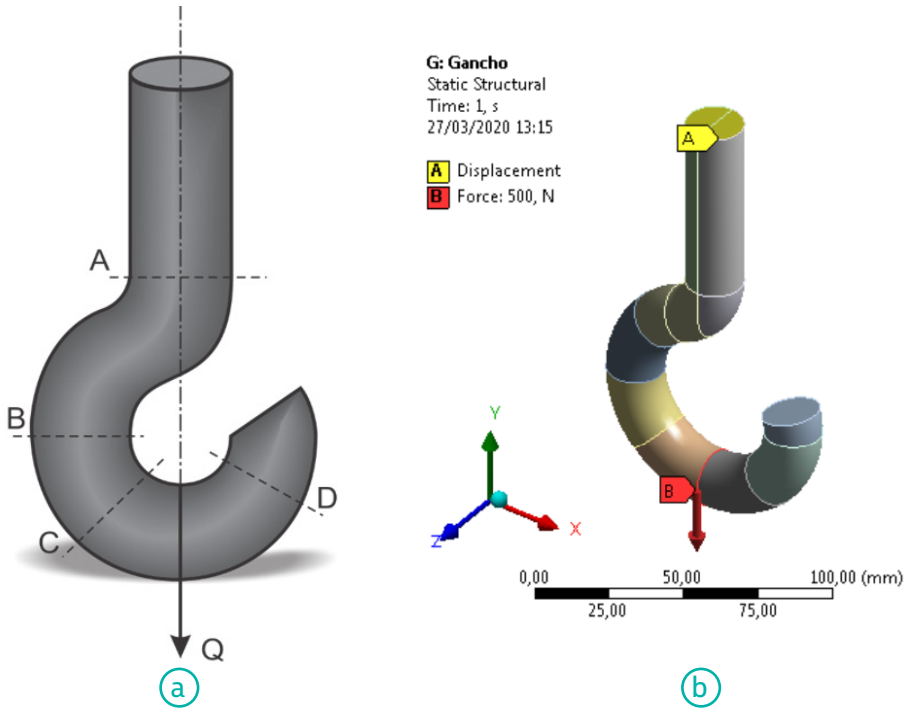


Figura 118. (a) Gancho com indicação do carregamento e dos planos analisados. (b) Modelo geométrico com as condições de contorno. Fonte: os autores.

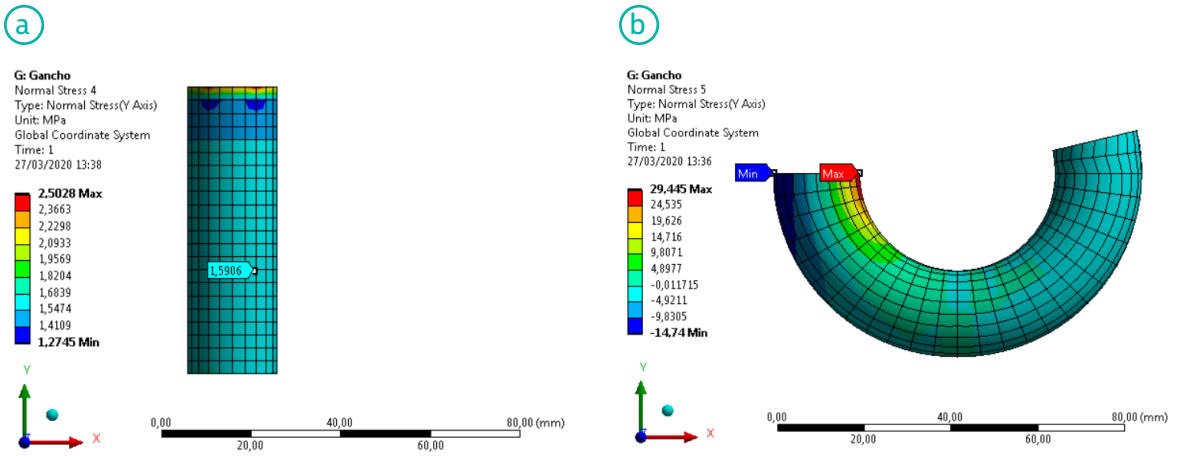


Figura 119. (a) Resultado da tensão normal no plano A. (b) Resultado da tensão normal no plano B. Fonte: os autores.

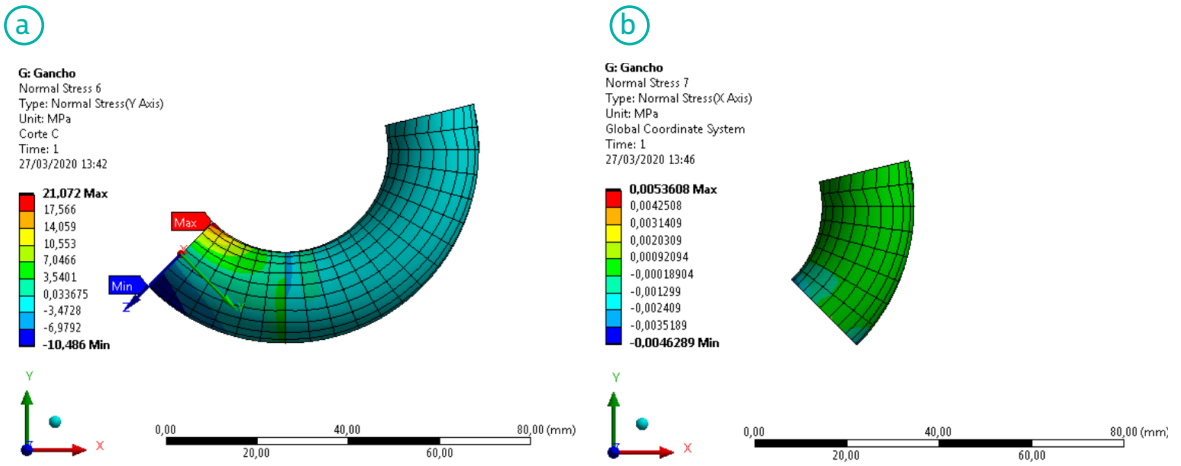


Figura 120. (a) Resultado da tensão normal no plano C. (b) Resultado da tensão normal no plano D. Fonte: os autores.

d. Mola

Foi elaborado o modelo geométrico de uma mola helicoidal cilíndrica contendo dez espiras, com as seguintes dimensões: diâmetro externo = 110 mm; diâmetro do fio = 20 mm; comprimento livre = 300 mm. No primeiro caso, foi aplicada uma força de compressão de 1,5 kN, distribuída na face superior, conforme mostrado na Figura 121a. O resultado da tensão de cisalhamento τ_{xy} é mostrado na Figura 121b. Pode ser observado que o maior valor em módulo da tensão de cisalhamento se encontra na parte interna da espira e corresponde a 57 MPa. O valor é negativo devido à convenção de sinais. A distribuição da tensão de cisalhamento ao longo do diâmetro de uma das espiras é mostrada na Figura 122a. Na parte interna da espira, a tensão de cisalhamento corresponde a 57 MPa (valor máximo), enquanto que na parte externa é de 33 MPa (lembre-se de que o sinal negativo é devido à convenção de sinais). Para facilitar a visualização, também foi plotado o resultado correspondente à máxima tensão de cisalhamento em uma região ampliada da mola, conforme mostrado na Figura 122b. Mais uma vez, os maiores valores se encontram na parte interna da espira.

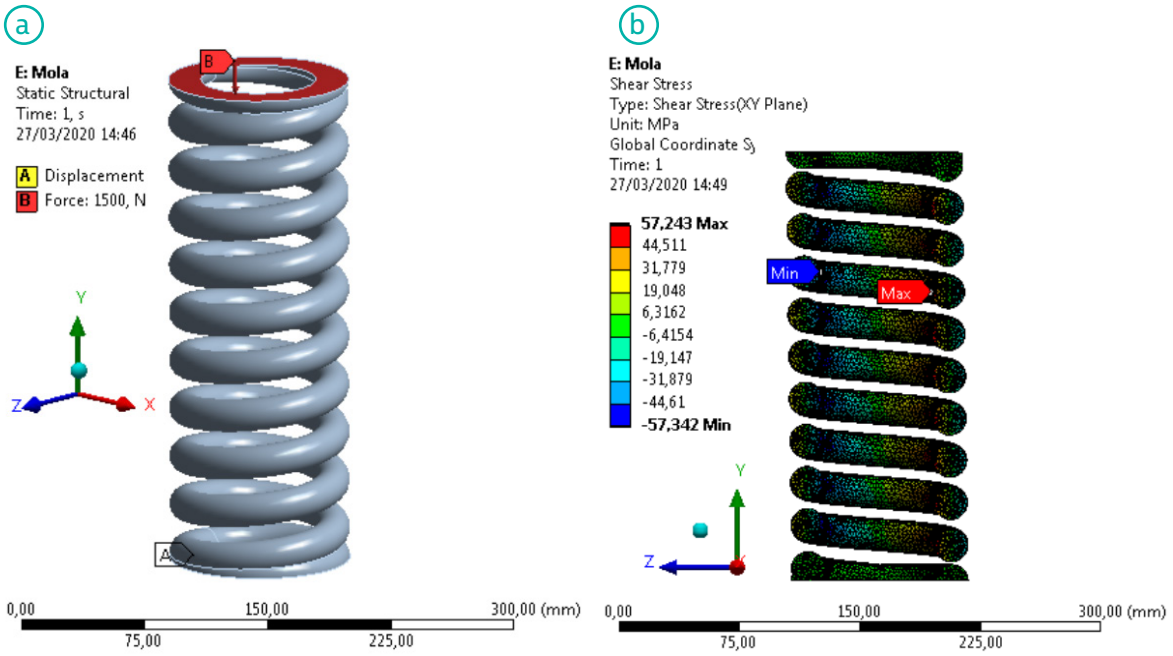


Figura 121. (a) Condições de contorno aplicadas à mola. (b) Resultado da tensão de cisalhamento τ_{xy}. O deslocamento da mola foi amplificado em cinco vezes para facilitar a visualização. Fonte: os autores.

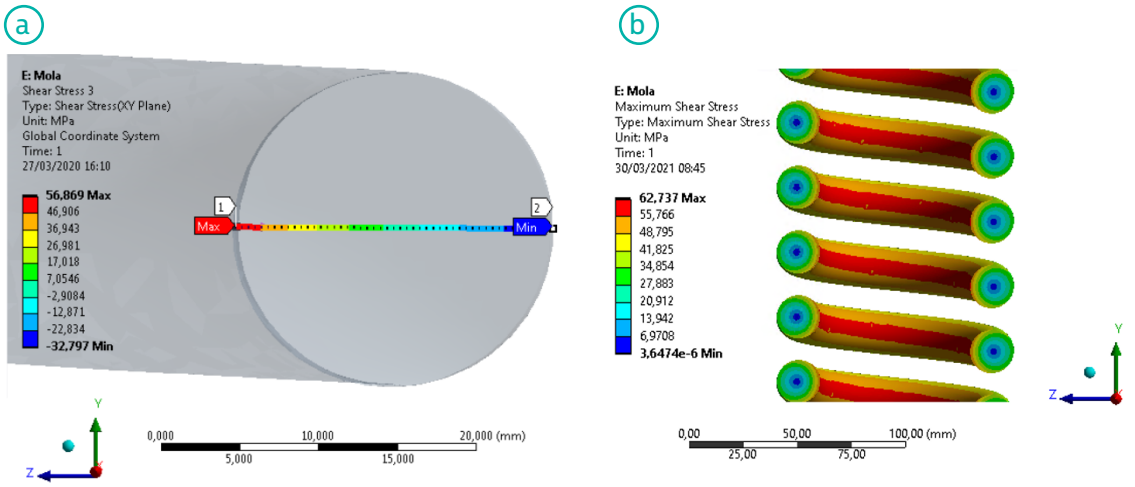


Figura 122. (a) Distribuição da tensão de cisalhamento (τ_{xy}) entre a parte interna (ponto 1) e a parte externa (ponto 2) da espira. (b) Máxima tensão de cisalhamento. Fonte: os autores.

No segundo caso, foi aplicada uma força de compressão distribuída na área da seção transversal de uma das espiras, conforme mostrado na Figura 123a, provocando deformação assimétrica da mola, conforme também analisado no item 2.3. O resultado da máxima tensão de cisalhamento τ_{zy} é mostrado na Figura 123b.

Os resultados da distribuição da tensão de cisalhamento ao longo do diâmetro de uma espira localizada próxima à aplicação da força (onde o momento é menor) e da espira mais distante da região de aplicação da força (onde o momento é máximo) são mostrados na Figura 124. Verifica-se que,

em ambos os casos, na parte interna da espira os valores de tensão de cisalhamento são maiores do que na parte externa da espira, assim como foi verificado no caso anterior (lembre-se de que o sinal negativo é devido à convenção de sinais). No entanto, os maiores valores de tensão de cisalhamento são nas espiras mais distantes do ponto de aplicação de carga, onde o momento torsor é máximo.

Dessa forma, no primeiro caso a nucleação de uma trinca de fadiga ocorrerá na geratriz interna da mola em uma das espiras. Já no segundo caso, a nucleação de uma trinca de fadiga também ocorrerá na geratriz interna da mola, porém preferencialmente na espira mais distante do ponto de aplicação de carga. Essas mesmas conclusões foram obtidas por meio da aplicação de conceitos de resistência dos materiais, conforme mostrado no item 2.3.

Podemos concluir que, para a realização de análise de falhas, é de extrema importância o conhecimento de resistência dos materiais, o que possibilita a correlação com mecanismos de danos, nos casos aplicáveis.

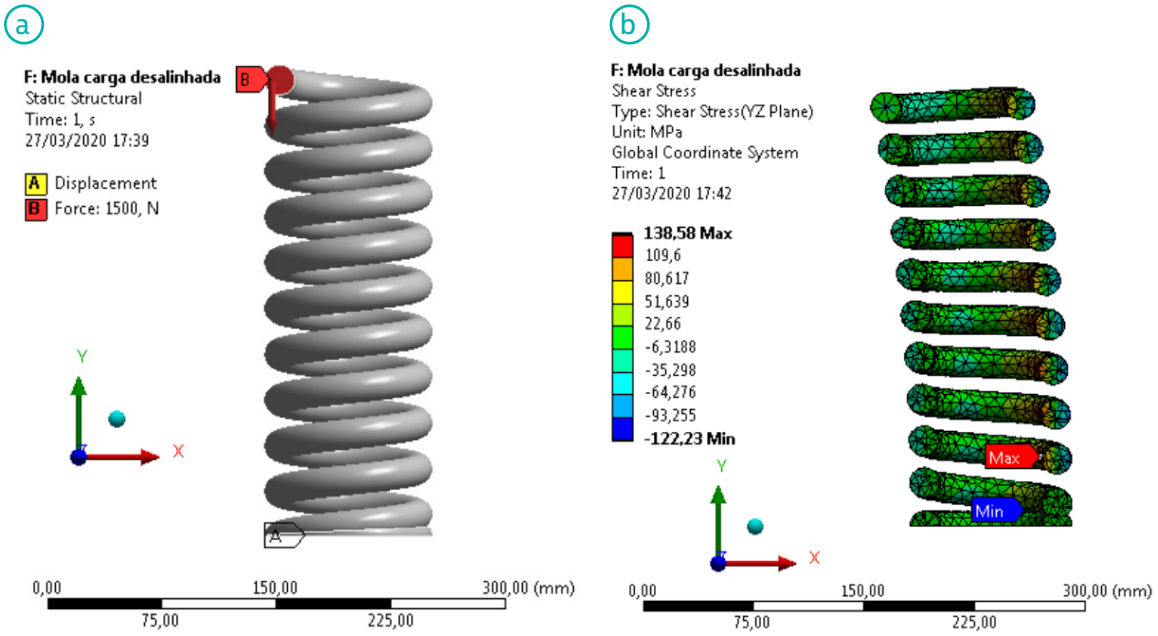


Figura 123. (a) Condições de contorno aplicadas à mola. (b) Resultado obtido para tensão de cisalhamento τ_{zy}. Fonte: os autores.

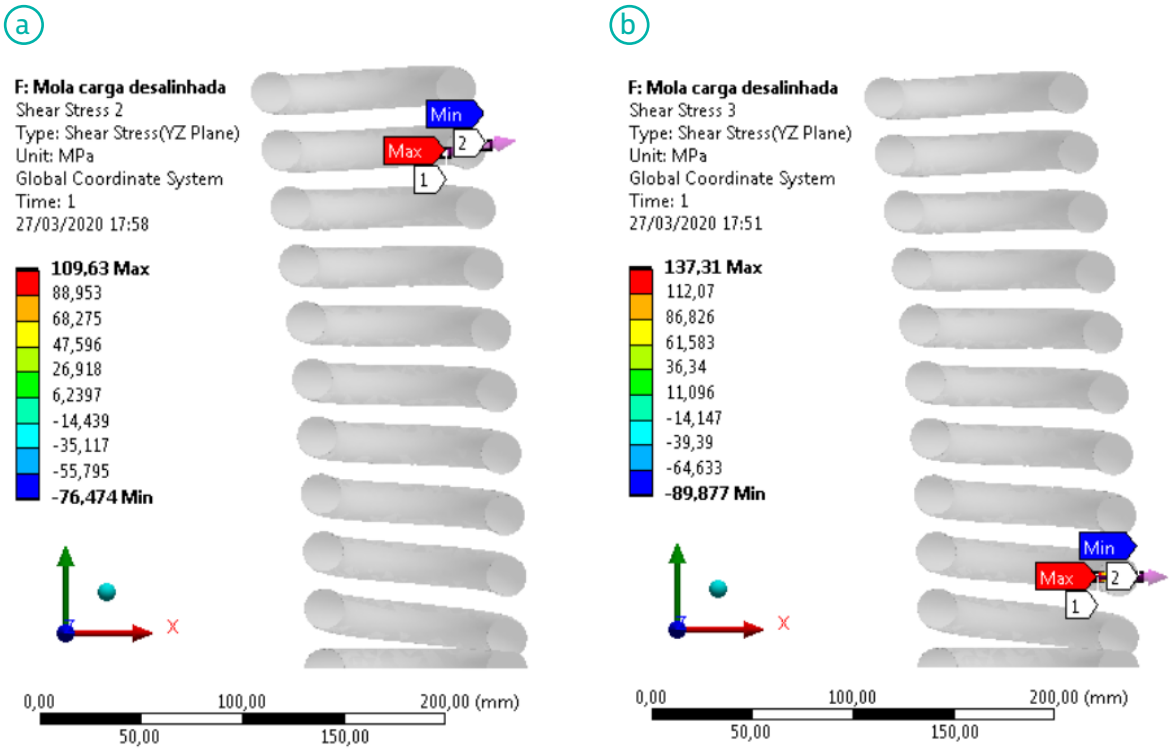


Figura 124. Distribuição da tensão de cisalhamento τ_{zy} entre a parte interna (ponto 1) e a parte externa (ponto 2) da espira da mola na condição deformada. (a) Espira superior (próxima à região de aplicação da força). (b) Espira mais distante da região de aplicação da força, onde o momento torsor é máximo. Fonte: os autores.

3 DUCTILIDADE E FRATURA DÚCTIL

3.1 Introdução 132

3.2 Mecanismos de fratura 134

3.3 Fratura dúctil 136

3.4 Propagação de uma trinca por mecanismo dúctil 154

3.5 Referências 155

André da Silva Pelliccione
Paulo Sérgio Carvalho Pereira da Silva

3.1 Introdução

O conceito de ductilidade foi mostrado no capítulo anterior, como sendo a capacidade do material deformar-se plasticamente sem que ocorra fratura. Os parâmetros que medem essa propriedade são o alongamento total, o alongamento uniforme e a estricção (redução de área).

A importância da ductilidade para a fabricação de componentes por conformação mecânica é óbvia pela própria definição. Essa propriedade também é importante em projetos de máquinas e de equipamentos e no emprego de estruturas e componentes, pois permite o alívio de concentrações locais de tensões.

Em um material pouco dúctil, concentrações de tensões podem favorecer a ocorrência de fratura frágil. Por outro lado, em um material com ductilidade adequada, as tensões em pontos de concentração são redistribuídas, diminuindo o valor máximo dessas tensões, ainda que aumente o volume de material submetido a tensões maiores do que a média.

Não se calcula a ductilidade mínima necessária em um componente ou estrutura da mesma forma que se faz com a resistência. Os valores mínimos de alongamento ou estricção são determinados empiricamente, isto é, baseando-se em experiência anterior que, em alguns casos, se encontra consolidada em normas ou códigos.

Um erro conceitual bastante comum é pensar em ductilidade como o oposto da resistência. Assim, se de uma forma geral, aumentar a resistência de um material metálico significa dificultar a movimentação de discordâncias (*dislocation glide*), aumentar a ductilidade significaria facilitar a movimentação de discordâncias. É verdade que essas duas propriedades normalmente variam em sentidos contrários, ou seja, um aumento de resistência corresponde, no mesmo material, a uma diminuição de ductilidade (por meio de diferentes tratamentos térmicos, por exemplo). No entanto, um dos objetivos do engenheiro metalúrgico ou de materiais é conseguir um aumento de resistência sem prejuízo da ductilidade. Isso é possível, pois essas duas propriedades, embora sejam relacionadas, dependem de variáveis diferentes.

Para raciocinar com a ductilidade, precisamos antes entender o mecanismo de fratura dúctil, conforme será detalhado a seguir.

Um material com máxima ductilidade sofrerá 100% de estricção em um ensaio de tração, como esquematizado pela curva tensão x deformação, em laranja, da Figura 1. Isso tende a acontecer em materiais com elevado grau de pureza, por exemplo, alumínio comercialmente puro contendo 99,99% de alumínio.

Nas ligas metálicas normalmente usadas em engenharia, a ocorrência de um tipo de fratura, denominada fratura dúctil, interrompe o processo de deformação antes da seção transversal se reduzir a um valor ínfimo, como esquematizado pela curva azul da Figura 1. Dessa forma, retardar o processo de fratura dúctil, ou seja, fazer com que ele ocorra para valores maiores da deformação, é o objetivo fundamental quando se quer obter um aumento na ductilidade. *Assim, só é possível raciocinar com a ductilidade estudando-se as variáveis que influenciam a fratura dúctil.*

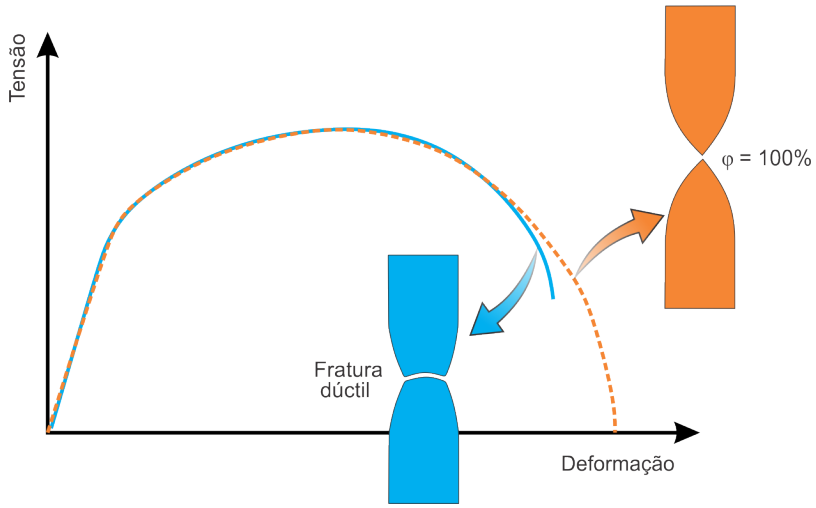


Figura 1. Esquema de curvas tensão x deformação de um metal puro (representado em laranja) e de um material normalmente utilizado em engenharia (representado em azul). A estricção é representada por φ. Fonte: os autores.

Na Figura 2 são mostrados corpos de prova de aço de baixo carbono, numerados de 1 a 4, submetidos a ensaio de tração. O ensaio foi interrompido, após o início da estricção, nos corpos de prova 1, 2 e 3. O nível de deformação e, consequentemente, grau de estricção em que o ensaio foi interrompido, é crescente do corpo de prova 1 para o corpo de prova 3, conforme mostrado na Figura 2. O corpo de prova 4 foi ensaiado até a fratura.

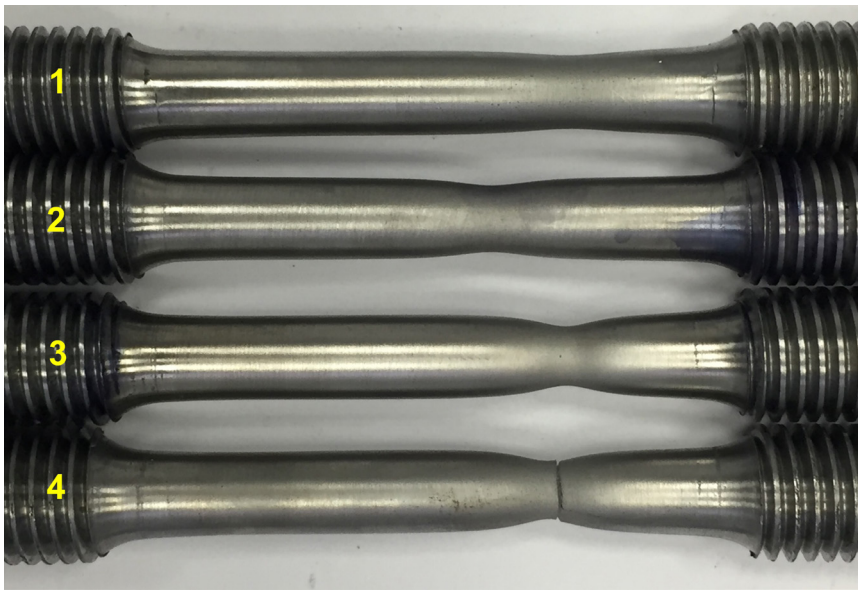


Figura 2. Corpos de prova de ensaio de tração. Ensaio interrompido após estricção, com deformação crescente nos corpos de prova 1, 2 e 3. O corpo de prova 4 foi ensaiado até a fratura. Ensaio realizado no SENAI IST Solda. Crédito: Rafael Silveira Barbosa. Fonte: André S. Pelliccione.

3.2 Mecanismos de fratura

Antes de estudarmos o mecanismo de fratura dúctil, é conveniente esclarecer um ponto fundamental a respeito da fratura de materiais metálicos. Existem quatro mecanismos básicos de fratura em materiais metálicos: alveolar (*dimples*), clivagem, intergranular ou por estrias. A Figura 3 mostra um esquema e a Figura 4 mostra imagens (obtidas em microscópio eletrônico de varredura[1]) de cada um desses mecanismos.

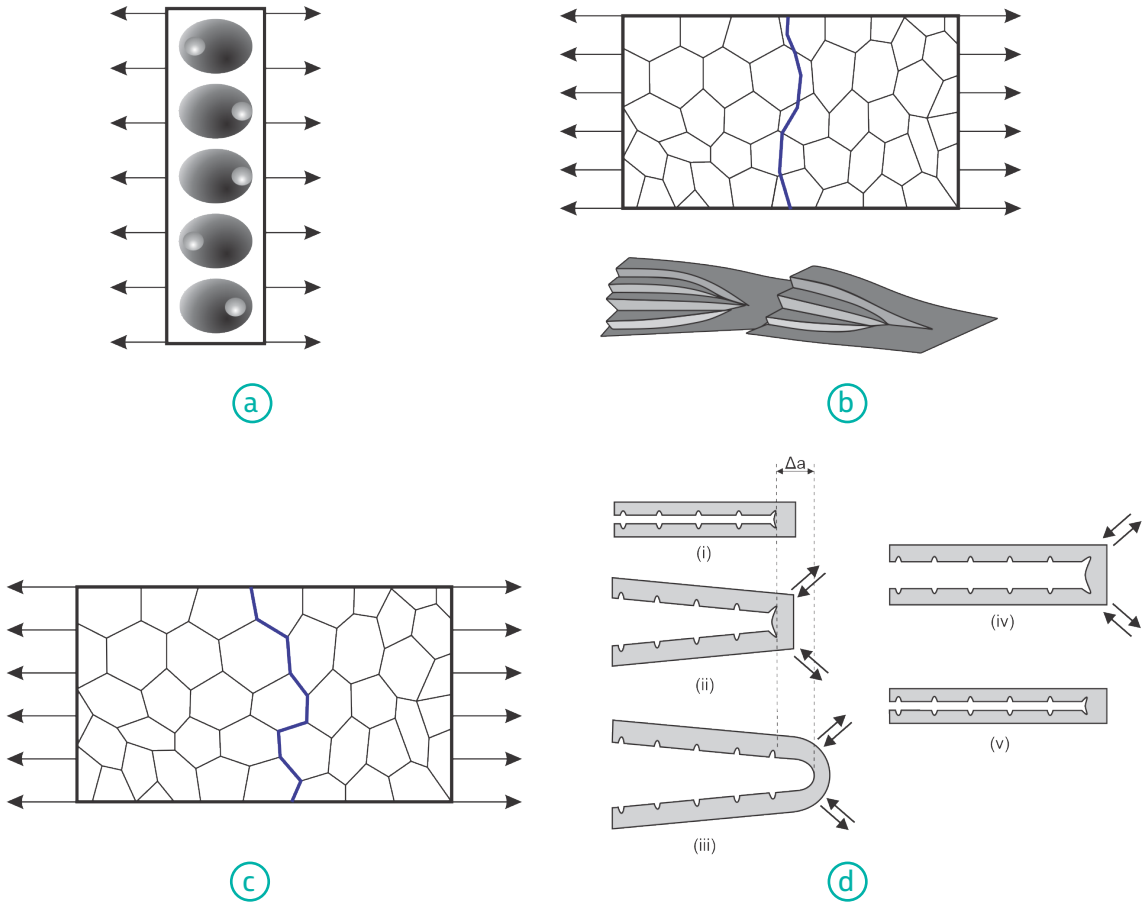


Figura 3. Esquema dos mecanismos de fratura. (a) Alveolar (*dimples*). (b) Propagação instável transgranular – Micromecanismo clivagem. (c) Propagação instável intergranular – Micromecanismo: intergranular. (d) Fadiga – Micromecanismo: estrias. Fonte: os autores.

[1] O Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV) possui grande profundidade de campo, diferentemente do microscópio ótico. Além disso, no MEV é possível obter imagens com maiores ampliações, em comparação com o microscópio ótico. Por essa razão, o MEV é uma ferramenta importante para estudo e análise de fraturas.

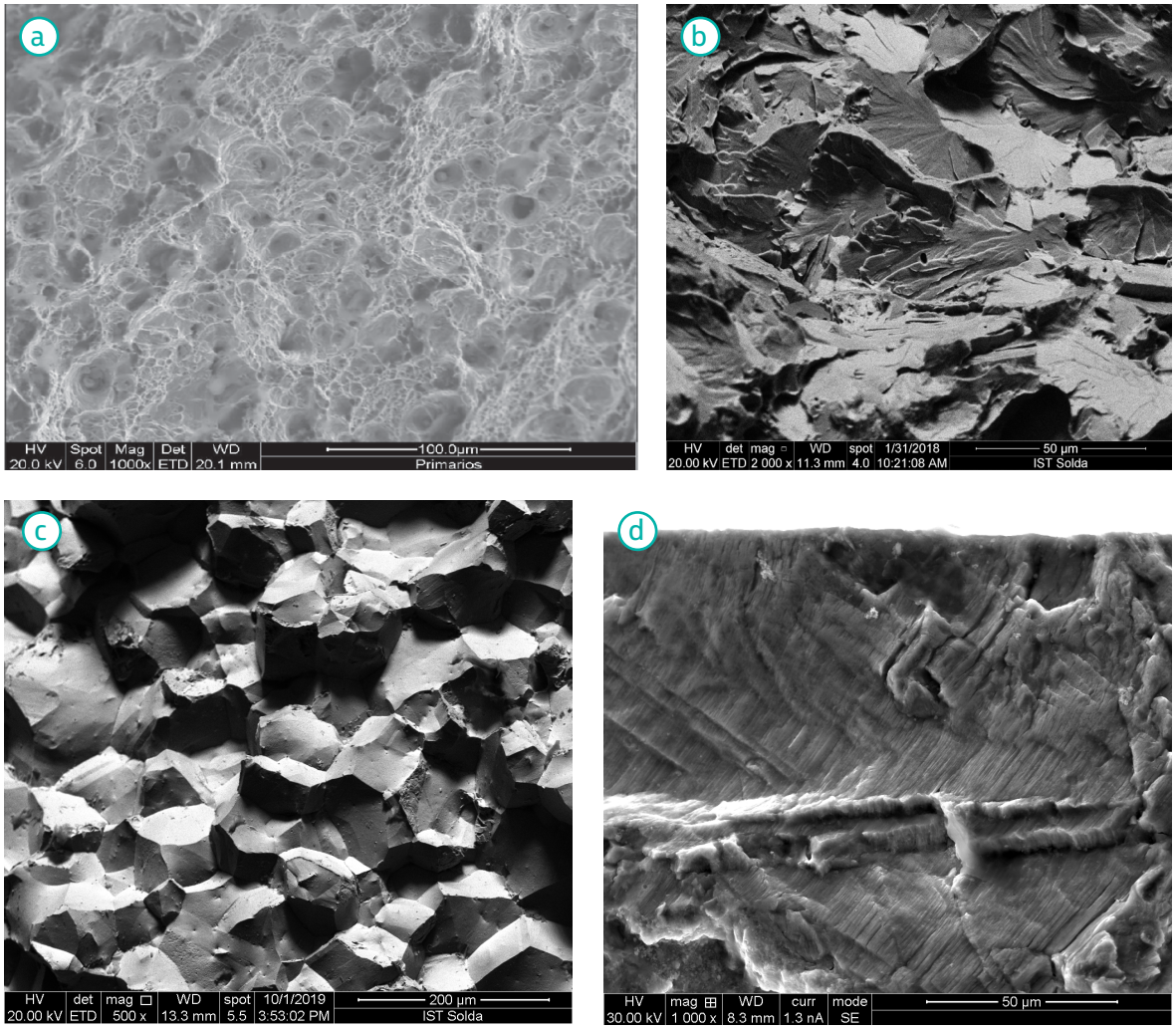


Figura 4. Exemplos de mecanismos de fratura. (a) Alveolar (dimples). Referência [1]. (b) Clivagem. (c) Intergranular. (d) Estrias. Imagens obtidas por microscopia eletrônica de varredura no SENAI IST Solda. Crédito: Leandro Guimarães de Oliveira. Fonte: André S. Pelliccione.

Toda fratura dúctil ocorre por mecanismo alveolar ainda que o inverso não seja verdade, ou seja, nem sempre que o mecanismo é alveolar, a fratura é dúctil. O mecanismo de clivagem absorve uma energia tão baixa que a fratura por esse mecanismo é sempre frágil. O mecanismo intergranular, em uma fratura por sobrecarga frágil, é considerado "anormal" nos metais, ou seja, sua ocorrência é indício de que algum fenômeno de fragilização ocorreu durante a fabricação ou operação do componente. O mecanismo de estrias ocorre em fraturas por fadiga, embora nem toda fratura por fadiga apresente estrias.

Cada um desses pontos será discutido em detalhes nos itens e capítulos subsequentes, mas é importante essa compreensão inicial antes da discussão de fratura dúctil.

3.3 Fratura dúctil

Na fratura dúctil há escoamento generalizado, ou seja, plastificação de toda a seção resistente do componente ou estrutura. A deformação plástica é, portanto, visível macroscopicamente.

É importante ressaltar que tanto a fratura dúctil quanto a fratura frágil podem ser denominadas **fraturas por sobrecarga**, o que significa que nenhum outro mecanismo ocorreu. Ou seja, a tensão gerada pelo carregamento mecânico ultrapassa o limite de instabilidade do componente ou estrutura (para fratura dúctil) ou o limite de instabilidade de uma trinca (para fratura frágil) e, além disso, não há ação de tensões alternadas nem influência do meio, por exemplo.

A fratura dúctil é uma fratura essencialmente estável, isto é, que ocorre sob *tensões* crescentes. Não se pode afirmar que a fratura dúctil ocorre sob *cargas* crescentes, pois, após a plastificação da seção resistente, o componente ou estrutura pode se tornar instável mecanicamente, continuando o processo de deformação sob cargas decrescentes. É necessário, portanto, distinguir a instabilidade de uma estrutura ou componente de instabilidade de uma trinca. Uma trinca se diz instável quando propaga sob tensões constantes ou mesmo decrescentes. Esse é o caso da fratura frágil, que será discutida no Capítulo 4.

É conveniente distinguir também a fratura dúctil da propagação de uma trinca por mecanismo dúctil, o que será visto no item 3.4. Embora os mecanismos sejam muito semelhantes, neste último caso não ocorre a plastificação total da seção resistente, portanto, a trinca se propaga sem que a estrutura ou o componente tenham atingido a instabilidade mecânica.

3.3.1 Aspectos macroscópicos da fratura dúctil

As principais características de uma fratura dúctil podem ser estudadas por meio da fratura de um corpo de prova cilíndrico submetido ao ensaio uniaxial de tração. As imagens da Figura 5 mostram os dois extremos: uma fratura frágil que ocorreu sem deformação plástica visível macroscopicamente (corpo de prova à esquerda) e uma fratura dúctil que ocorreu após visível estricção do corpo de prova (corpo de prova à direita).

A fratura dúctil (a) é denominada taça-cone, pois contém duas regiões: uma central, correspondente à taça (levemente "rebaixada", similar a uma taça de champanhe tradicional) e um tronco de cone, com inclinação aproximada de 45º em torno da periferia do corpo de prova. A região inclinada a cerca de 45º também está presente, embora com dimensões reduzidas, na fratura frágil[2]. Não se trata, portanto, de uma região característica da fratura dúctil.

[2] Em materiais muito frágeis ou em condições muito severas que favorecem fratura frágil, a zona de cisalhamento pode não ser perceptível.

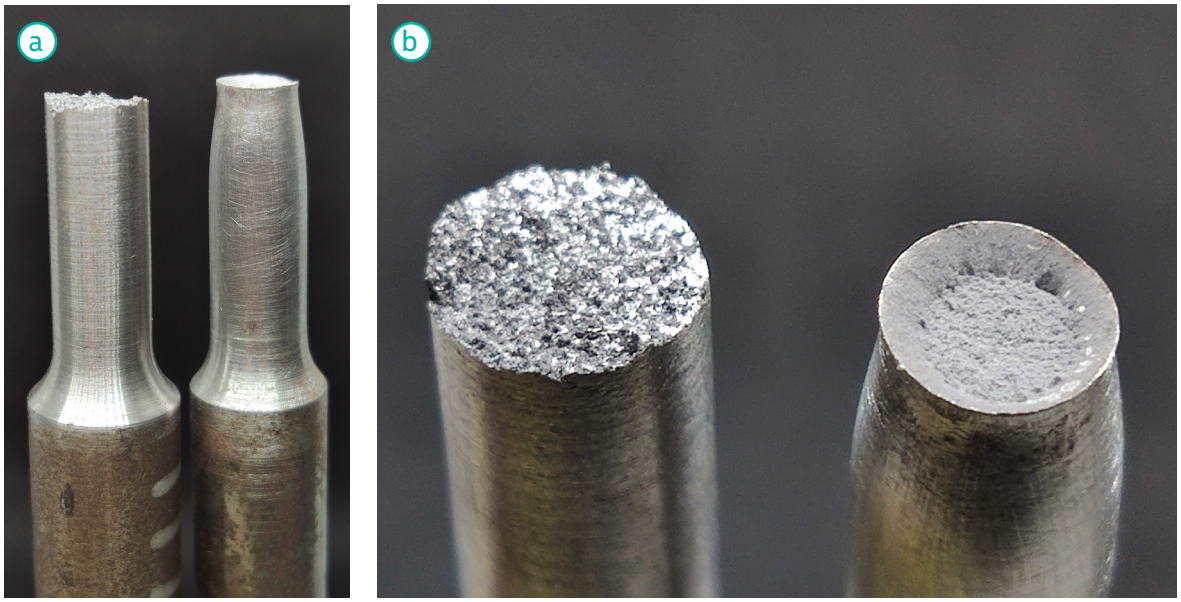


Figura 5. Corpos de prova submetidos a ensaio de tração em temperatura ambiente. (a) Fratura frágil em corpo de prova de ferro fundido (à esquerda) e fratura dúctil em corpo de prova de aço carbono (à direita). (b) Ampliação da região da fratura dos corpos de prova. Ensaio realizado no SENAI IST Solda. Crédito: Rafael Silveira Barbosa. Fonte: André S. Pelliccione.

A Figura 6 mostra, em detalhe, o aspecto de uma fratura dúctil, taça-cone, de um corpo de prova de tração, observada em microscópio eletrônico de varredura. Como o aspecto taça-cone é restrito a corpos de prova cilíndricos e a existência das duas regiões independe da geometria do corpo de prova, é preferível denominar a região central de Zona Fibrosa (ZF) e a região inclinada a cerca de 45º de Zona de Cisalhamento (ZC). Como veremos adiante, esta última designação é inadequada, pois não se trata de uma região rompida por cisalhamento, mas o nome é consagrado na literatura internacional (*shear lip*). Na Figura 6 podem ser observadas estricção (a) e fratura contendo zona fibrosa e zona de cisalhamento (b). As mesmas características podem ser observadas no corpo de prova da direita mostrado nas Figuras 5a e 5b.

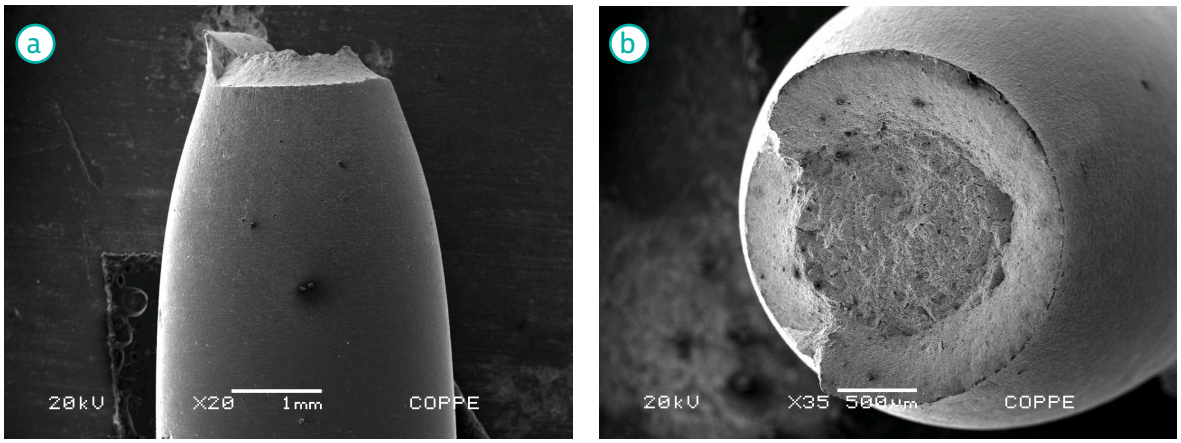


Figura 6. Fratura dúctil, taça-cone, observada em microscópio eletrônico de varredura. (a) Estrição em corpo de prova. (b) Fratura contendo zona fibrosa e zona de cisalhamento. Referência [2].

Após a formação do pescoço, o estado de tensões torna-se triaxial, por raciocínio análogo ao feito para um entalhe, mostrado no Capítulo 2. Dessa forma, no centro da seção de menor diâmetro (devido ao empescoçamento), tem-se a máxima tensão longitudinal e a máxima triaxialidade de tensões, logo, é onde inicia-se o processo de fratura dúctil, conforme ilustra a Figura 7a. Com tensões crescentes, a trinca propaga estavelmente, descrevendo um trajeto em zigue-zague, conforme representado na Figura 7b. Devido a esse aspecto, é compreensível que se chame a fratura dúctil de "fratura por cisalhamento", embora essa afirmação não esteja rigorosamente correta, como será visto adiante. Ainda na Figura 7c, é representado o início da formação da zona de cisalhamento.

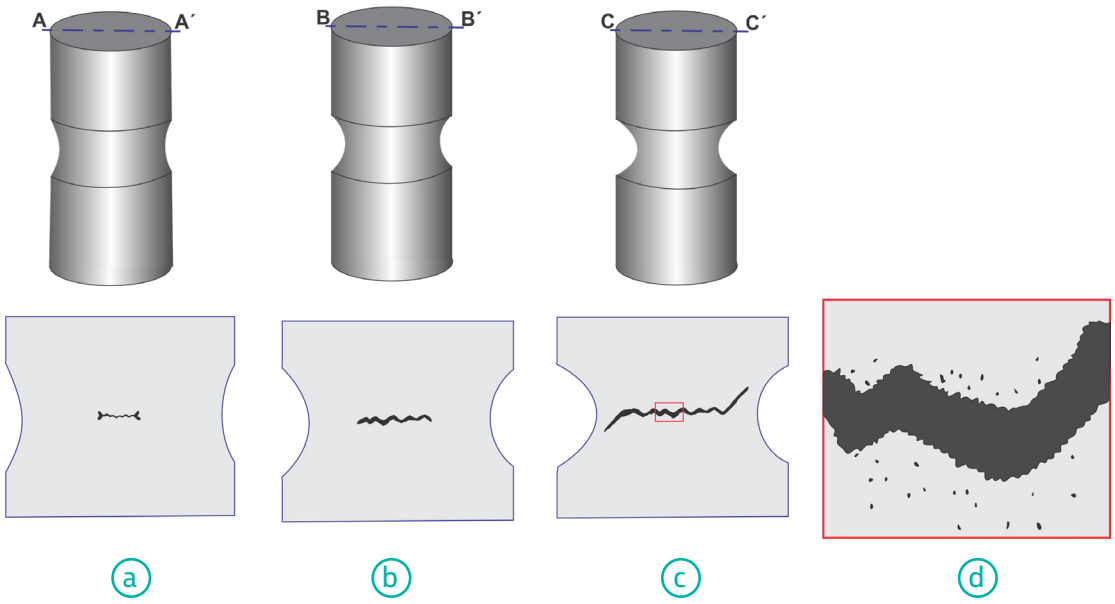


Figura 7. (a) Representação do início de uma fratura dúctil, localizada no centro da região de menor diâmetro (devido à formação do pescoço). (b) Representação da propagação em zigue-zague. (c) Representação do início da formação da zona de cisalhamento. (d) Representação de uma região ampliada da Figura (c), mostrando o perfil dos *dimples* na trinca e outras microcavidades ao redor da trinca. Fonte: os autores.

A Figura 8 corresponde à amostra metalográfica da seção longitudinal do corpo de prova 3 do ensaio de tração interrompido, mostrado na Figura 2. Observam-se microcavidades no centro do corpo de prova, na região de estricção, evidenciando o maior nível de tensão longitudinal e triaxialidade de tensões nessa região, onde se inicia o mecanismo de fratura dúctil.

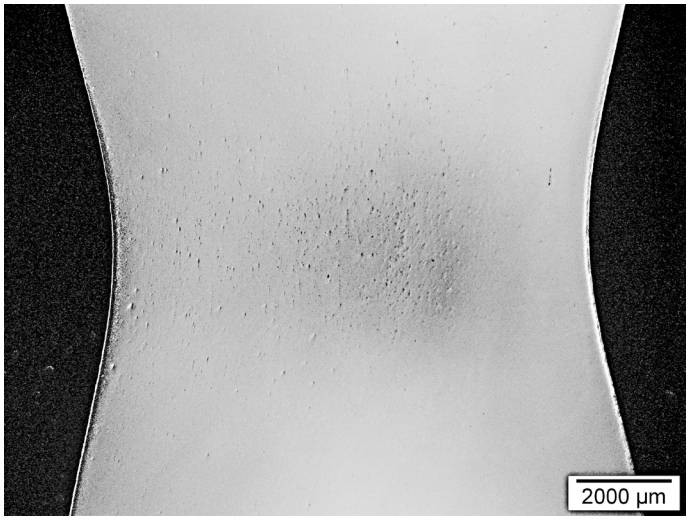


Figura 8. Amostra metalográfica da seção longitudinal de corpo de prova de ensaio de tração interrompido. Observa-se um maior número de microcavidades no centro do corpo de prova, na região de menor diâmetro (devido à formação do pescoço). Ampliação por meio de lupa estereoscópica. Ensaio realizado no SENAI IST Solda. Crédito: Rafael Silveira Barbosa. Fonte: André S. Pelliccione.

Quando a fratura se aproxima da superfície livre do corpo de prova, a trinca segue a trajetória a cerca de 45º em relação ao plano da seção transversal, sem sofrer mais alterações na sua direção de propagação, formando a "zona de cisalhamento", conforme representado na Figura 7c. *É verdade que essa zona se forma quando a triaxialidade de tensões foi reduzida praticamente a zero, tendo em vista a pequena espessura resistente do corpo de prova, ainda que a explicação correta sobre a sua formação seja mais complexa, o que será visto mais adiante.*

A Figura 9a mostra novamente uma fratura dúctil, contendo zona fibrosa e zona de cisalhamento. A Figura 9b mostra um aspecto mais complexo que pode adquirir uma fratura de tração em material dúctil. Notam-se três zonas nessa fratura. As conhecidas zona fibrosa e de cisalhamento estão separadas por um anel contendo marcas radiais[3]. Por esse motivo, essa região da fratura é chamada de "Zona Radial" (ZR). Essa região corresponde a uma região de fratura instável, isto é, a trinca propagou a partir do final da zona fibrosa sem que houvesse aumento de tensão. A ductilidade desse corpo de prova é inferior à ductilidade do corpo de prova da Figura 9a, cujo processo de fratura continuou, sob deformações crescentes, até a formação da zona de cisalhamento. No corpo de prova da Figura 9b, o processo de deformação plástica foi interrompido pela propagação instável da trinca. Essa explicação não significa que a ductilidade de um corpo de prova depende essencialmente da área da zona radial, como indicaria um raciocínio simplista. Quando aparece zona radial na fratura, a ductilidade já sofreu decréscimo significativo, como mostra, esquematicamente, a Figura 10. O corpo de prova mostrado na Figura 9a foi ensaiado em temperatura ambiente e o mostrado na Figura 9b foi ensaiado em baixa temperatura[4].

[3] Nem sempre a zona radial apresenta aspecto característico contendo "raios".

[4] O decréscimo repentino de ductilidade com a temperatura ocorre em materiais metálicos com estrutura cúbica de corpo centrado e é influenciado por diversos fatores, como composição e microestrutura.

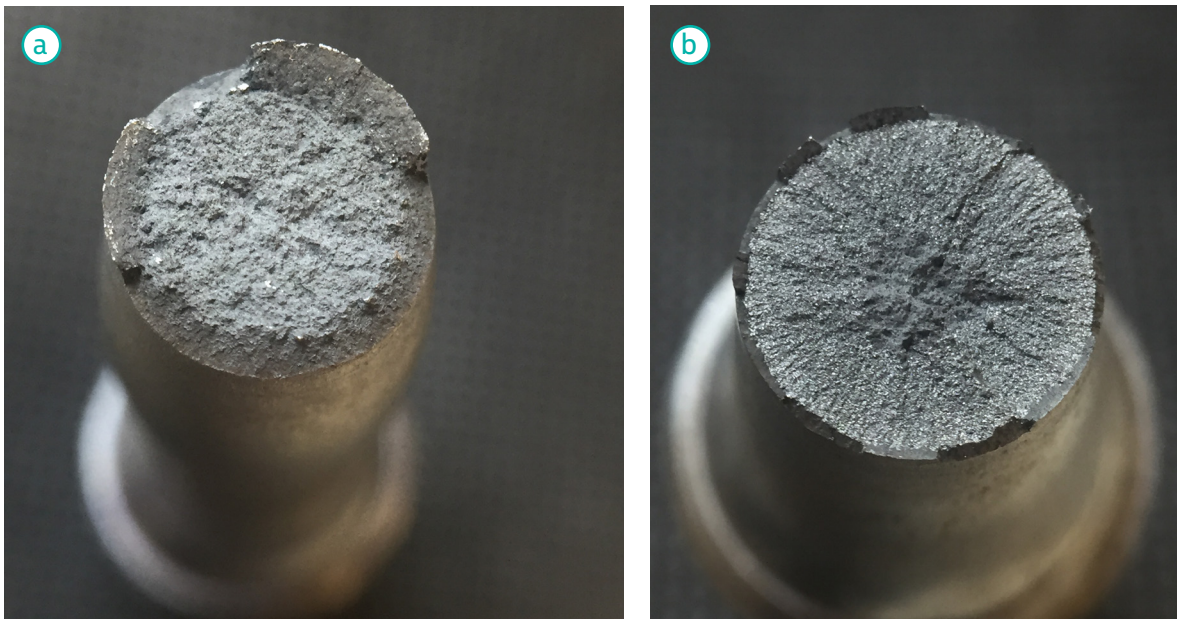


Figura 9. (a) Zona fibrosa e zona de cisalhamento em corpo de prova de tração de aço AISI 1045 ensaiado em temperatura ambiente. (b) Zona fibrosa, zona radial e zona de cisalhamento em corpo de prova de aço AISI 1045 ensaiado em baixa temperatura. Ensaio realizado no SENAI IST Solda. Crédito: Rafael Silveira Barbosa. Fonte: André S. Pelliccione.

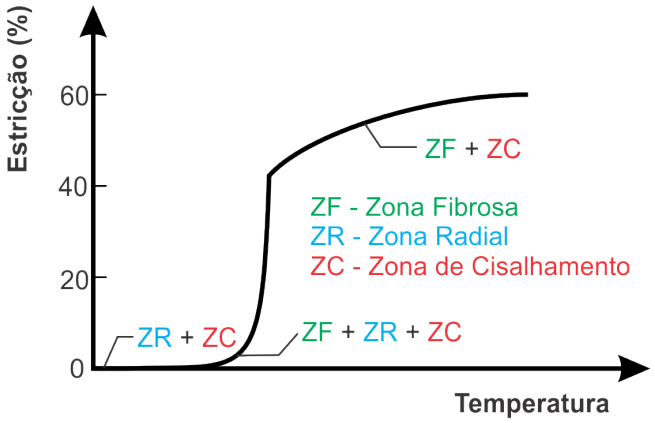


Figura 10. Ductilidade x temperatura. Fonte: os autores.

Assim, reduzindo-se a temperatura, ocorre mudança do aspecto da fratura. O corpo de prova A, mostrado na Figura 11a, foi ensaiado em temperatura ambiente e observa-se zona fibrosa e zona de cisalhamento. O corpo de prova B, mostrado na Figura 11b, foi ensaiado em baixa temperatura e verifica-se o surgimento de zona radial e redução do tamanho da zona de cisalhamento. O corpo de prova C foi ensaiado em temperatura menor ainda e, em comparação com o corpo de prova B, houve redução da área da zona fibrosa, aumento da zona radial e redução do tamanho da zona de cisalhamento. A Figura 12 ilustra o efeito da redução de temperatura na fratura em corpos de prova que sofreram estricção.

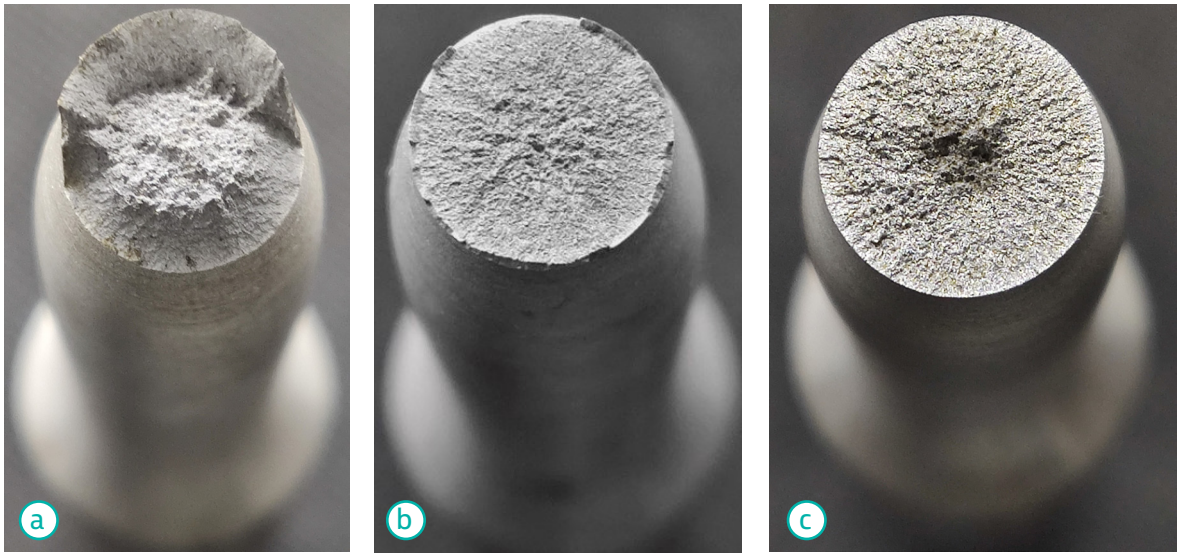


Figura 11. Corpos de prova de aço de baixo carbono ensaiados em diferentes condições. O corpo de prova (a) foi ensaiado em temperatura ambiente. O corpo de prova (b) foi ensaiado em baixa temperatura e o corpo de prova (c) foi ensaiado em temperatura ainda menor do que o corpo de prova (b). Ensaio realizado no SENAI IST Solda. Crédito: Rafael Silveira Barbosa. Fonte: André S. Pelliccione.

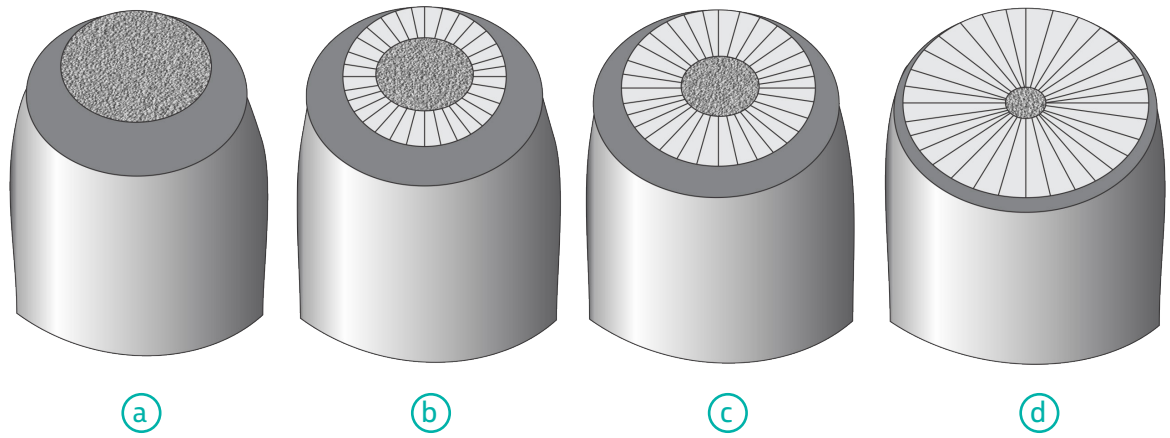


Figura 12. Representação esquemática do efeito da redução da temperatura na fratura de corpos de prova de ensaio de tração que sofreram estricção. Ta > Tb > Tc > Td. (a) Zona fibrosa e zona de cisalhamento. (b) Zona fibrosa (centro), zona radial (intermediária) e zona de cisalhamento (periferia). Em (c) e (d) verifica-se que, com a redução de temperatura, ocorre diminuição das zonas fibrosas e de cisalhamento e aumento da zona radial. Fonte: os autores.

A diminuição da zona fibrosa é consequência da redução da tenacidade do material com a diminuição da temperatura, enquanto que a diminuição da zona de cisalhamento é consequência do aumento da resistência do material com a redução da temperatura. Se isso está claro, os conceitos de tenacidade e resistência também estão.

É importante ressaltar que uma fratura frágil geralmente ocorre a partir da superfície do componente. A maioria dos casos de fratura frágil ocorre sem deformação plástica aparente e, consequentemente, sem estricção. Não há, portanto, triaxialidade de tensões no centro do componente. Além disso, a superfície tem maior probabilidade de apresentar concentradores de tensão, como riscos de usinagem, danos de corrosão etc. que servem como pontos de nucleação para uma fratura frágil. Dessa forma, a maioria das fraturas frágeis começa na superfície, da mesma forma que as fraturas por fadiga.

A Figura 13 mostra uma fratura contendo zona fibrosa, zona radial e zona de cisalhamento. Na zona radial é possível observar a existência de *splits* radiais (trincas longitudinais na direção radial) e zonas de cisalhamento "internas" (formadas em consequência das superfícies livres geradas pelas trincas radiais). Esse fenômeno ocorre devido à triaxialidade de tensões e é consequência de alguns fatores, dentre eles bandeamento microestrutural, fibramento, inclusões não metálicas etc. Os *splits*, também chamados de delaminações, ocorrem devido à baixa ductilidade (e não devido à baixa resistência). Os *splits* podem surgir em corpos de prova de ensaio de tração e de ensaio de impacto Charpy. Geralmente são observados em corpos de prova usinados a partir de chapas fabricadas por laminação controlada e aços de dutos, e se propagam na direção de laminação a quente.

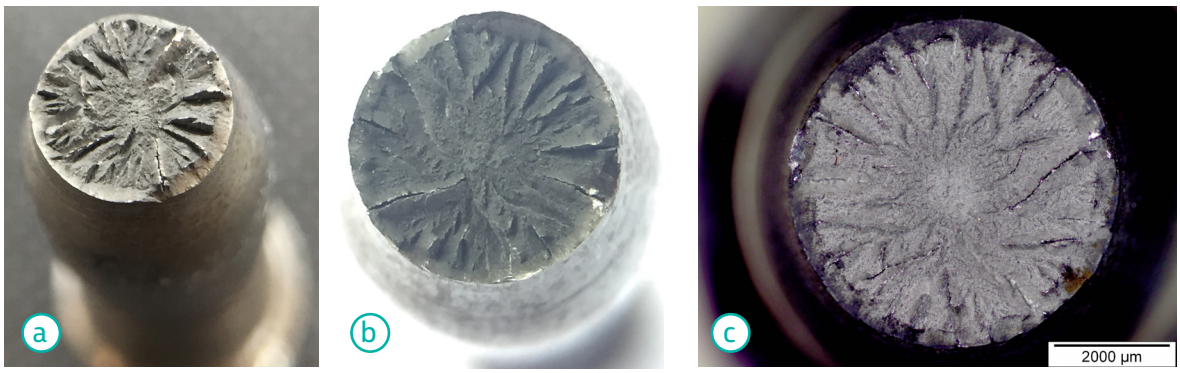


Figura 13. Fratura com zona fibrosa, zona radial e zona de cisalhamento. Trincas longitudinais (splits) na direção radial. (a) e (b) Imagens obtidas diretamente com câmera digital. (c) Ampliação por meio de lupa estereoscópica. Ensaio realizado no SENAI IST Solda. Crédito: Rafael Silveira Barbosa.
Fonte: André S. Pelliccione.

Conforme visto anteriormente, o processo de fratura dúctil de um corpo de prova de tração que sofre estricção se inicia no centro da região de *empescoçamento* (Figura 7). No entanto, em um corpo de prova que contém um entalhe, o processo de fratura dúctil pode se iniciar a partir do entalhe, devido ao efeito de concentração de tensões, conforme esquematizado na Figura 14. Os corpos de prova (a) e (b) não possuem entalhe; portanto, o processo de fratura iniciou-se no centro do corpo de prova. Os corpos de prova (c) e (d) possuem entalhe e o processo de fratura iniciou-se ao redor do entalhe. A diferença é que em (c) o processo de fratura foi totalmente estável (zona fibrosa) e em (d) o processo de fratura iniciou-se estável (zona fibrosa), seguido por propagação instável (zona radial) e zona final de fratura.

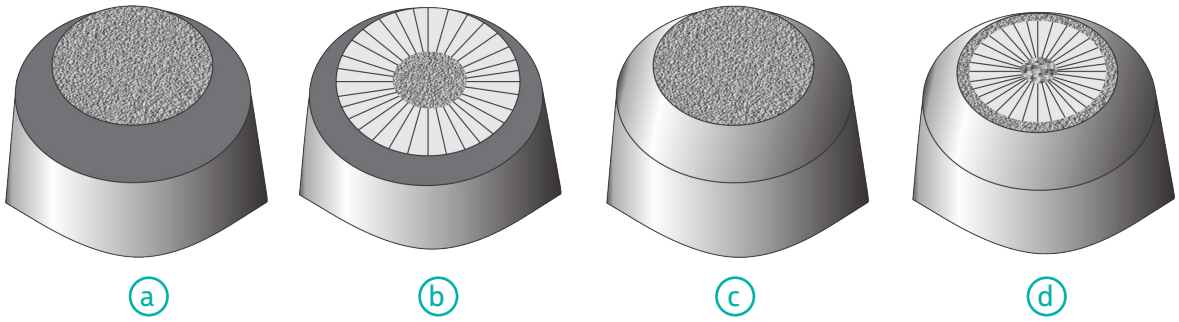


Figura 14. Representação esquemática de uma fratura em corpos de prova sem entalhe (a) e (b) e em corpos de prova com entalhe (c) e (d). (a) Zona fibrosa (centro) e zona de cisalhamento (periferia). (b) Zona fibrosa (centro), zona radial (intermediária) e zona de cisalhamento (periferia). (c) Zona fibrosa. (d) Zona fibrosa (periferia), zona radial (intermediária) e zona final de fratura (centro). Fonte: os autores.

Na verdade, em um corpo de prova contendo um entalhe, a fratura dúctil pode iniciar-se no centro do corpo de prova (caso ocorra estricção) ou a partir do entalhe. As condições localizadas existentes na região do entalhe (por exemplo, elevada taxa de deformação, menor raio de adoçamento do entalhe, menor temperatura e/ou fragilização do material) favorecem o início da fratura, que pode ser dúctil ou frágil, a partir do entalhe. Se as condições forem muito severas, há tendência de ocorrer fratura frágil sem que antes ocorra propagação dúctil (estável).

A Figura 15 mostra corpos de prova contendo entalhe com diferentes raios de adoçamento, submetidos a ensaio de tração. Alguns comentários podem ser feitos:

- Em todos os três casos, a fratura dúctil começou a partir do entalhe, uma vez que a zona fibrosa está adjacente ao entalhe.
- A zona fibrosa é maior em um dos lados da fratura, indicando que, além da tração, os corpos de prova estavam submetidos a um esforço de flexão. Outra possibilidade seria um entalhe não uniforme.
- O aumento da severidade do entalhe (redução do raio de adoçamento) reduziu a extensão da zona fibrosa.
- Na primeira fratura, a zona fibrosa ocupa a maior parte da área da seção transversal. É possível observar uma pequena região contendo zona radial e, no final desta, a zona de cisalhamento.
- Nas duas fraturas com entalhes mais severos, verifica-se zona fibrosa a partir de todo o entalhe e, por essa razão, não surgiu zona de cisalhamento na superfície livre do componente. A região final de fratura, que corresponderia à zona de cisalhamento, ocorre a partir da zona radial, no "centro" dos corpos de prova. No entanto, como nessas fraturas a zona radial não ficou evidente, a zona final de fratura não é facilmente distinguível.



Figura 15. Fratura frágil em corpo de prova tracionado, com flexão. Raios de adoçamento: (a) 3 mm. (b) 0.8 mm. (c) 0.1 mm. Ensaio realizado no SENAI IST Solda. Crédito: Rafael Silveira Barbosa. Fonte: André S. Pelliccione.

Os termos fratura dúctil e fratura frágil muitas vezes são empregados com base no aspecto macroscópico ou microscópico da fratura.

Em termos microscópicos, para o caso de sobrecarga, a fratura dúctil está associada ao micromecanismo de *dimples.* A fratura frágil, por sua, vez, geralmente está associada aos micromecanismos de clivagem, quasi-clivagem ou intergranular. Esses tópicos serão detalhados posteriormente neste e no próximo capítulo.

Em termos macroscópicos, fratura frágil, muitas vezes, é definida como aquela que ocorre com pouca ou nenhuma deformação plástica, e fratura dúctil é definida como aquela que apresenta deformação plástica significativa do componente que precede à fratura. No entanto, não existe um valor de deformação até a fratura a partir do qual a fratura é considerada dúctil. Além do aspecto macroscópico, a fratura dúctil pode ser associada à alta absorção de energia; já a fratura frágil, à baixa absorção de energia. Alguns critérios de aceitação são utilizados em projeto (por exemplo, mínimo de 20 J de energia em impacto em corpo de prova Charpy), mas não definem se a fratura é dúctil ou frágil. Além disso, tomando o ensaio de tração como exemplo, verificamos que uma superfície de fratura por sobrecarga pode apresentar região de início dúctil (zona fibrosa) seguida por região frágil (zona radial), sendo, portanto, um processo misto. Também devemos nos atentar para o comportamento do material, a depender da geometria, condições de carregamento, temperatura, influência do meio, entre outros fatores. Por exemplo, um material com comportamento dúctil em ensaio de tração pode sofrer uma fratura sem ou com pouca deformação plástica se, por exemplo, o componente for submetido a um estado triaxial de tensões com valores de σ_1, σ_2 e σ_3 iguais ou próximos e/ou se for submetido a uma temperatura suficientemente baixa. Outros exemplos em que um material dúctil pode sofrer uma fratura com pouca ou nenhuma deformação plástica é quando ocorre trincamento assistido pelo meio ou fadiga. Nesses casos, a fratura não é consequência somente de sobrecarga, uma vez que ocorre propagação subcrítica da trinca devido a outros mecanismos, mas, se a classificação for feita simplesmente baseada na deformação até a fratura, ela será classificada como frágil, mesmo que o material seja dúctil. Dessa forma, muito mais importante do que simplesmente classificar uma fratura em dúctil ou frágil com base no grau de deformação ou nível de energia absorvida, é importante entender:

- as propriedades do material (ductilidade, tenacidade etc.), com objetivo, por exemplo, de verificar se ocorreu algum mecanismo de fragilização durante a fabricação ou em operação;
- as condições que levaram aquele componente a fraturar (ex.: baixa temperatura, estado de tensões etc.) e a influência dessas condições sobre o comportamento do material;
- se a fratura foi somente por sobrecarga ou se houve outros mecanismos associados (ex.: fadiga ou trincamento assistido pelo meio).

3.3.2 Aspectos microscópicos da fratura dúctil

A região característica de uma fratura dúctil, isto é, a zona fibrosa, é sempre formada pelo mecanismo alveolar[5] (*dimples*). A Figura 16 mostra, em detalhes, o aspecto desse mecanismo de fratura. Podem ser observadas partículas arredondadas no interior dos alvéolos. Como será visto no item seguinte, essas partículas deram origem aos alvéolos.

Quando a forma das partículas é alongada, como a das inclusões de sulfetos de manganês, em uma fratura resultante de solicitação na direção transversal à da laminação em uma chapa de aço, o aspecto dos alvéolos também é alongado, como mostra a Figura 17. Repare, nessa mesma Figura, que há diversos alvéolos menores, nucleados em partículas menores (por exemplo, carbonetos). Dependendo de detalhes do processo de formação dos alvéolos, eles podem ser arredondados, como os da Figura 16, ou alongados, como mostra a Figura 18.

Serão vistos, no Capítulo de Mecânica da Fratura, modos de carregamento que podem ser aplicados a uma trinca (I, II e III). A Figura 19 mostra possíveis formatos e direções de alvéolos em função do modo de carregamento aplicado a um componente contendo uma trinca. Os *dimples* mostrados na Figura 18 foram gerados por esforços combinados (modo II e modo III).

O tamanho dos alvéolos pode ser uniforme, ou eles podem ter uma distribuição de tamanhos bimodal, conforme Figura 16, por meio da qual é possível observar alvéolos maiores (que nuclearam em torno de inclusões de sulfeto de manganês) e alvéolos menores (que nuclearam em torno de precipitados).

[5] Os alvéolos (*dimples*) em fratura dúctil correspondem a um micromecanismo de fratura e não possuem relação alguma com alvéolos de corrosão.

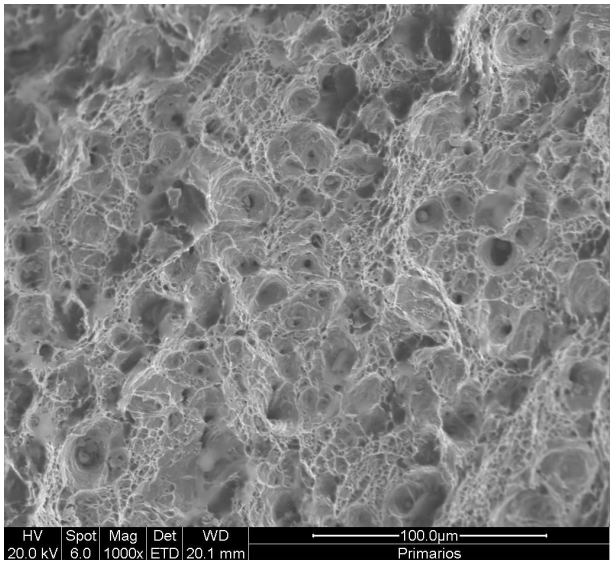


Figura 16. Alvéolos (*dimples*), sendo possível observar partículas no interior de alguns deles. Imagem obtida em microscópio eletrônico de varredura. Ampliação original: 1000x. Referência [1].

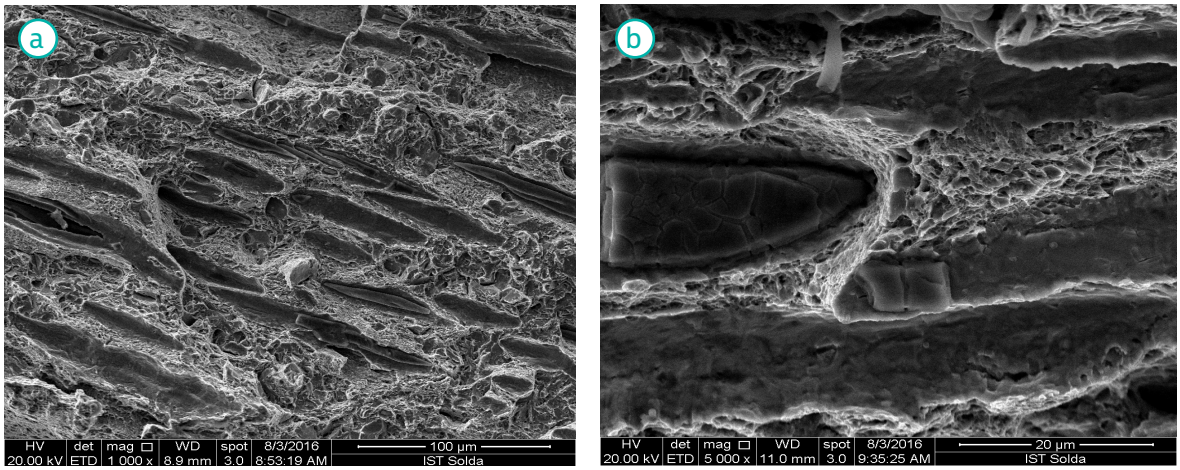


Figura 17. Alvéolos formados em inclusões alongadas. (a) Ampliação original: 1000x. (b) Ampliação original: 5000x. Imagens obtidas por microscopia eletrônica de varredura no SENAI IST solda. Crédito: Leandro Guimarães de Oliveira. Fonte: André S. Pelliccione.

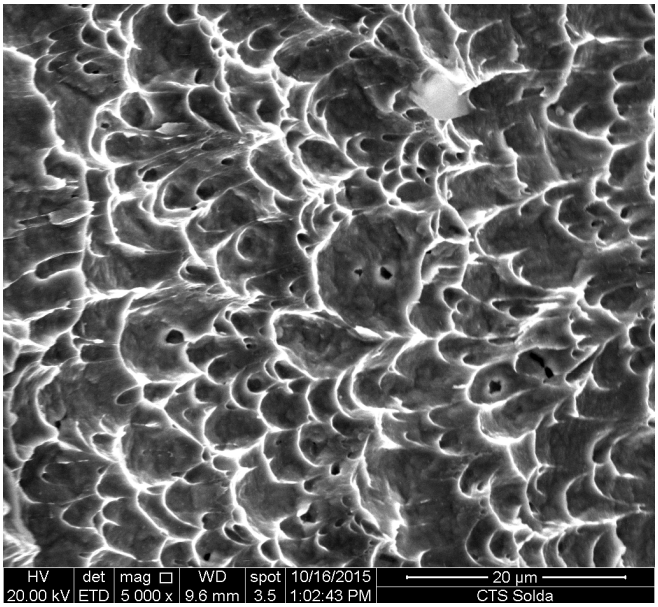


Figura 18. Alvéolos alongados, oriundos de esforços combinados (modo II e modo III). Ampliação original: 5000x. Imagem obtida por microscopia eletrônica de varredura no SENAI IST solda. Crédito: Leandro Guimarães de Oliveira. Fonte: André S. Pelliccione.

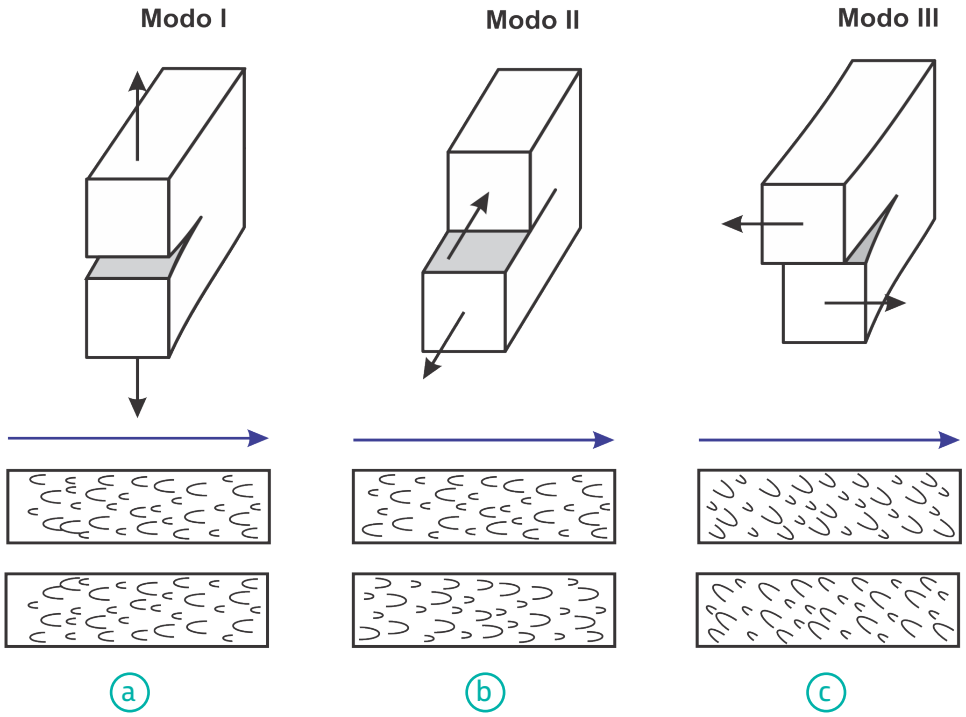


Figura 19. Comparando-se o formato e a direção dos alvéolos entre as superfícies de fratura do corpo de prova, temos: (a) Modo I - Alvéolos com extremidade aberta, apontando para o mesmo lado. (b) Modo II - Alvéolos com extremidade aberta, apontando em sentidos opostos. (c) Modo III. Alvéolos com extremidade aberta e inclinados em sentidos opostos. As setas em azul indicam o sentido de propagação da trinca. Fonte: os autores.

Na Figura 20 é mostrada uma fratura dúctil em ferro fundido nodular. Houve nucleação de alvéolos em torno de nódulos de grafitas (partículas relativamente esféricas). Em alvéolos grandes, como os mostrados na Figura 20b e Figura 21, podem ser observadas linhas de escorregamento nas suas paredes internas, o que indica que foram formados por deformação plástica.

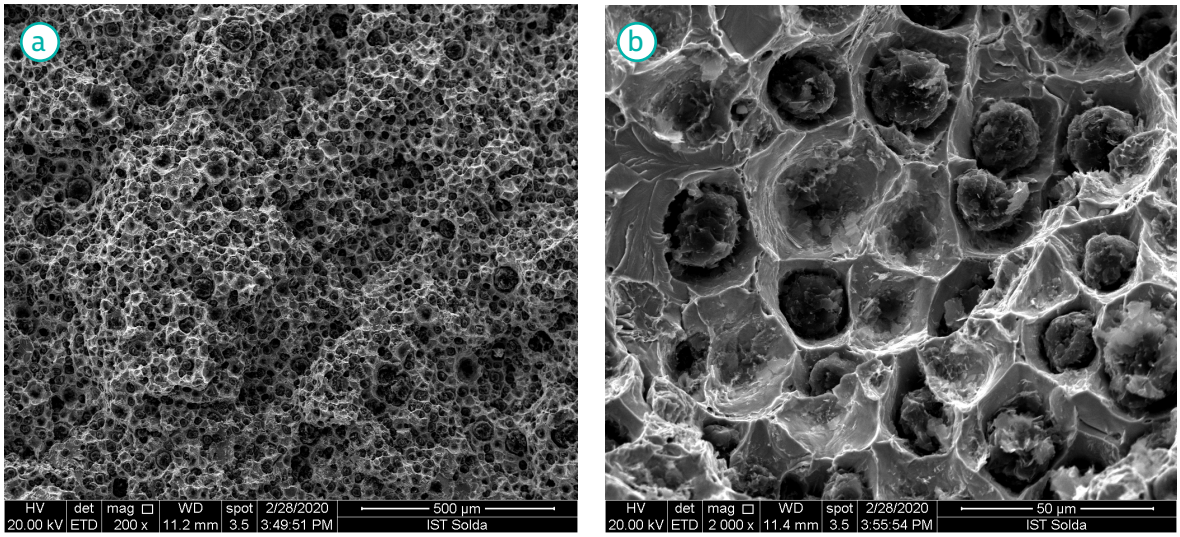


Figura 20. Fratura dúctil em ferro fundido nodular. Podem ser observados nódulos de grafita no interior de alvéolos. (a) Ampliação original: 200x. (b) Ampliação original: 2000x. Imagens obtidas por microscopia eletrônica de varredura no SENAI IST solda. Crédito: Leandro Guimarães de Oliveira. Fonte: André S. Pelliccione.

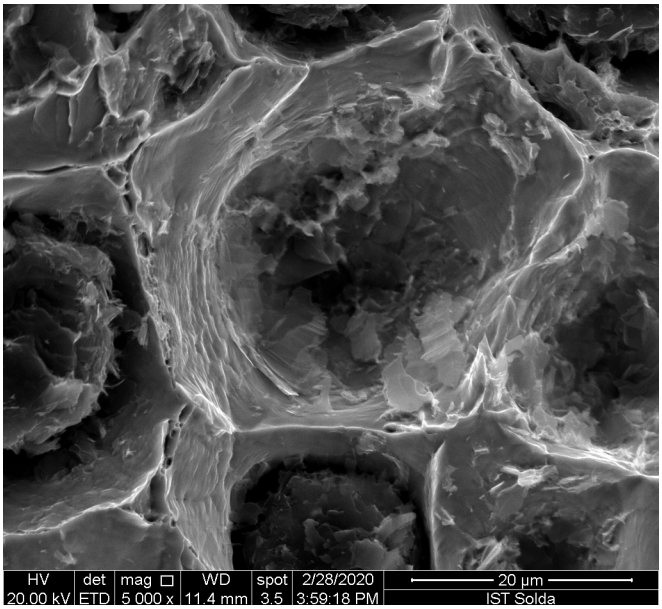


Figura 21. Ampliação de uma região, mostrando linhas de deformação no interior dos alvéolos. Ampliação original: 5000x. Imagens obtidas por microscopia eletrônica de varredura no SENAI IST solda. Crédito: Leandro Guimarães de Oliveira. Fonte: André S. Pelliccione.

Os alvéolos da zona de cisalhamento tendem a ser mais rasos e também alongados (Figura 22), pois formam-se em zonas de elevada deformação, como será visto adiante.

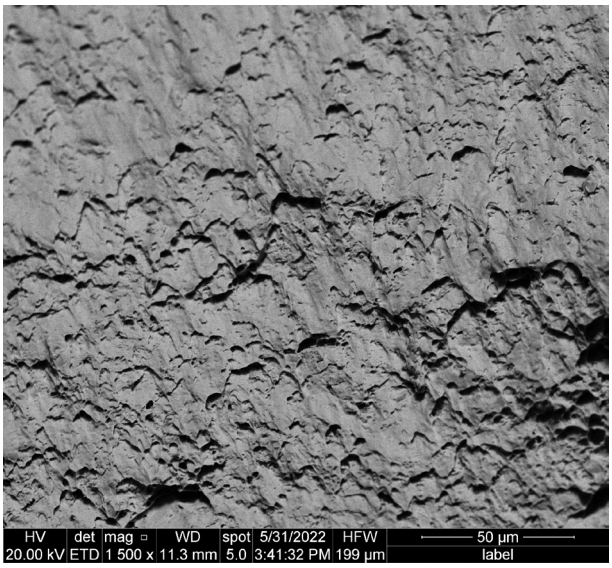


Figura 22. Alvéolos em zona de cisalhamento. Ampliação original: 1500x. Imagens obtidas por microscopia eletrônica de varredura no SENAI IST solda. Crédito: Leandro Guimarães de Oliveira. Fonte: André S. Pelliccione.

3.3.3 Mecanismo da fratura por dimples (alveolar)

As microcavidades são nucleadas pela quebra das partículas ou pela abertura na interface partícula/matriz, conforme representado na Figura 23 e mostrado nas Figuras 24 e 25.

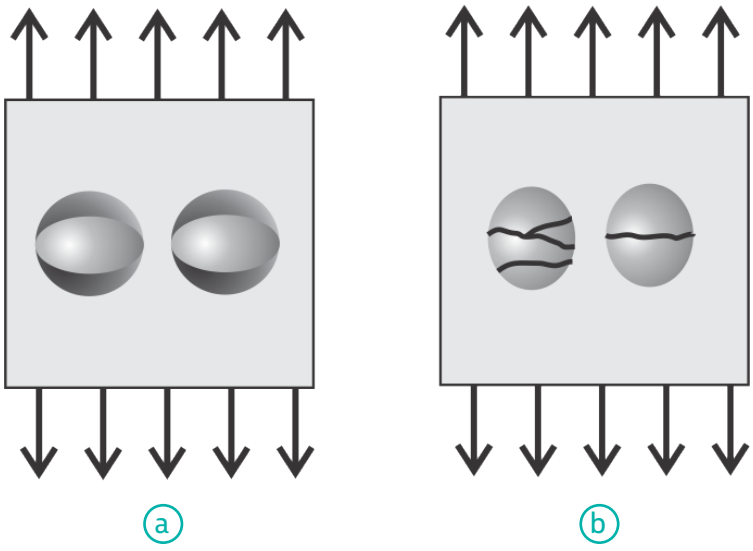


Figura 23. Representação esquemática de formação de *dimples* pela abertura na interface (separação) matriz/partícula (a) e por quebra da partícula (b). Fonte: os autores.

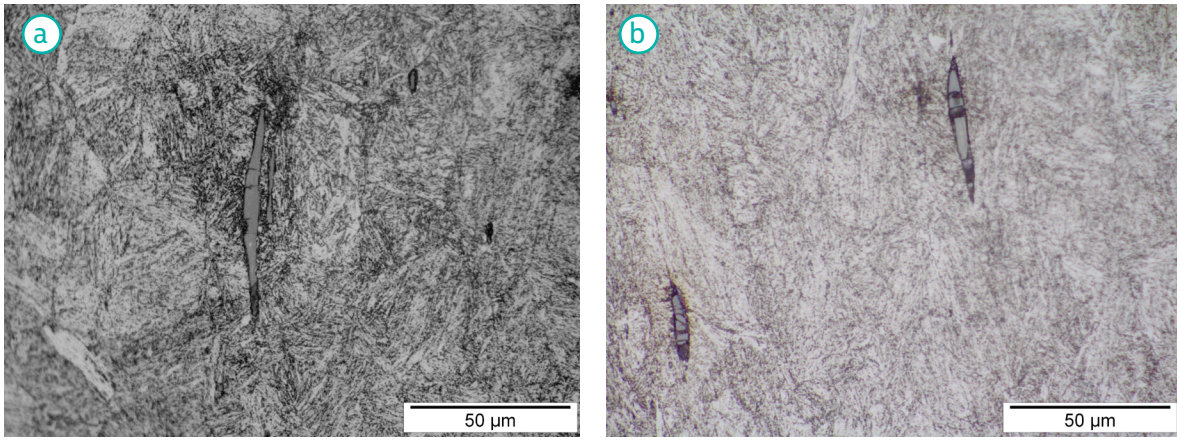


Figura 24. Quebra de partículas de sulfeto de manganês e início de formação de dimples. Ampliação original: 1000x. Imagens obtidas por microscopia ótica no SENAI IST solda. Crédito: Yuri dos Santos Nascimento. Fonte: André S. Pelliccione.

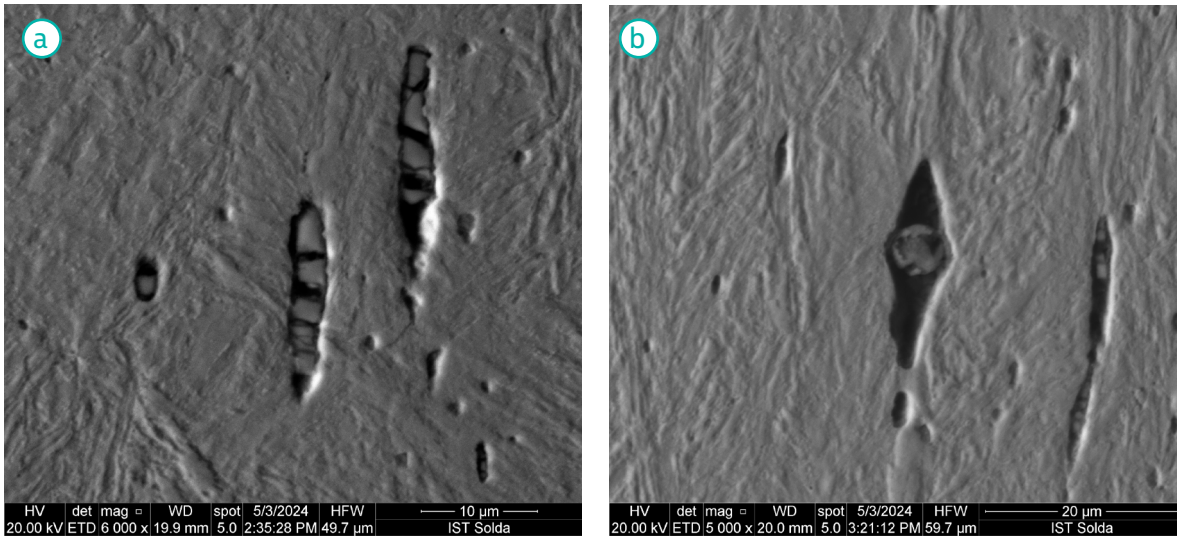


Figura 25. (a) Quebra de partículas de sulfeto de manganês e início de formação de *dimples*. Ampliação original: 6000x. (b) Formação de *dimples* pela abertura na interface (separação) matriz/partícula. Ampliação original: 5000x. Imagens obtidas por microscopia eletrônica de varredura no SENAI IST Solda. Crédito: Yuri dos Santos Nascimento. Fonte: André S. Pelliccione.

A Figura 26a esquematiza um corpo de prova que sofreu fratura dúctil em ensaio de tração. Na sequência da Figura são representadas as etapas do mecanismo de fratura alveolar na região fibrosa.

A fratura ocorre em três etapas: (i) nucleação de microcavidades; (ii) crescimento de microcavidades e (iii) coalescimento de microcavidades.

O esquema da Figura 26c representa as partículas de segunda fase (inclusões ou precipitados) distribuídas na matriz.

Nesse esquema, as microcavidades são nucleadas pela abertura na interface matriz/partícula, conforme esquema da Figura 23a.

No início do processo, as cavidades não interagem entre si e o processo de deformação da matriz ocorre uniformemente, provocando o crescimento das microcavidades, conforme Figura 26d e Figura 26e. Com o crescimento, as microcavidades começam a interagir entre si e a deformação se concentra em bandas, como mostrado na Figura 26f, resultando na instabilidade mecânica dos ligamentos (estricção) – Figura 26g e Figura 26h – e no coalescimento das cavidades, que constitui a fratura propriamente dita – esquema da Figura 26i.

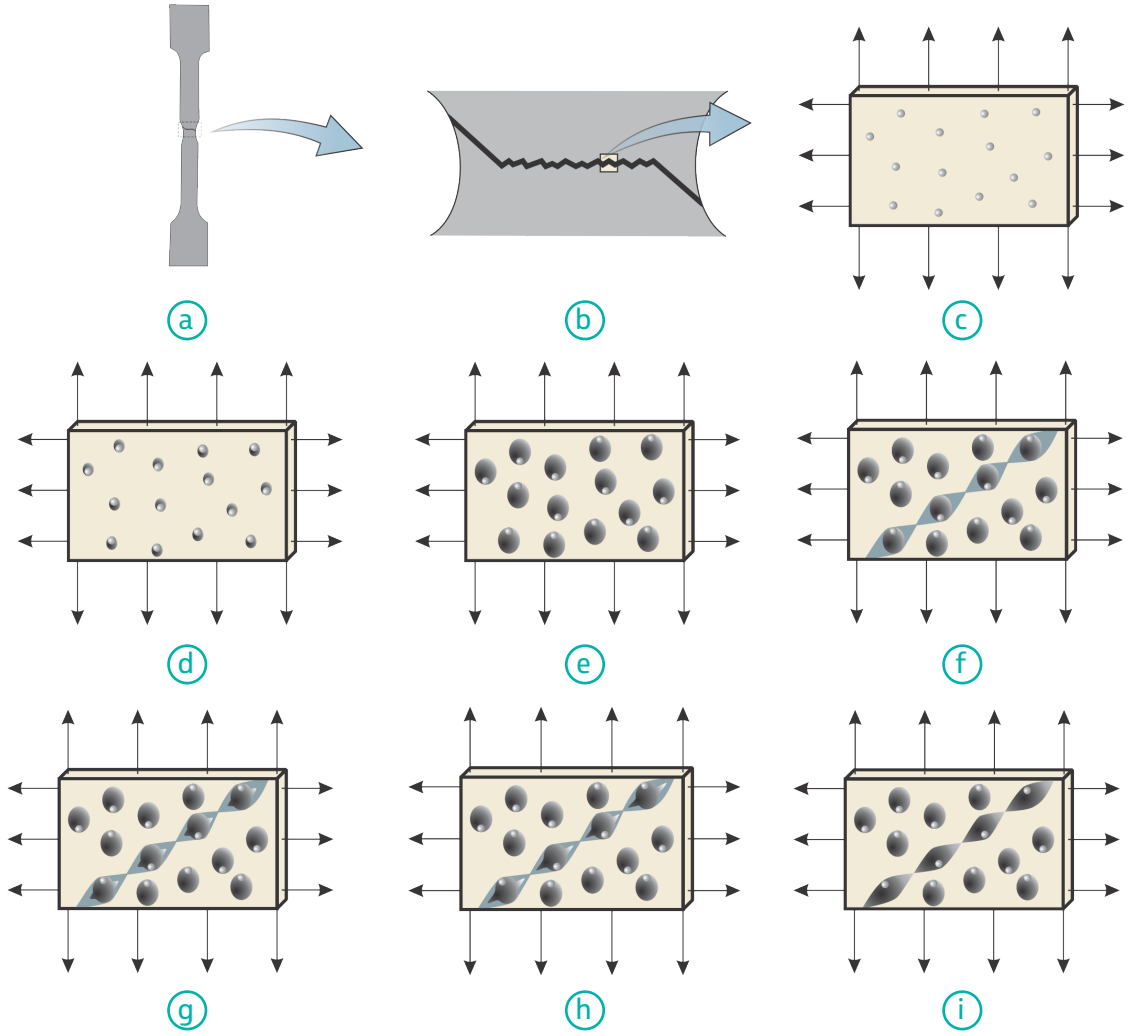


Figura 26. Esquema do mecanismo de fratura por dimples. (a) e (b) Representação de um corpo de prova de ensaio de tração após estricção e fratura. (c) Partículas de segunda fase na matriz (antes do início do processo). (d) Nucleação de microcavidades (alvéolos). (e) Crescimento de microcavidades (alvéolos). (f) Bandas de deformação localizadas entre as microcavidades, em plano de alta tensão de cisalhamento. (g) e (h) Estricção entre as microcavidades. (i) Coalescimento de microcavidades (fratura propriamente dita). Fonte: os autores.

A forma como a deformação entre as cavidades se concentra é fundamental para o aspecto final da fratura. Com uma distribuição uniforme de partículas de segunda fase e tensões aproximadamente uniformes, como no esquema, as bandas de deformação tendem a se concentrar ao longo de planos de 45°, onde as tensões de cisalhamento são máximas. O resultado é o aspecto em zigue-zague da trinca, esquematizado na Figura 7b. Com elevados gradientes de tensões, ou com partículas não homogêneas, quanto à forma, natureza ou distribuição, o processo de concentração das deformações e do coalescimento das microcavidades pode adquirir outra geometria, dando à fratura aspectos diferentes, por exemplo, uma distribuição bimodal. Macroscopicamente, com uma distribuição uniforme de partículas finas e tensões aproximadamente uniformes, pode-se observar uma certa orientação circular na zona fibrosa. Quando a tensão ou a distribuição de partículas não é uniforme, observa-se um aspecto irregular dessa região. As marcas circulares correspondem aos picos e vales do zigue-zague da trinca.

Quando a trinca, que se iniciou no centro, aproxima-se das superfícies livres do corpo de prova, a concentração das deformações sofre alterações significativas. Como consequência, em uma seção totalmente plastificada, as bandas de deformação adquirem, segundo a análise clássica de McClintock [6], as configurações mostradas na Figura 27, a depender do tipo de entalhe ou carregamento. A intensa deformação nas bandas a 45º provoca a nucleação de numerosas microcavidades, mesmo nas partículas menores, por exemplo, nos carbonetos de um aço temperado e revenido. Com isso, a superfície da fratura apresenta-se bastante lisa, pois o coalescimento das microcavidades se dá com pouca deformação plástica adicional, conforme representado na Figura 28b e mostrado na Figura 22.

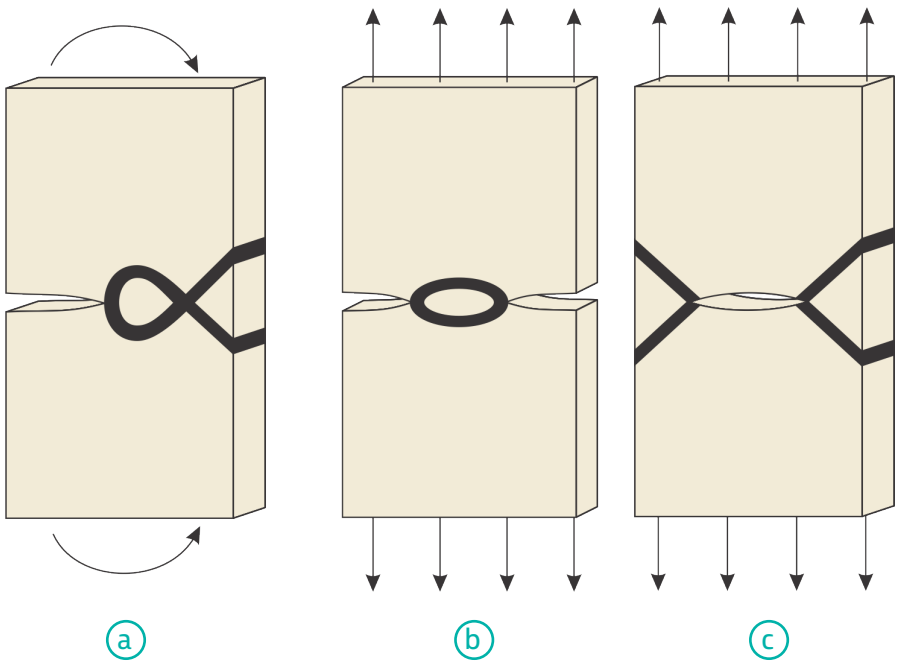


Figura 27. Bandas de deformação (seção totalmente plastificada) para configurações distintas de entalhes ou carregamentos. Modificado de [6].

A Figura 28 resume a formação da fratura taça-cone em ensaio de tração uniaxial.

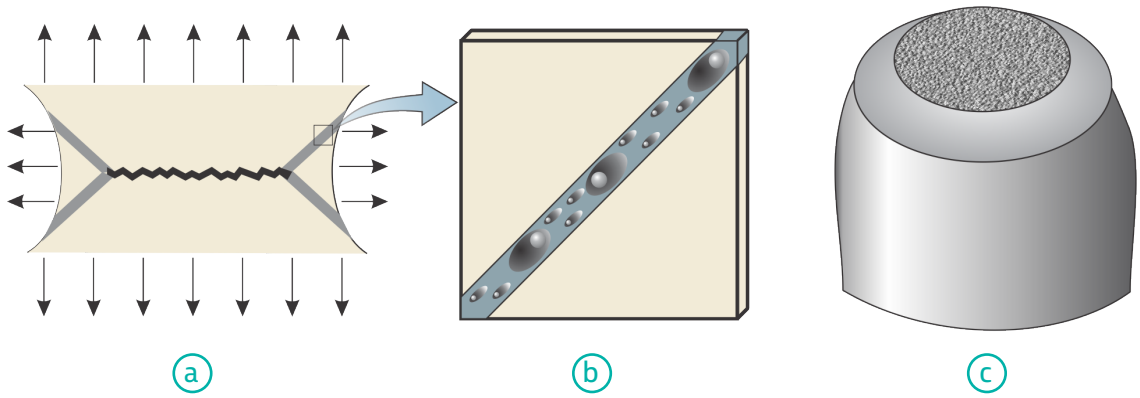


Figura 28. Resumo da formação da fratura taça-cone. (a) Trinca na região central do corpo de prova que corresponde à zona fibrosa da fratura, formada por nucleação, crescimento e coalescimento de microcavidades. Surgimento de bandas de deformação a cerca de 45°. (b) Nucleação de alvéolos ao longo das bandas de deformação. Na zona de cisalhamento, os alvéolos tendem a ser alongados. (c) Fratura dúctil, contendo zona fibrosa e zona de cisalhamento. Fonte: os autores

As imagens da Figura 29 correspondem à micrografia da seção longitudinal de um corpo de prova de tração contendo a superfície de fratura (zona fibrosa e zona de cisalhamento). A aparente ausência de cavidades abaixo da fratura, na região da zona de cisalhamento, fez com que a formação dessa região fosse atribuída a tensões de cisalhamento. Na realidade, é uma fratura de tração, e o nome "zona de cisalhamento", a rigor, é impróprio.

Em Mecânica da Fratura, será visto que fratura de cisalhamento propriamente dita é fratura em Modo II ou III. A zona de cisalhamento nem poderia ser formada em Modo II ou III devido à simetria axial do corpo de prova.

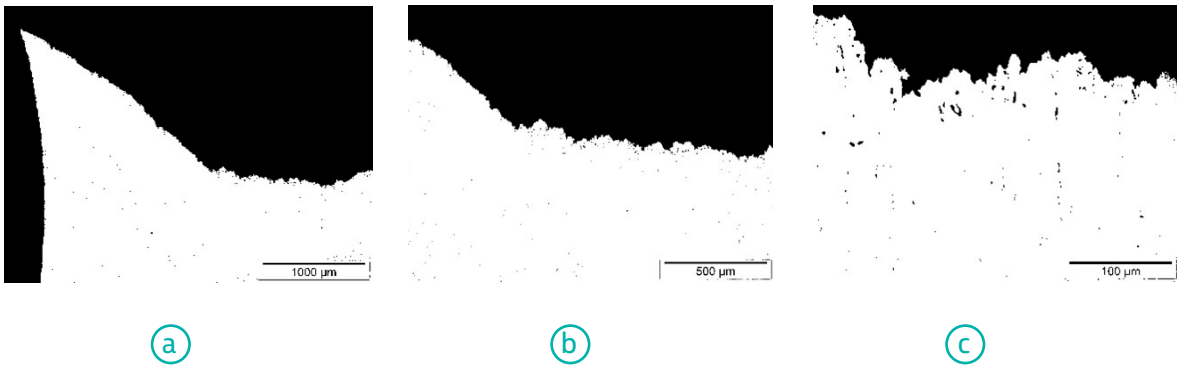


Figura 29. Amostra metalográfica da seção longitudinal de corpo de prova de ensaio de tração contendo a superfície de fratura. (a) Imagem contendo parte da zona fibrosa e zona de cisalhamento. Ampliação original: 50x. (b) Ampliação da região de transição da zona fibrosa e zona de cisalhamento. Observam-se microcavidades adjacentes à fratura na zona fibrosa e aparente ausência de microcavidades abaixo da zona de cisalhamento. Ampliação original: 100x. (c) Ampliação da região contendo a zona fibrosa, evidenciando melhor o perfil das microcavidades na fratura e a presença de outras microcavidades adjacentes à fratura. Ampliação original: 500x. Imagens obtidas por microscopia ótica no SENAI IST Solda. Crédito: Rafael Silveira Barbosa. Fonte: André S. Pelliccione.

Para o caso em que há formação de *splits*, conforme explicado anteriormente, o aspecto é mostrado na Figura 30. Verificam-se trincas (correspondentes aos *splits*) no sentido de laminação e microcavidades adjacentes à fratura, sendo, nesse caso, ambos favorecidos por inclusões de sulfeto de manganês alongadas.

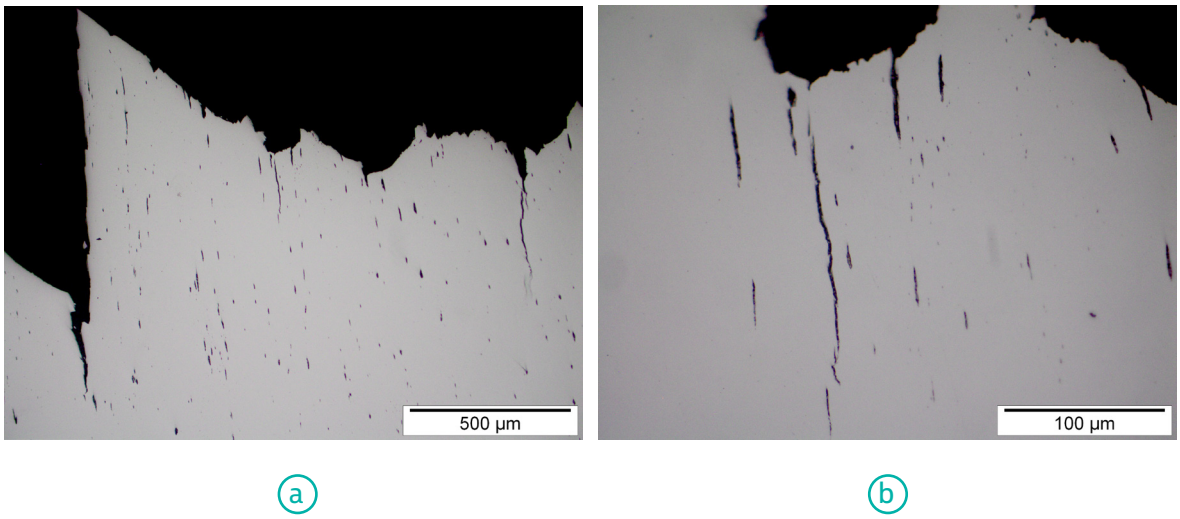


Figura 30. Trincas (correspondentes aos splits) no sentido de laminação e microcavidades adjacentes à fratura. (a) Ampliação original: 100x. (b) Ampliação original: 500x. Imagens obtidas por microscopia ótica no SENAI IST solda. Crédito: Yuri dos Santos Nascimento. Fonte: André S. Pelliccione.

3.4 Propagação de uma trinca por mecanismo dúctil

A Figura 31 mostra esquematicamente o mecanismo de propagação de uma trinca solicitada à tração (Modo I da Mecânica da Fratura) por nucleação, crescimento e coalescimento de microcavidades.

A diferença essencial em relação ao mecanismo que foi visto nos itens anteriores é que, neste caso, a seção resistente não sofreu plastificação total. A zona plástica se limita às vizinhanças da ponta da trinca, como será estudado, em detalhe, no Capítulo de Mecânica da Fratura, de tal modo que a fratura macroscópica pode não apresentar deformação plástica visível.

Na Figura 31 é esquematizado o seguinte processo: nas vizinhanças da ponta da trinca, as deformações podem ser suficientemente elevadas para que microcavidades sejam nucleadas em partículas de segunda fase, representadas em (a). A ponta da trinca arredonda ao mesmo tempo em que a microcavidade cresce (b), resultando no coalescimento desta com a ponta da trinca (c). A propagação da trinca se dá pelo coalescimento de alvéolos com a própria trinca (d).

A Figura 32 esquematiza o fenômeno de **rasgamento dúctil** em um elemento de material, no qual é possível observar propagação da trinca por coalescimento de microcavidades. Repare que, nesse caso, os alvéolos “apontam” para a região de início, conforme esquematizado na Figura 19a.

Os detalhes do processo só podem ser bem compreendidos depois do estudo da Mecânica da Fratura. Conforme será detalhado no Capítulo 5, considerando um material elástico perfeitamente plástico, as tensões atingem um valor máximo (limite de escoamento) até uma certa distância da ponta da trinca. Isso faz com que a nucleação de microcavidades se dê na frente da trinca. A instabilidade dos ligamentos ocorre entre essas microcavidades nucleadas e a ponta da trinca.

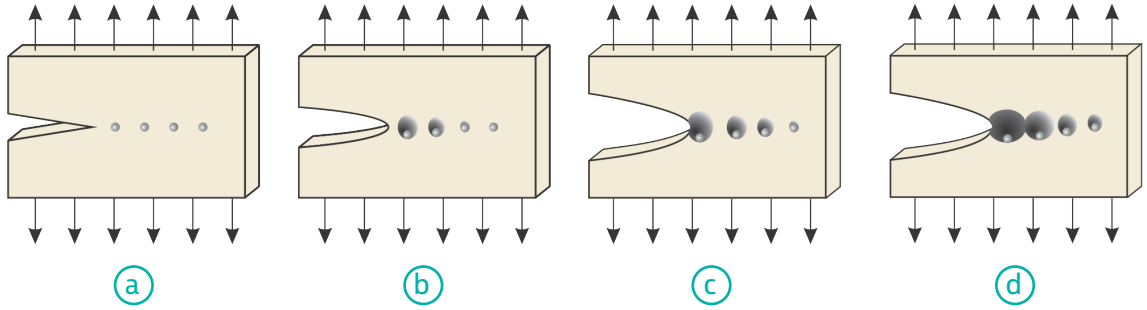


Figura 31. Crescimento de uma trinca por mecanismo alveolar em amostra contendo uma trinca. (a) Representação de partículas de segunda fase. (b) Arredondamento da ponta da trinca, nucleação e crescimento de alvéolos. (c) Coalescimento da microcavidade com a ponta da trinca. (d) Crescimento da trinca por coalescimento de alvéolos. Fonte: os autores.

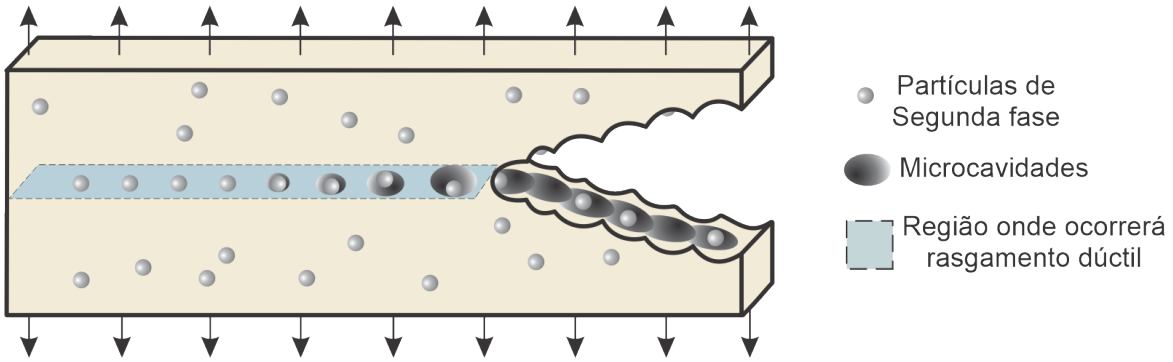


Figura 32. Esquema do mecanismo de rasgamento dúctil. Fonte: os autores.

3.5 Referências

[1] PELLICCIONE, A. S., MORAES, M. F., GALVÃO, J. R., MELLO, L. A., SILVA, E. S. **Análise de falhas em equipamentos de processo**: mecanismos de danos e casos práticos. Rio de Janeiro: Interciência, 2014. 386 p.

[2] PELLICCIONE, A. S. **Estudo de trincamento sob tensão por sulfeto em material ASTM A193 B7M**. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais) – Universidade Federal do Rio de Janeiro, COPPE, Rio de Janeiro, 2010. 100 p.

[3] YOUNG, W. C., BUDYNAS, R. G. **Roark's formulas for stress and strain**. 7. ed. New York; London: McGraw-Hill, 2002. 852 p.

[4] LYMAN, T. **Metals handbook**. Cleveland: American Society for metals, 1948. 1332 p.

[5] BERNS, H. B. Distortion and crack formation by heat treatment of tools. **Radex-Rundschau**, Heft 1, p. 40-57, 1989.

[6] MCCLINTOCK, F. A. Plasticity aspects of fracture. *In*: **Engineering fundamentals and environmental effects**. Cambridge, MA: Academic Press, 1971. p. 47-225.

4 FRATURA FRÁGIL

4.1 Introdução 158

4.2 Aspectos macroscópicos da fratura frágil 159

4.3 Aspectos microscópicos da fratura frágil 168

4.4 Referências 177

André da Silva Pelliccione
Paulo Sérgio Carvalho Pereira da Silva

4.1 Introdução

A fratura frágil se caracteriza por pouca ou nenhuma deformação plástica aparente e baixa absorção de energia antes da falha. A fratura frágil ocorre no plano perpendicular à direção da máxima tensão principal[1] e tende a ser plana (*flat*).

A fratura dúctil ocorre sob tensões crescentes, ou seja, a propagação da trinca ocorre de maneira estável, conforme detalhado no Capítulo 3. Por outro lado, a fratura frágil ocorre quando é atingido um certo nível de tensão, sem que seja necessário aumentá-la. Dessa forma, a propagação da trinca ocorre de maneira instável.

O conceito de tenacidade está ligado à energia absorvida pelo material até a fratura, como foi visto no Capítulo 2. Essa definição é efetivamente usada na avaliação da tenacidade do material pelo ensaio de impacto. Nesse ensaio, o corpo de prova está sujeito a três fatores que reduzem a tenacidade:

(i) alta velocidade de solicitação, ou seja, choque;

(ii) baixa temperatura, e

(iii) triaxialidade de tensões, introduzida pela presença de um entalhe;

Essa avaliação é importante para a análise do risco de fratura frágil em componentes e estruturas que não apresentam trincas ou defeitos semelhantes a trincas (*crack like discontinuities*). O ensaio de impacto avalia, em termos de energia absorvida, a resistência do material à nucleação e propagação de uma trinca.

Em estruturas, assim como em equipamentos utilizados em indústrias químicas, petroquímicas e semelhantes, é importante a avaliação do comportamento de trincas e de defeitos semelhantes a trincas, resultantes dos processos de fabricação ou desenvolvidas durante a operação. Nesse caso, a tenacidade também pode ser definida como a resistência à propagação instável de uma trinca, ou seja, resistência à ocorrência de fratura frágil. É a denominada tenacidade à fratura.

Além da quantidade de deformação antes da falha, outra diferença essencial entre uma fratura dúctil e uma fratura frágil é o mecanismo de propagação. No primeiro caso é estável, isto é, ocorre sob cargas crescentes; já no segundo é instável, ou seja, ocorre quando uma certa tensão crítica é atingida, sem a necessidade de aumento de carga para manter a propagação[2]. A trinca propaga-se com alta velocidade, podendo atingir cerca de 2000 m/s. Como consequência, as fraturas resultantes normalmente tomam um caráter catastrófico.

[1] Conforme explicado no Capítulo 2, a máxima tensão principal corresponde à máxima tensão de tração.

[2] É conveniente não confundir instabilidade de uma trinca com instabilidade de uma estrutura. A instabilidade de uma estrutura, mesmo na ausência de trincas, resulta de um processo de deformação localizada, ocorrendo o "colapso plástico", como no caso da formação do pescoço em um corpo de prova de ensaio de tração. A capacidade da estrutura de sustentar cargas externas atinge um limite e a deformação prossegue sem necessidade de aumento de carga. Outro processo de instabilidade estrutural é a flambagem, que ocorre em componentes ou estruturas submetidas à compressão. A capacidade de sustentar cargas externas fica limitada pela ocorrência de deformações não axiais e redistribuição das tensões resultantes.

É essencial a compreensão dos aspectos macroscópicos e microscópicos de uma fratura frágil para prosseguir no estudo da tenacidade. Esses aspectos serão vistos a seguir. A análise da condição para que ocorra instabilidade é um dos objetivos da Mecânica da Fratura, que será visto no Capítulo 5.

4.2 Aspectos macroscópicos da fratura frágil

Ao contrário da fratura dúctil, a fratura frágil ocorre com pouca ou nenhuma deformação plástica aparente[3]. Além disso, a fratura frágil tende a ser brilhosa, uma vez que ocorre em planos definidos (clivagem ou intergranular), os quais refletem a luz. Por outro lado, a fratura dúctil tende a ser opaca, uma vez que ocorre devido à formação e coalescimento de microcavidades.

Sendo a fratura frágil instável, o problema fundamental na análise dos seus aspectos macroscópicos é a determinação do ponto de origem da fratura. Isso tem como objetivo verificar, por exemplo, se há alguma descontinuidade que possa ter favorecido a nucleação e a propagação da trinca instável. Existem quatro maneiras de se determinar a origem:

(i) marcas radiais ou marcas de sargento

Como visto no Capítulo 3, a região correspondente à propagação instável em um corpo de prova cilíndrico de tração pode apresentar “marcas radiais”, que permitem distinguir essa região da zona fibrosa[4].

Em fraturas frágeis que iniciam diretamente na superfície ou em algum defeito superficial localizado, as marcas radiais normalmente tomam o aspecto de um leque que irradia do ponto de origem, como esquematizado na Figura 1.

A barra cilíndrica mostrada na Figura 2 continha um entalhe e foi submetida a esforço de flexão, sendo possível observar marcas radiais a partir do entalhe. Na Figura 3, também podem ser observadas marcas radiais que irradiam a partir de um ponto localizado na posição 5h30 min. Antes da região de propagação instável (correspondente às marcas radiais), pode ser observada uma pequena área menos rugosa, contendo degraus (chamados marcas de catraca), na posição entre 3 e 7 horas, correspondente à propagação subcrítica por fadiga. Essa região é melhor evidenciada na Figura 3b. Marcas de praia, marcas de catraca e outras características que podem surgir em uma fratura por fadiga serão detalhadas no Capítulo 8.

[3] Existem outros mecanismos que podem levar à fratura do componente com pouca ou sem nenhuma deformação plástica aparente, por exemplo, fadiga mecânica de alto ciclo, corrosão sob tensão, fragilização por hidrogênio etc.

[4] Conforme explicado no Capítulo 2, a zona fibrosa corresponde à região de início de fratura, onde a trinca nucleou e propagou de maneira estável.

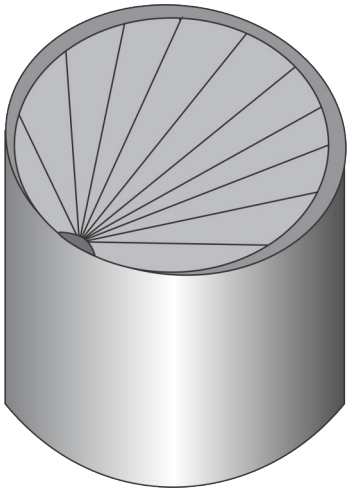


Figura 1. Representação esquemática das marcas radiais emanando de um defeito ou trinca, localizado na posição 7h30 min. Fonte: os autores.

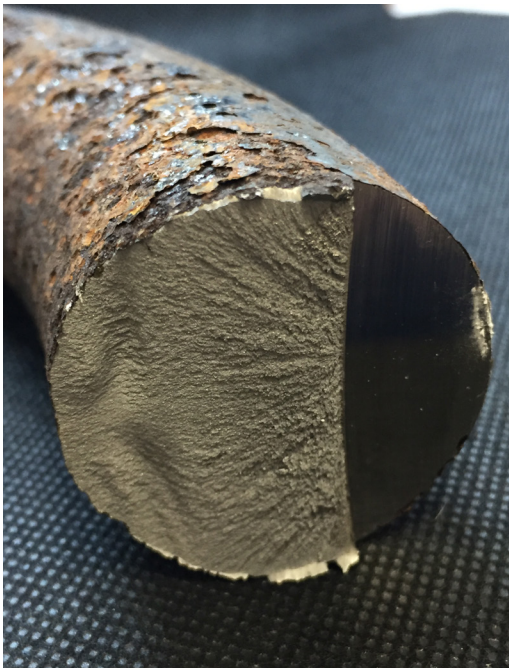


Figura 2. Trecho de uma barra de AISI 5160, submetido a esforço de flexão. Podem ser observadas marcas radiais que partem do entalhe. Fonte: André S. Pelliccione.



Figura 3. Fratura de parafuso. (a) Pequena região com propagação por fadiga (entre 3 e 7 horas), seguida de fratura frágil (marcas radiais) a partir de uma região específica. (b) Detalhe da região de início de propagação frágil (região de convergência das marcas radiais) e da região de propagação subcrítica por fadiga. Aço carbono, ISO 898-1 classe 8.8, com 0,25%C. Ampliação original: 45x. Imagem obtida por microscopia eletrônica de varredura no SENAI IST Solda. Crédito: Leandro Guimarães de Oliveira. Fonte: André S. Pelliccione.

Em peças cuja espessura é significativamente menor do que a largura ou o raio, como em uma chapa ou tubo, as marcas radiais adquirem a configuração de V, análoga às divisas de sargento, e apontam para a origem da fratura, conforme representado na Figura 4.

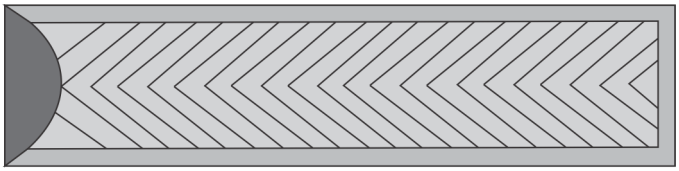


Figura 4. Representação de marcas de sargento em uma chapa. A meia lua representa um entalhe ou uma trinca, por onde iniciou a propagação instável (fratura frágil). As marcas de sargento apontam para a região de início. Na periferia da chapa é representada a zona de cisalhamento, que é inclinada a cerca de 45°. Fonte: os autores.

Na Figura 5 é mostrada a superfície de fratura de um componente, onde é possível observar uma região semielíptica, correspondente ao crescimento subcrítico de uma trinca e, portanto, à região de início. Quanto a trinca atingiu o tamanho crítico, ocorreu fratura frágil (propagação instável). É possível observar que as marcas radiais irradiam da região de início (região semielíptica) e que as marcas de sargento apontam para essa mesma região, conforme Figura 5 e esquema da Figura 6.

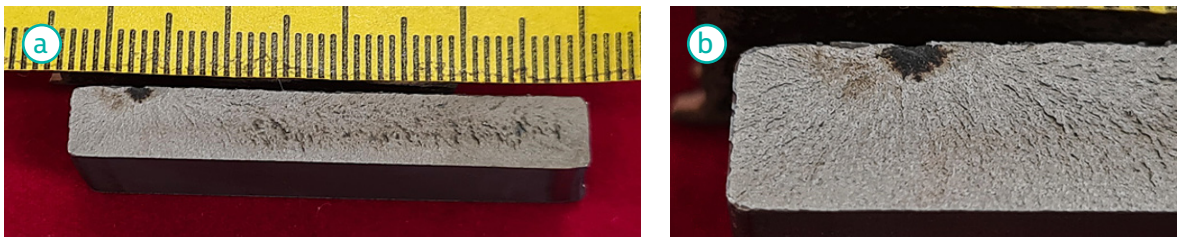


Figura 5. (a) Marcas radiais a partir da região semielíptica (região de início) e marcas de sargento apontando essa mesma região. (b) Detalhe mostrando as marcas radiais convergindo para a região de início. Crédito: Luciano André Piana e Francisco Antônio Vieira.

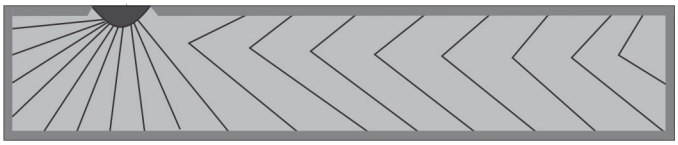


Figura 6. Esquema da fratura mostrada na Figura 5, indicando a região de início (região semielíptica), marcas radiais, marcas de sargento e zona de cisalhamento. Fonte: os autores.

Na Figura 7a é mostrada a superfície de fratura de outro componente. É possível observar marcas de sargento apontando para o sentido anti-horário (localizadas entre 6:30 e 4:00) e marcas de sargento apontando para o sentido horário (localizadas entre 7:30 e 9:30). Então, é possível concluir que o local de início, nessa parte da superfície de fratura, ocorreu entre essas duas regiões.



Figura 7. Marcas de sargento em um componente de AISI 4140 que sofreu fratura frágil. (a) Observam-se marcas de sargento apontando no sentido anti-horário, situadas na posição entre 6:30 e 4:00 horas, observadas com maior detalhe em (b). Também há marcas de sargento apontando no sentido horário, situadas na posição entre 7:30 e 9:30 horas. Obs.: o componente foi seccionado para possibilitar análise por microscopia eletrônica de varredura. Fonte: André S. Pelliccione

Na Figura 8a é mostrada uma curva de tubulação que sofreu fratura frágil. Por meio de ampliação de uma região da superfície de fratura, observam-se marcas de sargento apontando para cima, conforme Figura 8b.



Figura 8. (a) Fratura frágil em curva. (b) Ampliação de região da superfície de fratura, evidenciando marcas de sargento.

Na Figura 9 são mostradas marcas de sargento apontando para a esquerda em um componente de aço inoxidável superduplex que sofreu fragilização por fase sigma[5]. Nesse caso, as marcas de sargento foram evidenciadas por meio de microscopia eletrônica de varredura, em baixa ampliação.

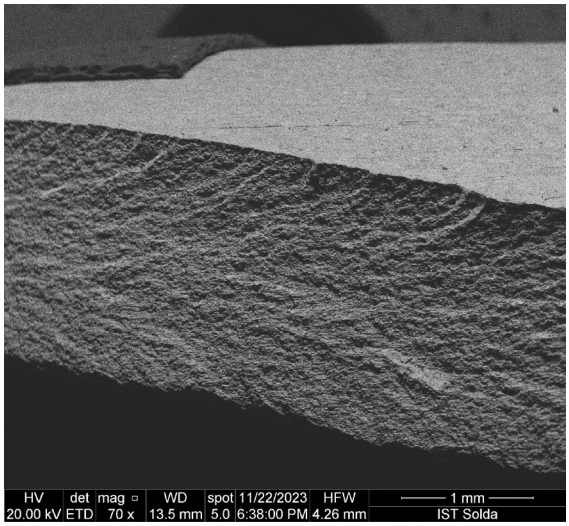


Figura 9. Marcas de sargento em um componente de aço inoxidável superduplex UNS 32750 que sofreu fragilização por fase sigma. Observam-se marcas de sargento apontando para a esquerda. Ampliação original: 70x. Imagem obtida por microscopia eletrônica de varredura no SENAI IST Solda. Crédito: Yuri dos Santos Nascimento. Fonte: André S. Pelliccione.

[5] A fragilização por fase sigma será abordada no Capítulo 10.

Conforme exemplificado nos esquemas da Figura 4 e Figura 6, as marcas radiais e marcas de sargento podem assumir diferentes configurações, a depender da geometria, espessura, localização da região de início etc. Outro exemplo é a fratura de um corpo de prova prismático submetido a ensaio de tração. Se a fratura iniciar no centro de maneira dúctil (zona fibrosa), podem surgir marcas radiais/marcas de sargento na região de propagação instável (Figura 10), de maneira análoga ao que ocorre em um corpo de prova cilíndrico (mostrado no Capítulo 3).

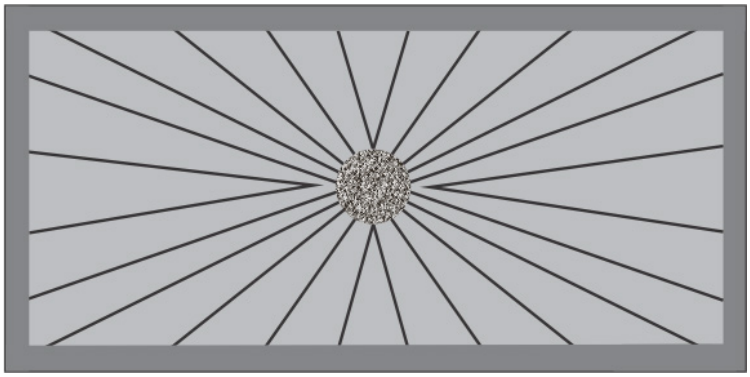


Figura 10. Fratura de corpo de prova prismático submetido a ensaio de tração, contendo zona fibrosa na região de propagação estável (representada pelo círculo na região central do corpo de prova); marcas radiais e marcas de sargento na região de propagação instável; e zona de cisalhamento na periferia. Fonte: os autores.

As marcas de sargento são causadas por regiões descontínuas de fratura por clivagem unidas por regiões de cisalhamento. A fratura começa na linha central e se espalha como uma trinca em forma de disco em direção às superfícies. Em materiais (ou condições) muito frágeis, as marcas de sargento não aparecem, uma vez que é necessário ocorrer deformação plástica para a sua formação. Por outro lado, elas também não ocorrem em materiais dúcteis. As marcas de sargento, portanto, correspondem à propagação instável de uma trinca, mas surgem em condições intermediárias entre uma fratura completamente dúctil e uma fratura completamente frágil.

(ii) ausência de zona de cisalhamento

Como visto no Capítulo 3, a chamada zona de cisalhamento se forma por plastificação da seção remanescente, na etapa final da propagação de uma trinca. Sendo assim, a zona de cisalhamento corresponde ao final de fratura. Na origem, portanto, não deve haver zona de cisalhamento. Quando toda a seção fraturada apresenta zona de cisalhamento na sua periferia, pode-se concluir que a fratura foi originada internamente, o que também é uma conclusão importante. Na Figura 2, correspondente à fratura frágil de uma barra com entalhe, há zona de cisalhamento em toda a periferia da barra, o que não acontece na frente do entalhe; ou seja, a fratura frágil começou a partir do entalhe. Além disso, as marcas radiais, conforme explicado anteriormente, ajudam na identificação do local de início. Na Figura 11 é mostrada a fratura de um componente que falhou por fadiga mecânica, com marcas de praia características. Na periferia do componente, localizada na região de propagação subcrítica por fadiga, não há zona de cisalhamento, uma vez que corresponde à região de início de fratura. A fratura frágil ocorreu quando a trinca de fadiga atingiu o tamanho crítico. Assim, a zona de cisalhamento

observada em regiões da periferia do componente corresponde à região final de propagação da trinca por sobrecarga frágil.



Figura 11. Superfície de fratura de um componente que falhou por fadiga mecânica. Ausência de zona de cisalhamento na região onde ocorreu propagação subcrítica da trinca. Crédito: André Freitas Ribeiro. Fonte: André S. Pelliccione.

A ausência de zona de cisalhamento também foi representada nos esquemas das Figuras 1, 4 e 6.

Em alguns casos, a fratura não apresenta indicações, como marcas radiais ou marcas de sargento, entre outras, seja porque não se desenvolveram, seja porque foram eliminadas por corrosão. Nesses casos, a região de início pode ser identificada a partir do local que não apresenta zona de cisalhamento[6].

(iii) rios

Em aços de alta resistência, como no caso de aços temperados e revenidos, a superfície de uma fratura frágil tende a ser preponderantemente lisa, isto é, sem acidentes morfológicos que permitam a identificação da origem. No entanto, na região onde ocorre o início da propagação instável ou em outras regiões da superfície de fratura, podem-se formar "rios"[7], isto é, degraus que convergem no sentido de propagação, tomando o aspecto de uma bacia fluvial. Dessa forma, a partir das indicações de "rios", é possível identificar o sentido de propagação da trinca por sobrecarga frágil.

A fratura de uma mola de compressão é mostrada na Figura 12, onde se observa uma região semielíptica (Figura 12a), correspondente à propagação subcrítica, que, neste caso, ocorreu por fadiga mecânica. A partir da meia lua, podem ser observados rios que convergem de baixo para cima, indicando ser esse o sentido de propagação por sobrecarga frágil, que, por sua vez, ocorreu quando a trinca de fadiga atingiu o tamanho crítico. Além disso, a fratura ocorreu a 45° em relação ao plano da seção transversal. Esse é o plano principal (perpendicular à direção da máxima tensão normal) para uma mola em espira submetida a esforço de compressão, conforme visto no Capítulo 2. Tanto a propagação por fadiga quanto a sobrecarga frágil ocorrem no plano principal.

[6] Deve-se ter cuidado ao analisar fraturas que ocorreram em condições em que o material estava com baixíssima tenacidade. Nesses casos, a zona de cisalhamento pode não ser visível na região final da fratura frágil.

[7] Os "rios" surgem em consequência de planos de propagação ligeiramente distintos que tendem a se unir durante a propagação. Os "rios" podem ser formados a partir da frente de um entalhe ou trinca. Em alguns casos, se ocorrer a interrupção da propagação de uma trinca frágil (o que não é muito comum), podem aparecer "rios" a partir da frente dessa trinca, caso ocorra nova sobrecarga frágil.

Na fratura mostrada na Figura 13, são observadas marcas de catraca e marcas de praia em geratrizes opostas devido à fadiga com esforço de flexão bidirecional, que será objeto de estudo do Capítulo 8. Observam-se rios a partir da frente da trinca de fadiga à esquerda, indicando que a fratura final por sobrecarga frágil ocorreu a partir dessa trinca, ou seja, da esquerda para a direita (sentido em que os rios convergem).

Em alguns casos, podem surgir rios durante a propagação subcrítica por fadiga, quando ocorre mudança significativa na direção de propagação.



Figura 12. (a) "Rios" a partir da região semielíptica. (b) Fratura em plano inclinado a cerca de 45°.
Fonte: André S. Pelliccione



Figura 13. Fratura em niple. Marcas de catraca e marcas de praia em geratrizes opostas, devido à fadiga induzida por vibração, com esforço de flexão bidirecional. Podem ser observados "rios" a partir da frente da trinca de fadiga à esquerda, indicando o sentido de propagação instável (fratura frágil) da esquerda para a direita. Referência [1].

(iv) bifurcação

Nesse caso, a análise é feita a partir da direção de propagação da trinca, e não a partir da superfície de fratura. Sob determinadas condições, estudadas na Mecânica da Fratura e detalhadas no Capítulo 5, uma trinca frágil pode bifurcar, como ilustra o esquema da Figura 14a. É importante não confundir "bifurcação" com o que se costuma chamar "junta T", ilustrada no esquema da Figura 14b. A diferença é pequena: na bifurcação, a trinca original não tem uma tangente comum com nenhum dos ramos bifurcados. Na bifurcação, é possível identificar o sentido de propagação, conforme ilustrado na Figura 14a, uma vez que a trinca pode bifurcar à medida que propaga. Na junta T, é possível concluir que uma trinca teve a propagação interrompida devido à existência da superfície gerada por outra trinca que propagou antes. Na Figura 14c e Figura 14d são representadas marcas de sargento em superfícies de fratura da Figura 14a e Figura 14b, respectivamente, apontando para a região de início.

Seguindo-se as bifurcações e "juntas T", com o auxílio eventual das marcas de sargento, é possível reconstituir o caminho seguido pela fratura no caso de uma ruptura catastrófica de uma grande estrutura ou equipamento.

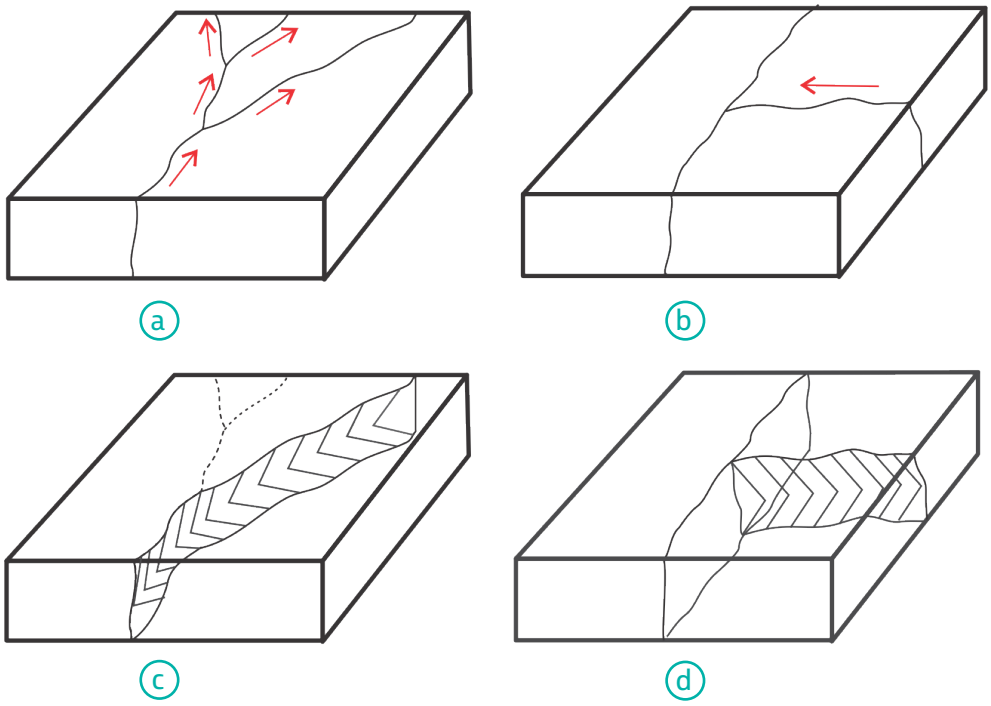


Figura 14. (a) Bifurcação: trincas se propagaram no sentido indicado pelas setas. (b) Junta T: o sentido de propagação da trinca longitudinal é desconhecido, mas a trinca horizontal propagou na sequência, da direita para a esquerda, e parou quando encontrou a superfície gerada pela trinca longitudinal. (c) Representação de uma superfície de fratura mostrada em (a), com marcas de sargento apontando para o início. (d) Representação de uma superfície de fratura mostrada em (b), com marcas de sargento apontando para o início. Fonte: os autores.

Alguns aspectos morfológicos macroscópicos podem dar origem a interpretações erradas, sendo importante citar:

- Os “degraus” que aparecem na superfície da fratura, embora chamem a atenção, não têm outro significado além de indicar uma diferença no plano de propagação da trinca dos dois lados do degrau. Isso normalmente ocorre quando existe mais de uma origem da fratura, uma de cada lado do degrau, que se propagaram em planos ligeiramente diferentes e se encontraram, formando o degrau. Este aspecto é evidente na fratura mostrada na Figura 7.
- Em casos em que a propagação instável ocorre a partir da frente de um entalhe ou trinca existentes ao redor de todo o corpo de prova cilíndrico, as marcas radiais convergem para a região final da fratura. Como nesses casos a fratura final tende a ficar localizada na região central do corpo de prova, a interpretação de que as marcas radiais emanam da região de início será equivocada. Um exemplo esquemático foi mostrado na Figura 14d, do Capítulo 3.

4.3 Aspectos microscópicos da fratura frágil

A fratura frágil pode ocorrer pelos seguintes micromecanismos: clivagem, quasi-clivagem e intergranular.

As facetas de clivagem, que geralmente estão relacionadas a um grão da estrutura cristalina, são ilustradas na Figura 15 e mostradas na Figura 16. Existem vários mecanismos propostos na literatura para a formação dessas facetas, mas sempre correspondem à propagação da trinca em planos cristalográficos específicos, chamados planos de clivagem.

As ligas metálicas de engenharia são policristalinas, com grãos orientados em direções aleatórias. Como a clivagem ocorre em um plano cristalográfico específico para cada grão, a fratura por clivagem muda de direção quando cruza contornos de grãos ou subgrãos, gerando as características morfológicas típicas desse micromecanismo (rios, leques etc.). Além disso, as ligas de engenharia contêm constituintes de segunda fase; logo, é difícil ser obtida uma fratura por clivagem sem características morfológicas, mesmo dentro de um único grão.

As facetas apresentam degraus (*steps*), correspondentes a planos ligeiramente distintos, conforme Figura 17a. Algumas vezes, é possível observar morfologia semelhante aos “rios” macroscópicos, conforme mostrado na Figura 17b e representado na Figura 15.

Quando o plano de clivagem está orientado perpendicularmente à direção da tensão de tração principal, a faceta adquire um aspecto de “leque”, conforme ilustrado na Figura 18, com os “rios” divergindo a partir do ponto de início da trinca na faceta específica. Por meio dos “rios” e dos “leques” é possível, portanto, determinar o sentido de propagação da trinca em cada faceta. O sentido de propagação em cada uma delas não corresponde, necessariamente, ao mesmo sentido de propagação macroscópico da trinca.

Outros detalhes podem ser observados, como as “línguas” (*tongues*), ilustradas na Figura 19. Os *tongues* correspondem à propagação local da trinca em planos de clivagem com outra orientação ou secundários.

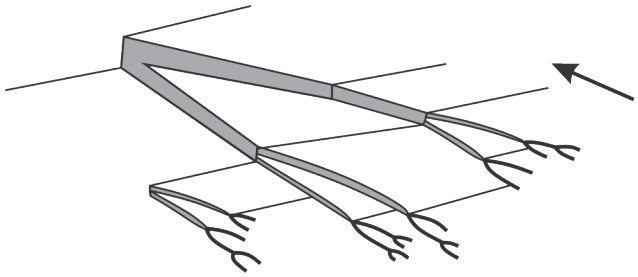


Figura 15. Representação de fratura por clivagem contendo rios e degraus (*steps*). Os rios indicam o sentido de propagação (indicado pela seta). Fonte: os autores.

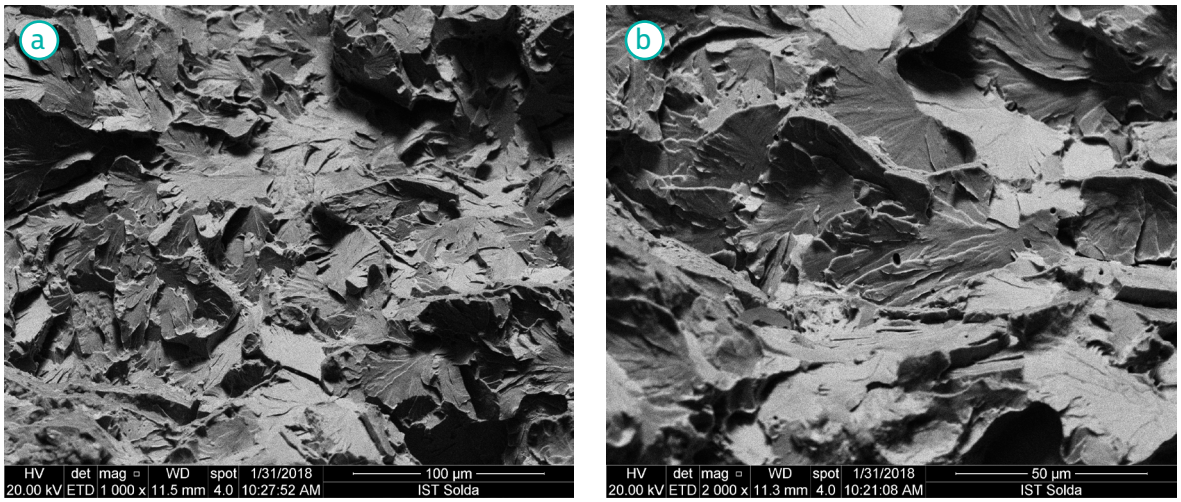


Figura 16. Facetas de clivagem em aço carbono (0,25%C). (a) Ampliação original: 1000x. (b) Ampliação original: 2000x. Imagem obtida por microscopia eletrônica de varredura no SENAI IST Solda. Crédito: Rafael Silveira Barbosa. Fonte: André S. Pelliccione.

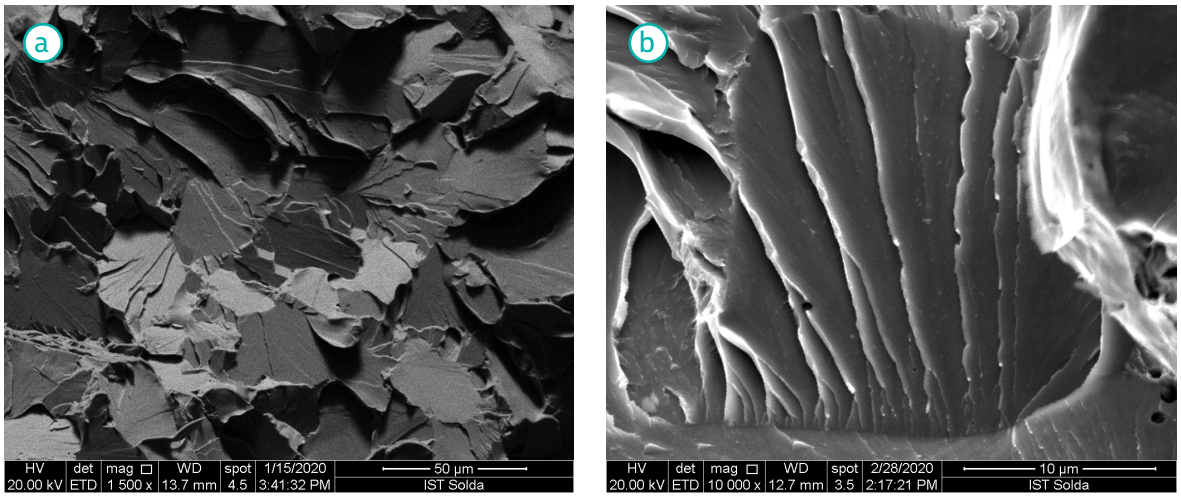


Figura 17. (a) Degraus em facetas de clivagem. Ampliação original: 1500x. (b) Podem ser observados "rios" que se unem de baixo para cima, indicando ser esse o sentido de propagação nessa faceta de clivagem. Ampliação original: 10000x. Imagem obtida por microscopia eletrônica de varredura no SENAI IST Solda. Crédito: Leandro Guimarães de Oliveira. Fonte: André S. Pelliccione.

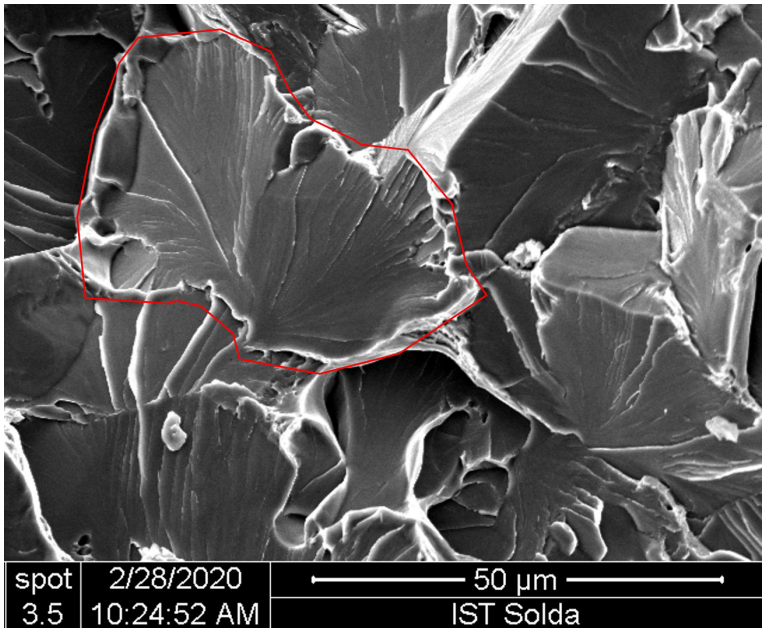


Figura 18. Exemplo de leques (na região demarcada pela linha vermelha) indicando os pontos de origem das facetas. Imagem obtida por microscopia eletrônica de varredura no SENAI IST Solda. Crédito: Leandro Guimarães de Oliveira. Fonte: André S. Pelliccione.

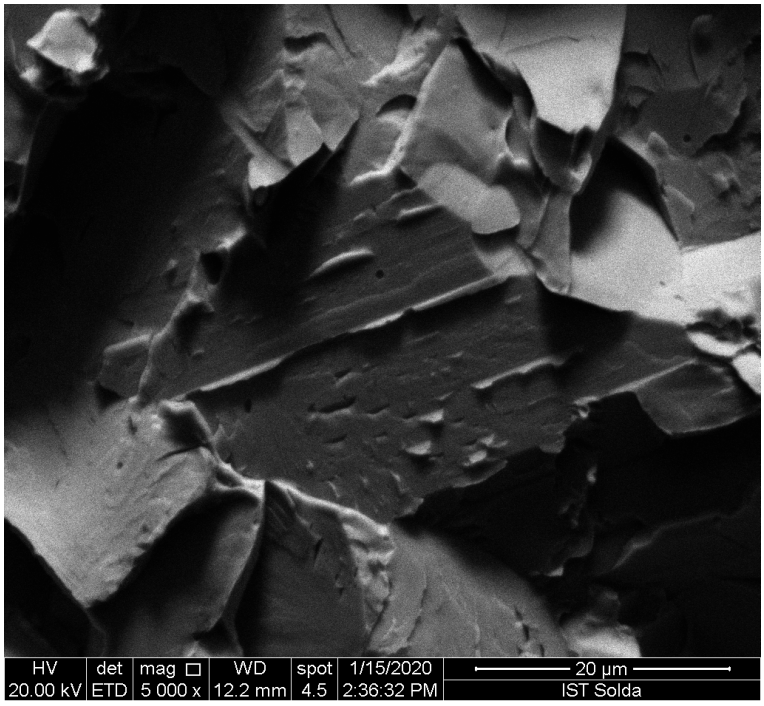


Figura 19. Línguas (*tongues*) em facetas de clivagem. Ampliação original: 5000x. Imagem obtida por microscopia eletrônica de varredura no SENAI IST Solda. Crédito: Leandro Guimarães de Oliveira. Fonte: André S. Pelliccione.

O mecanismo de fratura intergranular devido à sobrecarga frágil é consequência de uma anomalia no comportamento dos metais, geralmente associada a mecanismos de fragilização. Condições de solicitação externa específicas que promovem sobrecarga frágil (como baixa temperatura ou choque), em ligas metálicas não fragilizadas, tendem a induzir fratura por clivagem ou quasi-clivagem. Os mecanismos de fragilização, que serão detalhados no Capítulo 10, podem ocorrer durantes ciclos térmicos na etapa de fabricação ou durante a operação do componente em altas temperaturas.

A formação de filme frágil de partículas de segunda fase nos contornos de grãos (por exemplo, precipitação de filmes de carbonetos em alguns aços) ou a segregação de átomos específicos[8] nos contornos de grãos (por exemplo, fragilização ao revenido de alguns aços de baixa liga devido à segregação de fósforo, estanho, arsênio ou antimônio) podem provocar fragilização intergranular e, consequentemente, falha por sobrecarga frágil intergranular.

A Figura 20 ilustra um exemplo de fratura intergranular provocada por sobrecarga frágil em um aço inoxidável martensítico AISI 410 fragilizado.

Além disso, pode ocorrer trincamento intergranular ou fratura intergranular devido a mecanismos de trincamento assistido pelo meio, não associados à sobrecarga frágil. Exemplos incluem alguns casos de corrosão sob tensão, trincamento induzido por metal líquido e fragilização por hidrogênio. Esse tópico será abordado no Capítulo 6.

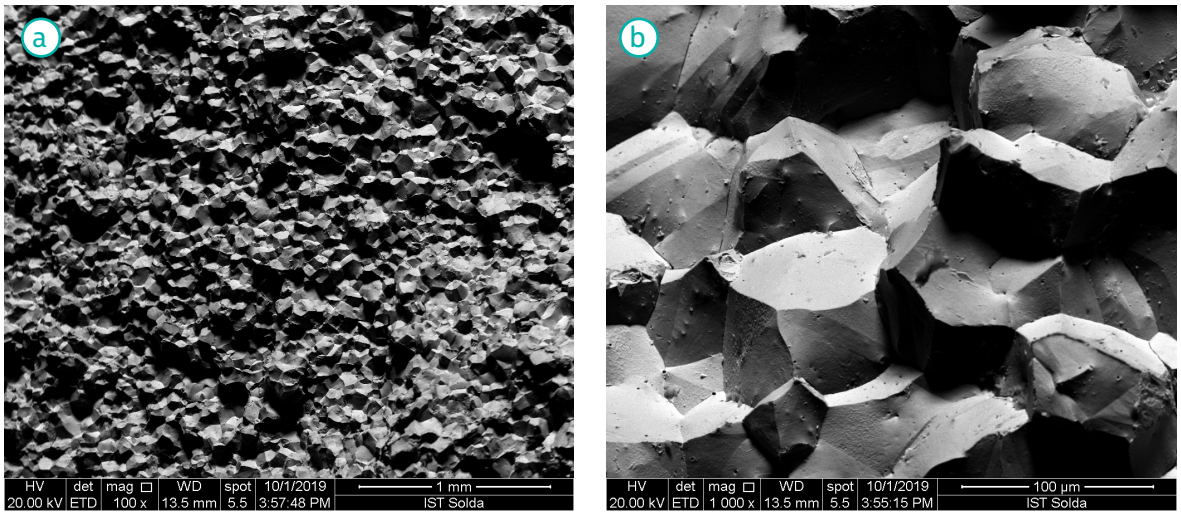


Figura 20. Fratura intergranular em aço AISI 410 fragilizado. (a) Ampliação original: 100x. (b) Ampliação original: 1000x. Imagem obtida por microscopia eletrônica de varredura no SENAI IST Solda. Crédito: Leandro Guimarães de Oliveira. Fonte: André S. Pelliccione.

Em alguns casos, quando o material possui um grão muito grosseiro, a fratura intergranular pode ser visível a olho nu ou com uma pequena ampliação, conforme mostrado na Figura 21. A fratura

[8] Não é possível observar a segregação de átomos específicos nos contornos de grãos por microscopia ótica ou microscopia eletrônica de varredura.

mostrada nas imagens é de um corpo de prova de ensaio de impacto Charpy convencional (55 mm x 10 mm x 10 mm).

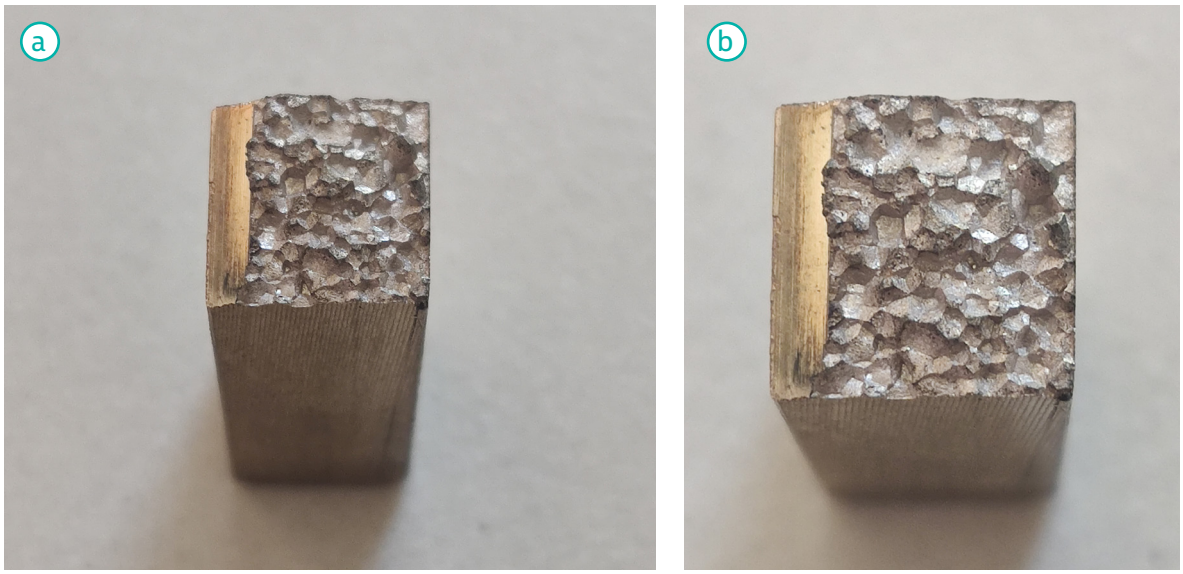


Figura 21. Fratura intergranular de uma liga Cu-Al-Fe de baixíssima tenacidade. Fonte: André S. Pelliccione.

A fratura intergranular, algumas vezes, apresenta trincas secundárias que facilitam a identificação desse mecanismo em seções polidas e atacadas, normais à superfície da fratura, como ilustrado na Figura 22.

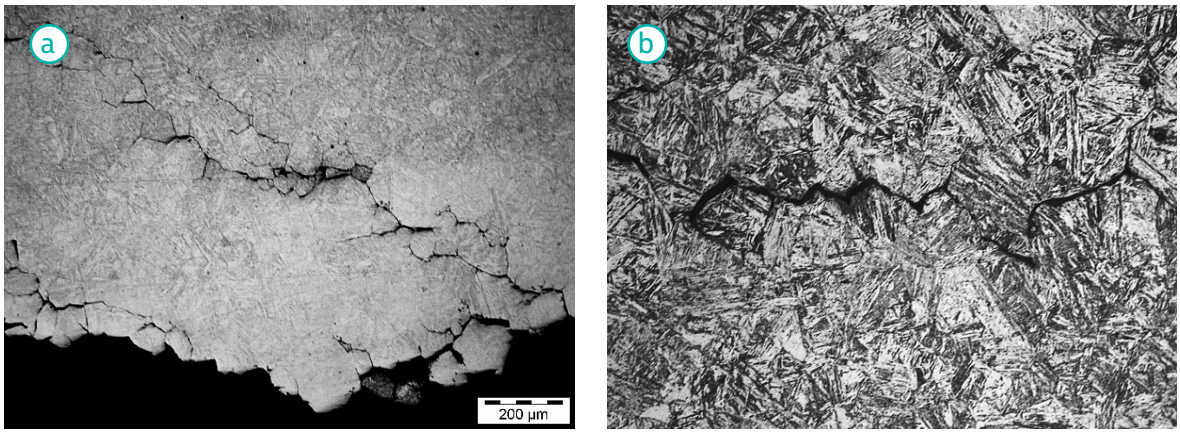


Figura 22. Trincas intergranulares secundárias em uma fratura intergranular, nesse caso localizadas nos contornos de grãos da austenita prévia. (a) Ampliação original: 200x. (b) Ampliação original: 520x. Crédito: Luciano dos Santos Silva

Há alguns anos, costumava-se mencionar um quarto mecanismo possível de fratura frágil, que seria a quasi-clivagem. Atualmente, não é considerado um micromecanismo diferente, mas apenas a aparência da fratura que exibe características tanto de clivagem quanto de *dimples*, sendo tipicamente encontrada em aços temperados e revenidos. Nos aços, as facetas de clivagem ou quasi-clivagem

ocorrem nos planos {100}, {110} e possivelmente {112}. À medida que a trinca propaga, as facetas de clivagem se combinam com áreas de fratura por *dimples*, gerando o aspecto de quasi-clivagem, conforme Figura 23. Além dos aços temperados e revenidos, a quasi-clivagem também pode ser observada em aços endurecíveis por precipitação, ligas de níquel, aços inoxidáveis austeníticos etc. Condições que impedem a deformação plástica, por exemplo, estado triaxial de tensões na frente de um entalhe ou alta taxa de deformação, favorecem a ocorrência de quasi-clivagem.

Convém lembrar que, em materiais de alta resistência, uma fratura que ocorre por *dimples* pode ser instável. Isso não é surpreendente, pois a instabilidade depende apenas de um balanço de energias. Dessa forma, em aços de baixo carbono, por exemplo, evitar clivagem é sinônimo de evitar fratura frágil (supondo o material não fragilizado), mas em aços de ultra-alta resistência isso não é necessariamente verdade.

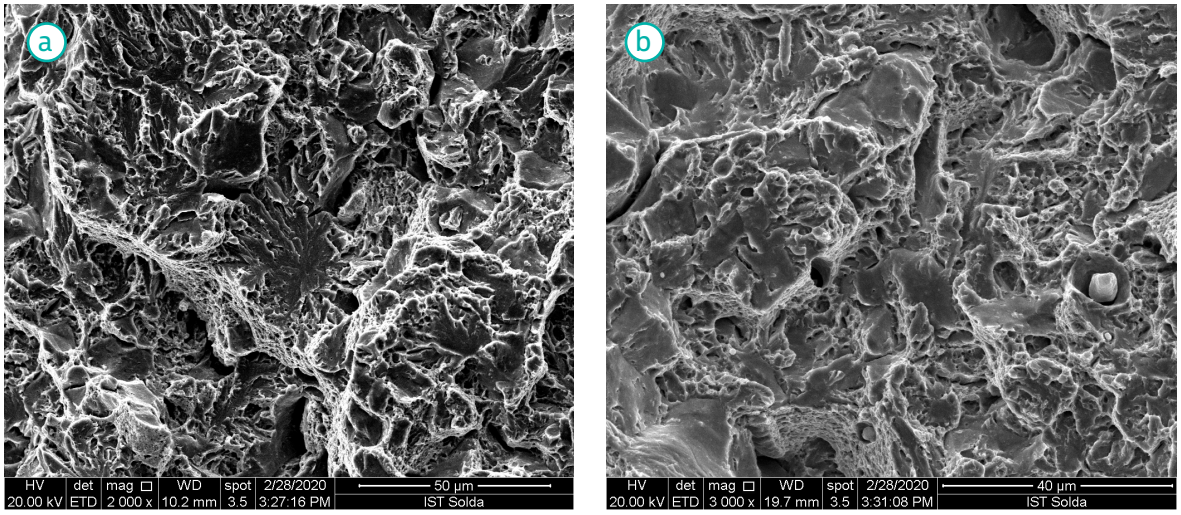


Figura 23. Aspecto de quasi-clivagem em aço AISI 5150 temperado e revenido. (a) Ampliação original: 2000x. (b) Ampliação original: 3000x. Imagem obtida por microscopia eletrônica de varredura no SENAI IST Solda. Crédito: Leandro Guimarães de Oliveira. Fonte: André S. Pelliccione.

Os vários aspectos macroscópicos e microscópicos da fratura são facilmente ilustrados em um corpo de prova de aço de baixo carbono ensaiado ao impacto Charpy, na zona de transição. A Figura 24 ilustra esse aspecto, podendo-se notar: (i) a região com forma de meia-lua, a partir do entalhe (*thumb-nail*), onde a fratura começou estável, por micromecanismo *dimples*; (ii) a região, correspondente à propagação instável da trinca, por micromecanismo clivagem e (iii) as zonas de cisalhamento, com alvéolos rasos e alongados, conforme discutido no Capítulo 3.

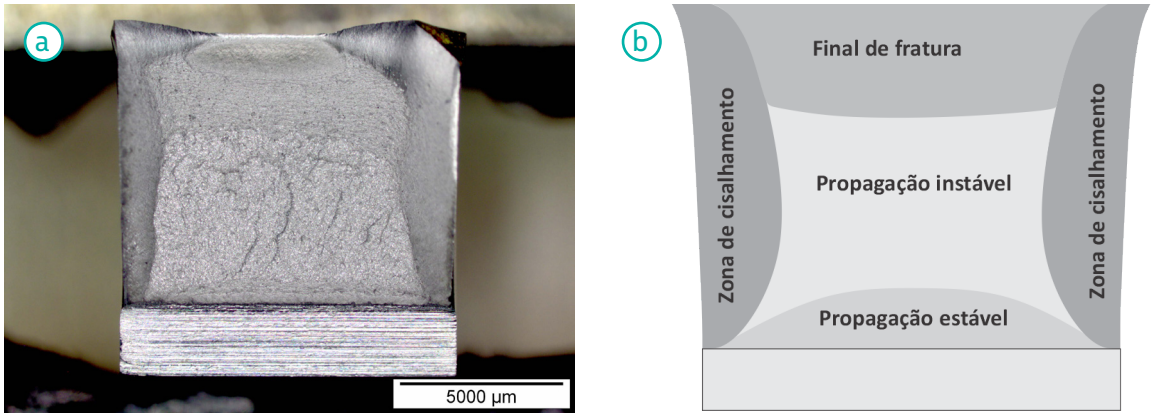


Figura 24. (a) Fratura de corpo de prova de ensaio Charpy ensaiado dentro da temperatura de transição dúctil-frágil. Imagem obtida por meio de lupa estereoscópica no SENAI IST Solda. Crédito: Rafael Silveira Barbosa. Fonte: André S. Pelliccione. (b) Esquema de fratura de corpo de prova de ensaio Charpy, com representação do entalhe, regiões de propagação estável, de propagação instável, zonas de cisalhamento e final de fratura. Fonte: os autores.

Para exemplificar, três barras de um mesmo aço, mesmas dimensões e entalhes similares foram submetidas a um esforço de flexão, em baixas temperaturas (crescente da esquerda para a direita), conforme Figura 25.



Figura 25. Fratura de barras de seção retangular, com entalhe, submetidas à esforço de flexão. As barras foram ensaiadas em baixas temperaturas, crescente da esquerda para a direita. Fonte: André S. Pelliccione.

A barra da esquerda foi ensaiada em menor temperatura e sofreu fratura frágil (propagação instável) a partir do entalhe, sem deformação plástica aparente. A barra da direita foi ensaiada em maior temperatura (mas ainda negativa). Podem ser observadas deformação plástica na região do entalhe

e uma região de propagação estável (dúctil) antes da propagação instável (frágil). A barra do centro foi ensaiada em temperatura intermediária, sendo possível observar deformação plástica e região de propagação estável (dúctil), porém menores quando comparadas com a barra da direita. Por meio de ampliação em lupa estereoscópica, fica melhor evidenciado o tamanho da região com propagação estável de cada uma das barras, conforme Figura 26. A Figura 27 mostra a interface entre a região de propagação estável (micromecanismo *dimples*) e a região de propagação instável (micromecanismo clivagem). A Figura 28 mostra esses micromecanismos com maior ampliação.

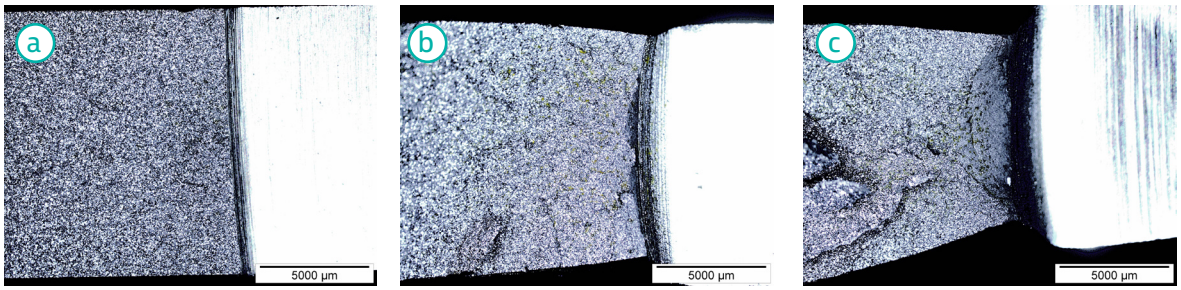


Figura 26. Ampliação em lupa estereoscópica da região de início. (a) Ausência de região de propagação estável (b) Pequena região de propagação estável. (c) Maior região de propagação estável. Imagens obtidas no SENAI IST Solda. Crédito: Rafael Silveira Barbosa. Fonte: André S. Pelliccione.

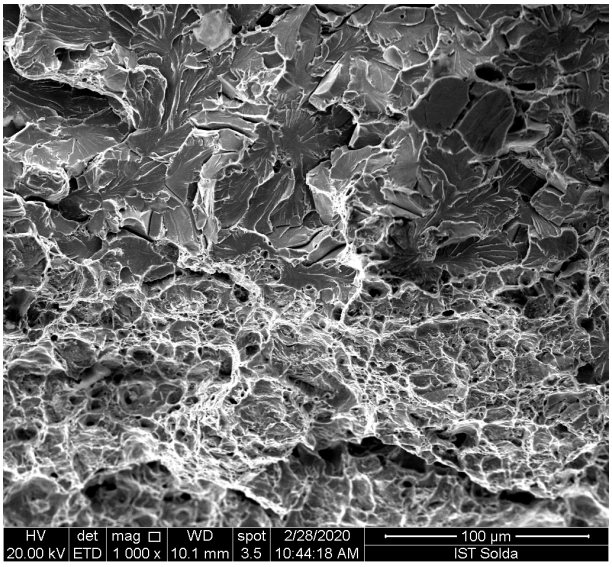


Figura 27. Interface entre a região de propagação estável (*dimples*) e a região de propagação instável (clivagem). Ampliação original: 1000x. Imagem obtida por microscopia eletrônica de varredura no SENAI IST Solda. Crédito: Leandro Guimarães de Oliveira. Fonte: André S. Pelliccione.

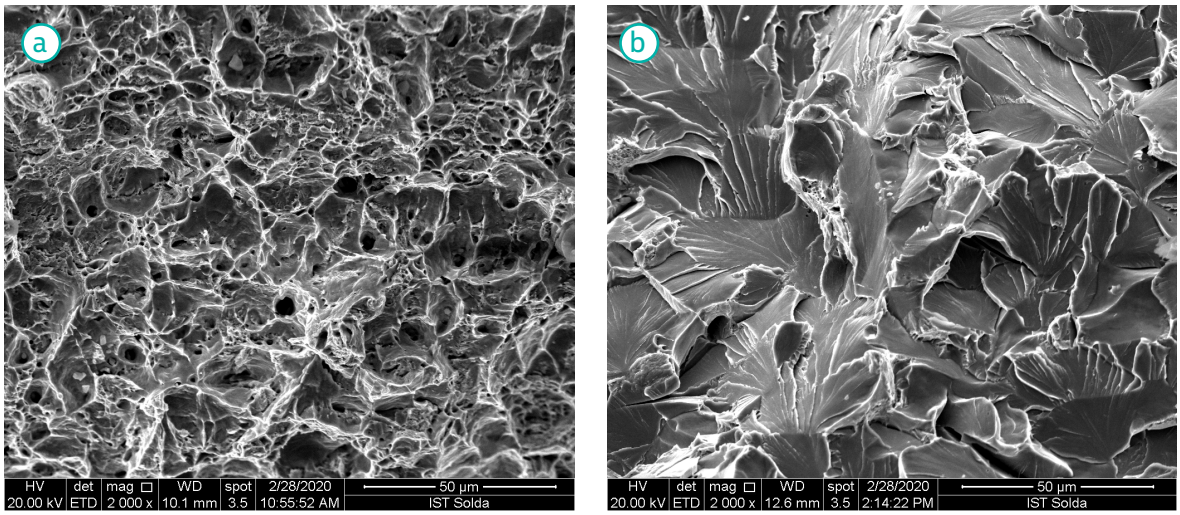


Figura 28. (a) Região de propagação estável, com micromecanismo *dimples*. Ampliação original: 2000x. (b) Região de propagação instável, com micromecanismo clivagem. Ampliação original: 2000x. Imagem obtida por microscopia eletrônica de varredura no SENAI IST Solda. Crédito: Leandro Guimarães de Oliveira. Fonte: André S. Pelliccione.

Também é importante observar alguns aspectos específicos que podem surgir em outros materiais metálicos. A Figura 29 mostra uma fratura frágil em um componente de aço inoxidável duplex, com 11% de fase sigma[9], submetido à flexão em temperatura ambiente. Observam-se facetas de clivagem e quasi-clivagem, além de trincas secundárias, conforme Figura 30.

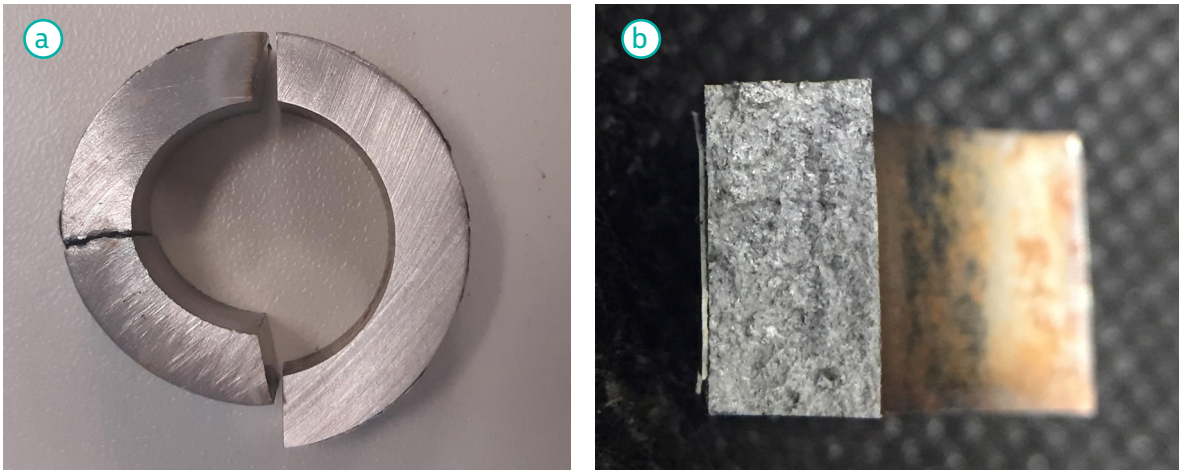


Figura 29. Fratura frágil de um corpo de prova removido a partir de um tubo de aço inoxidável superduplex, contendo 11% de fase sigma, submetido à flexão. (a) Corpo de prova fraturado. (b) Superfície de fratura. Fonte: André S. Pelliccione.

[9] Fragilização por fase sigma e outros mecanismos de alteração metalúrgica que promovem alterações de propriedades mecânicas serão abordados no Capítulo 10.

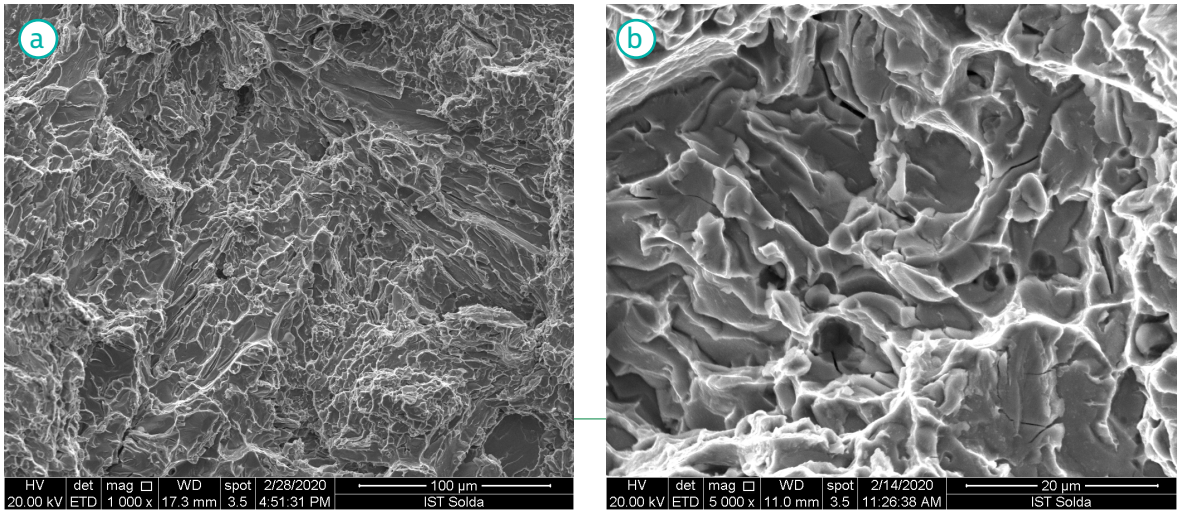


Figura 30. Micromecanismo de fratura da amostra da Figura 29. Facetas de clivagem e quasi-clivagem, além de trincas secundárias. (a) Ampliação original: 1000x. (b) Ampliação original: 5000x. Imagem obtida por microscopia eletrônica de varredura no SENAI IST Solda. Crédito: Leandro Guimarães de Oliveira. Fonte: André S. Pelliccione.

4.4 Referências

[1] PELLICCIONE, A. S., MORAES, M. F., GALVÃO, J. L. R., MELLO, L. A., SILVA, E. S. **Análise de falhas em equipamentos de processo**: mecanismos de danos e casos práticos. 2. ed. Interciência, 2014. 386 p.

[2] SILVA, P.S.C.P. **Comportamento mecânico e fratura de componentes e estruturas metálicas**. Curitiba: UFPR, 1999. 187 p.

[3] DIETER, George Ellwood. [Adapted by BACON, David]. **Mechanical metallurgy**. New York: McGraw-hill, 1988. 766 p.

[4] ASM HANDBOOK COMMITTEE. **Failure Analysis and Prevention**, v. 11, 2002, 1164 p.

[5] ASM HANDBOOK COMMITTEE. **Fractography**, v. 12, 1987, 517 p.

5 MECÂNICA DA FRATURA

5.1 Introdução	179
5.2 Parâmetros utilizados na mecânica da fratura	208
5.3 Mecânica da Fratura Linear Elástica (MFLE)	208
5.4 Mecânica da Fratura Elasto-Plástica (MFEP)	236
5.5 Procedimento para avaliação por mecânica da fratura	249
5.6 Mecânica da fratura em análise de falhas	253
5.7 Referências	256

André da Silva Pelliccione
Paulo Sérgio Carvalho Pereira da Silva

5.1 Introdução

A Mecânica da Fratura (MF) estuda o comportamento mecânico de materiais e estruturas na presença de trincas ou defeitos que se assemelham a trincas (*crack-like flaws*).

A MF nos ajuda a responder a algumas questões. Na presença de uma trinca:

- Ocorrerá fratura frágil?
- Ocorrerá colapso plástico?
- Ocorrerá propagação por fadiga?
- Qual é a vida remanescente em fadiga?
- Haverá propagação por trincamento assistido pelo meio (por exemplo, corrosão sob tensão ou fragilização por hidrogênio)?
- Qual é a vida remanescente sob trincamento assistido pelo meio (por exemplo, corrosão sob tensão ou fragilização por hidrogênio?)
- Qual é a vida remanescente sob fluência?

Seu desenvolvimento é relativamente recente, embora sua origem possa ser identificada como a teoria de Griffith, publicada em 1920. Um indício claro da dinâmica dessa área é o fato de um dos melhores livros disponíveis sobre o assunto, *Fracture Mechanics – Fundamentals and Applications*, de T.L. Anderson [1], ter sua primeira edição publicada em 1991 e, logo seguida, em 1995, ser lançada a segunda edição, contendo várias alterações devido à obsolescência do material anteriormente utilizado. A quarta edição foi lançada em 2017.

A MF, tal como hoje se conhece, nasceu no *Naval Research Laboratory*, Washington D.C., nos dez anos que se seguiram à Segunda Guerra Mundial. Nessa fase, o nome que se destaca é o de G.R. Irwin, que estabeleceu, até cerca de 1960, as bases da Mecânica da Fratura Linear Elástica (MFLE), fundamentadas no conceito do "fator de intensidade de tensão", K_I .

Seguiram-se várias aplicações dos conceitos e desenvolvimentos de métodos de ensaios, mas a MFLE continha, por assim dizer, uma contradição intrínseca. Os equipamentos nos quais o problema do "convívio" com trincas é especialmente relevante são soldados (vasos de pressão, reatores, trocadores de calor, tubulações etc.) e normalmente fabricados em aços de baixa resistência e alta tenacidade, enquanto a MFLE, pelas suas hipóteses básicas, se aplica a materiais de ultra-alta resistência ou extremamente frágeis.

O desenvolvimento da MF para materiais em estado elasto-plástico tem como pioneiro de destaque A.A. Wells, que, no atualmente chamado *The Welding Institute,* desenvolveu o conceito do *Crack Tip Opening Displacement* (CTOD), com aplicações para estruturas soldadas por meio da *design curve*, desenvolvida por F.M. Burdekin e M.G. Dawes em 1971.

O conceito de CTOD e suas aplicações, no início, foram basicamente empíricos. Em 1968, J.R. Rice introduziu o conceito da "Integral J" que, aliada ao "modelo HRR", de J.W. Hutchinson, J.R. Rice e G.F. Rosengren, estabeleceu os fundamentos matemáticos da Mecânica da Fratura Elasto-Plástica (MFEP). Os esforços de J.A. Begley e J.D. Landes (1971) conseguiram viabilizar o ensaio de J; e os

de C.F. Shih e J.W. Hutchinson (1976) estabeleceram as bases para o cálculo da solicitação de uma trinca por meio do parâmetro J, tornando possível sua aplicação prática. Somente alguns anos depois (C.F. Shih, 1981) demonstrou-se a relação entre J e CTOD, validando matematicamente o conceito do CTOD e garantindo a equivalência no seu emprego. Alguns dos artigos clássicos são citados nas Referências, no final deste capítulo.

Esse breve histórico, longe de ser completo e de dar o devido crédito a todos os engenheiros e pesquisadores que contribuíram significativamente para o desenvolvimento da MF, mostra como é relativamente recente essa área de conhecimento do comportamento mecânico dos materiais.

Neste capítulo não será feita uma revisão completa da MF, como é óbvio. Aos interessados em aprofundar os conhecimentos, sugerem-se as publicações consolidadas de MF, por exemplo, o livro de T.L. Anderson [1], anteriormente citado. Para se entender o enfoque utilizado, convém fazer uma observação inicial.

De imediato, é importante diferenciar a abordagem de Resistência dos Materiais da abordagem de Mecânica da Fratura, conforme representado na Figura 1.

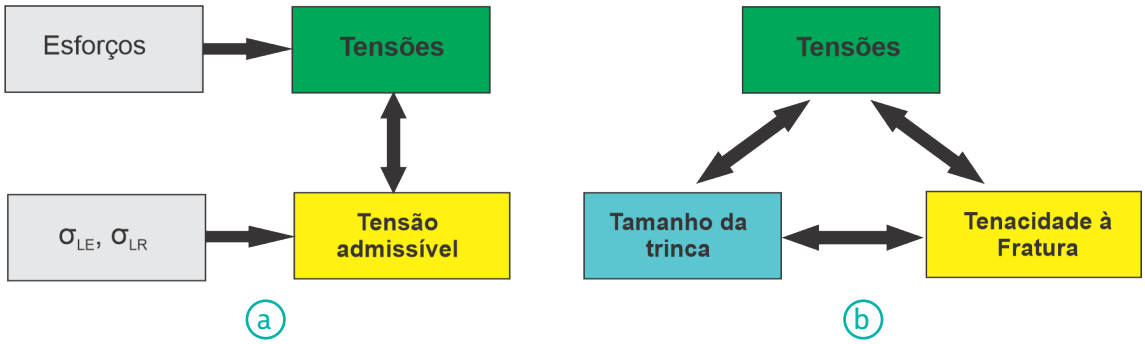


Figura 1. Diferença conceitual entre a abordagem de Resistência dos Materiais (a) e Mecânica da Fratura (b). Fonte: os autores.

De maneira simplória, em Resistência dos Materiais são obtidas as tensões devido aos carregamentos aplicados para que sejam comparadas com o limite de escoamento[1]. No Capítulo 2, foi demonstrado que, conhecendo-se σ_1, σ_2 e σ_3, é possível obter uma tensão equivalente (ex.: tensão de Von Mises). Se essa tensão equivalente for menor ou igual ao limite de escoamento, então o componente não escoará. Essa é a abordagem de Resistência dos Materiais. De maneira simplória, na Mecânica da Fratura considera-se a tensão (obtida a partir dos carregamentos aplicados)[2] e o tamanho da trinca para cálculo do fator de intensidade de tensão. Este é comparado com a tenacidade à fratura do material, que corresponde à capacidade do material de resistir à propagação de uma trinca, sendo obtida a partir de ensaios de laboratório. Ao longo do capítulo, essas informações serão detalhadas e complementadas.

[1] Na realidade, em Projetos Mecânicos é usada a tensão admissível do material, a qual corresponde ao limite de escoamento dividido por um fator de segurança ou ao limite de resistência dividido por outro fator de segurança.

[2] Em modo I, a tensão para análise de mecânica da fratura corresponde à máxima tensão principal na região de interesse, desconsiderando-se a trinca para o cálculo da área. Em uma análise de mecânica da fratura, também é considerada a tensão residual trativa.

O Quadro 1 resume as principais diferenças:

	Resistência dos materiais	Mecânica da fratura
Força motriz	Tensão oriunda dos esforços aplicados	Fator de intensidade de tensão, que depende da tensão (promovida pelos esforços aplicados e pela tensão residual) e do tamanho da trinca.
Propriedade	Limite de escoamento ou limite de resistência	Tenacidade à fratura

Quadro 1. Diferença entre a abordagem de Resistência dos Materiais e Mecânica da Fratura. Fonte: os autores.

Existem quatro enfoques para o estudo da Mecânica da Fratura:

(i) interessar-se pelo estudo e desenvolvimento da MF propriamente dita, com sua matemática "pesada" e métodos modernos de cálculos numéricos.

(ii) interessar-se pelo estudo da MF como método de caracterização do material. Estudam-se, em detalhe, os vários métodos de ensaios e suas limitações. Esse é o enfoque tradicionalmente usado pelos pesquisadores e engenheiros metalurgistas e de materiais.

Empregam-se os parâmetros da MF no desenvolvimento de materiais de forma empírica: processos, composições e microestruturas são alterados e os efeitos dessas variáveis na tenacidade são avaliados.

(iii) interessar-se pela MF como método para o desenvolvimento científico de materiais mais resistentes à fratura. Equivale, por analogia, ao interesse na teoria das discordâncias para o desenvolvimento de materiais mais resistentes. De maneira similar ao caso da teoria das discordâncias, a "ponte" entre o descontínuo (microestrutura) e o contínuo (tensões na ponta de uma trinca) ainda não é facilmente realizável.

(iv) interessar-se pela MF como método para garantir a estabilidade estrutural na presença de trincas. Isso significa o uso de Códigos ou documentos equivalentes, entendendo-se as suas premissas e limitações.

Esse item, definitivamente, não se dirige aos dois primeiros interesses mencionados. Por outro lado, seria pretensioso tentar estabelecer as bases para os estudos mencionados em (iii).

Pretende-se expor os fundamentos para uma aplicação judiciosa da MF em estruturas. Dois aspectos serão abordados:

1. Entendimento qualitativo dos possíveis comportamentos de uma trinca em uma estrutura.
2. Os fundamentos físicos para a compreensão do estado de tensões na ponta de uma trinca e, como consequência, o entendimento dos vários parâmetros utilizados na MF, seus significados físicos e limitações.

Esses dois aspectos constituem os fundamentos para as aplicações da MF a casos reais, com base em Códigos ou documentos equivalentes. É importante ficar claro, inicialmente, que para o en-

tendimento do comportamento mecânico de materiais, a MF tem uma limitação básica que deriva da sua hipótese inicial.

EXISTE UMA TRINCA

A MF é capaz de prever, dentro das suas limitações e do estado atual de desenvolvimento, as condições em que uma trinca se torna instável (provocando a ruptura frágil da estrutura) ou as condições em que uma trinca se propaga por fadiga ou por influência do meio, assim como a taxa de crescimento da trinca sob solicitações cíclicas ou a velocidade de crescimento sob influência do meio. Por meio de uma analogia é possível, inclusive, ser prevista a velocidade de crescimento de uma trinca por fluência.

Por outro lado, a MF não pode ser aplicada a problemas em que a nucleação de trincas é o aspecto dominante. Assim, por exemplo, a resistência à fadiga de componentes mecânicos como eixos, engrenagens, rolamentos etc. depende fundamentalmente da resistência à nucleação da trinca. Não se "convive" com trincas nesses casos, portanto, a MF não tem nada a dizer. A fratura frágil provocada por impacto em componentes sem defeitos ou por redução da temperatura, fenômeno relacionado com a "temperatura de transição" do material, também não é diretamente previsível pela MF[3].

É conveniente, também, ter clara a nomenclatura de modos de solicitação de trincas, extensamente utilizada na MF.

A Figura 2 indica, esquematicamente, os três modos básicos de solicitação, definidos em função dos **deslocamentos** das faces da trinca.

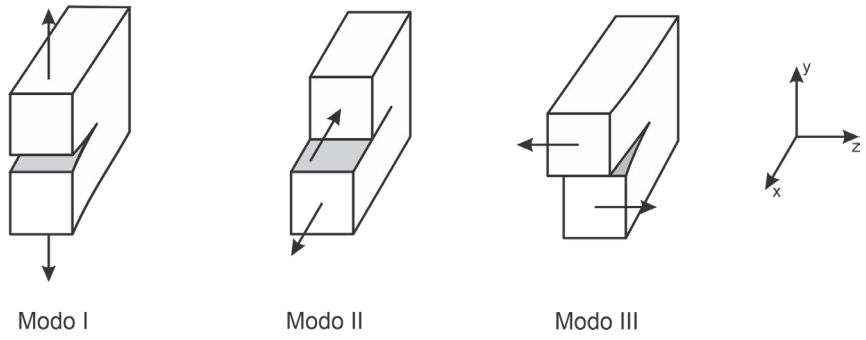


Figura 2. Modos de abertura da trinca. Fonte: os autores.

Usando a nomenclatura usual, **u**, para o deslocamento em x; **v** para o deslocamento em y e **w** para o deslocamento em z, tem-se:

MODO I ⇒ u = 0 ; v ≠ 0 e w = 0 - *opening mode*

MODO II ⇒ u ≠ 0 ; v = 0 e w = 0 - *in-plane shear mode*

MODO III ⇒ u = 0 ; v = 0 e w ≠ 0 - *out-of-plane shear* ou *tearing mode*

[3] O que pode ser feito, nesse caso, é supor a presença de uma trinca (com dimensões que dependem da sensibilidade da técnica de ensaio não destrutivo utilizado) e efetuar uma avaliação por MF para determinar a menor temperatura admissível para o componente.

A Figura 3 esquematiza exemplos de solicitações de trincas nos três modos.

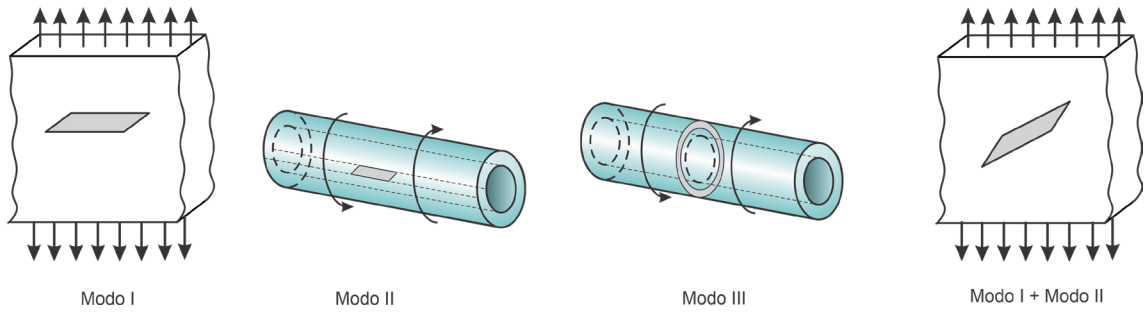


Figura 3. Exemplos de solicitações nos diferentes modos de abertura das trincas. Fonte: os autores.

5.1.1 Resistência teórica à fratura

Para entendermos melhor a mecânica da fratura linear elástica, é importante, inicialmente, analisarmos a resistência teórica à fratura de materiais sem trincas ou outros defeitos.

Considerando que as forças de coesão interatômicas determinam a resistência à fratura teórica dos materiais, podemos efetuar uma estimativa a partir da Figura 4.

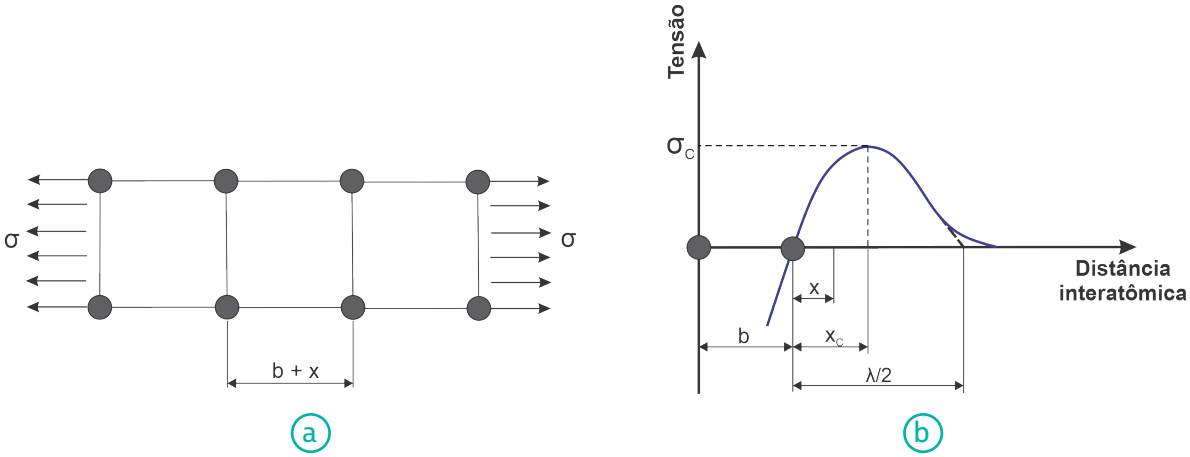


Figura 4. Modelo atômico para fratura. (a) Representação esquemática das interações atômicas em um corpo submetido a uma tensão σ. (b) Variação da tensão com a distância, considerando as interações interatômicas. Fonte: os autores.

No esquema da Figura 4b são representados dois átomos, e b corresponde à distância interatômica. Quando se aplica um esforço trativo, resultando em uma tensão trativa, a distância interatômica vai aumentando (b + x). A força necessária para separar ainda mais os átomos também aumenta com a distância adicional. Em uma certa distância, x_c, a máxima tensão de coesão é atingida e ocorre a separação total, ou seja, a força de coesão não é suficiente para manter a ligação entre os átomos. A tensão σ_c que provoca o distanciamento x_c é, portanto, a máxima tensão teórica de coesão do material.

O comportamento mostrado na figura pode ser aproximado como uma senoide, portanto:

$$\sigma = \sigma_c \,.\, sen\left(\frac{2\pi x}{\lambda}\right) \quad 5.1$$

Onde σ corresponde à tensão aplicada e λ corresponde ao período.

Para valores muito pequenos de x, temos:

$$sen\left(\frac{2\pi x}{\lambda}\right) \cong \frac{2\pi x}{\lambda} \quad 5.2$$

Portanto:

$$\sigma = \sigma_c \,.\, \frac{2\pi x}{\lambda} \quad 5.3$$

Lembrando da Lei de Hooke:

$$\sigma = E.\varepsilon \quad 5.4$$

Que pode ser reescrita como:

$$\sigma = E.\frac{x}{b} \quad 5.5$$

Substituindo a equação *5.5* na equação *5.3*, temos que:

$$E.\frac{x}{b} = \sigma_c \,.\, \frac{2\pi x}{\lambda} \quad 5.6$$

Rearranjando os termos, chegamos na equação de resistência de coesão teórica:

$$\sigma_c = \frac{\lambda E}{2\pi b} \quad 5.7$$

Considerando que b vale aproximadamente $\lambda/2$, então a resistência de coesão teórica será, aproximadamente:

$$\sigma_c = \frac{E}{\pi} \quad 5.8$$

Outra abordagem para se estimar a resistência de coesão teórica é a partir do trabalho necessário (W) para separar os dois átomos, o qual corresponde à área sob a curva:

$$W = \int_0^{\lambda/2} \sigma_c \,.\, sen\left(\frac{2\pi x}{\lambda}\right) dx \quad 5.9$$

Resolvendo a integral, teremos:

$$W = \frac{\sigma_c.\lambda}{\pi} \quad 5.10$$

Como esse trabalho será utilizado para fratura (ou seja, para criar duas novas superfícies), teremos:

$$\frac{\sigma_c.\lambda}{\pi} = 2\gamma_s \quad 5.11$$

Onde γ_s é a energia específica de superfície e corresponde a uma propriedade do material.

Rearranjando:

$$\lambda = \frac{2\pi\gamma_s}{\sigma_c} \quad 5.12$$

Substituindo *5.12* em *5.7*, teremos a equação que fornece a resistência teórica em função de γ_s, E e b.

$$\sigma_c = \sqrt{\frac{\gamma_s E}{b}} \quad 5.13$$

Para alguns materiais, a energia de superfície é aproximadamente:

$$\gamma_s = \frac{E.b}{100} \quad 5.14$$

Substituindo na equação *5.13*, teremos:

$$\sigma_c = \frac{E}{10} \quad 5.15$$

Considerando o limite de resistência medido em ensaio de tração, verificamos valores muito menores. De maneira geral, o limite de resistência medido em ensaio de tração varia entre E/1000 e E/100. Assim, os valores de resistência à fratura teórica, estimados por meio das equações *5.8* ou *5.15*, são muito maiores do que se obtém a partir de ensaios de tração.

Tomando como exemplo um aço AISI 1020 normalizado (com limite de resistência na ordem de 440 MPa e módulo de elasticidade de cerca de 200 GPa), a tensão teórica de fratura, conforme a equação *5.15*, seria:

$$\sigma_c = \frac{E}{10} \cong 20\ GPa \quad 5.16$$

Esse resultado indica que a tensão teórica de fratura é absurdamente elevada, sendo, nesse exemplo, cerca de 45 vezes maior do que o limite de resistência.

Em 1921, Griffith descobriu o motivo dessa discrepância. Ele verificou que a tensão de fratura experimental de fibras de vidro era função do diâmetro. Com diâmetros maiores, a resistência à fratura era relativamente baixa. No entanto, com a redução do diâmetro da fibra, a tensão experimental de fratura aumentava. Extrapolando os resultados, a tensão experimental de fratura se aproximava da tensão teórica de fratura, considerando o limite de espessura tendendo a zero. Conhecendo o trabalho de Inglis, descrito a seguir, sobre concentradores de tensão, Griffith concluiu que defeitos geravam concentradores de tensão, o que justificava a discrepância entre os resultados de tensão de fratura experimental e teórico. Com diâmetros menores da fibra, havia menor probabilidade de existência de defeitos[4] e, consequentemente, a tensão de fratura experimental era maior. No limite em que o volume é zero, não haveria defeitos e a tensão de fratura experimental seria igual à tensão de fratura

[4] Posteriormente, verificou-se que os defeitos superficiais (e não volumétricos) eram os maiores responsáveis pela redução na tensão de fratura.

teórica. Isso é representado esquematicamente na Figura 5. Essa percepção de que a resistência era influenciada pela presença de defeitos motivou o estudo de componentes contendo trinca.

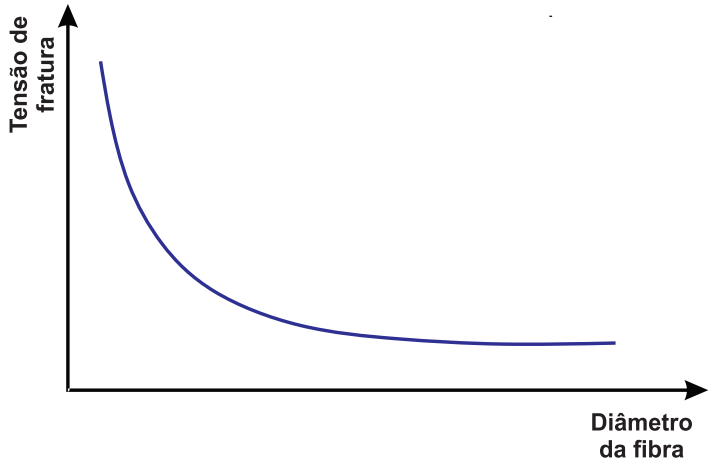


Figura 5. Representação da tensão de fratura de fibras de vidro em função do diâmetro. Fonte: os autores.

5.1.2 Efeito da concentração de tensões – Modelo de Inglis

Inglis [2] foi o primeiro a deduzir o efeito de concentração de tensões junto à ponta de um furo elíptico passante. Com base na teoria da elasticidade, ele deduziu que a tensão máxima (σ_{max}) na ponta de um furo passante elíptico, com raio de curvatura finito (ρ), em uma chapa infinita, como representado no esquema da Figura 6, seria dada pela equação *5.17*, já vista no Capítulo 2, item 2.5:

$$\sigma_{max} = \sigma.\left(1 + 2.\frac{a}{b}\right) \qquad 5.17$$

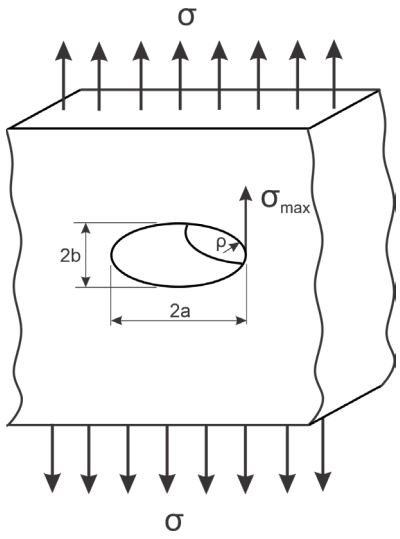


Figura 6. Tensão na ponta de um furo elíptico. Fonte: os autores.

O fator de concentração de tensões (K_t), portanto, corresponde a:

$$K_t = 1 + 2.\left(\frac{a}{b}\right) \quad 5.18$$

Lembrando que o menor raio de curvatura (ρ) de uma elipse é dado por:

$$\rho = \frac{b^2}{a} \quad 5.19$$

A equação *5.17* pode ser reescrita como:

$$\sigma_{max} = \sigma.\left(1 + 2.\sqrt{\frac{a}{\rho}}\right) \quad 5.20$$

Quando a >> ρ, de tal forma que a elipse tende a uma trinca, pode se aproximar:

$$\sigma_{max} = 2\sigma.\sqrt{\frac{a}{\rho}} \quad 5.21$$

Nesse caso, a parcela $2.\sqrt{a/\rho}$ corresponde ao fator de concentração de tensões (K_t) e indica o efeito da geometria da trinca no nível de tensão na ponta da trinca. Percebe-se que quanto menor o raio de curvatura e maior o tamanho da trinca, maior será o efeito da concentração de tensão.

A equação *5.21*, aparentemente, resolveria a discrepância entre os valores teóricos da resistência à fratura por clivagem de um material e os valores observados experimentalmente. Além disso, explicaria a ocorrência de fraturas instáveis, pois, com o aumento de **a**, a fratura manteria sua propagação mesmo com **σ** constante. No entanto, para trincas reais, **ρ** tende a zero. Com isso, a resistência do material, na presença de trincas reais, seria nula. Além disso, como sabemos que a fratura dúctil inicia pela nucleação de uma trinca em uma partícula de segunda fase, não poderia existir fratura dúctil, já que a primeira trinca nucleada teria propagação instável por menor que fosse a solicitação[5].

Essa discrepância foi resolvida por Griffith, com a introdução do "fator termodinâmico", ou seja, a consideração da necessidade de redução da energia livre para a propagação de uma trinca sem o fornecimento de energia externa.

5.1.3 Energia de deformação elástica

Inicialmente, é importante relembrar o que é densidade de energia de deformação. O trabalho dW realizado para deslocar uma barra em dΔL (ver Figura 7) equivale a:

$$dW = F.\,\mathrm{d}\Delta\mathrm{L} \quad 5.22$$

[5] É importante ressaltar, também, que esse modelo considera que todo o material permanece no regime elástico, inclusive nas vizinhanças da trinca, causando uma concentração de tensões muito elevada. Sabe-se, entretanto, que ao redor da ponta da trinca ocorre deformação plástica e as tensões nessa região ficam próximas ao limite de escoamento do material. Quanto mais frágil for o material, mais severo se tornará o efeito de concentração de tensões, uma vez que o alívio de tensão por deformação plástica na ponta da trinca será menor.

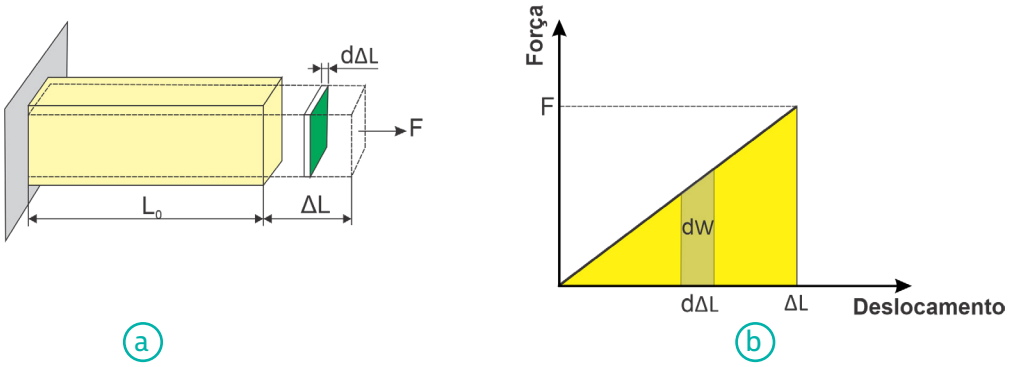


Figura 7. (a) Corpo de prova sem trinca submetido a um carregamento de tração uniaxial. (b) Força versus deslocamento correspondente. Fonte: os autores.

Sabemos, a partir da lei de Hooke, que:

$$\Delta L = \frac{F.L_0}{A.E} \qquad 5.23$$

O trabalho total, portanto, corresponderá à área sob a reta da Figura 7b:

$$U = \frac{1}{2}.F.\Delta L = \frac{F^2.L_0}{2.A.E} \qquad 5.24$$

Em um elemento infinitesimal, sabemos que o volume dV (ver Figura 8) será:

$$dV = dx.dy.dz \qquad 5.25$$

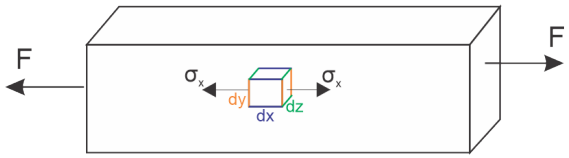


Figura 8. Representação do volume infinitesimal no corpo de prova submetido à tração uniaxial. Fonte: os autores.

Então, a partir da equação *5.24*, a energia de deformação do elemento será:

$$U = \frac{F^2.L}{2.A.E} = \frac{(\sigma_x.dy.dz)^2.dx}{2.dy.dz.E} = \frac{{\sigma_x}^2.dx.dy.dz}{2.E} = \frac{{\sigma_x}^2.dV}{2.E} \qquad 5.26$$

Assim, a densidade de energia de deformação, que corresponde à energia de deformação por unidade de volume, será igual a:

$$U = \frac{{\sigma_x}^2}{2.E} \qquad 5.27$$

5.1.4 Propagação instável de uma trinca – Balanço de energia

Consideremos o modelo apresentado na Figura 9 em uma chapa infinita[6] submetida a um deslocamento fixo. Na sequência, é introduzida uma trinca. Qual é o tamanho crítico da trinca, ou seja, com qual tamanho ocorrerá propagação instável?

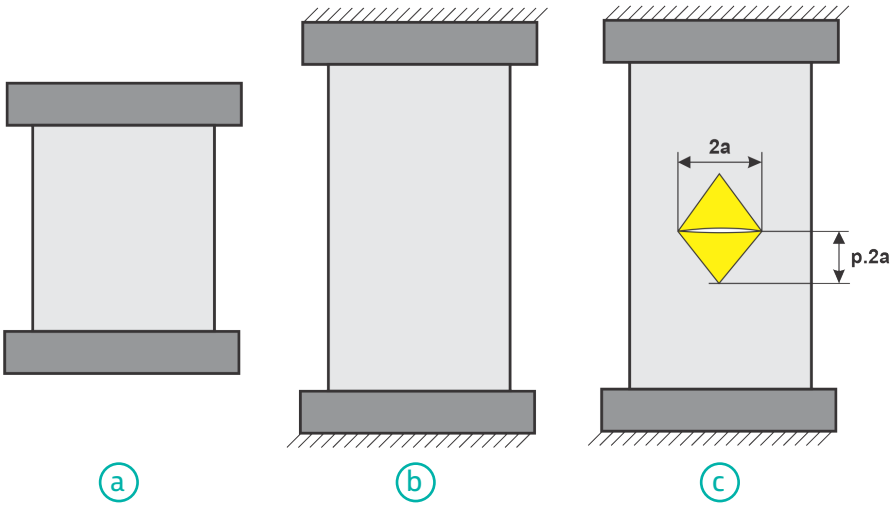


Figura 9. (a) Placa não tracionada. (b) Placa submetida a um deslocamento fixo. (c) Placa contendo uma trinca submetida ao mesmo deslocamento fixo de (b). Fonte: os autores.

Se aumentarmos o tamanho da trinca, a chapa ficará cada vez menos rígida; logo, se a trinca aumentar de tamanho, a tensão diminuirá e, consequentemente, a energia elástica armazenada na chapa também irá diminuir. Essa energia elástica liberada estará disponível para o crescimento da trinca.

A maior parte da energia liberada com o crescimento da trinca é oriunda das regiões da chapa adjacentes às superfícies trincadas, porque estão aliviadas de tensão de tração. Para esse modelo, essas áreas estão sendo consideradas como triangulares, representadas em amarelo na Figura. À medida que a trinca aumenta, tanto a base quanto a altura dos triângulos aumentam e, consequentemente, a área a partir da qual a energia elástica é liberada é diretamente proporcional ao tamanho da trinca ao quadrado (a^2). A altura do triângulo corresponde ao produto p.(2a), sendo que p é uma constante. A energia elástica liberada corresponderá à densidade de energia de deformação (U) x área dos triângulos ($A_{triângulos}$) x espessura (B), portanto[7]:

$$A_{triângulos} = 2.\left(\frac{1}{2}.2a.p.2a\right) = 4.a^2.p \qquad 5.28$$

$$E_{elast} = U.A_{triângulos}.B = \frac{\sigma^2}{2.E}.4.a^2.p.B = 2.\frac{\sigma^2}{E}.a^2.p.B \qquad 5.29$$

[6] Quando a trinca é muito menor do que as dimensões da chapa, a solução é próxima da consideração de "chapa infinita". Nesse caso, a tensão em regiões longe da trinca é considerada constante.

[7] A área x espessura corresponde ao volume, portanto, o produto entre a densidade de energia de deformação e o volume resultará na energia elástica liberada.

É possível demonstrar que p = π/2 para condição de Estado Plano de Tensão (EPT), portanto:

$$E_{elast} = \frac{\sigma^2}{E}.a^2.\pi.B \quad (5.30)$$

Temos que a energia de deformação após introduzir a trinca (U) é igual à energia de deformação antes de introduzir a trinca (U_0) menos a energia de deformação perdida (liberada).

$$U = U_0 - \frac{\sigma^2}{E}.a^2.\pi.B \quad (5.31)$$

$$\Delta U = U - U_0 \quad (5.32)$$

Portanto:

$$\Delta U = -\frac{\sigma^2}{E}.a^2.\pi.B \quad (5.33)$$

Chamando $\Delta U = \Delta E_{elast}$, temos:

$$\Delta E_{elast} = -\pi.\frac{\sigma^2}{E}.a^2.B \quad (5.34)$$

É importante ressaltar que essa é uma análise aproximada, com o objetivo de tentar facilitar a compreensão da energia elástica acumulada na presença de uma trinca. A análise rigorosa, que envolve teoria da elasticidade, é bem mais complexa e não faz parte do escopo deste livro.

A Figura 10 representa uma chapa de material linear elástico, com espessura **B** = 1 e largura **W** infinita, ou seja, consideravelmente maior que todas as outras dimensões envolvidas no problema, em particular, o comprimento **2a** da trinca.

A chapa foi tracionada e, após um deslocamento Δ, fixada nas suas extremidades. Essa condição corresponde a *fixed grips*, ou seja, "deslocamento dado" ou "deslocamento fixo". A mesma dedução pode ser feita para *fixed load*, ou seja, "carga dada" ou "carregamento fixo".

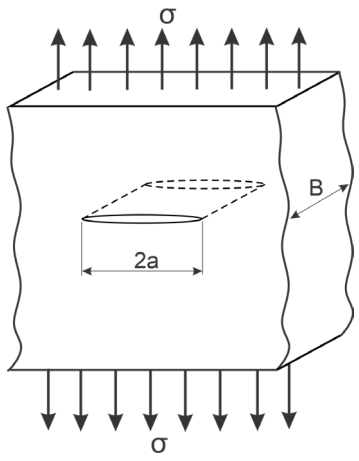


Figura 10. Chapa, de material linear elástico, com espessura B = 1 e largura W infinita.
Fonte: os autores.

É possível demonstrar, pela teoria da elasticidade, que a variação da energia elástica devido à introdução de uma trinca passante (frente reta) de comprimento 2a é dada pela equação (similar à equação *5.34*):

$$\Delta E_{elast} = -\frac{\pi \sigma^2 a^2}{E} \quad 5.35$$

Por outro lado, a energia de superfície da trinca (para criar duas superfícies) teria variado de:

$$\Delta E_{sup} = +4.a.\gamma_s \quad 5.36$$

Explicando melhor: γ_s é a energia de superfície por unidade de área (do material da chapa) de uma superfície[8]. A área de cada superfície corresponde a 2.a.B. Como, no problema inicial, B = 1, então a área de cada superfície corresponde a 2.a. Dessa forma, o trabalho requerido (ou a energia requerida) para criar duas novas superfícies será:

$$W_s = \Delta E_{sup} = 2.(2.a.\gamma_s) = +4.a.\gamma_s \quad 5.37$$

Interessa a variação dessas energias **por ponta de trinca** (evidentemente existem trincas de uma só ponta). Por simetria, teríamos:

$$\Delta E_{elast} = -\frac{\pi \sigma^2 a^2}{2E} \quad 5.38$$

$$\Delta E_{sup} = +2.a.\gamma_s \quad 5.39$$

A Figura 11 representa essas variações de energia, por ponta de trinca, com o crescimento do comprimento **a** da trinca, onde a variação de energia total (ΔE_T) vale:

$$\Delta E_T = \Delta E_{elast} + \Delta E_{sup} \quad 5.40$$

A variação de energia elástica é negativa, porque é uma energia cedida ao sistema quando há crescimento da trinca e, por outro lado, a energia de superfície é positiva, porque corresponde a um ganho de energia.

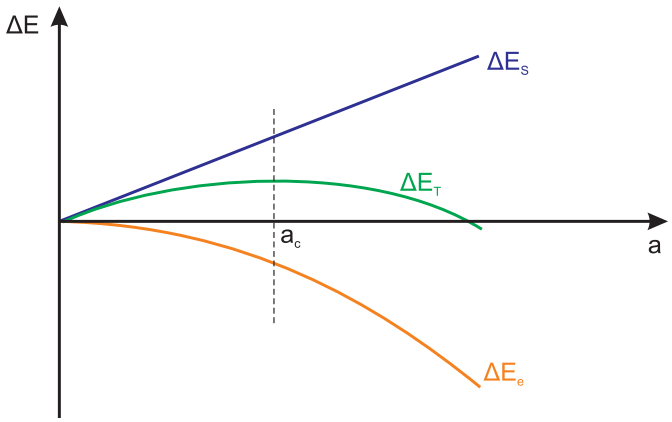


Figura 11. Critério de Griffith. Variação da energia elástica (em laranja), variação de energia de superfície (em azul) e variação da energia total (em verde). Fonte: os autores.

[8] Outra forma de visualizar é considerando o γ_s como a energia requerida para quebrar as ligações atômicas por unidade de área criada pela trinca; portanto, a equação *5.37* fornece o trabalho ou a energia requerida para superar a energia de ligação atômica para gerar uma trinca de tamanho a.

Analisemos a Figura 12. Para trincas menores do que $\mathbf{a_c}$, a energia total do sistema aumenta com o aumento do tamanho da trinca, portanto, não ocorre propagação. Nesse caso, verifica-se que com um incremento da_1 de uma trinca menor do que a_c, o incremento da energia de superfície (requerida) é maior do que o incremento de energia elástica (disponível)[9]. Por outro lado, para um incremento da_2 de uma trinca maior do que a_c, o incremento da energia de superfície (requerida) é menor do que o incremento de energia elástica (disponível)[10].

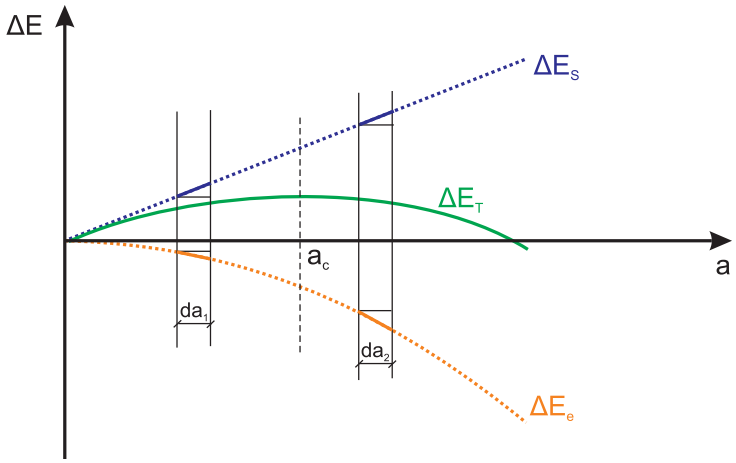


Figura 12. Incremento de energia elástica (representado pela linha cheia em laranja) e incremento de energia de superfície (representado pela linha cheia em azul) para incrementos de tamanho de trinca da_1 e da_2. Fonte: os autores.

Vê-se que, a partir de um certo valor de tamanho de trinca crítico, chamado de $\mathbf{a_c}$, a energia total do sistema diminui com o crescimento da trinca. Dessa forma, a partir desse valor ocorrerá propagação instável da trinca. Em outras palavras, a propagação instável ocorre quando o aumento da energia de superfície é igual à diminuição da energia elástica.

Variando-se a tensão média $\boldsymbol{\sigma}$ (ou seja, a tensão no infinito, ou ainda, na ausência da trinca) aplicada à chapa, a curvatura da parábola que representa a variação de energia elástica será alterada e, consequentemente, o valor de $\mathbf{a_c}$ também será alterado. Em outras palavras, se a tensão média for aumentada, o $\mathbf{a_c}$ será menor. Não se pode falar, portanto, em um valor crítico do tamanho da trinca para haver crescimento instável, mas sim em um par de valores críticos: $\mathbf{(a, \sigma)_{crit}}$.

Esse par corresponde ao ponto de máximo da curva de variação de energia total[11], podendo ser facilmente equacionado pelas derivadas das equações anteriores:

$$\frac{d\Delta E_{elast}}{da} = -\frac{2\pi\sigma^2 a}{2E} \qquad 5.41$$

[9] Basta olhar, no gráfico, os tamanhos das linhas cheias em azul e laranja para o incremento da_1.

[10] Basta olhar, no gráfico, os tamanhos das linhas cheias em azul e laranja para o incremento da_2.

[11] Pode ser plotado no gráfico ΔE_{elast} com sinal positivo. Com a trinca menor do que a_c, as inclinações da curva ΔE_{elast} x a serão menores do que a inclinação da reta ΔE_{sup} x a. Isso quer dizer que a liberação de energia elástica não é suficiente para atingir a energia necessária à criação de novas superfícies. Com valores maiores de trinca, as inclinações da curva ΔE_{elast} x a vão aumentando até que, quanto for atingido o a_c, a inclinação será igual à da reta ΔE_{sup} x a. Em outras palavras, a trinca se torna crítica porque a energia elástica liberada iguala-se à energia requerida para a criação de superfícies. Essa é outra maneira de análise que, no fim das contas, converge para a explicação apresentada no texto.

$$\frac{d\Delta E_{sup}}{da} = +2.\gamma_s \tag{5.42}$$

Com isso:

$$\frac{d\Delta E_T}{da} = \frac{d\Delta E_{elast}}{da} + \frac{d\Delta E_{sup}}{da} = -\frac{2\pi\sigma_c^2 a_c}{2E} + 2.\gamma_s = 0 \tag{5.43}$$

portanto:

$$\frac{\pi.\sigma_c^2.a_c}{E} = 2.\gamma_s \tag{5.44}$$

O que resulta na conhecida equação de Griffith:

$$\sigma_c = \left(\frac{2.E.\gamma_s}{\pi.a_c}\right)^{\frac{1}{2}} \tag{5.45}$$

É importante observar os efeitos de cada variável na equação, mantendo as demais variáveis fixas:

- Quanto maior o valor da energia de superfície do material, maior será a tensão crítica.
- Quanto maior o tamanho da trinca, menor será a tensão crítica.
- Quanto maior o módulo de elasticidade, maior será a tensão crítica. Se o módulo de elasticidade aumenta, reduz-se a energia elástica armazenada (ver equação *5.27*) e, consequentemente, resulta em menos energia liberada.

Para estado plano de deformação, vale a seguinte equação:

$$\sigma_c = \left(\frac{2.E.\gamma_s}{\pi.(1-\nu^2).a_c}\right)^{\frac{1}{2}} \tag{5.46}$$

A teoria de Griffith é válida para materiais frágeis, em que não há deformação plástica relevante, por exemplo, materiais cerâmicos. No entanto, quando há deformação plástica na ponta de trinca, uma certa quantidade de energia, além da energia elástica de superfície γ_s, é gasta na criação de novas superfícies. Por essa razão, Orowan [3] propôs a introdução de um novo termo relacionado à energia absorvida devido à deformação plástica, denominado γ_p, resultando na equação[12]:

$$\sigma_c = \left(\frac{2.E.(\gamma_s+\gamma_P)}{\pi.a_c}\right)^{\frac{1}{2}} \tag{5.47}$$

[12] Com a zona plástica na ponta da trinca muito menor do que o tamanho da trinca ou espessura do corpo de prova ou componente, é possível efetuar o balanço de energia considerando a liberação de energia elástica.

É importante notar que a equação de Griffith (equação 5.45), escrita como

$$\sigma_c . \sqrt{a_c} \geq const. \qquad 5.48$$

exprime a relação fundamental da Mecânica da Fratura.

A MF investiga o significado, a determinação experimental e a aplicação a estruturas reais da constante dessa equação para os vários materiais de interesse, quer linearmente elásticos, quer elasto-plásticos. Nesse sentido, a limitação da teoria de Griffith, que é aplicável a materiais linearmente elásticos, seria a relação entre a constante e propriedades fundamentais do material, a saber, o Módulo de Elasticidade (E) e a energia de superfície (γ_s).

5.1.5 Curvas G e R

A derivada da variação da energia elástica por ponta de trinca, ou seja, $d\Delta E_{elast}/da$, recebe na Mecânica da Fratura, o símbolo G, sendo denominada *energy release rate*. Sendo a derivada de uma energia por um comprimento, tem a dimensão de força e é também denominada *crack extension force*. Analogamente, a derivada da variação da energia de superfície por ponta de trinca, $d\Delta E_{sup}/da$, recebe o símbolo R, sendo denominada *energy absorption rat*e ou *crack resistance force*. Em termos de G e R, para haver instabilidade, a condição seria:

$$G \geq R \qquad 5.49$$

e, a condição crítica:

$$G_c \geq R \qquad 5.50$$

Em outras palavras, a instabilidade de uma trinca ocorre quando a taxa de liberação de energia elástica devido à presença de uma trinca é maior ou igual do que a resistência da trinca para o crescimento (taxa de absorção de energia).

Em termos de **G** e **R**, é possível visualizar facilmente a condição de instabilidade de uma trinca de tamanho $\mathbf{2a_1}$ em um material linearmente elástico, isto é, em que R é constante com **Δa**, como mostra a Figura 13[13]. A inclinação da reta G x Δa é proporcional[14] a $\boldsymbol{\sigma^2}$. Verifica-se que, nessa condição, G_c é independentemente do tamanho da trinca.

[13] Nessa representação, à esquerda é plotado o tamanho da trinca inicial e à direita é plotado o Δa.

[14] Assim, a curva G x Δa para uma trinca de tamanho a_1 (maior do que a_2) é para um nível de tensão menor do que na curva G x Δa para uma trinca de tamanho a_2.

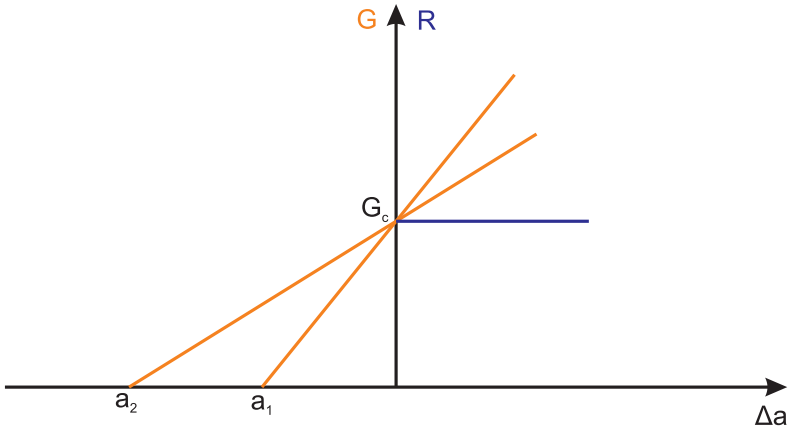


Figura 13. Curvas G e R *versus* Δa para um material linear elástico, sendo G x Δa em laranja e R x Δa em azul. Modificado de [4].

A Figura 14 mostra a mesma situação para um material que apresenta curva R x Δa crescente.

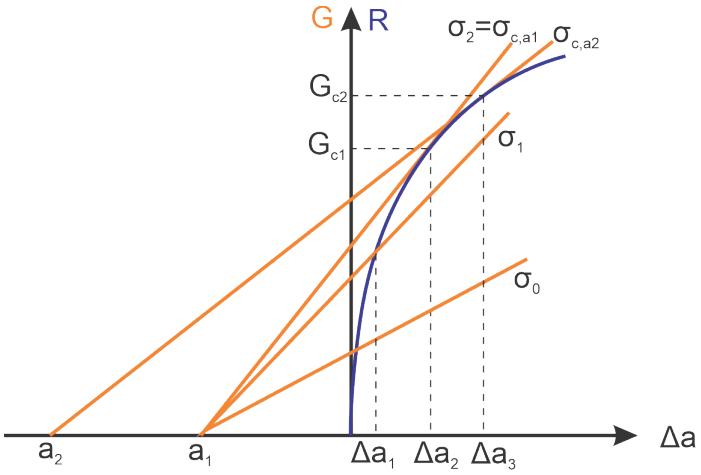


Figura 14. Curvas G e R *versus* Δa para curva R crescente, sendo G x Δa em laranja e R x Δa em azul. Modificado de [4].

Para uma tensão σ_0, a trinca de tamanho a_1 começaria a propagar. A propagação, entretanto, seria estável, isto é, ocorreria sob tensões crescentes. Sob tensão σ_1, por exemplo, a trinca teria propagado Δa_1. Para um valor da tensão igual a σ_2, a trinca se tornaria instável após um crescimento estável igual a Δa_2. Nesse caso de R crescente, verifica-se que o valor crítico de G depende do tamanho da trinca, não sendo, portanto, uma característica do material[15]. A característica mais importante desse caso é que a **propagação instável é precedida de propagação estável**. A curva R crescente efetivamente existe para materiais metálicos, particularmente quando as dimensões – espessura da chapa e geometria da trinca – são tais que colocam a frente da trinca, aproximadamente, em estado plano de tensão, ou seja, quando a restrição à deformação é minimizada.

[15] Basta verificar que, para a trinca de tamanho a_2, o G_c é maior do que o G_c para a trinca a_1.

A Figura 15 mostra o caso em que a propagação final de uma trinca que cresce por fadiga é instável. Com a tensão variando entre zero e σ_1, a trinca se tornaria instável após um crescimento Δa_1 por fadiga. Analogamente, o crescimento estável por influência do meio, por exemplo, corrosão sob tensão (CST), teria comportamento similar.

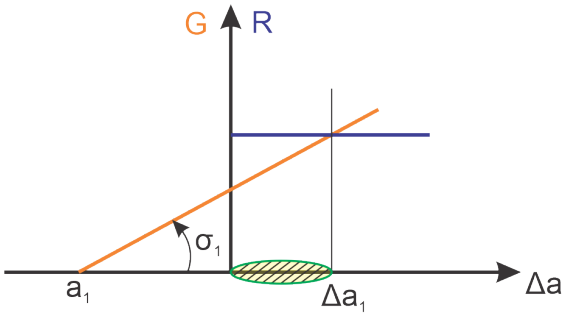


Figura 15. Curvas G e R *versus* Δa para o caso de crescimento subcrítico de uma trinca até atingir o tamanho crítico para ocorrência de propagação instável. G x Δa em laranja e R x Δa em azul.
Fonte: os autores.

Com o auxílio das curvas G e R, pode-se entender a importante diferença de comportamento de uma estrutura quando a fratura frágil ocorre em condições de "garra fixa" e de "carga fixa". Como consequência, em condições de "carga fixa", a curva G se apresenta como uma reta e a instabilidade, após iniciada, não é interrompida, resultando em uma fratura catastrófica. Em condições de "garra fixa", à medida que a trinca propaga, as tensões são aliviadas. Dessa forma, como mostra a Figura 16, a curva G teria coeficiente angular decrescente, tornando-se, eventualmente, negativo. Nesse exemplo, foi considerado R constante.

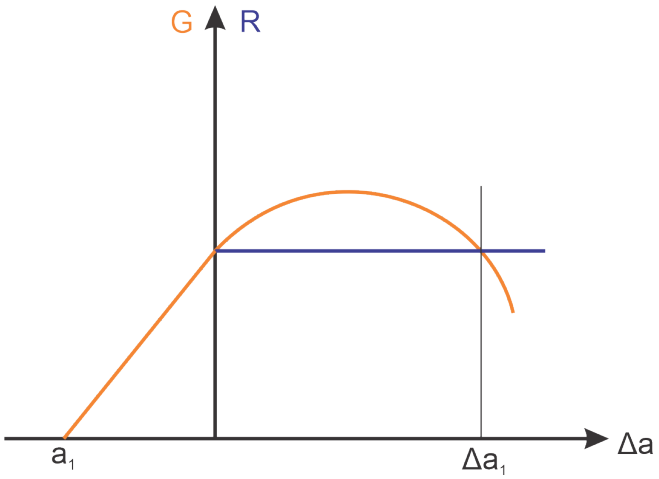


Figura 16. Curvas G e R *versus* Δa para o caso de "garra fixa", sendo G x Δa em laranja e R x Δa em azul.
Fonte: os autores.

A curva G cortaria a curva R após um certo crescimento instável Δa_1 e a trinca seria imobilizada. Quando se recorda que um ensaio hidrostático se aproxima de condições de "garra fixa" e um ensaio pneumático de "carga fixa", pode-se compreender a importância prática dessa diferença. Nota-se, por outro lado, que o valor crítico, G_c, para que ocorra propagação instável, é o mesmo nos dois casos,

considerando o mesmo material. Dessa forma, em termos de integridade estrutural, o ensaio pneumático não é mais "severo" do que o ensaio hidrostático; a diferença é apenas quanto às consequências da ocorrência de uma fratura instável nas duas condições de solicitação.

Cabe aqui uma ressalva sobre o teste pneumático em relação ao risco. O teste pneumático é muito mais perigoso do que o teste hidrostático. Considerando o mesmo nível de pressão, no teste pneumático a energia acumulada no equipamento pressurizado é muito maior devido à compressibilidade do ar ou gás utilizado. Dessa forma, uma fratura em um teste pneumático resulta uma liberação explosiva dessa energia, tendo como consequência ondas de choque e possíveis fragmentos do equipamento ou tubulação projetados. Por essa razão, em caso de necessidade de teste de pressão, o teste hidrostático deve ser sempre considerado como primeira opção. Devido ao maior risco, os códigos de projeto recomendam uma pressão menor de teste, uma maior área de isolamento e outras medidas mais restritivas para o teste pneumático, em comparação com o teste hidrostático.

As curvas G e R também podem racionalizar o fenômeno da bifurcação de uma trinca instável e melhorar o entendimento do fenômeno de imobilização de uma trinca instável.

Após a instabilidade, quando a trinca cresce Δa_c (ou seja, quando o tamanho da trinca for $2a_c$), o G será o dobro de R (G = 2R). Isso significa que é liberada energia suficiente para o crescimento de duas trincas, ou seja, a trinca pode sofrer bifurcação, conforme representado na Figura 17. Quando, a partir dessa referência, a trinca cresce mais Δa_c (ou seja, $a = 3a_c$), G = 3R e uma nova bifurcação da trinca poderá ocorrer. O mesmo acontece quando a trinca cresce mais Δa_c ($a = 4a_c$) e G = 4R e assim sucessivamente, ou seja, a trinca poderia bifurcar quando $a/a_c = 2, 3, 4, ...$ Quando ocorre bifurcação de uma trinca, o aumento de energia cinética é reduzido e, consequentemente, uma trinca que bifurca se propaga com velocidade menor do que uma trinca que não bifurca.

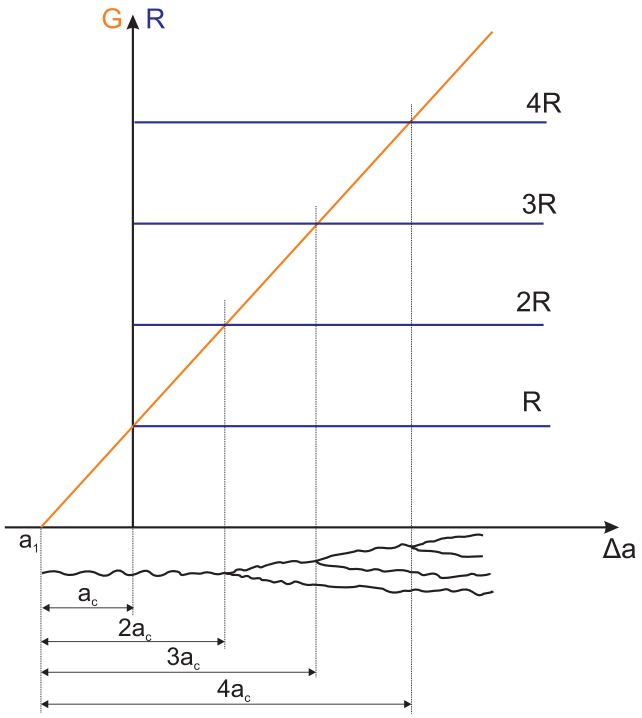


Figura 17. Curvas G e R *versus* Δa. Bifurcação de trinca, sendo G x Δa em laranja e R x Δa em azul. Modificado de [4].

No entanto, a trinca tende a bifurcar antes se considerarmos também o efeito da energia cinética[16]. Para G > R, a área entre a curva G e R representa uma energia disponível que deveria ser convertida em energia cinética. Supondo que essa energia pudesse ser aproveitada para a propagação da trinca, esta poderia sofrer bifurcação durante um trecho limitado após um crescimento arbitrário Δa, bastando as áreas assinaladas serem iguais, conforme detalhado a seguir. Consideremos o exemplo mostrado na Figura 18, em que a trinca bifurca em B (quando $\Delta a = a_c/2$), com o uso da energia cinética total disponível (área roxa). A energia necessária para o crescimento de ambas as trincas é igual a 2R, o que não foi atingido por G. Considerando que a trinca bifurcada cresce de B até C, temos que:

Energia total consumida = Área hachurada (área verde + área amarela)

Energia fornecida pela liberação de energia elástica = Área amarela

Então: Energia necessária = Área verde.

Como a energia cinética disponível no início da bifurcação (área roxa) é suficiente (área roxa = área verde), então a trinca continua propagando. No entanto, essa energia cinética vai sendo consumida até a trinca ramificada crescer mais $a_c/2$ (ou seja, chegar até C), portanto, durante esse processo, a velocidade de propagação da trinca vai reduzindo até C. Como nesse ponto a taxa de liberação de energia elástica é suficiente para as duas trincas, ocorrerá instabilidade imediata (portanto, não ocorrerá interrupção completa) e a trinca bifurcada volta a acelerar a partir de C. Outras bifurcações podem ir ocorrendo, seguindo o mesmo princípio.

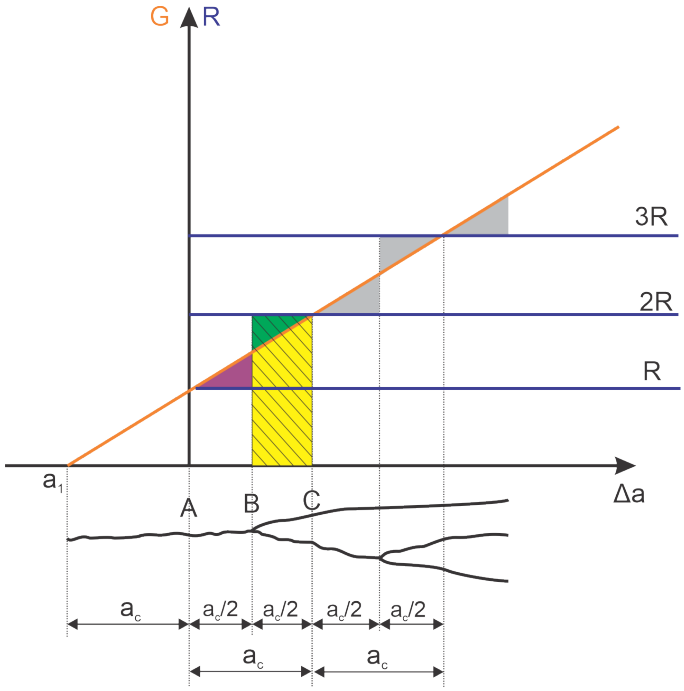


Figura 18. Curvas G e R *versus* Δa. Demonstração de bifurcação de trincas considerando o uso da energia cinética disponível. Modificado de [4].

[16] O critério de balanço de energia é uma simplificação. Na verdade, o excesso de energia após a instabilidade é convertido em energia cinética, que pode ser usada na propagação da trinca. Sendo assim, o problema deve ser analisado considerando não apenas as taxas de energia, mas também os valores de energia total.

Analisemos outro exemplo mostrado na Figura 19. Quando $\Delta a = \Delta a_1$ (nesse caso, $\Delta a_1 < a_c/2$), a energia cinética disponível (área em roxo) propicia a bifurcação, pois a área roxa é igual à área verde. Então, após a bifurcação, a energia cinética (área roxa) vai sendo consumida, fazendo com que a velocidade de ambas as trincas diminua. Nesse exemplo, a taxa de liberação de energia elástica (em B) é insuficiente para a propagação de duas trincas, mas é suficiente para a propagação de uma. Uma das ramificações, portanto, se torna instável novamente e continua propagando, enquanto a outra é interrompida.

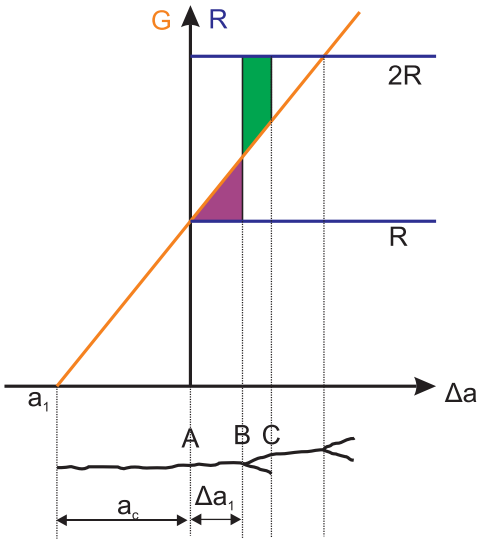


Figura 19. Curvas G e R *versus* Δa. Bifurcação de trinca, levando-se em consideração a energia cinética. Modificado de [4].

Seguindo o mesmo raciocínio, na Figura 16 a trinca não seria imobilizada após o crescimento Δa_1, pois teria uma certa energia cinética disponível (área roxa indicada na Figura 20). A imobilização ocorreria após um crescimento adicional (quando a área roxa fosse igual à área verde), como mostra a Figura 20, e o material se comportaria como se tivesse menor tenacidade, ou seja, com $G_{a,}$ que é o G de imobilização (*arrest* do inglês), o qual é menor do que G_c. A imobilização, portanto, ocorreria com a trinca de tamanho a_a (maior do que $(a_c + \Delta a_1)$ e com G_a.

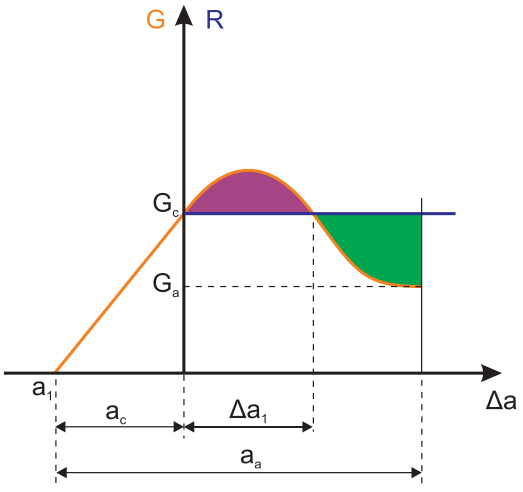


Figura 20. Curvas G e R *versus* Δa. Imobilização de trinca, considerando a energia cinética. Modificado de [4].

Por último, supondo que o material fosse sensível à velocidade de deformação (*strain rate sensitive*) e sabendo que o material na ponta de uma trinca é solicitado com velocidade crescente à medida que a trinca acelera, seria de se esperar um decréscimo de R com a propagação e aceleração da trinca. A condição de imobilização se tornaria extremamente complexa, como esquematizado na Figura 21. O valor de R decresce até o ponto de cruzamento com G e, em seguida, cresce, pois a velocidade de propagação da trinca passa a diminuir, consumindo energia cinética[17]. O valor de R, no momento em que a trinca é interrompida, é o mesmo do início da instabilidade, pois, em ambos os casos, a velocidade de propagação da trinca é zero. O valor de G_a será menor do que G_c, como no caso anterior.

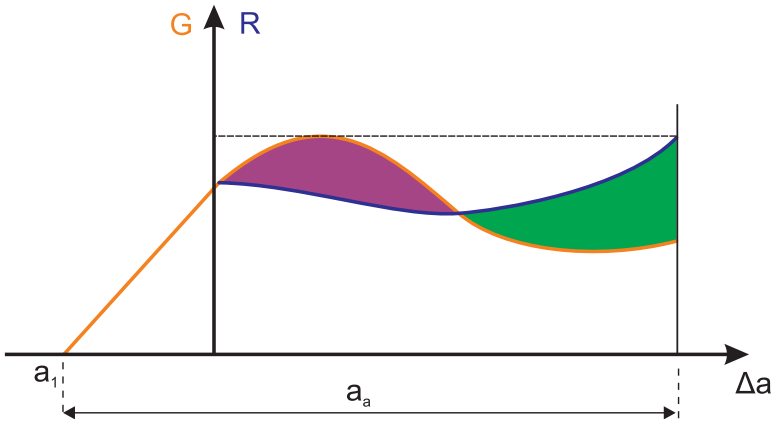


Figura 21. Curvas G e R *versus* Δa. Imobilização de trinca, considerando material sensível à taxa de deformação. Modificado de [4].

5.1.6 Análise para carregamento constante e deslocamento constante

A energia potencial elástica em um corpo (Π) é igual à energia de deformação armazenada (U) neste corpo menos o trabalho realizado por forças externas (W).

$$\Pi = U - W = \Delta E_{elást} \qquad 5.51$$

É importante lembrar que, em um corpo de prova trincado, G corresponde à taxa de variação dessa energia potencial elástica com o tamanho da trinca.

De maneira geral, se uma trinca cresce, a energia de deformação no corpo aumenta ou diminui, a rigidez do corpo diminui e a energia vai sendo consumida para criar as duas novas superfícies. Vamos analisar os casos de carregamento constante e deslocamento constante:

a) Carregamento constante

Vamos considerar uma chapa trincada, submetida a um carregamento constante, conforme representado na Figura 22a.

[17] R vai aumentando à medida que se aproxima do ponto de *arrest* da trinca porque a redução na energia cinética será acompanhada por uma redução na velocidade de propagação da trinca, portanto, menor taxa de deformação e menor resistência ao escoamento à frente da trinca.

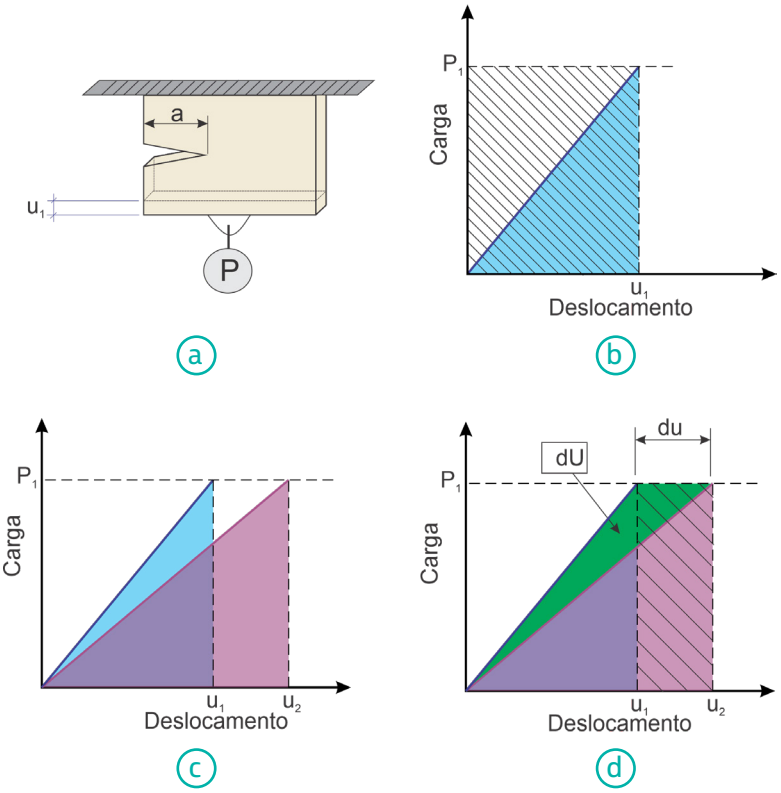


Figura 22. Caso de carregamento constante. Fonte: os autores.

O trabalho realizado pela carga P_1, representado pela área hachurada da Figura 22b, é igual a:

$$W = P_1 . u_1 \tag{5.52}$$

E a energia de deformação armazenada será:

$$U = \int_0^{u_1} P_1 . du_1 \tag{5.53}$$

$$U = \frac{1}{2} . P_1 . u_1 \tag{5.54}$$

Portanto:

$$\Delta E_{elást} = U - W = \frac{P_1 . u_1}{2} - P . u_1 = -\frac{P_1 . u_1}{2} = -U \tag{5.55}$$

Lembrando que:

$$G = -\frac{d\Delta E_{elast}}{da} \tag{5.56}$$

Portanto, temos que, para carga constante:

$$G = \frac{dU}{da} = \frac{P_1}{2} . \frac{du}{da} \tag{5.57}$$

Baseado na análise gráfica, podemos verificar, conforme Figura 22b e 22c, que:

A energia de deformação elástica U_a (com uma trinca de tamanho a) será representada pela área sob a reta azul (área em azul).

$$U_{(a)} = \frac{1}{2}.P_1.u_1 \quad 5.58$$

Se houver um aumento infinitesimal no tamanho da trinca (a + da), a energia elástica passará a ser a área sob a reta roxa (área roxa).

$$U_{(a+da)} = \frac{1}{2}.P_1.u_2 \quad 5.59$$

Nesse caso, o deslocamento irá aumentar de u_1 para u_2, pois, com o aumento da trinca, a rigidez diminuirá. Sabendo que:

$$u_2 - u_1 = \mathrm{d}u \quad 5.60$$

A energia elástica liberada para o caso de carga constante (U), nesse caso, corresponderá à diferença entre as áreas[18], conforme representado pela área verde mostrada na Figura 22d.

$$dU = \frac{1}{2}.P_1.(u_2 - u_1) = \frac{1}{2}.P_1.\mathrm{d}u \quad 5.61$$

Esse valor corresponde a um aumento na energia de deformação por conta da contribuição da carga P.

A energia elástica liberada poderá ser transformada em energia de superfície absorvida (em consequência da criação de novas superfícies decorrente do avanço da trinca).

O trabalho dW realizado, representado pela área hachurada na Figura 22d, será:

$$dW = P_1.\mathrm{d}u \quad 5.62$$

Portanto, com o crescimento da trinca em da, teremos:

$$d\Delta E_{elast} = \mathrm{dU} - \mathrm{dW} = \frac{1}{2}.P_1.\mathrm{d}u - P_1.\mathrm{d}u = -\frac{P_1.\mathrm{d}u}{2} \quad 5.63$$

b) Deslocamento constante

Consideremos uma chapa trincada submetida a um deslocamento constante, conforme representado na Figura 23a.

[18] Uma forma fácil de visualizar é verificando que $(P_1.u_2)/2$ também equivale à área do triângulo acima da linha roxa, e $(P_1.u_1)/2$ também equivale à área do triângulo acima da linha azul. A diferença entre essas áreas corresponde à área verde.

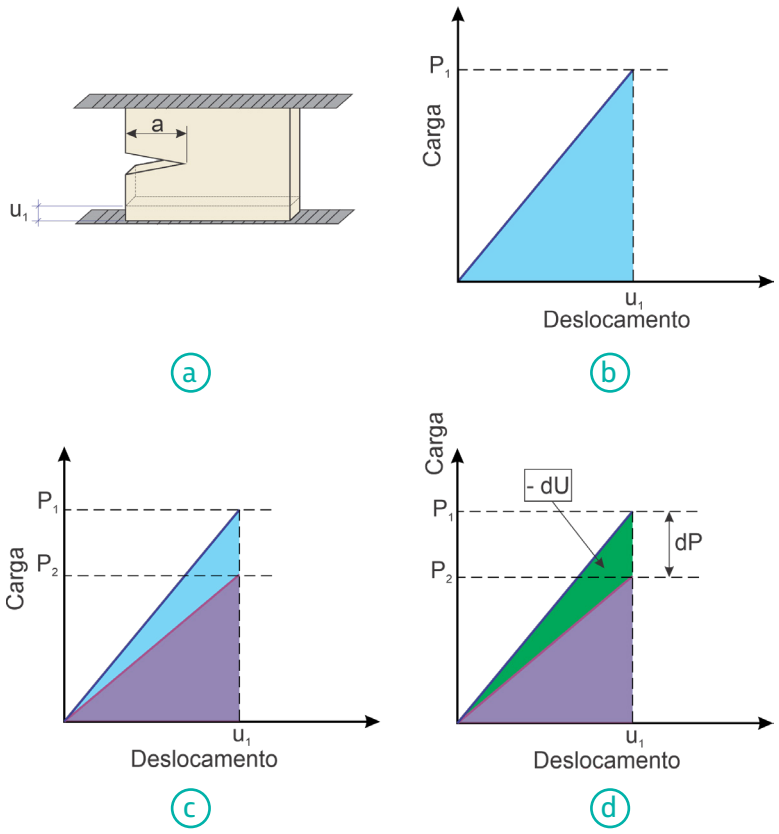


Figura 23. Caso de deslocamento constante. Fonte: os autores.

Uma vez que se trata de um caso controlado por deslocamento, o trabalho realizado corresponde a:

$$W = 0 \tag{5.64}$$

E a energia de deformação armazenada será:

$$U = \frac{1}{2}.P_1.u_1 \tag{5.65}$$

Portanto:

$$\Delta E_{elást} = U - W = \frac{P_1.u_1}{2} - 0 = \frac{P_1.u_1}{2} = U \tag{5.66}$$

Lembrando que:

$$G = -\frac{d\Delta E_{elast}}{da} \tag{5.67}$$

Temos que, para deslocamento constante:

$$G = -\frac{dU}{da} = -\frac{u_1}{2}.\frac{dP}{da} \tag{5.68}$$

Baseado na análise gráfica, podemos verificar, conforme Figura 23b e 23c, que:

A energia elástica será representada pela área sob a reta azul (área azul).

$$U_{(a)} = \frac{1}{2}.P_1.u_1 \quad 5.69$$

Se houver um aumento infinitesimal no tamanho da trinca (a + da), a energia elástica passará a ser a área sob a reta roxa (área roxa):

$$U_{(a+da)} = \frac{1}{2}.P_2.u_1 \quad 5.70$$

Essa nova energia elástica será menor, pois o aumento da trinca fará com que a rigidez da chapa diminua e, consequentemente, a carga P_1 irá diminuir para P_2. Mais uma vez, essa energia elástica liberada poderá ser transformada em energia absorvida pelas novas superfícies geradas pelo avanço da trinca. Chamando:

$$P_1 - P_2 = dP \quad 5.71$$

A energia elástica liberada para o caso de deslocamento constante corresponderá à diferença entre as áreas, conforme representado pela área verde mostrada na Figura 23d.

$$dU = \frac{1}{2}.u_1.(P_2 - P_1) = \frac{1}{2}.u_1.dP \quad 5.72$$

Como P_2 é menor do que P_1, temos que *dU* será menor do que zero. Nesse caso, como não há contribuição de carga externa, **a energia de deformação diminui.**

Para o caso de deslocamento constante, temos que dW = 0 (área igual a zero), portanto:

$$d\Delta E_{elást} = dU - dW = \frac{u_1.dP}{2} \quad 5.73$$

Nesse momento, é importante introduzir o conceito de *compliance*[19] (C), que corresponde ao inverso da rigidez. Dessa forma:

$$C = \frac{u}{P} \quad 5.74$$

Logo:

$$P = \frac{u}{C} \quad 5.75$$

Substituindo a equação *5.75* na equação *5.68* (para o caso de deslocamento constante) e sabendo que o deslocamento (u_1) permanece constante, chegamos a:

$$G = -\frac{u_1}{2}.\frac{dP}{da} = \frac{{P_1}^2}{2}.\frac{dC}{da} \quad 5.76$$

[19] A *compliance* depende da geometria do corpo de prova e do tamanho da trinca.

A partir da equação *5.74*, temos que:

$$u = C.P \tag{5.77}$$

Substituindo a equação *5.77* na equação *5.57* (para o caso de carga constante) e sabendo que a carga (P_1) permanece constante, temos:

$$G = \frac{P_1}{2}.\frac{du}{da} = \frac{{P_1}^2}{2}.\frac{dC}{da} \tag{5.78}$$

Sobre a taxa de liberação de energia, podemos concluir que:

$$(G)_{carga\ constante} = \frac{P_1}{2}.\frac{du}{da} \tag{5.79}$$

$$(G)_{deslocamento\ constante} = -\frac{u_1}{2}.\frac{dP}{da} \tag{5.80}$$

O valor de G (taxa de liberação de energia elástica) é o mesmo para os casos de deslocamento constante e carga constante, ou seja:

$$(G)_{carga\ constante} = -(G)_{carga\ constante} = \frac{{P_1}^2}{2}.\frac{dC}{da} \tag{5.81}$$

Sobre a energia de deformação, podemos concluir que:

- O aumento na trinca provoca um **aumento na energia elástica, para o caso de carregamento constante**, por conta da contribuição da carga P. Esse aumento é de:

$$dU = \frac{P_1.du}{2} \tag{5.82}$$

- Por outro lado, para o **caso de deslocamento constante (com trabalho externo W igual a zero), a energia de deformação elástica diminuiu de**:

$$dU = \frac{u_1.dP}{2} \tag{5.83}$$

Também podemos perceber graficamente (Figura 24) que os valores dessas energias (sob carregamento constante e sob deslocamento constante) diferem em (dP.du)/2, representado pela área vermelha, ou seja, um valor desprezível.

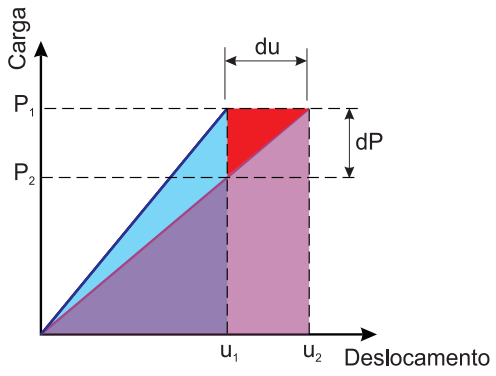


Figura 24. Casos de deslocamento constante e carregamento constante. Fonte: os autores.

Dessa maneira, considerando um aumento do tamanho da trinca para um certo nível de carregamento e um certo nível de deslocamento, temos:

$$(dU)_{carga\ constante} = -(dU)_{deslocamento\ constante} \qquad 5.84$$

Conforme foi demostrado, para o caso de carregamento constante, a energia liberada para criar novas superfícies é oriunda do trabalho externo realizado, o qual aumenta a energia de deformação. Para o caso de deslocamento constante, a energia liberada para criar novas superfícies é oriunda da redução na energia de deformação. Em grande parte dos casos reais, as condições de carregamento constante e deslocamento constante ocorrem ao mesmo tempo.

5.1.7 Obtenção do valor crítico de taxa de liberação de energia (G_c)

Se a relação entre a *compliance* e o tamanho da trinca for determinada para uma dada geometria de corpo de prova e tipo de trinca, então será possível obter o valor crítico de taxa de liberação de energia (G_c) de um determinado material. Isso pode ser feito a partir de experimentos, seguindo os seguintes passos:

a) Plotar diversas curvas carga (P) x deslocamento (u), sendo cada uma com um tamanho de trinca (a). Aumentando o tamanho da trinca, serão obtidas as curvas representadas na Figura 25. Como já visto, com o aumento do tamanho da trinca, a rigidez (M) diminui.

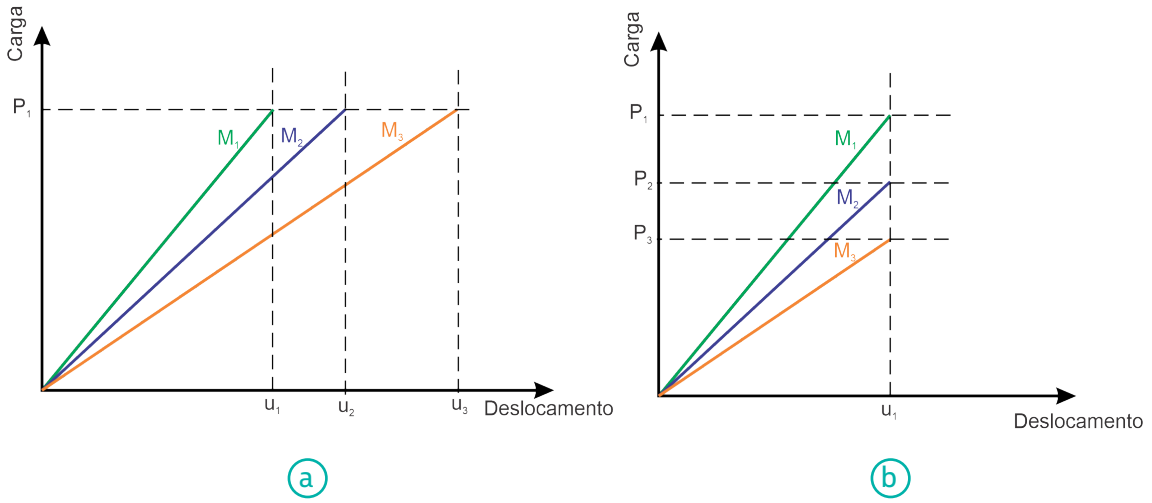


Figura 25. Curva carga (P) versus deslocamento para três tamanhos de trinca diferentes. (a) Ensaio em carga constante. (b) Ensaio em deslocamento constante. A geometria do corpo de prova e o tipo de trinca são os mesmos, mas os tamanhos de trincas são diferentes em cada ensaio. Sendo $a_3 > a_2 > a_1$ e $M_3 < M_2 < M_1$. Fonte: os autores.

b) Calcular a *compliance* (C) para cada curva obtida na etapa anterior, ou seja, para cada tamanho de trinca. Assim, basta calcular a inclinação de cada curva (P/*u*) para obter a rigidez (M) e, como já foi visto, a *compliance* é o inverso da rigidez (C = 1/M).

c) Plotar uma curva *compliance* (C) x tamanho de trinca (a) a partir dos resultados da etapa anterior, conforme representado na Figura 26.

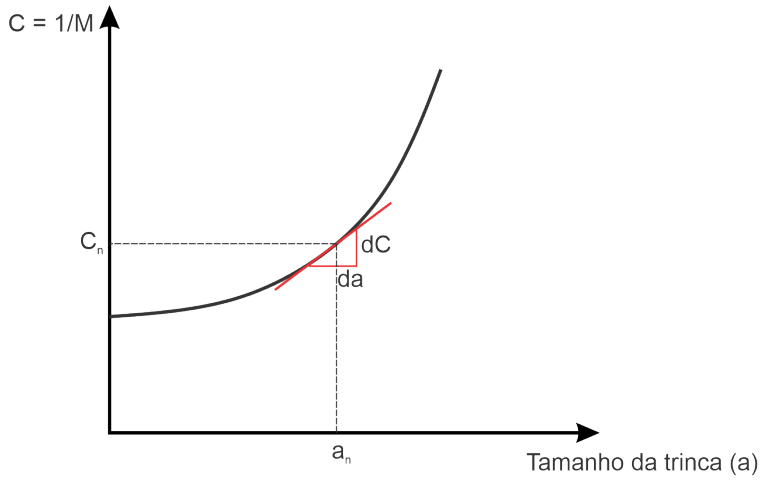


Figura 26. Curva *Compliance versus* tamanho de trinca. Fonte: os autores.

d) Calcular dC/da por meio da diferenciação da curva de *compliance* e plotar uma nova curva dC/da *versus* a, conforme representado na Figura 27.

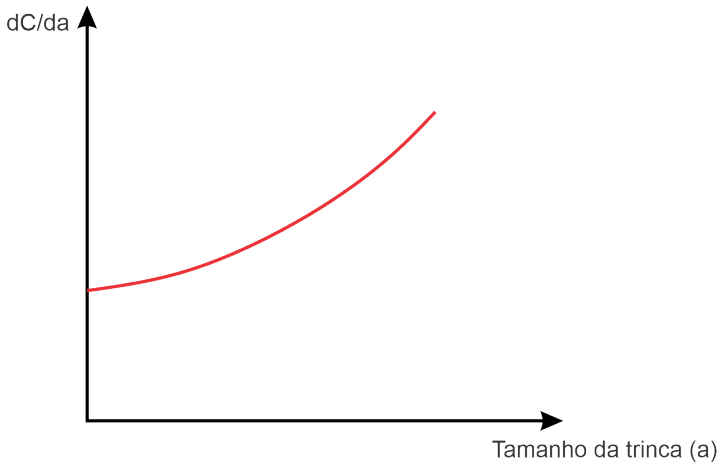


Figura 27. Curva dC/da *versus* a. Fonte: os autores.

e) Para um certo valor de carregamento (P) e um tamanho de trinca (a), é possível calcular a taxa de liberação de energia (G) por meio da equação anteriormente apresentada.

$$G = \frac{P^2}{2} . \frac{dC}{da} \qquad 5.85$$

Para calcular o valor crítico da taxa de liberação de energia elástica (G_c), basta ensaiar um corpo de prova com a mesma geometria dos utilizados para determinar dC/da e com um certo tamanho de trinca (a_{ensaio}). A carga vai sendo aumentada até que ocorra a fratura do corpo de prova, conforme

representado na Figura 28. O valor da carga que provoca a fratura é a carga crítica (P_c) para aquela geometria e tamanho de trinca. Com o tamanho de trinca utilizado (a_{ensaio}), é possível obter o dC/da correspondente a partir da curva mostrada na Figura 27. Com o valor de P_c e de dC/da, é possível obter o G_c.

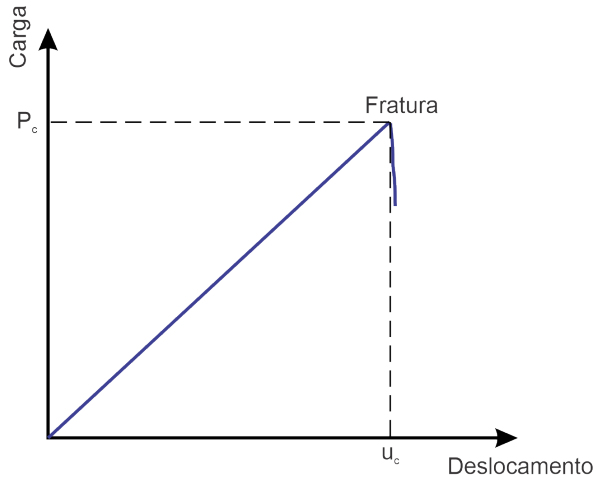


Figura 28. Carga *versus* deslocamento. Ensaio até a fratura. Fonte: os autores.

O G_c será calculado a partir da mesma equação:

$$G_c = \frac{P_c^2}{2} \cdot \left(\frac{dC}{da}\right)_{ensaio} \quad 5.86$$

5.2 Parâmetros utilizados na mecânica da fratura

O parâmetro G, definido anteriormente a partir da teoria de Griffith, foi o primeiro a ser utilizado na mecânica da fratura. Ele pode ser usado como critério de fratura e é uma propriedade do material em condições de R constante. Para os diferentes parâmetros, que serão definidos a seguir, é importante entender em que condições podem ser empregados, como:

a - **critério de fratura**;

b - **parâmetro de campo**;

c - **propriedade do material**.

5.3 Mecânica da Fratura Linear Elástica (MFLE)

Adotando-se um sistema de coordenadas semipolares (onde são definidos r e θ), conforme indicado na Figura 29, vários pesquisadores concluíram que as tensões em torno de uma trinca de raio de curvatura na ponta $\rho \rightarrow 0$, em um material isotrópico linearmente elástico, podem ser descritas pela série:

$$\sigma_{ij} = \left(\frac{K}{\sqrt{r}}\right).f_{ij}(\theta) + \sum_{m=0}^{\infty} A_m.r^{\frac{m}{2}}.g_{ij}^{(m)}(\theta) \qquad 5.87$$

onde σ_{ij} é o tensor das tensões; K é um fator independente de r e θ; e f_{ij} é uma função adimensional de θ. Os termos de ordem superiores dependem da geometria[20], **mas sempre existe o primeiro termo que é proporcional a $1 / \sqrt{r}$.** Para r → ∞, o primeiro termo tende para zero e o somatório dos demais deve ser igual à tensão média ou tensão no infinito, σ. Por outro lado, para r → 0, o primeiro termo tende para infinito, o segundo é uma constante e os demais tendem para zero. Existe, portanto, uma região em torno da ponta da trinca em que as tensões são definidas com suficiente precisão pelo primeiro termo. Essa região é denominada ***singularity dominated zone*** (SDZ), pois o primeiro termo descreve uma singularidade, ou seja, para qualquer geometria, à medida que r → 0, os componentes do tensor tendem para infinito com $1 / \sqrt{r}$. É possível demonstrar que os deslocamentos na SDZ variam com r.

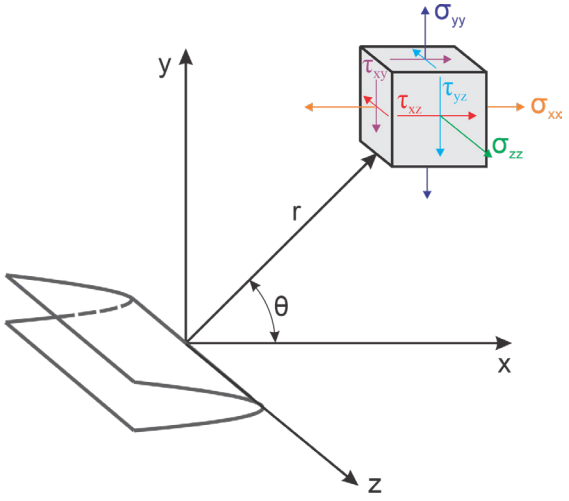


Figura 29. Representação de tensões em um elemento de material próximo à trinca, considerando um sistema de coordenadas semipolares. Fonte: os autores.

Usualmente, é adotada a expressão de G. R. Irwin [5] que introduziu o fator $K = k\sqrt{2.\pi.r}$, que recebe um índice I, II ou III, conforme o modo de solicitação. Assim, na SDZ, tem-se:

$$\sigma_{ij}^{I} = \frac{K_I}{\sqrt{2.\pi.r}}.f_{ij}^{I}(\theta) \qquad 5.88$$

$$\sigma_{ij}^{II} = \frac{K_{II}}{\sqrt{2.\pi.r}}.f_{ij}^{II}(\theta) \qquad 5.89$$

$$\sigma_{ij}^{III} = \frac{K_{III}}{\sqrt{2.\pi.r}}.f_{ij}^{III}(\theta) \qquad 5.90$$

Para modos combinados, cada componente do tensor é a soma das parcelas correspondentes a cada modo.

[20] A_m é a amplitude e $g_{ij}^{(m)}$ é uma função adimensional de θ.

O fator K_I, K_{II} ou K_{III} é chamado fator de intensidade de tensão, pois os demais termos das equações variam apenas com a posição do ponto considerado. Daqui pra frente, todas as considerações serão feitas em torno de K_I, uma vez que o *opening mode* é importante na fratura frágil e na propagação de uma trinca por fadiga ou assistida pelo meio.

Em um material linear elástico, o campo de tensões nas vizinhanças de uma trinca passante, em uma chapa infinita, solicitada em modo I, é dado pelas seguintes equações[21]:

$$\sigma_{xx} = \frac{K_I}{\sqrt{2.\pi.r}}.cos\left(\frac{\theta}{2}\right)\left[1 - sen\left(\frac{\theta}{2}\right)sen\left(\frac{3\theta}{2}\right)\right] \quad 5.91$$

$$\sigma_{yy} = \frac{K_I}{\sqrt{2.\pi.r}}.cos\left(\frac{\theta}{2}\right)\left[1 + sen\left(\frac{\theta}{2}\right)sen\left(\frac{3\theta}{2}\right)\right] \quad 5.92$$

$$\tau_{xy} = \frac{K_I}{\sqrt{2.\pi.r}}.cos\left(\frac{\theta}{2}\right).sen\left(\frac{\theta}{2}\right).\cos\left(\frac{3\theta}{2}\right) \quad 5.93$$

Para estado plano de tensão:

$$\sigma_{zz} = 0 \quad 5.94$$

Para estado plano de deformação:

$$\sigma_{zz} = \nu(\sigma_{xx} + \sigma_{yy}) \quad 5.95$$

$$\tau_{xz} = \tau_{yz} = 0 \quad 5.96$$

Se K for conhecido, é possível resolver todas as componentes de tensão e deformação em função de r e θ.

Percebe-se que essas equações podem ser divididas em duas partes: uma que descreve a posição do ponto onde se quer determinar as tensões e outra, função do parâmetro K_I, que é apenas um fator multiplicativo e que determina o valor da tensão no ponto.

K_I tem dimensão de uma tensão multiplicada pela raiz quadrada de um comprimento. A tensão (σ) corresponde à tensão na ausência da trinca, e a única dimensão envolvida no problema é o comprimento da trinca passante (a) do modelo. Podemos, portanto, deduzir que o fator K_I, em qualquer geometria, será dado por:

$$K_I = Y.\sigma.\sqrt{\pi.a} \quad 5.97$$

onde Y é um parâmetro adimensional, função da geometria da trinca e do carregamento.

É possível demonstrar que, para uma trinca passante em uma chapa infinita (Figura 30), Y = 1, portanto:

$$K_I = \sigma.\sqrt{\pi.a} \quad 5.98$$

[21] Também foram definidas as expressões para os deslocamentos, conforme as equações *5.150* e *5.151*.

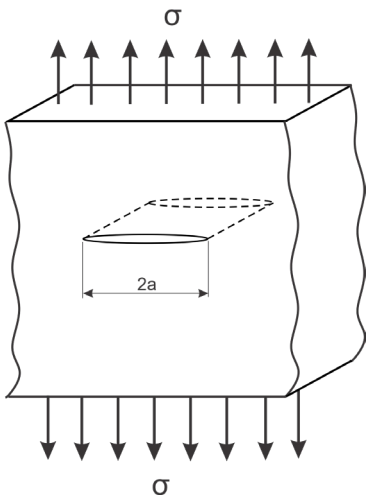


Figura 30. Trinca passante em uma chapa infinita. Fonte: os autores.

No item 5.3.1 serão mostrados outros exemplos de soluções para K_I.

A curva em verde mostrada na Figura 31 esquematiza a variação de σ_{yy} no plano da trinca, isto é, para $\theta = 0$, conforme a equação *5.99*.

$$\sigma_{xx} = \sigma_{yy} = \frac{K_I}{\sqrt{2.\pi.r}} \qquad 5.99$$

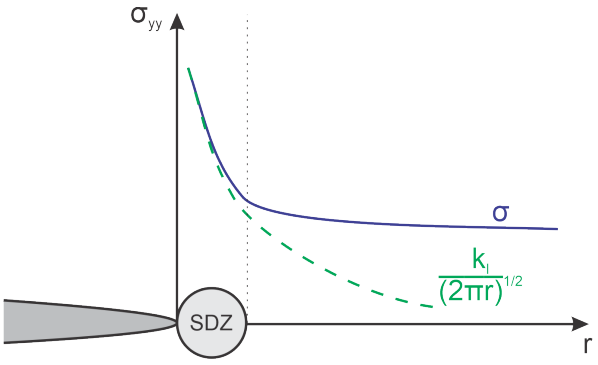


Figura 31. Variação de σ_{yy} no plano da trinca (para $\theta = 0$), em verde. Em azul, o valor de tensão, a qual, longe da trinca, tende a um valor constante (indicado por σ). Modificado de [6].

Podemos perceber que, se r tender ao infinito, as tensões tenderiam para zero, o que evidentemente está errado, já que devem tender para σ. Isso significa que as equações de Irwin valem para uma região próxima da trinca e o entorno de validade das equações é chamado *Singularity Dominated Zone (*SDZ), conforme definido anteriormente. Nota-se, portanto, que a SDZ é definida para um valor de **r pequeno em relação à única dimensão envolvida no problema**, ou seja, o tamanho da trinca.

Podemos chegar à relação entre G e K de acordo com a explicação a seguir. Da equação *5.41*, temos:

$$G = \frac{\sigma^2 \pi a}{E} \quad 5.100$$

Lembrando que:

$$K_I = \sigma . \sqrt{\pi . a} \quad 5.101$$

Comparando ambas as equações *5.100* e *5.101*, teremos a relação entre G e K:

$$G_I = \frac{K_I^2}{E'} \quad 5.102$$

Onde:

Para estado plano de tensão:

$$E' = E \quad 5.103$$

Para estado plano de deformação:

$$E' = \frac{E}{1 - \nu^2} \quad 5.104$$

E, no caso de modos combinados:

$$G = \frac{K_I^2}{E'} + \frac{K_{II}^2}{E'} + \frac{K_{III}^2}{E'} \quad 5.105$$

pois G é um escalar.

Quando a estrutura está sujeita a tensões combinadas, para cada modo de solicitação da trinca, vale o princípio da superposição. Isso é, para solicitações A, B e C simultâneas:

$$K_I^{total} = K_I^A + K_I^B + K_I^C \quad 5.106$$

Nota-se que:

$$K_I^{total} \neq K_I^A + K_{II}^A + K_{III}^A \quad 5.107$$

Esse princípio tem várias aplicações, em particular, no caso de estruturas soldadas em que as tensões podem ser divididas em tensões de membrana e tensões de flexão. Os códigos e documentos similares referentes a aplicações da MF sempre recorrem à expressão:

$$K_I^{total} = K_I^{membrana} + K_I^{flexão} \quad 5.108$$

5.3.1 Expressões de K_I

Em várias configurações simples, mas importantes na prática, expressões analíticas de K_I são disponíveis na literatura. A seguir são mostrados alguns exemplos. Em casos mais complexos, o fator de intensidade de tensão pode ser estimado por análise numérica ou por meio de experimentos.

a) Trinca passante em uma chapa com largura W finita, conforme representado na Figura 32

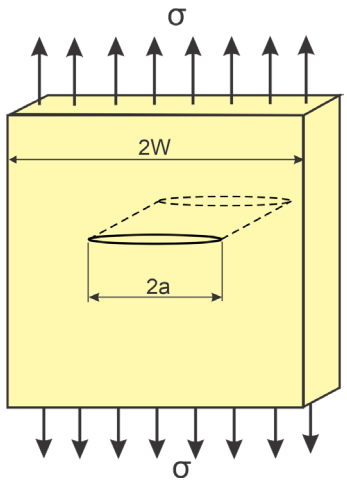


Figura 32. Trinca passante em uma chapa com largura finita. Fonte: os autores.

$$K_I = \sigma.\sqrt{\pi.a}.\left[sec\left(\frac{\pi.a}{2.W}\right)^{1/2}\right] \qquad 5.109$$

Se a/W for muito pequeno, ou seja, condição que se aproxima de chapa infinita, o resultado será o da equação *5.98*.

b) Trinca de borda passante[22] em uma chapa de largura W infinita, conforme representado na Figura W.

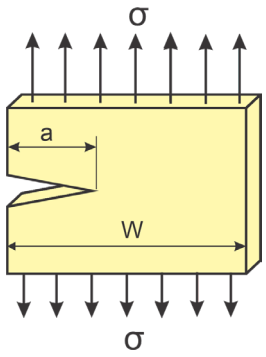


Figura 33. Trinca de borda passante em chapa infinita. Fonte: os autores.

$$K_I = 1{,}12.\sigma.\sqrt{\pi.a} \qquad 5.110$$

[22] Essa configuração pode ser obtida a partir de um corte na região central de uma chapa infinita contendo uma trinca passante.

c) Trinca elíptica interna ou trinca semielíptica superficial, em uma chapa, conforme Figura 34. As equações são válidas para a < c e trincas pequenas em relação às dimensões da chapa (condição de chapa infinita).

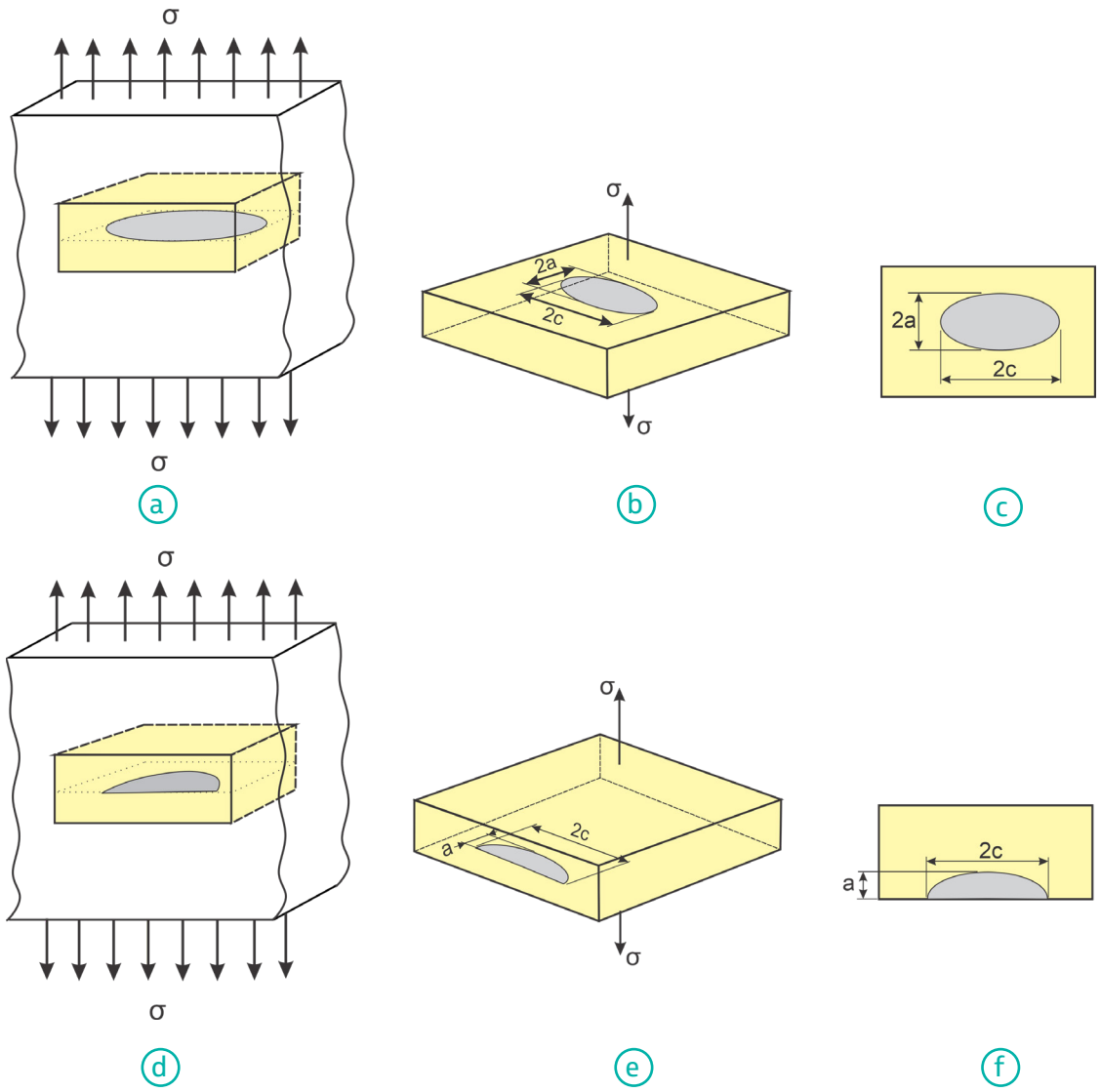


Figura 34. Trinca elíptica embebida, conforme (a), (b) e (c). Trinca semielíptica superficial, conforme (d), (e) e (f). Fonte: os autores

Nesse caso, são necessárias duas dimensões para caracterizar o tamanho da trinca, 2a e 2c, as quais correspondem ao menor e ao maior eixo da elipse, respectivamente, conforme mostrado na Figura.

c.1) Trinca elíptica embebida

$$K_I = \sigma . \sqrt{\frac{\pi . a}{Q}} . f(\beta) \qquad 5.111$$

c.2) Trinca semielíptica superficial

$$K_I = \lambda_s \sigma . \sqrt{\frac{\pi . a}{Q}} . f(\beta) \quad 5.112$$

Sendo Q, λ_s e f(β) calculados conforme as equações mostradas a seguir. A Figura 35 indica a representação de β para cálculo de K_I na posição desejada da frente da trinca. O maior K_I ocorre quando β = 90°.

$$Q = 1 + 1{,}464 . \left(\frac{a}{c}\right)^{1{,}65} \quad 5.113$$

$$\lambda_s = \left[1{,}13 - 0{,}09 . \left(\frac{a}{c}\right)\right] . \{1 + 0{,}1 . [1 - \text{sen}(\beta)]^2\} \quad 5.114$$

$$f(\beta) = \left[sen^2(\beta) + \left(\frac{a}{c}\right)^2 . cos^2(\beta)\right]^{\frac{1}{4}} \quad 5.115$$

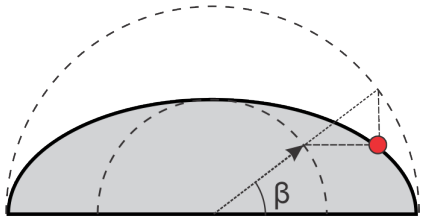


Figura 35. Representação de β para cálculo de K_I na posição desejada da frente da trinca. Modificado de [6].

Diversas outras soluções podem ser encontradas em normas específicas, por exemplo, API 579 [7] e BS 7910 [8], além de literaturas especializadas, por exemplo, Referência [1].

Tomando como exemplo esse caso da trinca elíptica superficial, verifica-se que o valor de K_I dependerá das dimensões iniciais da trinca e da região em que está sendo calculado. Além disso, também dependerá do tipo de carregamento. Vamos considerar a propagação subcrítica de uma trinca, dependente de K_I, conforme representado na Figura 36, em uma chapa sob tração (sujeita apenas à tensão de membrana). Uma trinca superficial semicircular (a = c) sob tração tenderá a crescer mantendo a forma aproximadamente semicircular. No entanto, uma trinca com c >> a sob tração tenderá a crescer mais na direção da profundidade (β = 90°) do que na direção do comprimento (β = 0º). Se aplicarmos as equações *5.112* e *5.115* para a/c = 0,8 e para a/c = 0,1, mantendo o mesmo valor de a e o mesmo valor da tensão (σ) para ambos os casos, veremos que, comparativamente, no primeiro caso, K_I não varia muito ao longo da frente da trinca. Para o segundo caso (a/c = 0,1), veremos que K_I varia bastante ao longo da frente da trinca, sendo bem maior quando β = 90° em comparação com β = 0°.

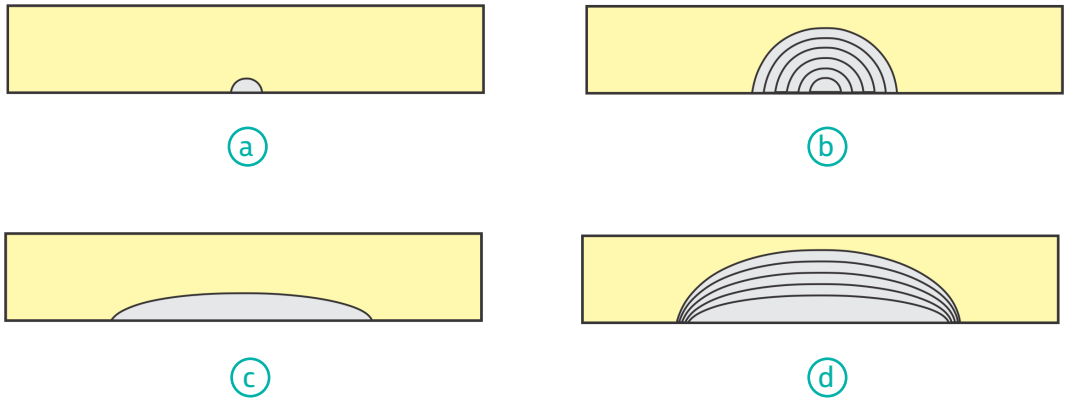


Figura 36. Efeito das dimensões da trinca na propagação subcrítica controlada por K_I para o caso de um componente submetido à tensão de tração. Trinca curta semicircular (a = c) inicial mostrada em (a) e após a propagação mostrada em (b). Trinca longa (c >> a) inicial mostrada em (c) e após a propagação mostrada em (d). Fonte: os autores.

Se considerarmos a mesma trinca superficial semicircular (a = c) não mais sob tensão de tração (tensão de membrana), mas sim sob tensão de flexão, ela tenderá a crescer mais na direção do comprimento ($\beta = 0^o$) do que na profundidade ($\beta = 90^o$), conforme representado em (c) e (d) na Figura 37, mostrando também o efeito do tipo de tensão no valor de K_I. Por essa razão, as normas de análise por mecânica da fratura linearizam e classificam as tensões[23], sendo que as equações para o cálculo de K_I consideram os efeitos de cada uma delas. Além disso, também é levado em conta o efeito das tensões primárias e das tensões secundárias.

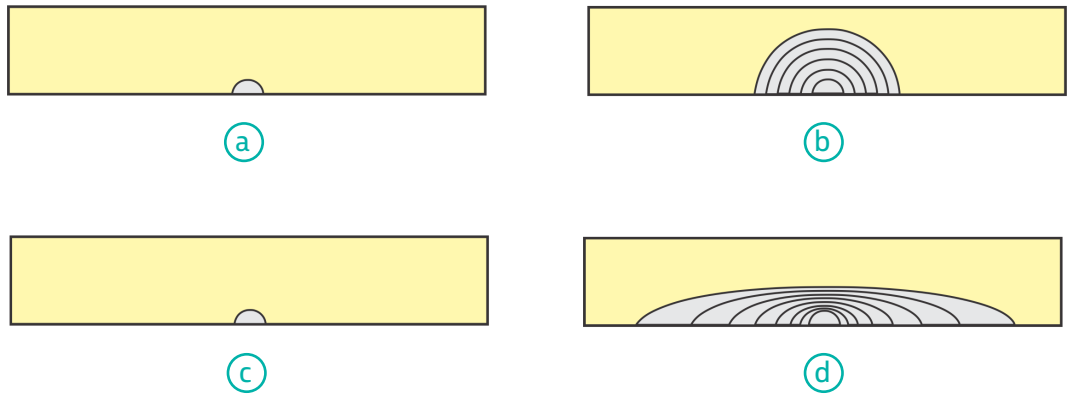


Figura 37. Efeito do tipo de tensão na propagação subcrítica controlada por K_I de uma trinca inicial semicircular. Trinca inicial (a) e trinca após a propagação sob tensão de tração (b). Trinca inicial (c) e trinca após propagação sob tensão de flexão (d). Fonte: os autores.

[23] Para classificação das tensões, ver o Capítulo 2.

5.3.2 Zona plástica na ponta da trinca

A análise de tensões linearmente elásticas de trincas agudas ($\rho \rightarrow 0$) conduz a tensões infinitas junto da ponta da trinca. Em materiais reais, entretanto, a trinca adquire um raio de curvatura finito na sua ponta, mesmo em regime elástico, reduzindo as tensões para valores finitos. Além disso, em materiais metálicos, uma vez satisfeita a condição de escoamento do material, forma-se uma **zona plástica**, ZP, que aumenta a curvatura da ponta da trinca e reduz ainda mais as tensões. No interior dessa ZP, as equações de Irwin não descrevem o campo de tensões. A extensão da ZP pode ser calculada por alguns métodos, entre eles: (a) partindo das próprias equações de Irwin e (b) pelo modelo de *Barenblatt-Dugdale*, conhecido como *strip yield model*.

a) Método de Irwin

Conforme mostrado anteriormente, no plano da trinca ($\theta = 0$), a tensão σ_{yy} em um material linearmente elástico é dado pela expressão:

$$\sigma_{yy} = \frac{K_I}{\sqrt{2.\pi.r}} \qquad 5.116$$

Como primeira aproximação, pode-se supor que o limite entre a zona plástica (ZP) e a região deformada elasticamente ocorre a uma distância da ponta da trinca tal que σ_{yy} satisfaz a um critério de escoamento. Em estado plano de tensão, o critério de Tresca estabelece para o escoamento[24]:

$$\sigma_{yy} = \sigma_{LE} \qquad 5.117$$

Substituindo na equação anterior e rearranjando os termos, temos:

$$r_y = \frac{1}{2\pi}\left(\frac{K_I}{\sigma_{LE}}\right)^2 \qquad 5.118$$

De forma que r_y seria uma primeira estimativa do tamanho da ZP no plano da trinca. Desprezando-se o encruamento, isto é, para um material idealmente plástico (n da Equação de Ramberg-Osgood igual a ∞), as tensões σ_{yy} dentro da ZP seriam constantes e iguais a σ_{LE}. Essa distribuição de tensões não equilibraria o sistema. Quando ocorre o escoamento, as tensões precisam se redistribuir para que haja equilíbrio. A ZP teria que se estender por uma distância maior, como mostra a Figura 38.

[24] Lembrando que em EPT $\sigma_{zz} = 0$ e o critério de Tresca define $\sigma_1 - \sigma_3 = \sigma_{LE}$. Esse tópico foi abordado no Capítulo 2.

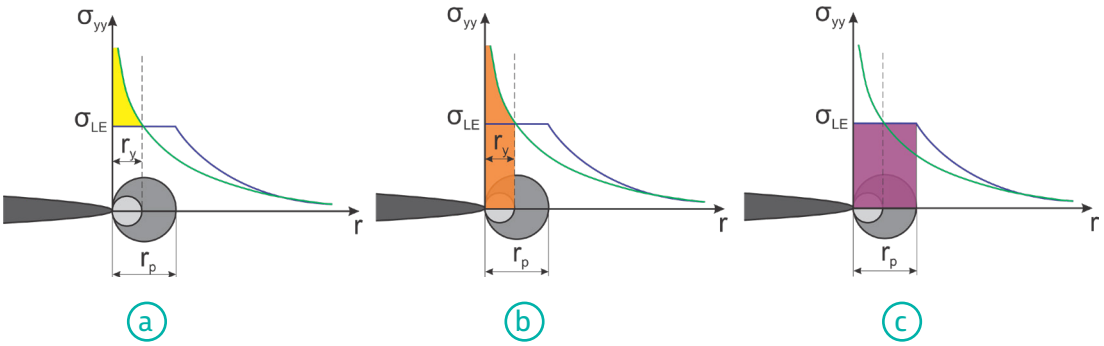


Figura 38. Estimativas do tamanho da zona plástica. Primeira estimativa (r_y) e segunda estimativa (r_p). Considerado θ = 0. Fonte: os autores

A curva em verde, na Figura 38, representa o comportamento de um material puramente elástico. A curva em azul representa o comportamento de um material elasto-plástico sem encruamento. A região marcada em amarelo, mostrada na Figura 38a, representa a força que estaria presente em um material elástico, a qual não poderia ser suportada no material elasto-plástico, uma vez que no material elasto-plástico a tensão não pode ultrapassar o limite de escoamento. Essa força precisa ser redistribuída, portanto, a zona plástica se estenderá por uma distância maior a fim de acomodar essa força. Chamando o novo tamanho da zona plástica de r_p, conforme mostrado na Figura 38, temos que o equilíbrio de forças corresponderá à igualdade entre a área laranja mostrada na Figura 38b e a área roxa mostrada na Figura 38c:

$$\sigma_{LE}.r_P = \int_0^{r_y} \sigma_{yy}\, dr \qquad 5.119$$

$$\sigma_{LE}.r_P = \int_0^{r_y} \frac{K_I}{\sqrt{2.\pi.r}} dr \qquad 5.120$$

Resolvendo a integral, teremos:

$$\sigma_{LE}.r_P = \frac{K_I}{\sqrt{2.\pi}} 2r^{1/2} \Big|_0^{r_y} \qquad 5.121$$

$$\sigma_{LE}.r_P = \frac{K_I}{\sqrt{2.\pi}} 2{r_y}^{1/2} \qquad 5.122$$

Substituindo a equação *5.118* em *5.122*, temos:

$$\sigma_{LE}.r_P = \frac{K_I}{\sqrt{2.\pi}}.2.\frac{1}{\sqrt{2\pi}}.\left(\frac{K_I}{\sigma_{LE}}\right) \qquad 5.123$$

Portanto:

$$r_P = \frac{1}{\pi}\left(\frac{K_I}{\sigma_{LE}}\right)^2 \qquad 5.124$$

Essa é a nova estimativa do tamanho da zona plástica, sendo $r_p > r_y$.

Para Estado Plano de Deformação (EPD), devido a uma maior restrição à deformação plástica, o tamanho da ZP fica reduzido para:

$$r_P = \frac{1}{3\pi}\left(\frac{K_I}{\sigma_{LE}}\right)^2 \qquad 5.125$$

Como se vê na Figura 38, as tensões na região elástica para o material elasto-plástico seriam superiores às previstas para um material linearmente elástico, correspondendo, portanto, a um $K_{efetivo}$ (K_{ef}) maior do que o K_I. Irwin verificou que se consegue uma boa aproximação supondo a ponta da trinca no centro da ZP, isto é, fazendo:

$$a_{ef} = a + r_y \qquad 5.126$$

onde r_y é dado pela equação *5.118*. A Figura 39 mostra a nova distribuição das tensões σ_{yy} assim obtida.

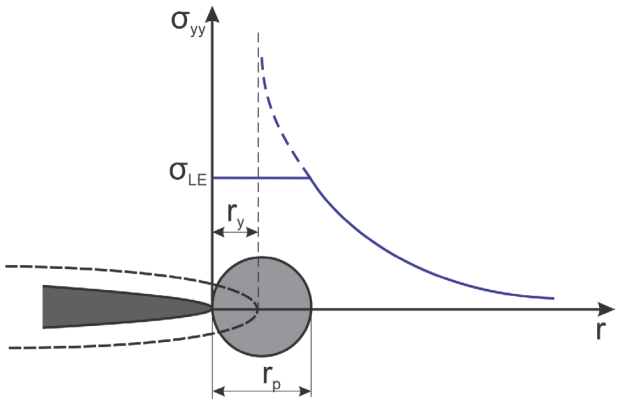


Figura 39. Nova distribuição de tensão, considerando a equação corrigida. Considerado θ = 0. Modificado de [6].

Sendo σ_{yy} igual a:

$$\sigma_{yy} = \frac{K_{ef}}{\sqrt{2\pi(r + r_y)}} \qquad 5.127$$

Em uma geometria qualquer, o fator adimensional Y é função do tamanho da trinca, de tal maneira que é necessário um processo interativo para o cálculo de K_{ef}, seguindo as seguintes etapas:

(i) conhecendo-se o tamanho da trinca (a), a tensão (σ) e o fator adimensional (Y), calcula-se o K_I (equação *5.97*);

(ii) a partir desse valor de K_I e conhecendo-se o limite de escoamento do material, calcula-se o r_y;

(iii) calcula-se o a_{ef} a partir do r_y (equação *5.126*);

(iv) a partir do a_{ef} e de σ, calcula-se o K_{ef}, sendo:

$$K_{ef} = Y(a_{ef}).\sigma.\sqrt{\pi.a_{ef}} \qquad 5.128$$

(v) com o K_{ef}, são calculados novos valores de r_y e a_{ef};

(vi) são repetidas as etapas (iv) e (v) até que haja convergência.

No caso de trinca passante em uma chapa infinita, é possível obter-se a seguinte expressão analítica, sem a necessidade de se efetuar um cálculo com um procedimento iterativo, considerando a correção de Irwin para estado plano de tensão:

$$K_{ef} = \frac{\sigma.\sqrt{\pi.a}}{\sqrt{1-\frac{1}{2}\left(\frac{\sigma}{\sigma_{LE}}\right)^2}} \qquad 5.129$$

Também existe solução fechada para trinca elíptica ou semielíptica em uma chapa de dimensões grandes em relação ao tamanho da trinca.

Para facilitar o entendimento, a seguir serão mostrados dois exemplos. Em ambos os casos, vamos assumir condição de EPT para o cálculo do tamanho da zona plástica.

1) Consideremos uma placa infinita com uma trinca passante com 2a = 10 mm, submetida a uma tensão (σ) de 300 MPa.

   a) Para um material de limite de escoamento de 1200 MPa, qual é o tamanho da zona plástica estimado (equação *5.118*) e o fator de intensidade de tensão efetivo (equação *5.129*)?

   $\sigma = 300\ MPa$

   $\sigma_{LE} = 1200\ MPa$

   $a = 5\ mm$

   $K_I = \sigma\sqrt{\pi.a} = 37{,}6\ MPa.\sqrt{m}$

   $r_y = \frac{1}{2\pi}.\frac{K_I^2}{\sigma_{LE}^2} = 0{,}2\ mm$

   $K_{ef} = \frac{\sigma\sqrt{\pi.a}}{\sqrt{1-\frac{1}{2}\left(\frac{\sigma}{\sigma_{LE}}\right)^2}} = 38{,}2\ MPa.\sqrt{m}$

   b) Qual é o tamanho da zona plástica e do fator de intensidade de tensões efetivo para um material com limite de escoamento de 350 MPa, mantidas as demais condições do problema?

   $\sigma = 300\ MPa$

   $\sigma_{LE} = 350\ MPa$

   $a = 5\ mm$

$$K_I = \sigma\sqrt{\pi.a} = 37{,}6\ MPa.\sqrt{m}$$

$$r_y = \frac{1}{2\pi}.\frac{K_I^2}{\sigma_{LE}^2} = 1{,}8\ mm$$

$$K_{ef} = \frac{\sigma\sqrt{\pi.a}}{\sqrt{1-\frac{1}{2}\left(\frac{\sigma}{\sigma_{LE}}\right)^2}} = 47{,}3\ MPa.\sqrt{m}$$

Conseguimos tirar algumas conclusões desse problema:

- Para o material com menor limite de escoamento, o tamanho da zona plástica foi bem maior.
- Como consequência, a diferença entre o fator de intensidade de tensão efetivo (K_{ef}) foi bem maior do que o fator de intensidade de tensão K_I sem correção. Nesse caso, portanto, a análise linear elástica tende a não ser adequada.
- Quanto menor a razão entre a tensão aplicada e o limite de escoamento, menor tende a ser o tamanho da zona plástica. Dessa forma, conforme veremos no Capítulo 8, em fadiga, é empregada a mecânica da fratura linear elástica para correlacionar a taxa de propagação da trinca com a variação do fator de intensidade de tensões, uma vez que, na maior parte dos casos, o nível de tensão aplicada é bem menor do que o limite de escoamento do material.

2) Determinar o K_I efetivo para uma chapa contendo uma trinca passante, com as seguintes dimensões: 2W = 300 mm; 2a = 50 mm, conforme representado na Figura 40.

A tensão (σ) é de 200 MPa, e o limite de escoamento do material é 400 MPa.

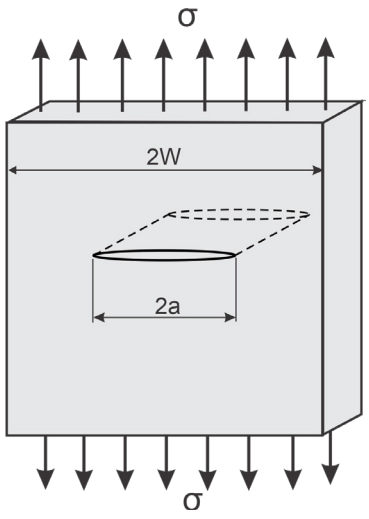


Figura 40. Representação da chapa contendo uma trinca passante. Fonte: os autores.

$\sigma = 200\,MPa$

$\sigma_{LE} = 400\,MPa$

$a = 25\ mm$

$W = 150mm$

Considerando a equação para chapa finita com trinca passante, teremos:

$$K_I = \sigma\sqrt{\pi.a}.\left[\sec\left(\frac{\pi.a}{2.W}\right)\right]^{\frac{1}{2}} = 57{,}0\ MPa.\sqrt{m}$$

$$r_y = \frac{1}{2\pi}.\frac{K_I^2}{\sigma_{LE}^2} = 3{,}2\ mm$$

Primeira iteração:

$$a_{ef1} = a + r_y = 28{,}2\ mm$$

$$K_{ef1} = \sigma\sqrt{\pi.a_{ef1}}.\left[\sec\left(\frac{\pi.a_{ef1}}{2.W}\right)\right]^{\frac{1}{2}} = 60{,}9\ MPa.\sqrt{m}$$

$$r_{y1} = \frac{1}{2\pi}.\frac{K_{ef1}^2}{\sigma_{LE}^2} = 3{,}7\ mm$$

Segunda iteração:

$$a_{ef2} = a + r_{y\,1} = 28{,}7\ mm$$

$$K_{ef2} = \sigma\sqrt{\pi.a_{ef2}}.\left[\sec\left(\frac{\pi.a_{ef2}}{2.W}\right)\right]^{\frac{1}{2}} = 61{,}4\ MPa.\sqrt{m}$$

$$r_{y2} = \frac{1}{2\pi}.\frac{K_{ef2}^2}{\sigma_{LE}^2} = 3{,}8\ mm$$

Terceira iteração:

$$a_{ef3} = a + r_{y\,2} = 28{,}8\ mm$$

$$K_{ef3} = \sigma\sqrt{\pi.a_{ef3}}.\left[\sec\left(\frac{\pi.a_{ef3}}{2.W}\right)\right]^{\frac{1}{2}} = 61{,}5\ MPa.\sqrt{m}$$

$$r_{y3} = \frac{1}{2\pi}.\frac{K_{ef3}^2}{\sigma_{LE}^2} = 3{,}8\ mm$$

Foram necessárias três iterações para a convergência.

b) Modelo de Barenblatt – Dugdale

Esses pesquisadores assumiram uma ZP longa e fina (*strip yield*) na ponta de uma trinca passante em um material idealmente plástico em EPT, como mostra a Figura 41.

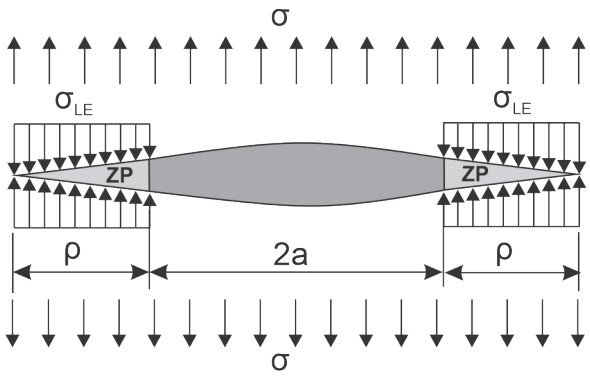


Figura 41. Modelo *strip yield*. Modificado de [6].

É considerando o comprimento da trinca 2a + 2ρ, em que ρ é o tamanho da ZP, com uma tensão igual ao limite de escoamento aplicado em cada ponta da trinca, provocando o fechamento, conforme representado na Figura 41.

Aplicando o princípio da superposição dos efeitos[25], foi obtida a seguinte expressão:

$$\frac{a}{a+\rho} = \cos\left(\frac{\pi.\sigma}{2.\sigma_{LE}}\right) \qquad 5.130$$

que, desenvolvida em série de Taylor, daria:

$$\frac{a}{a+\rho} = 1 - \frac{1}{2!}\left(\frac{\pi.\sigma}{2.\sigma_{LE}}\right)^2 + \frac{1}{4!}\left(\frac{\pi.\sigma}{2.\sigma_{LE}}\right)^4 - \frac{1}{6!}\left(\frac{\pi.\sigma}{2.\sigma_{LE}}\right)^6 + \cdots \qquad 5.131$$

Tomando-se os dois primeiros termos da série e desprezando os demais, resultaria:

$$\rho = \frac{\pi^2.\sigma^2.a}{8.\sigma_{LE}^2} = \frac{\pi}{8}\left(\frac{K_I}{\sigma_{LE}}\right)^2 \qquad 5.132$$

Já que 1/π = 0,318 e π/8 = 0,392, vê-se que o Método de Irwin (equação *5.124*) e o Modelo de Barenblatt – Dugdale (equação *5.132*) chegam a resultados bastante semelhantes.

Pode-se avaliar K_{ef} por esse modelo, fazendo-se:

$$a_{ef} = a + \rho \qquad 5.133$$

[25] Trinca passante com tensão de fechamento nas pontas (conforme representado na Figura 41) e trinca passante sob tensão (σ) trativa. A dimensão ρ é definida considerando que um efeito anula o outro.

A equação *5.130* pode ser reescrita como:

$$a + \rho = a.sec\left(\frac{\pi.\sigma}{2.\sigma_{LE}}\right) \quad 5.134$$

Portanto:

$$K_{ef} = \sigma.\sqrt{\pi.(a+\rho)} = \sigma.\sqrt{\pi.a.sec\left(\frac{\pi.\sigma}{2.\sigma_{LE}}\right)} \quad 5.135$$

Essa expressão, entretanto, tende a superestimar o valor de K_{ef}[26].

Burdekin e Stone chegaram a uma avaliação mais realística com a expressão:

$$K_{ef} = \sigma_{LE}.\sqrt{\pi.a}.\left[\frac{8}{\pi^2}.ln\,sec\left(\frac{\pi.\sigma}{2.\sigma_{LE}}\right)\right]^{\frac{1}{2}} \quad 5.136$$

Essa expressão é utilizada em códigos e documentos semelhantes para a aplicação prática da Mecânica da Fratura.

No Capítulo 2, vimos que existem alguns critérios de escoamento, sendo os mais empregados o de Tresca e o de Von Mises, que se resumem às equações *5.137* e *5.138*, respectivamente.

$$\sigma_1 - \sigma_3 = \sigma_{LE} \quad 5.137$$

$$(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_1 - \sigma_3)^2 = 2.\sigma_{LE}^2 \quad 5.138$$

Usando os conceitos de transformação de tensões explicada no Capítulo 2, as tensões principais na ponta da trinca, para o caso de EPT, serão:

$$\sigma_1 = \frac{K_I}{\sqrt{2.\pi.r}}.cos\left(\frac{\theta}{2}\right)\left[1 + sen\left(\frac{\theta}{2}\right)\right] \quad 5.139$$

$$\sigma_2 = \frac{K_I}{\sqrt{2.\pi.r}}.cos\left(\frac{\theta}{2}\right)\left[1 - sen\left(\frac{\theta}{2}\right)\right] \quad 5.140$$

$$\sigma_3 = 0 \quad 5.141$$

A tensão equivalente de Von Mises, em EPT, será:

$$(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2)^2 + (\sigma_1)^2 = 2.\sigma_{LE}^2 \quad 5.142$$

[26] Uma vez que a região de *strip yield* é submetida à tensão igual ao limite de escoamento, o a_{ef} real será menor do que a + ρ.

Substituindo as equações *5.139* e *5.140* na equação *5.142*, teremos, para EPT, a equação que relaciona o tamanho da zona plástica em função de θ:

$$r_y(\theta) = \frac{K_I^2}{4.\pi\sigma_{LE}{}^2}.\left[1 + \frac{3}{2}sen^2(\theta) + \cos(\theta)\right] \qquad 5.143$$

Também é possível deduzir a equação de r_y (θ) para o caso de EPD, que será:

$$r_y(\theta) = \frac{K_I^2}{4.\pi\sigma_{LE}{}^2}.\left\{\frac{3}{2}sen^2(\theta) + [1-2\nu]^2.[1+\cos(\theta)]\right\} \qquad 5.144$$

Plotando $r_y(\theta) \Big/ \frac{K_I^2}{\pi\sigma_{LE}{}^2}$, ou seja, r normalizado, em coordenadas polares, a partir das equações *5.143* e *5.144*, é possível obter o formato da zona plástica (ou seja, a interface entre o comportamento elástico e plástico), conforme Figura 42.

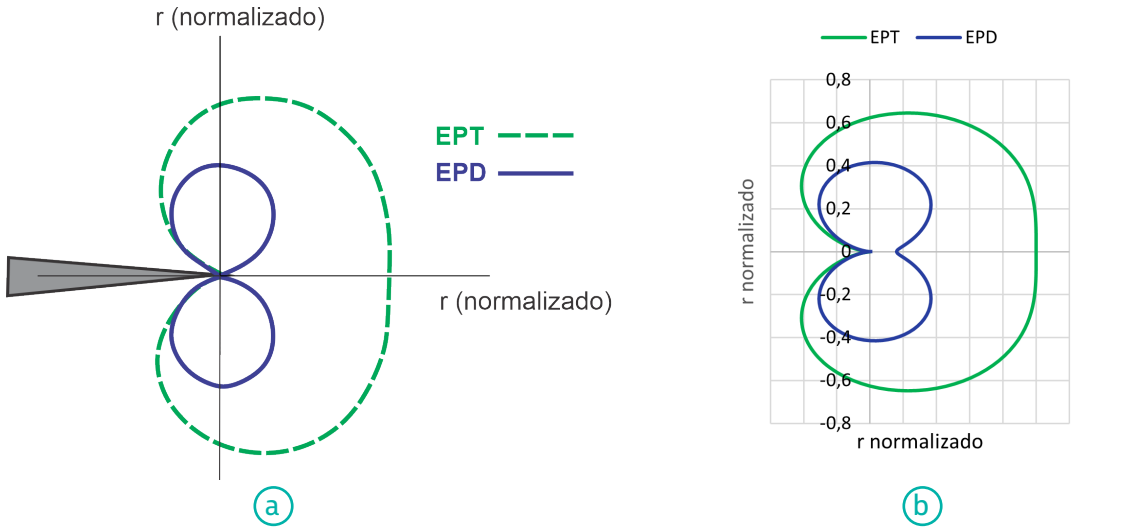


Figura 42. (a) Formato da zona plástica na ponta da trinca para o caso de EPT (em verde) e de EPD (em azul) esquemático (a) e a partir de uma plotagem real (b), em coordenadas polares. Fonte: os autores.

Repare que o tamanho da zona plástica, em EPD, é menor do que em EPT, uma vez que em EPD a deformação plástica é dificultada.

As equações *5.143* e *5.144* foram obtidas para soluções puramente elásticas, portanto, o tamanho da zona plástica esquematizado na Figura 42 não é exato. Não é levada em consideração a redistribuição de tensões devido ao efeito de plastificação. O tamanho da zona plástica na ponta da trinca pode ser previsto com maior precisão por meio da análise elasto-plástica pelo método de elementos finitos.

O encruamento afeta o tamanho da zona plástica. Quanto maior a taxa de encruamento, menor será o tamanho da zona plástica. Dessa forma, um material que encrua mais consegue suportar maiores níveis de tensões; consequentemente, a redistribuição de tensões será menor e o tamanho da zona plástica será menor.

5.3.3 Discussão do Parâmetro K_I

No Capítulo 2, foi explicado o efeito da triaxialidade de tensões gerada por um entalhe ou trinca. Vamos verificar, agora, como é a zona plástica na ponta da trinca, considerando esse efeito. Conforme representado na Figura 43, considere um corpo de prova trincado submetido a uma tensão σ_y. A restrição à deformação gerada pelo entalhe causa uma tensão na direção z. Essa tensão é zero nas superfícies livres e aumenta à medida que se aproxima da região central do corpo de prova, podendo atingir um patamar máximo antes de chegar no meio da espessura, conforme representado na Figura 43. Nesse caso, há um EPT nas superfícies e um EPD na região central do corpo de prova. Como consequência, a zona plástica na frente da trinca será maior nas superfícies livres e menor na região central do corpo de prova, conforme esquematizado na Figura 44. A tendência, portanto, é uma fratura plana (*flat*) na região central do corpo de prova e uma fratura inclinada (*slant*) nas superfícies.

Por outro lado, corpos de prova com pequena espessura estarão em EPT e, como consequência, a zona plástica na frente da trinca será grande.

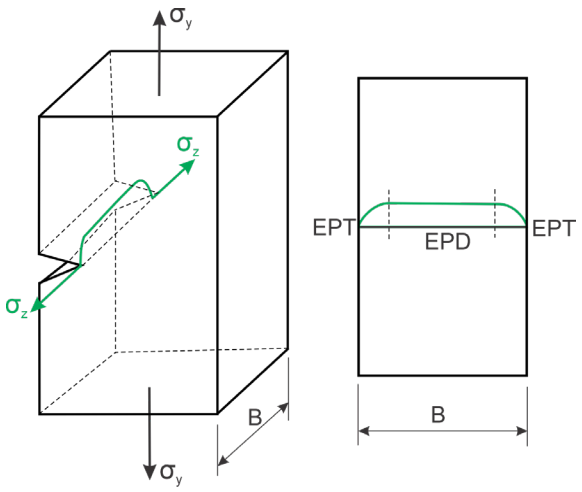


Figura 43. Variação da tensão na direção z ao longo da espessura do corpo de prova. Fonte: os autores.

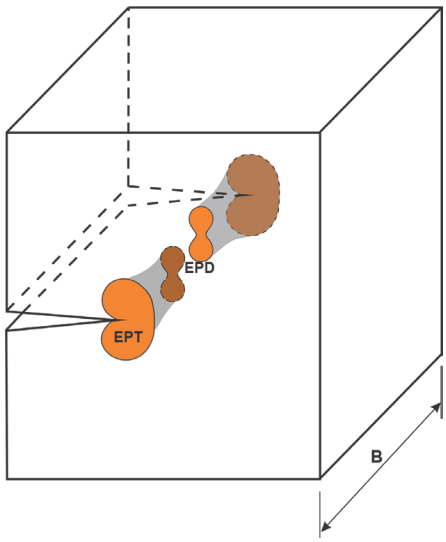


Figura 44. Representação do formato da zona plástica ao longo da espessura. Fonte: os autores.

A existência de uma ZP na ponta de uma trinca em um material elasto-plástico, como os metais, não invalida K_I como um **critério de fratura,** desde que a **ZP seja pequena em relação à SDZ**. Essa condição é conhecida como ***Small Scale Yielding*** (SSY), ou seja, a zona plástica na frente da trinca está contida em uma região grande de material linear-elástico.

Ainda que a fratura ocorra dentro da ZP, as condições nessa zona são determinadas pelo campo elástico, cuja intensidade é determinada por K_I. O valor crítico desse parâmetro para a ocorrência da fratura instável é normalmente conhecido como Kc, de forma a distingui-lo de K_{IC}, que será visto adiante.

É particularmente importante notar que essa condição impõe tamanhos mínimos para a trinca e para as dimensões planares (*in-plane dimensions*) do corpo de prova, componente ou estrutura avaliados. Sendo assim, são necessárias restrições do tipo:

$a \geq$ (fator) x (tamanho da ZP)

e, para o ligamento:

$W - a \geq$ (fator) x (tamanho da ZP)

Por outro lado, em condições de SSY, o parâmetro K_I, particularmente na forma de K_{ef}, fornece uma descrição adequada do **campo de tensões na região elástica**, podendo ser considerado, nesse sentido, um **parâmetro de campo**.

Para que o valor crítico de K_I na instabilidade seja uma **propriedade do material**, isto é, independente da geometria, é necessário que, na ocorrência da instabilidade, a ZP esteja completamente desenvolvida. Isso implica uma curva **R** constante (ou pelo menos assintótica com a horizontal). No caso dos metais, é possível quando a restrição à deformação plástica na ponta da trinca é considerável, ou, em outras palavras, quando predominam condições de estado plano de deformação ao longo da frente da trinca. Para **trincas passantes**, tal fato impõe restrições quanto à espessura do corpo de prova, componente ou estrutura sendo avaliada. Como consequência, ensaiando-se o mesmo material metálico a partir de corpos de provas de várias espessuras, obtém-se valores críticos de K_I, conforme esquematizado na Figura 45. Corpos de prova com baixa espessura terão baixa restrição à deformação plástica na frente da trinca, prevalecendo assim a condição de EPT e o material terá maior tenacidade. Quando a espessura é alta o suficiente para restringir a deformação plástica e prevalecer uma condição de EPD na ponta da trinca, a tenacidade à fratura ($K_{I\ crítico}$) será bem menor e não varia com o aumento da espessura, sendo chamada de K_{IC} (*tenacidade à fratura em deformação plana*). O $K_{IC,}$ portanto, pode ser considerado uma propriedade do material para uma certa temperatura e velocidade de solicitação.

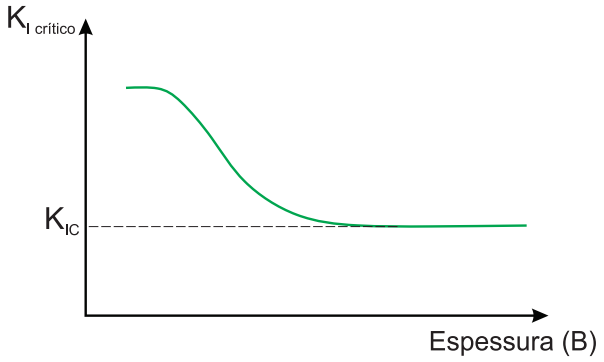


Figura 45. Variação do $K_{I\ crítico}$ com a espessura do corpo de prova. Fonte: os autores.

Então, a partir de uma certa espessura, o valor de K_I torna-se constante, sendo conhecido como $\mathbf{K_{IC}}$. Isso implica restrição do tipo:

B ≥ (fator) x (tamanho da ZP)

Verifica-se, experimentalmente[27], que para uma trinca passante, as expressões anteriores tomam a forma da equação *5.145* (ver Figura 49):

$$a, B, (W - a) \geq 2{,}5.\left(\frac{K_{Ic}}{\sigma_{LE}}\right)^2 \qquad 5.145$$

Exemplificando, valores típicos de K_{IC} podem ser na ordem de 0,5 a 1 MPa$\sqrt{m}$ para vidro, 50 a 150 MPa$\sqrt{m}$ para aço e 25 a 40 MPa$\sqrt{m}$ para determinadas ligas de alumínio.

É importante que um corpo de prova represente as mesmas condições que uma estrutura real. Considerando que a zona plástica é suficientemente pequena em relação às demais dimensões e tomando uma pequena região na ponta da trinca para ambas as situações, confinada dentro da SDZ, o campo de tensões e deslocamento pode ser descrito pelas equações *5.91* a *5.96*. Sob o mesmo K_I, as condições na ponta da trinca serão as mesmas em ambos os casos e, se a carga for aumentada, ocorrerá propagação instável com o mesmo fator de intensidade de tensão crítico para ambos os casos.

A Figura 46a esquematiza as condições na ponta de uma trinca, para um certo nível de solicitação em um corpo de prova e em uma estrutura, que corresponde à distribuição de tensões (σ_{yy} *versus* r) em um gráfico log-log.

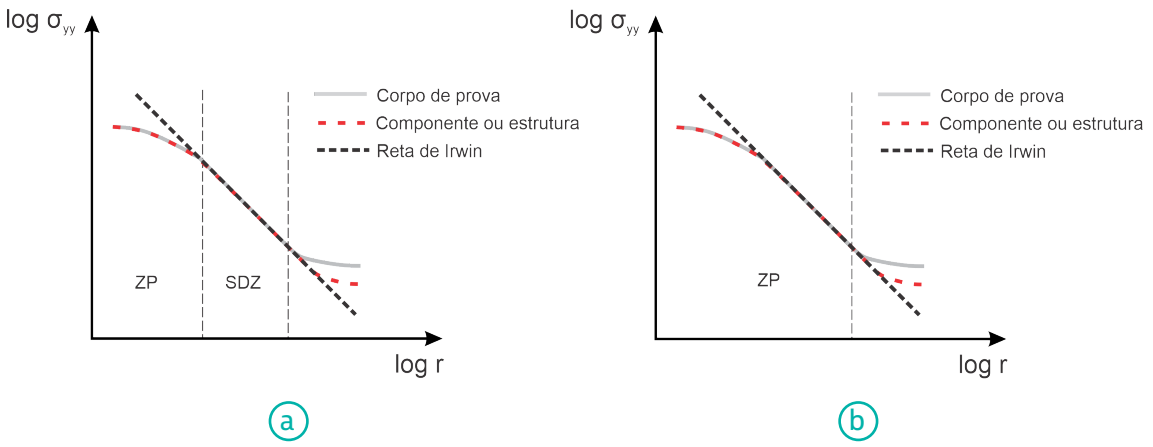


Figura 46. Log σ_{yy} versus r. (a) ZP e SDZ. (b) Caso em que a SDZ foi totalmente tomada pela ZP. Modificado de [6].

Dentro da ZP, há um "alívio" das tensões devido ao escoamento plástico. Nas proximidades da trinca (dentro da SDZ), as tensões são adequadamente descritas pelo primeiro termo da equação de Irwin, que no gráfico está representado pela reta tracejada (a reta de Irwin), onde a tensão σ_{yy} varia com a distância segundo uma reta com inclinação – ½. Quando r torna-se grande em relação ao tamanho da

[27] A partir de ensaios efetuados em diversas ligas metálicas.

trinca, os demais termos da expressão de Irwin passam a influenciar, de modo significativo, o valor das tensões e, como esses termos dependem da geometria, perde-se o que se chama "similitude", ou seja, as condições na ponta de uma trinca em um corpo de prova usado para ensaio deixam de ser as mesmas que na ponta de uma trinca em uma estrutura real. Com o aumento da solicitação externa, todo o conjunto é deslocado para a direita (e não para cima, pois as tensões na ZP são limitadas ao escoamento ou a um múltiplo determinado do escoamento, que depende da triaxialidade de tensões na região). A curva das tensões reais na Figura 46a é função do:

(i) Modo de solicitação;

(ii) Material;

(iii) Restrição à deformação plástica.

Com a restrição à deformação plástica constante, por exemplo em Estado Plano de Deformação (EPD), em um mesmo material e modo de solicitação, a reta de Irwin caracteriza as condições na ponta da trinca, portanto, K_{IC}, que determina a posição da reta de Irwin na instabilidade, é uma **propriedade do material**. Quando a restrição à deformação plástica varia na direção de z, por exemplo, com a espessura da chapa, passando de EPD para EPT, a reta que representa $\sigma_{yy,}$ na Figura, não varia. O que varia são as tensões na direção z, causando uma variação no tamanho da ZP (a região do gráfico correspondente à ZP se estende para maiores valores de r) e das tensões no interior dessa zona. O aumento da zona plástica vai tomando a região ocupada pela SDZ. Quando isso ocorre, K passa a não mais representar as tensões nas vizinhanças da ponta da trinca, portanto, a Mecânica da Fratura Linear Elástica (MFLE) passa a não ter mais validade. Na Figura 46b é esquematizado o caso em que a SDZ foi tomada pela ZP.

5.3.3.1 Aparência da fratura e validade da MFLE

Em relação à aparência da fratura, considerando a espessura do componente, podemos ter os aspectos ilustrados na Figura 47 e explicados a seguir:

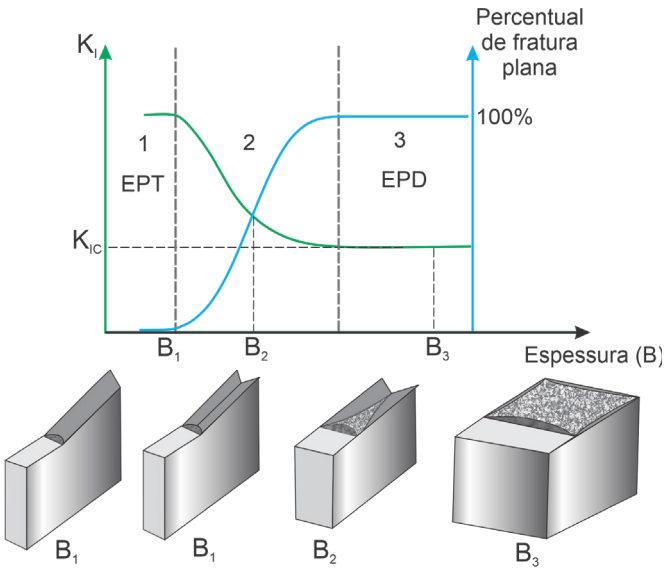


Figura 47. Variação da tenacidade à fratura (em verde) e percentual de fratura plana (em azul) em função da espessura. Abaixo, é mostrada a aparência da fratura em função da espessura do corpo de prova. Fonte: os autores.

- Na região 1 (em que predomina EPT), a fratura será completamente *slant*. Como a espessura é pequena em relação à zona plástica, ocorrerá contração livremente ao redor da ponta da trinca, resultando em deformação nos planos de máxima tensão de cisalhamento. Nesse caso, a máxima tensão de cisalhamento ocorrerá nos planos a +/- 45° do plano definido por σ_z e σ_y, conforme pode visto no círculo de Mohr esquemático, mostrado na Figura 48a.
- Na região 3 (em que predomina EPD), a fratura será predominante *flat*. Nesse caso, $\sigma_z = \nu (\sigma_x + \sigma_y)$, e o plano de máxima tensão de cisalhamento será no plano definido por σ_x e σ_y, conforme pode ser visto no círculo de Mohr mostrado na Figura 48b. Pode ser verificado, por exemplo, que para $\theta = 60°$, $\sigma_x < \sigma_z < \sigma_y$, conforme as equações *5.91*, *5.92* e a equação de σ_z. A fratura sob EPD tende a ocorrer entre os dois planos de cisalhamento máximo, o que corresponde também ao plano de máxima tensão normal. Outra maneira de visualizar esse efeito é sabendo que σ_z aumentará o valor de σ_y no escoamento. Como consequência, a zona plástica será menor e não ocorrerá deformação em planos de cisalhamento ao longo de toda a espessura como no caso anterior; com isso, a fratura será predominantemente *flat*.
- Na região 2, a fratura será um misto de *flat* e *slant*, conforme representado na Figura.

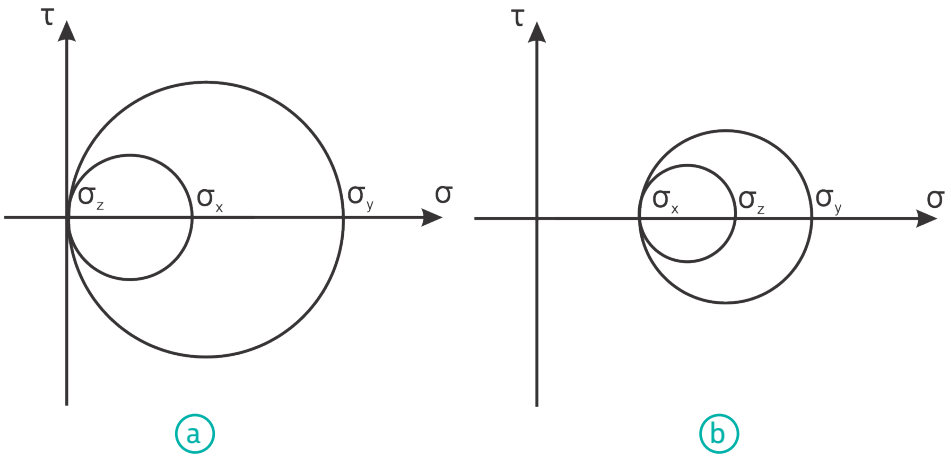


Figura 48. Círculos de Mohr para as regiões 1 (a) e 3 (b). Fonte: os autores.

Essas observações são importantes, porque uma fratura predominantemente *flat* indica que prevaleceu EPD e a fratura ocorreu com baixa absorção de energia (tenacidade relativamente baixa), enquanto uma fratura *slant* indica que prevaleceu EPT e a fratura ocorreu com maior absorção de energia (tenacidade relativamente alta).

Teoricamente, seria possível obter um valor de fator de intensidade de tensão a partir da largura da zona de cisalhamento, considerando que esta é da mesma ordem que o tamanho da zona plástica. No entanto, essa relação diverge bastante para alguns materiais.

Para facilitar o entendimento, consideremos o seguinte exemplo. Quais são as dimensões mínimas do corpo de prova representado na Figura 49 para a realização de um ensaio de K_{IC} válido em um material com limite de escoamento de 400 MPa e tenacidade à fratura em estado plano de deformação de 160 MPa$\sqrt{m}$?

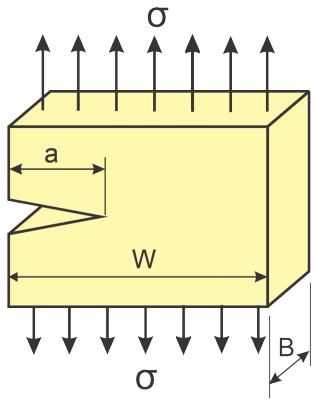


Figura 49. Representação do corpo de prova. Fonte: os autores

$\sigma_{LE} = 400MPa$

$K_{IC} = 160MPa\sqrt{m}$

As dimensões mínimas serão:

$$a, B, (W - a) \geq 2{,}5.\left(\frac{K_{IC}}{\sigma_{LE}}\right)^2 = 400\ mm$$

A espessura mínima do corpo de prova, portanto, deverá ser de 400 mm e a largura mínima, 800 mm. Em termos práticos, é um ensaio que não é viável, considerando a grande largura e espessura do corpo de prova, uma vez que:

- Dificilmente seria encontrado um componente comercial com dimensões superiores às calculadas, de forma que pudesse ser usinado um corpo de prova. Além disso, o custo de usinagem seria elevado.
- A máquina de teste deverá ser grande o suficiente para realizar o ensaio nesse corpo de prova.

Dessa forma, conforme visto anteriormente, se a zona plástica for suficientemente pequena, as equações *5.91* a *5.96* se aplicam em uma região fora dela, chamada de domínio de K, onde é válida a MFLE, conforme representado na Figura 50. Apesar da propagação da trinca ocorrer a partir da zona plástica, o campo de domínio de K envolve e controla o comportamento da zona plástica e da ponta da trinca, ou seja, o parâmetro K poderá ser usado, apesar de haver uma pequena plastificação. No entanto, se a ZP for grande o suficiente para abranger todo o domínio de K, esse parâmetro perde validade. É importante, portanto, que o tamanho da ZP seja pequeno comparado com a distância a partir da ponta da trinca até qualquer limite do componente.

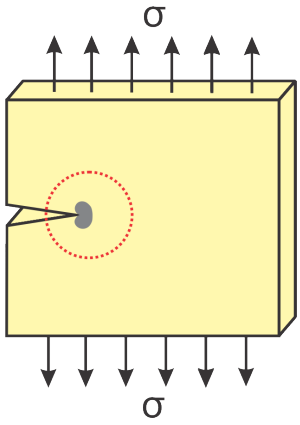


Figura 50. Representação de um componente trincado, com a zona plástica na frente da trinca (em cinza) e o campo de domínio de K (círculo vermelho) grande o suficiente para validade da MFLE. Fonte: os autores

Geralmente, uma distância de pelo menos quatro vezes o tamanho da zona plástica é suficiente. Para casos gerais, normalmente é usada a equação para EPT (Equação *5.124*), uma vez que a zona plástica é maior em EPT do que em EPD. Por exemplo, para a trinca representada na Figura 51, as distâncias mínimas seriam:

$$a, (W - a), h \geq \frac{4}{\pi} . \left(\frac{K_I}{\sigma_{LE}}\right)^2 \qquad 5.146$$

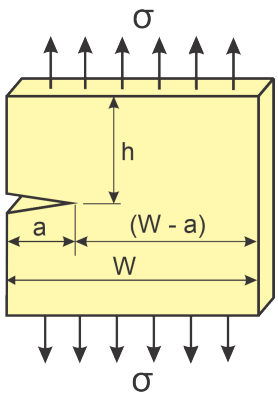


Figura 51. Representação de um componente com uma trinca de borda passante. Fonte: os autores.

Caso essas condições não sejam atendidas, a deformação plástica na frente da trinca invalidará a aplicação da MFLE.

Isso é representado esquematicamente na Figura 52. Para os casos (a) e (b), a MFLE é válida[28]. Para os demais casos, o componente trincado deve ser avaliado com base na Mecânica da Fratura Elasto-

[28] O caso (a) poderia ser para um material de alta resistência e o caso (b) para um material de alta resistência, porém inferior ao (a), ou então, o caso (a) poderia ser para um material de alta resistência em EPD e o caso (b) para um material de alta resistência em EPT.

-Plástica (MFEP) ou análise de colapso plástico, a depender do grau de plastificação. No caso (c), o tamanho da zona plástica é tão grande que ocupa a região de domínio de K, invalidando a MFLE. No caso (d), o grau de plastificação é ainda maior, ocorrendo o escoamento do ligamento remanescente. No caso (e), todo o componente sofre plastificação generalizada. Nos casos (d), (f) e (g), as dimensões do ligamento remanescente, tamanho da trinca e altura do componente, respectivamente, são insuficientes para que seja possível empregar a MFLE (ver equação *5.146*).

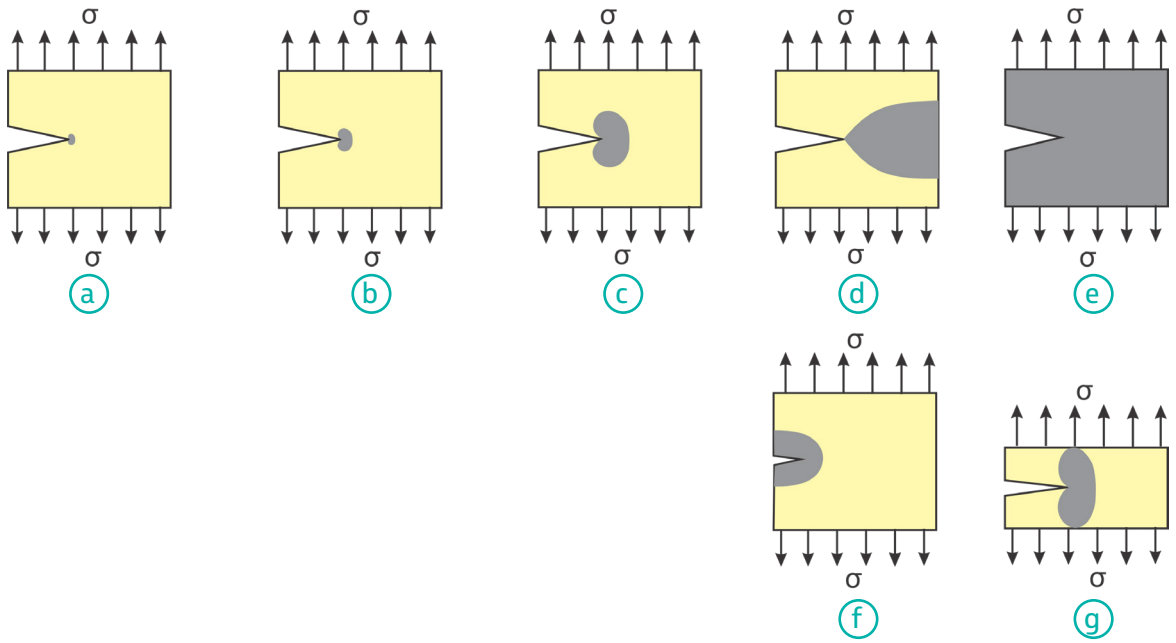


Figura 52. (a) e (b) Zona plástica pequena comparada com as dimensões planares, sendo válida a MFLE. (c), (d), (e), (f) e (g) Zona plástica grande na ponta da trinca em relação a algumas das dimensões planares ou plastificação generalizada, invalidando a MFLE. Fonte: os autores.

5.3.4 Condição *leak before break*

A propagação subcrítica de uma trinca em um vaso de pressão ou tubulação, por exemplo, por fadiga ou por trincamento assistido pelo meio, pode resultar em dois casos distintos:

(i) a trinca pode propagar gradualmente e ficar passante antes de atingir o tamanho crítico, portanto, ocorrerá vazamento do fluido armazenado antes de haver propagação instável (fratura frágil), o que chamamos de Leak Before Break (LBB);

(ii) uma trinca pode propagar gradualmente, atingir o tamanho crítico antes de ficar passante e, consequentemente, promover uma fratura frágil.

Entre os dois, o primeiro caso é desejável, uma vez que, no caso de LBB, o vazamento pode ser detectado. Além disso, a fratura frágil de um vaso ou tubulação tende a ser catastrófica, e o fluido armazenado é liberado de maneira repentina. Ambas as situações podem provocar acidentes.

Na maioria dos casos, uma trinca nucleia na superfície e propaga perpendicularmente à direção da máxima tensão principal. Assim, consideremos uma trinca semielíptica, com comprimento 2c e pro-

fundidade a, localizada na superfície do costado cilíndrico[29] de um vaso de pressão e perpendicular à direção da máxima tensão principal (tensão circunferencial), conforme esquematizado nas Figuras 53a e 53b.

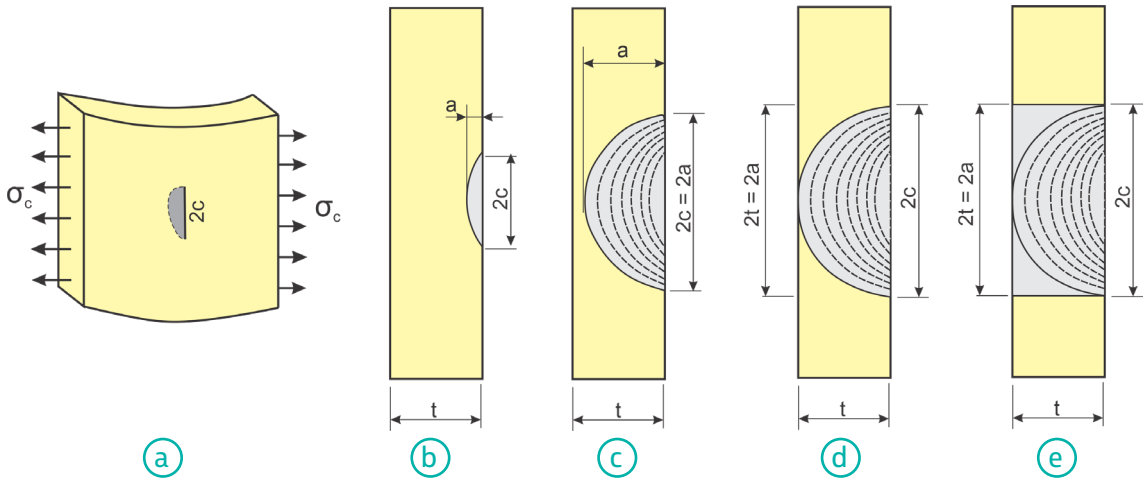


Figura 53. (a) e (b) Trinca superficial em um vaso de pressão. (c) Crescimento da trinca e novo comprimento (2c) igual ao dobro da nova profundidade (2a). (d) Crescimento da trinca até ficar passante, com novo comprimento (2c) igual a duas vezes a nova profundidade (2a) e igual a duas vezes a espessura (2t). (e) Propagação da trinca pelo ligamento remanescente entre a frente da trinca e a superfície oposta. Fonte: os autores.

A partir da solução de K para uma trinca semielíptica[30] com tensão de membrana, verifica-se maior crescimento na direção paralela ao menor eixo da elipse até que a trinca atinja uma configuração semicircular, seguindo seu crescimento com essa configuração, conforme mostra a Figura 53c. A trinca, portanto, crescerá com um novo comprimento na superfície de 2c, com cerca do dobro da nova profundidade a. Se atingir o tamanho crítico antes de ficar passante, ocorrerá fratura frágil. No entanto, se a tenacidade à fratura for alta o suficiente, de forma que a dimensão c seja maior ou igual do que a espessura, a trinca irá propagar até chegar à superfície oposta, conforme Figura 53d, levando ao vazamento do fluido. Como consequência, a condição *leak before break* será atendida. Quando a trinca se tornar passante (ainda semicircular), a profundidade será igual à espessura, ou seja, a = t. Nessa condição, 2c = 2a = 2t. A partir do momento em que a trinca fica passante, ela segue pelo ligamento remanescente entre a frente da trinca e a superfície oposta, resultando na configuração indicada na Figura 53e.

Nesse exemplo, a análise pode ser feita para uma trinca passante sendo considerada como uma trinca central em uma chapa. Se a largura da chapa for muito maior do que 2c, então Y será igual a 1. Para a condição LBB, 2a será igual a 2c, conforme explicado anteriormente. Pode ser aplicada, portanto, a equação *5.98*, substituindo a por c e K_I por K_{IC}.

[29] A trinca está no costado cilíndrico, afastada de descontinuidades geométricas.

[30] Os valores de K, para os pontos na frente de uma trinca semielíptica, são calculados em função do ângulo com o maior eixo da elipse e o ponto a ser calculado, conforme equações *5.112* a *5.115* e Figura 35.

$$K_{Ic} = \sigma.\sqrt{\pi.c} \quad 5.147$$

Dessa forma, nesse caso, a dimensão crítica da trinca c será:

$$c = \frac{1}{\pi}\left(\frac{K_{Ic}}{\sigma}\right)^2 \quad 5.148$$

Se esse valor de c calculado for **maior** do que a espessura, então a condição de LBB será atendida.

Outra maneira direta para saber se o vaso ou tubulação atende à condição de LBB é substituir c por t, ou seja, se a espessura for **menor** do que a calculada abaixo, a condição de LBB será atendida:

$$t = \frac{1}{\pi}\left(\frac{K_{Ic}}{\sigma}\right)^2 \quad 5.149$$

Em geral, portanto, a condição de LBB será atendida quando uma trinca de comprimento igual à espessura do vaso ou tubulação é estável sob as condições de carregamento.

Se um componente contém um defeito superficial planar de comprimento 2c muito grande em relação à profundidade (a), a trinca tenderá a ter 2c maior do que 2t (quando propagar pela parede do vaso ou tubulação). Nesse caso, a equação *5.148* não garantirá a condição LBB. De qualquer forma, se for realizada inspeção, de forma a garantir que nenhum defeito superficial inicial possua comprimento (2c) maior do que duas vezes a espessura (2t), a condição descrita poderá ser evitada. Os documentos de avaliação de integridade estrutural, como o API 579 [7] e a BS 7910 [8], possuem metodologia própria para avaliar condições de LBB, incluindo coeficientes de segurança para garantir conservadorismo na análise.

Para facilitar a compreensão, considere o seguinte exemplo ilustrativo:

Um vaso de pressão esférico, com raio interno de 1000 mm e espessura de 12,5 mm, está submetido a uma pressão de 6 MPa. O K_{IC} do material é 120 MPa$\sqrt{\text{m}}$. A condição *leak before break* é atendida?

$P = 6\ MPa$

$R = 1000\ mm$

$t = 12{,}5\ mm$

$K_{IC} = 120 MPa\sqrt{m}$

Tensão[31]:

$$\sigma = \frac{P.R}{2.t} = 240\ MPa$$

A dimensão c de uma trinca crítica para a condição de LBB será:

[31] Para fins de simplificação, usaremos a equação de tensão para um vaso de pressão esférico de paredes finas.

$$c = \frac{1}{\pi}\left(\frac{K_{Ic}}{\sigma}\right)^2 = 79{,}6\ mm$$

Como esse valor de c é muito maior do que a espessura, então a condição LBB será atendida.

Consideremos agora as mesmas condições, porém com K_{IC} do material igual a 45 MPa$\sqrt{m}$. A condição LBB é atendida?

Recalculando o c para essa condição teremos:

$$c = \frac{1}{\pi}\left(\frac{K_{Ic}}{\sigma}\right)^2 = 11{,}2\ mm$$

Como c é menor do que a espessura, a condição LBB não será atendida. Por exemplo, se uma pequena trinca superficial for crescendo de maneira subcrítica até atingir um comprimento (2c) de 22,4 mm e, consequentemente, profundidade (a) de 11,2 mm, então ocorrerá propagação instável (fratura frágil) antes da trinca ficar passante.

5.4 Mecânica da Fratura Elasto-Plástica (MFEP)

Conforme histórico descrito anteriormente, a mecânica da fratura linear elástica considera que todo corpo, incluindo regiões bem próximas à trinca, segue relação linear elástica. No entanto, a maioria dos materiais metálicos utilizados em equipamentos de processo e em estruturas possuem tenacidade relativamente alta, o que implica razoável deformação plástica na ponta da trinca, invalidando a MFLE. Por conta disso, houve a necessidade do desenvolvimento de metodologias de avaliação que considerassem esse comportamento elasto-plástico nas vizinhanças da trinca e, assim, surgiu a Mecânica da Fratura Elasto-Plástica (MFEP). Em função da complexidade do tópico e do enfoque principal do livro, esse assunto será tratado de maneira suscinta. Para quem quiser se aprofundar, literaturas específicas sobre mecânica da fratura devem ser consultadas.

5.4.1 Crack Tip Opening Displacement (CTOD)

A primeira tentativa de extensão da MFLE, para carregamentos e materiais em que a ZP é grande em relação à SDZ e o parâmetro K_I não descreve mais as condições na ponta de uma trinca, foi realizada por Wells. Enquanto ensaiava materiais de alta tenacidade utilizados em construções soldadas, Wells verificou que as condições da MFLE não se aplicavam. Por outro lado, examinando corpos de prova fraturados, observou que as superfícies das trincas haviam se separado e que a trinca inicial havia adquirido um raio de curvatura significativo. Foi proposto, então, que o arredondamento da ponta da trinca poderia ser utilizado como um parâmetro para avaliar a tenacidade. Tal parâmetro é hoje conhecido como Crack Tip Opening Displacement (CTOD), representado na Figura 54. Essa estimativa da abertura na ponta da trinca (CTOD) é usada para medição da tenacidade à fratura.

Esse método, portanto, é usado quando ocorre plasticidade significativa e o processo de fratura é dominado principalmente pela deformação adjacente à ponta da trinca. O início da propagação da trinca ocorre

quando é atingido um valor crítico da abertura na ponta da trinca, ou seja, quando CTOD > CTOD crítico, representado por $\delta > \delta_c$. Por analogia com a MFLE, deve existir uma metodologia para cálculo de δ (assim como existe para o cálculo de K_I), assim como deve ser possível efetuar um ensaio para a determinação do δ_c (assim como existe para a determinação de K_{IC}).

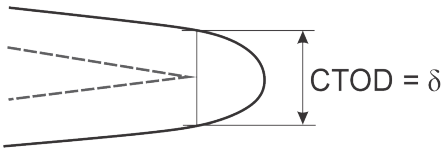


Figura 54. Arredondamento na ponta da trinca. *Crack Tip Opening Displacement* (CTOD). A trinca aguda é representada pelas linhas tracejadas e a trinca arredondada pela linha cheia. Fonte: os autores.

No seu trabalho original, Wells [9] relacionou o CTOD com K_I no limite de SSY. Tomando a dedução de Irwin para a ZP, como mostra a Figura 39, o CTOD seria o deslocamento das faces da trinca ($\theta = 180º$) para uma distância $r = r_y$ da ponta da trinca de comprimento a_{ef}. Foram mostradas, anteriormente, as equações de Irwin para os componentes do tensor em função de K, r e θ (equações *5.91* a *5.96*). Também existem as equações para os deslocamentos nos três modos de solicitação, sendo replicados nas equações *5.150* e *5.151* os deslocamentos em x e y, respectivamente, no modo I.

$$u_x = \frac{K_I}{2.\mu}.\sqrt{\frac{r}{2\pi}}.cos\left(\frac{\theta}{2}\right)\left[\kappa - 1 + 2.sen^2\left(\frac{\theta}{2}\right)\right] \quad 5.150$$

$$u_y = \frac{K_I}{2.\mu}.\sqrt{\frac{r}{2\pi}}.sen\left(\frac{\theta}{2}\right)\left[\kappa + 1 - 2.cos^2\left(\frac{\theta}{2}\right)\right] \quad 5.151$$

Onde μ é o módulo de rigidez transversal e $\kappa = 3 - 4\nu$ (para EPD) e $\kappa = (3 - \nu).(1 + \nu)$ para EPT.

Para $\theta = 180°$, o deslocamento em y será:

$$u_y = \frac{\kappa + 1}{2.\mu}.K_I.\sqrt{\frac{r_y}{2.\pi}} \quad 5.152$$

e, pelas expressões de r_y para EPT (Equação *5.118*) e G (Equação *5.102*), é possível obter:

$$CTOD = \delta = 2.u_y = \frac{4}{\pi}.\frac{{K_I}^2}{\sigma_{LE}.E} = \frac{4}{\pi}.\frac{G}{\sigma_{LE}} \quad 5.153$$

Pelo Modelo de Barenblatt-Dugdale também se pode avaliar o CTOD, dando como resultado:

$$CTOD = \delta = \frac{{K_I}^2}{\sigma_{LE}.E} = \frac{G}{\sigma_{LE}} \quad 5.154$$

Como essas relações supõem EPT e um material idealmente plástico, a forma mais geral das relações anteriores é:

$$\delta = \frac{{K_I}^2}{m.\sigma_{LE}.E} = \frac{G}{m.\sigma_{LE}} \qquad 5.155$$

onde m é uma constante adimensional, sendo cerca de 1,0 para EPT e cerca de 2,0 para EPD. Essa é, portanto, a equação que define a componente elástica do CTOD.

Wells postulou que o CTOD seria um parâmetro adequado para caracterizar as condições na ponta de uma trinca, mesmo quando as condições de SSY deixassem de ser obedecidas, isto é, quando a ZP se estendesse por toda a SDZ. Essa hipótese de Wells provou ser extremamente útil na caracterização da resistência à fratura frágil de materiais de baixa resistência e alta tenacidade, ainda que não fosse demonstrável na época. Só em 1981, C.F.Shih [10], utilizando o parâmetro J, que efetivamente pode caracterizar as condições na ponta de uma trinca em estado elasto-plástico, mostrou que existe uma correspondência biunívoca entre J e CTOD, confirmando a hipótese de Wells.

Existem, como é óbvio, dificuldades experimentais para a medida do deslocamento na ponta da trinca. Tentativas iniciais para medidas diretas não foram bem-sucedidas. Experimentalmente, mede-se a abertura na "boca" da trinca, V_p, e calcula-se o δ. No caso de corpos de prova solicitados por flexão em três pontos[32], é aproximadamente correto supor que o corpo de prova gira, como uma dobradiça, em torno de um ponto fixo, conforme mostrado na Figura 55.

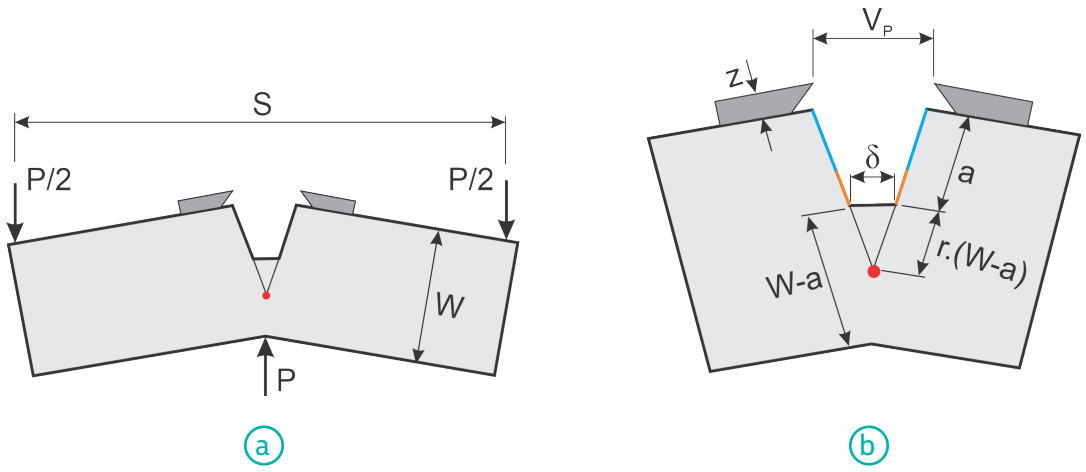


Figura 55. (a) Modelo para estimativa de CTOD a partir de ensaio por flexão em três pontos. (b) Ampliação da região de interesse para cálculo do CTOD. Em azul é representado o entalhe inicial do corpo de prova e em laranja é representada a pré-trinca de fadiga. Modificado de [6].

Onde a corresponde ao tamanho da trinca, e (W - a) corresponde ao ligamento remanescente. O ponto de "dobradiça" (representado pelo círculo vermelho) está localizado a uma distância r.(W-a) abaixo da ponta da trinca. O r é uma constante adimensional que varia entre 0 e 1 e corresponde ao fator de

[32] O corpo de prova para ensaio de CTOD possui um entalhe, a partir do qual é gerada uma pré-trinca de fadiga.

rotação. V_P corresponde ao CMOD (*Crack Mouth Opening Displacement*) e pode ser medido por meio de um *clip gauge*. A partir de V_P, é deduzido o deslocamento na ponta da trinca, por simples semelhança de triângulos, conforme pode ser observado na Figura 55:

$$\frac{\delta}{r.(W-a)} = \frac{V_P}{r.(W-a)+a+z} \qquad 5.156$$

Portanto:

$$\delta = \frac{V_P.r.(W-a)}{r.(W-a)+a+z} \qquad 5.157$$

Como a hipótese da rotação em torno de um ponto só é aproximadamente correta para altas deformações, os métodos de ensaio de CTOD separam o cálculo de $\delta_{elástico}$ do cálculo de $\delta_{plástico}$, conforme indicado na Figura 56.

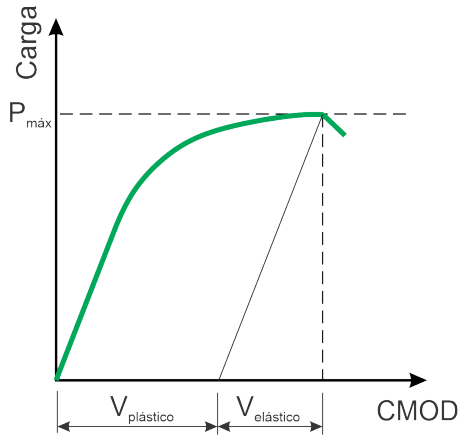


Figura 56. Carga *versus* abertura na boca da trinca (CMOD). $V_{elástico}$ e $V_{plástico}$. Modificado de [6].

A componente elástica somada à plástica será:

$$\delta_{el} + \delta_{pl} = \frac{{K_I}^2}{m.\sigma_{LE}.E'} + \frac{V_P.r.(W-a)}{r.(W-a)+a+z} \qquad 5.158$$

Onde r vale aproximadamente 0,44 para os materiais usuais. O K_I é obtido a partir da equação desse parâmetro para o caso de flexão em três pontos, substituindo o valor da carga do ensaio e das dimensões do corpo de prova.

Para comportamento predominantemente elástico, V_P se aproxima de zero e, consequentemente, a equação se reduz à primeira parcela. Para comportamento predominantemente plástico, a primeira parcela (correspondente ao δ_{el}) terá um valor muito menor do que a segunda (correspondente ao δ_{pl}).

Consideremos o seguinte exemplo:

Foi efetuado um ensaio de CTOD em um corpo de prova de flexão em três pontos. Calcule o CTOD crítico (δ_c) com base nos dados e resultados fornecidos:

P_{max} = 40 kN

Propriedades do material:

σ_{LE} = 400 MPa

E = 100 GPa

K_{IC} = 75 MPa.$\sqrt{m}$

ν = 0,33

Dimensões referentes ao corpo de prova (ver Figura 55):

B = 20 mm

W = 40 mm

z = 1,5 mm

a = 6,0 mm

V_p = 0,4 mm

S = 180 mm

r = 0,44

Para EPD:

m = 2,0

$$E' = \frac{E}{(1-\nu^2)} = 112{,}2\ MPa$$

O K_I corresponderá a:

$$K_I = \frac{P.S}{B.W^{1,5}}.\alpha$$

Sendo:

$$\alpha = \frac{3.\left(\frac{a}{W}\right)^{0,5}.\left\{1{,}99 - \left(\frac{a}{W}\right).\left(1-\frac{a}{W}\right).\left[2{,}15 - 3{,}93.\left(\frac{a}{W}\right) + 2{,}7.\left(\frac{a}{W}\right)^2\right]\right\}}{2.\left(1+2.\frac{a}{W}\right).\left(1-\frac{a}{W}\right)^{1,5}} = 1{,}0169$$

Portanto:

$$K_I = \frac{P.S}{B.W^{1,5}}.\alpha = 45{,}8\ MPa.\sqrt{m}$$

Conforme mostrado anteriormente, a parcela elástica do CTOD corresponde a:

$$\delta_{el} = \frac{{K_I}^2}{m.\sigma_{LE}.E'} = 0{,}0233\ mm$$

E a parcela plástica corresponde a:

$$\delta_{pl} = \frac{V_P . r . (W - a)}{r . (W - a) + a + z} = 0{,}2664\ mm$$

O CTOD crítico é composto pela soma da parcela elástica com a parcela plástica:

$$\delta_c = \delta_{el} + \delta_{pl} = 0{,}2898\ mm$$

Repare que o CTOD plástico (δ_{pl}) é muito maior do que o CTOD elástico (δ_{el}), nesse caso. Ou seja, o material apresenta um comportamento predominantemente plástico.

5.4.1.1 Discussão do parâmetro δ

Em condições de SSY, o parâmetro δ é equivalente ao K_I. A sua extensão para regime elasto-plástico amplia a utilização da MF. No entanto, como proposto por Wells, é um parâmetro apenas **comparativo da tenacidade de materiais**, quando ensaiados na mesma espessura.

Não é uma **propriedade do material**, pois sua determinação é feita em condições de restrição à deformação não constantes.

Originalmente, δ não constituía um **parâmetro de campo**, pois não havia como relacionar a abertura da ponta da trinca com as tensões na sua vizinhança. Em última análise, o arredondamento é o resultado de grandes alterações geométricas envolvendo deformações plásticas significativas, o que torna esse problema praticamente impossível de ser resolvido analiticamente.

Com a relação, posteriormente demonstrada, entre δ e J, é possível relacionar δ com as tensões dentro da ZP a partir de uma distância mínima da ponta da trinca. Isso será discutido após a introdução do parâmetro J.

Como **critério de fratura**, sem a relação com J, δ também não podia ser utilizado. Nesse aspecto, a proposta inicial de Wells foi estendida, empiricamente, por F.M. Burdekin e M.G. Dawes [11] por meio da "CTOD design curve" (curva de projeto), a partir de uma sugestão inicial do próprio Wells. Painéis de grande tamanho, entalhados em duas faces (*double-edge notched tensile*), foram ensaiados, sendo que a deformação na fratura e o tamanho da trinca medidos foram comparados com o δ crítico obtido de um corpo de prova de tamanho normalizado. A correlação resultante foi plotada em um gráfico $\delta_c/2\pi.\varepsilon_y.a$ *versus* $\varepsilon_f/\varepsilon_y$, sendo definida uma curva de projeto segura. O δ_c é dividido por a, tamanho da trinca, para torná-lo adimensional e relacionado com a deformação na fratura, ε_f, dividida pela deformação no escoamento, ε_{LE}. Na parte elástica, a curva é a prevista pela relação entre δ e K_I e, na parte plástica, a reta representa o limite superior dos resultados experimentais. Se o ponto analisado ficar acima da curva de projeto, em teoria, o equipamento ou estrutura trincados são considerados seguros, uma vez que os resultados experimentais estão abaixo da curva. Uma representação esquemática de curva de projeto é mostrada na Figura 57.

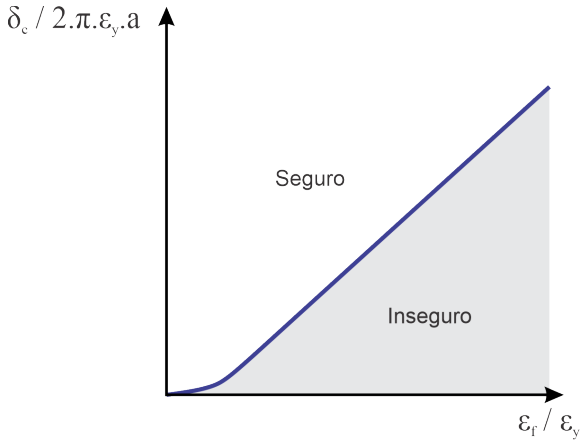


Figura 57. Representação esquemática de uma curva de projeto de CTOD, representada em azul. Os dados obtidos a partir dos experimentos estão abaixo da curva de projeto, ou seja, em pontos dentro da área cinza representada na Figura. Modificado de [6].

Assim, o passo a passo para a uso da curva de projeto seria:

a) Determinação do δ_c, σ_{LE} e ε_{LE} do material em análise, a partir de ensaios de laboratório.

b) Cálculo da deformação atuante (ε) no componente que está sendo avaliado.

c) Medição do tamanho da trinca (a) no componente que está sendo avaliado.

d) Com $\varepsilon/\varepsilon_{LE}$, tamanho da trinca e parâmetros medidos em laboratório, é plotado o ponto na Figura 57. Se o ponto estiver acima da curva de projeto, a análise está aprovada, uma vez que os pontos de falha em experimentos ocorreram abaixo da curva.

As relações propostas por Burdekin e Dawes [11] para $\varepsilon_f/\varepsilon_{LE} \leq 0{,}5$ e $\varepsilon_f/\varepsilon_{LE} > 0{,}5$ são, respectivamente:

$$\frac{\delta_c}{2.\pi.\varepsilon_{LE}.a} = \left(\frac{\varepsilon_f}{\varepsilon_{LE}}\right)^2 \qquad 5.159$$

$$\frac{\delta_c}{2.\pi.\varepsilon_{LE}.a} = \frac{\varepsilon_f}{\varepsilon_{LE}} - 0{,}25 \qquad 5.160$$

Essas expressões relacionam a deformação (ou, alternativamente, a tensão), o tamanho da trinca e o δ_c, de maneira análoga à análise por meio da MFLE, em que são relacionados a tensão, o tamanho da trinca e a tenacidade à fratura do material (K_{IC}).

Mais tarde, em 1979, a *design curve* foi reavaliada com novos resultados experimentais, sendo verificado que alguns resultados de fraturas ocorriam acima da curva proposta. Tendo em vista o espalhamento dos resultados experimentais, não faz sentido referir-se a coeficiente de segurança na *design curve*, mas a intervalo de confiança. Nesse sentido, pode-se afirmar que a *design curve* corresponde a 97,5% de probabilidade de sobrevivência.

Ao longo do tempo, a curva de projeto foi sendo substituída por outras metodologias de análise, entre elas *Failure Assessment Diagram* (FAD) e avaliação direta da integral J.

5.4.2 Parâmetro J

A extensão da MF, para condições em que a ZP se estende por toda a SDZ, é feita a partir da definição do parâmetro J. A hipótese básica para a definição desse parâmetro é considerar um material elasto-plástico como um material não linear elástico. Como representado na Figura 58, a diferença de comportamento mecânico entre esses dois tipos de materiais seria apenas no descarregamento. O material elasto-plástico com um comportamento típico é mostrado na Figura 58a, sendo A-B-C diferente de C-D-A. No caso do material com comportamento elástico não linear, A-B-C é igual a C-D-A, ou seja, há reversibilidade, conforme Figura 58b. Supondo um carregamento contínuo, a analogia é aceitável.

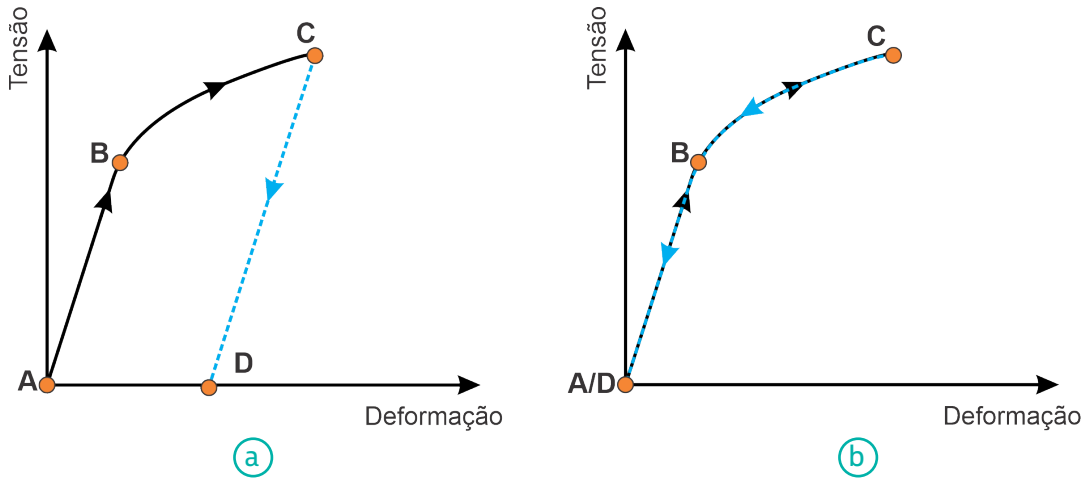


Figura 58. (a) Material elasto-plástico. (b) Material elástico não linear. Fonte: os autores.

O parâmetro J tem três definições relacionadas:

(i) integral de linha independente do percurso;

(ii) taxa de variação de energia e

(iii) parâmetro de campo

Em resumo, Rice definiu uma integral de linha independente do percurso para análise de uma trinca e mostrou que esse valor corresponde à taxa de liberação de energia em um corpo elástico não linear contendo uma trinca. Dessa forma, J serve como uma generalização do conceito de G para materiais não lineares. Tudo isso será melhor detalhado a seguir.

(i) J como integral de linha independente do percurso

A definição original de J, proposta por J. R. Rice [13], foi como uma integral de linha independente do percurso, relacionando a energia nas vizinhanças da trinca. Consideremos um caminho C ao redor da ponta da trinca, conforme Figura 59, que começa em algum ponto da face da trinca e termina em outro ponto, na outra face da trinca, sendo que esses pontos podem ser escolhidos arbitrariamente.

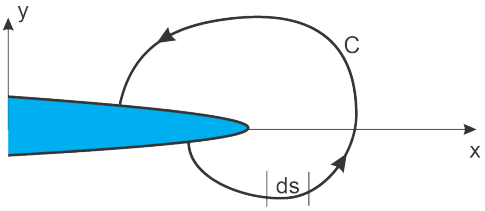


Figura 59. Contorno de linha em volta da ponta de uma trinca. Modificado de [6].

A integral J proposta por Rice, definida para problema em EPT, corresponde a[33]:

$$J = \int_C \left(W dy - T_i \frac{\delta u_i}{\delta x} ds \right) \qquad 5.161$$

Onde x, y correspondem a coordenadas normais à frente da trinca; ds é o incremento de comprimento ao longo do contorno C; T_i são componentes do vetor de tensão agindo no contorno; u_i são as componentes do vetor deslocamento e W é a densidade de energia de deformação, a qual corresponde a:

$$W = \int_0^{\varepsilon_{ij}} \sigma_{ij} . \varepsilon_{ij} \qquad 5.162$$

onde σ_{ij} e ε_{ij} são os tensores das tensões e deformações, respectivamente. O vetor de tração é um vetor normal ao contorno. Isolando-se o material dentro do contorno, T_i definiria as tensões normais agindo nos limites da região isolada. Os componentes do vetor de tração são dados pela equação *5.163*, em que n_j representa os componentes do vetor unitário normal ao contorno C.

$$T_i = \sigma_{ij} . n_j \qquad 5.163$$

Rice demonstrou que essa integral é independente do contorno escolhido e pode-se demonstrar que seu valor corresponde à taxa de variação de energia contida no material para dois comprimentos vizinhos da trinca, coincidindo, portanto, com a definição de J explicada a seguir.

Por meio de métodos numéricos, pode-se calcular o valor de J em uma configuração qualquer e, por isso, a importância dessa definição. A falha ocorre quando J atinge um certo valor crítico.

(ii) J como taxa de liberação de energia elástica não linear

Rice [13] também apresentou outra definição para J, mas que é equivalente, como sendo uma diferença de energia potencial entre dois corpos carregados possuindo trincas com tamanhos ligeiramente diferentes. A variação na energia de deformação dU associada com o avanço da trinca é esquematizada na Figura 60 para o caso de deslocamento fixo (a) e carga fixa (b).

[33] É possível provar que a integral é independente do caminho.

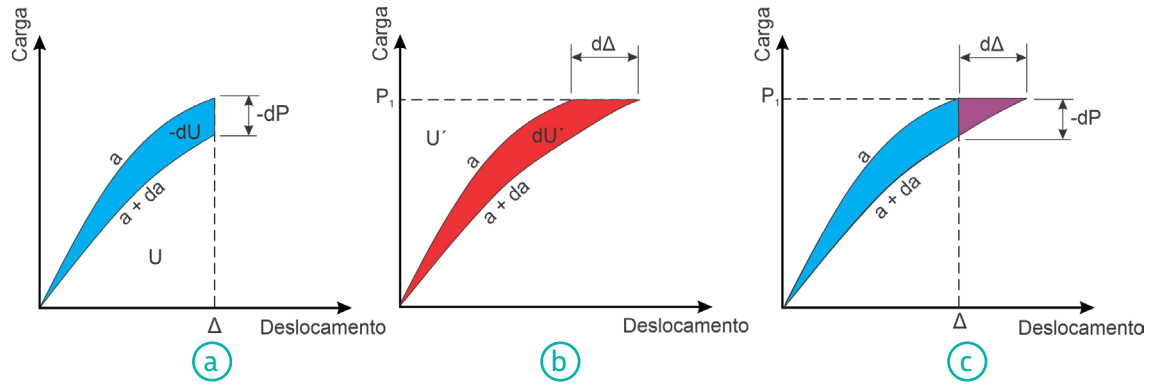


Figura 60. Taxa de liberação de energia para o caso não linear. (a) Deslocamento fixo. (b) Carga fixa. (c) Carga fixa e deslocamento fixo plotados juntos. U corresponde à energia de deformação armazenada. U´ corresponde à energia de deformação complementar. Em um material linear-elástico U = U´. Modificado de [6].

A definição da taxa de liberação de energia vista para o G também é aplicada a J, portanto, de maneira similar, sendo E a energia potencial e A, a área da trinca:

$$J = -\frac{d\Pi}{dA} \tag{5.164}$$

Lembrando que a energia potencial em um corpo (Π) é igual à energia de deformação armazenada (U) neste corpo menos o trabalho realizado por forças externas (W), conforme já mostrado na equação *5.51* e replicado na equação *5.165*:

$$\Pi = U - W \tag{5.165}$$

É importante recordar que, em um corpo de prova trincado, G corresponde à taxa de variação dessa energia potencial elástica com o tamanho da trinca.

É possível demonstrar[34] que, se a trinca avança sob carga fixa (Δ = 0), J será dado por:

$$J = -\frac{d\Pi}{dA} = \int_0^P \left(\frac{\delta\Delta}{\delta a}\right)_P dP \tag{5.166}$$

Sendo que, para carga fixa:

$$\Pi = U - W = U - P\Delta = -U' \tag{5.167}$$

$$U' = \int_0^P \Delta dP \tag{5.168}$$

[34] Na demonstração, considera-se uma placa com espessura B = 1, de forma que A = a.

Sob deslocamento fixo (W = 0), J será dado por:

$$J = -\int_0^P \left(\frac{\delta P}{\delta a}\right)_\Delta d\Delta \qquad 5.169$$

Sendo que para deslocamento fixo:

$$\Pi = U - W = U \qquad 5.170$$

J é, portanto, o mesmo em condições de controle de carga e controle de deslocamento, uma vez que, conforme verifica-se na Figura 60c, a diferença entre dU´ em controle de carga e –dU em controle de deslocamento é ½ dP.dΔ , que é infinitamente menor do que dU.

Por meio das equações anteriores, verifica-se que J pode ser determinado a partir de registros de carga *versus* deslocamento de corpos de prova contendo pequenas diferenças no tamanho de trinca. Verifica-se que J corresponde à energia disponível na ponta da trinca por unidade de extensão (*da)* para condição elástica linear ou não linear.

Conforme verificado anteriormente, para condições elásticas, o G é igual à taxa de liberação de energia elástica, portanto, é possível estabelecer uma relação entre G e J. O parâmetro J é, portanto, uma versão mais geral da taxa de variação de energia, que contempla o caso linear elástico e o caso elástico não linear. No caso especial de materiais linearmente elásticos, J = G.

$$J = G = \frac{K^2}{E'} \qquad 5.171$$

Lembrando que E´ foi definido nas equações *5.103* e *5.104* para os casos de EPT e EPD, respectivamente.

Convém lembrar que, no caso de material linearmente elástico, G mede a taxa de liberação de energia e, em material não linearmente elástico, J é a taxa equivalente. Em materiais linear-elásticos, a taxa de liberação de energia corresponde à energia potencial, que é liberada pela estrutura quando a trinca se propaga. Em materiais elasto-plásticos, como a grande maioria dos metais, não é correto falar-se em taxa de liberação de energia, já que uma grande parcela da energia absorvida pelo material não é recuperada. Em outras palavras, materiais elasto-plásticos armazenam a energia na forma de defeitos cristalinos, isto é, na forma de deformação plástica. Sendo assim, J, na realidade, é função da diferença de energia absorvida por dois corpos carregados de maneira idêntica, com tamanhos de trincas próximos, à medida que a trinca cresce. Essa distinção se torna importante no caso de trincas não estáticas, isto é, trincas que se propagam estavelmente.

J torna-se então uma medida da intensidade de todo o campo de tensão x deformação elasto-plástico na ponta da trinca. Com base nisso, J pode ser usado como um critério de falha em que a fratura seria esperada em componentes submetidos ao mesmo J crítico.

(ii) J como um fator de intensidade de tensão

J.W. Hutchinson [15], J.R. Rice e G.F. Rosengren [16] demonstraram, independentemente, que J caracteriza as condições na ponta de uma trinca de um material não linear-elástico. Supondo um material que obedece à lei de Ramberg-Osgood, Hutchinson, Rice e Rosengren mostraram que, para a integral J permanecer independente do percurso, **tensão x deformação** deve variar com **1/r** nas proximidades da ponta da trinca. Além disso, dentro da ZP, perto da ponta da trinca, as deformações elásticas são desprezíveis frente às plásticas, e a equação de Ramberg-Osgood se transforma em uma

simples lei de potência (a equação de Hollomon, como visto no Capítulo 2). Com essas duas considerações, chegaram às seguintes relações:

$$\sigma_{ij} = k_1 \left(\frac{J}{r}\right)^{\frac{1}{n+1}} \quad 5.172$$

$$\varepsilon_{ij} = k_2 \left(\frac{J}{r}\right)^{\frac{n}{n+1}} \quad 5.173$$

Para n = 1, isto é, material linear-elástico, recai-se nas equações de Irwin, isto é, J define uma singularidade do tipo $1/\sqrt{r}$.

Definindo-se as constantes de proporcionalidade k_1 e k_2, tem-se:

$$\sigma_{ij} = \sigma_0 \left(\frac{E.J}{\alpha.\sigma^2.I_n.r}\right)^{\frac{1}{n+1}} f_{ij}\,(n,\theta) \quad 5.174$$

$$\varepsilon_{ij} = \frac{\alpha.\sigma_0}{E}\left(\frac{E.J}{\alpha.\sigma^2.I_n.r}\right)^{\frac{n}{n+1}} g_{ij}\,(n,\theta) \quad 5.175$$

onde I_n é uma constante de integração que depende de n, esquematizada graficamente na Figura 61, e f_{ij} e g_{ij} são funções adimensionais de n e θ. Essas equações são conhecidas como "singularidade HRR[35]".

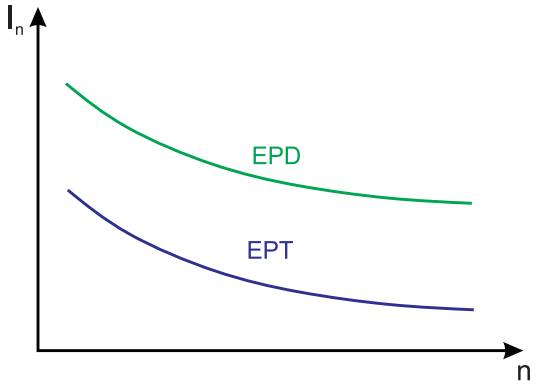


Figura 61. Efeito do coeficiente de encruamento na constante de integração HRR. Modificado de [6].

O modelo HRR, portanto, define uma singularidade dentro da ZP. As tensões também tenderiam para infinito, como no campo elástico, à medida que r tende a zero 0, mas segundo $r^{-(1/n+1)}$. Dessa forma, torna-se impreciso referir-se a uma SDZ. É preferível mencionar ***K dominated zone*** e ***J dominated zone***.

5.4.2.1 Discussão do parâmetro J

O parâmetro J descreve uma singularidade, de tal forma que as tensões tendem para infinito nas proximidades da ponta de uma trinca em um material elasto-plástico. No entanto, devido ao arredonda-

[35] HRR em virtude dos nomes dos cientistas Hutchinson, Rice e Rosengren.

mento da ponta da trinca, as tensões junto a ela devem ser finitas. Isso define uma região de "grandes alterações geométricas" em que o parâmetro J deixa de ser um **parâmetro de campo.** Ele permanece válido como **critério de fratura**, de maneira inteiramente análoga ao parâmetro K_I e à existência de uma ZP, conforme já discutido anteriormente. A Figura 62 resume três situações, considerando o efeito de plasticidade na ponta da trinca em função da tensão.

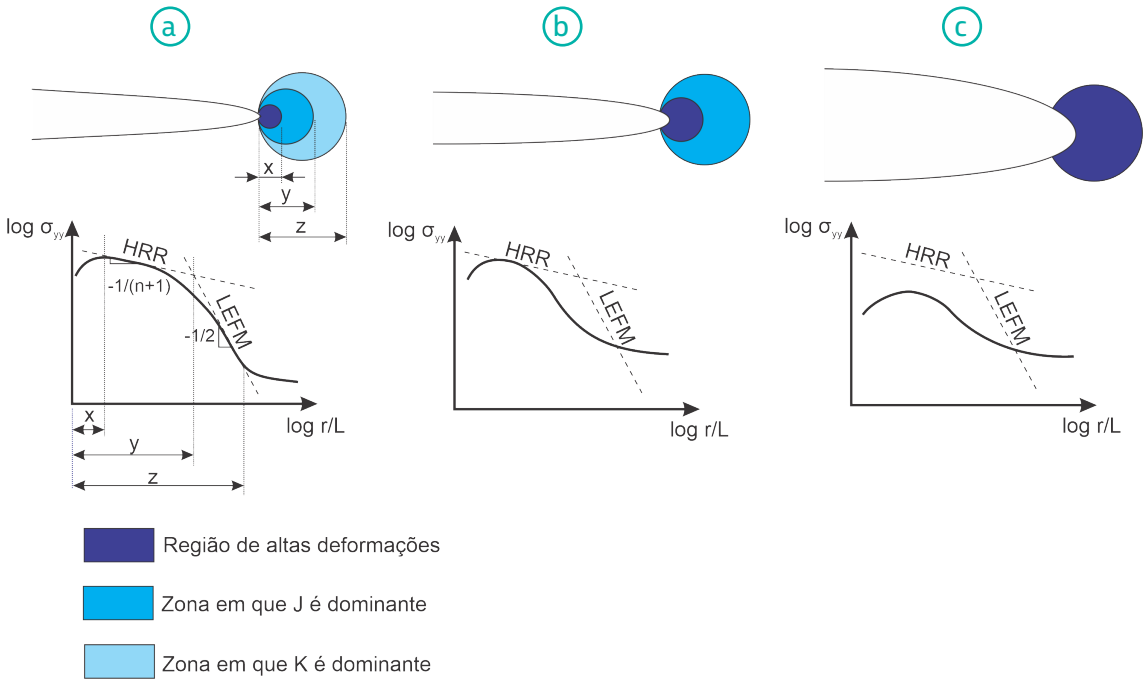


Figura 62. (a) SSY. (b) Condição elasto-plástica. (c) Grandes deformações. A razão r/L corresponde a uma distância normalizada em relação à ponta da trinca, sendo que L corresponde a alguma dimensão do componente, por exemplo, ligamento remanescente. Modificado de [17].

No primeiro caso da Figura 62, tanto K quanto J caracterizam as condições na ponta da trinca. Note-se que, nessa figura, as retas que descrevem os dois tipos de singularidades têm uma relação biunívoca entre elas, já que existe uma relação matemática entre K_I e J. A região dominada por K (em azul claro) surge a partir de uma pequena distância em relação à ponta da trinca, sendo a tensão proporcional a $1 / \sqrt{r}$. A região dominada por J ocorre na zona plástica, onde a singularidade elástica não é mais válida. A solução HRR é válida dentro da zona plástica, mas não mais na região de grandes deformações (bem na ponta da trinca, indicado em azul escuro). Na Figura 62b, a condição elasto-plástica é tal que a região de grandes deformações é maior; não há mais o campo dominado por K; mas ainda existe o campo dominado por J, que é válido. Na condição da Figura 62c, só há zona de grandes deformações, não havendo mais validade para J. A região onde J deixa de ser parâmetro de campo é definida como a região de "grandes deformações plásticas" (*large strain zone*). Quando ela domina a região nas proximidades da trinca, as condições não podem ser descritas por um único parâmetro, seja K_I, δ ou J. Uma nova expansão da MF deve ser feita, constituindo o que se conhece como "MF de dois parâmetros" (*two parameters FM*). Note-se, em uma estrutura, "grandes deformações plásticas" dominando a ponta da trinca ainda não constituem o "colapso plástico" (*fully plastic condition*) em que toda a seção resistente sofre deformação plástica.

Admitindo maior grau de plasticidade na ponta da trinca, as restrições quanto às dimensões mínimas no plano do corpo de prova, para a validade de J, são menores do que para K_I.

Em estado elasto-plástico, é de se esperar crescimento estável precedendo crescimento instável da trinca. O ensaio prevê a determinação da curva de J com o crescimento da trinca, a **curva J-R**.

O valor de J no início do crescimento estável é conhecido como J_{IC}, sendo **característico do material** e diretamente relacionado com K_{IC}, embora os valores medidos desses parâmetros, de acordo com as normas de ensaios, possam apresentar diferenças em consequência de diferenças de detalhes do ponto em que o parâmetro é medido durante o ensaio. Para aplicações práticas, essa diferença é desprezível.

Não é escopo deste livro o detalhamento da medição em laboratório do parâmetro J, as possíveis configurações, tipos de testes, os parâmetros definidos etc., mas é importante ressaltar que a análise pode ser feita de maneira análoga ao efetuado para MFLE. A partir da geometria e das dimensões da trinca, a integral J pode ser estimada (por meio de soluções caso a caso) e comparada com um valor obtido a partir de ensaio de laboratório (J_{IC}, por exemplo). Se, por exemplo, $J_I < J_{IC}$, então não ocorrerá o início do crescimento da trinca. No próximo item será descrito, resumidamente, como os códigos atuam, incluindo a metodologia que leva em conta o risco de fratura frágil e o colapso plástico na mesma avaliação, a partir do FAD.

Ambos, CTOD (δ) e J, caracterizam a fratura elasto-plástica, portanto, há uma relação entre eles. Conforme citado anteriormente, pode-se demonstrar a relação entre J e δ [10]. A relação é mostrada pela equação:

$$\delta = \frac{d_n . J}{\sigma_0} \qquad 5.176$$

onde d_n é uma constante adimensional fortemente dependente de n (coeficiente de encruamento) e do estado de tensões (EPT ou EPD).

5.5 Procedimento para avaliação por mecânica da fratura

Existem diversas normas que tratam de avaliação de componentes e estruturas trincadas, por exemplo, API 579 [7] e a BS 7910 [8]. Geralmente, os procedimentos são separados em níveis, sendo o nível 1 mais simples de empregar, restrito a poucos componentes e mais conservativo; o nível 2 é mais abrangente em termos de componentes e fornece uma melhor estimativa do que o nível 1, porém é mais trabalhoso; e o nível 3, que é aplicado quando não é possível efetuar a análise pelo nível 1 ou nível 2, ou então quando os resultados fornecidos são muito conservativos. O nível 3 geralmente é efetuado a partir de análise numérica (método de elementos finitos). É possível, inclusive, obter diretamente o fator de intensidade de tensão a partir de métodos numéricos. Nesse caso, é necessário modelar o componente com a trinca.

É importante que seja verificado o mecanismo que provocou o trincamento para considerar, por exemplo, se há possibilidade de crescimento subcrítico da trinca (em casos de fadiga, trincamento assistido pelo meio etc.).

Para os níveis 2 e 3, de maneira resumida, é necessário ter os dados e o histórico de operação, dados de projeto do equipamento e o dimensionamento da trinca. O procedimento consiste em:

(1) Levantar as dimensões relevantes do componente, por exemplo, diâmetro e espessura para um vaso de pressão ou tubulação. Quando há variações entre geometrias, essas dimensões também são necessárias para determinar a distribuição de tensão.

(2) Verificar todos os possíveis carregamentos a que o componente está submetido.

(3) A partir dos carregamentos e geometria, obter a distribuição de tensões na região de interesse e classificá-las em tensão primária (geral, local e flexão), tensão secundária (membrana e flexão) ou tensão residual, explicadas no Capítulo 2. As tensões podem ser obtidas de maneira analítica ou por meio de análise numérica. É importante considerar todas as possíveis combinações de pressão e temperatura. Essas tensões serão usadas nas equações para cálculo do fator de intensidade de tensão. A distribuição das tensões primárias (membrana e flexão) será usada para o cálculo da tensão de referência.

(4) Verificar as dimensões da trinca (ou do defeito planar que está sendo considerado como trinca). Regras para avaliar trincas ramificadas, múltiplas trincas próximas etc. são utilizadas.

(5) Calcular o fator de intensidade de tensão para as tensões primárias, e tensões secundárias e residuais.

(6) Determinar ou estimar a tenacidade à fratura (K_{mat}) para as condições que estão sendo avaliadas. A tenacidade à fratura deve ser determinada nas possíveis temperaturas, considerando os casos limites de operação do equipamento. A tenacidade à fratura (K_{mat}) pode ser medida diretamente por meio de:

   (i) Determinação de K_{IC}, a partir de ensaio de laboratório para materiais frágeis.

   (ii) Cálculo do K_{JC}, a partir do J_c medido em laboratório.

   (iii) Cálculo do $K_{\delta c}$, a partir do δ_c medido em laboratório.

   O K_{JC} e $K_{\delta c}$ seriam os correspondentes a K_{IC}. Para a maioria dos materiais de equipamentos de processo e estruturas, só é possível medir o J_c ou δ_c a partir de ensaios, na prática. No entanto, nem sempre são feitos ensaios de tenacidade à fratura para a corrida da chapa ou do componente que está sendo avaliado. Por essa razão, existem alguns métodos para se estimar a tenacidade à fratura, entre eles:

   (i) Estimativa de tenacidade à fratura *lower-bound*, a partir de resultado de ensaio Charpy na temperatura em que se deseja efetuar a avaliação (nos casos em que a energia absorvida é menor ou igual a 27 J).

   (ii) Estimativa da tenacidade à fratura *lower-bound*, a partir de um procedimento considerando uma temperatura de referência, para materiais ferríticos. A temperatura de referência é definida a partir da temperatura de transição de ductilidade nula em ensaio *drop weight* ou a partir da temperatura em valores máximos definidos de expansão lateral e energia absorvida em ensaio Charpy. Se a temperatura de referência não for conhecida, ela pode ser estimada com base nas classes de tenacidade definidas nas curvas de isenção de ensaio de impacto do ASME Seção VIII Divisão 1 [19].

(iii) Estimativa da tenacidade à fratura, a partir da curva mestra (usada para modelar o patamar inferior e a transição dúctil frágil para aços ferríticos). A curva mestra foi definida a partir da análise dos resultados de ensaios em aços ferríticos ao longo dos últimos 30 anos. A temperatura de referência, para ser usada no cálculo da tenacidade à fratura com base no conceito da curva mestra, pode ser obtida a partir de resultados de ensaio Charpy, a partir de resultados de tenacidade à fratura na faixa de transição dúctil-frágil ou a partir das classes de tenacidade das curvas de isenção de ensaio de impacto do ASME Seção VIII Divisão 1 [19].

(iv) Estimativa para tenacidade à fratura no patamar superior. É realizada quando a opção anterior não pode ser usada, uma vez que foi modelada para ser usada na região de transição. Pode ser efetuada a partir de ensaio de J ou a partir de valores predefinidos para algumas classes de materiais ferríticos.

Observação: em todos os casos de estimativa da tenacidade à fratura, deve ser dada atenção para a possibilidade de fragilização do material em serviço (ex.: fragilização ao revenido, grafitização etc.)

(7) Cálculo da razão entre o fator de intensidade de tensão (primária + secundária e residual), definido em (5) e a tenacidade à fratura (K_{mat}), definida em (6). Essa razão é chamada de K_r. Esse valor será usado no eixo y do *Failure Assessment Diagram* (FAD), que será explicado na sequência.

(8) Estimativa do limite de escoamento ou uso do valor mínimo dessa propriedade para a especificação do material do componente em análise e na temperatura considerada.

(9) Cálculo da tensão de referência, com base na distribuição de tensão primária e na presença da trinca. O conceito de tensão de referência está relacionado à plastificação de toda a seção de um componente trincado. É obtida a partir da tensão primária multiplicada por um fator adimensional, o qual é função da geometria e dimensões da trinca[36]. Existem, portanto, soluções analíticas para cálculo da tensão de referência. Dessa forma, a análise de mecânica da fratura, usando o FAD, levará em consideração o risco de fratura frágil (razão entre o fator de intensidade de tensão e tenacidade à fratura), o risco de colapso plástico (razão entre tensão de referência e limite de escoamento do material) e as situações intermediárias.

(10) A razão entre a tensão de referência definida em (9) e o limite de escoamento definido em (8), chamada de L_r, irá compor o eixo x do FAD.

(11) Plotar no FAD o ponto correspondente ao K_r e L_r calculados, descritos em (7) e (10), respectivamente. Se o ponto cair sobre ou dentro do FAD, então o componente está aprovado pela análise. Se o ponto não cair na região aceitável, ou seja, se o ponto for acima ou à direita da curva, então o componente não está aprovado pela análise. Caso a avaliação tenha sido feita pelo nível 2 e tenha sido reprovada, alguma ação deve ser tomada, por exemplo:

- Efetuar nova avaliação nível 2, com refinamento dos dados de entrada;
- Efetuar avaliação pelo nível 3;

[36] Definições mais recentes consideram análise elasto-plástica de integral J para tensão de referência.

- Reduzir o nível de tensão (ex.: limitar a pressão de operação) a um valor que o componente seja aprovado;
- Remoção da trinca, substituição do componente etc.

Esse é apenas um resumo de como pode ser efetuada uma análise, sem entrar nos detalhes dos procedimentos e equações, os quais estão descritos nas normas de adequação ao uso. Nessas normas, também são descritos os procedimentos para avaliação de propagação de trinca de fadiga, propagação de trinca por fluência etc.

5.5.1 Diagrama de Avaliação de Falha (*Failure Assessment Diagram* - FAD)

A análise de componentes trincados com uso do FAD é conveniente, porque considera a possibilidade de fratura frágil (relacionada a componentes de baixa tenacidade) e a possibilidade de colapso plástico (relacionado a componentes de alta tenacidade). Além disso, é aplicável a componentes soldados, pois considera o efeito da tensão residual. É, portanto, a metodologia elasto-plástica mais usada para avaliação de componentes trincados em equipamentos de processo e estruturas.

Inicialmente, o FAD foi desenvolvido com base no modelo *strip yield* (ver equação *5.136*). O limite de escoamento foi substituído pela tensão que provocava o colapso na estrutura trincada (σ_c), sendo, portanto, dependente da resistência mecânica do material e do tamanho da trinca. Dividindo o K_{ef} pelo fator de intensidade de tensão linear elástico (K_I), teremos:

$$\frac{K_{ef}}{K_I} = \frac{\sigma_c}{\sigma}.\left[\frac{8}{\pi^2}.ln\,sec\left(\frac{\pi.\sigma}{2.\sigma_c}\right)\right]^{\frac{1}{2}} \qquad 5.177$$

Com isso, remove-se o efeito da geometria no modelo strip-yield e a expressão se torna adimensional. Definido $K_r = K_I/K_{ef}$ e $S_r = \sigma/\sigma_c$, a equação *5.177* pode ser reescrita como:

$$\frac{1}{K_r} = \frac{1}{S_r}.\left[\frac{8}{\pi^2}.ln\,sec\left(\frac{\pi.S_r}{2}\right)\right]^{\frac{1}{2}} \qquad 5.178$$

E, portanto:

$$K_r = S_r.\left[\frac{8}{\pi^2}.ln\,sec\left(\frac{\pi.S_r}{2}\right)\right]^{-\frac{1}{2}} \qquad 5.179$$

Se, a partir dessa equação, for plotado K_r *versus* S_r, teremos uma curva que representa o local em que as falhas ocorrem. Abaixo da curva é a região segura e acima, a não segura.

No caso, o K_{ef} será representado por K_{mat}, de forma a prever a ocorrência da fratura, ou seja, $K_{ef} = K_{mat}$. Conforme visto anteriormente, o K_{mat} pode ser determinado de diversas maneiras, inclusive a partir de parâmetros da MFEP. Se $K_I = K_{mat}$ (ou seja, $K_r = 1$), ocorre fratura frágil. Por outro lado, quando $\sigma = \sigma_c$ (ou seja, $S_r = 1$), ocorre colapso plástico.

Posteriormente, o FAD foi plotado a partir da solução de integral J, sendo, portanto, mais preciso do que o modelo de *strip yield*, uma vez que tal modelo considera um material elástico perfeitamente plástico, ou seja, sem encruamento.

A representação esquemática do FAD resultante é mostrada na Figura 63. Kr e Lr foram definidos anteriormente. A área sob a curva (em cinza) corresponde à região aceitável. O modo de falha na região acima da curva, à esquerda, está relacionado à fratura frágil; já o modo de falha na região inferior, à direita da curva, está relacionado a colapso plástico. Na região intermediária, ou seja, na região acima da curva, entre a região de fratura frágil e a região de colapso plástico, o modo de falha é misto, ou seja, crescimento estável seguido de crescimento instável. Considerando o FAD esquemático da Figura 63, um caso que resultasse em (K_r, L_r) no ponto A (em verde) estaria aprovado. Outro caso, que resultasse em (K_r, L_r) no ponto B (em vermelho), não estaria aprovado.

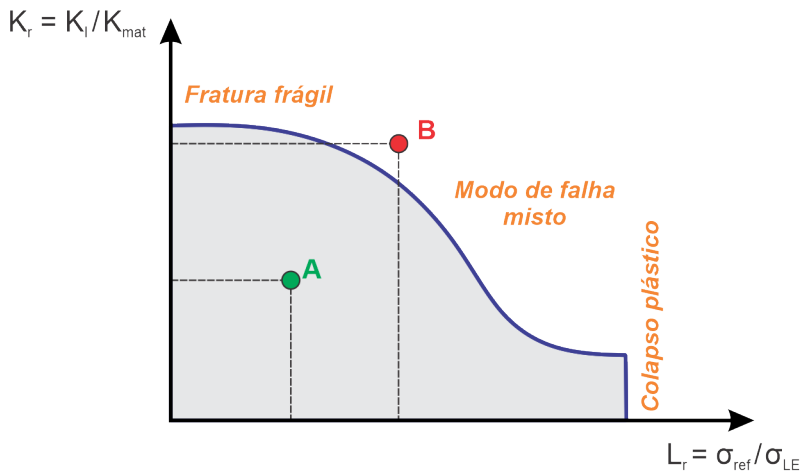


Figura 63. Esquema, mostrando um *Failure Assessment Diagram* (FAD). A região abaixo da curva (em cinza) é considerada segura. A região acima da curva é considerada como não aceitável.
Fonte: os autores.

Outro possível uso para o FAD é definir um tamanho máximo de trinca, por exemplo, para selecionar uma técnica de END apropriada para a inspeção de um determinado componente. Na análise nível 3, há a alternativa de construir o FAD baseado nas propriedades reais do material. Além disso, o FAD pode ser utilizado para definir o número de ciclos para uma trinca de determinada dimensão atingir o tamanho máximo.

5.6 Mecânica da fratura em análise de falhas

Em uma análise de falha, o investigador deve determinar o(s) mecanismo(s) de falha; identificar a(s) região(ões) de origem da fratura, ou seja, região(ões) de nucleação; se houve propagação subcrítica e a região da fratura correspondente, entre outros.

A mecânica da fratura pode ser utilizada como uma ferramenta em análise de falhas na tentativa de responder a algumas perguntas, tais como:

a) A causa da falha do componente foi devido a uma utilização ou manutenção inadequada, por exemplo, sobrecarga devido a algum descontrole operacional; ou então foi devido ao

surgimento de tensões cíclicas de flexão-rotação causado pelo desalinhamento de um eixo rotativo?

b) A causa da falha do componente foi devido a um projeto inadequado, por exemplo, seleção de material inadequado ou erro no dimensionamento? O componente operava em condição de fadiga e isso não foi previsto nos cálculos de projeto?

c) A causa da falha foi devido a alguma não conformidade no material (por exemplo, material fornecido com tratamento térmico fora de especificação e, consequentemente, tenacidade menor do que o esperado)?

Seguem exemplos de uso da MF em análise de falhas, considerando algumas das limitações:

(i) Verificar ou confirmar que um componente falhou por sobrecarga, a partir de uma trinca pré-existente.

Conforme visto anteriormente, a propagação instável da trinca ocorrerá quando $K_I > K_{IC}$ e, para isso, são necessários dados de entrada.

- Para o cálculo de K_I, é necessário:
  - Condições de carregamento para realização de análise de tensão. Deve ser dada atenção a transientes operacionais que antecederam a falha. Também devem ser consideradas as possíveis tensões residuais no cálculo.
  - O tamanho crítico da trinca que levou à propagação instável, podendo ser obtido por meio de análise da superfície de fratura. Por exemplo, a análise de fratura auxiliará na identificação da região de propagação subcrítica por fadiga ou trincamento assistido pelo meio.
  - A geometria do componente, tipo de trinca, as dimensões da trinca e o tipo de carregamento para a equação de K_I que se aplique ao caso em questão. Em casos mais complexos, é necessário recorrer à análise numérica (método de elementos finitos).
- Para o $K_{IC,}$ é necessário:
  - Medir ou estimar a tenacidade à fratura do material. Quando não é possível medir diretamente a tenacidade do material, estimativas podem ser efetuadas, por exemplo, a partir de valores de literatura, a partir de resultados de ensaio Charpy, entre outros, conforme visto anteriormente. É importante ter em mente o quão podem ser imprecisas ou muito conservativas essas estimativas.

    Dessa forma, devido a algumas simplificações do método de análise por mecânica da fratura, incertezas nos dados de entrada, incertezas ou conservadorismo na estimativa da tenacidade à fratura etc., pode haver discrepância entres os valores reais e os valores obtidos de K_I e K_{IC}. Além disso, se houver um maior grau de plastificação, é necessário o uso da integral J. Em graus de plastificação ainda maiores, provocando grandes deformações, por exemplo, devido à presença de trincas longas, a análise por mecânica da fratura clássica não se aplica mais. O analista, portanto, tem que estar ciente de todas essas limitações e possíveis fontes de incertezas ao efetuar a avaliação.

Considerando que a análise foi efetuada com uma precisão razoável, é possível inferir, por exemplo, se houve uma sobrecarga no momento que antecedeu a fratura, ou então se a tenacidade à fratura do material era inferior à prevista.

(ii) Avaliação de casos em que há propagação subcrítica, por exemplo, fadiga e trincamento assistido pelo meio.

No Capítulo 8, será mostrado que é possível calcular o número de ciclos até a falha, conhecendo-se o carregamento cíclico, a geometria do componente, o tipo e as dimensões da trinca (para cálculo de ΔK); e conhecendo-se o comportamento do material em relação à taxa de propagação da trinca em função do ΔK (curva log da/dN *versus* log ΔK). Essas curvas podem ser obtidas em normas que tratam de mecânica da fratura. Para análise de falha, é sempre melhor usar a curva média do que a curva conservativa. No entanto, o analista tem que ficar atento a possíveis incertezas da análise, por exemplo, variação de tensão, que muda ao longo do tempo, influência da razão de tensão, efeito de fechamento de trinca, influência do meio corrosivo, entre outros.

A presença de estrias na superfície de fratura, observada por microscopia eletrônica de varredura, é uma evidência de ocorrência de fadiga. A largura das estrias indica a taxa de propagação da trinca (da/dN), ou seja, quanto maior a largura, maior a taxa de propagação. Deve-se tomar cuidado no método de contagem de estrias para estimativa do número de ciclos que levou à falha. Será visto, no Capítulo 8, que, na fadiga de alto ciclo, a maior parte da vida é para nuclear a trinca. Nesse caso, portanto, o número de ciclos obtidos a partir da contagem de estrias será muito menor do que o número de ciclos que efetivamente levou à falha. Além disso, muitas outras fontes de incerteza existem, por exemplo, considerando a propagação de uma trinca de fadiga, na região II (onde a taxa de propagação é governada pela Lei de Paris-Erdogan), geralmente uma estria corresponde a um ciclo de propagação, mas na região I (próximo ao K_{th}), geralmente mais de um ciclo é necessário para gerar uma estria. É importante notar também que, mantendo-se as demais variáveis fixas, com o avanço da trinca o ΔK aumenta e, consequentemente, aumentará o espaçamento entre as estrias.

As marcas de praia indicam alteração no ciclo de tensões, por exemplo, parada do equipamento ou aumento significativo no carregamento. Conhecendo-se o histórico de operação do equipamento (ex.: pressão ao longo do tempo) e se a superfície de fratura estiver preservada, em casos muito específicos, a partir das marcas de praia podem ser identificados os blocos em que houve variação no carregamento e ser efetuada uma análise de mecânica da fratura entre blocos específicos.

Para avaliação de taxa de propagação de trinca por mecanismos de trincamento assistido pelo meio (ex.: corrosão sob tensão e trincamento sob tensão por hidrogênio), a filosofia é similar. No entanto, nesse caso, a análise tende a ser bem mais complexa devido à forte influência dos fatores do meio na alteração da taxa de propagação da trinca (da/dt) e no K_{EAC}[37], conforme definido no Capítulo 6. Dessa forma, a taxa de propagação de trinca obtida em laboratório, para um caso específico, pode ser bem diferente da taxa prevista a partir das condições de operação do componente ou mesmo da taxa de propagação real. Isso pode ocorrer uma vez que:

[37] K_{EAC} corresponde ao fator de intensidade de tensão limiar (*threshold*) para o caso geral de trincamento assistido pelo meio (*environmental assited cracking*), ou seja, abaixo dele não ocorre propagação da trinca pelo mecanismo de trincamento pelo meio em análise. Por exemplo, para corrosão sob tensão (*stress corrosion cracking*), denomina-se K_{ISCC}.

- as variáveis de processo que influenciam a taxa de propagação da trinca tendem a não ser exatamente iguais às variáveis consideradas no ensaio de laboratório;
- essas variáveis podem sofrer alterações ao longo do tempo;
- existência de variáveis relevantes no caso do equipamento real, que não são identificadas e, consequentemente, não consideradas nos ensaios de laboratório.

Ao longo dos últimos anos, grandes esforços estão sendo despendidos na tentativa de compreender melhor a influência das variáveis mecânicas, metalúrgicas e do meio na nucleação e propagação de trincas de mecanismos de trincamento assistido pelo meio, com o objetivo de propor modelos de previsão de vida mais precisos.

A mecânica da fratura em análise de falha pode ainda responder se uma determinada falha poderia ser prevenida, ou seja, se a trinca possuía dimensões suficientes para ser identificada por END dentro de um intervalo possível de efetuar a inspeção antes da ocorrência da fratura final.

Por fim, é importante reforçar que o analista deve considerar todas as incertezas da análise de mecânica da fratura em análise de falhas de forma a não tirar conclusões equivocadas.

5.7 Referências

[1] ANDERSON, Ted L. **Fracture mechanics**: fundamentals and applications. Boca Raton: CRC, 2017. 621 p.

[2] INGLIS, C. E. Stresses in plates due to the presence of cracks and sharp corners. **Transactions of the Institute of Naval Architects**, v. 55, p. 219-241, 1913.

[3] OROWAN, Egon. Fracture and strength of solids. **Reports on progress in physics**, v. 12, n. 1, p. 185, 1949.

[4] BROEK, D. **Elementary engineering fracture mechanics**. Berlim: Springer Science & Business Media, 2012. 469 p.

[5] IRWIN, G. R. Analysis of stresses and strains near the end of a crack traversing a plate. **J. of App. Mech**., v. 24, p. 361-364, 1957.

[6] SILVA, P. S. C. P. **Comportamento mecânico e fratura de componentes e estruturas metálicas**. Paraná: UFPR, 1999. 187 p.

[7] AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE; AMERICAN SOCIETY OF MECHANICAL ENGINEERS. **Fitness-for-service**. API 579-1/ASME FFS-1, December 2021. 1478 p.

[8] BRITISH STANDARDS INSTITUTION. **Guide to methods for assessing the acceptability of flaws in metallic structures**. BS 7910: 2019, London, December 2019. 535 p.

[9] WELLS, A. Unstable crack propagation in metals: cleavage and fast fracture. *In*: **Proceedings of the Crack Propagation Symposium**. v. 1., n. 84., p. 26028, 1961.

[10] SHIH, C. F. Relationships between the J-integral and the crack opening displacement for stationary and extending cracks. **Journal of the Mechanics and Physics of Solids**, v. 29, n. 4, p. 305-326, 1981.

[11] 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**, p. 28-37, 1971.

[12] RICE, J. R.; SORENSEN, E. P. Continuing crack-tip deformation and fracture for plane-strain crack growth in elastic-plastic solids. **Journal of the Mechanics and Physics of Solids**, v. 26, n. 3, p. 163-186, 1978.

[13] RICE, J. R. A Path independent integral and the approximate analysis of strain concentration by notches and cracks. **J. Appl. Mech**. 35, 379, 1968.

[14] RICE, J. R. Mathematical fundamentals. *In*: Liebowitz, H. **Fracture**: an advanced treatise. Ch. 3, v. 2. New York: Academic Press, 1968. p. 191-311.

[15] HUTCHINSON, J. Singular behaviour at the end of a tensile crack in a hardening material. **Journal of the Mechanics and Physics of Solids**, v. 16, n. 1, p. 13-31, 1968.

[16] RICE, James R.; ROSENGREN, G. Plane strain deformation near a crack tip in a power-law hardening material. **Journal of the Mechanics and Physics of Solids**, v. 16, n. 1, p. 1-12, 1968.

[17] JANG, Beom Seon. **Elastic-plastics fracture mechanics**. Topics in ships structures: Interactive Structures Lab, 2017. 41 p. Disponível em: https://ocw.snu.ac.kr/sites/default/files/NOTE/08%20Elastic-Plastic%20Fracture.pdf. Acesso em: dezembro de 2023.

[18] ZERBST, Uwe; KLINGER, Christian; CLEGG, R. Fracture mechanics as a tool in failure analysis: prospects and limitations. **Engineering Failure Analysis**, v. 55, p. 376-410, 2015.

[19] AMERICAN SOCIETY OF MECHANICAL ENGINEERS. BPVC Section VIII - Division 1: **Rules for Construction of Pressure Vessels**. New York, July 2023. 708 p.

6 TRINCAMENTO ASSISTIDO PELO MEIO

6.1 Introdução 259

6.2 Corrosão sob tensão 259

6.3 Danos causados por hidrogênio 300

6.4 Corrosão-fadiga 334

6.5 Fragilização por metal líquido e fragilização por metal sólido 340

6.6 Tabela resumo 342

6.7 Referências 343

André da Silva Pelliccione
Paulo Sérgio Carvalho Pereira da Silva

6.1 Introdução

Trincamento assistido pelo meio é um termo relacionado a mecanismos que provocam trincas em materiais metálicos, quando submetidos à tensão de tração, na presença de meios específicos.

A resistência de muitos materiais metálicos à iniciação e à propagação de trincas em um determinado meio (aquoso, metais líquidos ou meios capazes de gerar hidrogênio atômico) pode ser significativamente inferior do que em meios inertes. Esse efeito é denominado trincamento assistido pelo meio e, dentro dessa classificação, estão incluídos fenômenos de corrosão sob tensão, danos causados por hidrogênio, trincamento induzido por metal líquido e corrosão-fadiga.

Existem diversas teorias para explicar cada um desses fenômenos. Por exemplo, para corrosão sob tensão, algumas teorias incluem ruptura do filme, clivagem induzida por adsorção, clivagem induzida do filme, entre outras. No entanto, não é escopo deste livro abordar as teorias propostas para a explicação dos fenômenos. O objetivo é apresentar esses mecanismos de danos de maneira direta e didática, indicando os fatores críticos e os aspectos relevantes relacionados a falhas de equipamentos metálicos.

6.2 Corrosão sob tensão

6.2.1 Introdução

É importante deixar claro que Corrosão sob Tensão (CST) será tratada de maneira distinta em relação aos demais tópicos deste capítulo e do restante do livro, em virtude da natureza e especificidades do fenômeno. A ideia é que esse tópico se preste fundamentalmente à consulta. Além disso, ele está sujeito a alterações em virtude do acúmulo de experiência, uma vez que o conhecimento sobre os materiais e meios em que pode ocorrer CST e sobre as características relacionadas a cada caso vem aumentando consideravelmente ao longo do tempo.

Neste capítulo, será visto que existem algumas confusões que dificultam o entendimento dos assuntos. A primeira delas está relacionada à tradução incompleta. *Stress Corrosion Cracking (SCC)* deveria ser traduzido como Trincamento por Corrosão sob Tensão. No entanto, o nome usualmente empregado é Corrosão sob Tensão (CST). Quem não está familiarizado com o assunto pode deduzir, de maneira equivocada, que se trata de um fenômeno em que a tensão acelera a corrosão (generalizada ou localizada) de um componente. Na verdade, CST é um mecanismo que provoca **trincas** superficiais em equipamentos metálicos, devido a uma ação do meio na nucleação e propagação de trincas quando há tensão de tração. Se a tradução fosse efetuada corretamente, essa confusão deixaria de existir.

Corrosão sob tensão, portanto, não é um fenômeno sinérgico, isto é, em que a tensão aceleraria a corrosão e a corrosão agravaria o efeito da tensão, como são os fenômenos corrosão-fadiga, corrosão-erosão etc.

CST é um fenômeno único que depende da ação simultânea de tensão de tração e material suscetível em contato com um meio agressivo específico, conforme indicado na Figura 1. Ao se eliminar qualquer um desses três fatores, elimina-se também a possibilidade de corrosão sob tensão. Ou ainda,

minimizando a ação de qualquer um desses fatores, por exemplo, agressividade do meio ou nível de tensão de tração, reduz-se a probabilidade de ocorrência ou o efeito da corrosão sob tensão, conforme esquematizado na Figura 2.

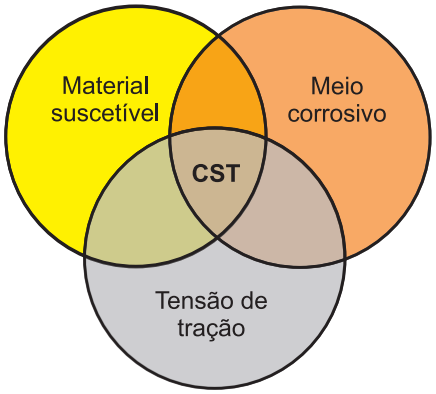


Figura 1. Esquema indicando os fatores necessários para a ocorrência de CST. Fonte: os autores.

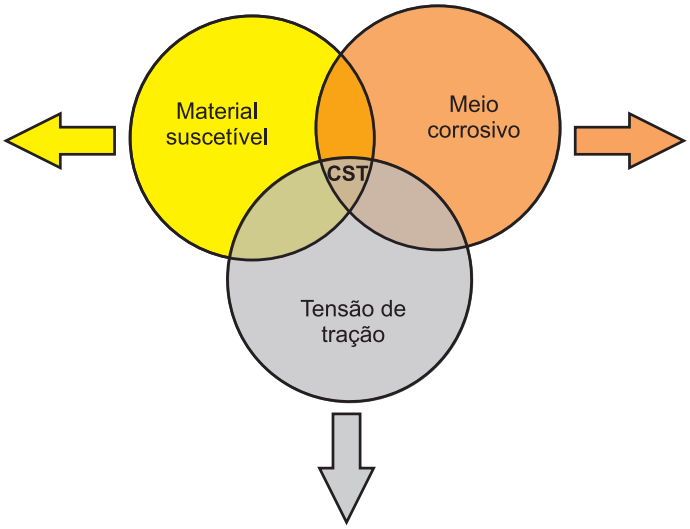


Figura 2. Representação esquemática, mostrando que a redução da influência de um ou mais fatores diminui a probabilidade de ocorrência ou o efeito da corrosão sob tensão. Fonte: os autores.

Existem diversas combinações de materiais metálicos e meios em que pode ocorrer CST. Na Tabela 1, são indicadas algumas combinações. Na verdade, a lista é muito maior e existem publicações que tratam especificamente sobre esse assunto, algumas citadas nas referências ao final deste capítulo.

Para algumas combinações material metálico e meio, a temperatura é uma variável importante ou necessária. Por exemplo, em temperatura ambiente (abaixo de 40 ºC), não é esperada a ocorrência de corrosão sob tensão cáustica (na ausência de contaminantes específicos) em componentes de aço carbono, mesmo sem Tratamento Térmico de Alívio de Tensões (TTAT), como será visto adiante. Corrosão sob tensão por cloreto em aços inoxidáveis austeníticos geralmente ocorre em temperaturas de metal acima de 60 ºC. No entanto, em condições específicas, pode ocorrer até mesmo em temperatura ambiente.

Material	Meio
Aços carbono	Cáustico (NaOH ou KOH)
	Amina
	Amônia anidra
	Carbonato
	Nitrato
	Etanol[1]
Aços inoxidáveis austeníticos	Cloreto
	Cáustico (NaOH ou KOH)
	Ácido politiônico[2]
Ligas de cobre	Amônia
Ligas de níquel	Ácido fluorídrico
Ligas de alumínio[3]	Água de alta pureza ou com cloreto

Tabela 1. Algumas combinações material e meio em que é possível a ocorrência de CST. Modificado de [1].

6.2.2 Casos clássicos

a. *Season cracking*

O termo *season cracking* foi inicialmente usado para descrever o fenômeno de trincamento "espontâneo" de cartuchos de munição fabricados em latão, durante o período das monções[4] na Índia.

Os primeiros relatos desse fenômeno surgiram das forças britânicas na segunda metade do século XIX. Era observado que muitos estojos de munição trincavam durante o período das monções. Por essa razão, esse fenômeno foi chamado de *season cracking*. Essa é a teoria mais aceita para a origem do termo, embora existam outras, conforme descrito na Referência [2].

Durante o período de chuvas intensas na Índia, as atividades militares eram reduzidas devido às violentas tempestades, que deixavam o solo bastante molhado, dificultando viagens e transportes. Então, nesse período, armamentos e munições ficavam geralmente armazenados em estábulos de cavalos.

Como esses animais eram mantidos por longos períodos dentro dos estábulos, havia uma grande quantidade de urina no local. A tensão residual oriunda da conformação a frio dos estojos, associada à amônia presente na urina e à elevada umidade, resultava em trincas de corrosão sob tensão nos estojos de cartuchos fabricados em latão.

[1] Chamado em inglês de *fuel grade ethanol*, satisfaz a especificação ASTM D4806 (máximo de 1,26 % em massa de água).

[2] O aço inoxidável austenítico deve estar sensitizado para a ocorrência de CST por ácido politiônico.

[3] As ligas de alumínio tipicamente suscetíveis são as de mais alta resistência, por exemplo, ligas 7075 e 2024.

[4] Na Índia e em todo o sul da Ásia, a estação de chuvas intensas, que ocorre de junho a setembro, é denominada de monções. Monção também pode ser definida como ventos sazonais.

Durante a Primeira Guerra Mundial, estojos de munição fabricados em latão também trincavam por CST durante o armazenamento. Além disso, durante o final do século XIX, foram reportadas diversas ocorrências de trincas em tubos de condensadores (fabricados em latão) da indústria de geração de energia.

Por essa razão, extensos estudos foram realizados a fim de se compreender esse fenômeno, principalmente em ligas Cu-Zn. No final do século XIX e nas primeiras décadas do século XX, o fenômeno foi amplamente estudado e, ao longo dos anos, foram sendo compreendidos os efeitos da tensão residual, da presença de um agente específico e das características do material.

De maneira geral, corrosão sob tensão e outros fenômenos de trincamento assistido pelo meio continuam sendo largamente estudados, e ainda há muito o que se elucidar.

b. Corrosão sob tensão cáustica em caldeiras (*caustic embrittlement*)

Durante o final do século XIX e início do século XX, centenas de explosões de caldeiras rebitadas provocaram diversos acidentes, alguns com fatalidades. A maioria desses acidentes foi causada por processos de fabricação inadequados ou defeitos no componente metálico. No entanto, algumas dessas falhas estavam relacionadas às condições de operação, incluindo a presença de soluções alcalinas.

O mecanismo foi chamado de "fragilização cáustica", uma vez que as trincas ocorriam na presença de soda cáustica e levavam a fraturas catastróficas, lembrando um material metálico frágil, como ferro fundido. Dizia-se, portanto, que a chapa se tornava "frágil", motivo que fez com que o fenômeno ficasse conhecido como "fragilização cáustica". Essa forma de corrosão sob tensão era favorecida por:

- Alta concentração localizada de soda cáustica (NaOH) devido à entrada de solução entre as chapas. O aumento da concentração localizada de NaOH entre as chapas era favorecido pelo retorno do vapor à caldeira ou pela saída de vapor para fora do equipamento.
- Elevadas temperaturas, inerentes à geração de vapor.
- Material suscetível (chapas de aço carbono).
- Tensão devido aos carregamentos em serviço.
- Presença de concentrador de tensão (furo nas chapas para fixação dos rebites), amplificando localmente a tensão média[5].
- Tensão residual oriunda da conformação das chapas.
- Tensões localizadas sob a cabeça dos rebites e ao redor do furo da chapa, geradas no processo de fixação.

As trincas, portanto, nucleavam a partir dos furos das chapas, conforme esquematizado na Figura 3. Além disso, a baixa tenacidade do aço da época contribuía para ocorrências de rupturas e explosões, mesmo com pequenos tamanhos de trincas.

[5] Conforme visto no Capítulo 2, um concentrador de tensão circular aumenta a tensão em até três vezes.

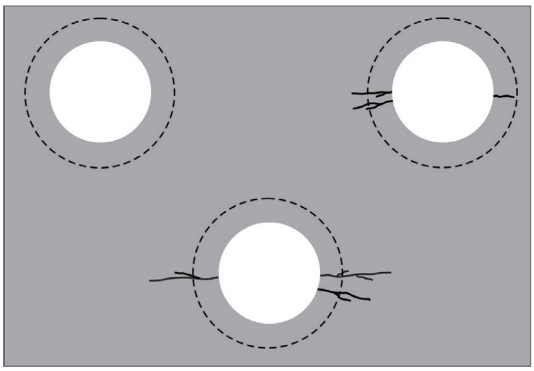


Figura 3. Representação esquemática de trincas em furo de chapa de caldeira rebitada. Os círculos tracejados representam os rebites. Fonte: os autores.

6.2.3 Fatores e características da Corrosão sob Tensão (CST)

a. É necessário tensão de tração

A tensão de tração para a ocorrência de CST pode ser decorrente de esforço aplicado (por exemplo, carregamento em operação) ou de tensão residual. Grande parte das ocorrências de trincas de CST de equipamentos e componentes instalados em unidades de processo está associada à tensão residual, devido à soldagem ou conformação a frio.

A Figura 4 mostra um parafuso de aço inoxidável austenítico, de especificação ISO 3506 grau A2-70 [8], com diversas trincas e com fratura próxima à cabeça devido à corrosão sob tensão por cloreto. Verificam-se linhas de deformação, indicando o processo de rolagem. As trincas de CST, nucleadas na superfície, propagaram pela ação do campo de tensão residual trativa (subsuperficial), uma vez que a rolagem gera tensão residual compressiva a partir da superfície e tensão residual trativa em camadas adjacentes mais profundas.

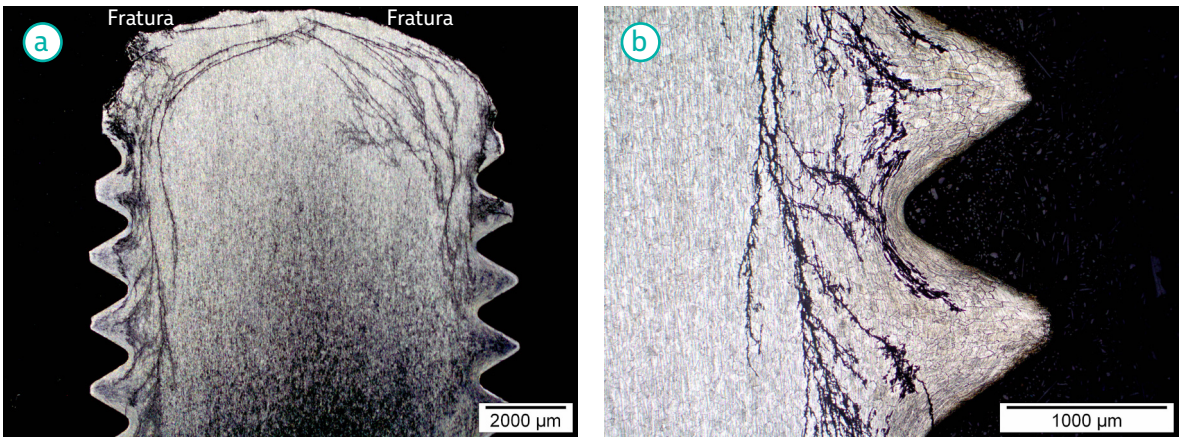


Figura 4. Fratura e trincas de corrosão sob tensão em parafuso de aço inoxidável austenítico. Amostra metalográfica. As trincas de CST propagaram pela ação do campo de tensão residual trativa gerada pela rolagem do parafuso. (a) Ampliação por meio de lupa estereoscópica. (b) Aumento em microscópio ótico. Ampliação original: 50x. Imagens obtidas no SENAI IST Solda. Crédito: Leandro Guimarães de Oliveira. Fonte: André S. Pelliccione.

b. Pode ocorrer com tensões bem abaixo do limite de escoamento do material

Em termos práticos, seja por carregamento aplicado ou por efeito de tensão residual, a CST ocorre em tensões abaixo do limite de escoamento. Quanto maior o nível de tensão de tração, maior é a força motriz para a ocorrência do mecanismo. Dessa maneira, para algumas combinações material e meio, tratamento térmico de alívio de tensões é efetivo, a fim de diminuir ou eliminar a probabilidade de ocorrência de CST, uma vez que reduz o nível de tensões residuais. Para alguns materiais, tratamento térmico de alívio de tensões não é indicado, pois pode favorecer a ocorrência de outros mecanismos de danos.

c. A suscetibilidade pode variar significativamente em uma mesma família de ligas

Por exemplo, soluções contendo amônia podem provocar CST em ligas de cobre. Latões com teores acima de 15% de zinco são bem mais suscetíveis quando comparados com ligas Cu-Ni, as quais são altamente resistentes à ocorrência de CST por amônia. Outro exemplo está relacionado a algumas ligas de alumínio de alta resistência, as quais podem sofrer CST em água de alta pureza, enquanto outras ligas de alumínio de baixa resistência não sofrem CST nesse meio.

Antigamente, acreditava-se que metais "puros" eram imunes à corrosão sob tensão. Na verdade, os metais são mais resistentes à CST em comparação com ligas metálicas compostas pelo mesmo metal como base. Por exemplo, é possível ocorrer corrosão sob tensão de cobre eletrolítico (*electrolytic tough copper*) em meios aquosos contendo amônia. No entanto, esse material é muito mais resistente à CST por amônia quando comparado com latões.

d. A corrosão sob tensão ocorre em meio específico, na presença de determinada espécie química

Algumas espécies químicas presentes no meio corrosivo conseguem causar corrosão sob tensão em determinado(s) material(is) metálico(s). Por exemplo, cloreto pode causar corrosão sob tensão em aços inoxidáveis austeníticos, mas não em aços carbono. Em condições mais severas, cloreto também pode causar CST em aços inoxidáveis duplex e até mesmo em ligas de níquel (as quais são altamente resistentes ao mecanismo). Soda cáustica pode causar corrosão sob tensão em aços carbono e em aços inoxidáveis austeníticos. Solução aquosa contendo amônia pode causar corrosão sob tensão em algumas ligas de cobre, enquanto amônia anidra pode provocar CST em aços carbono, principalmente os de alta resistência. Esses são alguns exemplos de espécies químicas que podem provocar CST em determinadas ligas metálicas.

Além disso, a espécie química não precisa necessariamente estar em alta concentração. Em algumas condições, como evaporação e condensação contínuas, há tendência da espécie química se concentrar, aumentando a chance de ocorrência de corrosão sob tensão.

Em muitos casos, a CST ocorre em um meio corrosivo no qual o material metálico é quase, mas não totalmente, inerte naquele meio.

e. A fratura ocorre no plano perpendicular à direção da máxima tensão normal

Em outras palavras, ocorre em modo I de fratura (*opening mode*). As trincas de corrosão sob tensão são macroscopicamente frágeis. Mesmo em materiais com elevada ductilidade, como ligas de cobre, a corrosão sob tensão pode resultar em fratura de aspecto frágil do componente. Em outras palavras, a região de propagação subcrítica por corrosão sob tensão tende a ocorrer sem deformação

plástica macroscópica; portanto, essa região terá aspecto frágil. Assim, se uma fratura de um componente que sofreu corrosão sob tensão apresentar zona de cisalhamento, esta será correspondente à região final de fratura, e não à região de propagação subcrítica.

f. As morfologias de trincas e os micromecanismos de fratura por CST são específicos para cada caso

Os micromecanismos de fratura por CST geralmente são diferentes dos micromecanismos de fratura observados na mesma liga, quando submetida a um Estado Plano de Deformação (EPD) na ausência de meio corrosivo específico. Por exemplo, é esperado micromecanismo de clivagem na região da fratura correspondente à propagação instável da trinca de um componente de aço de baixo carbono carregado em EPD. Se esse mesmo componente sofrer corrosão sob tensão em um meio contendo soda cáustica, a fratura tende a ser intergranular na região de propagação subcrítica por CST.

Além disso, trincas de CST podem ser intergranulares, transgranulares, ramificadas ou sem ramificação. Em alguns casos, os flancos das trincas sofrem dissolução anódica significativa e em outros casos não. As características das trincas de CST dependem da combinação material e meio, do nível de tensão trativa, das características do meio, entre outros fatores.

Outra característica relevante é que, na maior parte dos casos de CST, a perda de espessura e a formação de produtos de corrosão são mínimas. Além disso, muitas vezes as trincas de CST não são detectáveis visualmente. Dessa maneira, uma trinca pode ficar passante ou o componente pode fraturar, sem antes apresentar sinais visíveis. Para tais situações, em que há possibilidade de ocorrência de trincas de CST, é necessário um plano de inspeção contemplando técnicas de ensaios não destrutivos aplicáveis a cada caso.

6.2.4 Análise sob enfoque de mecânica da fratura

Teoricamente, poderiam ser realizados ensaios em peças com entalhes de um determinado material em um meio corrosivo específico em que fosse possível a ocorrência de CST, aplicando diferentes níveis de carregamento. O objetivo seria verificar os níveis de tensão e tempo para falha e, com isso, determinar um valor de tensão abaixo do qual não ocorre iniciação de trinca por CST. No entanto, isso não é possível por conta de diversos fatores, sendo alguns citados a seguir, que poderiam influenciar a determinação desse valor limite e o tempo de iniciação das trincas:

- Não é possível afirmar que não ocorreria nucleação de trinca de CST em um tempo superior ao do ensaio.
- Acabamentos superficiais distintos poderiam influenciar os resultados.
- Presença de frestas tenderiam a alterar os resultados.

Dessa forma, para uma melhor compreensão do problema de CST, é importante considerar a cinética do trincamento, que é dependente da tensão. Uma abordagem possível é utilizar conceitos de mecânica da fratura.

A Mecânica da Fratura Linear Elástica (MFLE), a princípio, é aplicável a ligas metálicas de alta resistência e baixa tenacidade, uma vez que a espessura mínima para garantir a restrição lateral necessária para a condição de Estado Plano de Deformação (EPD) do corpo de prova é diretamente proporcional ao quadrado da tenacidade à fratura e inversamente proporcional ao quadrado do limite de escoamento, conforme a equação *6.1*.

$$B \geq 2{,}5 \cdot \left(\frac{K_{IC}}{\sigma_{LE}}\right)^2 \qquad 6.1$$

Onde:

B = Espessura

K_{Ic} = Tenacidade à fratura

σ_{LE} = Limite de escoamento

Da mesma maneira, em termos práticos, ligas metálicas de baixa resistência e alta tenacidade à fratura não podem ser analisadas pela mecânica da fratura linear elástica, uma vez que a espessura necessária para atendimento à condição de deformação plana seria muito elevada.

No entanto, fenômenos como corrosão sob tensão e fragilização por hidrogênio reduzem o fator de intensidade de tensão necessário para propagação de trincas a valores muito abaixo do K_{Ic}, permitindo a aplicação de MFLE. Nesses casos, ocorre propagação subcrítica da trinca (sem deformação plástica significativa) por CST, conforme detalhado a seguir.

Consideremos um componente trincado, em meio corrosivo capaz de promover CST, submetido a um carregamento constante por um período suficiente. A partir de algum momento, ocorrerá propagação subcrítica da trinca por CST. Se a trinca atingir o tamanho crítico, ou seja, quando K_I atingir o K_{Ic} do material, ocorrerá propagação instável e ruptura do componente. Esse valor de K_{Ic} é o mesmo que o obtido em ensaio de tenacidade à fratura em meio inerte, por meio de carregamento monotônico crescente.

Na Figura 5, é mostrado o comportamento em relação à propagação de trincas de CST para diferentes valores de K_I e tempo até a falha. Cada corpo de prova, contendo o mesmo tamanho de trinca, é solicitado com diferentes níveis de carregamento constante. O carregamento é mantido até a fratura. Se, após um determinado tempo (alto o suficiente), não ocorrer fratura, o ensaio é interrompido. O K_I inicial para cada corpo de prova é calculado e o tempo até a fratura é medido, para a obtenção de uma curva, conforme representada na Figura 5. Verifica-se que, com o aumento do K_I inicial, o tempo para a falha diminui.

Se o fator de intensidade de tensão (K_I) for igual a K_{Ic}, ocorre propagação instável da trinca e, consequentemente, fratura frágil, conforme estudado no Capítulo de Mecânica da Fratura. No entanto, em um meio corrosivo capaz de promover CST, o comportamento é alterado. Acima de um determinado valor de K_I, chamado K_{ICST} (K_{ISCC}, em inglês), ocorre propagação subcrítica da trinca de CST, mesmo em valores bem abaixo de K_{Ic}, conforme representado nas Figuras 5 e 6. Abaixo desse valor limiar (*threshold*), não ocorre propagação da trinca.

A Figura 6 representa o comportamento de um determinado material contendo trinca, ensaiado em um meio corrosivo capaz de promover CST. Geralmente, esses ensaios são conduzidos sob carga constante e, nesse caso, o valor de K_I aumenta com o crescimento da trinca. A taxa de propagação da trinca (da/dt) é obtida a partir dos incrementos de aumento da trinca ao longo do tempo.

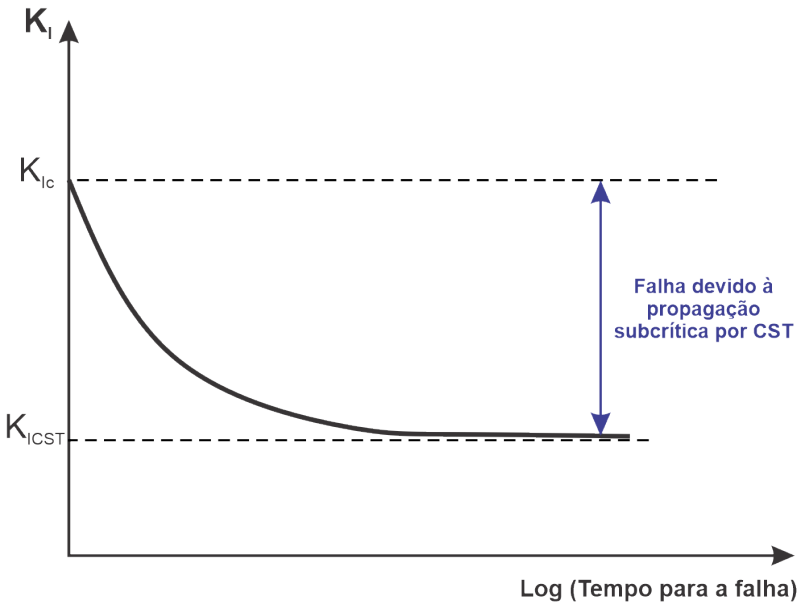


Figura 5. Esquema mostrando o comportamento a CST de corpos de prova pré-trincados, submetidos a diferentes valores de K_I. Modificado de [9].

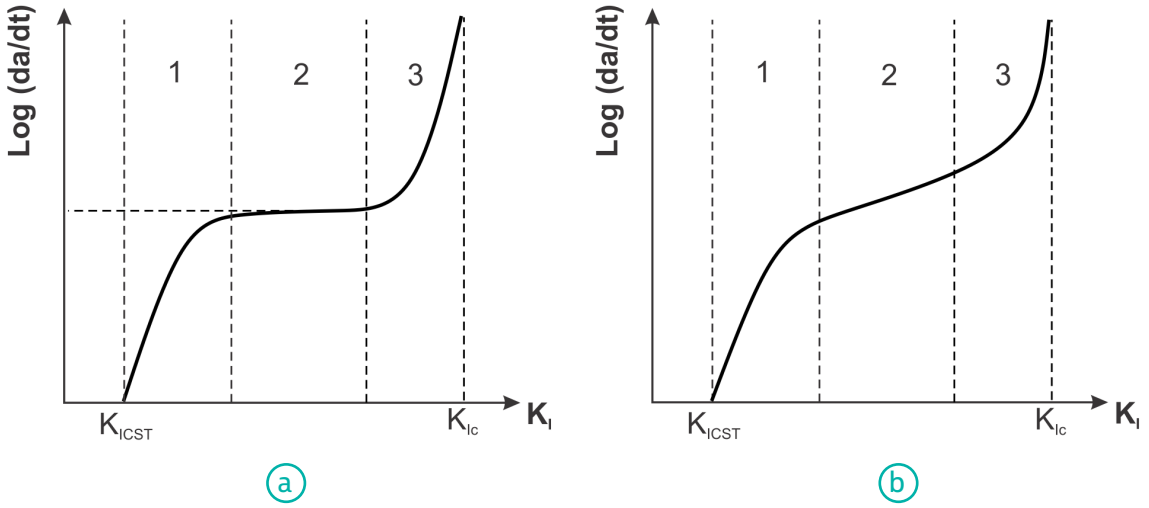


Figura 6. Representação esquemática da taxa de propagação da trinca (da/dt) *versus* fator de intensidade de tensão (K_I) para casos de corrosão sob tensão. (a) Caso em que a taxa de propagação da trinca no estágio 2 é independente de K_I. (b) Caso em que a taxa de propagação da trinca no estágio 2 é dependente de K_I. Modificado de [10].

A curva pode ser separada em três regiões ou estágios distintos:

Estágio 1 – Acima de K_{ICST} e em baixos níveis de fator de intensidade de tensão (K_I), a taxa de propagação da trinca cresce rapidamente com o valor de K_I, ou seja, da/dt é altamente sensível a alterações do K_I. Com o aumento do valor de K_I, a taxa de propagação vai reduzindo, até entrar no estágio 2.

Estágio 2 – Com valores intermediários de K_I, a taxa de propagação da trinca tende a atingir um valor constante, ou seja, a taxa de crescimento independe de K_I, conforme representado na Figura 6a. Em outros casos, na região 2, a taxa de propagação é dependente de K_I, conforme representado na Figura 6b. Esses comportamentos distintos dependem do sistema liga metálica e meio corrosivo.

Estágio 3 – Com o aumento do K_I, o patamar da taxa de propagação da trinca (em alguns casos) ou a taxa reduzida (em outros casos), definidos no estágio 2, deixam de existir e passam a ser crescentes com o K_I. Quando o K_I atinge o valor de K_{Ic} (tenacidade à fratura em um meio inerte), ocorre fratura frágil do componente.

Em termos práticos, na avaliação de CST de liga metálicas de baixa resistência, o valor de K_{Ic} tende a ser elevado (o que exigiria corpos de prova de elevada espessura), o que não ocorre com o valor de $K_{ICST,}$ que, muitas vezes, é baixo. Teoricamente, a espessura do corpo de prova poderia ser reduzida com base no baixo valor de K_{ICST} (vide equação *6.1*). No entanto, a aplicação de valores de K, mesmo que ligeiramente acima de K_{ICST}, permitem o surgimento de trincas secundárias que propagam para fora da região de máxima deformação plana, invalidando a análise dos resultados com base na mecânica da fratura linear elástica.

Teoricamente, com base em uma determinada curva para um sistema liga metálica e meio, seria possível determinar a taxa de propagação (da/dt) de uma trinca de CST ou saber se uma trinca iria propagar por CST ou não, tendo como referência o K_{ICST}. No entanto, tanto o valor de K_{ICST} quanto a taxa de propagação da trinca dependem das condições específicas do meio e das condições metalúrgicas da liga metálica. Por exemplo, qualquer alteração do meio, como temperatura, presença de contaminantes, presença de oxigênio dissolvido, entre outros, tende a modificar a curva e o valor de K_{ICST}. Por essa razão, é difícil extrapolar o valor de K_{ICST} assim como as taxas de propagação de trinca, obtidos em ensaios, para uma condição de campo. Recomenda-se, portanto, que se forem identificadas trincas de CST, elas sejam removidas.

De maneira geral, a CST deve ser considerada na etapa de seleção de material, com o objetivo de evitar a sua ocorrência. No entanto, em muitos casos, condições não previstas inicialmente (como presença de contaminantes e alteração metalúrgica) levam à ocorrência de CST em equipamentos de processo.

6.2.5 Sistemas (material e meio)

Conforme citado anteriormente, existem diversas combinações material e meio em que pode ocorrer CST. A seguir serão descritas, de maneira resumida, algumas combinações comuns a diversas indústrias. Algumas referências indicadas no final do capítulo abordam esse tópico de maneira detalhada.

6.2.5.1 Corrosão sob tensão por cloreto

Descrição do dano

CST por cloreto é um mecanismo de trincamento assistido pelo meio que promove trincas superficiais, principalmente em componentes fabricados em aços inoxidáveis da série 300 (austeníticos), sob tensão de tração (residual ou aplicada) e em meios aquosos contendo cloreto (Cl^-).

Diversas indústrias devem considerar a possibilidade de CST por cloreto, uma vez que o Cl^- está presente na água do mar, na água de resfriamento, na atmosfera marinha etc.

A CST por cloreto pode ocorrer internamente aos equipamentos e tubulações, se o fluido for ou possuir água e cloreto. Além disso, a CST pode ocorrer externamente aos equipamentos, devido à presença de cloreto na atmosfera e/ou devido à presença de cloreto no isolamento térmico. Evidentemente, no caso de CST externa, a condensação de água na superfície metálica, oriunda da atmosfera, é necessária para a ocorrência do fenômeno.

Materiais afetados

Esse mecanismo afeta principalmente aços inoxidáveis austeníticos. Aços inoxidáveis duplex são mais resistentes ao mecanismo, em comparação aos aços inoxidáveis austeníticos. Ligas de níquel são altamente resistentes ao fenômeno.

Aços de baixo carbono não são suscetíveis à CST por cloreto. Já aços de alta resistência (com dureza acima de 40 HRC), temperados e revenidos, podem trincar em meios contendo cloreto (água do mar, atmosfera marinha etc.). No entanto, nesses casos, o fenômeno é associado à fragilização por hidrogênio, o qual é gerado a partir de reações de corrosão. Os mecanismos de danos causados por hidrogênio serão abordados no item 6.3.

Fatores críticos

As principais variáveis que afetam esse mecanismo são teor de cloreto, pH, temperatura, presença de oxigênio, nível de tensão de tração e composição química da liga.

O aumento do teor de cloreto e o aumento da temperatura (desde que ainda exista água na fase líquida) aumentam a suscetibilidade ao trincamento. Mesmo com baixo teor de cloreto no meio, pode ocorrer aumento de concentração localizada, por exemplo, por evaporação e condensação cíclicas, favorecendo a ocorrência do trincamento por CST.

A Figura 7 mostra, de maneira esquemática, o efeito da temperatura e do teor de cloreto na resistência à CST de aços inoxidáveis austeníticos e duplex. As curvas representam a ocorrência da falha por CST; portanto, abaixo da curva não houve falha por CST. No entanto, é importante ressaltar que essas curvas foram levantadas a partir de ensaios de laboratório, em condições definidas. Se essas condições mudarem, os resultados serão distintos. Fica claro que, quanto maior a temperatura e/ou maior o teor de cloreto, maior a propensão à ocorrência de CST.

Algumas referências citam que CST por cloreto ocorre a partir de 50 °C ou 60 °C, porém há casos em que ocorre em temperatura ambiente, por exemplo, em parafusos. Existência de frestas, acúmulo de cloreto, elevado nível de tensão trativa, baixo pH e presença de contaminantes, como sulfetos, são alguns dos fatores que podem favorecer a CST por cloreto em temperaturas abaixo de 50 ºC. A Referência [15] aborda esse tópico com mais detalhes, incluindo alguns exemplos.

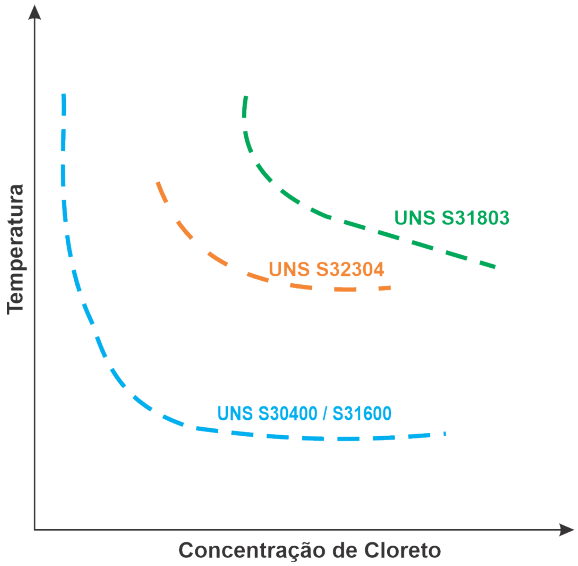


Figura 7. Representação esquemática dos resultados de ensaio de CST de aços inoxidáveis austeníticos e duplex, em função do teor de cloreto e temperatura. Modificado de [16].

A redução do pH favorece a CST por cloreto[6]. No entanto, se o pH for inferior a 2,5, o material sofre perda generalizada de espessura por corrosão, em vez de trincamento por CST. A tendência à CST diminui com valores de pH mais alcalinos. Em pH acima de 10,5, apenas condições muito severas (elevada concentração de cloreto, elevada temperatura, e presença de agentes oxidantes) podem promover trincamento. Nesse caso, o mecanismo pode ser melhor definido como trincamento cáustico.

O efeito do oxigênio na CST por cloreto depende do meio. Para soluções diluídas, como águas naturais, se o oxigênio for removido, não ocorrerá corrosão sob tensão por cloreto. Em soluções com elevadas concentrações de cloreto de cálcio, cloreto de magnésio e cloreto de sódio, ou em soluções com grande concentração de íons oxidantes, a presença de oxigênio parece não ser necessária para a ocorrência da corrosão sob tensão [7].

No caso de CST externa aos equipamentos, a presença de contaminantes pode favorecer a ocorrência do mecanismo. Por exemplo, a presença de SO_x, oriundo da queima de combustíveis, pode levar à formação de ácido sulfúrico, reduzindo o pH e, consequentemente, favorecendo a CST por cloreto.

Em relação ao teor de níquel, a maior suscetibilidade ocorre para aços inoxidáveis com teores de cerca de 8 a 12%, conforme Figura 8. Grande parte dos aços inoxidáveis austeníticos (ex.: AISI 304, AISI 321 etc.) possui teores de níquel dentro dessa faixa. Menores teores de níquel (caso dos aços inoxidáveis duplex e superduplex) e maiores teores de níquel (ex.: ligas à base de níquel) exercem efeito favorável na resistência à CST por cloreto. Por exemplo, em aplicações de refinarias de petróleo, ligas com teores de níquel acima de 35% são altamente resistentes, e ligas com teores de níquel acima de 45% são praticamente imunes[7] à CST por cloreto [12].

[6] Deve ser lembrado que o pH dentro de uma trinca ou fresta tende a se tornar ácido e, consequentemente, diferente do pH do seio da solução.

[7] O trincamento pode ocorrer em condições severas.

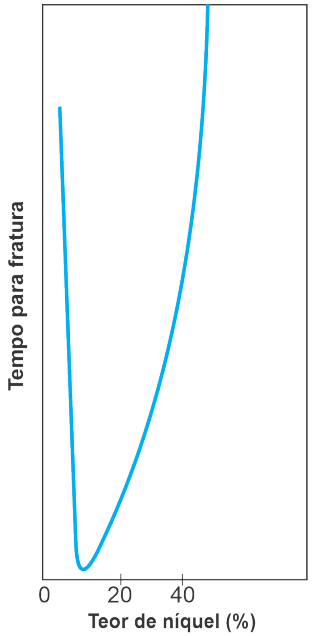


Figura 8. Efeito do teor de níquel em relação ao tempo de falha, obtido em ensaio de CST em solução aquosa de $MgCl_2$ em ebulição. Modificado de [17].

Se o aço inoxidável austenítico estiver sensitizado, a CST por cloreto tende a ocorrer em condições menos severas em comparação com o mesmo material não sensitizado. O fenômeno de sensitização será detalhado no item referente à CST por ácido politiônico.

Aparência ou morfologia do dano

O mecanismo pode ocorrer externamente (devido à atmosfera contendo cloreto ou sob isolamento contendo cloreto) ou internamente (devido ao fluido de processo contendo cloreto).

As trincas são tipicamente transgranulares e ramificadas, conforme exemplificado nas Figuras 9 e 10.

Geralmente, efetuando-se inspeção visual, não são identificados indícios de corrosão. As trincas podem ser muito finas e não detectáveis visualmente[8]. Dessa maneira, uma trinca pode ficar passante ou o componente pode fraturar, sem antes apresentar sinais visíveis.

A nucleação de trincas muitas vezes ocorre no fundo de pites de corrosão[9].

Se o aço inoxidável austenítico estiver sensitizado, as trincas podem ser intergranulares, conforme Figura 11.

[8] Nesse caso, as trincas podem ser detectadas somente por meio de alguma técnica de ensaio não destrutivo, por exemplo, líquido penetrante. Em alguns casos, é necessário efetuar preparação de superfície adequada para realização de LP (uma vez que as trincas são muito finas) ou utilizar outra técnica de END.

[9] No entanto, as trincas podem nuclear diretamente a partir da superfície sem pites de corrosão.

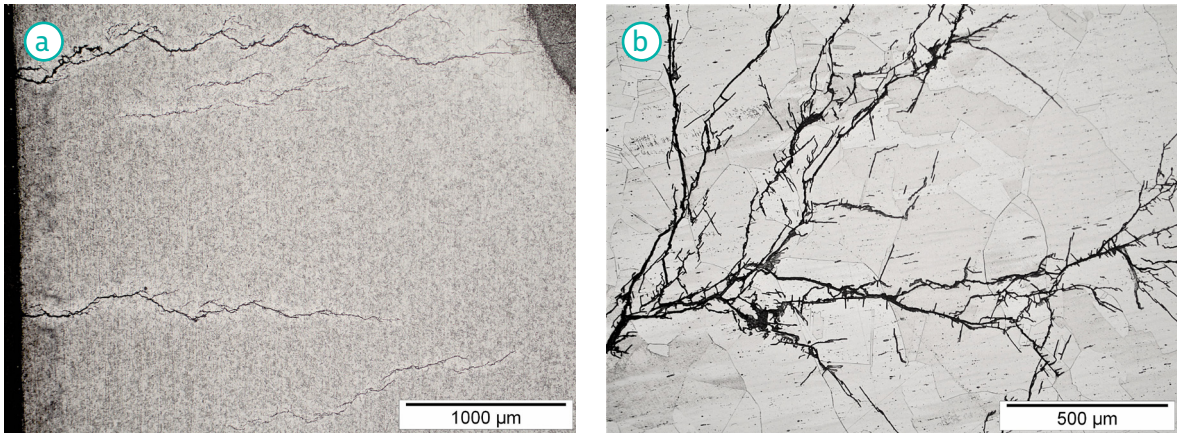


Figura 9. (a) Micrografia de tubo de AISI 347 que sofreu CST por cloreto. Múltiplas trincas, transgranulares e ramificadas. Ampliação original: 50x. (b) Micrografia de estojo de AISI 304 que sofreu CST por cloreto. Trincas transgranulares e ramificadas. Ampliação original: 100x. Ataque eletrolítico com ácido oxálico 10%. Imagens obtidas por microscopia ótica no SENAI IST Solda. Crédito: Leandro Guimarães de Oliveira. Fonte: André S. Pelliccione.

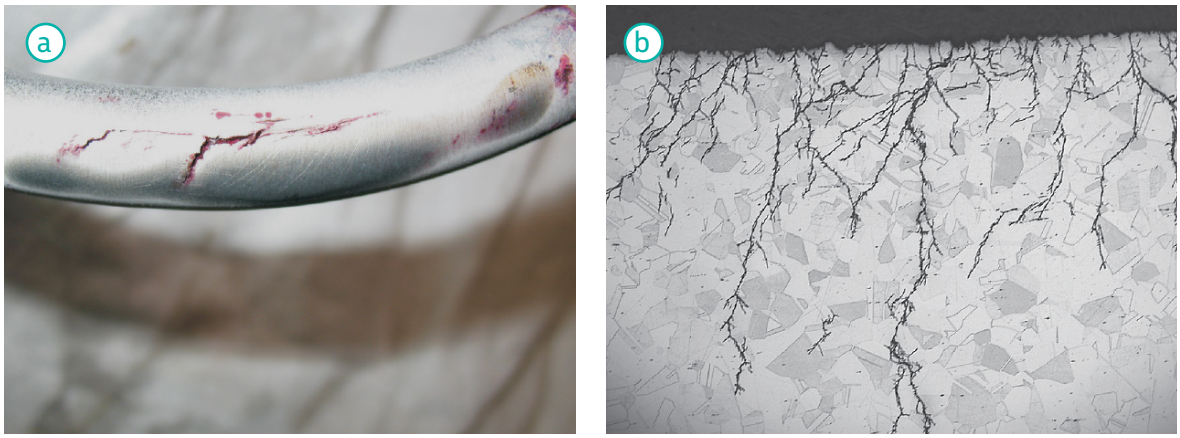


Figura 10. Corrosão sob tensão por cloreto em tubo de serpentina fabricado em AISI 316 [1]. (a) Trincas evidenciadas por ensaio por líquido penetrante. (b) Micrografia indicando múltiplas trincas transgranulares e ramificadas. Ampliação original: 100x. Ataque eletrolítico com ácido oxálico 10%.

A fratura por CST por cloreto tem aspecto frágil (sem deformação plástica aparente) e o micromecanismo associado possui aspecto similar à clivagem (*cleavage like*), conforme mostrado na Figura 12. É importante ressaltar que, exceto em temperaturas próximas do zero absoluto, um aço inoxidável austenítico (sem ferrita delta ou fases deletérias) não sofre clivagem. Sendo assim, essa indicação auxilia a identificação do mecanismo de dano.

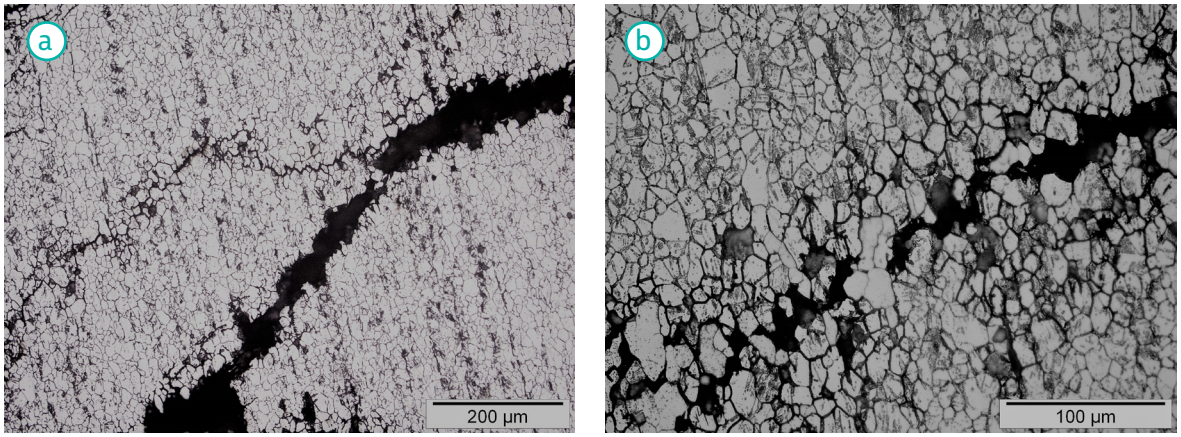


Figura 11. Micrografia de componente de aço inoxidável austenítico sensitizado que sofreu corrosão sob tensão por cloreto. Verifica-se que as trincas são intergranulares. (a) Ampliação original: 200x. (b) Ampliação original: 500x. Ataque eletrolítico com ácido oxálico 10%. Imagens obtidas por microscopia ótica no SENAI IST Solda. Crédito: Leandro Guimarães de Oliveira. Fonte: André S. Pelliccione.

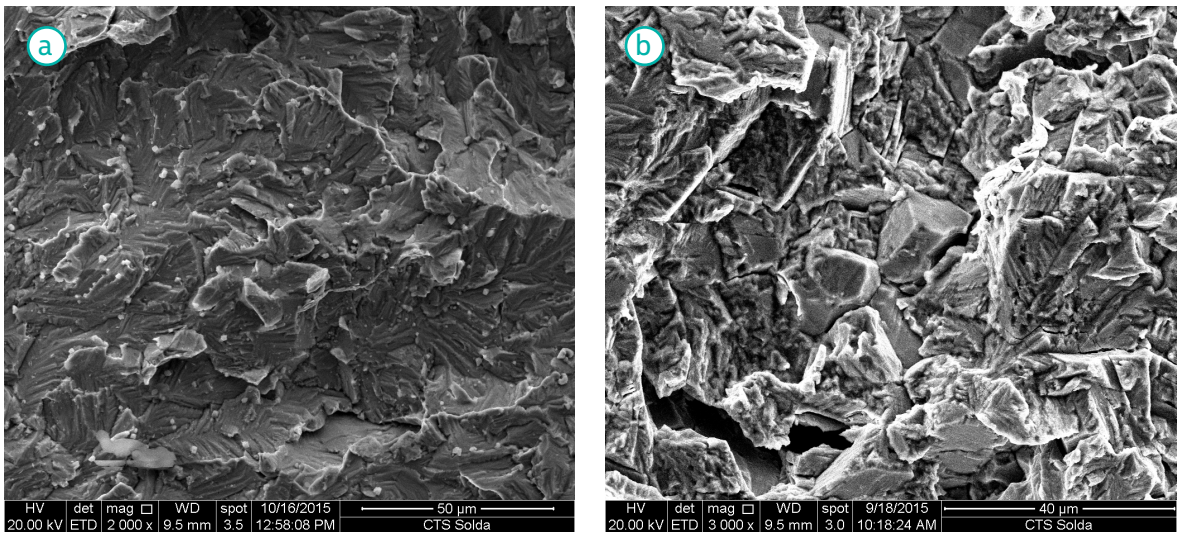


Figura 12. Superfícies de fratura de componentes de aço inoxidável austenítico que sofreram CST por cloreto. (a) Fratura transgranular e micromecanismo similar à clivagem (*cleavage like*). Ampliação original: 2000x. (b) Fratura predominantemente transgranular e micromecanismo similar à clivagem (*cleavage like*), com algumas regiões com micromecanismo intergranular. Também podem ser observadas trincas secundárias que correspondem a ramificações das trincas que levaram à fratura. Ampliação original: 3000x. Imagens obtidas por microscopia eletrônica de varredura no SENAI IST Solda. Crédito: Leandro Guimarães de Oliveira. Fonte: André S. Pelliccione.

Conforme já citado, os aços inoxidáveis duplex e superduplex são mais resistentes à corrosão sob tensão por cloreto do que os aços inoxidáveis austeníticos. No entanto, em condições muito severas de teor de cloreto e temperatura, eles também podem sofrer CST por cloreto, conforme exemplo mos-

trado nas Figuras 13 e 14 para o caso de um tubo de material UNS S32750. Nesses materiais, a propagação da trinca geralmente ocorre pelas duas fases (Figura 13b), sendo mais preponderante pela ferrita.

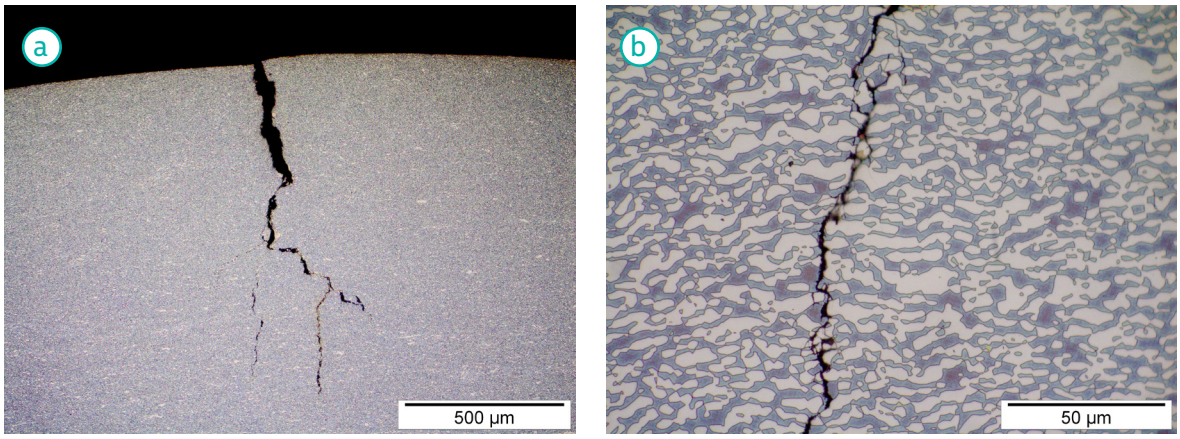


Figura 13. Corrosão sob tensão em tubo de aço inoxidável UNS S32750. Trincas ramificadas e predominantemente transgranulares. (a) Ampliação original: 100x. (b) Ampliação original: 1000x. Ataque eletrolítico com KOH. Imagens obtidas por microscopia ótica no SENAI IST Solda. Crédito: Leandro Guimarães de Oliveira. Fonte: André S. Pelliccione.

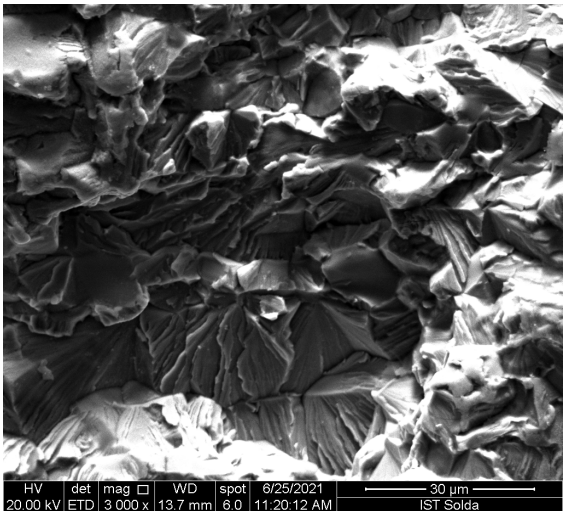


Figura 14. Superfície de fratura de componente de aço inoxidável UNS S32750 que sofreu CST por cloreto. Fratura predominantemente transgranular e micromecanismo similar à clivagem (*cleavage like*). Ampliação original: 3000x. Imagem obtida por microscopia eletrônica de varredura no SENAI IST Solda. Crédito: Leandro Guimarães de Oliveira. Fonte: André S. Pelliccione.

Prevenção/Mitigação

Algumas formas de prevenir a ocorrência de corrosão sob tensão por cloreto incluem:

- Selecionar material que não sofra CST nas condições de processo. No entanto, é importante que seja verificada a resistência à corrosão generalizada, corrosão por pites e corrosão por

célula oclusa do material selecionado no meio aquoso em questão. Depósito de solda de aços inoxidáveis austeníticos geralmente possuem pequeno teor de ferrita delta para evitar trinca de solidificação. Por este motivo, são mais resistentes à CST por cloreto.

- Selecionar isolamento térmico com baixo teor de cloreto.
- Aplicar revestimento apropriado sob o isolamento.
- Limitar o nível de cloreto utilizado na água de teste hidrostático. Algumas normas referenciam teor máximo de 50 ppm para equipamentos fabricados em aços inoxidáveis austeníticos e duplex. É importante garantir a drenagem total da água de teste, quando a temperatura de operação possibilita vaporização da água e concentração do teor de cloreto.
- Evitar condições de estagnação, em que o cloreto possa se concentrar ou depositar.
- Em alguns casos, em que é possível a ocorrência de CST por cloreto externamente (devido à corrosão atmosférica), pode ser avaliada a realização de pintura.

6.2.5.2 Corrosão sob tensão por ácido politiônico

Descrição do dano

Corrosão sob tensão por ácido politiônico é um fenômeno de trincamento assistido pelo meio que promove trincas intergranulares em aços inoxidáveis austeníticos sensitizados. Também pode ocorrer em outras ligas austeníticas sensitizadas. O meio responsável pela corrosão sob tensão é o ácido politiônico, cuja formação será descrita a seguir.

Trincas de CST por ácido politiônico podem ser tornar passantes em questão de minutos ou horas.

Materiais afetados

Aços inoxidáveis austeníticos.

Ligas UNS N06600, N08800, N06625 e N08825, sendo que as duas últimas exigem tempos e temperaturas maiores para sensitizar.

Fatores críticos

Como os demais mecanismos de CST, são necessários meio corrosivo propício, tensão de tração e material suscetível:

a. Meio corrosivo

Ácido politiônico está relacionado a uma família de ácidos de fórmula $H_2S_xO_y$ em que, geralmente, x varia de 1 a 5 e y varia de 1 a 6. Nem todos os ácidos contendo enxofre promovem CST por ácido politiônico, por exemplo, o ácido sulfúrico (H_2SO_4). Esse ácido, isoladamente, não promove a CST por ácido politiônico, mas pode favorecer o trincamento e provocar corrosão intergranular.

Geralmente, o ácido politiônico se forma a partir da reação com filmes de sulfeto (produto de corrosão), oxigênio e água[10]. O filme de sulfeto (de ferro ou de outros metais) é formado devido à corrosão

[10] No entanto, o ácido politiônico pode se formar a partir da reação do oxigênio e água com outras espécies de enxofre oxidáveis, por exemplo, H_2S e enxofre, presentes no meio.

em altas temperaturas de equipamentos de processo, em condição redutora. Após a parada e abertura, o equipamento fica exposto à atmosfera, permitindo a entrada de água e oxigênio, os quais reagem com o filme de sulfeto, levando à formação de ácido politiônico.

A principal fonte de oxigênio é a atmosfera. No entanto, soluções de limpeza contendo oxigênio, ou gás de purga (por exemplo, nitrogênio) contaminado com oxigênio são outras possíveis fontes.

Além da umidade presente na atmosfera, outros exemplos de fontes de água são: condensação de vapor usado para limpeza, água usada diretamente para limpeza, água de teste hidrostático etc.

Caso seja formado um filme predominante de óxido em relação a sulfeto, reduz-se a possibilidade de ocorrência de CST por ácido politiônico. Isso explica o fato de não ser comum CST por ácido politiônico na superfície externa de tubos de aço inoxidável austenítico de fornos, quando a combustão produz gases de queima oxidantes, mesmo com combustível contendo enxofre (geralmente, baixo teor).

b. Material suscetível

Os aços inoxidáveis austeníticos e outras ligas austeníticas devem estar sensitizados para que ocorra a CST por ácido politiônico.

A sensitização[11] é uma condição metalúrgica que resulta em suscetibilidade à corrosão intergranular devido à precipitação de constituintes (por exemplo, carbonetos de cromo $Cr_{23}C_6$ nos aços inoxidáveis) nos contornos de grãos. A sensitização é dependente da composição, tempo e temperatura, e ocorre na faixa de temperatura de 370 a 815 ºC para aços inoxidáveis austeníticos e na faixa de 650 a 760 ºC para a liga UNS N08825, por exemplo. Abaixo da temperatura mínima, a taxa de difusão de carbono é muito baixa para permitir a formação de carbonetos. Acima da temperatura máxima, os carbonetos de cromo tendem a ser solubilizados.

Sendo assim, os componentes podem sensitizar se expostos a altas temperaturas durante tempo suficiente, por exemplo, durante a fabricação, soldagem ou em operação em altas temperaturas. Existem algumas teorias propostas para explicar a corrosão intergranular de aços inoxidáveis sensitizados, entre elas, a depleção de cromo na região adjacente aos contornos, conforme esquematizado na Figura 15. O menor teor de cromo nas regiões adjacentes aos contornos torna o material mais suscetível à corrosão nessas regiões, em comparação com o interior dos grãos, uma vez que o cromo favorece a formação de um filme de passivação nos aços inoxidáveis. Dessa forma, teoricamente, a corrosão ocorre nas regiões adjacentes aos contornos de grãos. No entanto, essa região com depleção de cromo é bastante estreita – na ordem de dezenas ou poucas centenas de nanômetros [20] – fazendo com que, na prática, a corrosão ocorra nos contornos de grãos. A dimensão da região com depleção de cromo depende, entre outros fatores, do tempo e temperatura de exposição. A teoria de depleção de cromo é uma das mais aceitas. Outras teorias têm sido propostas para a corrosão intergranular associada à sensitização, incluindo o efeito galvânico (diferença de potencial eletroquímico) entre os contornos de grãos (contendo carbonetos de cromo) e a matriz.

[11] A sensitização não está relacionada apenas a aços inoxidáveis austeníticos e ligas austeníticas. Outros aços inoxidáveis também podem sensitizar. Além disso, outras ligas, como AA5083 (liga de alumínio - Al-Mg), podem sofrer sensitização devido à precipitação de fases específicas.

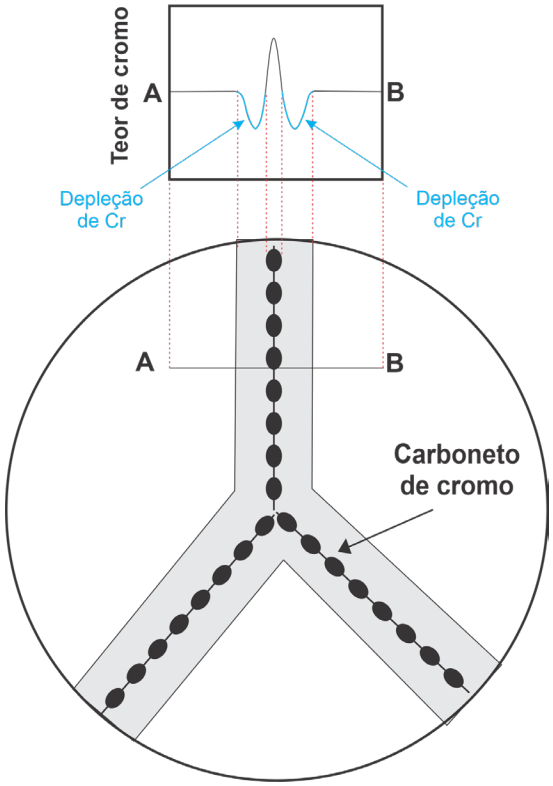


Figura 15. Esquema indicando depleção de cromo no processo de sensitização. Fonte: os autores.

Para minimizar a possibilidade de sensitização de aços inoxidáveis austeníticos, podem ser empregados aços com baixo teor de carbono, ou seja, *low carbon ("L")*, por exemplo, AISI 304L e AISI 316L, os quais possuem teor máximo de carbono de 0,030%. Quanto menor o teor de carbono do aço inoxidável, maior o tempo necessário para sensitização, conforme mostrado na Figura 16, já que há menos átomos de carbono disponíveis para precipitação. Por essa razão, em juntas soldadas, geralmente são utilizados aços inoxidáveis "L", uma vez que, durante um ciclo térmico normal de soldagem, não há tempo suficiente para sensitizar o material. É importante ressaltar que, mesmo os graus "L" podem sensitizar se forem expostos, por tempo suficiente, à faixa de temperatura de sensitização.

Tanto os aços inoxidáveis austeníticos regulares quanto aqueles com alto teor de carbono (H), como AISI 304/304H, 316/316H são suscetíveis à sensitização na zona termicamente afetada da solda.

Além do teor de carbono, o histórico térmico do componente tem efeito na ocorrência de sensitização.

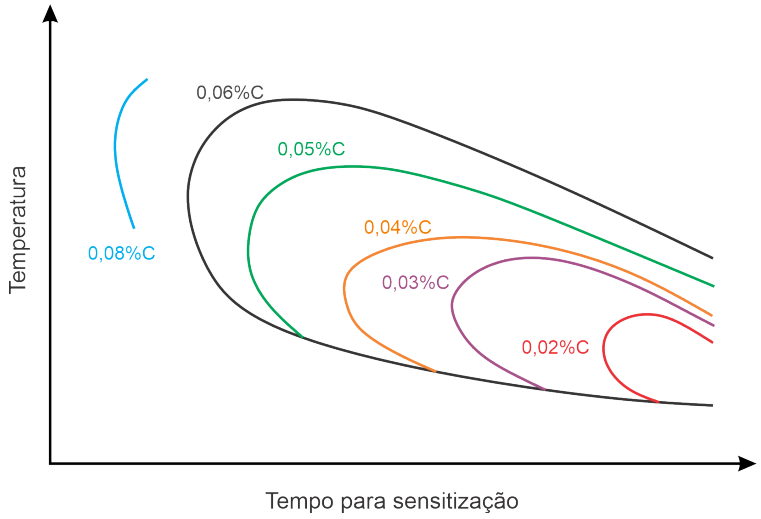


Figura 16. Efeito do teor de carbono no tempo e temperatura de sensitização. Modificado de [21].

Outra maneira de prevenir a sensitização é por meio do uso de aços inoxidáveis austeníticos estabilizados com titânio (AISI 321) ou nióbio (AISI 347). No entanto, é necessária a realização de um tratamento **térmico de solubilização** de todos os carbonetos (geralmente em torno de 1100 °C). Após a solubilização, é necessário um **tratamento térmico de estabilização**, em que o componente é resfriado e mantido a uma determinada temperatura (geralmente entre 850 e 900 °C), por tempo suficiente (geralmente entre duas e quatro horas), para que ocorra precipitação dos carbonetos de titânio (para o AISI 321) ou carbonetos de nióbio (para o AISI 347). Esses carbonetos de Ti ou Nb precipitam de maneira aleatória no interior dos grãos, removendo carbono de solução sólida e, consequentemente, não deixando carbono disponível para precipitação de carbonetos de cromo nos contornos de grãos em temperaturas mais baixas (entre 370 e 815 °C). As especificações de material estabelecem, para o AISI 321 e para o AISI 347, uma razão mínima de titânio/carbono e nióbio/carbono, respectivamente. No caso do AISI 321, as normas geralmente incluem o nitrogênio, por conta do consumo de parte do titânio na formação de nitretos. Por exemplo, algumas normas definem uma faixa de titânio de 5 x (C+N) a 0,7% para o AISI 321 e de nióbio de 10 x C a 1,1% para o AISI 347.

O risco de sensitização de um aço inoxidável austenítico AISI 321 ou AISI 347 estabilizado é baixo [22]. No entanto, na presença de um meio carbonetante, o processo de sensitização é favorecido. Nesse caso, a difusão de carbono (até uma certa profundidade a partir da superfície) promoverá a precipitação de carbonetos nos contornos de grãos, podendo sensitizar o aço inoxidável austenítico estabilizado. Assim, a profundidade de sensitização será dependente da taxa de difusão de carbono no material.

Alguns aços inoxidáveis austeníticos sensitizados podem sofrer uma "regeneração" (*healing*) após um longo período de exposição em temperaturas acima de 650 ºC. Esse efeito é devido à difusão de cromo do interior dos grãos (que possuem maior concentração de cromo) para as regiões com depleção (que possuem menor concentração de cromo). Nesse caso, mesmo os carbonetos não sendo dissolvidos, o material pode ser "regenerado", de maneira a não estar mais sensitizado. Em outras palavras: o material continua com precipitação de carbonetos de cromo nos contornos de grãos, porém não está mais sensitizado. Por essa razão, a definição simplória de que "a sensitização é a pre-

cipitação de carbonetos de cromo nos contornos de grãos" é equivocada. Na verdade, a sensitização é consequência da precipitação de carbonetos de cromo nos contornos de grãos (deixando o material suscetível à corrosão intergranular), e não a precipitação em si.

Para avaliar se o material está sensitizado ou não, podem ser utilizados procedimentos descritos em normas específicas, por exemplo, o ASTM A262 [23] para detecção de suscetibilidade à corrosão intergranular de aços inoxidáveis austeníticos. Essa norma possui diversas práticas que consistem em ensaios específicos, seguido por metodologias de avaliação, por exemplo, metalografia (prática A), ensaio de imersão seguido por inspeção visual após dobramento (prática E) etc. A prática A, por exemplo, é utilizada para aprovação, baseada na análise da microestrutura após ataque eletrolítico com ácido oxálico 10%, durante 1,5 minutos, com densidade de corrente de 1 A/cm^2. A presença de estrutura *step* (Figura 17a) ou *dual* indica aprovação, enquanto a estrutura *ditch* (Figura 17b) indica não aprovação.

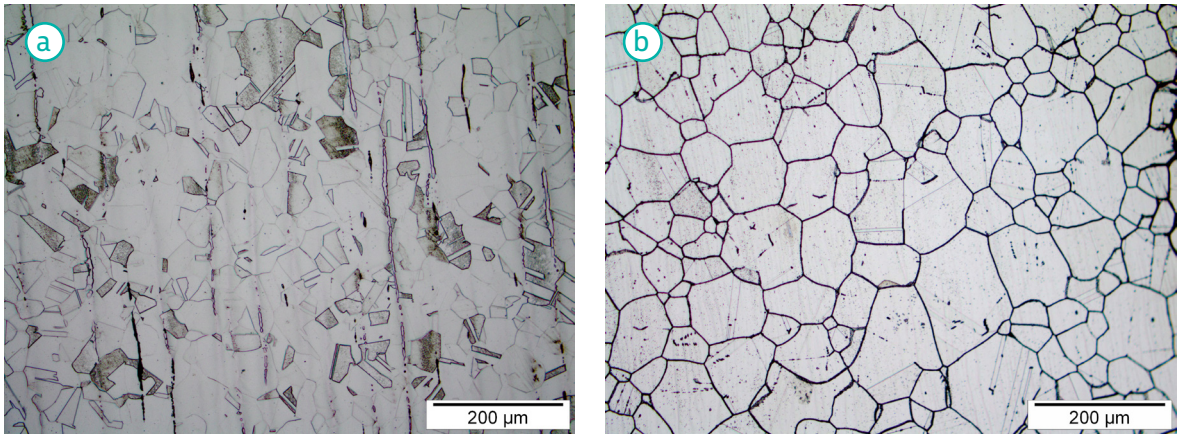


Figura 17. (a) Estrutura *step* em amostra de AISI 316. Microestrutura de austenita com inclusões de sulfeto de manganês e ferrita delta. (b) Estrutura *ditch* em amostra de AISI 304. Microestrutura de austenita. Imagens obtidas por microscopia ótica no SENAI IST Solda. Crédito: Leandro Guimarães de Oliveira. Fonte: André S. Pelliccione.

É importante ressaltar que a presença ou ausência de corrosão intergranular nos testes não indica, necessariamente, o desempenho do material em outros meios corrosivos.

Além de ensaios de imersão, existem ensaios eletroquímicos, como o Double Loop Electrochemical Potentiokinetic Reactivation (DL-EPR), para determinação do grau de sensitização. Esse ensaio consiste na imersão de uma amostra em uma solução ácida (em que o material fique ativo em relação à corrosão). Em seguida, o corpo de prova é polarizado anodicamente até o domínio de passivação. Na sequência, o corpo de prova é polarizado catodicamente. Se houver regiões com depleção de cromo, a razão entre o pico de reativação e o pico de ativação de uma amostra sensitizada em comparação com uma amostra solubilizada fornece um índice de sensitização. A norma ISO 12732 [24] estabelece os requisitos para esse ensaio em aços inoxidáveis e ligas à base de níquel.

c. Tensão de tração

A tensão de tração pode ser aplicada (oriunda de carregamento mecânico) ou residual (por exemplo, gerada por soldagem ou conformação). Em grande parte dos componentes, tensões residuais geralmente são suficientes para promover o trincamento.

Aparência ou morfologia do dano

O trincamento é intergranular. A superfície do componente apresenta aspecto de "terra gretada", conforme Figuras 18 e 19. Muitas vezes, ocorre no metal base próximo à solda, porém, não é incomum a sua ocorrência em regiões não soldadas.

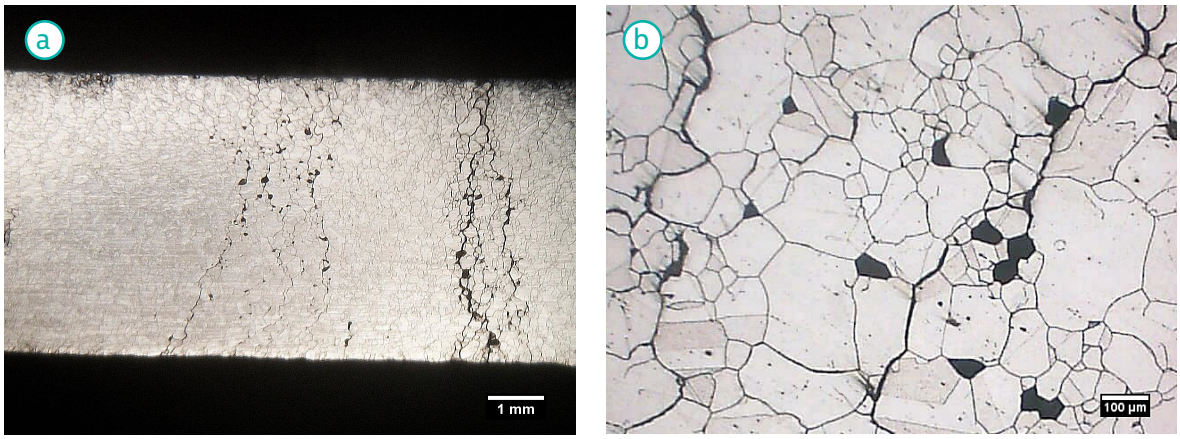


Figura 18. CST por ácido politiônico em componente de aço inoxidável austenítico sensitizado. Ataque com ácido oxálico 10%. (a) Menor ampliação, mostrando propagação ao longo da espessura. (b) Maior ampliação, evidenciando microestrutura austenítica e trincas intergranulares.

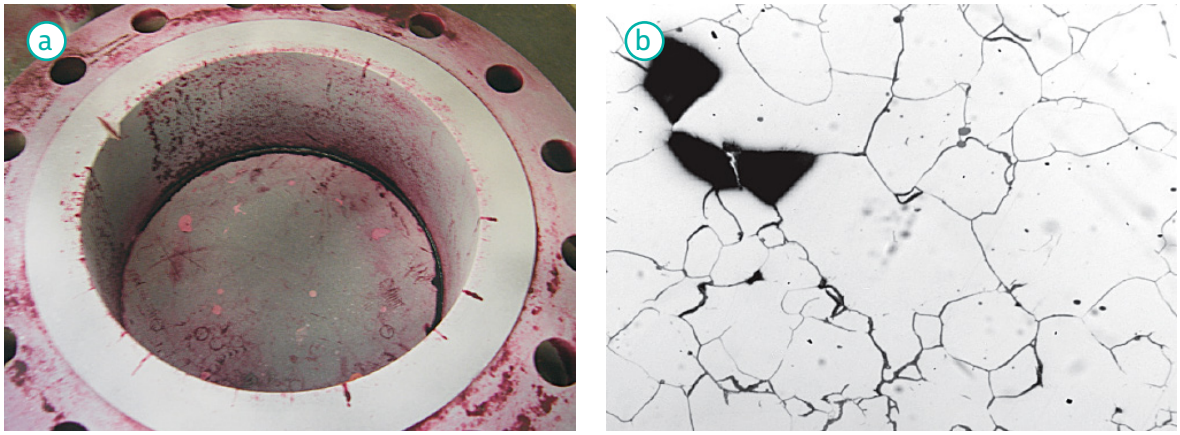


Figura 19. CST por ácido politiônico em flange. (a) Trincas evidenciadas por meio de ensaio por líquido penetrante. (b) Microestrutura austenítica e trincas intergranulares, chegando a provocar "destacamento" de alguns grãos. Ataque eletrolítico com ácido oxálico 10 %. Ampliação original: 340x. Referência [1].

Prevenção / Mitigação

Para prevenção da CST por ácido politiônico, deve ser consultada a NACE SP0170 [18].

Tanto a seleção adequada de materiais quanto a adoção de práticas de fabricação apropriadas podem ser implementadas para minimizar o risco de ocorrência de sensitização. Aços inoxidáveis austeníticos com baixo teor de carbono (por exemplo, AISI 304L, AISI 316L, AISI 317L)[12] possuem maior resistência à sensitização (em termos de nível e probabilidade) do que os aços inoxidáveis austeníticos com teor de carbono normal (por exemplo, AISI 304, AISI 316, AISI 317). No entanto, esses materiais podem sensitizar se operarem na faixa de sensitização por tempo suficiente. Também podem ser utilizadas ligas estabilizadas com titânio ou nióbio (AISI 321 ou AISI 347). As especificações ASTM permitem que o componente seja fornecido na condição de estabilizado. Sendo assim, no processo de compra, deve ser exigido o requisito suplementar referente ao tratamento térmico de estabilização. Além disso, pode ser solicitado requisito suplementar para teste de verificação de suscetibilidade à corrosão intergranular, conforme ASTM A262 prática E [23]. A prática E indica a realização de testes em corpos de prova previamente submetidos a tratamento térmico para sensitização de aços grau L ou estabilizados, geralmente aquecendo a 675 ºC por 1h.

Para neutralizar o ácido politiônico que possa vir a se formar, pode ser efetuada a lavagem da superfície dos equipamentos com solução alcalina (indicada na NACE SP0170). Não deve ser usada soda cáustica (NaOH). É importante garantir que toda a solução usada para neutralização seja removida do equipamento antes do aquecimento, uma vez que pode promover CST cáustica em aços inoxidáveis austeníticos e ligas UNS N08800 e N08825.

Para expulsar o oxigênio do equipamento, pode ser realizada purga com nitrogênio seco, que também remove a água do equipamento.

O uso de ar seco (desumidificado) para prevenir a formação de água líquida é aceitável.

Se o equipamento permanecer fechado e aquecido em temperatura suficiente de forma a não haver condensação de água, não é necessária ação adicional para proteção contra CST por ácido politiônico.

Podem ser realizados ensaios padronizados para verificar se o material está suscetível à corrosão intergranular, sendo o ASTM A262 amplamente utilizado para aços inoxidáveis austeníticos.

6.2.5.3 Corrosão sob tensão por soda cáustica

Descrição do dano

Corrosão sob tensão cáustica, antigamente chamada de fragilização cáustica[13], pode ocorrer quando o equipamento fica exposto a soluções cáusticas (hidróxidos de metais alcalinos e alcalinos terrosos), causando trincamento iniciado a partir da superfície, especialmente em soldas que não sofreram tratamento térmico de alívio de tensões.

[12] Esse aços inoxidáveis austeníticos de baixo teor de carbono podem ser soldados sem que ocorra sensitização durante o ciclo térmico de soldagem.

[13] O termo fragilização cáustica não é adequado, uma vez que é um fenômeno de corrosão sob tensão, e não um mecanismo de fragilização.

O mecanismo pode ocorrer em algumas horas, especialmente se houver alta concentração do composto cáustico e alta temperatura no componente tensionado.

Materiais afetados

Aços carbono, aços de baixa liga, aços inoxidáveis austeníticos e aços inoxidáveis duplex.

Os aços inoxidáveis austeníticos oferecem uma pequena vantagem em relação à resistência ao mecanismo em comparação com os aços carbono. Os aços inoxidáveis duplex são mais resistentes do que os aços inoxidáveis austeníticos.

Ligas à base de níquel (ex.: UNS N08800, N08825, N06600 etc.) são mais resistentes ao mecanismo, sendo indicadas para condições mais severas (altas concentrações e altas temperaturas). No entanto, essas ligas podem sofrer trincamento sob tensão em altas temperaturas, caso haja condições para a formação de compostos cáusticos fundidos, sem a presença de água livre.

Fatores críticos

Corrosão sob tensão cáustica depende principalmente da concentração de NaOH (ou outros compostos cáusticos), da temperatura e do nível de tensão trativa.

A NACE SP0403 [25] apresenta diagramas, baseados em experiências de campo de uma série de aplicações, para seleção de material com o objetivo de evitar CST em serviço cáustico. A Figura 20 ilustra, de maneira esquemática, o diagrama de seleção para aço carbono (a) e para aços inoxidáveis austeníticos (b). Esses diagramas são utilizados em meios aquosos contendo NaOH. No entanto, algumas indústrias também utilizam as curvas em outros meios cáusticos, como KOH e LiOH.

Na região A, não é necessária a realização de tratamento térmico de alívio de tensões em componentes de aço carbono, exceto em linhas aquecidas com *steam tracing*. Na região B, podem ser empregados componentes de aço carbono, desde que as soldas e curvas sofram tratamento térmico de alívio de tensões. Componentes de aço carbono não podem ser utilizados na região C, devendo ser avaliado o uso de ligas de níquel.

Se houver contaminação do meio cáustico, especialmente por sulfetos, pode ocorrer trincamento, mesmo na região A do diagrama. Nesse caso, deve ser considerada a realização de tratamento térmico de alívio de tensões.

Quanto maior a temperatura e quanto maior a concentração do agente cáustico, maior a propensão à ocorrência do mecanismo.

Geralmente, as tensões que promovem o trincamento são residuais (oriundas de soldagem ou de conformação a frio), podendo, em alguns casos, ser tensões aplicadas. Na maior parte das vezes, portanto, o tratamento térmico de alívio de tensões costuma ser eficiente para a prevenção da ocorrência do mecanismo.

Concentração cáustica acima de 5% na fase aquosa pode promover CST em aços carbono. Alguns usuários não exigem TTAT após soldagem se a concentração de soda cáustica for menor do que um certo valor, geralmente entre 2 e 5%, independentemente da temperatura. É importante atentar para condições de evaporação e condensação cíclicas, que favorecem o aumento da concentração de soda cáustica e, consequentemente, podem propiciar a ocorrência do mecanismo. Nesse caso, uma concentração na ordem de 50 ppm pode ser suficiente para a ocorrência de CST cáustica. Dessa maneira, evitar a formação de depósitos cáusticos e evitar a formação de *interface* água/vapor, especialmente em condições de alto fluxo de calor, são formas de reduzir o risco de aumento de concentração local.

Outro fator que pode favorecer a concentração localizada de depósitos cáusticos é o *Departure from Nucleate Boiling* (DNB), que está relacionado ao equilíbrio entre o fluxo térmico e o escoamento do fluido. Em um tubo de caldeira, o vapor se forma como pequenas bolhas. Quando a bolha atinge uma dimensão suficiente, ela é arrastada pelo fluido em movimento e o ciclo se repete. No entanto, se houver alto fluxo térmico ou baixa vazão, a formação de bolhas ocorre com uma maior taxa, não havendo tempo para serem removidas pelo fluido escoando. Dessa maneira, várias bolhas se unem para formar uma grande bolha de vapor (*steam blanket*) na superfície. A transferência de calor através da bolha de vapor é baixa, uma vez que o vapor atua como isolante. Dessa forma, a temperatura de parede do componente aumenta[14], favorecendo o aumento da concentração de depósitos cáusticos no local.

No projeto, deve-se considerar a possibilidade de corrosão sob tensão cáustica em equipamentos de aços carbono com soldas não tratadas termicamente, que possuem *steam tracing* e operam em serviço cáustico.

Equipamentos que operam com soluções cáusticas em temperaturas relativamente baixas podem sofrer CST cáustica quando submetidos a limpeza com vapor (*steamout*).

Algumas vezes, o mecanismo ocorre em equipamentos que não foram projetados para serviço cáustico em altas temperaturas, por exemplo, sem tratamento térmico de alívio de tensões. Nesses casos, se houver arraste não previsto de NaOH, KOH ou outros compostos cáusticos, pode ocorrer CST cáustica.

Os diagramas mostrados na Figura 20 são apenas ilustrativos, com o objetivo de mostrar as distintas regiões em função da temperatura e concentração de NaOH. Para a seleção de material e informações adicionais, deve ser consultada a NACE SP0403 [25] e outras fontes que tratam do mecanismo.

[14] O *steam blanketing* pode propiciar a ocorrência de falha por sobrecarga devido a sobreaquecimento (*short term overheating*), descrito no Capítulo 7.

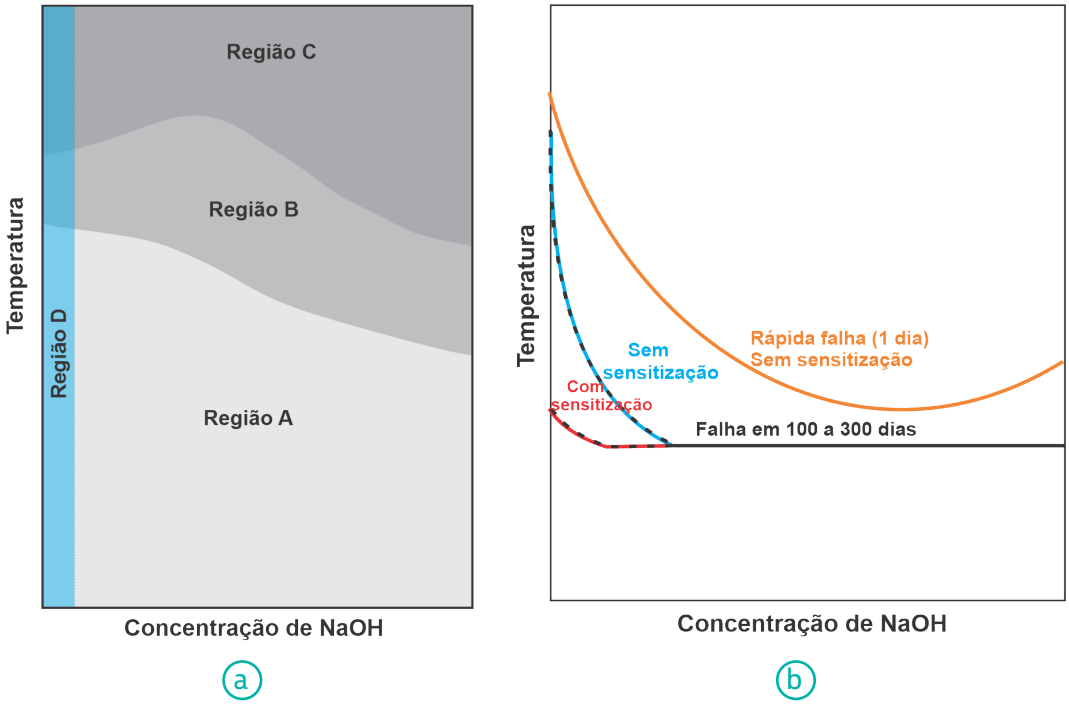


Figura 20. Representação esquemática de diagrama para serviço cáustico para aços carbono (a) e aços inoxidáveis austeníticos (b). As figuras são meramente ilustrativas. As Figuras originais da NACE SP0403 [25] devem ser consultadas.

Aparência ou morfologia do dano

As trincas normalmente ocorrem no metal de base adjacente à solda, na ZTA ou no metal de solda. Geralmente, as trincas são paralelas ao metal de solda, mas também podem ser transversais. As trincas normalmente são ramificadas e, muitas vezes, se assemelham a uma "teia de aranha".

Em aços carbono, geralmente as trincas são intergranulares, finas e, muitas vezes, preenchidas com óxido. As trincas podem nuclear em concentradores de tensão existentes na junta soldada. Na maioria das vezes, ocorrem múltiplas trincas.

Em aços inoxidáveis austeníticos, geralmente as trincas são transgranulares, com morfologia semelhante às trincas de CST por cloreto, sendo, portanto, difícil distinguir esses mecanismos com base apenas na morfologia. Em alguns casos, as trincas podem ser intergranulares, mesmo se o aço inoxidável austenítico não estiver sensitizado.

As Figuras 21 à 23 mostram um exemplo de corrosão sob tensão cáustica em tubulação de aço carbono. Observam-se múltiplas trincas intergranulares, finas, ramificadas e preenchidas com óxido.

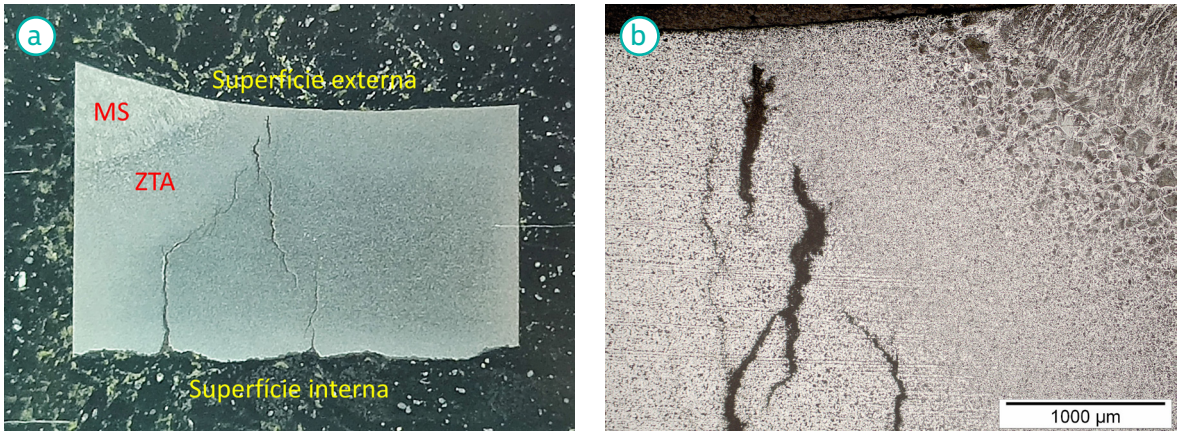


Figura 21. Corrosão sob tensão cáustica em tubulação de aço carbono. Ataque com Nital 2%. (a) Amostra embutida. Múltiplas trincas nucleadas na superfície interna que propagaram pelo metal base (MB) e zona termicamente afetada (ZTA). (b) Micrografia evidenciando a propagação de trincas pelo MB e ZTA. Ampliação original: 50x. Imagem obtida por microscopia ótica no SENAI IST Solda. Crédito: Leandro Guimarães de Oliveira. Fonte: André S. Pelliccione.

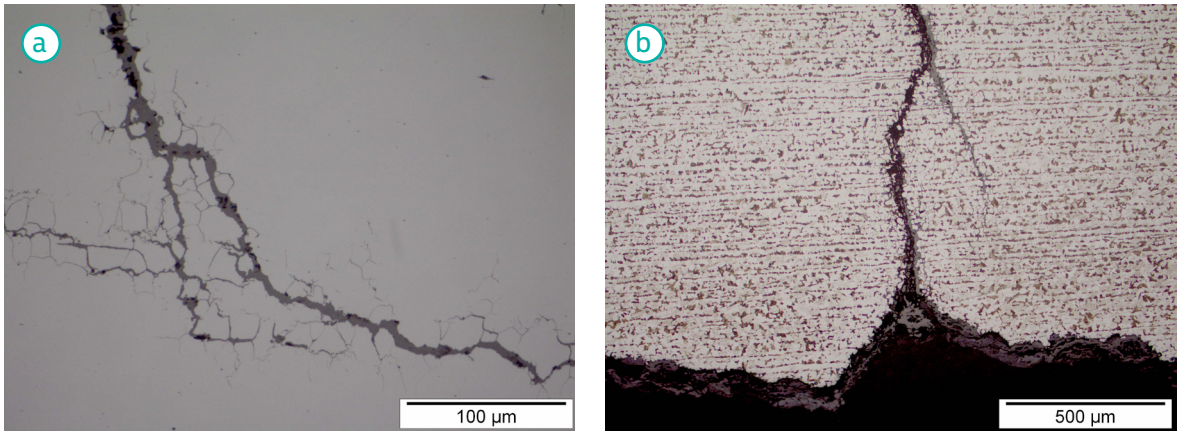


Figura 22. Corrosão sob tensão cáustica em tubulação de aço carbono. (a) Trincas ramificadas, finas e preenchidas com óxido. Sem ataque. Ampliação original: 500x. (b) Trinca nucleada em concentrador de tensão. Ampliação original: 100x. Ataque com Nital 2%. Imagens obtidas por microscopia ótica no SENAI IST Solda. Crédito: Leandro Guimarães de Oliveira. Fonte: André S. Pelliccione.

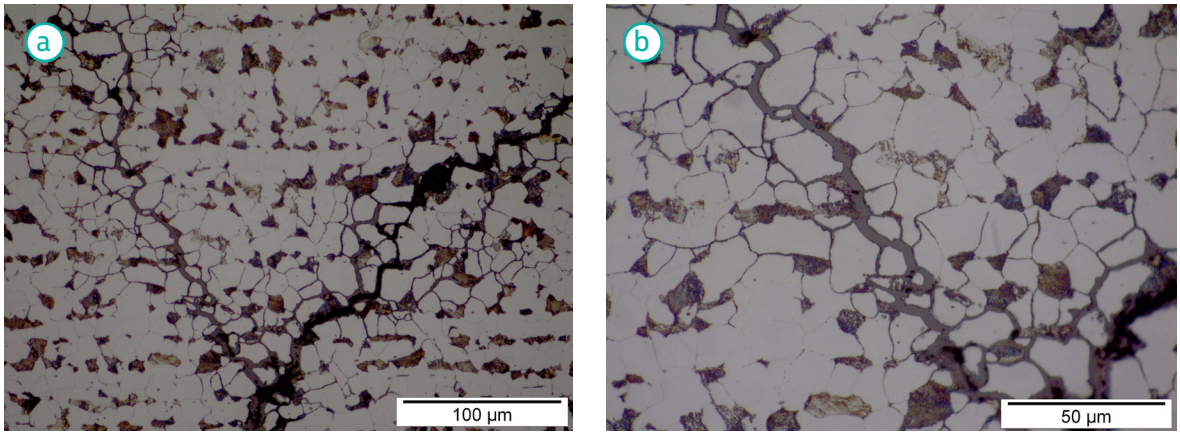


Figura 23. Corrosão sob tensão cáustica em tubulação de aço carbono. Trincas intergranulares, ramificadas, finas e preenchidas com óxido. (a) Ampliação original: 500x. (b) Ampliação original: 1000x. Ataque com Nital 2%. Imagens obtidas por microscopia ótica no SENAI IST Solda. Crédito: Leandro Guimarães de Oliveira. Fonte: André S. Pelliccione.

Prevenção/Mitigação

As principais formas de prevenir corrosão sob tensão por soda cáustica são:

- Consultar as curvas da NACE SP0403 [25] para a seleção de material. Se a solução cáustica tiver contaminantes, por exemplo, sulfetos, é indicado TTAT, mesmo na região A.
- Realizar tratamento térmico de alívio de tensões.
- Selecionar material mais resistente, como ligas de níquel, para condições mais críticas.
- Evitar limpeza com vapor (*steamout*), principalmente em soldas que não sofreram TTAT de equipamentos de aço carbono que operam com serviço cáustico. Caso seja necessário efetuar o *steamout*, lavar o equipamento antes da limpeza com vapor ou então utilizar vapor de baixa pressão por um curto período de tempo.
- Evitar concentração de soda cáustica, por exemplo, operando a caldeira de maneira adequada para prevenir o DNB; mantendo as superfícies interna livres de depósito e evitando a formação de *interface* água/vapor em componentes que operam com alto fluxo térmico.

6.2.5.4 Corrosão sob tensão por amônia

Descrição do dano

Mecanismo de trincamento assistido pelo meio que ocorre em ligas de cobre (na presença de solução aquosa contendo amônia ou compostos de amônia) e em aços carbono (na presença de amônia anidra).

Materiais afetados

Ligas de cobre em meio aquoso contendo amônia e aços carbono em amônia anidra.

Fatores críticos

(i) Ligas de cobre

São necessários água, oxigênio, tensão de tração e amônia ou compostos amoniacais.

Meio: ocorre em soluções aquosas, ou seja, amônia anidra não causa CST. Em pH neutro e alcalino, o mecanismo ocorre mais rapidamente. Com o decréscimo do pH até valores próximos a 4, o tempo para falha aumenta. Pequenos teores de oxigênio podem ser suficientes para causar o mecanismo. O fenômeno ocorre em qualquer temperatura, sendo que o tempo para a falha diminui com o aumento de temperatura. Amônia pode estar presente na água de resfriamento; como contaminante em alguns meios; ou como neutralizante. Alguns produtos químicos usados para tratamento de água de caldeira, por exemplo, hidrazina[15], além de compostos contendo amônia, podem provocar CST se não houver o controle adequado.

Tensão de tração: níveis de tensão próximos ao limite de escoamento são geralmente necessários, porém já foram observadas falhas em componentes com tensões relativamente baixas. Em geral, quanto maior o nível de tensão, menor será a severidade do meio corrosivo para que ocorra a CST. O inverso também é verdadeiro, ou seja, quanto mais severo for o meio corrosivo, menor será o nível de tensão para a ocorrência do mecanismo.

Material: Cobre desoxidado com fósforo raramente sofre CST, mesmo sob condições severas. Ligas Cu-Ni 90-10 e 70-30 possuem baixa suscetibilidade ao mecanismo. Latões com teor abaixo de 15 % de zinco são mais resistentes à CST. Por outro lado, latões contendo 20 a 40 % de zinco são altamente suscetíveis. Latão naval, latão almirantado, latão amarelo e latão alumínio são exemplos de materiais altamente suscetíveis ao mecanismo.

(ii) Aços carbono

Meio: Amônia anidra (com menos de 0,2 % de água) deve estar presente. Aumento de temperatura tende a acelerar a CST, mas o trincamento pode ocorrer em temperatura ambiente ou mesmo em temperaturas abaixo de 0 °C. Contaminação por oxigênio aumenta a suscetibilidade ao trincamento.

Tensão de tração: Altos níveis de tensão residual de soldagem ou de fabricação aumentam a suscetibilidade.

Material: CST por amônia ocorre principalmente em aços de maior resistência mecânica.

Aparência ou morfologia do dano

(i) Ligas de cobre

O trincamento pode ser intergranular ou transgranular, dependendo do nível de tensão e das características do meio, por exemplo, pH. As trincas geralmente são ramificadas. Em alguns casos, há produtos de corrosão azulados. Na Figura 24, é mostrado um exemplo de CST por amônia em um tubo de latão alumínio (UNS C68700).

[15] Nesse caso, a amônia é gerada a partir da decomposição química de hidrazina ou de outros compostos.

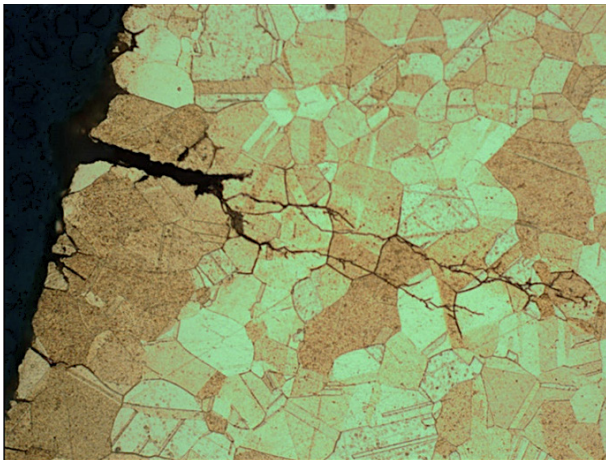


Figura 24. Trincas de CST por amônia em latão alumínio (UNS C68700), nucleadas a partir de uma trinca de corrosão-fadiga. Nesse caso, a propagação foi predominantemente transgranular. Ataque com solução contendo $FeCl_3$, HCl, glicerol e água. Ampliação original: 260x. Referência [1].

Duas amostras de *tiras de chapa* de latão com alto teor de zinco (acima de 35%) foram deformadas plasticamente por flexão. Uma delas foi fixada em um pequeno torno de bancada, sendo aplicado um esforço de flexão adicional (sendo intitulada amostra 1), enquanto a outra foi mantida dobrada, sem aplicação de esforço externo (sendo intitulada amostra 2), conforme mostrado na Figura 25a. Efetuou-se a imersão de ambas as amostras em uma solução contendo cerca de 6% de amônia, conforme Figura 25b, durante algumas horas.

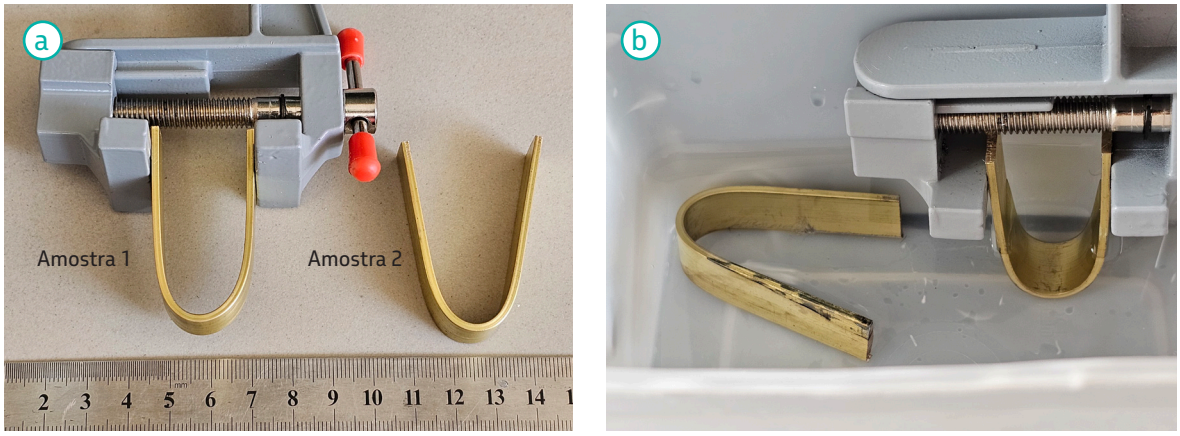


Figura 25. Tiras de chapa de latão deformadas plasticamente por flexão. (a) À esquerda, chapa deformada plasticamente e com esforço adicional de flexão (amostra 1) e à direita, chapa apenas deformada plasticamente por flexão (amostra 2). (b) Amostras imersas em solução de 6% de amônia. Fonte: os autores.

A amostra 1 sofreu corrosão sob tensão, resultando em trincas que nuclearam na superfície de maior raio de curvatura (ver Figura 26), que é o local com maior tensão de tração devido ao esforço de flexão aplicado. Com maior ampliação, além da trinca que levou à fratura do corpo de prova, foram

verificadas outras trincas na superfície de maior raio de curvatura, conforme Figura 27a. Na superfície oposta, ou seja, de menor raio de curvatura (onde a tensão é de compressão devido ao esforço aplicado de flexão), não foram observadas trincas, conforme Figura 27b.

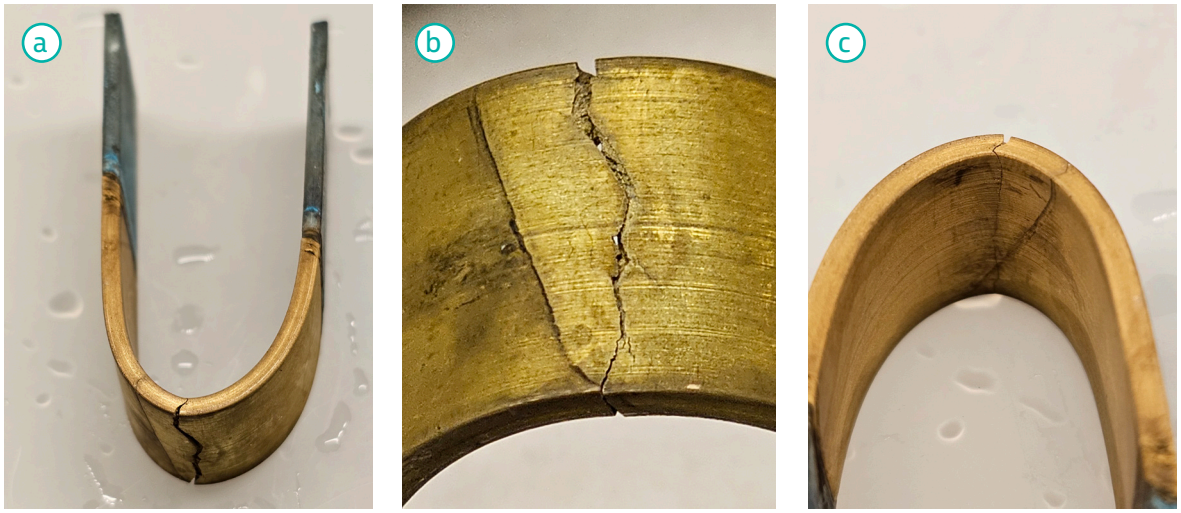


Figura 26. (a) Amostra 1, após o final do ensaio. Comparando-se as imagens (b) e (c), fica evidente que as trincas nuclearam na superfície com maior raio de curvatura. Uma das trincas promoveu a fratura do corpo de prova. Fonte: os autores.

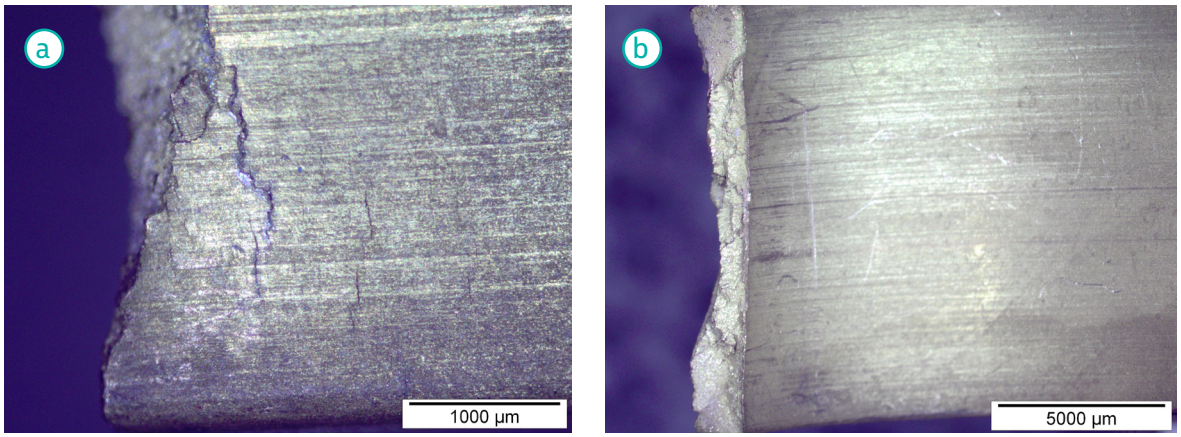


Figura 27. (a) Trincas na superfície com maior raio de curvatura (onde a tensão de tração é máxima) e ausência de trincas na superfície com menor raio de curvatura (onde a tensão de compressão é máxima). Imagens obtidas no SENAI IST Solda. Fonte: André S. Pelliccione

A amostra 2 sofreu corrosão sob tensão, resultando em trincas que nuclearam na superfície de menor raio de curvatura (ver Figuras 28 à 31), onde há tensão de tração devido à tensão residual[16]. Foi efetuado lixamento em uma das faces da amostra, para facilitar a visualização das trincas que propagaram a partir da superfície com menor raio de curvatura (ver Figura 29). Conforme se observa

[16] A distribuição de tensões residuais em uma chapa deformada plasticamente por flexão foi mostrada, em detalhes, no Capítulo 2.

na Figura 30a, não houve nucleação de trincas na superfície com maior raio de curvatura. Por outro lado, na superfície com menor raio de curvatura, verificam-se diversas trincas paralelas, conforme Figuras 30b e 31.

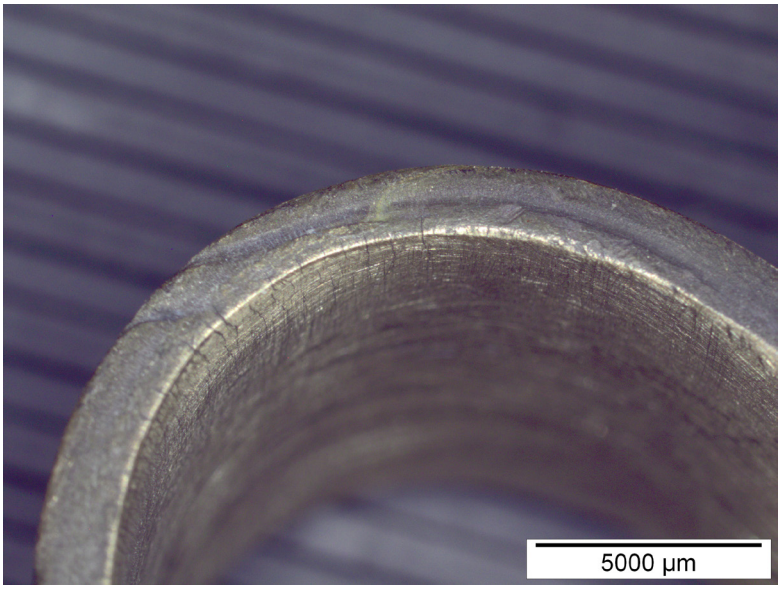


Figura 28. Amostra 2. Trincas que nuclearam na superfície com menor raio de curvatura. Imagem obtida no SENAI IST Solda. Fonte: André S. Pelliccione

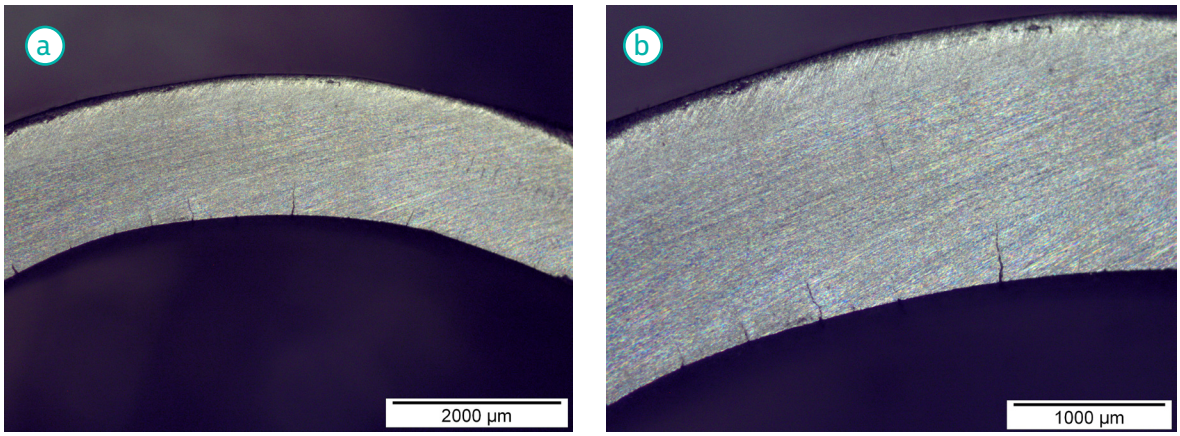


Figura 29. Amostra 2, após o lixamento em uma das faces, com o objetivo de evidenciar as trincas nucleadas a partir da superfície de menor raio de curvatura. (a) Menor ampliação. (b) Maior ampliação. Imagens obtidas no SENAI IST Solda. Fonte: André S. Pelliccione

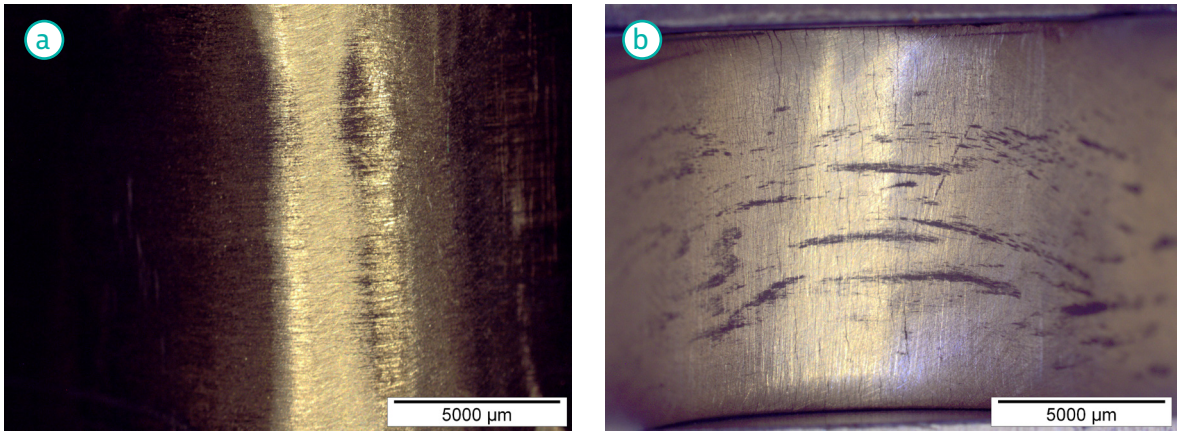


Figura 30. Amostra 2. (a) Ausência de trincas na superfície com maior raio de curvatura. (b) Diversas trincas na superfície com menor raio de curvatura. Imagens obtidas no SENAI IST Solda. Fonte: André S. Pelliccione



Figura 31. Amostra 2. Ampliação de região da superfície com menor raio de curvatura, evidenciando as trincas. Imagem obtida no SENAI IST Solda. Fonte: André S. Pelliccione

Aços carbono

O trincamento tende a ser intergranular e geralmente ocorre em soldas e zonas termicamente afetadas que não foram submetidas a tratamento térmico de alívio de tensões.

Prevenção/Mitigação

Ligas de cobre

Selecionar ligas de cobre com maior resistência ao mecanismo, por exemplo, ligas Cu-Ni 70-30 e 90-10, ou latões com menos de 15% de zinco. Aços inoxidáveis austeníticos e ligas de níquel são imunes à CST por amônia.

Aços carbono

CST por amônia pode ser prevenida por meio do uso de amônia anidra com pureza suficiente, principalmente em relação à contaminação com oxigênio. Deve-se, portanto, evitar contaminação com ar, especialmente durante o comissionamento do equipamento.

Deve-se manter o teor mínimo de 0,2 % (em massa) de água, tomando cuidado com situações em que pode haver separação entre as fases líquida e gasosa. Em sistemas de refrigeração, a amônia gasosa acima do nível de líquido geralmente contém menor teor de água e maior teor de oxigênio do que a fase líquida.

Em amônia contaminada com ar, podem ser empregados sequestrantes de oxigênio, como hidrazina.

Para reduzir o risco de CST por amônia, deve-se realizar tratamento térmico de alívio de tensões.

Devem ser utilizados aços de menor resistência mecânica. Por exemplo, estabelecer um limite de escoamento máximo de 480 MPa para partes pressurizadas [26], uma vez que aços com maior resistência mecânica são mais suscetíveis à corrosão sob tensão por amônia.

6.2.5.5 CST alcalina

CST cáustica é uma forma de CST alcalina. Outras formas de CST alcalina incluem CST por amina e CST por carbonato. Elas apresentam morfologias similares. Além disso, CST por amônia anidra em aços carbono também resulta em morfologias similares.

A CST por amina é um mecanismo de corrosão que provoca trincamento sob ação combinada de tensão de tração e soluções de amina (usadas para remoção de CO_2 e H_2S).

A tensão de tração, na maioria das vezes, está associada à tensão residual, portanto, o mecanismo geralmente ocorre no metal de solda ou regiões adjacentes de soldas não aliviadas termicamente, ou então em regiões altamente encruadas. Deve-se realizar tratamento térmico de alívio de tensões em soldas, conforme API 945 [27] e NACE SP0472 [28]. As trincas geralmente são paralelas à solda e é possível a ocorrência de múltiplas trincas. No metal de solda, as trincas podem ser paralelas ou transversais ao cordão.

Corrosão sob tensão por amina afeta aços carbono e aços de baixa liga.

Os fatores críticos que influenciam a CST por amina são temperatura, tipo de amina, composição da solução contendo amina e nível de tensão de tração.

Esse mecanismo é mais provável em unidades de monoetanolamina (MEA). Embora também possa ocorrer em unidades de dietanolamina (DEA), a probabilidade é menor. Já em unidades de metildietanolamina (MDEA), a ocorrência é ainda menos provável. Contaminantes como carbonato (principalmente), cloreto e cianeto favorecem a ocorrência do fenômeno. O mecanismo geralmente está associado a aminas pobres (caracterizadas por baixa concentração de gases ácidos), em soluções compostas por amina e água. CST por amina não ocorre em amina fresca e é pouco provável que ocorra em amina rica. Nesta última, outras formas de trincamento podem ocorrer, associadas a H_2S em meio aquoso, por exemplo, trincamento sob tensão por sulfeto, descrito no item de danos causados por hidrogênio.

O aumento de temperatura favorece a ocorrência do mecanismo. Por exemplo, conforme API 581 [22], para MEA, a suscetibilidade é alta em temperaturas acima 82 ºC, média entre 38 ºC e 82 ºC e

baixa abaixo de 38 ºC. Em temperatura abaixo de 38 °C, se houver aquecimento com vapor ou se for realizada limpeza com vapor, a suscetibilidade aumenta.

As trincas são predominantemente intergranulares e, na maioria das vezes, ramificadas e preenchidas com óxido.

As trincas podem ser similares às provocadas por trincamento sob tensão por sulfeto (*sulfide stress cracking*).

Para mais detalhes sobre CST por amina, o API 945 [27] pode ser consultado.

A CST por carbonato é outra forma de corrosão sob tensão alcalina e ocorre na presença de água contendo íons carbonato.

Esse mecanismo afeta aços carbono e aços de baixa liga, sendo os principais fatores de influência o nível de tensão de tração e a composição química do meio.

O trincamento geralmente está associado à tensão residual, ocorrendo, na maioria das vezes, em soldas ou regiões conformadas que não sofreram alívio de tensões.

A maior parte das falhas ocorre na faixa de pH de 8 a 11. Quanto maior o pH, maior a chance de trincamento.

A presença de H_2S no meio favorece a formação de um filme de sulfeto. Nesse caso, o fenômeno ocorre quando esse filme de sulfeto é destruído. Em meios contendo alto teor de NH_3 e baixo teor de H_2S, a suscetibilidade aumenta, uma vez que o pH tende a ser mais alcalino, o que provoca o aumento do carbonato total presente como íon. Quanto maior a razão entre íons sulfeto e íons carbonato, menor é a suscetibilidade, devido à formação de filmes de sulfetos protetores.

A morfologia é similar à CST cáustica e à CST por amina, apresentando o aspecto de uma rede de trincas finas, com propagação predominantemente intergranular e preenchidas por óxido.

Tratamento térmico de alívio de tensões também é indicado para prevenir corrosão sob tensão por carbonato.

6.2.5.6 CST em dutos enterrados (CST em alto pH e CST em pH próximo ao neutro)

É importante citar dois mecanismos importantes de corrosão sob tensão, típicos de dutos enterrados, intitulados CST em alto pH e CST em pH próximo ao neutro.

Corrosão sob tensão em pH próximo ao neutro ocorre a partir da superfície externa de dutos enterrados, na faixa de pH entre 6 e 8, na presença de tensão de tração. O trincamento é tipicamente transgranular, com dissolução nos flancos da trinca. Geralmente, ocorrem colônias de trincas paralelas, sendo a grande maioria "dormentes", ou seja, com taxa de propagação muito baixa ou não detectável. Em valores maiores de pH, também pode ocorrer CST em dutos enterrados, porém, nesse caso, o mecanismo é intitulado corrosão sob tensão em alto pH, e as trincas são tipicamente intergranulares.

O tipo e a composição química do solo exercem influência no mecanismo. Por exemplo, elevados níveis de CO_2 presentes no solo tendem a reduzir o pH e favorecer a ocorrência de CST em pH próximo ao neutro.

Para a iniciação da CST em pH próximo ao neutro, o meio deve entrar em contato com a superfície do duto. Para que isso ocorra, o eletrólito do solo deve penetrar em falhas do revestimento protetor do duto. A ausência de proteção catódica (devido à problema no próprio sistema de proteção catódica, devido ao revestimento que se desprendeu blindar a superfície do duto, ou devido à alta resistividade do solo) pode permitir um potencial eletroquímico propenso à ocorrência do mecanismo.

A qualidade do revestimento influencia a suscetibilidade à CST em pH próximo ao neutro. Muitas vezes, o mecanismo está associado a revestimentos aplicados em campo.

Além da tensão residual, a pressão interna e a tensão oriunda da movimentação do solo favorecem a ocorrência do mecanismo. Geralmente, as trincas são longitudinais (normais à direção da máxima tensão gerada pela pressão interna - tensão circunferencial). Apesar de menos comuns, trincas circunferenciais podem ser observadas, geralmente associadas à predominância de esforços de flexão.

Muitas vezes, as trincas estão associadas a concentradores de tensão, como corrosão localizada, amassamentos e cordões de solda.

As falhas geralmente ocorrem devido ao coalescimento de trincas, resultando em uma elevada razão comprimento/profundidade, normalmente entre 20:1 e 50:1.

Diferente da CST em alto pH, a temperatura não parece exercer influência significativa na CST em pH próximo ao neutro.

A CST em pH próximo ao neutro pode ser dividida em quatro estágios, relacionando velocidade de propagação *versus* tempo. No estágio 1, ocorre falha do revestimento e contato do eletrólito com a superfície metálica, porém ainda não há nucleação de trincas de CST. Após algum tempo, ocorre a iniciação de trincas de CST, dando início ao estágio 2, favorecida por tensão residual, concentradores de tensão, entre outros fatores. No estágio 3, a taxa de propagação da trinca é lenta, podendo demorar anos ou décadas até que a maioria se torne "dormente". No entanto, algumas trincas podem continuar propagando e coalescer, formando outras maiores e mais perigosas em termos de integridade estrutural. Esse crescimento e coalescimento podem gerar trincas de tamanho suficiente, de modo que outros efeitos mecânicos, como tensões cíclicas, podem favorecer a propagação das trincas. As tensões cíclicas em gasodutos são distintas em comparação com oleodutos. Nestes últimos, as flutuações de pressão tendem a ter maior amplitude e frequência. No final do estágio 4, ocorre a falha do duto, sendo o carregamento mecânico a principal força motriz [29], [30].

A corrosão sob tensão em alto pH geralmente ocorre em pH acima de 9, e a suscetibilidade aumenta com a temperatura. O potencial eletroquímico para a ocorrência do mecanismo geralmente se situa entre -540 e -690 mV_{ECS}, sendo que a faixa exata depende da temperatura [30]. A proteção catódica contribui para o atingimento do valor de potencial propício.

Soluções aquosas contendo íons carbonato e bicarbonato têm sido identificadas como as mais prováveis para a ocorrência desse mecanismo. Em regiões de falha do revestimento, íons OH^- gerados na proteção catódica promovem elevação do pH e reagem com CO_2 para formar um eletrólito concentrado em carbonato e bicarbonato. A morfologia se apresenta como colônias de trincas paralelas, predominantemente intergranulares e geralmente orientadas longitudinalmente (normais à direção da tensão circunferencial). As trincas podem crescer em comprimento e profundidade, coalescer (formando trincas maiores), até ser atingido o tamanho crítico e ocorrer a ruptura.

Diferentemente das trincas de CST em pH próximo ao neutro, não costuma haver dissolução nos flancos das trincas. Além disso, as trincas podem estar preenchidas com um filme escuro, composto principalmente por magnetita e, algumas vezes, carbonato de ferro.

6.2.5.7 Corrosão sob tensão por etanol

Corrosão sob tensão por etanol grau combustível (*fuel grade ethanol - FGE*) pode ocorrer em aços carbono expostos a etanol FGE ou mistura de gasolina + etanol FGE.

As principais variáveis que influenciam esse mecanismo são oxigênio dissolvido, tensão (aplicada ou residual), teor de água presente, teor de cloreto e presença de par galvânico.

O oxigênio parece ser o fator mais importante para a ocorrência do mecanismo. Em condições desaeradas, não é esperado o trincamento. A aeração pode ocorrer, por exemplo, durante o transporte do combustível.

A CST ocorre com etanol contendo teor de água entre 0,1 e 4,5% em volume, podendo, portanto, ocorrer com etanol que atende à especificação ASTM D4806 [32].

Além de tensão estática (aplicada ou residual), tensões cíclicas (por exemplo, geradas por carregamento e descarregamento de tanques) favorecem o trincamento, uma vez que desestabilizam os produtos de corrosão.

Par galvânico entre componentes de aço, sendo um novo e um já corroído, favorece a CST por etanol.

As trincas tendem a ser ramificadas e podem ser intergranulares, transgranulares ou ambos. Em campo, a maior tendência é que sejam intergranulares, conforme exemplo da Figura 32. Por outro lado, trincas de CST por etanol, produzidas em laboratório, podem ser intergranulares ou transgranulares. O aumento no teor de cloreto tende a alterar a propagação de intergranular para transgranular. Geralmente, as trincas ocorrem próximas a soldas e podem ser paralelas ou transversais ao cordão de solda. As trincas tendem a ser finas e preenchidas com produtos de corrosão.

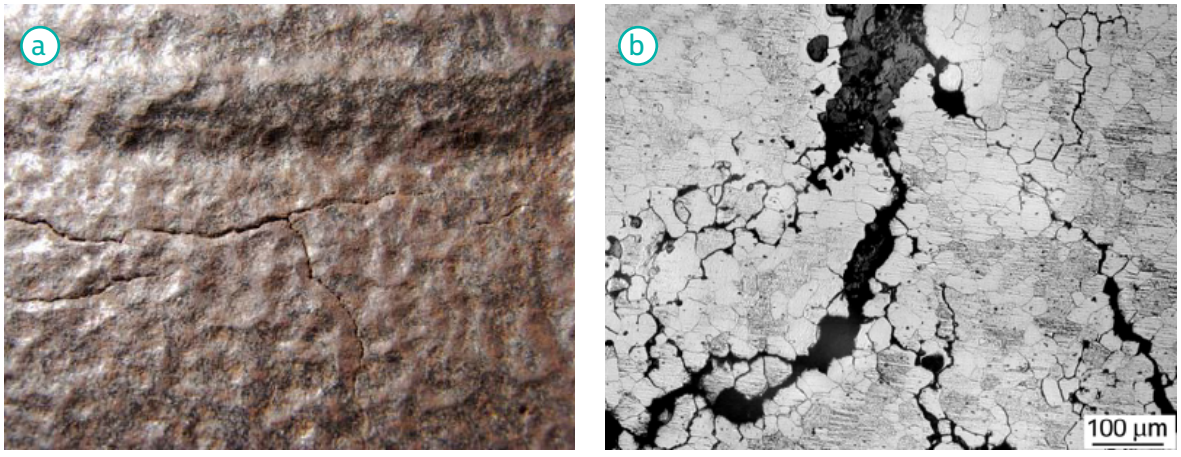


Figura 32. CST por etanol em componente de aço carbono. (a) Trincas próximas à solda. (b) Múltiplas trincas ramificadas e intergranulares. Fonte: os autores.

Para reduzir o risco de CST por etanol, podem ser empregadas algumas medidas, entre elas: reduzir o nível de tensões, por exemplo, por meio de tratamento térmico de alívio de tensões; evitar ou minimizar concentradores de tensão; aplicar revestimentos, entre outros.

O API 939D [33] e outras referências podem ser consultadas para maiores informações sobre CST por etanol.

6.2.5.8 Corrosão sob tensão por água em ligas de alumínio

Algumas ligas de alumínio podem sofrer corrosão sob tensão na presença de água, até mesmo se a água for de alta pureza. A presença e o teor de cloreto favorecem a ocorrência do mecanismo.

As ligas de alumínio mais comuns que sofrem esse fenômeno são as 2XXX e 7XXX, por exemplo, ligas 2024 e 7075. Essas ligas de alumínio são de alta resistência, tratáveis termicamente (endurecidas por precipitação).

Algumas ligas da classe 5XXX também podem sofrer CST, caso estejam sensitizadas. O caso típico é o da liga 5083. Essas ligas não são tratáveis termicamente.

Tipicamente, corrosão sob tensão em ligas de alumínio é intergranular. Alguns estudos identificaram, em alguns casos, trincamento transgranular ou misto.

As teorias para ocorrência do trincamento por corrosão sob tensão em alumínio incluem trincamento assistido por dissolução anódica, efeito de hidrogênio e efeito sinérgico entre ambos. Conforme descrito no início do tópico, não é escopo deste livro abordar as teorias sobre CST.

Os principais fatores que influenciam a corrosão sob tensão de ligas de alumínio são composição química da liga, microestrutura, nível de tensão de tração e meio corrosivo.

Como nos demais casos de corrosão sob tensão, é necessário um valor mínimo de tensão de tração, a qual pode ser oriunda de carregamento aplicado ou tensão residual.

A corrosão sob tensão geralmente ocorre em ligas que possuem Mg, Zn e/ou Cu. Precipitados formados por esses elementos nos contornos de grãos (por exemplo, $MgZn_2$, Mg_2Al_3, entre outros.) favorecem a ocorrência de CST. Uma das razões é que, muitas vezes, os precipitados (que podem ser contínuos nos contornos de grãos) são mais anódicos do que a matriz[17].

O tratamento térmico de envelhecimento em ligas de alumínio tratáveis termicamente tem como objetivo acelerar a formação de precipitados e, consequentemente, promover o aumento de resistência mecânica. O maior nível de resistência ocorre quando o envelhecimento promove precipitados finos e dispersos. Em muitos casos, o superenvelhecimento[18] promove maior resistência à CST, entretanto impacta negativamente a resistência mecânica quando comparado com o envelhecimento, que promove um maior nível de resistência mecânica (*peak-aged condition*). Além disso, algumas variações no tratamento térmico de envelhecimento podem ser empregadas para aumento da resistência à CST.

[17] Além disso, pode ocorrer segregação de elementos (por exemplo, Mg) nos contornos de grãos, o que favorece a ocorrência do trincamento, por outros fenômenos associados.

[18] O superenvelhecimento ocorre em tempos maiores, levando ao coalescimento dos precipitados e perda de coerência com a matriz.

O tamanho e a orientação dos grãos também exercem influência na CST em ligas de alumínio de alta resistência.

Para o caso das ligas 5XXX, um teor mínimo de magnésio é necessário para a ocorrência de corrosão sob tensão. Ligas com teores acima de 3,0% Mg são suscetíveis. O caso típico é o que ocorre na liga 5083 (4,0 a 4,9% Mg). Essa liga não é tratável termicamente, podendo ser fornecida na condição solubilizada (endurecimento por solução sólida) ou encruada. No entanto, a depender da temperatura e tempo que fica exposta, pode ocorrer precipitação de Mg_2Al_3 (fase β) em um grau suficiente para promover sensitização. A fase β é anódica em relação à matriz, o que resulta em dissolução preferencial em ambientes aquosos, promovendo assim corrosão intergranular ou corrosão sob tensão intergranular. A condição mais deletéria é quando ocorre a precipitação em uma rede contínua nos contornos de grãos. A sensitização tende a ocorrer mais rapidamente e com maior grau de severidade em temperaturas na ordem de 120 a 150 °C. Existe um ensaio para determinar a suscetibilidade à corrosão intergranular em ligas 5XXX, com base em ensaio de perda de massa em solução de ácido nítrico, definido no ASTM G67 [34]. O ensaio é aplicável a componentes conformados e a perda de massa por unidade de área é relacionada com o grau de sensitização. O material é considerado como resistente à corrosão intergranular quando o resultado é entre 1 e 15 mg/cm^2. Valores acima de 25 mg/cm^2 são associados a elevado nível de perda de material devido à corrosão intergranular. Detalhes do ensaio devem ser consultados no ASTM G67 [34].

O caso mostrado nas Figuras 33 à 35 é referente à corrosão sob tensão em um componente fabricado em liga 7075, exposto à água do mar. Nas micrografias, podem ser observadas múltiplas trincas intergranulares e ramificadas, conforme Figura 34. Foi obtida a superfície de fratura, a partir de um trecho contendo trinca passante. Por meio da análise da fratura por microscopia eletrônica de varredura, observou-se propagação intergranular com trincas secundárias, conforme a Figura 35.



Figura 33. Componente de liga 7075 que sofreu trincamento por corrosão sob tensão em meio aquoso contendo cloreto. Fonte: André S. Pelliccione.

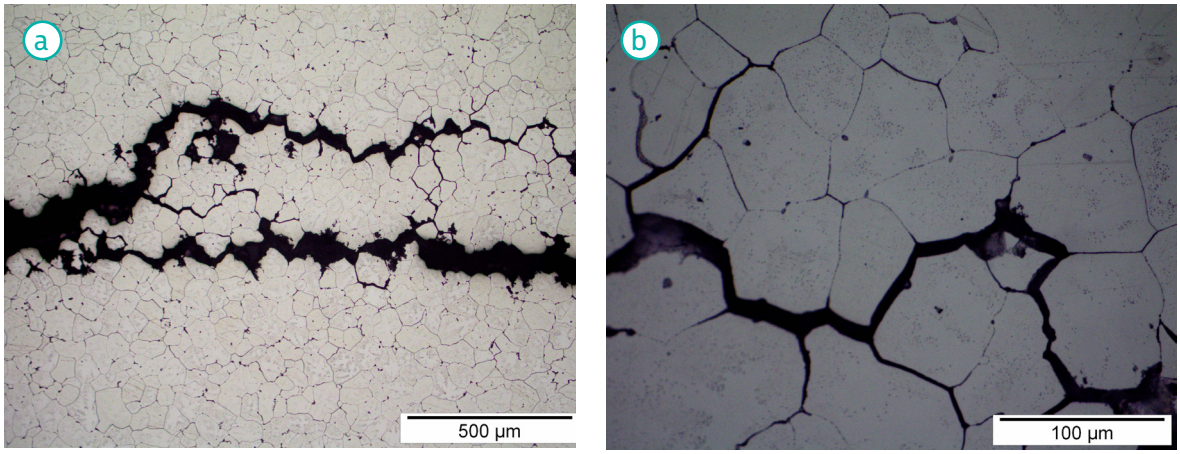


Figura 34. Micrografia, evidenciando múltiplas trincas ramificadas e intergranulares. (a) Ampliação original: 100x. (b) Ampliação original: 500x. Ataque com reagente de Keller. Imagens obtidas por microscopia ótica no SENAI IST Solda. Crédito: Leandro Guimarães de Oliveira.
Fonte: André S. Pelliccione.

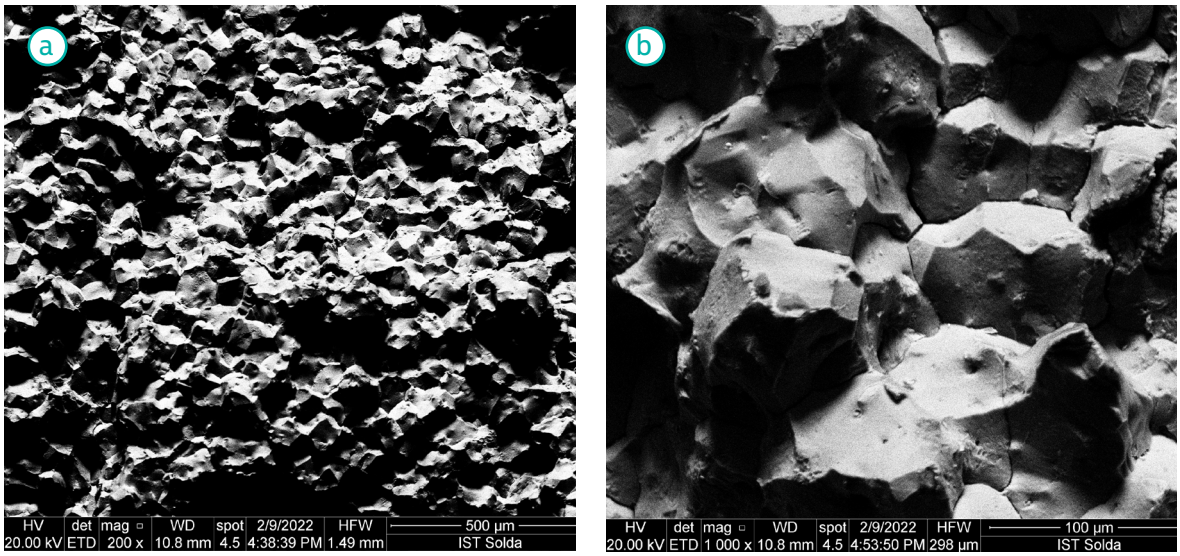


Figura 35. Superfície de fratura correspondente à trinca passante. Propagação intergranular. (a) Ampliação original: 200x. (b) Ampliação original: 1000x. Imagens obtidas por microscopia eletrônica de varredura no SENAI IST Solda. Crédito: Leandro Guimarães de Oliveira. Fonte: André S. Pelliccione.

O caso mostrado a seguir é referente à corrosão sob tensão em um metal de solda de liga 5183, que estava sensitizado. Na Figura 36a podem ser observadas trincas no metal de solda reveladas por ensaio de líquido penetrante. Após a remoção de parte do metal de solda, verificou-se a propagação das trincas com ramificações ao longo da espessura. A Figura 36b mostra a micrografia de região contendo trincamento, após ataque com reagente à base de ácido fluorídrico, observada em microscópio eletrônico de varredura. Verificam-se múltiplas trincas ramificadas e predominantemente intergranulares.

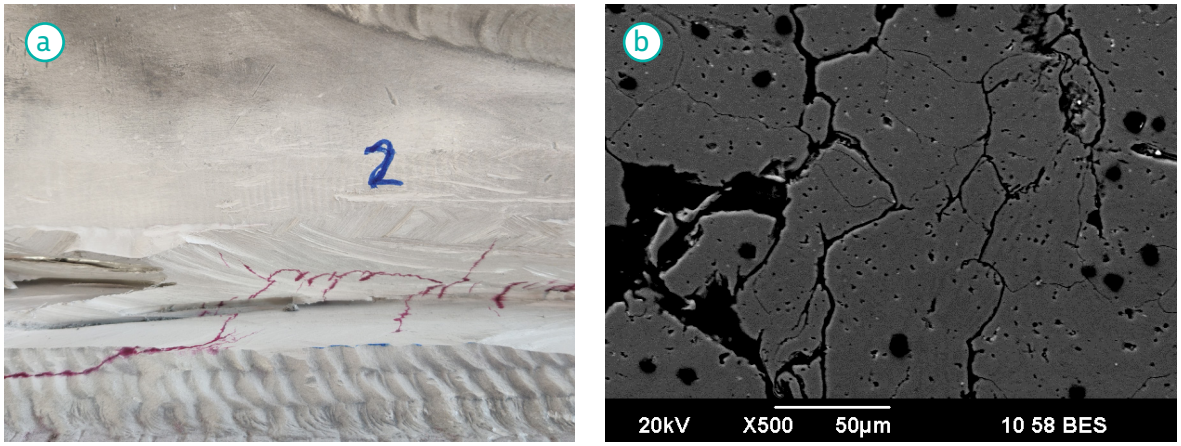


Figura 36. Corrosão sob tensão em metal de solda (liga 5183) sensitizado. (a) Trincas reveladas por ensaio de líquido penetrante no metal de solda. Após remoção de parte do metal de solda, verificou-se propagação das trincas com ramificações ao longo da espessura. Crédito: Alessandro Santana Cruz, Luiz Tiago Balbi Finkel e Carolina Bittencourt. Fonte: André S. Pelliccione. (b) Amostra metalográfica de região contendo o trincamento, observada por microscopia eletrônica de varredura. Ampliação original: 500x. Observam-se trincas predominantemente intergranulares. Crédito: Luciano Andre Piana e Daniel Correia Freire Ferreira.

A Tabela 2 resume, de maneira simplificada, para algumas combinações meio e material, se a propagação é tipicamente intergranular ou transgranular.

Meio / Agente	Material	Propagação[19]
Cloreto	Aço inox austenítico	Transgranular
	Aço inox austenítico sensitizado	Intergranular
Ácido politiônico	Aço inox austenítico sensitizado	Intergranular
Cáustico	Aço carbono e aço de baixa liga	Intergranular
	Aço inox austenítico	Transgranular[20] ou intergranular
	Ligas de níquel	Transgranular ou intergranular
Amina	Aço carbono e aço de baixa liga	Intergranular
Amônia diluída	Ligas de cobre	Intergranular ou transgranular
Amônia anidra	Aço carbono	Intergranular
Carbonato	Aço carbono e aço de baixa liga	Intergranular
CST em alto pH	Aço carbono	Intergranular
CST em pH próximo ao neutro	Aço carbono	Transgranular
Etanol anidro	Aço carbono	Intergranular ou transgranular

Tabela 2. Resumo da propagação típica (intergranular ou transgranular) para diferentes combinações material x meio. Fonte: os autores

[19] A morfologia indicada é a mais comum. Além disso, é a predominante, ou seja, quando é indicada propagação transgranular, podem haver pequenas regiões com propagação intergranular e vice-versa.

[20] Geralmente transgranular, sendo a morfologia similar à CST por cloreto.

6.3 Danos causados por hidrogênio

6.3.1 Introdução

Os mecanismos de danos causados por hidrogênio e os tipos de danos correspondentes são indicados na Tabela 3. Essa lista está incompleta. Outros mecanismos de danos provocados por hidrogênio, como flocos e fragilização por hidrogênio em ligas de cobre não são citados.

Mecanismos de danos causados por hidrogênio	Tipo(s) de dano(s)
Empolamento	EM, TE, TS, AD
Trincamento induzido por hidrogênio (HIC)	TE, TS
Trincamento induzido por hidrogênio orientado por tensão (SOHIC)	TE, TS
Trincamento sob tensão por sulfeto (SSC)	TS
Trincamento sob tensão por cianeto (HCN)	TS
Hidretação em ligas de titânio (*titanium hydriding*)	TE, TS, AE
Ataque por hidrogênio em altas temperaturas (HTHA)	MC/MT, AE, TE, TS
Fratura retardada	TS
Trincamento a frio	TS
Fragilização por hidrogênio	TS, AP

Tabela 3. Mecanismos de danos induzidos por hidrogênio. As siglas significam: EM (Empolamento); TE (trincas embebidas); TS (trincas superficiais); AD (alterações dimensionais); MC/MT (microcavidades / microtrincas); AE (alterações microestruturais); AP (alterações de propriedades). Modificado de [35].

O tópico "danos causados por hidrogênio" será abordado de maneira didática e direta, sem aprofundamento em teorias específicas relacionadas aos fenômenos.

Inicialmente, é importante ressaltar que o **átomo de hidrogênio** é capaz de difundir do meio externo para o aço e outras ligas metálicas. Não há difusão de H_2 (gás hidrogênio) ou H^+ (cátion).

Os diversos mecanismos de danos causados por hidrogênio são atualmente compreendidos, pelo menos qualitativamente. Ainda existe, entretanto, certa confusão na nomenclatura dos diferentes fenômenos entre as literaturas.

6.3.1.1 Diferenciação dos mecanismos de danos causados por hidrogênio

Para diferenciar os diferentes mecanismos de danos causados por hidrogênio, é importante saber: quais são as possíveis fontes de hidrogênio; como o hidrogênio pode estar presente nas ligas metálicas e quais são as tensões responsáveis pelo fenômeno.

a. Quais são as possíveis fontes de hidrogênio?

i. H dissolvido no metal líquido

- Aciaria: a partir da umidade do ar, a partir da carga úmida e a partir do CaO (cal) que é escorificante e higroscópico.

- Soldagem: a partir, principalmente, da umidade presente no eletrodo.
- Em ambos os casos, o hidrogênio é gerado, principalmente, pela dissociação térmica da molécula de água.

ii. Hidrogênio resultante da redução de H^+ (reação 6.2), a partir de reações eletroquímicas ou eletrolíticas:

$$H^+ + e^- \rightarrow H \quad (6.2)$$

- Corrosão por H_2S e outros meios ácidos

  Em meios ácidos, ocorre a oxidação do metal (Reação *6.3* – ex.: para o caso de um aço carbono) e redução de H^+ (Reação *6.2*), promovendo a geração de H. O átomo de hidrogênio pode difundir no aço e em outras ligas metálicas, pode não difundir, ou então pode ocorrer a reação de formação de H_2 (reação *6.4*) na superfície metálica. Nesse último caso, em termos da possibilidade de danos por hidrogênio, a formação de gás hidrogênio na superfície metálica não é maléfica, uma vez que não haverá átomos de hidrogênio disponíveis para difusão. No caso específico do H_2S, a sua dissociação em meio aquoso gera HS^- ou S^{2-}, a depender do pH. Essas espécies dificultam a reação de formação de hidrogênio molecular (reação *6.4*) e, consequentemente, favorecem a permeação de hidrogênio, uma vez que haverá hidrogênio atômico disponível para difundir. Além do HS^- e S^{2-}, existem outras espécies, como o CN^-, que possuem esse efeito, como será detalhado a seguir.

  $$Fe \rightarrow Fe^{++} + 2e^- \quad (6.3)$$

  $$H + H \rightarrow H_2 \quad (6.4)$$

- Decapagem ácida

  Durante a decapagem ácida, é possível gerar hidrogênio, conforme as reações *6.3* e *6.2*. Por essa razão, indica-se o uso de inibidor de corrosão adequado na solução de decapagem, de maneira a permitir a dissolução do produto de corrosão, mas inibir a dissolução anódica do substrato metálico e a consequente redução de H^+.

- Deposição eletrolítica

  A deposição eletrolítica é um processo de produção de um revestimento metálico, por meio da reação de redução do metal (na forma de cátion metálico), a partir de uma corrente contínua. No entanto, também ocorre redução de H^+, gerando hidrogênio (reação *6.2*) e consequente permeação de hidrogênio na liga metálica. Por essa razão, componentes de alta resistência que são submetidos à deposição eletrolítica devem passar por um processo de desidrogenação, conforme será detalhado posteriormente.

- Corrosão por pites

  No processo de corrosão por pites, ocorre dissolução anódica localizada, assim como reações de redução e transporte iônico para a manutenção do equilíbrio de cargas. Adicionalmente, dentro do pite, acontece uma reação de hidrólise, como a mostrada na reação *6.5* (na presença

de cloreto), levando à formação de H^+ e, consequentemente, promovendo a redução do pH e a geração de hidrogênio, conforme a reação *6.2*.

$$M^{++}Cl^- + H_2O \rightarrow H^+Cl^- + MOH \qquad 6.5$$

- Superproteção catódica

  A proteção catódica, por definição, tem como objetivo impor à estrutura ou componente um potencial em que, termodinamicamente, não haja corrosão (região de imunidade no diagrama E x pH, mostrado na Figura 37)[21]. O equilíbrio H^+/H, representado pela linha "a" do diagrama, indica que acima da linha há estabilidade de H^+ e abaixo da linha há estabilidade de H. Com a aplicação de um potencial muito negativo (superproteção catódica), haverá maior geração de H e, consequentemente, maior probabilidade de permeação de hidrogênio. Além disso, haverá maior geração de H_2 na superfície metálica, conforme a reação *6.4*.

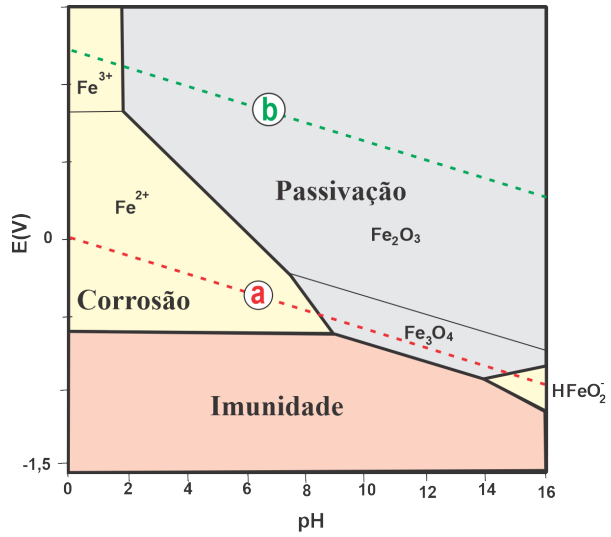


Figura 37. Diagrama de Pourbaix. E x pH. Fe – H_2O. Modificado de [36].

iii. Contato com gás H_2

Em contato com uma superfície metálica, principalmente em alta temperatura e pressão, pode ocorrer dissociação do gás H_2, gerando H.

b. Como o hidrogênio pode estar presente nos aços e outras ligas metálicas?

i. Dissolvido intersticialmente como átomo de hidrogênio (H)

Nesse caso, pode provocar fenômenos como fratura retardada, trincamento sob tensão por sulfeto (*SSC*), trincamento a frio, entre outros.

[21] Na verdade, a rigor, a taxa de corrosão na região de imunidade é desprezível.

ii. Precipitado na forma de H_2

Nesse caso, pode provocar fenômenos como flocos, empolamento, trincamento induzido por hidrogênio (HIC), trincamento induzido por hidrogênio orientado por tensão (SOHIC), entre outros.

iii. Precipitado como composto, por exemplo: CH_4, H_2O, TiH_2, entre outros

Quando precipitado como CH_4, provoca o mecanismo denominado ataque por hidrogênio em altas temperaturas (também chamado metanização); como TiH_2 provoca o fenômeno de hidretação em titânio e suas ligas; em ligas de cobre, pode ocorrer formação de H_2O a partir da reação do hidrogênio com partículas de Cu_2O.

c. Quais são as tensões responsáveis pelo fenômeno?

i. Provocadas pelo próprio hidrogênio

Devido à formação de H_2, CH_4 ou outro gás.

ii. Resultantes de carregamento aplicado

Por exemplo, pré-carga de aperto de parafusos, pressão interna etc.

iii. Tensões residuais

Por exemplo, tensão residual de soldagem e tensão residual devido à calandragem de chapas.

Os mecanismos, portanto, podem ser divididos em casos em que a tensão é provocada pela formação de gás hidrogênio (H_2), e em casos em que a tensão é oriunda de carga aplicada ou tensão residual. Nesse último caso, existe hidrogênio atômico dissolvido, favorecendo a fragilização da liga metálica.

A partir das respostas a essas três perguntas (“quais são as possíveis fontes de hidrogênio”; “como o hidrogênio está presente no material” e “quais são as tensões responsáveis pelo fenômeno”), é possível diferenciar os mecanismos de danos, os quais serão descritos em subitens, a seguir.

6.3.1.2 Difusão e solubilidade

Antes de abordar os mecanismos de danos causados por hidrogênio, é importante falar sobre a difusão e solubilidade. A difusão do hidrogênio é intersticial e provoca distorção na rede cristalina. Gradiente de concentração e tensão de tração são exemplos de forças motrizes para a difusão de hidrogênio.

Sabemos que o fator de empacotamento na estrutura cúbica de face centrada (CFC) é de 74%, enquanto na estrutura cúbica de corpo centrada (CCC) é de 68%. Dessa maneira, seria esperado que a solubilidade de hidrogênio fosse maior na estrutura CCC (por exemplo, ferrita) do que na estrutura CFC (por exemplo, austenita). No entanto, na verdade, ocorre o oposto, ou seja, a solubilidade de hidrogênio na austenita é bem maior do que na ferrita. Um modelo para compreendermos esse comportamento é a partir da análise dos interstícios de ambas as estruturas cristalinas.

As Figuras 38 e 39 mostram os interstícios das estruturas CCC e CFC, respectivamente. Eles podem ser classificados como tetraédricos ou octaédricos, em função da figura geométrica formada pelos átomos da matriz vizinhos ao interstício.

Foram calculadas as dimensões entre o interstício e o átomo vizinho para os sítios octaédricos e tetraédricos para as estruturas CCC e CFC, em função do raio atômico. Na Tabela 4 é mostrada a menor dimensão para cada sítio. Na estrutura CCC, a menor dimensão do sítio tetraédrico (0,291R) é maior do que a menor dimensão do sítio octaédrico (0,155R).

Dessa forma, na estrutura CCC, a solubilidade de hidrogênio será maior no sítio tetraédrico, por promover menor distorção.

Já na estrutura CFC, a solubilidade de hidrogênio será maior no sítio octaédrico, considerando as menores dimensões dos sítios tetraédrico (0,225) e octaédrico (0,414R), conforme Tabela 4.

Comparando-se, portanto, a menor dimensão do sítio tetraédrico da estrutura CCC (0,291R) com a menor dimensão do sítio octaédrico da estrutura CFC (0,414R), verifica-se que a solubilidade de hidrogênio será maior no último, uma vez que promoverá um grau de distorção muito menor[22].

Dessa forma, a solubilidade de hidrogênio na estrutura CFC é maior do que na estrutura CCC. Por outro lado, a difusão de hidrogênio na estrutura CFC é menor do que na estrutura CCC. A maior difusão de hidrogênio na estrutura CCC ocorre devido à menor energia de ativação necessária para vencer a barreira energética para mudança de posição, em virtude de haver mais interstícios tetraédricos na estrutura CCC do que interstícios octaédricos da estrutura CFC. Além disso, a maior difusão na estrutura CCC é favorecida pela menor solubilidade de hidrogênio, em comparação com a estrutura CFC.

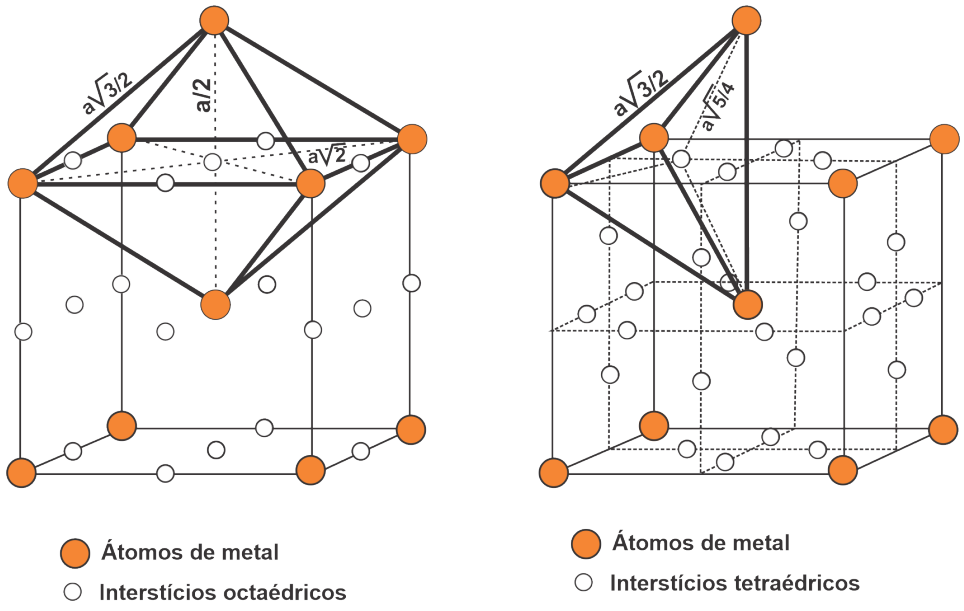


Figura 38. Interstícios octaédricos e tetraédricos na estrutura CCC. Modificado de [37].

[22] O raio atômico calculado do hidrogênio é de 53 ρm, enquanto o do ferro é de 156 ρm.

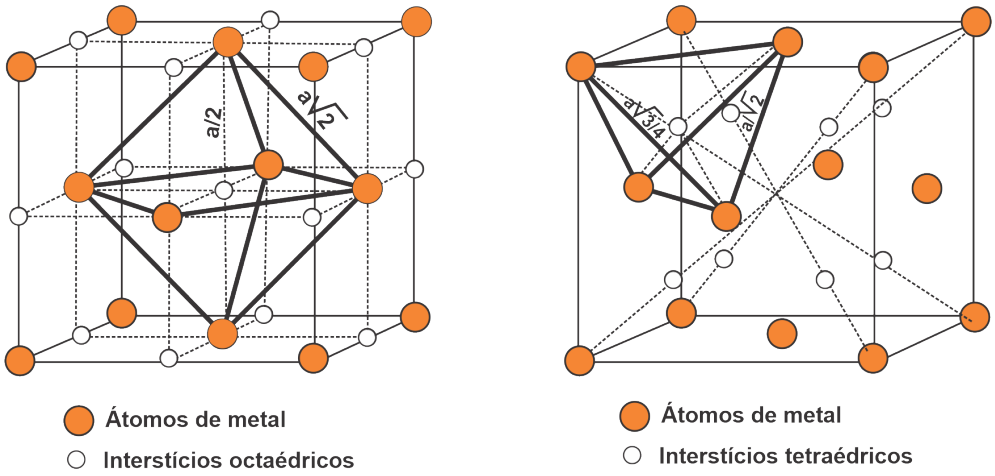


Figura 39. Interstícios octaédricos e tetraédricos na estrutura CFC. Modificado de [37].

Estrutura	CCC		CFC	
	Octaédrico	Tetraédrico	Octaédrico	Tetraédrico
Menor dimensão	0,155R	0,291R	0,414R	0,225R

Tabela 4. Menor dimensão dos sítios intersticiais octaédrico e tetraédrico das estruturas CCC e CFC, em função do raio atômico R.

6.3.1.3 Possibilidades de confusão

Existem algumas possibilidades de confusão e, muitas vezes, a literatura não é objetiva e clara:

a. "Toda fratura por hidrogênio é intergranular."

A fratura por hidrogênio pode ser intergranular, como mostrado na Figura 40. Podem ser observadas algumas características típicas, como "pés de galinha", que correspondem a "gumes de arrancamento" (Figura 40a) e algumas trincas secundárias (Figura 40b). No entanto, a fratura por efeito de hidrogênio pode ser transgranular com aparência similar à clivagem ou até mesmo por *dimples*. O primeiro caso pode ocorrer em materiais com elevado grau de encruamento. No segundo caso, o efeito de hidrogênio atômico dissolvido reduz as tensões necessárias para iniciar os *dimples*. Assim, o alongamento é baixo e a tendência é que os *dimples* sejam rasos. Dessa maneira, a afirmação "toda a fratura por hidrogênio é intergranular" está equivocada.

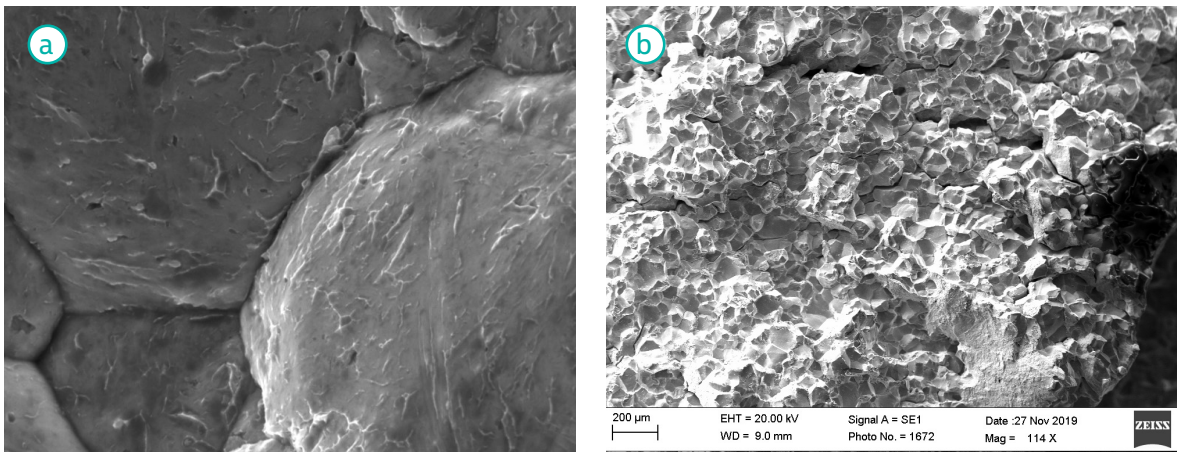


Figura 40. (a) Fratura intergranular por efeito de hidrogênio. Evidência de "pés de galinha". Ampliação original: 10000x. Referência [38]. (b) Fratura intergranular por efeito de fragilização por hidrogênio em aço inoxidável martensítico com dureza de 35 HRC. Podem ser observadas trincas secundárias. Ampliação original: 114x. Crédito: Luciano dos Santos Silva. Fonte: André S. Pelliccione.

b. "Toda fratura intergranular em aços ferríticos e martensíticos é provocada por hidrogênio"

Essa afirmação também está errada. Existem diversos fenômenos ou condições que podem promover fratura intergranular e que não estão relacionadas a efeito de hidrogênio, por exemplo, fragilização ao revenido, trinca de têmpera, sobrecarga em material com dureza extremamente elevada, entre outros. Na Figura 41, é mostrado um exemplo de fragilização intergranular em um aço inoxidável martensítico AISI 410, não por efeito de hidrogênio, mas por efeito de precipitação intergranular de carbonetos frágeis e/ou segregação de elementos específicos nos contornos de grãos durante o revenimento.

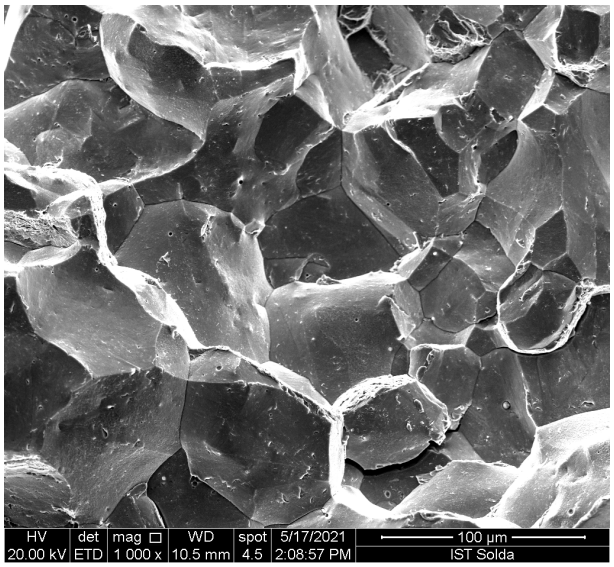


Figura 41. Fragilização em aço inoxidável AISI 410. Imagem obtida por microscopia eletrônica de varredura no SENAI IST Solda. Crédito: Leandro Guimarães de Oliveira. Fonte: André S. Pelliccione.

Concluída a introdução, agora serão abordados alguns dos principais mecanismos de danos causados por hidrogênio.

No resumo mostrado no início da cada mecanismo, a **fonte de hidrogênio** indica como ele é gerado; o **carregamento de H** está relacionado à temperatura em que o hidrogênio é gerado e se difunde no material; a **manifestação** se refere à temperatura em que o fenômeno ocorre; a **forma** indica como o hidrogênio está dentro do material para promover o dano (atômico, molecular ou combinado com algum elemento); as **tensões** indicam se o mecanismo é promovido por tensão aplicada, residual ou oriunda da pressão gerada pela formação de gás (H_2, CH_4, entre outros).

6.3.2 Flocos

Fonte: Hidrogênio dissolvido no metal líquido (aciaria)

Carregamento de H: alta temperatura (no metal líquido)

Manifestação: baixa temperatura

Forma: H_2 precipitado

Tensões: H_2

Consideremos que houve geração de hidrogênio, por exemplo, devido à dissociação térmica da molécula de água presente no CaO (cal). Os átomos de hidrogênio ficam dissolvidos no metal líquido. Com a redução da temperatura, o lingote[23] vai solidificando da superfície para o centro. Com isso, a tendência é que grande parte do hidrogênio migre para a região central, uma vez que a solubilidade é maior, pois ainda está no estado líquido. Após todo o lingote se solidificar, a solubilidade do hidrogênio continua elevada, em virtude da alta temperatura. Reduzindo-se ainda mais a temperatura, primeiramente ocorre formação de ferrita delta, em seguida austenita (maior solubilidade) e, por fim, ferrita alfa (menor solubilidade). Com a redução de temperatura (abaixo de 500 °C), a solubilidade diminui. Os átomos de hidrogênio próximos à superfície difundem e saem do lingote. Outros átomos de hidrogênio difundem e ficam aprisionados em porosidades interdendríticas, formando hidrogênio molecular, conforme a reação *6.4*. Geralmente, no lingote, a formação de hidrogênio molecular não causa grandes problemas, uma vez que ocorre em algum vazio ou porosidade interdendrítica.

Durante o forjamento (em altas temperaturas), ocorre dissociação térmica da molécula de hidrogênio devido ao aumento de pressão (gerada pela deformação do lingote e redução dos sítios em que as moléculas de H_2 estavam aprisionadas) e aumento de temperatura. Com a redução da temperatura, átomos de hidrogênio difundem para determinadas armadilhas (ex.: contornos de grãos, *interface* entre inclusão e matriz, entre outras.) e precipitam como hidrogênio molecular[24]. À medida que ocorre maior formação de H_2 localmente, a pressão aumenta, até que nucleia uma trinca. A trinca pode nuclear, propagar e parar, uma vez que alivia a tensão gerada pela pressão. Se esse material for submetido à tração até o seu rompimento, a região da fratura correspondente a essa trinca fica

[23] Nesse exemplo, consideremos um lingote de aço de baixo carbono.

[24] Com a redução de temperatura, a austenita se transforma em ferrita, resultando na diminuição da solubilidade do hidrogênio.

visível, pois não está oxidada, uma vez que continha H_2. Essas regiões são brilhosas, arredondadas e irregulares. Assemelham-se a flocos de neves e, por isso, são chamadas de *flakes*.

O campo de tensões gerado pelo acúmulo de hidrogênio molecular faz com que átomos de hidrogênio difundam e se concentrem ao redor da armadilha, reduzindo as propriedades mecânicas e, consequentemente, favorecendo o trincamento. O efeito de fragilização por hidrogênio será descrito posteriormente.

No exemplo abaixo, é mostrada a superfície de fratura de um corpo de prova de um metal de solda que foi submetido a ensaio de tração. Devido à elevada umidade no eletrodo, ocorreu a geração de elevada quantidade de hidrogênio. Os trincamentos internos, dando origem a flocos, foram formados a partir do acúmulo de H_2 dentro de poros. A fratura do corpo de prova, submetido a ensaio de tração, evidenciou a presença de três flocos, conforme mostrado na Figura 42.



Figura 42. Corpo de prova de metal de solda submetido a ensaio de tração. Observam-se três flocos na superfície de fratura. As imagens (a) e (b) foram obtidas em ângulos diferentes. Fonte: André S. Pelliccione.

Um dos flocos observado em microscópio eletrônico de varredura é mostrado na Figura 43. A Figura 44 corresponde à *interface* entre o floco e a região de fratura por sobrecarrega obtida no ensaio de tração. Com maior ampliação, pode ser observado que a região de propagação por efeito de hidrogênio (floco) possui micromecanismo de quasi-clivagem, conforme Figura 45a. O micromecanismo da região de fratura provocada por sobrecarga, resultado do ensaio de tração do corpo de prova, é por *dimples*, conforme a Figura 45b.

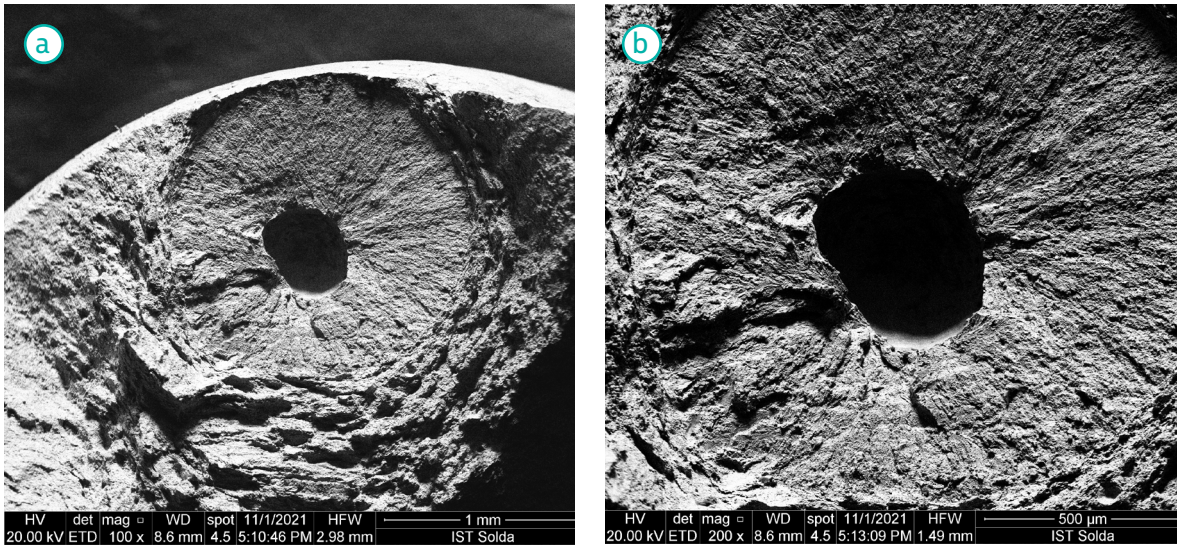


Figura 43. Ampliação de um dos flocos. (a) Ampliação original: 100x. (b) Ampliação original: 200x. Imagens obtidas por microscopia eletrônica de varredura no SENAI IST Solda. Crédito: Leandro Guimarães de Oliveira. Fonte: André S. Pelliccione.

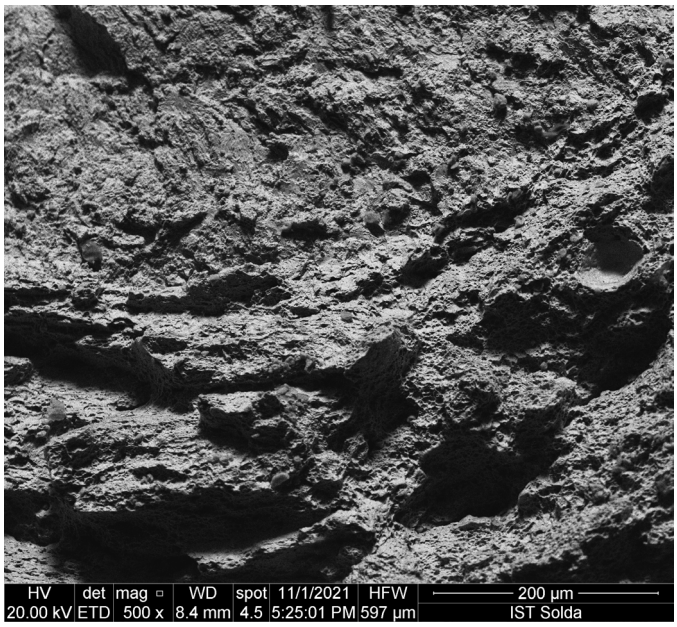


Figura 44. *Interface* entre o floco e a região de fratura decorrente do ensaio de tração. Ampliação original: 500x. Imagem obtida por microscopia eletrônica de varredura no SENAI IST Solda. Crédito: Leandro Guimarães de Oliveira. Fonte: André S. Pelliccione.

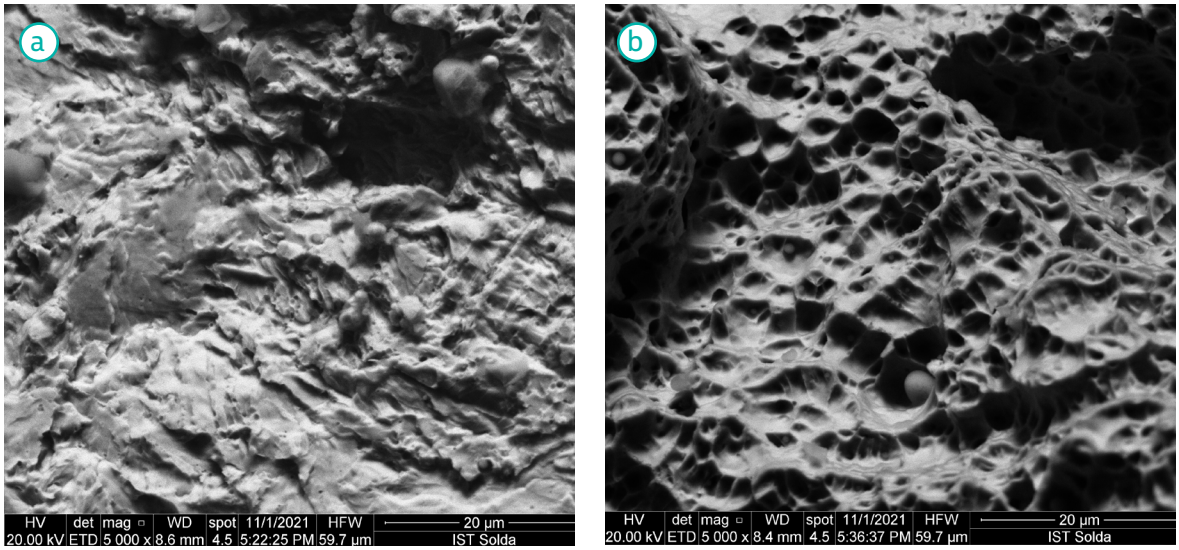


Figura 45. Micromecanismos de fratura. (a) Quasi-clivagem na região do floco. Ampliação original: 5000x. (b) *Dimples* na região de fratura provocada pela tração do corpo de prova. Ampliação original: 5000x. Imagens obtidas por microscopia eletrônica de varredura no SENAI IST Solda. Crédito: Leandro Guimarães de Oliveira. Fonte: André S. Pelliccione.

Na Figura 46 é mostrada a micrografia em uma amostra seccionada na seção longitudinal do corpo de prova, contendo um floco, ou seja, pode ser observado o "perfil" do floco. Verifica-se outra porosidade, além da observada na superfície de fratura (que deu origem a um floco). A microestrutura é típica de metal de solda.

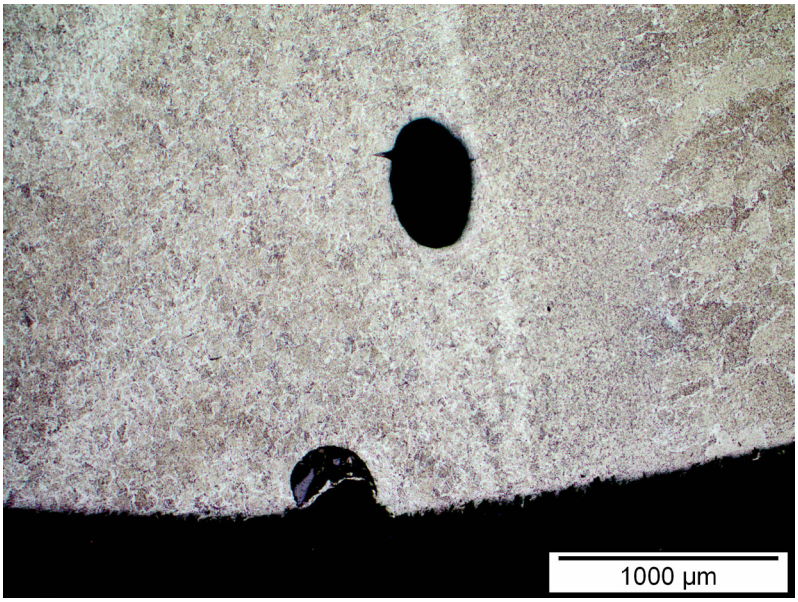


Figura 46. Metalografia de amostra contendo o perfil de um dos flocos do corpo de prova de ensaio de tração. Observa-se a presença de outra porosidade. A microestrutura é típica de metal de solda. Ataque com Nital 2%. Ampliação original: 50x. Imagem obtida por microscopia ótica no SENAI IST Solda. Crédito: Rafael Silveira Barbosa. Fonte: André S. Pelliccione.

6.3.3 Fratura retardada

Fonte: Reação de redução de H^+

- Corrosão
- Eletrodeposição
- Decapagem ácida
- Corrosão por pites

Carregamento de H: baixa temperatura

Manifestação: baixa temperatura

Forma: H dissolvido

Tensões: Devido a esforços aplicados ou tensão residual

A Figura 47 esquematiza o mecanismo de fratura retardada. Consideremos um componente tensionado, seja a partir de esforços aplicados ou devido à tensão residual. Após a geração de hidrogênio, ilustrada na Figura 47a, por meio de uma das maneiras descritas no início deste tópico, ocorre a sua difusão, conforme representado na Figura 47b. Os átomos de hidrogênio difundirão para a frente do concentrador de tensão, conforme indicado na Figura 47c, uma vez que ali existe uma força motriz, que é o campo de tensões. Em outras palavras, como essa região está mais tensionada, a distorção provocada pelos átomos de hidrogênio é menor. Como consequência, há redução da energia livre do sistema[25]. Átomos de hidrogênio acumulam-se na frente do concentrador de tensão, que pode ser uma trinca, raiz de filete de rosca de um parafuso, margem da solda, entre outros. Para um certo nível de tensão de tração e microestrutura, quando uma concentração crítica de hidrogênio é atingida, ocorre a fragilização do material pelo efeito do hidrogênio, também conhecida como fragilização por hidrogênio. Como consequência, nessa região fragilizada ocorre nucleação e propagação subcrítica de uma trinca, conforme ilustrado na Figura 47d. O processo continua com difusão de hidrogênio para a frente dessa trinca (nova região de concentração de tensões), conforme representado na Figura 47e. Quando a concentração crítica de hidrogênio é atingida, considerando a microestrutura do material e o nível de tensão, ocorre a propagação subcrítica da trinca na região fragilizada, conforme ilustrado na Figura 47f. O fenômeno segue dessa maneira até que a trinca atinja o tamanho crítico ($K_I > K_{IC}$) e ocorra a fratura do componente, conforme Figura 47g. Por essa razão, o mecanismo é chamado de fratura retardada. Na maioria dos casos, a região de propagação subcrítica, por efeito de hidrogênio, é intergranular. Esse é um modelo simplificado para explicar o efeito de fragilização por hidrogênio nos casos de trincamento sob tensão. Algumas teorias que explicam o efeito de fragilização ou perda de ductilidade provocados por hidrogênio serão citadas mais adiante.

[25] Se não houvesse tensão, não haveria difusão de hidrogênio para as regiões de concentração de tensões.

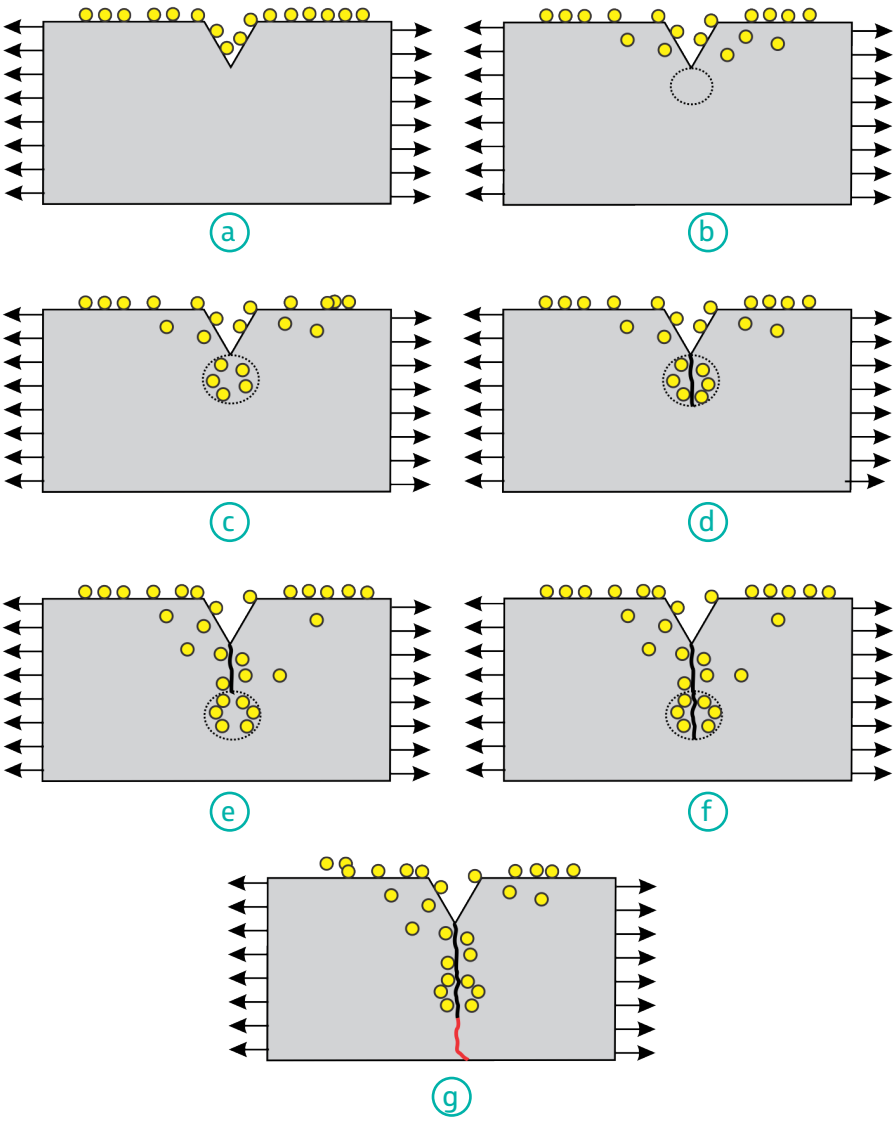


Figura 47. Representação esquemática do mecanismo de fratura retardada. (a) Geração de hidrogênio atômico. (b) Difusão de hidrogênio. (c) Difusão para a frente da região de concentração de tensões. (d) Nucleação e propagação subcrítica de trinca por efeito de fragilização por hidrogênio. (e) Difusão de hidrogênio para a frente da trinca. (f) Propagação subcrítica da trinca por efeito de fragilização por hidrogênio. (g) Fratura final por sobrecarga. Fonte: os autores.

Se a superfície de fratura não estiver muito corroída, é possível observar uma região semicircular ou semielíptica (correspondente à propagação subcrítica por efeito de fragilização por hidrogênio) e a região de fratura final, conforme representado na Figura 48 e mostrado no exemplo da Figura 49.

Na Figura 49, existe uma meia lua (região de propagação subcrítica, por efeito de hidrogênio), em que o micromecanismo é intergranular (Figura 50a). A região de propagação instável, nesse caso, foi por *dimples*, por se tratar de um parafuso de alta resistência (Figura 50b).

É importante ter cuidado, pois nem sempre que há “marcas de praia”, a propagação é por fadiga. Quando há propagação subcrítica promovida por mecanismos como CST e fragilização por hidrogênio, podem aparecer “marcas de propagação” que possuem alguma semelhança com as marcas de praia provocadas por fadiga. Consideremos que um componente fraturou, sendo possível observar uma região semicircular ou semielíptica (região de propagação subcrítica) e uma região de propagação instável ("fratura final"). Se o componente foi submetido a tensões cíclicas e apresenta micromecanismo de estrias na região de propagação subcrítica, pode-se concluir que o mecanismo de falha foi fadiga. Por outro lado, se o componente possui dureza alta o suficiente, se está submetido à tensão de tração (aplicada ou residual), se houve permeação de hidrogênio, e se na região de propagação subcrítica o micromecanismo foi intergranular, então a falha ocorreu por fragilização por hidrogênio.

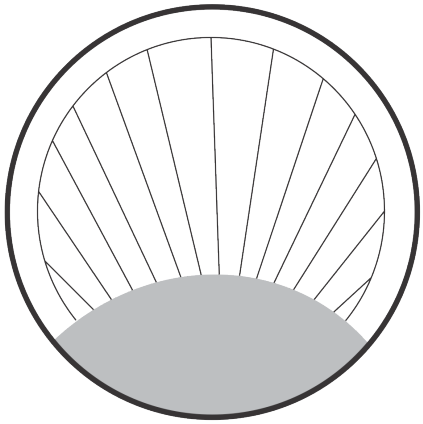


Figura 48. Representação esquemática de uma fratura com propagação subcrítica por efeito de hidrogênio (em região de meia lua) e propagação instável (indicada pelas marcas radiais). Fonte: os autores.



Figura 49. Fratura retardada em parafuso que sofreu eletrodeposição. Referência [38].

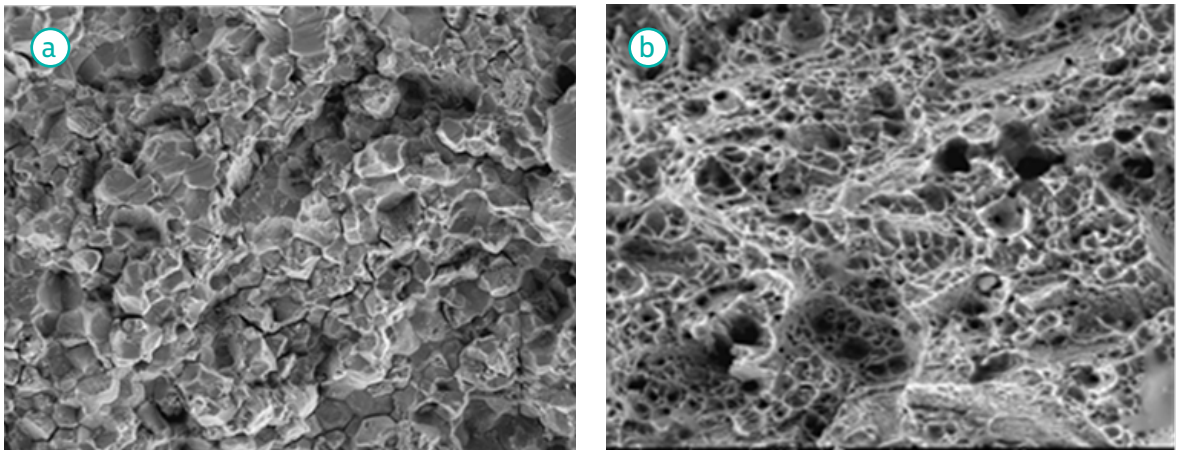


Figura 50. (a) Fratura intergranular na região de propagação subcrítica (por efeito de fragilização por hidrogênio). Ampliação original: 600x. (b) Região de propagação instável. Ampliação original: 2400x. Imagens obtidas por microscopia eletrônica de varredura. Referência [38].

Em casos de componentes de aço de alta resistência, com limite de resistência acima de 1000 MPa, que sofrem eletrodeposição, é exigido que seja efetuado um tratamento térmico de "desidrogenação", denominado *baking*, logo após o processo de eletrodeposição, conforme ASTM B850 [40]. O tratamento térmico tem como objetivo remover átomos de hidrogênio que tenham difundido para o metal durante as etapas do processo, de forma a evitar os efeitos de fragilização por hidrogênio quando o componente for submetido a carregamento mecânico. A faixa de temperatura e o tempo de tratamento dependem do limite de resistência, do metal do revestimento, entre outros fatores. No ASTM B850 [40] podem ser consultadas classes de tratamento térmico, por exemplo, ER-3, aplicável a aços com limite de resistência de 1501 a 1600 MPa, com aquecimento entre 190 e 220 °C durante, no mínimo, 18 horas.

Além disso, é indicado um tratamento térmico para aliviar tensões, com o objetivo de reduzir o risco de trincamento durante o processo de eletrodeposição, causado pelo efeito de fragilização por hidrogênio. O tratamento é indicado para componentes com limite de resistência acima de 1000 MPa, antes de qualquer etapa que possa levar ao carregamento de hidrogênio no componente (por exemplo, decapagem ácida antes da eletrodeposição), sendo definidas classes de tratamento relacionando limite de resistência, temperatura e tempo de tratamento, conforme ASTM 849 [41].

É importante ressaltar que, na fratura retardada, o efeito é provocado por hidrogênio atômico, e não molecular. A fragilização por hidrogênio é um tema bastante discutido; sendo que existem algumas teorias propostas, dentre elas, *Hydrogen-Enhanced Decohesion* (HEDE) e *Hydrogen-Enhanced Localized Plasticity* (HELP).

A concentração crítica de hidrogênio para promover a fragilização depende do nível de tensão de tração e da microestrutura. Quanto maior o nível de tensão e maior a suscetibilidade da microestrutura[26], menor será a quantidade de hidrogênio atômico necessária para fragilizar o material. Uma maneira simples de inferir o efeito da microestrutura, a qual está associada com o nível de resistência mecâ-

[26] Microestruturas com menor tenacidade tendem a ser mais suscetíveis ao efeito de fragilização por hidrogênio.

nica, é por meio de ensaio de dureza. Quanto maior o valor de dureza, maior será a suscetibilidade. Inclusive, uma das maneiras de reduzir o risco de fratura retardada é por meio de controle de dureza.

O caso mostrado nas Figuras 51 e 52 corresponde à fratura retardada de um estojo decorrente de fragilização por hidrogênio. Devido ao elevado nível de dureza (na ordem de 50 HRC), o material era altamente suscetível, e o hidrogênio gerado por corrosão atmosférica foi a fonte necessária para induzir a ocorrência do fenômeno[27]. Após a aplicação da pré-carga de aperto, ocorreu a falha do estojo em cerca de 24 horas. Na Figura 51a, verifica-se uma região de "meia lua", correspondente à propagação subcrítica por efeito de fragilização por hidrogênio. Na região de propagação instável (frágil), podem ser observados rios, indicando propagação da direita para a esquerda, a partir do final da meia lua. Na região de "meia lua" (propagação subcrítica), com maior ampliação, verifica-se micromecanismo intergranular, conforme mostrado na Figura 51b. Com ampliação ainda maior, é possível observar "pés de galinhas", conforme mostrado na Figura 52a. Na região de propagação instável (fratura frágil, após a trinca atingir o tamanho crítico), verifica-se micromecanismo de quasi-clivagem, conforme pode ser observado na Figura 52b.

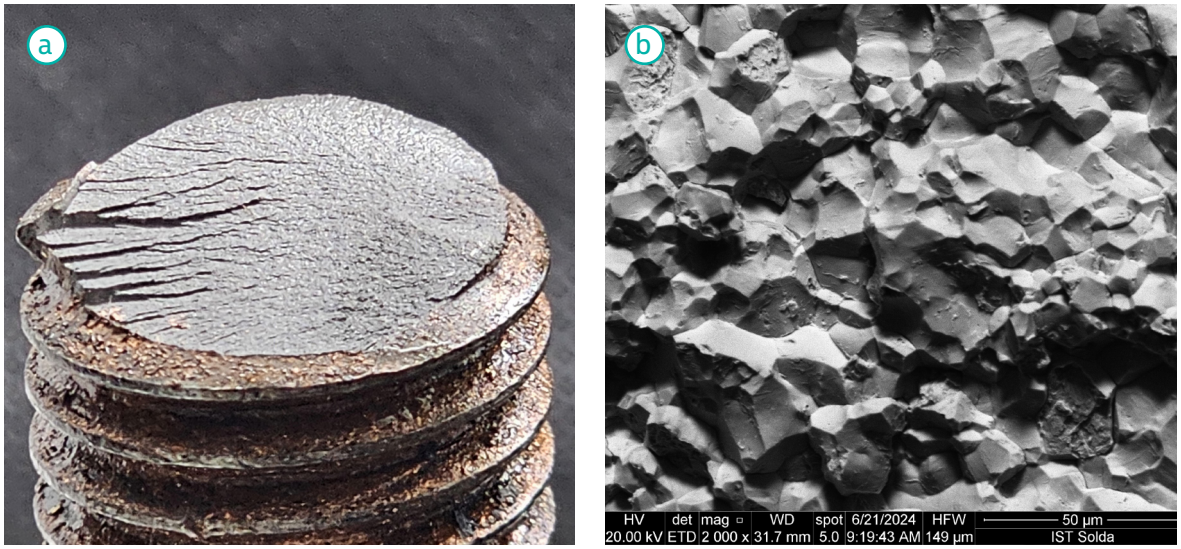


Figura 51. (a) Verifica-se uma região de "meia lua" (com limite entre cerca de 2:00 e 5:30), correspondente à propagação subcrítica por efeito de fragilização por hidrogênio. Na região de propagação instável, podem ser observados rios, indicando propagação da direita para a esquerda, a partir do final da "meia lua". Crédito: José Eduardo Campanharo. Fonte: André S. Pelliccione.
(b) Ampliação da região de "meia lua" (propagação subcrítica), onde verifica-se fratura intergranular. Imagem obtida por microscopia eletrônica de varredura no SENAI IST Solda. Crédito: Yuri dos Santos Nascimento. Fonte: André S. Pelliccione.

[27] Dentro de um pite ou alvéolo de corrosão, é possível que ocorram reações de hidrólise (geralmente a partir de $Mn^{+}Cl^{-}$, sendo o M^{n+} gerado a partir da reação de oxidação do metal e o Cl^{-} oriundo da atmosfera marinha), promovendo acidificação e consequente geração de H, a partir da redução de H^{+}.

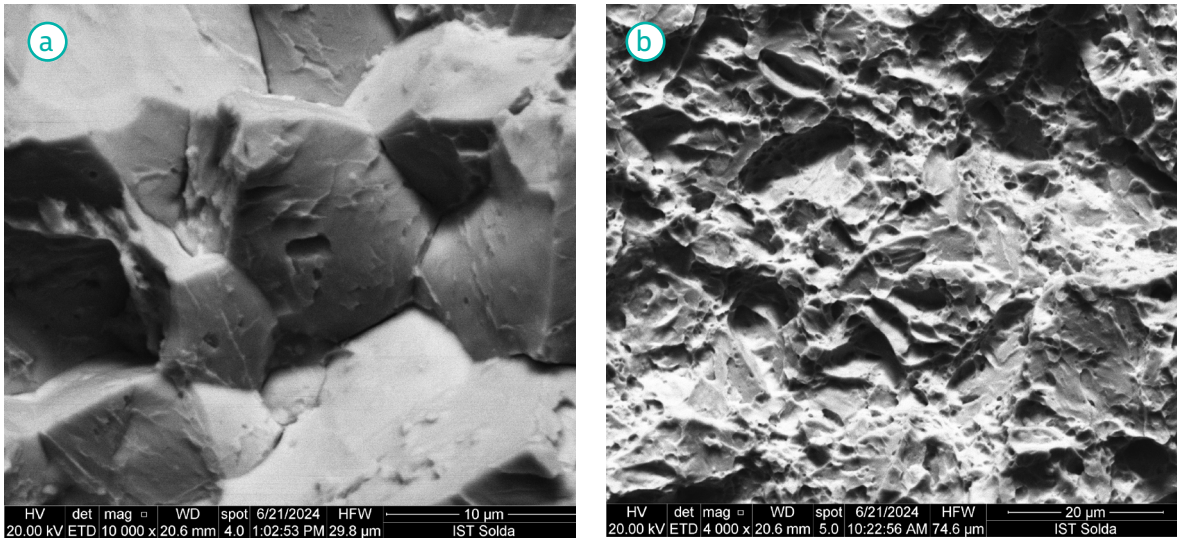


Figura 52. (a) Maior ampliação da região de meia lua, sendo possível observar "pés de galinha". (b) Ampliação da região de propagação instável (fratura frágil, após a trinca atingir o tamanho crítico), podendo ser observado micromecanismo de quasi-clivagem. Imagem obtida por microscopia eletrônica de varredura no SENAI IST Solda. Crédito: Yuri dos Santos Nascimento.
Fonte: André S. Pelliccione.

Delayed cracking (fratura retardada) é considerado um termo obsoleto pelo ASTM G193-20a [39]. No entanto, como ainda é empregado e representa bem o fenômeno, ele foi mantido neste texto.

6.3.4 Trinca a frio

Fonte: H dissolvido no metal líquido

Carregamento de H: alta temperatura (durante a soldagem)

Manifestação: baixa temperatura

Forma: H dissolvido

Tensões: Tensão residual

O trincamento a frio é um tipo de fratura retardada. A diferença está na fonte, que é o hidrogênio dissolvido no metal líquido, e no carregamento, que ocorre em alta temperatura (durante a soldagem). Por essa razão, recomenda-se esperar um certo tempo após a soldagem (ex.: 48 horas) para efetuar ensaio de líquido penetrante, a depender do material (por exemplo, aços temperados e revenidos de alta resistência, como os AISI 4140 e AISI 4340). Se o ensaio de líquido penetrante for feito imediatamente após a soldagem, pode não haver tempo suficiente para o desenvolvimento do trincamento a frio.

Geralmente, o trincamento ocorre na ZTA, conforme explicado a seguir. Consideremos a soldagem de um aço carbono estrutural, com o metal de adição contendo menor teor de carbono do que o metal base. Por essa razão, a isoterma de transformação de austenita para ferrita do metal de solda, representada pela linha verde, estará deslocada da isoterma de transformação de austenita para ferrita da

ZTA[28] , representada pela linha laranja (ver Figura 53). Dessa maneira, em um primeiro momento, o hidrogênio dissolvido na poça de fusão (Figura 53a), após a solidificação, ficará dissolvido na austenita do metal de solda (Figura 53b). Na sequência, ocorrerá a transformação de austenita para ferrita[29] do metal de solda (Figura 53c), portanto, a solubilidade de hidrogênio reduzirá e a difusão aumentará. Parte do hidrogênio difundirá para a superfície metálica, onde ocorrerá a formação de hidrogênio molecular, e outra parte difundirá para a ZTA, que está austenítica (Figura 53d), ficando dissolvido. Quando ocorre transformação de austenita para ferrita na ZTA, mais uma vez a solubilidade diminui (Figura 53e). Em temperaturas baixas, na presença de tensão residual e concentradores de tensão da solda, ocorrerá acúmulo de hidrogênio e trincamento (Figura 53e), de maneira similar à descrita para fratura retardada.

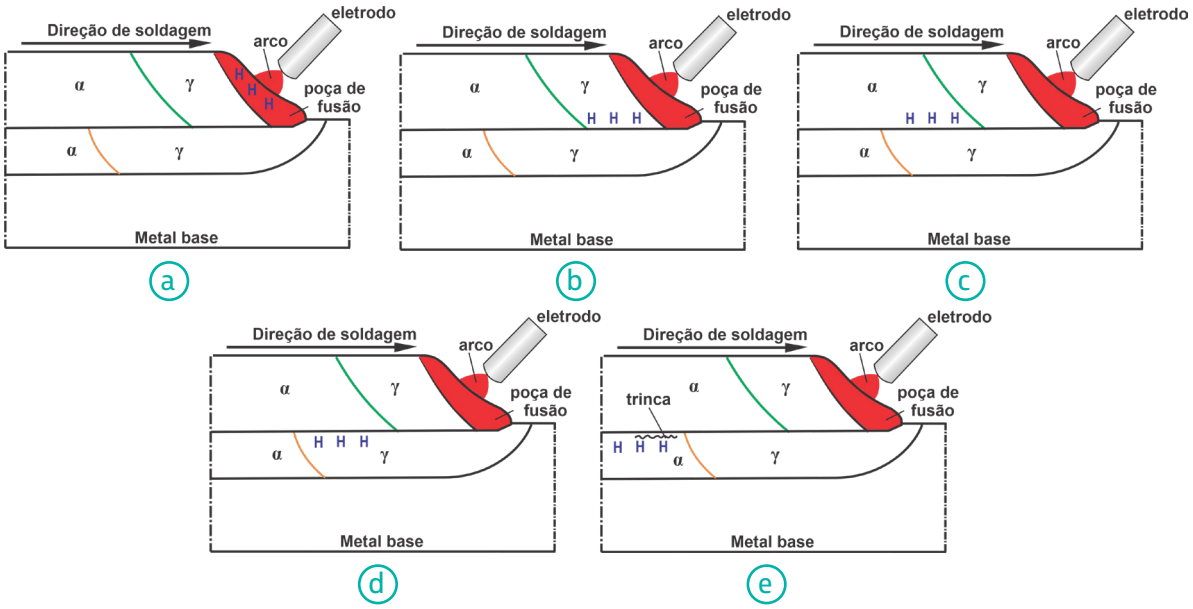


Figura 53. Representação esquemática da difusão do hidrogênio do metal de solda para a ZTA, resultando em trincamento a frio. Fonte: os autores.

6.3.5 Danos causados por hidrogênio em meio aquoso contendo H_2S

Os mecanismos de danos causados por hidrogênio em meio aquoso contendo H_2S são:

- Empolamento - *Blistering*
- Trincamento induzido por hidrogênio (TIH) – *Hydrogen induced cracking* (HIC)

[28] Para facilmente constatar isso, basta observar a linha A_3 do diagrama Fe-C. Com menor teor de carbono, a temperatura de transformação será maior. A rigor, o correto seria observar as curvas cinéticas (TTT e CCT), uma vez que, em soldagem, a velocidade de resfriamento é um parâmetro essencial. A conclusão será a mesma.

[29] É citado e representado na figura, de maneira simplória, ferrita. No entanto, tanto no metal de solda quanto na ZTA podem ser formadas outras fases e constituintes.

- Trincamento induzido por hidrogênio orientado por tensão (TIHOT) – *Stress oriented hydrogen induced cracking* (SOHIC)
- Trincamento sob tensão por sulfeto (TTS) – *Sulfide stress cracking* (SSC)

Para esses quatro mecanismos, a geração de hidrogênio ocorre devido a reações de redução (incluindo a reação *6.2*) em virtude da corrosão por H_2S em meio aquoso.

A presença de íons HS^- e S^{2-}, oriundos da dissociação do H_2S em meio aquoso, atuam como agentes que dificultam a reação de recombinação de hidrogênio (reação *6.4*), fazendo com que átomos de hidrogênio permaneçam disponíveis na superfície metálica para difusão. O íon CN^-, além de dificultar a reação de recombinação de hidrogênio, remove o filme de sulfeto (produto de corrosão) gerado pelo processo de corrosão. Dessa maneira, a corrosão por H_2S é favorecida e, consequentemente, há maior geração de hidrogênio.

6.3.5.1 Empolamento (Blistering)

Fonte: Corrosão por H_2S

Carregamento de H: Baixa temperatura

Manifestação: Entre temperatura ambiente e 150 °C

Forma: H_2 precipitado

Tensões: H_2

Átomos de hidrogênio difundem e se acumulam em armadilhas, por exemplo, *interface* entre inclusão e matriz, dupla laminação e *interface* entre chapas soldadas, onde se combinam e formam H_2. À medida que isso vai ocorrendo, a pressão gerada pelo gás H_2 vai aumentando até que o nível de tensão seja suficientemente alto para provocar deformação plástica localizada no componente, gerando o empolamento.

Na Figura 54 são mostrados exemplos de empolamento por hidrogênio.

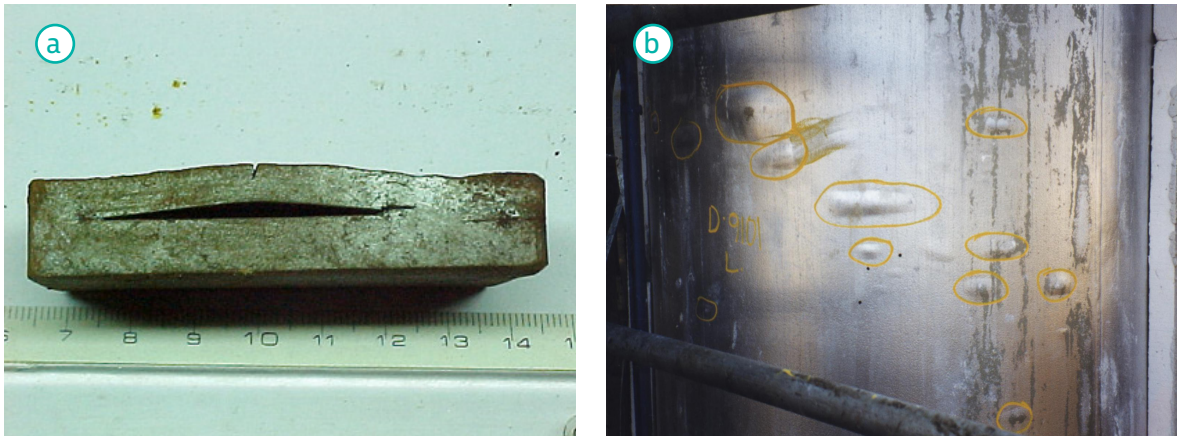


Figura 54. (a) Empolamento por hidrogênio em chapa, a partir de dupla laminação. (b) Empolamentos em chapa de torre de processo. Referência [42].

6.3.5.2 Trincamento Induzido por Hidrogênio (TIH) – Hydrogen Induced Cracking (HIC)

Fonte: Corrosão por H_2S

Carregamento de H: Baixa temperatura

Manifestação: Entre temperatura ambiente e 150 °C

Forma: H_2 precipitado

Tensões: H_2

As etapas para ocorrência de trincamento induzido por hidrogênio são similares às do empolamento por hidrogênio, ou seja, difusão de H e formação de H_2 em armadilhas. É importante ressaltar que, tanto para o empolamento quanto para o trincamento induzido por hidrogênio, a tensão necessária para provocar os danos é oriunda da precipitação de H_2. Em outras palavras, não ocorrem devido à tensão aplicada ou tensão residual.

No caso do trincamento induzido por hidrogênio, em vez de formar empolamentos, ocorrem trincas embebidas, ou seja, ao longo da espessura. Na maioria dos casos, as armadilhas responsáveis pelo acúmulo de H e formação de H_2 são inclusões alongadas de MnS. São geradas, portanto, microtrincas paralelas à superfície, a partir dessas inclusões (ou outras armadilhas). Essas trincas podem se interligar em planos ligeiramente distintos, resultando em trincas em forma de degraus. Por essa razão, muitas vezes, esse mecanismo é chamado de *stepwise cracking*. A rigor, *stepwise cracking* é a morfologia, e não o mecanismo. Em casos extremos, a interligação dessas trincas pode formar um caminho para a ocorrência de vazamento do fluido de processo. Na Figura 55 é mostrada uma chapa com trincamento induzido por hidrogênio.

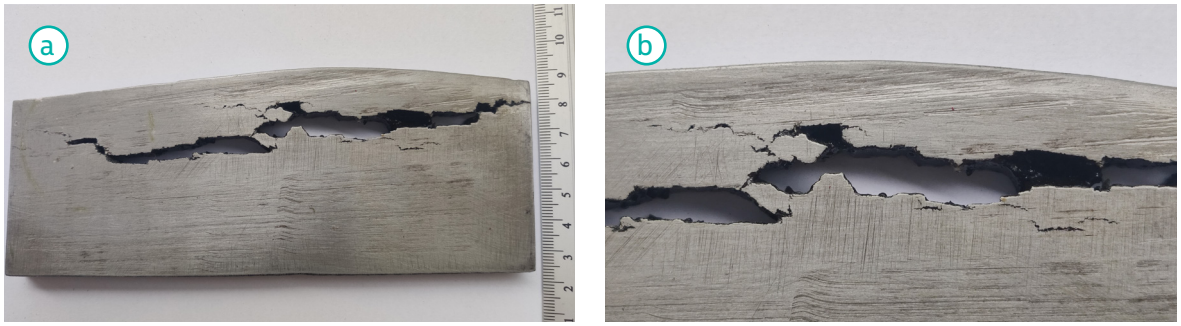


Figura 55. (a) Chapa com trincamento induzido por hidrogênio. (b) Detalhe de uma região, evidenciando trincas em forma de degraus. Crédito: Fabiano Parizotto dos Santos. Fonte: André S. Pelliccione.

6.3.5.3 Trincamento Induzido por Hidrogênio Orientado por Tensão (TIHOT) – Stress Oriented Hydrogen Induced Cracking (SOHIC)

Fonte: Corrosão por H_2S

Carregamento de H: Baixa temperatura

Manifestação: Entre temperatura ambiente e 150 °C

Forma: H_2 precipitado + H atômico

Tensões: H_2 + tensão aplicada ou residual

Na presença de tensão oriunda de esforço aplicado ou tensão residual, trincas induzidas por hidrogênio (devido ao mecanismo descrito anteriormente) podem se interligar na direção da espessura do componente, ou seja, em um plano normal à superfície. Por essa razão, esse mecanismo é mais perigoso do que o TIH, uma vez que pode gerar uma trinca passante de maneira mais rápida. A difusão e o acúmulo de átomos de hidrogênio na frente de trincas de TIH podem favorecer a interligação das trincas pelo efeito de fragilização por hidrogênio.

O TIHOT pode ser iniciado a partir de trincas de TIH, trincas de TTS, trincas geradas por outros mecanismos ou a partir de concentradores de tensão.

Geralmente, o TIHOT ocorre no metal base, adjacente à ZTA, sendo a tensão residual de tração a fonte de tensão mais comum para a ocorrência do mecanismo.

6.3.5.4 Trincamento sob Tensão por Sulfeto (TTS) – Sulfide Stress Cracking (SSC)

Fonte: Corrosão por H_2S

Carregamento de H: Baixa temperatura

Manifestação: abaixo de 80 °C

Forma: H dissolvido

Tensões: Tensão aplicada ou tensão residual

A tradução do mecanismo *Sulfide Stress Cracking* (*SSC*) é **Trincamento sob Tensão por Sulfeto[30] (TTS)**. No entanto, muitas vezes esse mecanismo é chamado, de maneira equivocada, de "Corrosão sob tensão por H_2S". O ASTM G193 [39] cita que alguns termos usados no passado, relacionados a trincamento assistido pelo meio estão obsoletos, entre eles *sulfide stress corrosion cracking*, ou seja, corrosão sob tensão por sulfeto.

Assim como os demais mecanismos citados nesse item, a fonte de hidrogênio do TTS é corrosão por H_2S. O TTS, assim como o trincamento a frio e a fratura retardada, é provocado por efeito de fragilização por hidrogênio. Esse mecanismo ocorre em aços de alta dureza ou em regiões de alta dureza em ZTA e metal de solda.

TTS, portanto, é definido como o trincamento de uma liga metálica suscetível sob ação combinada de tensão de tração e corrosão em meio aquoso contendo H_2S. O tempo de falha por TTS diminui com o aumento da resistência mecânica, aumento do nível de tensão de tração e aumento do potencial de difusão de hidrogênio. **Esse fenômeno pode ocorrer em aços carbono, aços de baixa liga e aços inoxidáveis martensíticos[31].**

[30] No caso, *sulfide* se refere a *hydrogen sulfide* (H_2S). Dessa forma, o mecanismo pode ser chamado de trincamento sob tensão por H_2S.

[31] A depender das condições, algumas ligas resistentes à corrosão (*corrosion-resistant alloys* – CRA´s) podem ser suscetíveis a trincamento sob tensão por sulfeto. Para algumas CRA´s (por exemplo, aços inoxidáveis martensíticos), também pode ocorrer corrosão sob tensão (CST) como mecanismo secundário. Para outras CRA´s (por exemplo, aços inoxidáveis austeníticos), a corrosão sob tensão é o mecanismo

Um exemplo de falha por TTS em um estojo de tampo flutuante de permutador de calor é mostrado nas Figuras 56 e 57.

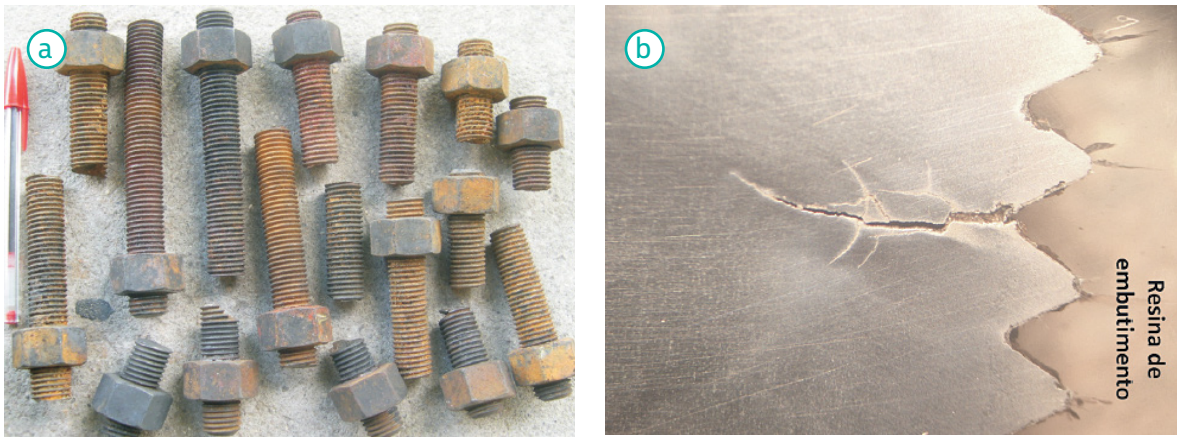


Figura 56. (a) Estojos de tampo flutuante de permutador de calor que fraturaram durante a operação. (b) Amostra da seção longitudinal embutida, indicando trinca ramificada nucleada na raiz do filete de rosca. Referência [1].

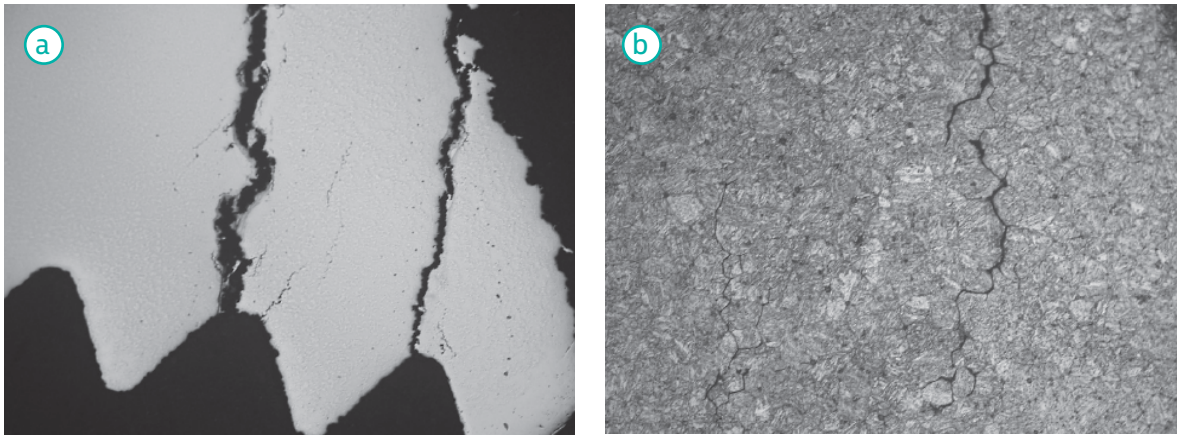


Figura 57. (a) Micrografia de um dos estojos, mostrando trincas nucleadas na raiz dos filetes de rosca. Sem ataque. Ampliação original: 10x (b) Trincas intergranulares (em contornos de grãos da austenita prévia). Microestrutura constituída por martensita revenida. Ataque com reagente de Vilella. Ampliação original: 260x. Referência [1].

É importante diferenciar CST (SCC) e TTS (SSC). Corrosão sob tensão é geralmente considerada com um processo anódico, enquanto TTS é considerado como um processo catódico. Dessa maneira, a proteção catódica favorecerá a ocorrência de TTS, uma vez que propicia maior geração de hidrogê-

principal. A corrosão sob tensão nesse caso está relacionada à nucleação e propagação de trincas devido a um fenômeno de dissolução anódica localizada na presença de tensão de tração e H_2S em meio aquoso. A existência e aumento do teor de cloreto, além do aumento de temperatura, favorecem a CST.

nio (reação *6.2*). Além disso, a redução da temperatura geralmente diminui a suscetibilidade à CST e geralmente aumenta a suscetibilidade ao TTS.

Os fatores que influenciam os mecanismos de empolamento, trincamento induzido por hidrogênio, trincamento induzido por hidrogênio orientado por tensão e trincamento sob tensão por sulfeto estão relacionados à tensão de tração, ao meio e microestrutura/propriedades do material.

a. Tensão de tração

Empolamento e trincamento induzido não necessitam de tensão aplicada ou residual para ocorrer, uma vez que a tensão é gerada pela formação de H_2.

No caso de trincamento sob tensão por sulfeto, tensão aplicada (por exemplo, pré-carga de aperto de parafusos) e tensão residual (por exemplo, oriunda de soldagem) podem promover o fenômeno. Em aços endurecíveis soldados, o tratamento térmico pós-soldagem reduz o nível de tensão residual e a dureza, sendo ambos os fatores benéficos na redução do risco de ocorrência do mecanismo. Em aços de baixo carbono, pode haver pontos de dureza elevada na ZTA. Nesse caso, mesmo se o tratamento térmico pós-soldagem não reduzir o nível de dureza, ele diminuirá o nível de tensão residual, reduzindo o risco de ocorrência do mecanismo.

No caso de trincamento induzido por hidrogênio orientado por tensão, o tratamento térmico pós-soldagem é benéfico na maioria dos casos, uma vez que esse fenômeno, geralmente, é provocado por tensão residual.

b. Meio

- Teor de H_2S: Quanto maior o nível de H_2S, maior será a permeação de hidrogênio.
- Temperatura: Empolamento, trincamento induzido por hidrogênio e trincamento induzido por hidrogênio orientado por tensão geralmente ocorrem entre a temperatura ambiente e 150 °C.
- O trincamento sob tensão por sulfeto ocorre abaixo de 80 °C, sendo que o maior potencial de trincamento ocorre a cerca de 20 °C. É importante ressaltar que, se houver entrada de hidrogênio atômico em altas temperaturas, por exemplo, acima de 90 °C, o equipamento pode trincar quando for resfriado a temperatura ambiente.
- pH: A permeação de hidrogênio mínima tende a ocorrer com pH em torno de 7 e aumenta com a redução ou aumento do pH.
- Contaminantes: CN^- dificulta a reação de recombinação de hidrogênio e remove filmes protetores de sulfeto. Dessa maneira, aumenta a permeação de hidrogênio. Outros agentes que dificultam a recombinação de hidrogênio são espécies iônicas de S, As, Se, Sb, entre outros. Esses agentes são chamados de venenos catódicos. Além disso, agentes no meio que promovem aumento da taxa de corrosão ou reduzem o pH favorecem a ocorrência do fenômeno.

c. Microestrutura e propriedades do material

- Armadilhas: a presença de dupla laminação, *interface* entre chapas (ex.: entre chapa de reforço e chapa do equipamento) e outras armadilhas favorecem o aprisionamento de hidrogênio atômico e, consequentemente, a ocorrência de empolamento ou trincamento induzido

por hidrogênio. A presença de inclusões, principalmente de MnS alongadas, as quais atuam como armadilhas para o aprisionamento de hidrogênio, favorecem a ocorrência de trincamento induzido por hidrogênio, trincamento induzido por hidrogênio orientado por tensão e empolamento. Dessa forma, o uso de aços mais limpos (com menor quantidade de inclusões) reduz a probabilidade de ocorrência desses mecanismos. Isso pode ser realizado por meio de controle de composição química e métodos de fabricação para obtenção de "aços resistentes ao trincamento induzido por hidrogênio".

- Dureza: A dureza é fundamental para reduzir o risco de trincamento sob tensão por sulfeto. Componentes que operam em serviço com H_2S em meio aquoso, portanto, devem ter controle de dureza. As normas para serviço com H_2S em meio aquoso estabelecem requisitos específicos para dureza máxima. Por exemplo, estojos A193 Gr. B7M, os quais possuem dureza máxima de 99 HRB (235 HB), são permitidos para serviço em meio aquoso contendo H_2S por algumas normas. Por outro lado, estojos A193 Gr. B7, que possuem dureza máxima de 35 HRC (321 HB), são suscetíveis a TTS, portanto, não são permitidos.

  A NACE MR0103/ISO 17945 [43], por exemplo, limita a dureza de aços carbono e aços liga em função do P-Number. Os valores variam entre 225 e 237 HBW.

  As normas relacionadas a serviço com H_2S estabelecem limites de durezas para ZTA e metal de solda e os valores possuem alguma variação entre elas. De maneira geral, deve haver controle de dureza na soldagem de aços carbono, com o objetivo de evitar durezas acima de 200 HB. Se não houver zonas localizadas de dureza acima de 237 HB em soldas de aço carbono, o componente é considerado não suscetível ao trincamento sob tensão por sulfeto.

Algumas maneiras de prevenir ou reduzir o risco de ocorrência desses quatro mecanismos (empolamento, TIH, TIHOT e TTS):

- Eliminar a presença de água. Dessa forma, não haverá corrosão eletroquímica e, consequentemente, não haverá geração de hidrogênio.
- Reduzir do teor de enxofre do aço para reduzir a formação de MnS e, a depender do teor de enxofre, tratamento do aço para esferoidização de inclusões de MnS.
- Efetuar TTAT pós-soldagem para reduzir a possibilidade de TIHOT. Apesar de não ser efetivo para eliminar o risco de TIH e empolamento, o TTAT reduz o nível de tensões que contribuem para a propagação da trinca.
- Controlar a dureza da solda para prevenir o TTS. Em juntas soldadas, isso envolve controle do carbono equivalente e procedimento de soldagem com controles apropriados (pré-aquecimento, aporte térmico, TTAT etc.). O TTAT, além de reduzir o nível de tensões residuais, em alguns casos, também causa o revenimento de depósitos de solda e ZTAs, reduzindo a dureza.
- Nos casos aplicáveis, alterar as características do fluido de processo, como ajuste de pH, redução da concentração de H_2S e diluição dos contaminantes por meio de água de lavagem.

- Utilizar revestimentos de materiais que dificultem a permeação de hidrogênio, tais como *cladding* e *lining* de aços inoxidáveis austeníticos ou ligas de níquel[32].
- Dosar inibidores de corrosão, porém seus impactos negativos e suas eficiências devem ser avaliados.

6.3.6 Hidretação

Fonte:

- Meios específicos, acima de 75 ºC, com pH menor do que 3, maior do que 8 ou pH neutro com alto teor de H_2S.
- Contato com gás hidrogênio acima de 177 ºC, especialmente na ausência de umidade ou oxigênio.
- Contato galvânico entre titânio e materiais menos nobres, como aço carbono, favorecem a ocorrência do mecanismo.
- Proteção catódica com potencial abaixo de -900 mV_{ECS} favorece a geração de hidrogênio e consequente permeação.

Carregamento de H: Baixa ou alta temperatura (vide acima).

Manifestação: Perda de ductilidade em temperatura ambiente.

Forma: Hidretos de titânio.

Tensões: Perda de ductilidade em temperatura ambiente, podendo ocorrer trincamento ou fratura frágil quando o componente é tensionado.

A hidretação do titânio ocorre devido à difusão de hidrogênio em ligas de titânio, promovendo a formação de hidretos de titânio. O hidreto de titânio é uma fase frágil que provoca perda de ductilidade e tenacidade da liga.

A profundidade e extensão da região hidretada pode ir aumentando até atingir toda a espessura do componente, promovendo, assim, perda de ductilidade ao longo de toda a espessura.

Os principais fatores críticos que influenciam a hidretação são temperatura, meio e composição da liga.

A solubilidade de hidrogênio em titânio comercialmente puro e em ligas de titânio alfa-beta é entre 50 e 300 ppm. Quando a concentração excede esse limite de solubilidade, ocorre a formação de hidreto de titânio. Ligas beta apresentam maior solubilidade, podendo suportar até cerca de 2000 ppm de hidrogênio sem sofrer efeitos deletérios da hidretação.

A hidretação, em si, não pode ser identificada visualmente. No entanto, como o resultado da hidretação é trincamento, em alguns casos pode ser detectado visualmente. As formas de confirmação são por meio de metalografia ou ensaios mecânicos em amostras removidas do componente (por exemplo, ensaio de dobramento). Se o componente estiver com hidretos de titânio, durante o ensaio ele pode trincar ou estilhaçar com nenhuma ou pouca deformação, a depender do nível de fragilização.

[32] Além disso, esses materiais são mais resistentes à corrosão por H_2S em meio aquoso (quando comparados com aços carbono e aços de baixa liga) e, consequentemente, haverá menor geração de H.

A Figura 58 mostra micrografias de placas de titânio que sofreram hidretação. A temperatura de operação era acima de 75 °C, o meio continha água, H_2S e NH_3, e pH acima de 8.

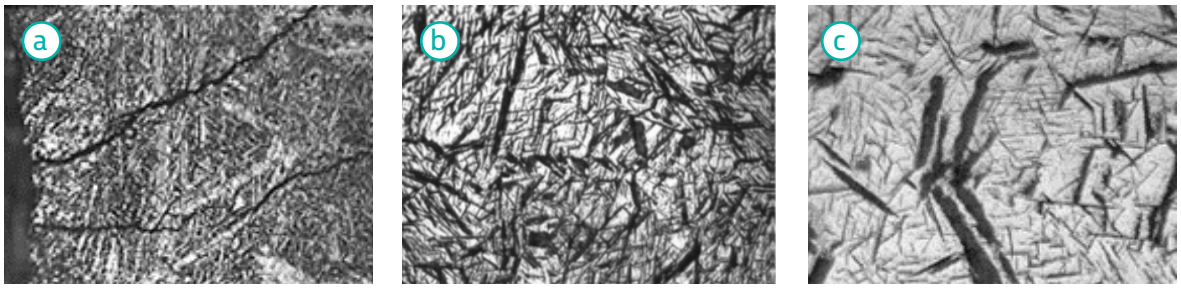


Figura 58. Exemplo de hidretação em placa de titânio Grau 1. (a) Região contendo trincas. (b) e (c) Hidretos de titânio observados com maior ampliação. (b) Ampliação original: 400x. (c) Ampliação original: 500x. Ataque com reagente de Kroll. Crédito: Igor Leonardo Pinheiro Damasceno de Santana.

6.3.7 Ataque por hidrogênio em altas temperaturas

Fonte: Hidrogênio gasoso (H_2) à alta temperatura e pressão

Carregamento de H: Alta temperatura

Manifestação: Alta temperatura

Forma: Metano (CH_4)

Tensões: Aumento de pressão causado pela formação de metano

Em altas temperaturas, ocorre a dissociação térmica da molécula de hidrogênio, gerando hidrogênio atômico difusível, conforme a reação *6.6*. Quanto maior a pressão parcial de H_2, maior será a quantidade de hidrogênio atômico gerada.

$$H_2 \rightarrow 2H \qquad 6.6$$

Átomos de hidrogênio difundem e reagem com o carbono da cementita ou de outros carbonetos de aços carbono e aços liga, levando à formação de metano e descarbonetação, conforme a reação *6.7*.

$$M_xC + 4H \rightarrow xFe + CH_4 \qquad 6.7$$

Por essa razão, esse mecanismo também é chamado de metanização. A formação de metano pode ocorrer na superfície (gerando descarbonetação) ou internamente. A descarbonetação gerada a partir de formação de metano na superfície geralmente não provoca redução significativa de resistência do componente. Por outro lado, o metano formado internamente[33] é muito mais danoso. Nesse caso, ocorre formação e acúmulo de metano nos contornos de grãos, provocando aumento de pressão e consequente formação e crescimento de vazios e trincas intergranulares. Com o tempo, os danos podem ir crescendo ao longo da espessura, até levar à falha. Como resultado do aumento de pressão,

[33] É importante ficar claro que "internamente" é ao longo da espessura, e não na superfície interna.

também podem ocorrer empolamentos. A formação de metano interna (ao longo da espessura) provoca descarbonetação nas regiões adjacentes, o que favorece a ocorrência dos danos.

Esse tipo de dano ocorre em equipamentos que estão sujeitos a elevadas temperaturas e que operam com hidrogênio ou correntes de hidrocarbonetos com hidrogênio e pode acontecer em questão de horas, dias, meses ou anos, dependendo da severidade do serviço.

O fenômeno depende, portanto, da temperatura e da pressão parcial de hidrogênio. A Figura 59 representa, de maneira esquemática, as curvas do API RP 941 [44], que são frequentemente utilizadas para a seleção de materiais. As curvas originais devem ser consultadas no API RP 941 [44]. Essas curvas têm sofrido modificações ao longo do tempo, com base no histórico de dados coletados de campo e experimentos de laboratório. Nas curvas originais há linhas tracejadas (que representam a tendência para descarbonetação superficial quando os aços estão em contato com hidrogênio) e linhas sólidas (que representam a tendência de os aços sofrerem descarbonetação interna e trincamento).

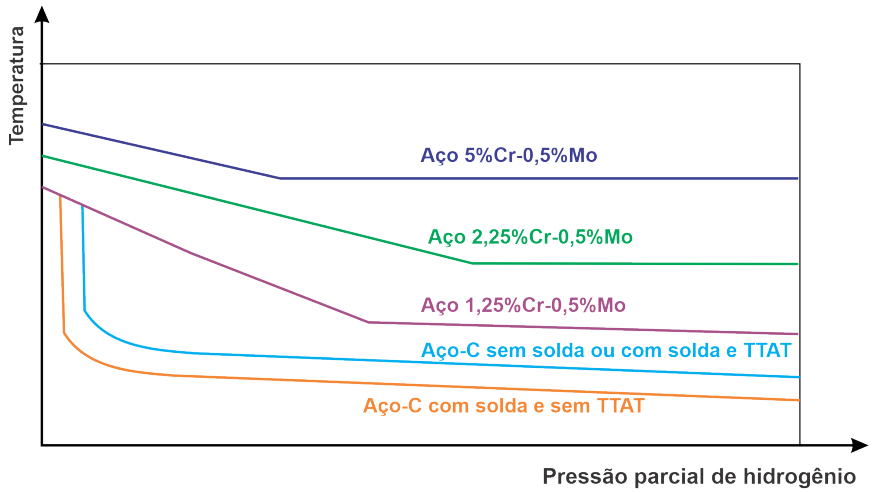


Figura 59. Representação esquemática das curvas que indicam limites de operação para aços em serviço com H_2, com o objetivo de evitar Ataque por Hidrogênio em Altas Temperaturas (AHAT). O API RP 941 [44] deve ser consultado para efetuar a avaliação.

No estágio inicial, ocorre a reação do hidrogênio com o carbono dos carbonetos para a formação de metano e os danos são tão pequenos que não podem ser detectados por técnicas de ENDs ou metalografia. Além disso, não é possível detectar alterações nas propriedades mecânicas por meio de ensaios mecânicos convencionais. Após um certo período, os danos passam a ser detectáveis e há redução significativa de resistência, ductilidade e tenacidade. O período de tempo em que as perdas de propriedades mecânicas são detectáveis é chamado de tempo de incubação, o qual depende do tipo de aço, grau de encruamento, tensão aplicada, condições de operação (temperatura e pressão parcial de H_2), entre outros fatores.

Altos níveis de tensão primária favorecem a ocorrência do mecanismo. Vasos de pressão projetados conforme os requisitos de tensões admissíveis e materiais definidos no ASME Sec. VIII Div. 1 e 2, historicamente, têm apresentado bom desempenho quando operados em serviços dentro dos limites

estabelecidos pelas curvas de seleção de materiais para serviços com H_2, as quais podem ser consultadas no API RP 941 [44].

O mecanismo pode ser acelerado por tensões secundárias, como as induzidas por encruamento ou tensões térmicas.

Morfologia da falha:

- Em estágios mais avançados podem ser detectadas trincas visualmente. As fraturas provocadas por metanização possuem aspecto frágil (sem deformação plástica aparente).
- As falhas podem ocorrer no metal base (mesmo longe de soldas) e ZTAs. Não é comum a ocorrência de falhas no metal de solda.
- Em estágios avançados, podem ser observadas, por metalografia, trincas intergranulares ao redor de grãos de perlita. Em muitos casos, é possível observar descarbonetação da perlita ao redor das trincas.
- A depender da temperatura de operação e material, a microestrutura também pode apresentar carbonetos esferoidizados ou grafita.
- A superfície do componente pode estar descarbonetada.
- No estágio inicial, os danos só conseguem ser identificados por técnicas de microscopia eletrônica de varredura. Além disso, no estágio inicial, é difícil diferenciar se os microvazios foram causados pelo mecanismo de Ataque por Hidrogênio em Altas Temperaturas (AHAT) ou por fluência.
- Em alguns casos, podem ser observados empolamentos na superfície metálica.

O caso mostrado a seguir é referente a um componente de tubulação que sofreu AHAT. Na Figura 60 podem ser observadas trincas, e na Figura 61 fica evidente a descarbonetação da perlita ao redor de uma das trincas. Com base das imagens da Figura 62, verifica-se que as trincas são intergranulares.



Figura 60. Componente de tubulação com trincas devido ao mecanismo de AHAT.
Crédito: Luciano dos Santos Silva.

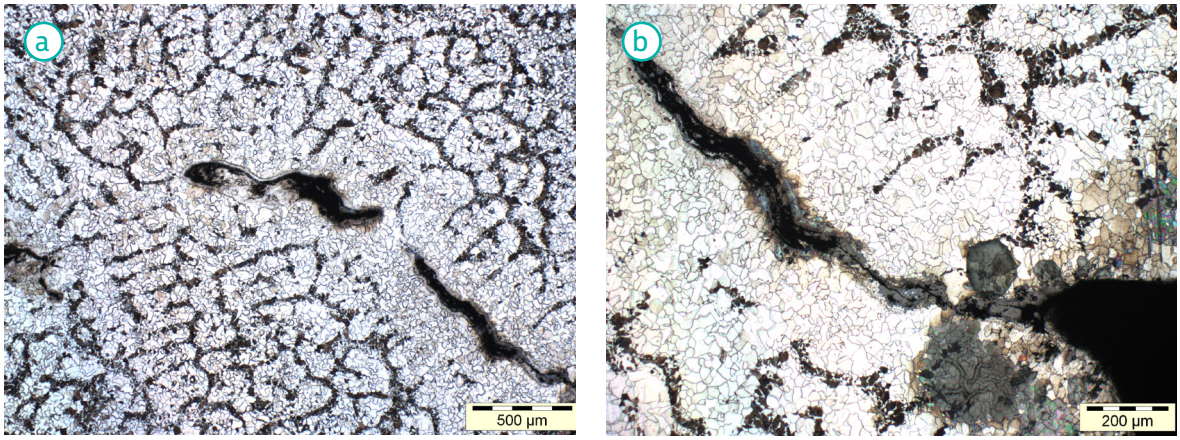


Figura 61. Exemplo de AHAT observado por microscopia ótica. Descarbonetação ao longo da trinca gerada pelo processo de metanização. Ataque com Nital 2%. Crédito: Luciano dos Santos Silva.

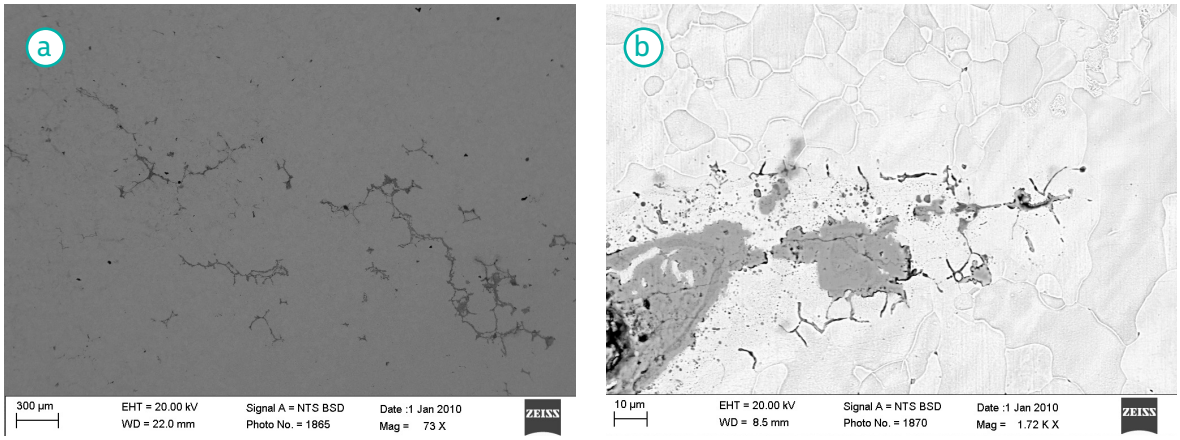


Figura 62. Mesmo exemplo da Figura 61 observado por microscopia eletrônica de varredura. Imagem obtida por elétrons retroespalhados. (a) Ampliação original: 73x. (b) Ampliação original: 1720x. Verificam-se trincas intergranulares. Crédito: Luciano dos Santos Silva.

Prevenção:

- Seleção de material, baseada nas curvas do API RP 941 [44]. É prática usual o emprego de um fator de segurança na temperatura e pressão parcial de hidrogênio ao selecionar o material por meio das curvas.
- Conforme verifica-se nas curvas, os aços cromo-molibdênio com maiores teores de cromo possuem maior resistência ao mecanismo, em função da formação de carbonetos mais estáveis, os quais dificultam a ocorrência da reação *6.7*.
- TTAT de aços carbono, aços C-0.5Mo e aços Cr-Mo em serviço com H_2 aumenta a resistência ao mecanismo. O TTAT, além de estabilizar os carbonetos, reduz o nível de tensão residual, sendo ambos os fatores benéficos para o aumento de resistência ao mecanismo. Na oitava

edição do API RP 941, foi incluída uma nova curva referente a aços carbono sem TTAT, localizada abaixo das curvas para aço carbono das edições anteriores.

- Uso de revestimento em aço inoxidável austenítico, em função da baixa difusão e alta solubilidade do hidrogênio na austenita. No entanto, deve ser garantido que o metal base a ser revestido possua resistência ao ataque por hidrogênio em altas temperaturas na condição de processo com serviço com hidrogênio.

O ataque por hidrogênio em altas temperaturas também pode ocorrer em tubos de caldeira. Nesse caso, ocorre quando a água de caldeira está com elevado pH (reação *6.8*) ou com baixo pH (reação *6.9*), sendo mais comum o segundo caso. Além disso, o mecanismo também está associado à presença de depósitos no lado da água, os quais promovem corrosão sob depósito.

$$Fe + 2OH^- \rightarrow FeO_2^{2-} + 2H \quad 6.8$$

$$Fe + 2H^+ \rightarrow Fe^{++} + 2H \quad 6.9$$

Nesse caso, o ataque por hidrogênio em altas temperaturas irá gerar trincas preferencialmente longitudinais, com fratura de lábios grossos.

A depender da extensão do dano, trechos do tubo podem se desprender, conforme esquematizado na Figura 63. Por essa razão, esse tipo de fratura é, algumas vezes, denominado *window type fracture*.

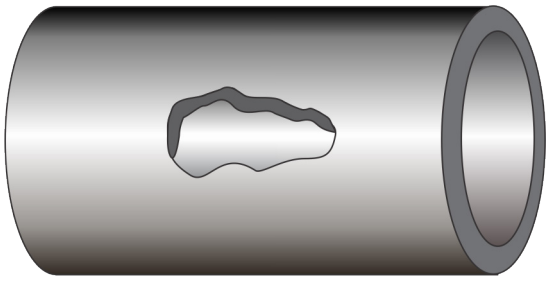


Figura 63. Representação esquemática da *window type fracture*. Fonte: os autores.

Na Figura 64 observa-se fratura longitudinal de lábios grossos[34] em um tubo de caldeira devido ao mecanismo de AHAT. Na superfície interna, verificam-se trincas próximas à fratura, conforme Figura 65, indicando que a falha ocorreu a partir dessa superfície. As micrografias indicam trincas secundárias na fratura e outras trincas, principalmente a partir ou próximas da superfície interna, conforme Figura 66. Após o ataque metalográfico, é possível evidenciar que as trincas são intergranulares (conforme Figura 67) e, com maior ampliação, pode ser observada descarbonetação da perlita ao redor das trincas, conforme Figura 68. A micrografia mostrada na Figura 69 foi obtida por microscopia eletrônica de varredura, onde claramente podem ser observadas as microcavidades e microtrincas intergranulares geradas pela formação de metano, além da descarbonetação dos grãos de perlita ao redor das trincas.

[34] Nesse caso, a fratura de lábios grossos não foi causada por fluência (item a ser discutido no Capítulo 7), mas sim por AHAT.

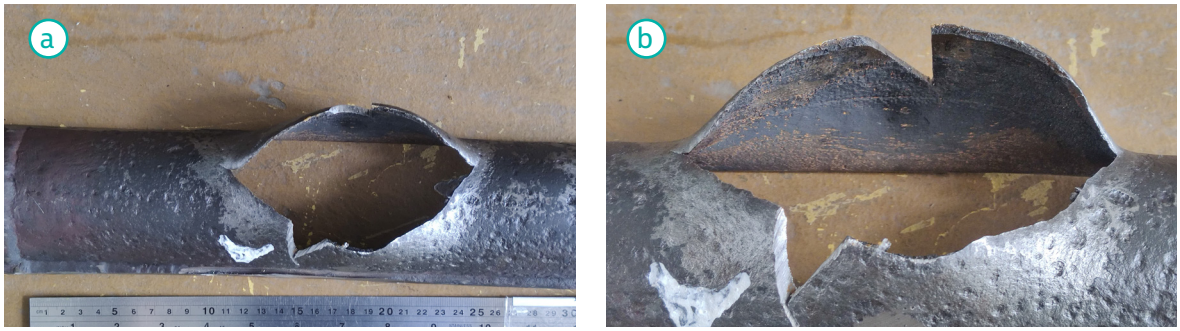


Figura 64. Fratura longitudinal de tubo, com lábios grossos. Crédito: Tasso José Castello Salgado Martins e Carlos Vinícius Ramos Gonçalves. Fonte: André S. Pelliccione.

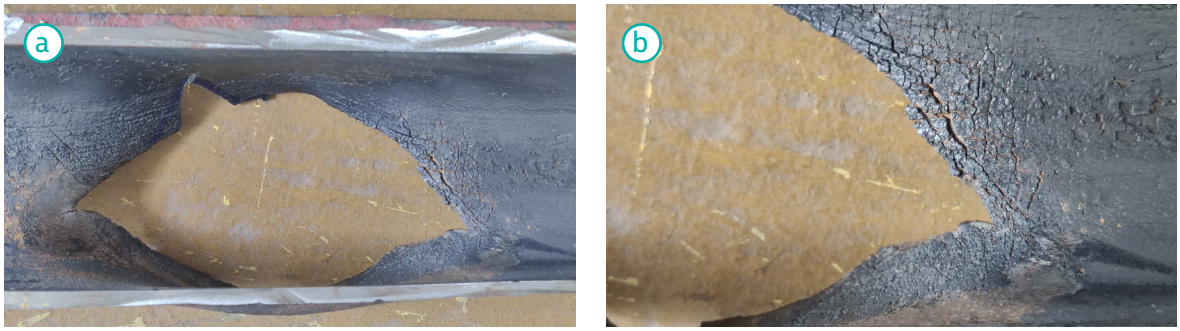


Figura 65. Trincas na superfície interna, próximas à fratura. Crédito: Tasso José Castello Salgado Martins e Carlos Vinícius Ramos Gonçalves. Fonte: André S. Pelliccione.

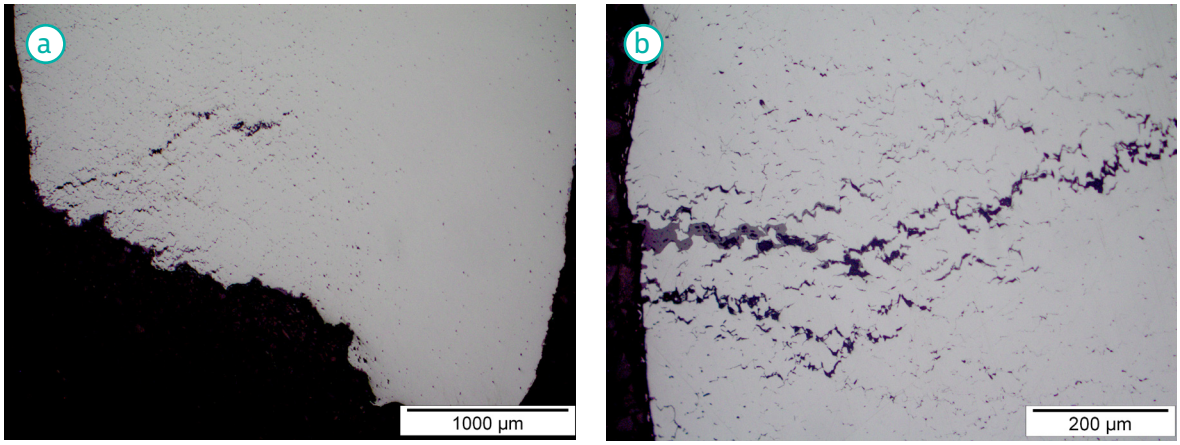


Figura 66. (a) Micrografia contendo a superfície de fratura. Múltiplas trincas secundárias, trincas na superfície interna e trincas internas. Ampliação original: 50x. (b) Múltiplas trincas na superfície interna e trincas internas, observadas com maior ampliação. Verifica-se que algumas trincas internas estão preenchidas com óxido. Ampliação original: 200x. Sem ataque. Imagens obtidas por microscopia ótica no SENAI IST Solda. Crédito: Rafael Silveira Barbosa. Fonte: André S. Pelliccione.

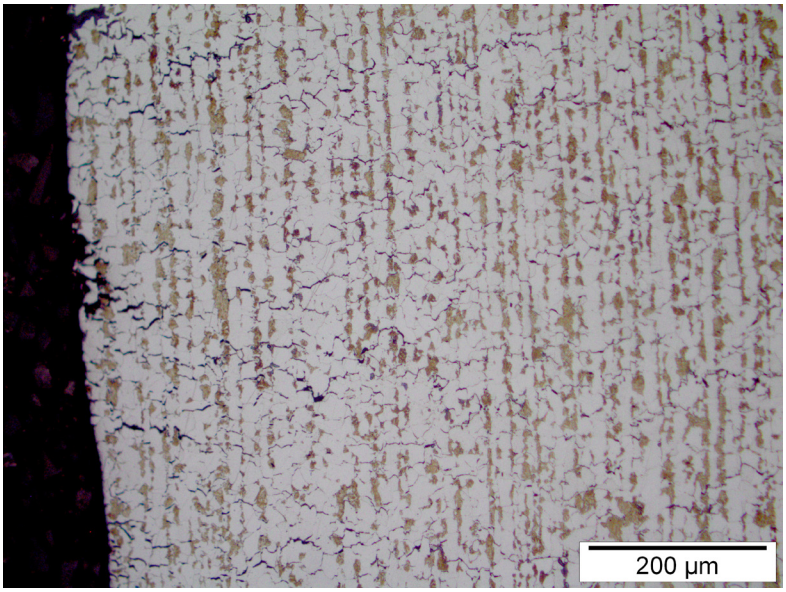


Figura 67. (a) Múltiplas trincas intergranulares. Ampliação original: 200x. Ataque com Nital 2%. Imagens obtidas por microscopia ótica no SENAI IST Solda. Crédito: Rafael Silveira Barbosa. Fonte: André S. Pelliccione.

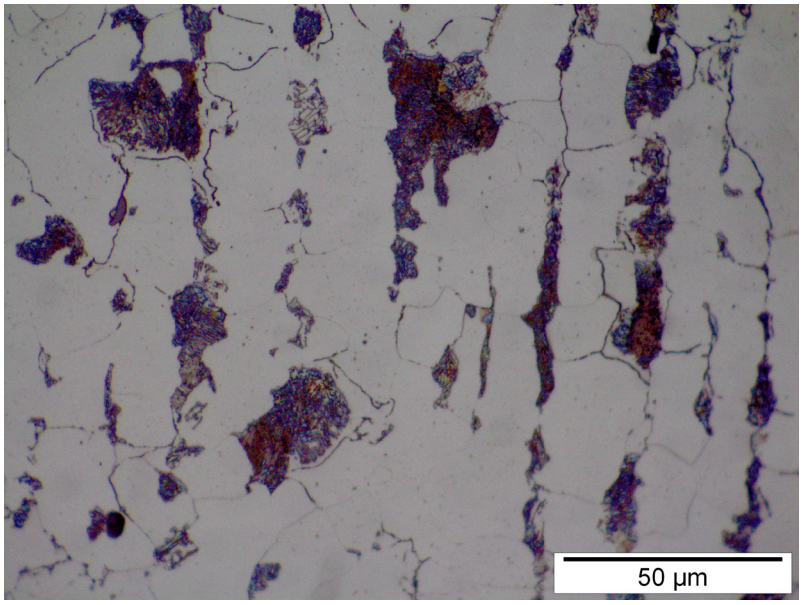


Figura 68. Trincas intergranulares com descarbonetação da perlita ao redor das trincas. Ampliação original: 1000x. Ataque com Nital 2%. Imagens obtidas por microscopia ótica no SENAI IST Solda. Crédito: Rafael Silveira Barbosa. Fonte: André S. Pelliccione.

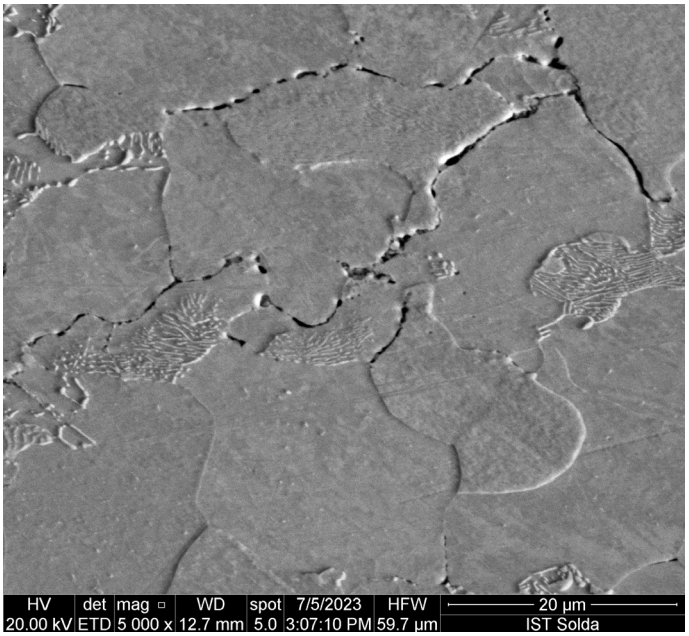


Figura 69. Microcavidades e microtrincas intergranulares, e descarbonetação dos grãos de perlita ("perda de cementita") ao redor das trincas. Ataque com Nital 2%. Ampliação original: 5000x. Imagem obtida por microscopia eletrônica de varredura no SENAI IST Solda. Crédito: Leandro Guimarães de Oliveira. Fonte: André S. Pelliccione.

6.3.8 Fragilização por hidrogênio

Antes de falar sobre fragilização por hidrogênio, é importante citar algumas confusões de nomenclatura que existem na literatura. Alguns autores chamam, de maneira geral, os mecanismos de danos provocados por hidrogênio (empolamento, trincamento induzido por hidrogênio, fratura retardada, entre outros) de fragilização por hidrogênio. No entanto, a fragilização por hidrogênio está associada a fenômenos específicos.

A fragilização por hidrogênio se caracteriza pela perda de tenacidade e/ou ductilidade de materiais suscetíveis, devido à permeação e ao efeito de hidrogênio atômico.

Dessa forma, pode ser considerado que os mecanismos de trincamento sob tensão por sulfeto (SSC), fratura retardada e trincamento a frio são relacionados à fragilização por hidrogênio. A diferença entre eles é basicamente como o hidrogênio é gerado. Por exemplo, no trincamento sob tensão por sulfeto, o hidrogênio é gerado pela corrosão em meio aquoso contendo H_2S, enquanto no trincamento a frio, o hidrogênio é gerado durante a soldagem[35]. De maneira resumida, o hidrogênio pode ser gerado durante a fabricação (soldagem ou aciaria); por corrosão (por exemplo, por H_2S e HF); durante processos de limpeza ou decapagem ácida; por eletrodeposição; por proteção catódica e pela dissociação térmica de H_2 em altas temperaturas, conforme citado no item 6.3.1.1. Em todos

[35] Empolamento e trincamento induzido por hidrogênio, por exemplo, não estão relacionados à fragilização por hidrogênio, uma vez que, dentro do material, o hidrogênio está precipitado como H_2 para provocar os danos.

esses casos, se a microestrutura for suscetível (associada ao nível de resistência mecânica e dureza); se o nível de tensão de tração (aplicada ou residual) for suficientemente elevado; se a concentração de hidrogênio atômico dentro do material for suficiente e se a temperatura estiver na faixa de fragilização, ocorrerá o trincamento.

O efeito de fragilização por hidrogênio é maior em temperatura ambiente e diminui rapidamente acima de 65 ºC, até que, em temperaturas maiores do 150 ºC, ele desaparece.

Além disso, se o material contiver hidrogênio atômico dissolvido e não sofreu trincamento, é possível reverter a fragilização por hidrogênio, aquecendo o componente em temperatura entre cerca de 200 a 300 °C por tempo suficiente.

No caso de geração de hidrogênio por efeito de dissociação térmica de H_2 em altas temperaturas, o efeito de fragilização ocorrerá quando o equipamento, por exemplo, um reator, for resfriado. Se o material e a microestrutura forem suscetíveis, poderá ocorrer o trincamento durante a parada ou partida do equipamento. Por essa razão, equipamentos suscetíveis que operam em serviço com hidrogênio devem ter procedimentos adequados de parada e partida, com o objetivo de controlar a sequência de pressurização em função da temperatura.

As trincas tendem a ocorrer em locais com alto nível de tensão residual ou triaxialidade de tensões (ex.: entalhes), onde a dureza e microestrutura são suscetíveis ao fenômeno, por exemplo, zonas termicamente afetadas de solda.

De maneira geral, o aumento do limite de resistência (e, consequentemente, da dureza) eleva a suscetibilidade ao fenômeno. As normas e procedimentos estabelecem limites de dureza para reduzir a chance de ocorrência do mecanismo.

Algumas microestruturas são mais suscetíveis ao fenômeno. Por exemplo, martensita não revenida é mais suscetível do que martensita revenida, considerando o mesmo nível de resistência.

A tensão de tração para a ocorrência do fenômeno pode ser oriunda de esforço aplicado ou tensão residual. Componentes mais espessos tendem a ser mais suscetíveis, por conta do maior nível de restrição, maior tempo para o hidrogênio difundir por toda a espessura, maior nível de tensões térmicas durante o resfriamento e alta concentração de tensões (caso existam trincas ou descontinuidades).

A fragilização por hidrogênio afeta muito mais as propriedades estáticas do que as propriedades de impacto.

Microscopicamente, as trincas geralmente são ramificadas e, em aços de alta resistência, costumam ser intergranulares. A Figura 70 mostra essas características em uma fratura de um estojo fabricado em AISI 410, com dureza de 34 HRC, que sofreu fragilização por hidrogênio.

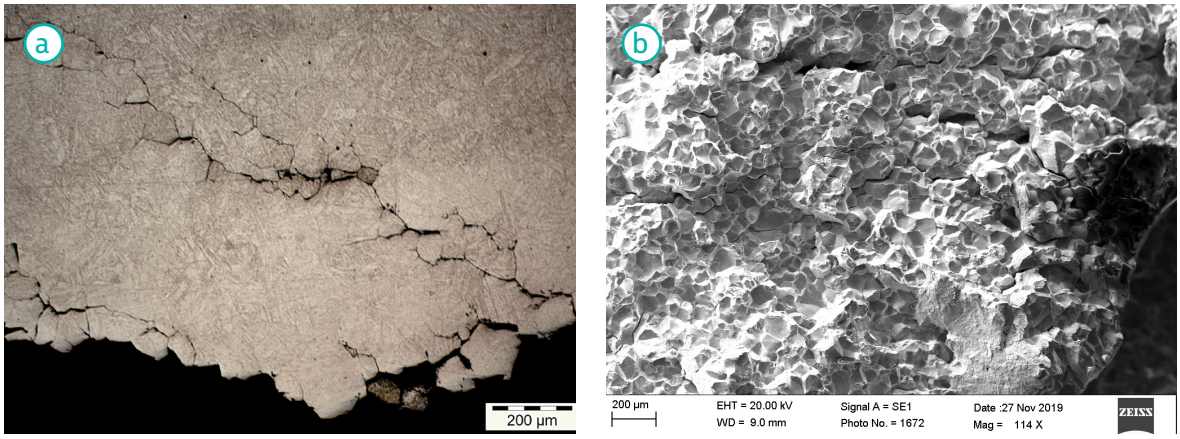


Figura 70. Estojo de AISI 410, com dureza de 34 HRC, que sofreu fragilização por hidrogênio. (a) Amostra metalográfica, evidenciando trincas secundárias intergranulares, a partir da superfície de fratura. Microestrutura constituída por martensita revenida. Ataque com reagente de Vilella. (b) Fratura intergranular, observada em microscópio eletrônico de varredura. Crédito: Luciano dos Santos Silva. Fonte: André S. Pelliccione.

Existem diversos mecanismos propostos para explicar o efeito da fragilização por hidrogênio. Esses mecanismos podem ocorrer de forma isolada ou combinada. Exemplos de mecanismos são *Hydrogen--Enhanced Localized Plasticity* (HELP) *e Hydrogen-Enhanced Decohesion* (HEDE). O primeiro explica o dano prematuro por hidrogênio devido ao aumento da mobilidade das discordâncias. O hidrogênio se acumula em campos de tensão das discordâncias (de maneira similar à atmosfera de Cottrell). Esse acúmulo de hidrogênio diminui o campo de tensões da discordância e, dessa maneira, reduz localmente as tensões mútuas de discordâncias. Como consequência, uma menor tensão é necessária para provocar movimentação da discordância. O *HEDE* descreve que ocorre acúmulo de hidrogênio em áreas "expandidas" elasticamente, como em contornos de grãos ou contornos de fases. Em áreas de concentração de tensões, como na frente de entalhes ou trincas, átomos de hidrogênio se acumulam no reticulado distorcido elasticamente, reduzindo a energia necessária para nucleação e propagação da trinca. Existem outras teorias, entre elas a *Adsorption-Induced Dislocation Emission* (AIDE).

6.4 Corrosão-fadiga

A corrosão-fadiga pode ser definida como um mecanismo de acúmulo de dano que ocorre quando um componente está submetido a tensões cíclicas em um meio corrosivo, resultando em trinca ou fratura. Os mecanismos pelos quais o meio corrosivo favorece o aumento da taxa de propagação da trinca são complexos e ainda bastante discutidos.

É importante ressaltar que muito meios podem acelerar o processo de trincamento sem que ocorra corrosão visível no componente. Verifica-se que praticamente qualquer meio que não seja o vácuo absoluto pode favorecer a nucleação e propagação de trincas em condições de tensão cíclica, por exemplo, ar ou até mesmo atmosferas inertes. Dessa forma, a ocorrência de fadiga pura (ou seja, sem

efeito do meio), em teoria, seria apenas aquela que ocorre em vácuo absoluto. A princípio, essa é uma discussão quase que filosófica, mas importante, por exemplo, nos resultados de ensaios de fadiga.

Conforme detalhado no Capítulo 8, alguns materiais apresentam um limite de fadiga. No entanto, quando submetidos a tensões cíclicas em meio corrosivo, o limite de fadiga deixa de existir. Além disso, no ensaio com meio corrosivo há redução da vida em fadiga e da resistência à fadiga, em comparação com o ensaio sem meio corrosivo. Em outras palavras, a corrosão-fadiga leva à falha com um número de ciclos menor ou com amplitudes de tensões menores, quando comparada à fadiga sem corrosão. Ambos os efeitos são mostrados na Figura 71.

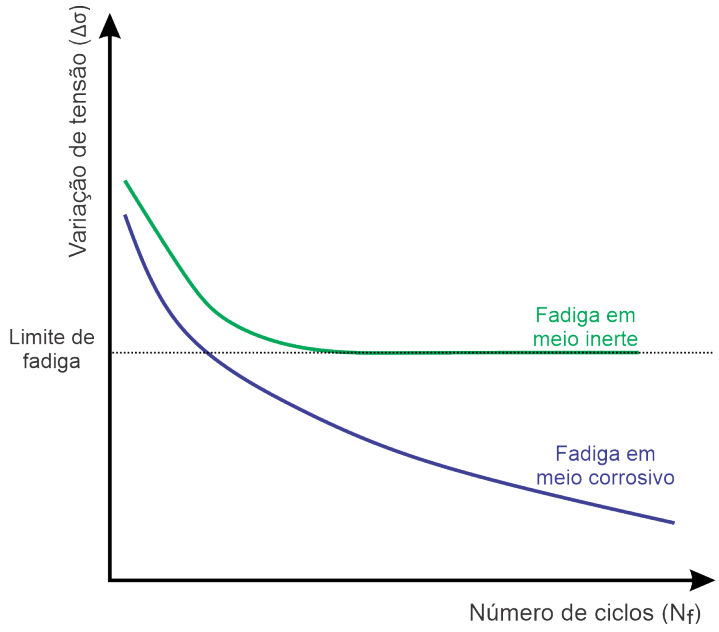


Figura 71. Representação de curvas S x N, obtidas a partir de ensaio de fadiga em meio corrosivo e na ausência de meio corrosivo. Fonte: os autores.

É importante destacar que o mecanismo de corrosão-fadiga não deve ser confundido com fadiga mecânica iniciada em danos provocados por corrosão, por exemplo, alvéolos de corrosão, os quais atuam como concentradores de tensão. A corrosão-fadiga é um fenômeno sinérgico entre corrosão e fadiga.

A corrosão-fadiga é afetada por diversos fatores, entre eles, características dos ciclos de tensão (amplitude de tensão, frequência e forma da onda), meio corrosivo[36], concentradores de tensão e propriedades do material.

O efeito do meio provocando dissolução metálica, fragilização por hidrogênio ou outros fenômenos que favorecem a nucleação e a propagação das trincas sob tensões cíclicas depende do tempo[37] de exposição ao meio. Por essa razão, na corrosão-fadiga é esperado que a taxa de propa-

[36] Para não gerar confusão, vamos chamar, nesse capítulo, "meio corrosivo" como qualquer meio que favorece a nucleação e propagação de trincas de componentes submetidos a tensões cíclicas.

[37] A variável tempo está embutida na frequência dos ciclos de carregamento.

gação da trinca dependa da frequência. Menores frequências promovem maior propagação da trinca por ciclo, uma vez que há mais tempo para a ação sinérgica entre os efeitos do meio e fadiga. Por outro lado, frequências muito altas tendem a reduzir o efeito do meio corrosivo na taxa de propagação da trinca. A Figura 72 mostra, de maneira esquemática, o efeito da frequência[38] para um determinado aço. A curva em preto representa os resultados do ensaio ao ar, com frequências entre 6 e 600 ciclos por minuto. As curvas verde, azul e laranja representam os resultados em um mesmo meio corrosivo com frequências de 6, 60 e 600 ciclos por minuto, respectivamente. Os resultados obtidos a partir de ensaios ΔK x da/dN dependerão do material e do meio corrosivo. Por exemplo, em alguns casos a inclinação das curvas obtidas em ensaio ao ar e em meio corrosivo é praticamente a mesma, enquanto que, em outros casos, pode haver alteração na inclinação.

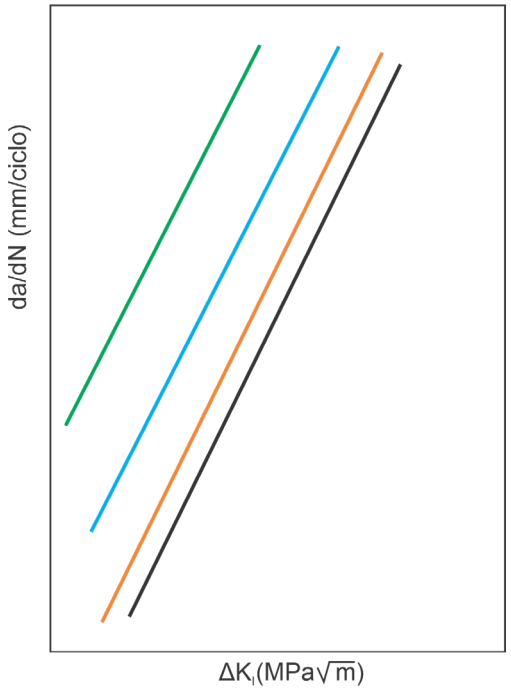


Figura 72. Efeito da frequência do ciclo na taxa de propagação (da/dN) da trinca por corrosão-fadiga em função do ΔK. A curva em preto representa o ensaio ao ar. As curvas coloridas representam ensaios em um mesmo meio corrosivo com diferentes frequências. Modificado de [46].

Quanto maior a razão (R) entre a tensão mínima e a máxima, maior será a taxa de propagação da trinca por corrosão-fadiga, considerando um mesmo ΔK. A razão entre a tensão mínima e a máxima também afeta a fadiga que ocorre sem influência de corrosão.

A forma das ondas de tensões cíclicas também exerce influência na corrosão-fadiga. Os ciclos de tensão em que o carregamento é crescente com o aumento do tempo até atingir a tensão máxima (ex.: carregamentos senoidal, triangular e "dente de serra positivo") resultam em maior taxa de propagação da trinca por corrosão-fadiga do que ciclos que não possuem carregamento crescente (ex.: "car-

[38] É importante destacar que existe um certo grau de dispersão nos resultados. As retas podem ser traçadas a partir de regressão linear.

regamento quadrado" ou "dente de serra negativo"). Esse efeito na corrosão-fadiga é representado, de maneira esquemática, na Figura 73. Também pode ser deduzido que o tempo em que a tensão é crescente é mais importante do que o tempo de permanência na tensão máxima. Além disso, a fase de descarregamento não tem efeito na taxa de propagação, uma vez que o crescimento da trinca ocorre durante a fase de carregamento. Essa influência da forma das ondas das tensões cíclicas é característica da corrosão-fadiga, e não da fadiga em ausência de meio corrosivo.

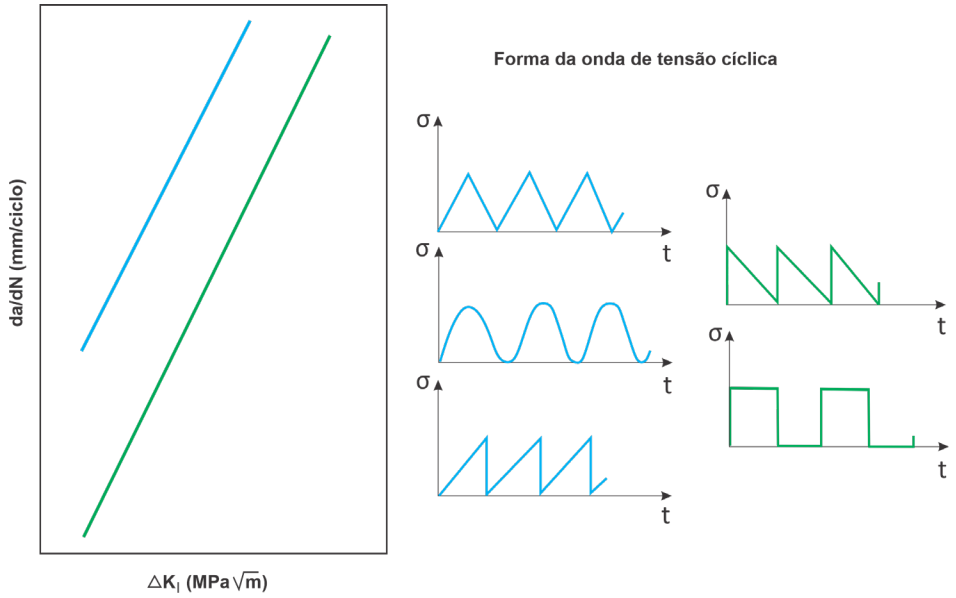


Figura 73. Efeito da forma da onda das tensões cíclicas, na taxa de propagação da trinca, em corrosão-fadiga. Modificado de [46].

Concentradores de tensão, tais como alvéolos de corrosão, regiões de mudança de geometria, margem de solda, entre outros, aumentam a susceptibilidade à corrosão-fadiga. As trincas nucleiam, frequentemente, em fundos de pites de corrosão.

A corrosão-fadiga é favorecida em meios corrosivos que causam corrosão por pites. No entanto, pode ocorrer corrosão-fadiga sem corrosão visível na superfície do componente.

As trincas geralmente são retas, sem ramificações e transgranulares. A propagação é perpendicular à direção das maiores tensões cíclicas. Muitas vezes, ocorrem múltiplas trincas paralelas. As trincas podem ter dissolução anódica nos flancos e na ponta. Além disso, podem ser preenchidas com produtos de corrosão.

A fratura por corrosão-fadiga, similarmente à fadiga mecânica, possui aspecto frágil, exceto na região final de fratura caso ocorra por sobrecarga dúctil (colapso plástico).

A redução do risco de ocorrência de corrosão-fadiga pode ser feita por meio de controle das tensões cíclicas; projeto do equipamento (seleção de materiais mais resistentes à corrosão, redução da severidade de concentradores de tensão, entre outros); controle da corrosividade do meio (ex.: ajuste de pH, adição de inibidores de corrosão, controle do teor de oxigênio dissolvido, entre outros.). Em alguns casos, revestimentos podem ser empregados para reduzir ou eliminar os efeitos do meio corrosivo.

O aumento de resistência mecânica pode promover melhora na vida em fadiga do componente, quando não há corrosão. No entanto, isso pode ser prejudicial quando o mecanismo é corrosão-fadiga, especialmente porque a etapa de iniciação, nesse caso, é favorecida.

Para exemplificar, a seguir é mostrado um caso de falha por corrosão-fadiga em um tubo de aço inoxidável austenítico. Além da trinca longitudinal passante, foram observadas outras trincas longitudinais não passantes na superfície externa do tubo. Foram efetuados cortes transversais sobre as trincas, próximos às suas extremidades, de forma a obter as superfícies de fratura correspondentes, observadas na Figura 74. Verificam-se pites de corrosão na superfície externa do tubo, conforme Figura 74a, e na superfície de fratura, conforme Figura 74b. A corrosão por pites foi provocada por cloreto, presente na atmosfera.

Efetuou-se metalografia em uma amostra da seção transversal, contendo uma das extremidades da trinca passante, conforme Figura 75. Pode ser observada dissolução anódica significativa (corrosão localizada) na trinca de corrosão-fadiga que levou à falha, formando "bolsões". Esses “bolsões” foram formados por corrosão por pites na frente da trinca, durante períodos em que o componente não estava submetido a tensões cíclicas. Na mesma amostra, podem ser observadas outras descontinuidades paralelas.

Analisando a superfície de fratura por microscopia eletrônica de varredura, é possível observar as regiões contendo corrosão localizada e as regiões em que houve propagação por corrosão-fadiga, conforme Figura 76a. Com maior ampliação, é possível observar estrias discretas na região de propagação por corrosão-fadiga, conforme Figura 76b.

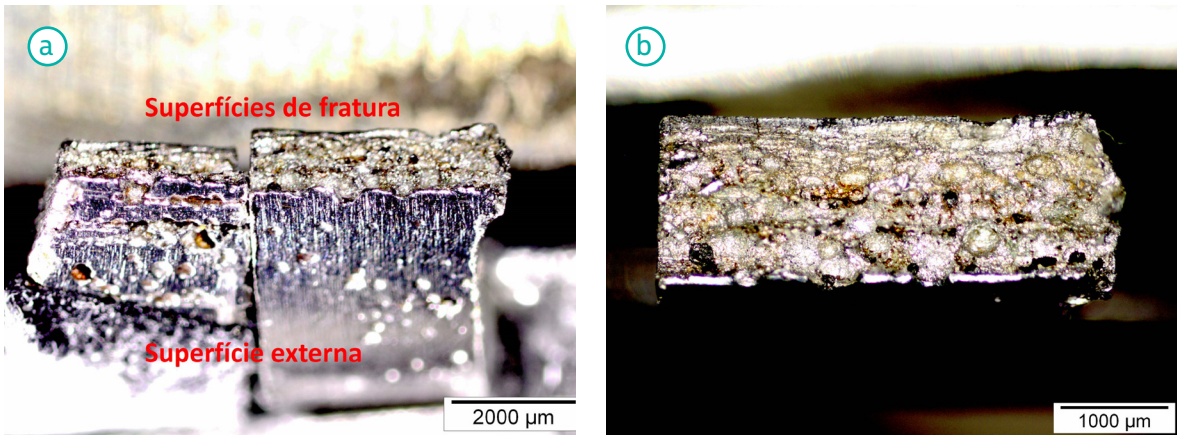


Figura 74. Superfícies de fratura, correspondentes à trinca passante em tubo de aço inoxidável austenítico AISI 316. Observam-se pites de corrosão na superfície externa do tubo (a) e na superfície de fratura (b). Imagens obtidas em lupa estereoscópica no SENAI IST Solda.
Fonte: André S. Pelliccione.

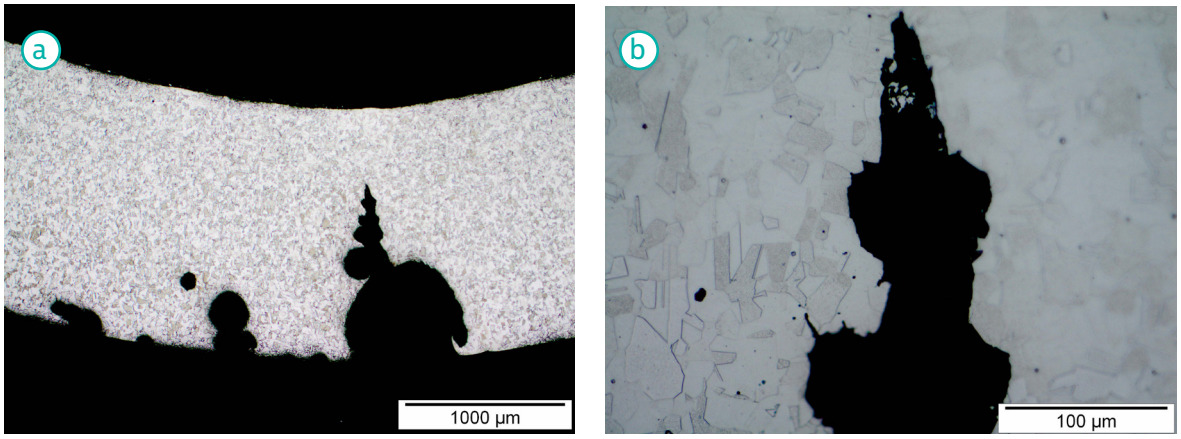


Figura 75. Micrografia da seção transversal, abrangendo a extremidade da trinca que levou à falha. (a) Trinca de corrosão-fadiga que levou à falha à direita. Ampliação original: 50x. (b) Ponta da trinca observada com maior ampliação para evidenciar a trinca de corrosão-fadiga contendo "bolsões" (corrosão localizada). Ampliação original: 500x. Ataque com ácido oxálico 10%. Imagens obtidas por microscopia ótica no SENAI IST Solda. Crédito: Rafael Silveira Barbosa. Fonte: André S. Pelliccione.

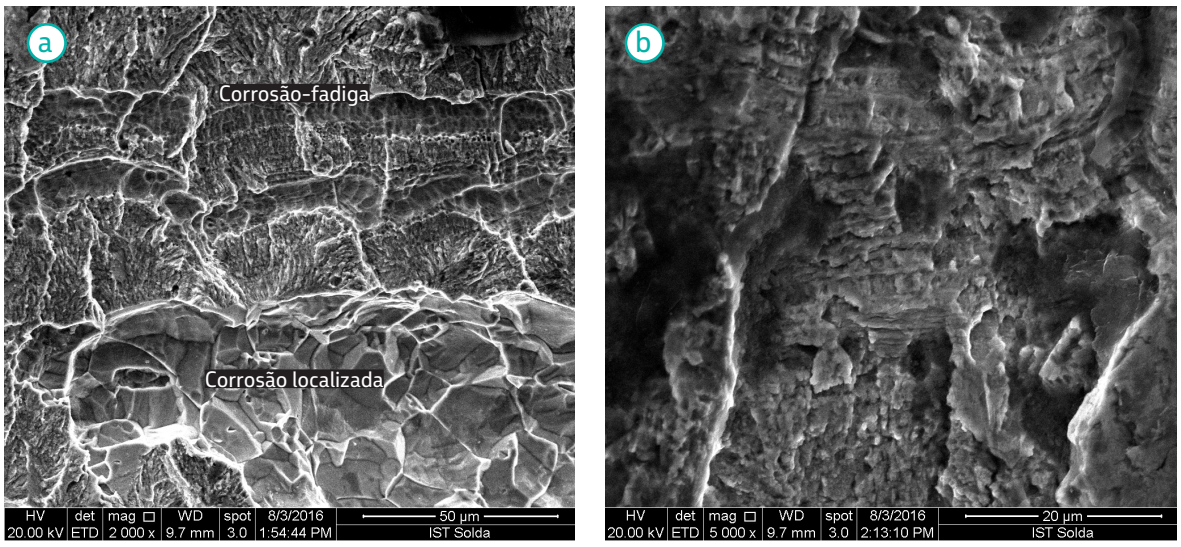


Figura 76. Superfície de fratura. (a) Região abrangendo área com corrosão localizada e área com propagação por corrosão-fadiga. Ampliação original: 2000x. (b) Estrias na região de propagação por corrosão-fadiga, observadas com maior aumento. Ampliação original: 5000x. Imagens obtidas por microscopia eletrônica de varredura no SENAI IST Solda. Crédito: Leandro Guimarães de Oliveira. Fonte: André S. Pelliccione.

Existem algumas semelhanças e diferenças entre CST e corrosão-fadiga, entre as quais podemos destacar:

- Em ambos os mecanismos, a fratura possui aspecto frágil (sem deformação plástica macroscópica), exceto na região final de fratura, caso ocorra por sobrecarga dúctil.
- Na CST, a tensão é constante, enquanto na corrosão-fadiga, a tensão é cíclica. Em ambos os fenômenos, é necessário haver tensão de tração.

- Nos dois fenômenos, as trincas propagam no plano perpendicular à direção da máxima tensão principal (máxima tensão normal).
- A CST precisa de um meio específico para a liga metálica e, na grande maioria dos casos, a taxa de corrosão é muito baixa ou desprezível. Na corrosão-fadiga, a taxa de corrosão tende a ser mais alta e não é necessário um meio corrosivo específico. Se o meio é capaz de provocar dissolução anódica no metal e o componente estiver sujeito a tensões cíclicas, então pode ocorrer corrosão-fadiga.
- As trincas de corrosão-fadiga, muitas vezes, possuem dissolução anódica nos flancos e na ponta. As trincas de CST, na maioria dos casos, não apresentam corrosão nos flancos e na ponta.
- Trincas de CST podem ser intergranulares ou transgranulares, a depender da combinação e características do material, meio e tensão trativa. Trincas de corrosão-fadiga geralmente são transgranulares.

6.5 Fragilização por metal líquido e fragilização por metal sólido

Fragilização por metal líquido (LME – *liquid metal embrittlement*) é uma forma de trincamento que ocorre quando certos metais fundidos ou metais líquidos entram em contato com ligas metálicas específicas.

Na fragilização por metal sólido (SME – *solid metal embrittlement*), o trincamento ocorre em temperatura abaixo do ponto de fusão do metal que promove o dano.

O ASTM G193-20a [39] cita que o termo fragilização por metal líquido é obsoleto, indicando a substituição por “trincamento por metal líquido”. No entanto, os termos fragilização por metal líquido (LME) e fragilização por metal sólido (SME) ainda são bastante utilizados e, por essa razão, serão mantidos no texto.

As falhas por LME e SME são menos comuns do que as provocadas por outros mecanismos de trincamento assistido pelo meio, como CST, fragilização por hidrogênio e corrosão-fadiga.

Para a ocorrência de fragilização induzida por metal, como também é chamada, é necessária a combinação de metais específicos com a liga metálica afetada. Na Tabela 5 são indicados exemplos de materiais e os respectivos metais líquidos que provocam o fenômeno.

Material	Metais que promovem o fenômeno
Aços inoxidáveis austeníticos (série 300)	Zinco, cobre
Ligas de Titânio	Mercúrio
Aços carbono, aços de baixa liga e aços de alta resistência	Cádmio, chumbo
Ligas de alumínio	Mercúrio, estanho
Ligas de cobre	Mercúrio, chumbo

Tabela 5. Alguns exemplos de combinação material e metais líquidos em que pode ocorrer LME[39].

Pequenas concentrações do metal fundido podem ser suficientes para provocar LME.

Geralmente, os pares (metal fundido e os metais da liga suscetível) possuem baixa solubilidade mútua e não formam compostos intermetálicos, apesar de haver algumas exceções. Além disso, alguns pares não provocam fragilização, apesar de satisfazerem ao critério cima.

LME é um mecanismo de extrema severidade, de forma que alguns materiais dúcteis com quase 100% de redução de área podem passar a ter, praticamente, 0% de redução de área quando testados em meios de metais líquidos específicos. Tensão de tração provoca o trincamento. Mesmo com tensões bem abaixo do limite de escoamento, a taxa de propagação das trincas pode ser muito elevada. Em alguns casos, as trincas podem se tornar passantes em alguns segundos.

No entanto, as trincas podem iniciar simplesmente pelo contato do metal fundido com a liga suscetível, sem tensão de tração.

Para prevenção de LME, deve-se evitar o contato do componente com metais que podem provocar o trincamento. Por exemplo, componente galvanizado não deve ser soldado a componente de aço inoxidável austenítico. Também deve-se evitar o contato entre componentes galvanizados ou com tintas ricas em zinco e componentes de aços inoxidáveis austeníticos que irão operar em temperaturas elevadas. Por exemplo, deve-se evitar contato de andaime galvanizado com tubos de aço inoxidável austenítico de um forno de processo. Se houver atrito entre os dois componentes e partículas de zinco ficarem na superfície dos tubos, elas podem fundir e promover LME, com consequente trincamento dos tubos, quando o forno entrar em operação.

Outro ponto de atenção a ser considerado é durante a ocorrência de incêndio, em que o metal fundido pode escorrer e entrar em contato com um componente de liga metálica suscetível, por exemplo, fusão do zinco de componente galvanizado, fusão de estanho ou chumbo de soldas, fusão do cádmio de revestimento de parafusos, entre outros.

A condensação de mercúrio líquido em plantas de tratamento gás, as quais operam com serviço criogênico, pode promover trincamento de equipamentos fabricados em ligas de alumínio.

Além disso, o vazamento de mercúrio presente em instrumentos assim como a presença de mercúrio como contaminante no fluido de processo podem promover o trincamento de componentes fabricados em ligas de cobre (ex.: latão), ligas de titânio, ligas de alumínio etc.

[39] Existem outras combinações metal/liga metálica e metais líquidos que promovem o mecanismo. Além disso, existem outros metais que promovem fragilização nas ligas metálicas listadas na tabela.

6.6 Tabela resumo

A Tabela 6 resume, de maneira simplificada, as características para os diversos mecanismos de trincamento assistido pelo meio. O objetivo é efetuar uma comparação entre os diversos mecanismos de trincamento assistido pelo meio, de maneira geral. Podem existir casos que apresentarão características distintas das apresentadas na tabela. É necessário, portanto, realizar análise de falha, considerando, além da morfologia, o histórico e as condições operacionais do componente. Também é importante ressaltar que, muitas vezes, dois ou mais mecanismos de danos podem atuar simultaneamente.

	Características			
Fatores	**Corrosão sob tensão**	**Corrosão-fadiga**	**Fragilização por hidrogênio**	**LME/SME**
Tensão	Tração	Tração	Tração	Tração
	Estática	Cíclica	Estática	Estática
Meio (*environment*)	Meio específico para a liga metálica afetada.	É necessário um meio, mas não é específico para a liga metálica.	A geração de H pode ocorrer pela redução de H^+ (corrosão, eletrodeposição, superproteção catódica etc.); dissociação térmica de H_2 etc.	Metal(is) específico(s) para a liga metálica afetada.
Polarização catódica, levando o potencial para a região de imunidade	Suprime	Suprime	Favorece	N/A
Morfologia da trinca	Transgranular ou intergranular	Transgranular (mais comum)	Intergranular ou transgranular	Intergranular
	Geralmente Ramificada	Geralmente sem ramificação	Com ou sem ramificação	Ramificada
	Geralmente sem dissolução anódica	Geralmente com dissolução nos flancos e na ponta	Sem dissolução anódica	N/A
	Geralmente sem produtos de corrosão	Geralmente com produtos de corrosão	Geralmente sem produtos de corrosão	Metal que promoveu o trincamento no seu interior

Tabela 6. Resumo das principais características dos mecanismos de trincamento assistido pelo meio. Modificado de [11].

6.7 Referências

[1] PELLICCIONE, A.S., MORAES, M.F., GALVÃO, J.L.R., MELLO, L.A., SILVA, E.S. **Análise de falhas em equipamentos de processo**: mecanismos de danos e casos práticos. 2 ed. Rio de Janeiro: Interciência, 2014. 386 p.

[2] SHIPILOV, Sergei A. Stress corrosion cracking and corrosion fatigue: a record of progress, 1873–1973. *In*: **Environment-induced cracking of materials**. Amsterdam: Elsevier, 2008. p. 507-557.

[3] STRAUB, Frederick Guy et al. **Embrittlement in boilers**: a report of an investigation conducted by the engineering experiment station. Illinois : University of Illinois at Urbana Champaign; College of Engineering. Engineering Experiment Station, 1930. 130 p.

[4] PARR, Samuel Wilson; STRAUB, Frederick Guy. **The cause and prevention of embrittlement of boiler plate**. University of Illinois Bulletin n. 155, v. XXIII, n. 43, 1926. 62 p.

[5] BROWN, B. F. **Stress corrosion cracking control measures.** Washington, D. C. **:** ARPA, 1977. 81 p. (NBS MONOGRAPH 156).

[6] CRAIG, H. L. Stress corrosion cracking of metals-a state of the art: a symposium. presented at The American Society for Metals Conference, Detroit, Michigan, 18 October 1971. **Conference […]**. p. 1972-1973. Ohio: American Society for Metals, [1971]. ASTM STP 518P.

[7] MCINTYRE, Dale R.; DILLON, C. P. **Guidelines for preventing stress corrosion cracking in the chemical process industries.** Columbus**,** Ohio: Materials Technology Institute of the Chemical Process Industries, 1985. Print. 302 p.

[8] INTERNATIONAL ORGANIZATION FOR STANDARDIZATION. **Fasteners**: mechanical properties of corrosion-resistant stainless steel fasteners. ISO 3506-1. 3. ed. London, 2020. 46 p.

[9] SADANANDA, K.; VASUDEVAN, A. K. Failure diagram for chemically assisted crack growth. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 42, n. 2, p. 296-303, 2011.

[10] VASUDEVAN, A. K.; SADANANDA, K. Role of slip mode on stress corrosion cracking behavior. Metallurgical and Materials. **Transactions A**, v. 42, n. 2, p. 405-414, 2011.

[11] JONES, Denny A. **Principles and prevention of corrosion**. New York: Macmillan Pub. Co., 1992. Print. 572 p.

[12] AMERICAN NATIONAL STANDARDS INSTITUTE; AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE. **Damage mechanisms affecting fixed equipment in the refining industry.** ANSI/API Recommended Practice 571, 3. ed., March 2020. Washington, D. C. 2020. 376 p.

[13] FONTANA , M. G. **Corrosion engineering**. 3. ed. New York : McGraw-Hill, 1986. 556 p.

[14] RAJA, V. S.; SHOJI, T. **Stress corrosion cracking:** theory and practice. Sawston: Woodhead, 2011. 792 p.

[15] HEALTH AND SAFETY LABORATORY**. Chloride stress corrosion cracking in austenistic stainless steel**. 2011, 62 p. Disponível em: https://www.hse.gov.uk/research/rrpdf/rr902.pdf. Acesso em: janeiro de 2022

[16] ALLOY 2507, UNS S32750. Super Duplex Stainless Steel. **Shijiazhuang Metalsin Pipeline Tech Co**, April 28, 2021. Disponível em: http://www.pipingpipeline.com/alloy-2507-s-32750-super-dss.html. Acesso em: janeiro de 2022.

[17] THE nickel advantage. **Nickel Institute.** Disponível em: https://nickelinstitute.org/en/nickel--applications/stainless-steel/the-nickel-advantage/. Acesso em: janeiro de 2022.

[18] NACE INTERNATIONAL. **Protection of austenitic stainless steels and other austenitic alloys from polythionic acid stress corrosion cracking during a shutdown of refinery equipment**. NACE SP0170. Houston, 2018. 16 p.

[19] AMERICAN PETROLEUM INSTIUTE. **Material, fabrication, and repair considerations for austenitic alloys subject to embrittlement and cracking in high temperature 565 °C to 760 °C (1050 °F to 1400 °F) refinery services**. API TECHNICAL REPORT 942-B. 1 ed. Washington, D. C. 2017. 88 p.

[20] HALL, Ernest L.; BRIANT, Clyde L. Chromium depletion in the vicinity of carbides in sensitized austenitic stainless steels. **Metallurgical Transactions A**, v. 15, n. 5, p. 793-811, 1984.

[21] SENSITIZATION of austenitic stainless steels. **Pipping & Pipeline**, 1 nov., 2021. Disponível em: http://www.pipingpipeline.com/sensitization-of-austenitic-ss.htm. Acesso em: janeiro de 2021.

[22] AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE. **Risk-based inspection methodology**. API RECOMMENDED PRACTICE 581. 3. ed., April 2016, Addendum 1, April 2019, Addendum 2, October 2020. Washington, D. C. 652 p.

[23] AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **Standard practices for detecting susceptibility to intergranular attack in austenitic stainless steels**. ASTM A262-15. Pensilvânia, 20 p.

[24] INTERNATIONAL ORGANIZATION FOR STANDARDIZATION. **Corrosion of metals and alloys Electrochemical potentiokinetic reactivation measurement using the double loop method (based on Čihal´s method)**. ISO 12732. Geneva, 1. ed. 20 p.

[25] NACE INTERNATIONAL. **Avoiding caustic stress corrosion cracking of refinery equipment and piping**. NACE SP0403. Houston, 2015. 20 p.

[26] NACE INTERNATIONAL. **Guidelines for maintaining integrity of equipment in anhydrous ammonia storage and handling.** NACE TR5A192. Houston, 2021. 11 p.

[27] AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE. **Avoiding environmental cracking in amine units**. API RP 945. 3. ed. Washington, D. C., 2003. 35 p.

[28] NACE INTERNATIONAL. **Methods and controls to prevent in-service environmental cracking of carbon steel weldments in corrosive petroleum refining environments.** NACE SP0472. Houston, 2020. 32 p.

[29] STRESS corrosion cracking of pipeline steels in near-neutral pH solutions: the role of mechanochemical and chemomechanical effects**. AIMS Materials Science,** v. 6, n. 6, 2019. Disponível em: https://www.aimspress.com/article/id/4355. Acesso em janeiro de 2022.

[30] MICHAEL Baker Jr., Inc. **Understanding Stress Corrosion Cracking (SCC) in pipelines**. Disponível em: https://primis.phmsa.dot.gov/docs/sccReport/CHAPTER%204%20-%20UNDERSTANDING%20STRESS%20CORROSION%20CRACKING%20IN%20PIPELINES.PDF. Acesso em janeiro de 2022.

[31] NIAZI, Hamid et al. High pH stress corrosion cracking initiation and crack evolution in buried steel pipelines: a review. **Engineering Failure Analysis**, v. 120, p. 105013, 2021.

[32] AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **Standard specification for denatured fuel ethanol for blending with gasolines for use as automotive spark-ignition engine fuel**. ASTM D4806 21a. Pensilvânia, 2021. 9 p.

[33] AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE. **Stress corrosion cracking of carbon steel in fuel-grade ethanol: review, experience survey, field monitoring, and laboratory testing**. API TR 939-D. Washington, D. C., 2013. 400 p.

[34] AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **Standard test method for determining the susceptibility to intergranular corrosion of 5xxx series aluminum alloys by mass loss after exposure to nitric acid (NAMLT Test)**. ASTM G67. Pensilvânia, [2024]. 5 p.

[35] AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE. **Risk-based inspection**. API PUBLICATION 581, May 2000. Washington, D. C., 2000**.** 333 p.

[36] POURBAIX, Marcel. **Atlas of electrochemical equilibria in aqueous solution**. Houston: NACE, 1974. v. 307. 644 p.

[37] FUKAI, Y. Site preference of interstitial hydrogen in metals. **Journal of the Less Common Metals**, v. 101, p. 1-16, 1984.

[38] SILVA, P.S.C.P. **Análise de falhas em equipamentos estáticos** : notas de aula, 2017. 36 p.

[39] AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **Standard terminology and acronyms relating to corrosion**. ASTM G193. Pensilvânia, 2022. 24 p.

[40] AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **Standard guide for post-coating; treatments of steel for reducing the risk of hydrogen embrittlement.** ASTM B850 − 98 (Reapproved 2022), Pensilvânia, 1998. 3 p.

[41] AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **Standard specification for pre-treatments of iron or steel for reducing risk of hydrogen embrittlement**. ASTM B849 − 02 (Reapproved 2023). Pensilvânia, 2023. 3 p.

[42] JAMBO, H.C.M, FÓFANO, S. **Corrosão** : fundamentos, monitoração e controle. Rio de Janeiro: Ciência Moderna, 2008. 341 p.

[43] AMERICAN NATIONAL STANDARDS INSTITUTE; NACE INTERNATIONAL. **Petroleum, petrochemical and natural gas industries — Metallic materials resistant to sulfide**

stress cracking in corrosive petroleum refining environments. ANSI/NACE MR0103/ISO 17945:2015. Washington, D. C., 2015. 48 p.

[44] AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE. **Steels for hydrogen service at elevated temperatures and pressures in petroleum refineries and petrochemical plants**. API RP 941. Washington, D. C., 2020. 66 p.

[45] PORT, R. D.; HERRO, H. M. **The Nalco guide to boiler failure analysis**. Nova York: McGraw-Hill, 1991. 599 p.

[46] ROLFE, Stanley Theodore; BARSOM, John M. **Fracture and fatigue control in structures**: applications of fracture mechanics. Pensilvânia: ASTM International, 1977. 562 p.

7 FLUÊNCIA

7.1 Deformação em alta temperatura 348

7.2 Ductilidade sob fluência 360

7.3 Fratura por fluência 365

7.4 Previsão de vida sob fluência 373

7.5 Referências 386

André da Silva Pelliccione
Paulo Sérgio Carvalho Pereira da Silva

7.1 Deformação em alta temperatura

No projeto de componentes e equipamentos que devem operar em altas temperaturas, vários fenômenos devem ser levados em conta, tais como:

a) redução da resistência mecânica com a temperatura;

b) alterações estruturais com o tempo e temperatura, tais como grafitização e esferoidização;

c) ocorrência de tensões térmicas;

d) corrosão em altas temperaturas;

f) fluência.

Fluência é, portanto, um fenômeno a ser considerado, mas nem sempre é um fator decisivo na escolha do material, limitante das tensões atuantes ou limitante da vida do componente ou estrutura.

Entende-se por fluência o fenômeno de deformação permanente dependente do tempo que, eventualmente, pode levar à fratura de componentes e estruturas metálicas, sob carga constante, ou mesmo tensões constantes inferiores ao limite de escoamento, em consequência de mecanismos de deformação termicamente ativados.

Fluência é o único fenômeno mecânico que ocorre nos metais em função do tempo, isto é, não há simultaneidade entre tensão aplicada e deformação permanente dependente do tempo. De maneira distinta, fadiga é função do número de ciclos e não do tempo, conforme será abordado no Capítulo 8.

O mesmo fenômeno pode se apresentar, macroscopicamente, sob dois aspectos mecânicos, dependendo das condições de carregamento:

i) quando a carga ou tensão aplicada se mantém constante (Figura 1), a deformação aumenta continuamente e ocorre o que se chama de fluência propriamente dita.

ii) quando a deformação se mantém fixa (condição de "garra fixa"), as tensões diminuem com o tempo (Figura 2), ocorrendo "relaxamento de tensões" (*stress relaxation*).

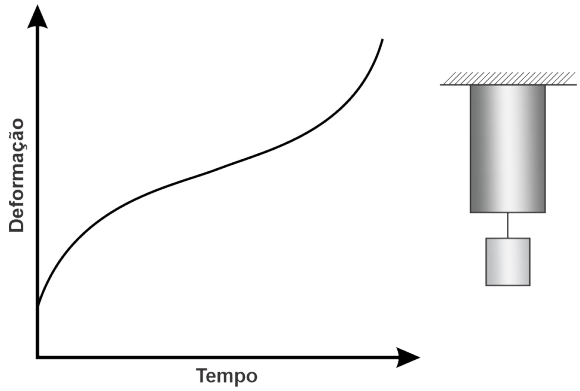


Figura 1. Carga constante – fluência. Fonte: os autores

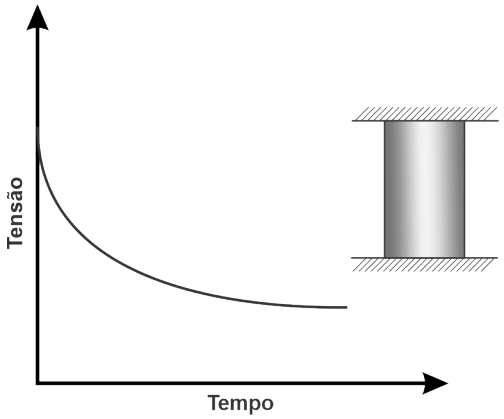


Figura 2. Deformação constante – relaxamento de tensões. Fonte: os autores

Tanto a deformação total como a fratura sob fluência podem constituir uma falha, dependendo do componente. Palhetas de turbina têm a vida limitada pela deformação total, enquanto tubos de caldeira falham por ruptura. O fenômeno de relaxamento de tensões pode ser crítico em outros componentes, por exemplo, em parafusos.

7.1.1 Curvas de fluência

A curva em azul, mostrada na Figura 3, representa esquematicamente uma curva típica de fluência, deformação (ε) x tempo (t), com três estágios. A curva inferior à direita, em vermelho, representa a correspondente taxa de deformação ($\dot{\varepsilon}$) ao longo do tempo. Após a deformação elástica, ε_0, inicia-se o chamado **estágio primário ou estágio I**, com velocidade de deformação decrescente. Esse estágio é seguido pelo **estágio secundário ou estacionário ou estágio II**, com velocidade de deformação constante e mínima de toda a curva, $\dot{\varepsilon}_e$. O último estágio, chamado **terciário ou estágio III**, possui taxa de deformação crescente e termina com a fratura após um tempo de ruptura t_r e uma deformação ε_r (ductilidade sob fluência).

A forma da curva é determinada pela competição entre vários mecanismos, conforme descritos em detalhes na referência [2]:

a) encruamento, que tende a diminuir a velocidade de deformação, sendo o mecanismo predominante no estágio I.

b) "amolecimento" (recuperação, recristalização, superenvelhecimento etc.), o qual tende a aumentar a velocidade de deformação. O estágio II possui velocidade de deformação relativamente constante por conta do balanço entre encruamento e amolecimento ou do balanço entre encruamento e processos que produzem danos internos, conforme descrito a seguir.

c) cavitação, trincamento ou outros processos que produzem danos internos, além da redução da seção transversal e formação de pescoço, promovendo aumento da tensão ou diminuição da resistência. Sendo assim, também tendem a aumentar a velocidade de deformação. Esses processos ocorrem no estágio III, que possui taxa de deformação crescente.

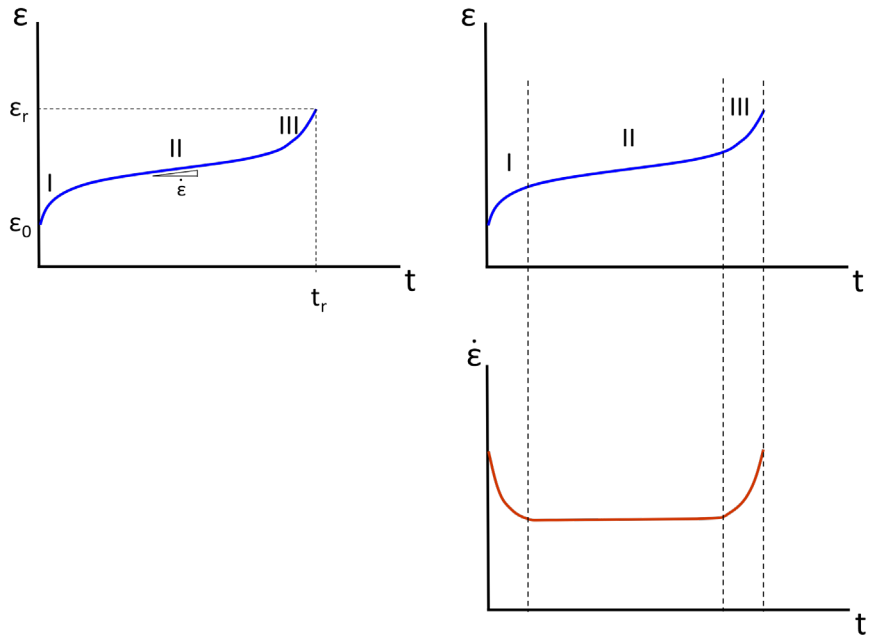


Figura 3. Curva de fluência. Deformação x tempo (em azul) e taxa de deformação x tempo (em vermelho). Fonte: os autores.

Efeito da tensão e temperatura

A Figura 4 esquematiza os resultados de ensaios de fluência a várias tensões ou temperaturas para um mesmo material.

É importante notar a variação da extensão dos vários estágios, em particular do estágio estacionário, com a variação da tensão ou da temperatura.

- Com a redução da tensão ou temperatura, a ductilidade[1] (ε_r) tende a ser menor e o tempo de ruptura (t_r) maior. Além disso, a taxa de deformação ($\dot{\varepsilon}_e$) vai diminuindo. Verifica-se, também, que o primeiro e segundo estágios ficam bem definidos, e o terceiro estágio tende a diminuir.
- Com o aumento da tensão ou temperatura, o estágio II tende a desaparecer. Nota-se também o aumento da taxa de deformação ($\dot{\varepsilon}_e$) e a redução do tempo de ruptura (t_r) com o aumento da tensão ou temperatura.

[1] A variação da ductilidade é mais complexa e será vista, em detalhe, no item 7.2.

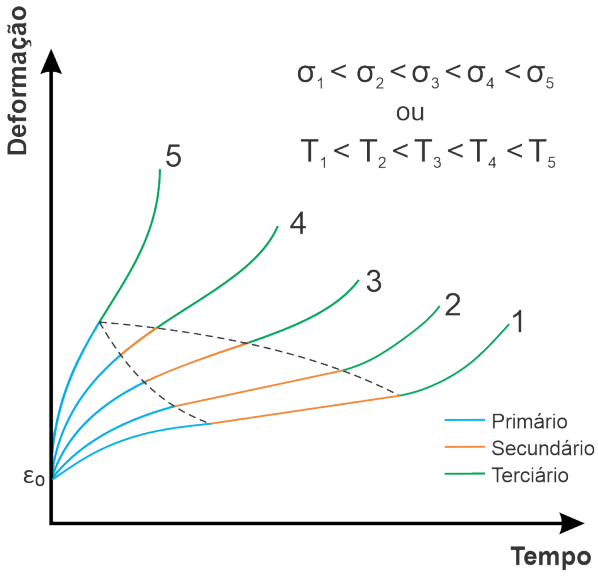


Figura 4. Curvas de fluência. Modificado de [1].

Em temperaturas mais elevadas, em que ocorrem mecanismos de amolecimento descritos em b (recuperação, recristalização etc.), o estágio I será regido pelo encruamento, o estágio II pelo balanço entre encruamento e mecanismos de amolecimento e o estágio III pelos mecanismos que promovem danos internos e redução da seção[2], conforme descrito anteriormente.

No entanto, em baixas temperaturas, os mecanismos descritos em b tendem a não ocorrer. O estágio I será regido pelo encruamento, porém, nesse caso, o estágio II não será definido pelo balanço entre encruamento e mecanismos de amolecimento. Considerando um ensaio de carga constante, a redução da seção resultará em aumento da tensão e consequente aumento da velocidade com que fluência ocorre. O estágio II será definido pelo balanço entre o encruamento e esse efeito. O estágio III ocorrerá conforme descrito anteriormente. Se o ensaio for realizado por tensão constante em vez de carga constante, o estágio II pode não se desenvolver, já que não ocorrerá aumento de tensão para balancear o encruamento. Dessa forma, o estágio I pode se prolongar até a ruptura que, nesse caso, tende a ser transgranular.

Efeito da "resistência à fluência" do material

Em geral, quanto maior a "resistência à fluência", menor a ductilidade à fluência. Assim, se compararmos um material com "alta resistência à fluência" com o mesmo material na condição de "baixa resistência à fluência", podem-se observar as seguintes diferenças nas curvas:

- O material na condição de "maior resistência à fluência" terá t_r mais elevado e $\dot{\varepsilon}_e$ menor. Sua ductilidade (ε_r) será menor, resultando em uma curva (deformação x tempo) semelhante às curvas para baixas tensões ou baixas temperaturas.

[2] Além deles, o escorregamento de contornos de grãos e trincas intergranulares podem contribuir para acelerar a velocidade de deformação e iniciar o estágio III.

- O material na condição de "menor resistência à fluência" terá $\dot{\varepsilon}_e$ mais elevada, t_r menor e ε_r maior, como as curvas (deformação x tempo) para temperaturas ou tensões mais elevadas.

Do ponto de vista científico, ensaios sob tensões constantes são mais significativos e mais fáceis de interpretar. No entanto, sob o ponto de vista de aplicação, os componentes e estruturas de engenharia sujeitos à fluência estão normalmente solicitados sob cargas constantes. A maior facilidade de execução de ensaios sob cargas constantes e a maior representatividade em relação aos casos reais faz com que a maioria dos dados disponíveis para projeto sejam oriundos de ensaios sob carga constante.

Várias equações empíricas foram publicadas para descrever as curvas de fluência.

Viswanathan [2] resume as mais usadas. Nos estágios I e II, as seguintes equações fornecem resultados praticamente equivalentes:

$$\varepsilon = \varepsilon_0 + C_1.t^{\frac{1}{3}} + \dot{\varepsilon}_e.\mathrm{t} \qquad 7.1$$

$$\varepsilon = \varepsilon_0 + C_2.[1 - \exp(-C_3.t)] + \dot{\varepsilon}_e.\mathrm{t} \qquad 7.2$$

$$\varepsilon = \varepsilon_0 + \frac{\dot{\varepsilon}_e}{C_4}.\ln\{1 + C_5.[1 - \exp(-C_4.t)]\} + \dot{\varepsilon}_e.\mathrm{t} \qquad 7.3$$

Os três termos à direita de cada equação representam as contribuições, respectivamente, da deformação instantânea, da deformação no estágio I e da deformação no estágio II. C_1, C_2, C_3, C_4 e C_5 são constantes empíricas.

A deformação com velocidade crescente no estágio III, ε_t, pode ser representada pela expressão:

$$\varepsilon_t \; \alpha \; \exp[C_6.(t - t_3)] \qquad 7.4$$

e a taxa de deformação no estágio III, como:

$$\dot{\varepsilon}_t \; \alpha \; \frac{1}{(1 - D)^{C_7}} \qquad 7.5$$

onde C_6 e C_7 são constantes, t_3 é o tempo para o início do estágio III e D é um parâmetro de dano arbitrário que varia entre 0 e 1 para, respectivamente $t = 0$ e $t = t_r$.

Nas equações anteriores, as constantes C_1 a C_7 dependem da tensão e temperatura, não sendo possível, portanto, extrapolação de resultados. Isso é possível pelos parâmetros θ da equação:

$$\varepsilon = \theta_1.[1 - \exp(-\theta_2.t)] + \theta_3.[\exp(\theta_4.t) - 1] \qquad 7.6$$

onde θ_1, θ_2, θ_3 e θ_4 são constantes determinadas experimentalmente, por meio das quais se ajustam numerosas curvas de fluência. Os parâmetros θ_1 e θ_2 descrevem a contribuição da velocidade decrescente (estágio I), enquanto θ_3 e θ_4 definem a deformação com velocidade crescente (estágio III). Nota-se a ausência do estágio estacionário, que é aproximado pelo ajuste dos parâmetros. Verifica-se, também, que o logaritmo dos parâmetros θ, assim definidos, variam linearmente com a tensão, de tal modo que, obtendo-se os valores empíricos para um determinado material, em ensaios rápidos sob altas tensões, pode-se extrapolar as curvas de fluência para tensões baixas, substituindo-se os valores de θ.

7.1.2 Mecanismos de fluência – Mapas de Ashby

A diferença mais importante entre a deformação permanente (plástica) à temperatura ambiente e a altas temperaturas é que, no primeiro caso, só existe um mecanismo operativo, que é o escorregamento de discordâncias (*glide*). No entanto, em altas temperaturas, vários mecanismos podem operar, dependendo das variáveis externas (tensão e temperatura) e do material. Isso faz com que ligas resistentes à fluência sejam, normalmente, muito complexas, com vários elementos de liga, pois múltiplos mecanismos devem ser inibidos simultaneamente.

Quando os mecanismos são independentes, o mais rápido determina a velocidade de deformação; quando são dependentes é o mais lento que determina a velocidade resultante.

Para o estudo da fluência, os mecanismos de deformação podem ser agrupados em duas categorias:

(i) Fluência por difusão (*diffusion creep*), e

(ii) Fluência por discordâncias (*dislocation creep*).

Em ambos os mecanismos, a velocidade de deformação é determinada pela velocidade de autodifusão da espécie atômica predominante da matriz.

Na *fluência por difusão*, a deformação ocorre por transporte de matéria, ou seja, por difusão de átomos, a qual, como sabemos, nos metais, para átomos não intersticiais, ocorre por mecanismo assistido por lacunas[3]. O transporte de massa (movimento de átomos), orientado pela tensão externa aplicada, pode ocorrer através dos grãos ou pelos contornos de grãos, resultando no que se conhece como *fluência de Nabarro-Herring* e *fluência de Coble*, respectivamente. Os átomos fluem para contornos sujeitos à tração, como indicado na Figura 5. Nessa Figura é possível observar, de maneira esquemática, o alongamento do grão na direção da tensão.

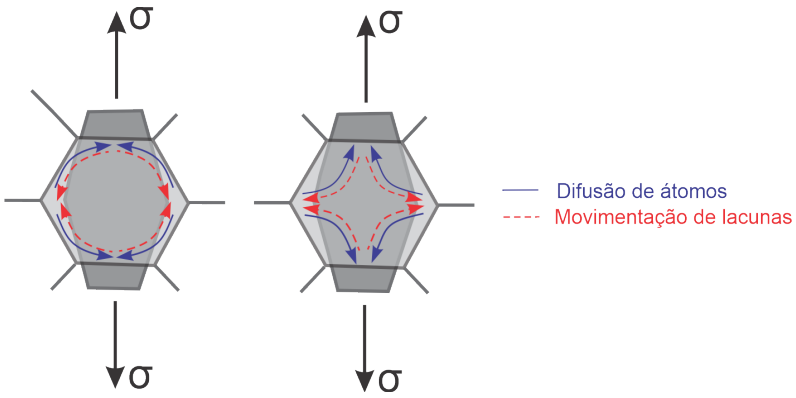


Figura 5. Fluência por difusão. Coble (à esquerda) e Nabarro-Herring (à direita). Fonte: os autores.

Na *fluência por discordâncias*, a deformação resulta do escorregamento (*glide*) de discordâncias, mas esse mecanismo só é possível, a tensões constantes, se as discordâncias ultrapassarem barreiras por meio

[3] O número de lacunas em equilíbrio é função da temperatura e, no estado sólido, cresce fortemente com o aumento de temperatura.

de mecanismos termicamente ativados, como *estricção* de discordâncias parciais, *cross-slip* e, particularmente, *climb*. Assim, a velocidade de deformação continua sendo função da velocidade de difusão.

Ashby racionalizou a relação entre os mecanismos de deformação e as condições de solicitação (tensão e temperatura) por meio de mapas, conhecidos como *mapas de Ashby*. Cada uma das regiões desses mapas indica as condições em que um determinado mecanismo determina a velocidade de deformação. A Figura 6, adaptada da Referência [3], mostra um exemplo esquemático simples, de interesse apenas teórico, sendo possível observar que:

- Com baixo nível de tensões e baixas temperaturas, a deformação é elástica.
- Em altas temperaturas e relativo baixo nível de tensões, tende a ocorrer a fluência por difusão (em azul na Figura 6). Em menores temperaturas, a difusão ocorre nos contornos de grãos (*fluência de Coble*), e em maiores temperaturas a difusão ocorre através dos grãos (*fluência de Nabarro-Herring*). Isso se explica porque a energia de ativação para difusão pelos contornos de grão é menor do que a energia de ativação para difusão através dos grãos.
- Com maiores níveis de tensão, a fluência por discordâncias passa a ser predominante (em cinza na Figura 6).

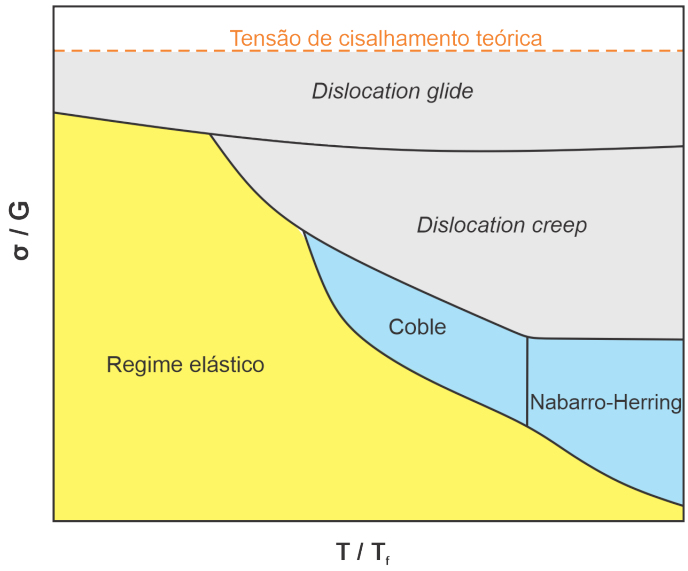


Figura 6. Mapa de Ashby esquemático para um determinado metal ou liga metálica. σ é a tensão de tração e G é o módulo de cisalhamento. T é a temperatura de interesse e T_f é a temperatura de fusão. Modificado de [3].

Conhecendo-se a relação funcional entre a tensão e a temperatura, é possível localizar, nos mapas, as curvas de velocidade de deformação constante, como pode ser consultado nos mapas de Ashby [4]. A Figura 7 ilustra, de maneira esquemática e simplificada, o formato do mapa. Os mapas completos podem ser consultados na fonte original [4].

Sendo a velocidade de deformação variável com o tempo, essa relação funcional deve corresponder a um valor característico dessa velocidade, usualmente a velocidade em estágio estacionário, $\dot{\varepsilon}_e$, como

será visto posteriormente. O valor de 1%/ano, que corresponde, aproximadamente, a 10^{-9} seg^{-1}, é considerado um limite para a velocidade de deformação de interesse em Engenharia. Pode-se estender as curvas teóricas até valores de velocidades de deformação correspondentes a fenômenos geológicos, como 10^{-14} seg^{-1}.

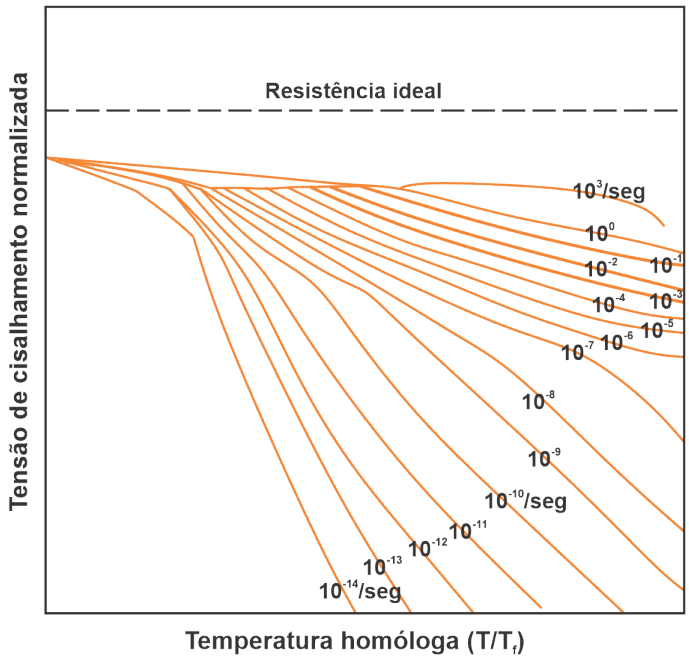


Figura 7. Mapa esquemático e simplificado, contendo curvas de deformação constante. Modificado de [4].

A deformação em alta temperatura é acompanhada por outro fenômeno característico e de importantes consequências para o comportamento mecânico. Trata-se do escorregamento de contornos de grãos. Esse fenômeno pode ser observado diretamente por microscopia ótica pelo deslocamento, no contorno, de riscos (gerados propositalmente) na superfície polida de um corpo de prova submetido à fluência, sob atmosfera controlada ou vácuo, conforme esquematizado na Figura 8.

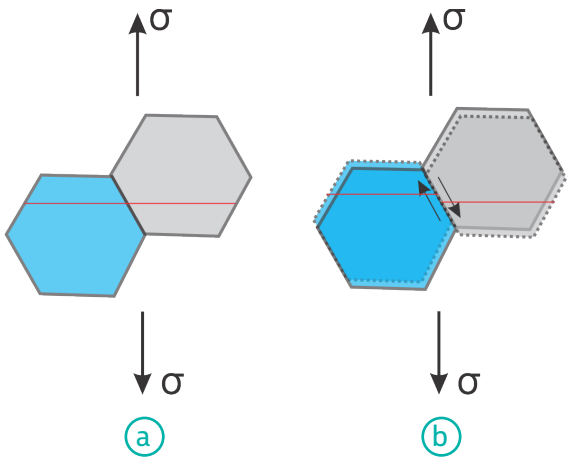


Figura 8. (a) Representação de um risco, feito propositalmente, em dois grãos. (b) Representação do deslocamento do risco, após ocorrência de fluência, indicando escorregamento de grãos. Fonte: os autores.

Nos primeiros estudos de fluência, identificava-se esse fenômeno como o mecanismo principal de deformação em alta temperatura, definindo-se uma *temperatura equi-coesiva*. Abaixo dessa temperatura, a resistência ao escorregamento do interior dos grãos seria inferior à do contorno (teríamos fratura transgranular) e o oposto ocorreria acima dessa temperatura (teríamos fratura intergranular). Hoje, sabe-se que o escorregamento de contornos acompanha os diversos mecanismos de deformação por fluência e que a sua contribuição para a deformação total é pequena. Sua importância decorre de ser a principal causa da formação de microcavidades nos contornos de grãos, mecanismo de dano interno conhecido como cavitação, que será abordado no item sobre fratura de fluência.

7.1.3 Influência da tensão e da temperatura

Nas regiões em que predomina a fluência por difusão – *fluência de Nabarro-Herring* ou *fluência de Coble* – a velocidade mínima de deformação, $\dot{\varepsilon}_e$, varia linearmente com a tensão, isto é:

$$\dot{\varepsilon}_e \; \alpha \; \sigma \qquad 7.7$$

sendo o coeficiente de proporcionalidade diretamente proporcional ao coeficiente de autodifusão e inversamente proporcional a uma potência do tamanho de grão. Nesse caso, portanto, quanto maior o tamanho de grão, mais resistente à deformação será o material.

A maioria dos equipamentos e componentes que trabalham a alta temperatura são projetados para uma vida de aproximadamente 20 anos, o que resulta em tensões em que o mecanismo operativo é a fluência por discordâncias. Assim, para tensões e temperaturas de interesse em Engenharia, $\dot{\varepsilon}_e$ é função de uma potência da tensão, como na conhecida lei de Norton e Bailey:

$$\dot{\varepsilon}_e = A.\sigma^n \qquad 7.8$$

Sendo que A e n seriam constantes independentes da tensão.

A velocidade de deformação em fluência é determinada por mecanismos termicamente ativados. A influência da temperatura, portanto, pode ser descrita por uma equação do tipo Arrhenius:

$$\dot{\varepsilon}_e = A_0.\exp\left(\frac{-Q}{R.T}\right) \qquad 7.9$$

Assim, a equação de Norton e Bailey (*7.8*) poderia ser escrita como:

$$\dot{\varepsilon}_e = A_0.\sigma^n \exp\left(\frac{-Q}{R.T}\right) \qquad 7.10$$

onde A_0 e n são constantes, R é a constante universal dos gases e Q é a energia de ativação do mecanismo que controla a velocidade de deformação.

Os valores de n e Q, na realidade, variam com as condições de solicitação (tensão e temperatura), conforme resultados de experimentos esquematizados na Figura 9. Nota-se a mudança brusca de inclinação das retas correspondente a n = 4 a baixas tensões para n = 10 para altas tensões, para o material em análise (aço 1.25Cr-0.5Mo); a mudança ocorre para valores da tensão em que o modo de fratura muda de intergranular (I) para transgranular (T).

As razões dessas variações continuam sendo discutidas, enquanto, na prática industrial, limita-se a utilizar uma equação do tipo de Norton e Bailey, considerando n e Q constantes, sem grandes discrepâncias nos resultados finais, já que as variações tendem a se compensar [2].

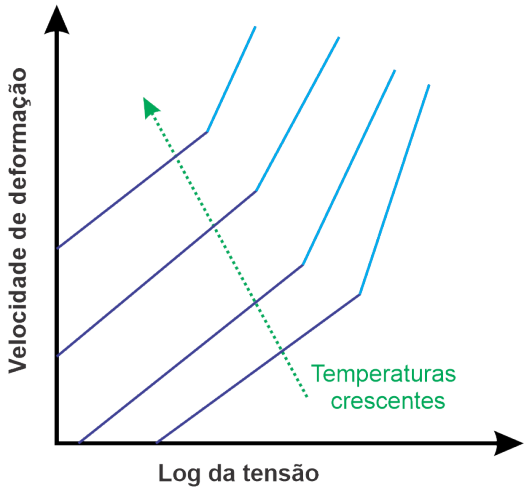


Figura 9. Velocidade de deformação ($\dot{\varepsilon}_e$) em função da tensão para temperaturas crescentes. Em azul escuro predominância de fratura intergranular e em azul claro predominância de fratura transgranular. Ensaio em aço 1.25Cr-0.5Mo. Modificado de [5].

7.1.4 Materiais resistentes à fluência

Para os aço carbono e Cr-Mo, a deformação por fluência é determinada pela movimentação de discordâncias, como já foi dito acima. Esses materiais, portanto, quando submetidos a regime de fluência, são endurecidos pelos mecanismos já conhecidos que se opõem a este mecanismo de deformação. Assim, utiliza-se tanto o endurecimento por solução sólida, como por precipitação, procurando-se precipitados com alta resistência à dissolução ou alta resistência ao coalescimento com a temperatura. Nesse caso, uso de aços com grãos grosseiros não é uma solução para garantir resistência à fluência, em virtude desta ocorrer em tensões relativamente altas.

Por outro lado, para os aços refratários (por exemplo, A608 Grau HP15Nb [6]), típicos de fornos de reforma a vapor e pirólise, que podem operar em temperaturas acima de cerca de 800 °C, os mecanismos de fluência assistidos por difusão e deslizamento de contornos prevalecem. Nesses aços, o acúmulo de danos está associado principalmente à precipitação interdendrítica. Assim, a produção de aços de grãos grosseiros com precipitação descontínua nos contornos produz a maior resistência à fluência [7].

Para temperaturas e tensões crescentes, utilizam-se: (i) aço C-Mn; (ii) aço C-0.5Mo; (iii) aço 1.25Cr-0.5Mo; (iv) aço 2.25Cr-1Mo. A temperaturas acima de cerca de 550 ºC, os aços ferríticos não são mais adequados. Utilizam-se os aços inoxidáveis austeníticos, que, tendo uma estrutura CFC, apresentam maior resistência aos mecanismos que envolvem difusão[4], como *climb* de discordâncias, por exemplo. Utilizam-se então os aços inoxidáveis austeníticos, por exemplo, AISI 316, 321 e 347.

[4] A difusão na austenita é algumas ordens de grandeza menor do que na ferrita.

Em temperaturas acima de aproximadamente 680 ºC, os aços inoxidáveis austeníticos não são adequados, tendo-se que lançar mão das ligas complexas de Fe, de Ni e de Co, resistentes a altas temperaturas.

Para aplicações especiais, como turbinas a gás, ligas de metais refratários como W, Mo, Ta, Nb, de alto ponto de fusão, podem ser requeridas. Em temperaturas extremas, só os cerâmicos que resistem.

A Tabela 1 mostra, em ordem crescente, as temperaturas em que a fluência começa a ser relevante para alguns materiais. Abaixo dessas temperaturas, para os tempos típicos de projeto de vida do equipamento, não há risco de fratura por fluência.

Material	Temperatura Limite (*threshold*)
Aço carbono	345 °C
C-0.5Mo	400 °C
1.25Cr-0.5Mo 2.25Cr-1Mo 5Cr-0.5Mo 7Cr-0.5Mo 9Cr-1Mo	425 °C
2.25Cr-1Mo-V	440 °C
12 Cr	480 °C
AISI 304	510 °C
AISI 316, AISI 321, AISI 347	540 °C
Alloy 800	565 °C
HK 40	650 °C

Tabela 1. Materiais e temperaturas correspondentes em que fluência começa a ser relevante. Modificado de [8].

A Figura 10 ilustra, de maneira esquemática, curvas utilizadas no API 530 - *Calculation of Heater-Tube Thickness in Petroleum Refineries* [9]. Nas curvas em preto são representadas as quedas do limite de escoamento, do limite de resistência e da tensão elástica admissível[5] com o aumento da temperatura. Em azul são mostradas curvas referentes à tensão admissível em regime de fluência, considerando ruptura em 20.000, 40.000, 60.000 e 100.000 horas[6]. Evidentemente, as curvas são distintas para cada material e devem ser consultadas no API 530 [9]. Por exemplo, as curvas do ASTM A213 Gr. T22 (2.25Cr-1Mo) são distintas das curvas do ASTM A213 Gr. T9 (9Cr-1Mo).

[5] A tensão elástica admissível corresponde a 2/3 do limite de escoamento na temperatura para aços ferríticos e 90% do limite de escoamento na temperatura para aços austeníticos.

[6] As tensões admissíveis de ruptura foram obtidas a partir de curvas do parâmetro de Larson-Miller para resistência mínima de ruptura. O parâmetro de Larson-Miller será apresentado em detalhes no item 7.4.

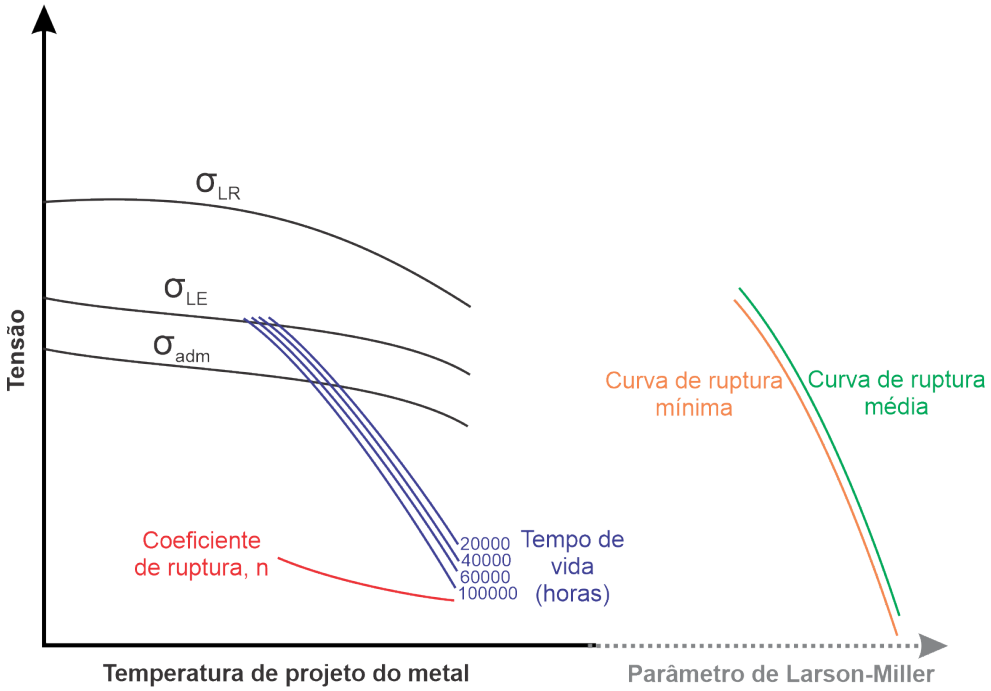


Figura 10. Representação esquemática de curvas para avaliação de fluência, conforme edições anteriores do API 530 [9], para um determinado material. A parte direita do gráfico refere-se ao parâmetro de Larson-Miller, que será visto adiante. Modificado da Referência [9], 5ª edição, 2003.

A Figura 11 representa, em laranja, a tensão admissível regida pelo limite de escoamento ou limite de resistência e, em azul, a tensão admissível regida por fluência (dependente do tempo), em função da temperatura. Verifica-se que, a partir de determinada temperatura (indicada por T_1), a tensão admissível passa a ser regida por fluência.

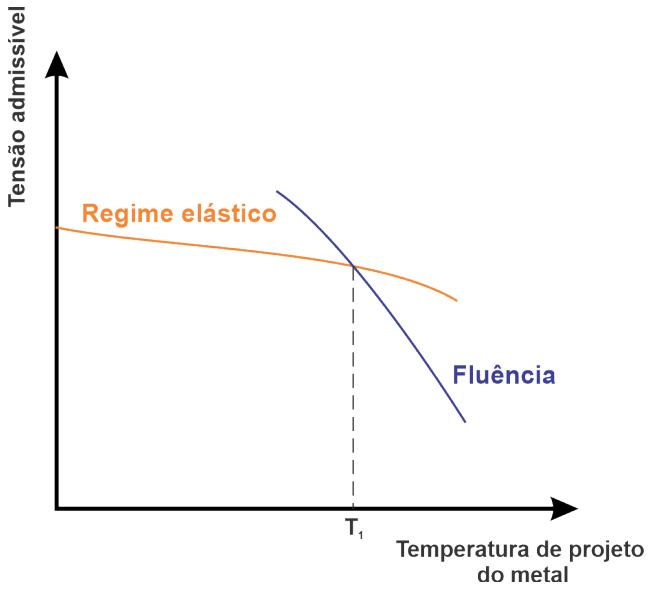


Figura 11. Tensão admissível regida pelo limite de escoamento ou limite de resistência (em laranja) ou por fluência (em azul). Fonte: os autores.

O ASME Seção II, Parte D [10] estabelece que a tensão admissível será o mínimo dos seguintes valores para as Tabelas 1A e 1B[7]:

a) Em temperaturas abaixo da faixa onde a fluência governa a tensão admissível:

1. Valor mínimo especificado do limite de resistência dividido por 3,5.
2. O limite de resistência, em temperatura elevada (temperatura de projeto), dividido por 3,5.
3. 2/3 do valor mínimo especificado do limite de escoamento, em temperatura ambiente.
4. 2/3 do limite de escoamento, em temperatura elevada (temperatura de projeto).

b) Em temperaturas acima da faixa onde a fluência governa a tensão admissível:

1. 100% da tensão média que produz uma taxa de fluência de 0,01% / 1.000 horas.
2. 100% da tensão média multiplicado por um fator[8], para causar ruptura ao final de 100.000 horas.
3. 80% da tensão mínima para causar ruptura ao final de 100.000 horas.

7.2 Ductilidade sob fluência

Enquanto a resistência à fluência recebeu muita atenção na literatura técnica, a ductilidade sob fluência foi pouco estudada, apesar da sua importância. A deformação generalizada ou uniforme na seção de uma estrutura sob condições de fluência é a exceção; em geral, concentrações de tensões ou defeitos pré-existentes provocam a localização da deformação e a falha se dá por propagação de uma trinca. Nesse caso, a ductilidade é determinante no comportamento do material. No caso geral, ambas as propriedades, resistência e ductilidade, que normalmente variam em sentidos contrários, devem ser otimizadas.

Sob regime de fluência, a sensibilidade ao entalhe está diretamente relacionada à ductilidade. A partir de ensaios de fluência, tensão *versus* tempo de ruptura, é possível verificar alguns comportamentos, conforme Figura 12 [2]:

(i) o aço A possui "maior resistência à fluência" do que o aço B.

(ii) o aço "mais resistente à fluência" tende a possuir maior sensibilidade ao entalhe (aumento da inclinação da reta) do que um aço menos resistente à fluência (com maior ductilidade).

(iii) considerando corpos de prova com entalhe, o aço B terá uma resposta melhor (maior tempo de ruptura) do que o aço A em baixos níveis de tensão.

[7] As Tabelas 1A e 1B são aplicáveis para o ASME Seção I; Seção III, Classes 2 e 3; Seção VIII Divisão 1; e Seção XII. No ASME Seção II, Parte D existem critérios para definição da tensão admissível, referentes a outras Seções, Divisões ou Classes do ASME.

[8] Em 815 °C e abaixo, o fator corresponde a 0,67. Acima de 815 °C, o fator é determinado pela inclinação da curva log do tempo de ruptura x log tensão em 100.000 horas.

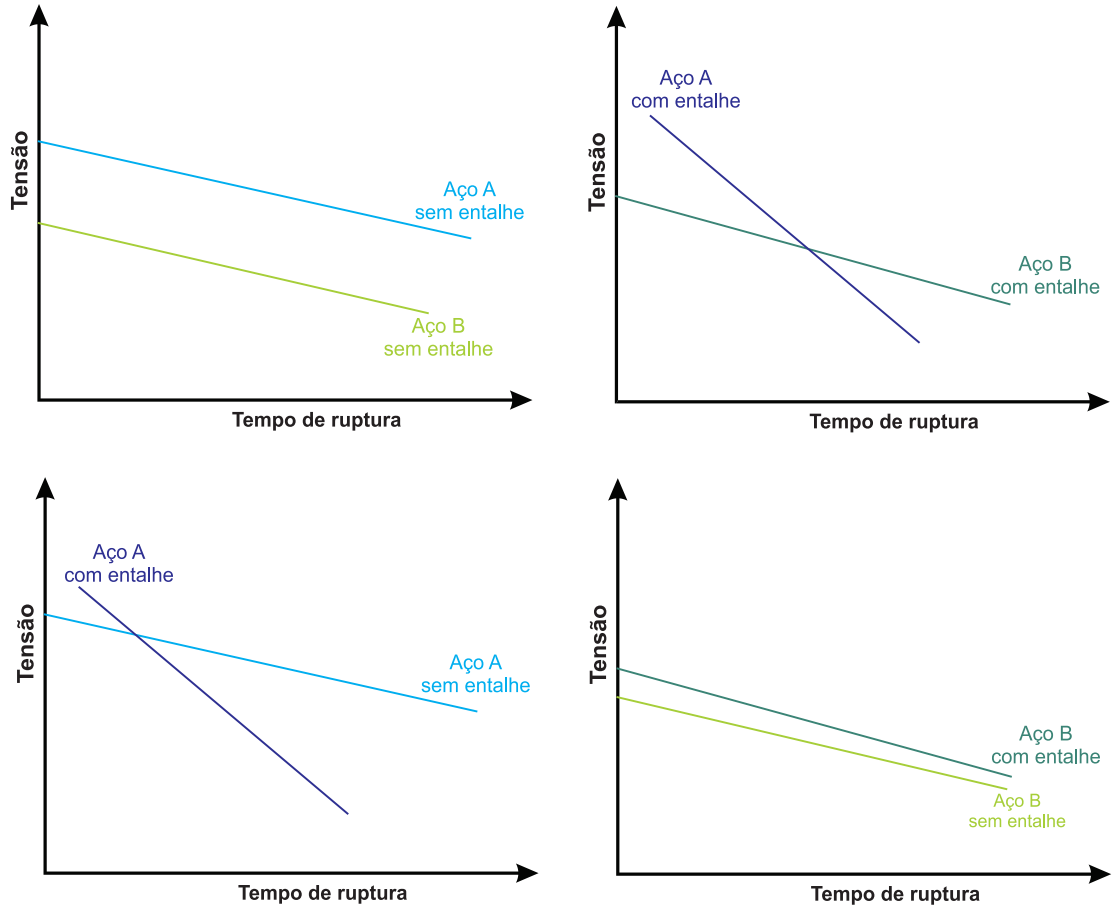


Figura 12. Figura esquemática mostrando a influência do material e da presença de entalhe no comportamento em fluência. Modificado de [2].

7.2.1 Ductilidade e fratura

A Figura 13 ilustra a variação típica de ductilidade com a tensão[9]. Sob tensões elevadas (t_r pequeno), a ductilidade é elevada e razoavelmente constante. As fraturas são transgranulares. Abaixo de um valor limite da tensão, a ductilidade cai rapidamente com a diminuição da tensão e as fraturas se tornam progressivamente intergranulares. Em valores ainda menores de tensão, verifica-se uma recuperação na ductilidade, o que tende a ocorrer principalmente quando as temperaturas são maiores, conforme se observa na Figura 13.

[9] O mesmo comportamento poderia ser observado relacionando a ductilidade com o tempo de ruptura, t_r, ou a velocidade de deformação em estado estacionário, $\dot{\varepsilon}_e$.

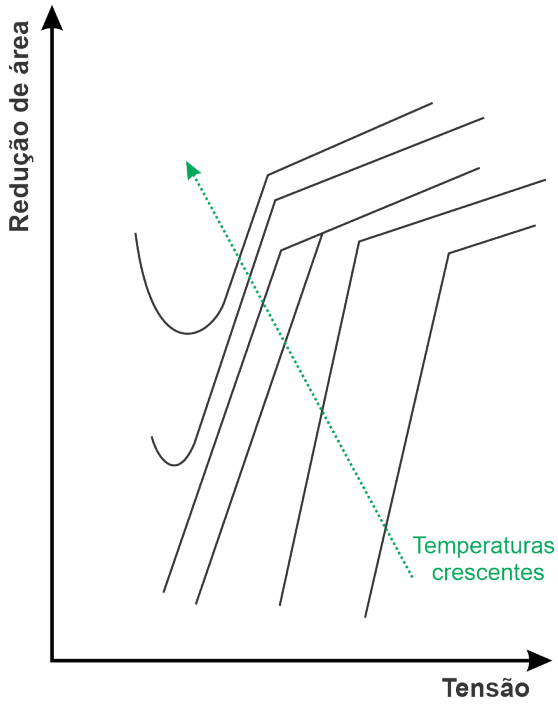


Figura 13. Ductilidade x tensão para um determinado aço. Modificado de [5].

A redução da ductilidade com a diminuição da tensão é geralmente atribuída a uma crescente localização das deformações numa zona estreita ao longo dos contornos de grãos. Sabe-se que a contribuição da deformação provocada pelo escorregamento de contornos se torna tanto mais significativa quanto menor a tensão aplicada. Esse mecanismo é favorecido pela ocorrência de *zonas livres de precipitados* (ZLP) ao longo dos contornos de grãos.

a) Em altas tensões (tempos de ruptura curtos)

   As ZLP não são encontradas e a deformação se dá homogeneamente na matriz.

b) Em tensões intermediárias (tempos de ruptura também intermediários)

   As ZLP se desenvolvem (facilitando a localização da deformação nessas regiões), provocando um mínimo no valor da ductilidade.

c) Em tensões mais baixas (tempos de ruptura longos)

   As ZLP aumentam de espessura e conseguem acomodar maiores deformações, aumentando a ductilidade.

A Figura 14 ilustra, de maneira esquemática, a variação da ductilidade em condições de fluência. Verifica-se que a maior redução da ductilidade se dá para temperaturas intermediárias. Além disso, observam-se dois comportamentos:

i) Em baixas temperaturas, valores baixos de ductilidade podem ser atingidos após longo tempo.

ii) Em altas temperaturas, valores baixos de ductilidade são atingidos após um tempo menor (em comparação com baixas temperaturas). No entanto, quedas significativas de ductilidade não ocorrem, devido à recuperação rápida de ductilidade.

Como era de se esperar, o aumento de tamanho de grão, aumento da resistência e aumento do nível de elementos residuais tendem a provocar uma redução na ductilidade sob fluência.

Além da ZLP, outros efeitos também contribuem para a variação da ductilidade sob fluência, por exemplo, o efeito fragilizante de elementos residuais para os contornos de grãos, em um mecanismo semelhante à *fragilização ao revenido.*

As teorias sobre ductilidade na fluência incluem, portanto, o efeito do escorregamento de contornos, o da formação e evolução das ZLP e o da influência de segregação de elementos residuais.

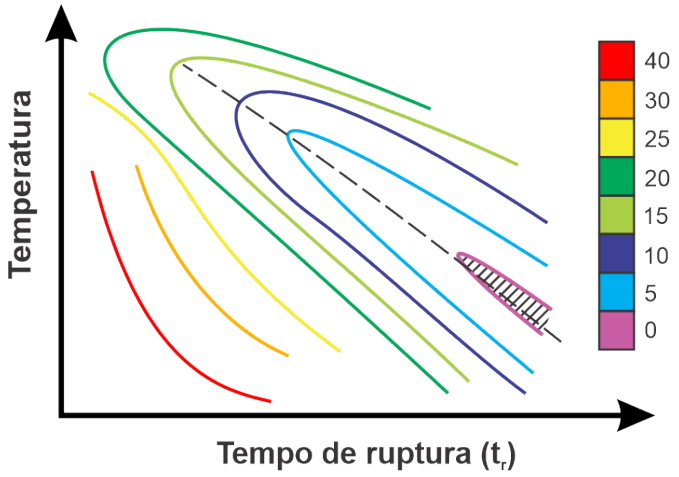


Figura 14. Representação da ductilidade de um determinado aço, em condição de fluência. As curvas representam ductilidade (alongamento em %) constante. Modificado de [11].

7.2.2 Trinca de alívio de tensões (trinca de reaquecimento)

Trincas de alívio de tensões são uma manifestação importante de baixa ductilidade em fluência.

Esse fenômeno também é chamado de trinca de reaquecimento (*reheat cracking*), trincamento por baixa ductilidade à fluência (*low creep ductility cracking*) e fragilização por fluência (*creep embrittlement*).

O fenômeno refere-se à trinca do metal devido ao alívio de tensão por meio de deformação nos contornos de grãos, em temperaturas na faixa de fluência. As trincas ocorrem na região de grãos grosseiros da Zona Termicamente Afetada (ZTA) ou, ocasionalmente, no próprio material depositado de estruturas soldadas. O fenômeno ocorre durante o tratamento térmico de alívio de tensões ou durante a operação (em temperaturas equivalentes).

Como foi visto no Capítulo 2, tensões residuais são aliviadas por deformação plástica em consequência da redução do limite de escoamento com o aumento de temperatura ou de mecanismos de fluên-

cia. Quando estes últimos são significativos, pode ocorrer o fenômeno de trincas de alívio de tensões em materiais de baixa ductilidade em fluência. Quanto maior o tamanho de grão, maior a propensão à ocorrência do mecanismo. Em juntas soldadas, essas trincas geralmente ocorrem justamente na região de grãos grosseiros da ZTA, o que causa surpresa à primeira vista, já que o aumento do tamanho de grão aumenta a resistência à fluência, em alguns casos.

Trata-se, entretanto, de fenômeno provocado por baixa ductilidade e não baixa resistência à fluência. Considerando um componente com grãos grosseiros, menor será o volume total de contornos para acomodar a deformação por fluência, em comparação com o mesmo componente com granulação fina. Dessa maneira, a deformação por fluência ficará concentrada em um volume menor de contornos e, consequentemente, menor será a ductilidade à fluência. Todos os fatores que influenciam a redução da ductilidade agravam esse tipo de trincamento. O aumento da resistência do interior dos grãos, por meio de elementos que são formadores de carbonetos, como Cr, Mo, V, Nb, Ti e Ta, também aumenta a tendência ao trincamento durante o alívio de tensões, uma vez que a deformação tende a se concentrar nos contornos de grãos. Além disso, elementos como P, As e Sb podem segregar nos contornos de grãos de aços Cr-Mo, favorecendo a ocorrência de trinca de reaquecimento.

Trinca de alívio de tensões, portanto, é intergranular, podendo ser superficial ou subsuperficial, a depender da geometria e estado de tensões. Muitas vezes, as trincas nucleiam em concentradores de tensão.

A literatura apresenta diversos parâmetros empíricos que relacionam a composição, a porcentagem de elementos residuais, ou ambos, à tendência de formação de trincas de alívio de tensões, como resume Viswanathan [2]:

Brear & King $I_B = 2,7\ Sb + 1,9\ Sn + 1,0\ P + 1,8\ As + 0,44\ S + 0,20\ Cu$

Pope et al. $I = 2,7\ Sb + 1,9\ Sn + 1,0\ P + 1,8\ As + 0,44\ S + 0,20\ Cu + 1,0\ Cr$

Nakamura et al. $I_N = Cr + 3,3\ Mo + 8,1\ V - 2$

Ito & Nakanishi $I_I = Cr + 2,0\ Mo + 10\ V + 7\ Nb + 5\ Ti + Cu - 2$

Quanto maior o valor do parâmetro, maior é a tendência para o trincamento. Pode-se avaliar, assim, a importância dos vários elementos. A expressão de Brear & King relaciona o trincamento com o nível de impurezas. A relação de Pope *et al*. indica que as expressões de Nakamura *et al*. e de Ito & Nakanishi superestimam a influência dos fortes formadores de carbonetos.

Alguns materiais que podem sofrer esse fenômeno e valores aproximados de temperatura a partir do qual o mecanismo pode ocorrer são:

a) 2.25Cr-1Mo-V – 450 ºC

b) 1Cr-0.5Mo e 1.25Cr-0.5Mo – 480 ºC

c) AISI 304H, AISI 321, AISI 347, Ligas de níquel (por exemplo, Alloy 800H) – 500 a 750 ºC

Outros materiais, como os aços de alta resistência e baixa liga também podem sofrer esse fenômeno.

Os fatores que influenciam esse mecanismo são temperatura (no range de fluência), composição química, impurezas, tamanho de grão, nível de tensão residual, resistência mecânica do metal base e metal de solda, presença de concentradores de tensão e espessura do componente.

7.3 Fratura por fluência

Da mesma forma que no Capítulo 3, referente à Fratura Dúctil, foi feita a distinção entre fratura dúctil e propagação de uma trinca por mecanismo dúctil, em fluência também convém distinguir fratura de fluência propriamente dita e propagação de uma trinca por mecanismos de fluência.

A fratura por fluência propriamente dita ocorre em consequência do acúmulo de danos internos, dando origem a fraturas intergranulares, ou a excesso de deformação plástica por fluência, dando origem a fraturas transgranulares. O fenômeno de propagação de uma trinca por mecanismos de fluência é consequência do acúmulo de danos na região deformada plasticamente na ponta de uma trinca, cuja origem pode não ter sido por fluência. Esse fenômeno é estudado por meio de parâmetros definidos por analogia com os da Mecânica da Fratura.

As imagens clássicas dos dois tipos de fratura em alta temperatura, incluídas no mecanismo de falha chamado de *stress rupture*, estão ilustradas nas Figuras 15 e 16. São fraturas longitudinais de tubos de caldeira ou tubos de fornos conhecidas como "lábio grosso" e "lábio fino". A primeira corresponde a uma fratura intergranular, que ocorreu lentamente, ao longo do tempo, sob tensões e temperaturas moderadas. É uma fratura de fluência que ocorre por acúmulo de danos. Normalmente, é associada ao aumento moderado de temperatura, por exemplo, provocada pela formação de depósitos internos devido a tratamento inadequado da água em tubos de caldeira. O segundo tipo, "lábio fino", evidencia alta ductilidade do material e ocorre de forma rápida. Normalmente ocorre devido a um aumento acentuado da temperatura de trabalho, por exemplo, por bloqueio, por corte acidental do fluido circulante ou por incidência de chama. Em tubos de caldeira, pode ocorrer devido à "bolha de vapor" (*steam blanketing*), gerada por incidência de chama ou restrição no escoamento da água. O caso de fratura de "lábio fino" é citado na literatura como consequência de sobreaquecimento em curto período (*short-term overheating*), o qual promove a redução da resistência mecânica com a temperatura, em situações de temperaturas muito altas, fazendo com que ocorra falha por sobrecarga[10]. Em alguns casos, pode ocorrer deformação localizada, sem que ocorra fratura.

A alta ductilidade em altas temperaturas leva a uma deformação considerável (alongamento e redução de área). Dessa forma, em tubos, as falhas são caracterizadas por apresentarem um aspecto de boca de peixe aberta (*fishmouth*) e a fratura com aspecto de "fio de faca" (*knife-edged*), conforme mostrado nas Figuras 16 e 17, respectivamente. O grau de deformação depende da temperatura, do nível de tensão e da liga metálica.

Em muitos casos, notadamente para aços carbono ou aços de baixa liga, é possível estimar o valor mínimo ou a faixa de temperatura à qual o componente ficou submetido ao *short-term overheating*, baseado na microestrutura na região da falha. Com a falha repentina ocorre saída do fluido de processo (por exemplo, vapor no caso de uma caldeira), com brusca redução de temperatura na região da falha e consequente transformação de fase. Por exemplo, se um tubo de aço carbono com microestrutura original ferrita e perlita falhou quando estava submetido à temperatura entre A_1 e A_3, poderá ser observada ferrita e martensita na região da falha. Isso ocorre porque a perlita se transforma

[10] Em temperaturas elevadas, porém menos severas, também pode ocorrer falha por fluência acelerada (*short-term creep*).

em austenita (temperatura acima de A_1) durante o sobreaquecimento e a austenita se transforma em martensita devido ao resfriamento brusco gerado pela saída do fluido de processo. Se a temperatura ultrapassar A_3 durante o evento de sobreaquecimento, pode ser observada microestrutura totalmente martensítica, em caso de queda brusca de temperatura, conforme Figura 17b. Em alguns casos, pode ser observado alongamento dos grãos na superfície de fratura.



Figura 15. (a) Fratura de "lábio grosso". (b) Ampliação da região da fratura, evidenciando aspecto de "lábio grosso". Também podem ser observadas algumas trincas longitudinais próximas à região de falha. Crédito: Luciano dos Santos Silva.

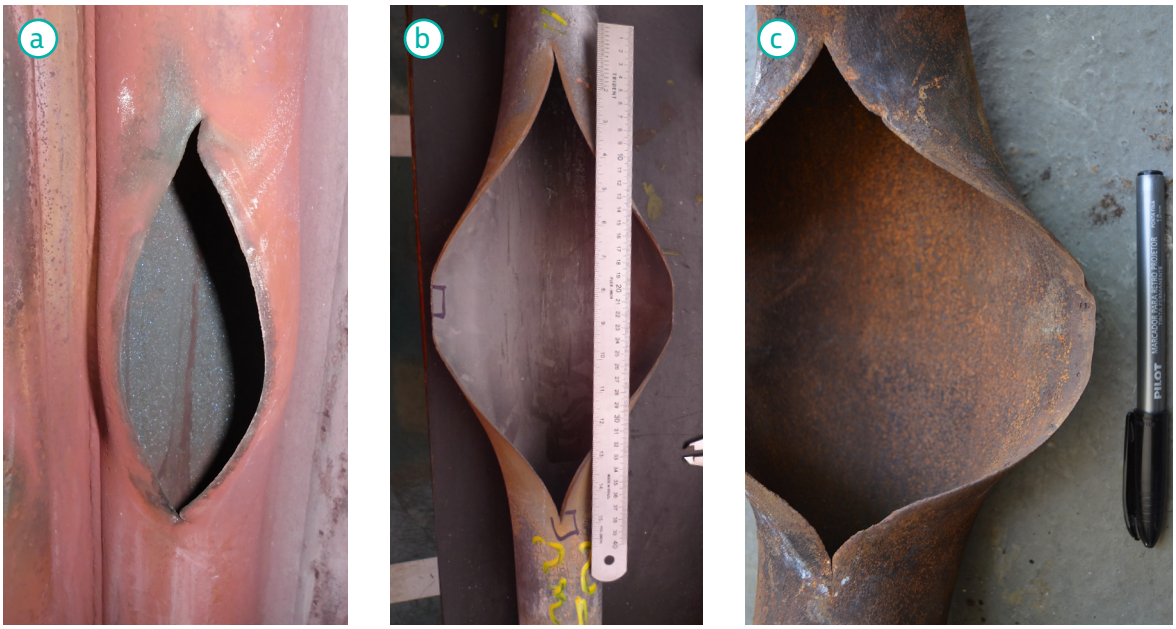


Figura 16. Fraturas de "lábio fino", com aspecto de boca de peixe aberta (*fishmouth*), em três casos distintos. (a) e (b) Crédito: Luciano dos Santos Silva. (c) Detalhe da baixa espessura na região de falha devido à elevada deformação plástica. Fonte: André S. Pelliccione e André Freitas Ribeiro.

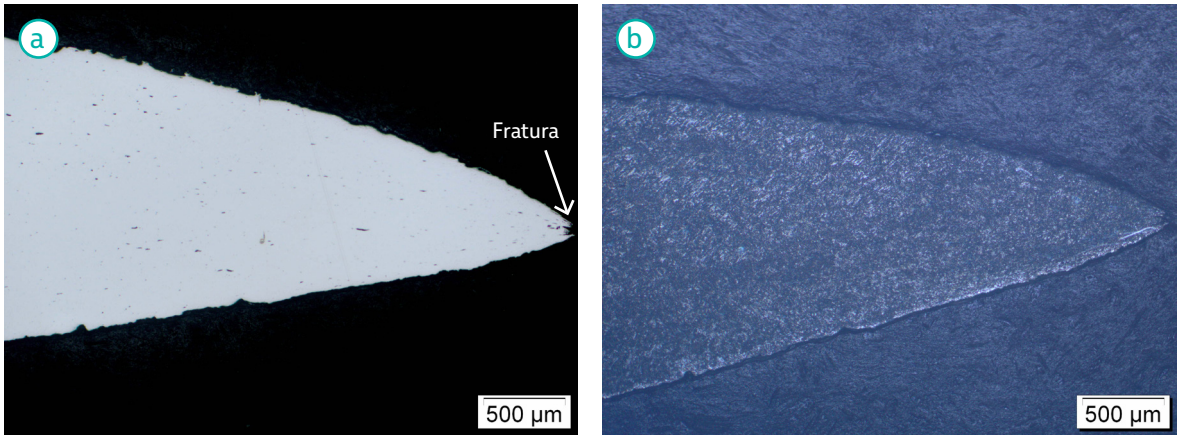


Figura 17. Amostra metalográfica mostrando fratura com aspecto de "fio de faca" (*knife-edged*) em tubo de aço carbono que falhou por sobrecarga devido a sobreaquecimento (*short-term overheating*). (a) Sem ataque. Ampliação original: 50x. (b) Ataque: Nital 2%. Microestrutura martensítica. Ampliação original: 50x. Imagens obtidas por microscopia ótica no SENAI IST Solda. Crédito: Leandro Guimarães de Oliveira. Fonte: André S. Pelliccione e André Freitas Ribeiro.

7.3.1 Fratura intergranular - Cavitação

O acúmulo de danos que causa a fratura intergranular de fluência inicia-se pela nucleação de microcavidades ao longo dos contornos de grãos. Essas cavidades são de dois tipos:

(i) cavidades tipo e (esféricas), do inglês r (*round*), que se formam ao longo dos contornos (principalmente ao redor de partículas de segunda fase) por meio do fenômeno conhecido como cavitação, e

(ii) cavidades tipo c (cunha), do inglês w (*wedge*), que se formam em pontos triplos (ou seja, encontro de três grãos).

Ambas são formadas pelo escorregamento de contornos de grãos, como esquematizado na Figura 18. As cavidades tipo c são típicas de altas tensões, sendo observadas particularmente no trincamento por alívio de tensões.

A maioria dos componentes projetados para altas temperaturas, quando falham por esse tipo de mecanismo, apresentam cavidades tipo e. Estas sofrem uma evolução por etapas, a saber:

1. Formação de cavidades isoladas.
2. Formação de cavidades orientadas, acumulando-se em contornos perpendiculares (ou aproximadamente perpendiculares) à direção da máxima tensão principal.
3. Coalescimento das cavidades formando microtrincas, da ordem de contornos de 2 a 3 grãos.
4. Coalescimento das microtrincas, formando macrotrincas. Em consequência desse processo, normalmente se observam numerosas trincas paralelas à fratura principal, quando a fratura é tipo "lábio grosso", como ilustra a Figura 15b.

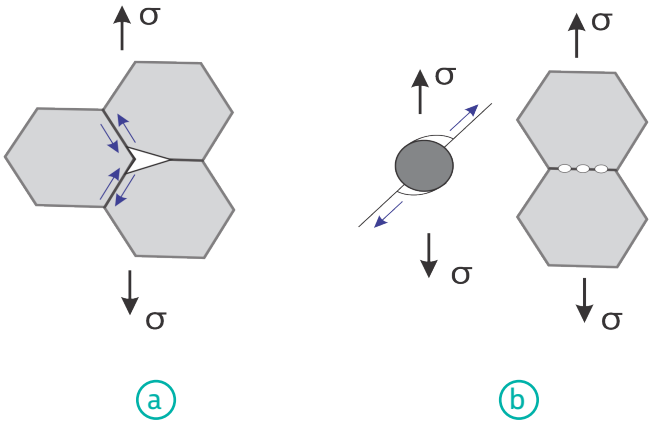


Figura 18. (a) Cavidades tipo c (cunha). (b) Cavidades tipo e (esférica). Modificado de [12].

A Figura 19 mostra um caso de fluência de um componente especificado em ASTM A335 Gr. P11, que corresponde a um aço de baixa liga contendo, em média, 1,25%Cr e 0,5%Mo. É possível verificar a trinca principal provocada por fluência e outras trincas paralelas, que nuclearam favorecidas pelo campo de tensões na frente da trinca principal. Nas micrografias mostradas na Figura 20, é possível observar vazios nos contornos de grãos e trincas intergranulares.

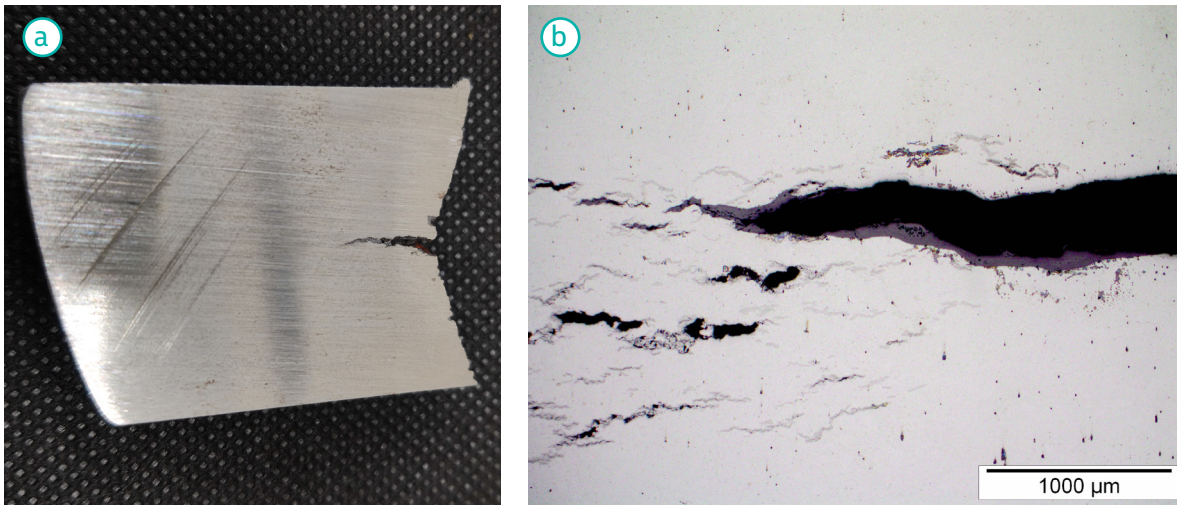


Figura 19. (a) Fluência em componente de aço 1.25Cr-0.5Mo. (b) Micrografia de amostra contendo extremidade da trinca. Sem ataque. Ampliação original: 50x. Imagens obtidas por microscopia ótica no SENAI IST Solda. Crédito: Rafael Silveira Barbosa. Fonte: André S. Pelliccione.

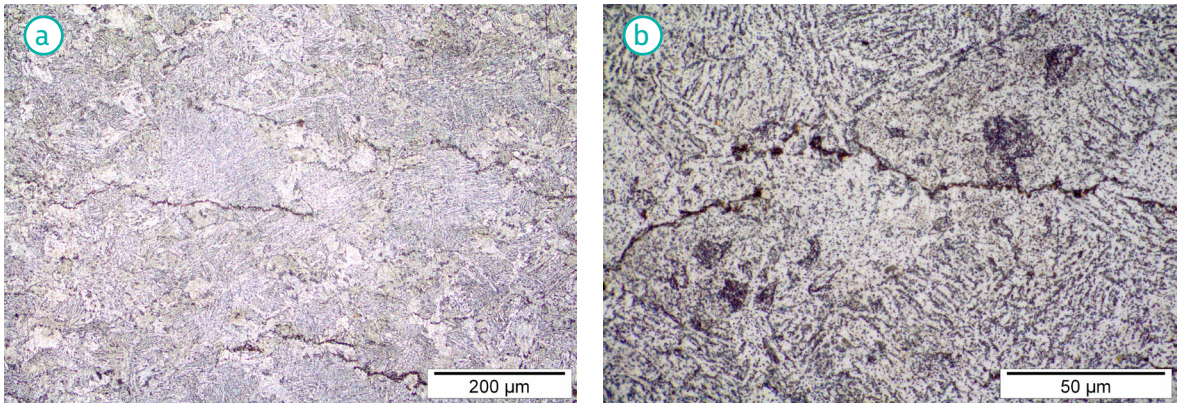


Figura 20. (a) Detalhes de trincas intergranulares da amostra mostrada na Figura 19. Ampliação original: 200x. (b) Trincas intergranulares e vazios nos contornos de grãos. Ampliação original: 1000x. Ataque: Picral. Imagens obtidas por microscopia ótica no SENAI IST Solda. Crédito: Rafael Silveira Barbosa. Fonte: André S. Pelliccione.

Na Figura 21 é mostrado um tubo de aço carbono de caldeira que falhou por fluência. Podem ser observadas diversas trincas paralelas à trinca passante. A micrografia na região adjacente à falha é mostrada na Figura 22, evidenciando degradação da perlita e a presença de microvazios de fluência.



Figura 21. Falha por fluência em tubo de aço carbono de caldeira. Observam-se diversas trincas paralelas à trinca passante. Crédito: Gustavo Spera Alves.

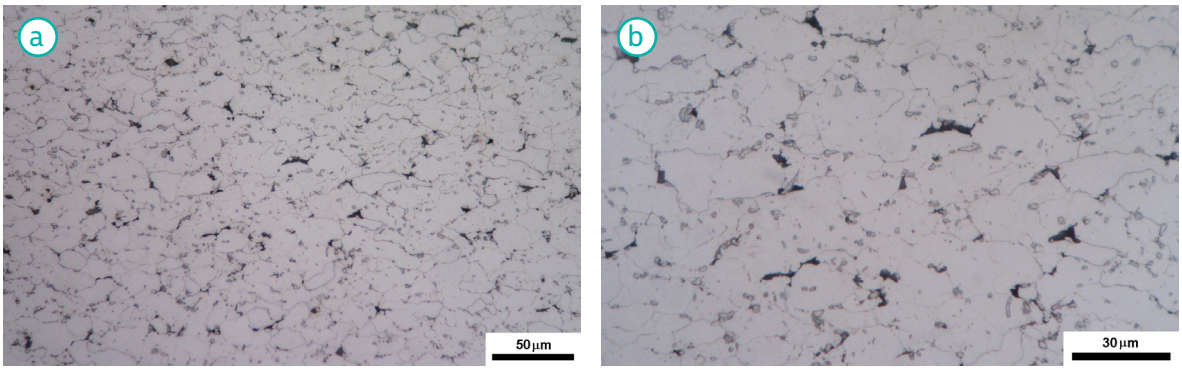


Figura 22. Micrografia na região adjacente à falha mostrada na Figura 21. Observam-se vazios de fluência e degradação da perlita. (a) Menor e (b) maior ampliação. Ataque: Nital 2%. Crédito: Gustavo Spera Alves.

O caso mostrado a seguir é referente a um tubo fundido por centrifugação de liga 25Cr-35Ni-Nb, conforme especificação ASTM A608 [6], que sofreu fluência. É possível verificar múltiplas trincas paralelas à superfície de fratura, conforme Figura 23. Nas Figuras 24 e 25 são mostradas micrografias, onde é possível observar vazios nos contornos interdendríticos, os quais coalesceram, formando microtrincas e, posteriormente, macrotrincas na direção normal à tensão circunferencial (máxima tensão provocada pela pressão interna). Nesse caso, as trincas não iniciaram na superfície interna ou superfície externa, mas sim internamente. Como existe um gradiente de tensão (maior na superfície interna e na menor na superfície externa) e um gradiente de temperatura (maior na superfície externa e menor na superfície interna), então os danos por fluência, nesse caso específico, tendem a iniciar a cerca de 1/3 da superfície interna. Os danos evoluem e as trincas atingem a superfície interna e depois a superfície externa, resultando em trinca passante. Na Figura 23 é possível observar que o maior grau de trincamento é próximo à superfície interna.

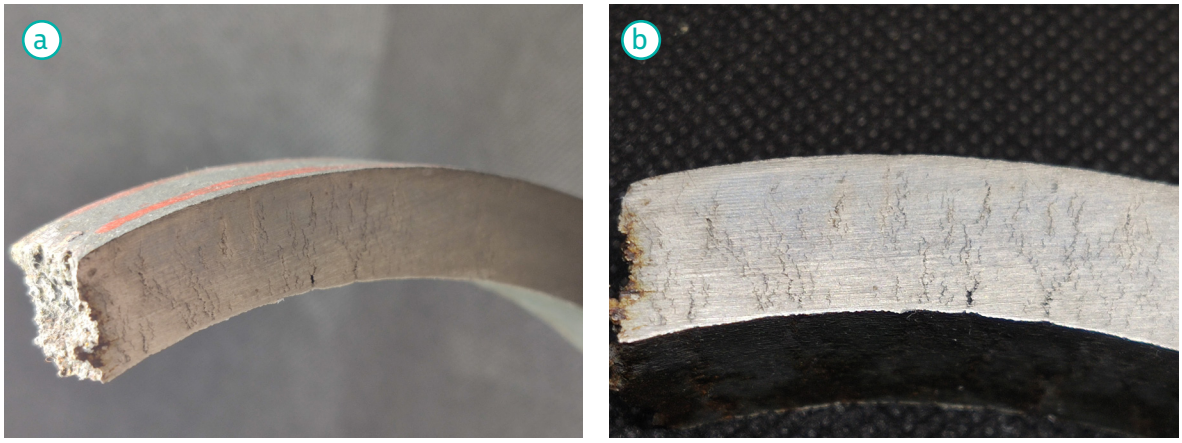


Figura 23. Trincas de fluência em tubo de HP modificado. Observam-se trincas longitudinais, paralelas à superfície de fratura. (a) Superfície de fratura correspondente à trinca passante e seção transversal contendo trincas longitudinais. (b) Perfil da fratura e seção transversal contendo trincas longitudinais. Verificam-se mais trincas próximas à superfície interna. Crédito: Gustavo Spera Alves. Fonte: André S. Pelliccione.

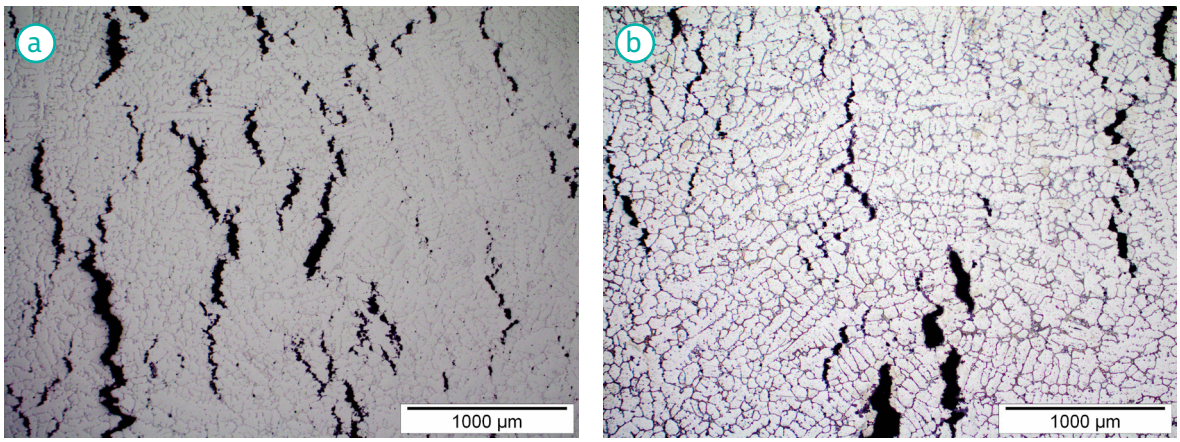


Figura 24. Vazios e trincas nos contornos interdendríticos de amostra do trecho de tubo mostrado na Figura 23. (a) Sem ataque. Ampliação original: 50x. (b) Ataque eletrolítico com ácido oxálico 10%. Ampliação original: 50x. Imagens obtidas por microscopia ótica no SENAI IST Solda. Crédito: Rafael Silveira Barbosa. Fonte: André S. Pelliccione.

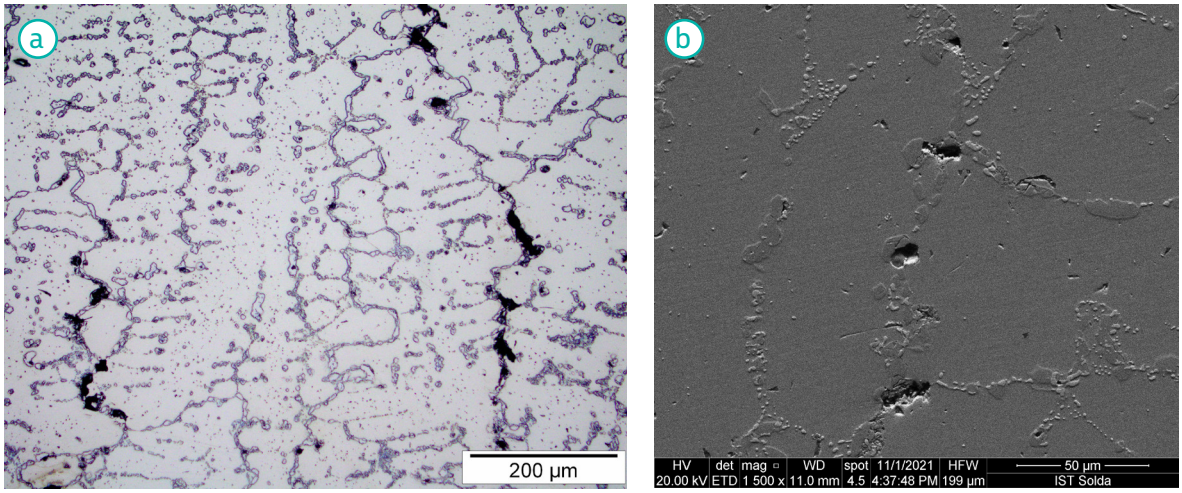


Figura 25. Detalhe dos microvazios e microtrincas em contornos interdendríticos. Ataque eletrolítico com ácido oxálico 10%. (a) Análise por microscopia ótica. Ampliação original: 200x. (b) Análise por microscopia eletrônica de varredura, evidenciando microvazios em contornos interdendríticos. Ampliação original: 1500x. Imagens obtidas no SENAI IST Solda.
Crédito: Rafael Silveira Barbosa. Fonte: André S. Pelliccione.

7.3.2 Fratura transgranular – Mapas de fratura de Ashby

M.F. Ashby, R.J. Fields e T. Weerasooriya, em um trabalho que se tornou clássico [13], introduziram os "mapas de fratura", que facilitam a visualização das condições em que ocorrem os diferentes processos de fratura, particularmente sob fluência. Compilando resultados anteriores e utilizando seus próprios resultados, apresentam dois tipos de mapas: (i) tensão x temperatura e (ii) tensão x tempo de ruptura. A tensão é normalizada pelo módulo de elasticidade, e a temperatura pela temperatura absoluta de fusão. Nos casos descritos a partir do trabalho citado foram empregados o módulo de elasticidade e a temperatura de fusão do ferro puro.

Os inoxidáveis austeníticos, os quais não sofrem fratura por clivagem (exceto em condições muito especiais, como fratura a temperaturas próximas do zero absoluto ou quando possuem segundas fases fragilizantes – principalmente fase sigma), apresentam os mapas mais simples. A Figura 26 mostra, de maneira esquemática, esses mapas para o aço inoxidável tipo AISI 304, solubilizado e resfriado rapidamente. Os mapas completos devem ser consultados na referência original [13].

A região indicada como "fratura dúctil" corresponde à fratura alveolar, e a indicada como "ruptura" indica redução da seção transversal até um ponto, ou seja, 100 % de estricção, provavelmente porque, nas temperaturas em que esse processo ocorre, os carbonetos (responsáveis pela nucleação dos alvéolos) já foram redissolvidos. Nota-se que existem duas regiões relativas à fratura de fluência: "fratura transgranular - fluência" e "fratura intergranular - fluência". Esta última corresponde à fratura clássica de fluência que ocorre por "cavitação", como descrito no item anterior.

A fratura transgranular por fluência ocorre por um processo de nucleação, crescimento e coalescimento de alvéolos (*dimples*). Seu aspecto é muito semelhante a uma fratura dúctil a temperatura am-

biente, sendo praticamente impossível distingui-las pelo exame no MEV, embora existam diferenças, como o tamanho dos alvéolos e as partículas responsáveis pela sua nucleação. A diferença essencial é que ela ocorre sob tensão constante, sendo a deformação resultante de mecanismos termicamente ativados, isto é, mecanismos de fluência.

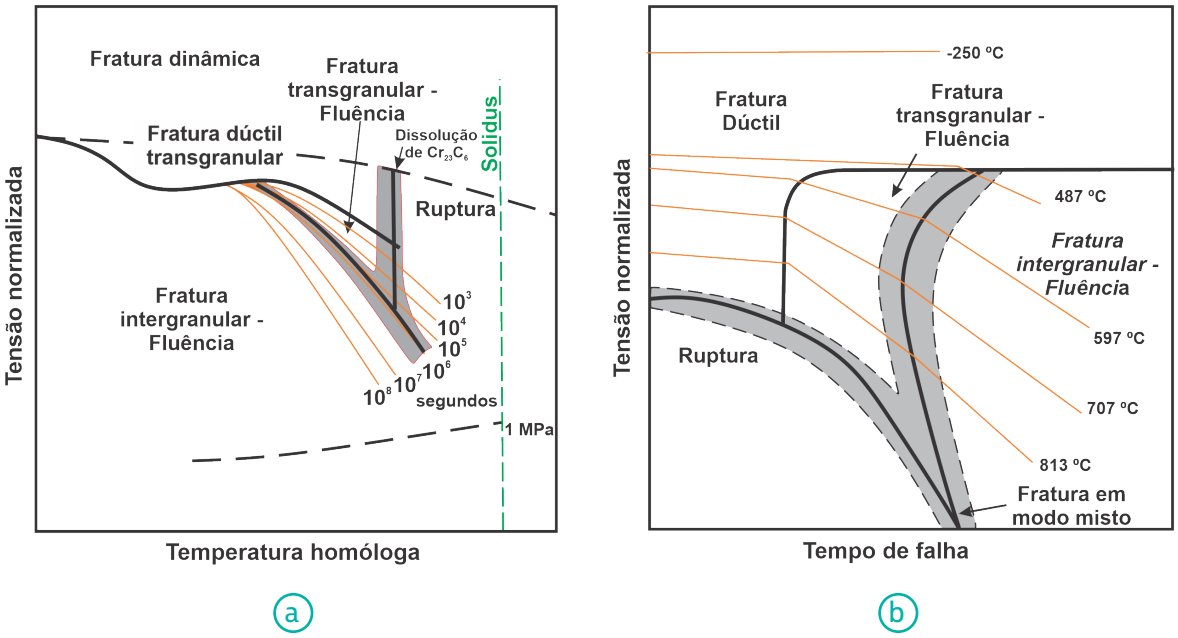


Figura 26. Mapas de fratura simplificado e esquemático do AISI 304 solubilizado e resfriado rapidamente. (a) Tensão normalizada x temperatura homóloga. (b) Tensão normalizada x tempo de falha. Modificado de [13].

Como já observado na Figura 9 e discutido no item 7.2.1, a mudança de mecanismo de fratura corresponde a uma mudança de inflexão na curva tensão x tempo de ruptura e a uma diminuição drástica da ductilidade. O aço AISI 304 mostrado pode ser considerado um material "frágil sob fluência", tendo em vista os tempos de ruptura bastante reduzidos em que a fratura intergranular ocorre. Um aço AISI 316 convencional apresentou comportamento semelhante. Com a adição de Boro ao aço AISI 316, consegue-se um substancial aumento da ductilidade, ficando a fratura intergranular restrita a tempos de ruptura significativamente maiores [13].

Para o caso de aços ferríticos, por exemplo o 2.25Cr-1Mo, os mapas se complicam, tanto pela presença de clivagem como pela transformação $\alpha - \gamma$.

A maior importância prática desses mapas é na análise da extrapolação de dados obtidos em laboratório para a previsão de vida sob fluência, como será visto em detalhe no item seguinte.

De qualquer forma, não parece razoável que dados obtidos numa região dos mapas sejam extrapolados para outra região, já que o processo de fratura é alterado e diferenças significativas na ductilidade são observadas. A extrapolação, no entanto, é feita com sucesso na prática normal de engenharia, apesar de não haver uma explicação clara para isso.

7.4 Previsão de vida sob fluência

Monkman e Grant [14] verificaram empiricamente que, para diversos sistemas de ligas metálicas usadas em condições de fluência, o tempo de ruptura, t_r, e a velocidade mínima de deformação, $\dot{\varepsilon}_e$, podiam ser relacionados pela expressão:

$$\log t_r + m.\log \dot{\varepsilon}_e = \text{constante} \qquad 7.11$$

Como a constante m apresenta valores próximos a 1, pode-se escrever:

$$\dot{\varepsilon}_e \times t_r = \text{constante} \qquad 7.12$$

Para um aço Cr–Mo–V usado em rotores, o valor dessa constante, em %, seria 3,33 ± 0,9 para tempos de ruptura entre 10 e 10^5 horas, e para um aço 2.25Cr-1Mo, seria de 4,4 ± 1,2 para tempos de ruptura entre 1 e 10^4 horas. O valor dessa constante seria relacionado com a ductilidade em fluência, mas nenhum significado fundamental foi determinado para a relação de Monkman-Grant. Ela é usada para uma estimativa aproximada do tempo de ruptura de componentes para os quais se dispõe de medidas da velocidade de deformação por meio de variações geométricas (por exemplo, diâmetro de tubos) e como justificativa de parâmetros para extrapolação de vida, como o parâmetro de Larson-Miller, que será visto adiante.

Os componentes e equipamentos que trabalham à alta temperatura em usinas térmicas ou nucleares, refinarias, indústrias petroquímicas etc. são normalmente projetados para vidas sob fluência de cerca de 100.000 horas (11,4 anos). São necessárias, portanto, técnicas para a extrapolação confiável de dados obtidos em ensaios de laboratório, executados em condições de temperatura e tensões que provocam a ruptura do material em tempos significativamente menores. Essas técnicas são "calibradas" e aprimoradas, à medida que se dispõe de resultados de campo. Os resultados dessas verificações passam a fazer parte do *know-how* do projetista, mesmo antes de serem incorporadas em Códigos e Normas.

Dois tipos de extrapolações são necessários: (i) extrapolação de dados obtidos em ensaios uniaxiais para condições triaxiais e (ii) extrapolação de dados de ensaios acelerados. Este último caso pode ser feito por meio de parâmetros ou de técnicas metalográficas.

Convém lembrar a distinção já feita no item 7.3 entre fratura de fluência propriamente dita e propagação de uma trinca por mecanismos de fluência. As técnicas de previsão de vida descritas a seguir referem-se ao caso em que a vida é limitada pela fratura por fluência propriamente dita ou pela deformação máxima admissível sob fluência. A previsão de vida na presença de uma trinca que se propaga por mecanismos de fluência necessita de parâmetros definidos por analogia com os da Mecânica da Fratura.

7.4.1 Extrapolação para estados triaxiais de tensões

Os ensaios de fluência feitos em laboratório são normalmente executados sob tensão uniaxial.

Da mesma forma que foi visto no Capítulo 2 para o caso da comparação da tensão equivalente com o limite de escoamento uniaxial, seriam necessários critérios para extrapolar os resultados desses ensaios para estados multiaxiais de tensão. O problema ainda não está satisfatoriamente resolvido e

trabalhos continuam sendo desenvolvidos. No estado atual do conhecimento, parece razoável considerar três situações diferentes:

1. Nucleação de uma trinca de fluência:

   Na previsão do tempo necessário para nuclear uma trinca macroscópica por fluência, usa-se preferencialmente tensão efetiva e deformação efetiva, $\bar{\sigma}$ e $\bar{\varepsilon}$, como critério de equivalência.

2. Deformações ou tempo de ruptura no caso de fratura transgranular:

   Quando danos internos de cavitação não são observados até a ruptura final ou muito próximo dela, também parece razoável o emprego da tensão e deformação efetivas, $\bar{\sigma}$ e $\bar{\varepsilon}$.

3. Propagação de uma trinca por fluência:

   Quando o acúmulo de danos internos provoca a nucleação de uma macrotrinca numa região localizada e a fratura final se dá pela propagação por fluência dessa trinca, o tempo de propagação é determinado pela tensão principal normal à trinca, conforme parâmetros definidos como os da Mecânica da Fratura (C^* e C_t, por exemplo).

   Nota-se que, nesse caso, o cálculo do tempo total é misto: para o cálculo do tempo de nucleação, emprega-se a tensão efetiva e, do tempo de propagação, a tensão principal normal à trinca.

7.4.2 Extrapolação por meio de parâmetros

Tendo em vista os vários mecanismos que interferem na deformação e fratura sob fluência, não é de se esperar que um parâmetro único seja capaz de descrever o comportamento de um material numa faixa extensa de tensão e temperatura. A extrapolação é feita numa base empírica e esperam-se resultados aproximados. Dos vários parâmetros propostos, o de Larson Miller é um dos mais usados em engenharia, tanto pela sua simplicidade quanto pela experiência adquirida durante o longo tempo em que vem sendo usado. Existem diversos outros métodos, como o baseado na equação de Orr-Sherby-Dorn. Esses métodos serão descritos a seguir.

1. Parâmetro de Larson-Miller (LM)

A velocidade de deformação sob fluência, $\dot{\varepsilon}_e$, sendo uma variável termicamente ativada, pode ser expressa por uma equação do tipo Arrhenius:

$$\dot{\varepsilon}_e = A_1 . \exp\left(\frac{-B_1}{T}\right) \qquad 7.13$$

Lembrando a relação de Monkman-Grant:

$$t_r = A_2 . \exp\left(\frac{B_2}{T}\right) \qquad 7.14$$

ou, tomando-se logaritmos:

$$\log t_r = logA_2 + \frac{B_2}{2{,}3.T} \qquad 7.15$$

Supondo log(A_2) uma constante para um material e que apenas B_2 varie com a tensão, os resultados experimentais, sob tensões diferentes, deveriam corresponder ao esquema da Figura 27, e a equação anterior poderia ser escrita como:

$$\frac{B_2}{2{,}3} = T.(C + \log t_r) \qquad 7.16$$

À qual corresponde ao parâmetro de Larson-Miller, isto é:

$$LM = T.(C + \log t_r) \qquad 7.17$$

onde C é uma constante do material, T é a temperatura absoluta e t_r é normalmente expresso em horas. Tendo em vista a dispersão esperada, esses valores são apresentados em duas curvas: a inferior (referente ao mínimo tempo de ruptura) e a média (referente à média esperada), conforme esquematizado na Figura 10.

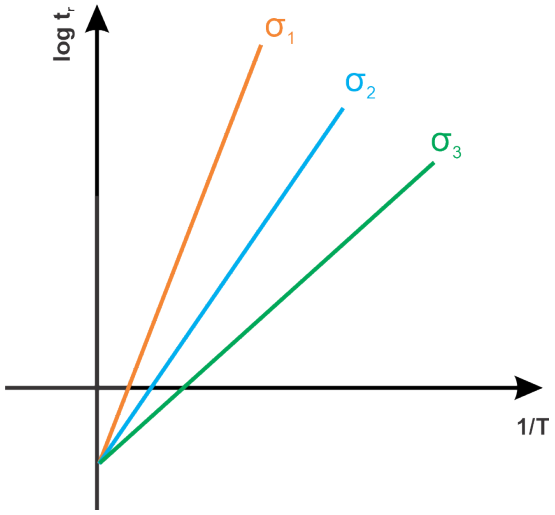


Figura 27. Resultados para os quais se aplicaria o parâmetro de Larson-Miller. Cada reta representa testes com o mesmo nível de tensão. Fonte: os autores.

Outra maneira de se chegar na mesma equação é partindo da equação de Arrhenius, citada anteriormente:

$$\dot{\varepsilon}_e = A_0.\exp\left(\frac{-Q}{R.T}\right) \qquad 7.18$$

onde A_0 é uma constante, Q é a energia de ativação para fluência, R é a constante universal dos gases e T é a temperatura.

Sabendo-se que a taxa de deformação é inversamente proporcional ao tempo de ruptura:

$$\dot{\varepsilon}_e \; \alpha \; \frac{1}{t_r} \qquad 7.19$$

E combinando as duas equações, temos:

$$\frac{1}{t_r} = D.\exp\left(\frac{-Q}{R.T}\right) \quad 7.20$$

onde D é uma constante.

Aplicando-se logaritmo, temos:

$$-\log t_r = logD - 0{,}4343.\frac{Q}{R}.\frac{1}{T} \quad 7.21$$

E, portanto:

$$\log t_r + C = m.\frac{1}{T} \quad 7.22$$

Onde C é uma constante e m é função da tensão, assumindo que Q = f (σ).

$$T.(\log t_r + C) = L.M. \quad 7.23$$

Assim, L.M. é o parâmetro de Larson-Miller para uma certa tensão, conforme esquematizado na Figura 28.

Em um cálculo para previsão de vida à fluência de um determinado componente, o parâmetro de Larson-Miller deve ser consultado ou obtido nas normas aplicáveis, como API 530 [9] e API 579 [15].

É importante ressaltar que existem outras metodologias para previsão de vida em fluência que tendem a ser mais precisas, como o Projeto Omega do MPC (*Materials Properties Council*), também incluído no API 579 [15].

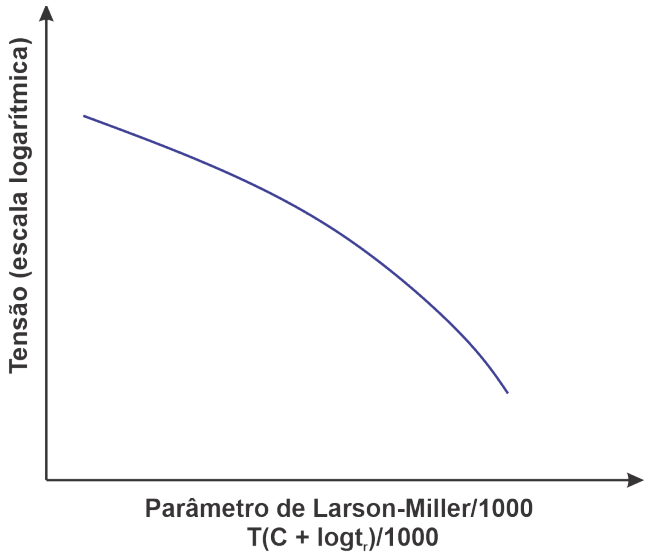


Figura 28. Parâmetro de Larson-Miller em função da tensão. Fonte: os autores

2. Parâmetro de Orr-Sherby-Dorn (OSD)

Se na equação *7.14*, após tomar logaritmos, supormos B_2 como constante e A_2 variando com a tensão, podemos rearranjar, da seguinte forma:

$$logA_2 = logt_r - \frac{B_2}{2{,}3.T} \qquad 7.24$$

ou:

$$OSD = logt_r - \frac{Q}{2{,}3.R.T} \qquad 7.25$$

Onde Q é a energia de ativação do mecanismo que determina a velocidade de deformação, T é a temperatura absoluta e R é a constante universal dos gases. Nesse caso, os resultados experimentais devem corresponder ao esquema da Figura 29.

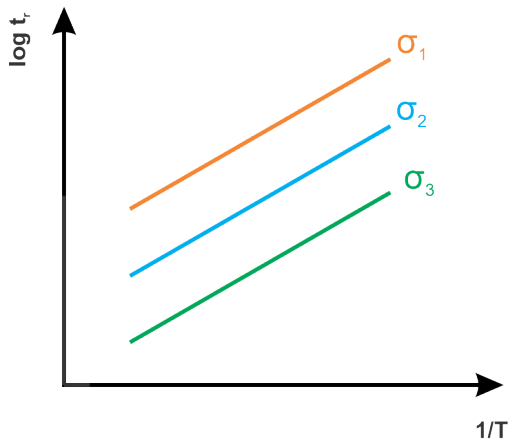


Figura 29. Resultado para os quais se aplicaria o parâmetro de Orr-Sherby-Dorn, considerando três níveis de tensão. As retas são paralelas, com inclinação de -Q/2,3R. Fonte: os autores.

Existem outros parâmetros, além do Larson-Miller e Orr-Sherby-Dorn; por exemplo, o parâmetro de Manson-Hafered e o parâmetro de Goldhoff-Sherby.

Qualquer que seja o parâmetro utilizado, é necessária, também, uma "lei de acúmulo de dano" para prever a vida de equipamentos, quando as condições de operação variam no tempo. A lei mais frequentemente empregada supõe o dano linear em termos de tempo de ruptura, isto é:

$$\sum \frac{t_i}{t_{ri}} = 1 \qquad 7.26$$

Onde:

t_i é o intervalo de tempo em que o componente operou em uma determinada condição;

t_{ri} é o tempo de ruptura considerando as mesmas condições.

O exemplo a seguir mostra um exemplo de aplicação dessa lei e do parâmetro de Larson-Miller.

Um vaso de pressão fabricado com aço 2.25Cr-1Mo operou durante 42.500 horas sob tensão de 58 MPa e 550 ºC e durante 120.000 horas em temperatura de 520 ºC e mesma tensão. Se a tensão fosse reduzida para 55 MPa, qual o tempo de vida residual a 530 ºC?

Conforme edições anteriores do API 530 [9], na curva de mínimo tempo de ruptura, obtém-se:

Para $\sigma = 58 \Rightarrow LM = 20,42$

Para $\sigma = 55$, $LM = 20,58$

Foi considerado C = 20 para o aço em análise.

Condição de operação 1:

$T_1 = 550\ ^oC = 823\ K$

$t_1 = 42500$ horas

Condição de operação 2:

$T_2 = 520\ ^oC = 793\ K$

$t_2 = 120000$ horas

Para a condição de operação 1:

$20,42 = 823.[20 + \log(t_{r1})].10^{-3}$

$t_{r1} = 64813$ horas

Para a condição de operação 2:

$20,42 = 793.[20 + \log(t_{r2})].\ 10^{-3}$

$t_{r2} = 562750$ horas

Fração consumida da vida = 0,66 + 0,21 = 0,87

Para a condição de operação 3:

$T_3 = 530\ ^oC = 803\ K$ e $\sigma = 55$ MPa

$20,58 = 803.[20 + \log(t_{r3})].\ 10^{-3}$

$t_{r3} = 425492$ horas

Portanto, Vida Residual = 425492 x 0,13 = 55313 horas

O que corresponde a cerca de 6 anos e 4 meses.

Em edições anteriores do API 530, os Parâmetros de Larson-Miller mínimo e médio eram obtidos diretamente a partir das curvas mínima e média, respectivamente (conforme representado na Figura 10) e a constante de Larson-Miller (C) para materiais ferrosos era 20. Na edição de 2019 do API 530, é fornecida apenas uma curva para a obtenção do parâmetro de Larson-Miller. A constante de Larson-Miller foi otimizada para cada material, incluindo as propriedades mínima e média. Nesse caso, portanto, para se

obter os Parâmetros de Larson-Miller mínimo e médio, deve ser utilizada a constante de Larson-Miller para as propriedades mínima ou média do material em questão, fornecidas em tabela.

As Tabelas mostradas a seguir mostram algumas simulações com o objetivo de demonstrar a influência da temperatura, da tensão e do material na vida em fluência. Além disso, ilustram a diferença dos resultados quando se utiliza o parâmetro de Larson-Miller para propriedades mínimas (mais conservativo) e propriedades médias (menos conservativo). Para o cálculo das vidas consumidas mostradas nas tabelas, foi considerado o tempo de operação de dois anos nas condições descritas.

a) Temperatura

A Tabela 2 mostra o efeito da temperatura na vida em fluência, para um tubo de AISI 316, considerando uma tensão de 48,5 MPa e tempo de operação de dois anos. Utilizando o parâmetro de Larson-Miller para propriedades mínimas, o tempo de ruptura obtido foi de 34,4 anos para 650 °C e de 2,5 anos para 700 °C. Considerando as propriedades médias, o tempo de ruptura de 97,8 anos a 650 °C se reduziu a 7,0 anos em 700 °C.

Dessa forma, dependendo do material, pequenas variações de temperatura podem reduzir de maneira significativa a vida em fluência do componente.

t operação (anos)	2
Temperatura (°C)	**650**
Tensão	48,5
LM	20,53
Cmín	16,764145
Cméd	16,30987
t de ruptura mín. (h)	300983
t de ruptura mín. (anos)	34,4
Vida consumida	**0,06**
t de ruptura méd. (h)	856677
t de ruptura méd. (anos)	97,8
Vida consumida	**0,02**

t operação (anos)	2
Temperatura (°C)	**700**
Tensão	48,5
LM	20,53
Cmín	16,764145
Cméd	16,30987
t de ruptura mín. (h)	21654
t de ruptura mín. (anos)	2,5
Vida consumida	**0,81**
t de ruptura méd. (h)	61634
t de ruptura méd. (anos)	7,0
Vida consumida	**0,28**

Tabela 2. Exemplo de tempo de ruptura e vida consumida, variando a temperatura. Fonte: os autores.

b) Tensão

A Tabela 3 mostra o efeito da tensão na vida em fluência para um tubo de AISI 316, considerando uma temperatura de 650 °C e tempo de operação de dois anos. Com o parâmetro de Larson-Miller para propriedades mínimas, o tempo de ruptura de 34,4 anos para tensão de 48,5 MPa se reduziu a 3,4 anos com tensão de 72,7 MPa.

Usando o parâmetro de Larson-Miller médio, foram obtidos tempos de ruptura de 97,8 anos para tensão de 48,5 MPa e 9,6 anos com tensão de 72,7 MPa.

t operação (anos)	2
Temperatura (°C)	650
Tensão	48,5
LM	20,53
Cmín.	16,764145
Cméd.	16,30987
t de ruptura mín. (h)	300983
t de ruptura mín. (anos)	34,4
Vida consumida	**0,06**
t de ruptura méd. (h)	856677
t de ruptura méd. (anos)	97,8
Vida consumida	**0,02**

t operação (anos)	2
Temperatura (°C)	650
Tensão	72,7
LM	19,6
Cmín.	16,764145
Cméd.	16,30987
t de ruptura mín. (h)	29577
t de ruptura mín. (anos)	3,4
Vida consumida	0,59
t de ruptura méd. (h)	84185
t de ruptura méd. (anos)	9,6
Vida consumida	0,21

Tabela 3. Exemplo de tempo de ruptura e vida consumida, variando a tensão. Fonte: os autores.

c) Material

A Tabela 4 mostra o efeito do material na vida em fluência. Considerando as propriedades mínimas de fluência, para temperatura de 530 °C e tensão de 48,5 MPa, o tempo de ruptura de um tubo de aço carbono foi de 0,1 ano, de um aço 2.25Cr-1Mo foi de 121,2 anos e de um aço AISI 316 foi de 72439,6 anos. Observa-se, portanto, diferença significativa na resistência à fluência, dependendo do material empregado.

t operação (anos)	2
Temperatura (°C)	530

AISI 316	
LM	20,53
Cmín.	16,764145
Cméd.	16,30987
t de ruptura mín. (h)	634570905
t de ruptura mín. (anos)	72439,6
Vida consumida	**0,00**
t de ruptura méd. (h)	1806155574
t de ruptura méd. (anos)	206182,1
Vida consumida	**0,00**

AÇO CARBONO	
LM	17
Cmín.	18,16
Cméd.	17,7
t de ruptura mín. (h)	1025
t de ruptura mín. (anos)	0,1
Vida consumida	FALHA
t de ruptura méd. (h)	2955
t de ruptura méd. (anos)	0,3
Vida consumida	FALHA

2.25Cr-1Mo	
LM	20,55
Cmín.	19,5656
Cméd.	18,9181
t de ruptura mín. (h)	1061512
t de ruptura mín. (anos)	121,2
Vida consumida	0,02
t de ruptura méd. (h)	4714458
t de ruptura méd. (anos)	538,2
Vida consumida	0,00

Tabela 4. Exemplo de tempo de ruptura e vida consumida, variando o material. Fonte: os autores.

7.4.3 Extrapolação por meio de métodos metalográficos

Estes métodos se baseiam na observação da microestrutura do material por meio de metalografia de campo, incluindo réplica metalográfica. Existem basicamente dois tipos: (i) métodos baseados na evolução da cavitação[11] e (ii) métodos baseados na evolução da microestrutura, particularmente, o coalescimento dos carbonetos. Os primeiros são aplicados para zonas "frágeis", ZTA de soldas e regiões solicitadas por altas tensões no metal base. Em outras situações, os métodos baseados no coalescimento de carbonetos são mais aplicados.

1. Métodos baseados na evolução da cavitação

A primeira tentativa de correlacionar vida sob fluência com a cavitação foi publicada por B. Neubauer e U. Wedel [16], conforme representado na Figura 30, a qual relaciona, esquematicamente, os estágios de dano com a curva de fluência.

Eles caracterizaram quatro estágios de cavitação, designando-os como classes de danos:

(i) classe A - cavidades isoladas;

(ii) classe B - cavidades orientadas;

(iii) classe C - cavidades coalescidas ou microtrincas e

(iv) classe D - macrotrincas.

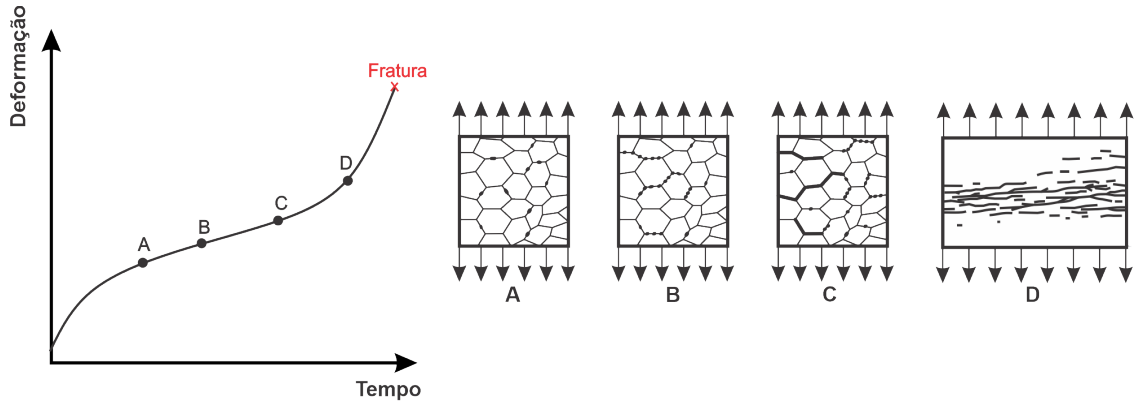


Figura 30. Avaliação de vida em fluência, segundo Neubauer e Wendel. A – Cavidades isoladas. B – Cavidades orientadas. C - Microtrincas. D – Macrotrincas. Modificado de [16].

Com base em numerosas observações em tubos de caldeira de usinas térmicas na Alemanha, avaliou-se o tempo necessário para a evolução de cada estágio e as medidas necessárias a serem tomadas. Assim, de maneira conservativa:

Classe A – Nenhuma ação imediata até a próxima parada programada.

Classe B – Reinspeção por réplica dentro de intervalos especificados.

Casse C – Limitação do serviço até o reparo.

Classe D – Reparo ou substituição imediata.

[11] Para esse caso, réplica metalográfica ou metalografia de campo não devem ser utilizadas quando a cavitação ocorre abaixo da superfície.

É importante ressaltar que o modelo mostrado na Figura 30 vale para um caso específico. Se, por exemplo, o material for alterado, a evolução dos danos será diferente.

B.J. Cane e M.S. Shammas realizaram, na década de 80, vários estudos para quantificar a avaliação do dano. O melhor parâmetro quantitativo, segundo esses autores, é a "fração de contornos de grãos cavitados", parâmetro que se tornou conhecido na literatura como "Parâmetro A". O parâmetro A é a razão entre o número de contornos de grãos com microcavidades ou trincas e o número total de contornos de grãos, sendo a análise microestrutural realizada em um plano paralelo à direção da máxima tensão principal. A correlação desse parâmetro com a vida sob fluência ainda é discutível, em consequência da dispersão dos resultados disponíveis.

A relação dos trabalhos de Cane e Shammas com o método de Neubauer e Wedel permitem, entretanto, uma relação mais precisa entre a classe de dano e fração da vida consumida (t/t_r). Assim, conforme exemplificado para o caso do aço 1.25Cr-0.5Mo, na Figura 31, teríamos, de maneira conservativa:

Classificação do dano	Fração de Vida Consumida (t/t_r)	Microestrutura
1	0,12	Sem dano
A	0,46	Cavidades isoladas
B	0,50	Cavidades orientadas
C	0,84	Microtrincas
D	1	Macrotrincas

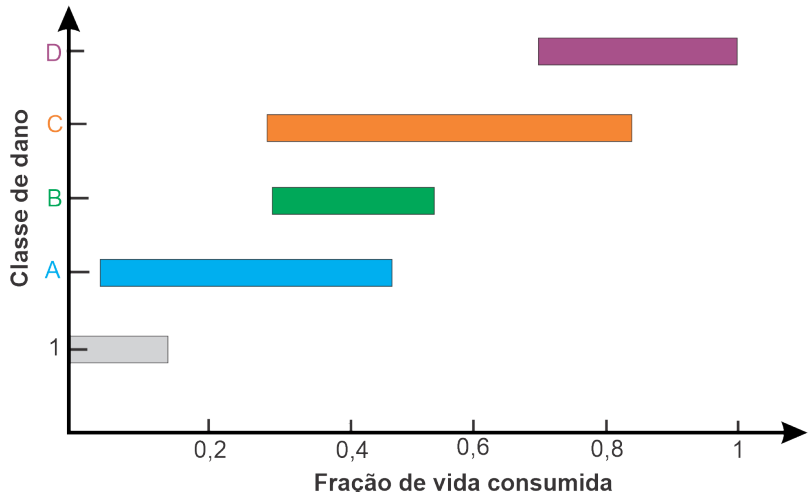


Figura 31. Fração da vida consumida para um aço 1.25Cr-0.5Mo. 1 – Sem danos. A – Cavidades isoladas. B – Cavidades orientadas. C – Microtrincas. D – Macrotrincas. Modificado de [18].

Uma vez que a fração de vida consumida (t/t_r) para uma determinada classe de dano é conhecida, a vida remanescente (t_{rem}) é calculada por meio da seguinte equação:

$$t_{rem} = t.\left[\left(\frac{t_r}{t}\right) - 1\right] \qquad 7.27$$

Onde:

t_{rem} = vida remanescente

t = vida em serviço consumida

t_r = vida de ruptura

2. Métodos baseados no coalescimento de carbonetos

Em materiais dúcteis sob fluência, no metal base de estruturas soldadas, em que o início de fratura intergranular é deslocado para tempos bastante elevados, torna-se necessária a avaliação da fração de vida consumida através da evolução da microestrutura, particularmente do processo de esferoidização e coalescimento de carbonetos.

Embora exista um esforço crescente para quantificar a relação entre o estágio de esferoidização dos carbonetos e a fração de vida consumida sob fluência, esses métodos ainda dependem, para serem confiáveis, de bancos de dados de aspectos estruturais dos vários tipos de aços sob diferentes condições. Esses bancos de dados constituem *know how* extremamente valioso de projetistas e de institutos especializados e, naturalmente, não são disponíveis na literatura técnica.

A Figura 32 mostra um exemplo para o aço 1Cr-0.5Mo [19]. O gráfico representa o tempo de vida residual desse aço, ensaiado a 510 °C, com as estruturas iniciais indicadas nas micrografias mostradas na Figura 33 [19].

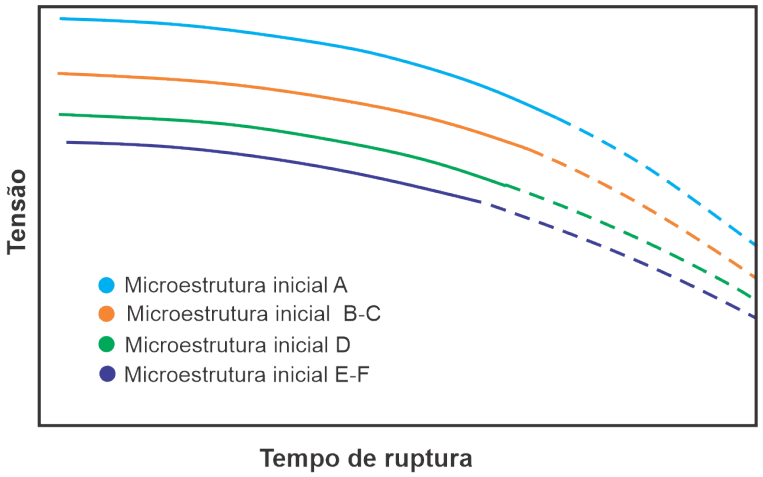


Figura 32. Vida residual (em horas) a 510 °C de um aço 1Cr-0.5Mo. Modificado de [19].

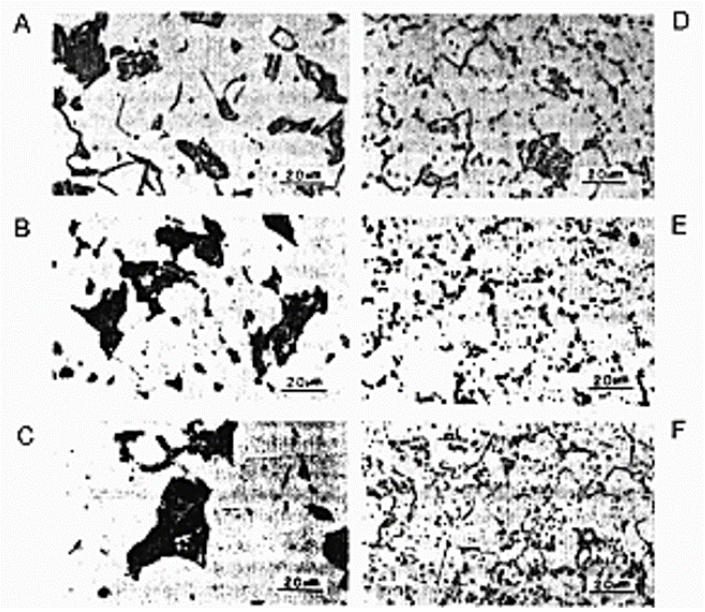


Figura 33. A – Ferrita e perlita fina (tubo novo). B – Primeiros sinais de esferoidização de carbonetos, usualmente acompanhados por precipitação em contornos de grãos. C – Esferoidização apreciável da perlita, mas lamelas de carbonetos ainda são visíveis. D – Esferoidização completa, mas os carbonetos ainda se agrupam nas regiões perlíticas originais. E – Carbonetos dispersos com poucas evidências das regiões perlíticas originais. F – Tamanho de alguns carbonetos aumentou significativamente devido ao coalescimento. Referência [19].

Além destas, existem outras propostas para a avaliação de vida remanescente de componentes sujeitos à fluência, entre elas:

i) Medição de dureza. A depender da temperatura e tempo de exposição, pode ocorrer alteração microestrutural de aços de baixa liga (por exemplo, coalescimento de carbonetos), promovendo alteração de resistência mecânica e, consequentemente, de dureza. A alteração microestrutural de aços durante operação normal, provocando alteração de dureza em função do tempo e temperatura, pode ser descrita por algumas equações, incluindo a equação do parâmetro de Larson-Miller. Existem, portanto, correlações de dureza com o parâmetro de Larson-Miller para um determinado aço de baixa liga. O parâmetro de Larson-Miller, para o material com uma certa dureza inicial, é obtido experimentalmente por meio de envelhecimento em uma certa temperatura e medição da alteração da dureza em função do tempo, o que resultará em uma equação que relaciona a dureza com parâmetro de Larson-Miller. Dureza = f (P).

ii) Medição da espessura do óxido (usada em tubos de caldeira – lado interno dos tubos). O óxido é medido por meio de técnicas específicas de ensaios não destrutivos ou metalografia. Para um determinado aço, a espessura do óxido tende a apresentar uma relação com temperatura e o tempo de exposição. Várias equações foram propostas para correlacionar a espessura do óxido com a temperatura e tempo. Dessa forma, gráficos relacionando espessura do óxido

versus tempo podem ser obtidos a partir dessas equações[12]. Sendo assim, é possível obter a temperatura estimada para uma determinada espessura de óxido e tempo de operação. Com esse valor de temperatura e com o parâmetro de Larson-Miller obtido em função da tensão, é possível calcular o tempo de ruptura e, consequentemente, a fração da vida consumida (tempo de operação/tempo de ruptura). Para efetuar uma previsão, considerando a operação por um determinado período, pode ser usada uma das propostas de equação que estima o crescimento de óxido em função do tempo. Considerando essa espessura de óxido, chega-se à vida consumida repetindo o procedimento anteriormente citado.

iii) Análise dimensional. O objetivo é detectar alterações dimensionais relacionadas à deformação acumulada e, com isso, estimar a vida remanescente do componente. A deformação é comparada com a deformação para a falha do material nas condições de operação. Se as medições forem efetuadas em vários intervalos, a taxa de deformação também pode ser estimada. Existem diversas limitações e fontes de erros para essas extrapolações, incluindo: dificuldade para calcular a deformação em geometrias complexas; não detecção de danos localizados (por exemplo, em ZTAs); diversas variáveis que influenciam a ductilidade à fluência etc. As medições podem ser efetuadas com instrumentos manuais, sistemas a laser, *strain-gages* (monitoração on-line), entre outros.

[12] O eixo das ordenadas corresponde à espessura do óxido. O eixo das abscissas indica o tempo de exposição ou algum parâmetro, por exemplo, parâmetro Larson-Miller. Obtendo-se o parâmetro (em função da espessura do óxido) e conhecendo-se o tempo de exposição, é possível calcular a temperatura a partir da equação do parâmetro, à qual relaciona tempo e temperatura.

7.5 Referências

[1] LAKES, Rod. **Viscoelasticity Notes**. Disponível em: http://silver.neep.wisc.edu/~lakes/VEnotes.html .Acesso em: novembro de 2021.

[2] VISWANATHAN, Ramaswamy. **Damage mechanisms and life assessment of high temperature components**. West Conshohocken : ASM international, 1989. 497 p.

[3] ASHBY, M. F. A First report on deformation mechanism maps. **Acta. Met**. 20, 887–896, 1972.

[4] FROST, Harold J.; ASHBY, Michael F. **Deformation-mechanism maps: the plasticity and creep of metals and ceramics**. Elkins Park, PA: Franklin Book Co., 1982. 165 p.

[5] VISWANATHAN, R. Effect of stress and temperature on the creep and rupture behavior of a 1.25 Pct chromium—0.5 Pct molybdenum steel. **Metallurgical Transactions A**, v. 8, n. 6, p. 877-884, 1977. https://doi.org/10.1007/BF02661568

[6] AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **Standard specification for Centrifugally Cast Iron-Chromium-Nickel High-Alloy Tubing for Pressure Application at High Temperatures**. ASTM A608/A608M-20. Pensilvânia, 2020. 6 p.

[7] RIBEIRO, André Freitas. **Evolução microestrutural do aço HP modificado ao Nb e Nb Ti durante o envelhecimento**. 2000. 138 p. Tese (Doutorado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais) - Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, 2000.

[8] AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE. **Damage mechanisms affecting fixed equipment in the refining industry.** API RP 571: 2003, 1. ed. Washington, D. C., December 2003. 254 p.

[9] AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE. **Calculation of heater tube thickness in petroleum refineries**. API 530, 7. ed. 2015, Addendum 1, 2019, Addendum 2, 2021. Washington, D. C., 2021. 322 p.

[10] AMERICAN SOCIETY OF MECHANICAL ENGINEERS. **ASME boiler and pressure vessel code, section II, materials, part D properties**. New York, 2019. 1195 p.

[11] BERNASCONI, G.; PIATTI, G. **Creep of engineering materials and structures**. London: Applied Science Publisher, 1979. 420 p.

[12] KASSNER, M. E.; HAYES, T. A. Creep cavitation in metals. **International Journal of Plasticity**, v. 19, n. 10, p. 1715-1748, 2003.

[13] FIELDS, R. J.; WEERASOORIYA, T.; ASHBY, M. F. Fracture-mechanisms in pure iron, two austenitic steels, and one ferritic steel. **Metall Mater Trans A**, 11, 333-347, 1980. https://doi.org/10.1007/BF02660638.

[14] MONKMAN, F. C.; GRANT, F. J. An empirical relationship between rupture life and minimum creep rate in creep-rupture tests. **Proc. ASTM 1956**, 56, 593–620, 1956.

[15] AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE. **Fitness-for-service**. API 579-1/ASME FFS-1. Pensilvânia, 2016. 1292 p.

[16] NEUBAUER, B.; WEDEL, U. Rest life estimation of creeping components by means of replicas. *In*: **Advances in Life Prediction Methods**. WOODFORD, D. A., WHITEHEAD, J. E (eds.), New York: ASME, 1983. p. 307-314.

[17] CANE, B. J.; TOWNSED, R. D. Prediction of remaining life in low-alloy steels. Flow and fracture at elevated temperatures, p. 279-316, 1983.

[18] SHAMMAS, M, et al. **Remaining life of boiler pressure parts, HAZ models, final report RP 2253-1, v. 2**. Washington, D.C.: Electric Power Research Institute, 1988.

[19] TOFT, L. H.; MARSDEN, R. A. The structure and properties of 1% Cr-0.5% Mo steel after service in CEGB power stations. *In*: Conference on structural processes in creep, JISI/JIM, 1963, [**Proceedings**…]. London: Iron and Steel Institute, 1963. p. 275.

8 FADIGA

8.1 Conceitos e variáveis mecânicas 389

8.2 Aspectos macroscópicos da fratura por fadiga 433

8.3 Aspectos microscópicos da fratura por fadiga 450

8.4 Referências 457

André da Silva Pelliccione
Paulo Sérgio Carvalho Pereira da Silva

8.1 Conceitos e variáveis mecânicas

Denomina-se fadiga o dano mecânico acumulado que ocorre quando um componente é submetido a **tensões cíclicas**. Tal dano pode, eventualmente, conduzir à nucleação de uma trinca microscópica, que propaga à medida que os ciclos de tensões são aplicados. Quando a trinca atinge um tamanho crítico, em função da tenacidade do material, ocorre a ruptura do componente.

O dano acumulado não pode ser detectado pela medida de propriedades mecânicas médias macroscópicas, como dureza e limite de resistência, nem pelo exame metalográfico das fases e constituintes presentes. A alteração gradual no material devido à fadiga ocorre no nível de defeitos cristalinos, em particular, na alteração do arranjo de discordâncias e em um aumento de defeitos pontuais, lacunas. O dano, portanto, só pode ser detectado por Microscopia Eletrônica de Transmissão.

A Figura 1 esquematiza um corpo de prova submetido a ciclos uniformes de tensão de tração e de compressão de mesma magnitude. O gráfico corresponde à tensão ao longo do tempo. De maneira esquemática, é mostrada a deformação do corpo de prova em cada um dos pontos indicados.

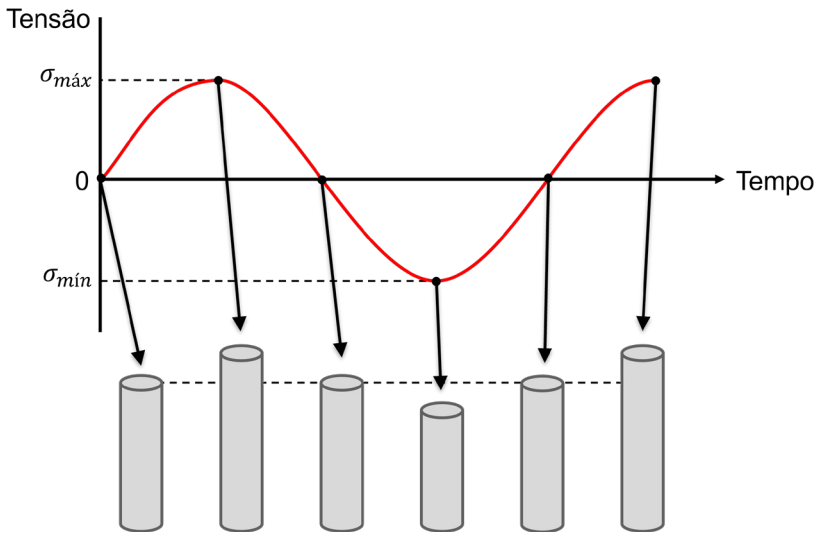


Figura 1. Representação esquemática de ciclos de fadiga com tensão de tração e tensão de compressão de mesma magnitude. Fonte: os autores.

A Figura 2 esquematiza um ciclo de tensões assimétricas[1] e as definições de variação de tensão ($\Delta\sigma$), tensão alternada ou amplitude de tensão (σ_a), tensão média (σ_m) e razão de tensão (R), que podem ser calculadas por meio das equações *8.1*, *8.2*, *8.3* e *8.4*, respectivamente.

[1] O ciclo de tensões assimétricas é definido como aquele em que os valores da tensão máxima e da tensão mínima, em módulo, são distintos.

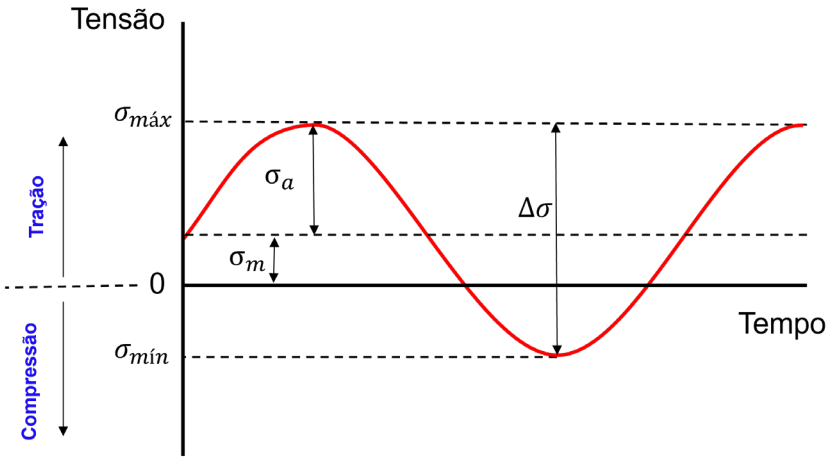


Figura 2. Ciclo de tensões assimétricas e representação da variação de tensão, amplitude de tensão e tensão média. Fonte: os autores.

$$\Delta\sigma = \sigma_{máx} - \sigma_{mín} \quad (8.1)$$

$$\sigma_a = \frac{\sigma_{máx} - \sigma_{mín}}{2} = \frac{\Delta\sigma}{2} \quad (8.2)$$

$$\sigma_m = \frac{\sigma_{máx} + \sigma_{mín}}{2} \quad (8.3)$$

$$R = \frac{\sigma_{mín}}{\sigma_{máx}} \quad (8.4)$$

É importante lembrar que a variável na vida em fadiga não é o tempo, mas sim o número de ciclos[2]. A distinção é importante, já que a frequência não tem influência relevante na vida em fadiga para a maioria dos casos, isto é, no número de ciclos que o material suporta sem fraturar, desde que essa frequência não coincida com a frequência de ressonância (frequência natural) do componente ou que o meio não seja agressivo. No caso de meio agressivo, o fenômeno denomina-se corrosão-fadiga, e, nesse caso, quanto menor a frequência, menor a vida em fadiga, em igualdade das demais condições, conforme detalhado no Capítulo 6.

Os tipos de esforços que provocam tensões cíclicas e, consequentemente, fadiga, são diversos. Na Figura 3 são mostrados alguns exemplos.

Caso (a) – Estão representados os ciclos de tensão a partir de esforço uniaxial. Na curva (i), os esforços uniaxiais geram tensão de tração e de compressão, com tensão média igual a zero. A curva (ii) representa o ciclo variando entre tração e zero e, consequentemente, a tensão média é maior do que zero.

Caso (b) – Nesse exemplo, o componente está submetido a esforço cíclico de flexão bidirecional. É o que ocorre, por exemplo, em um *vent* ou dreno soldado a uma tubulação ou equipamento, em caso de vibração. No caso representado na figura, o esforço de flexão máximo em cada direção é o mesmo,

[2] Conhecendo-se a frequência de ciclagem, é possível obter o tempo.

portanto, a tensão média é zero. O ponto representado em amarelo ficará submetido a tensões de tração (quando a flexão ocorre em um sentido) e compressão (quando a flexão ocorre no sentido oposto).

Caso (c) – Nesse exemplo, o componente está submetido à flexão-rotação, ou seja, um eixo girando, mas submetido a um esforço de flexão. É o que ocorre, por exemplo, em um eixo desalinhado. Um ponto no eixo, representado em amarelo, ficará submetido a um ciclo de tensão de tração e tensão de compressão a cada rotação completa do eixo, com tensão média igual a zero.

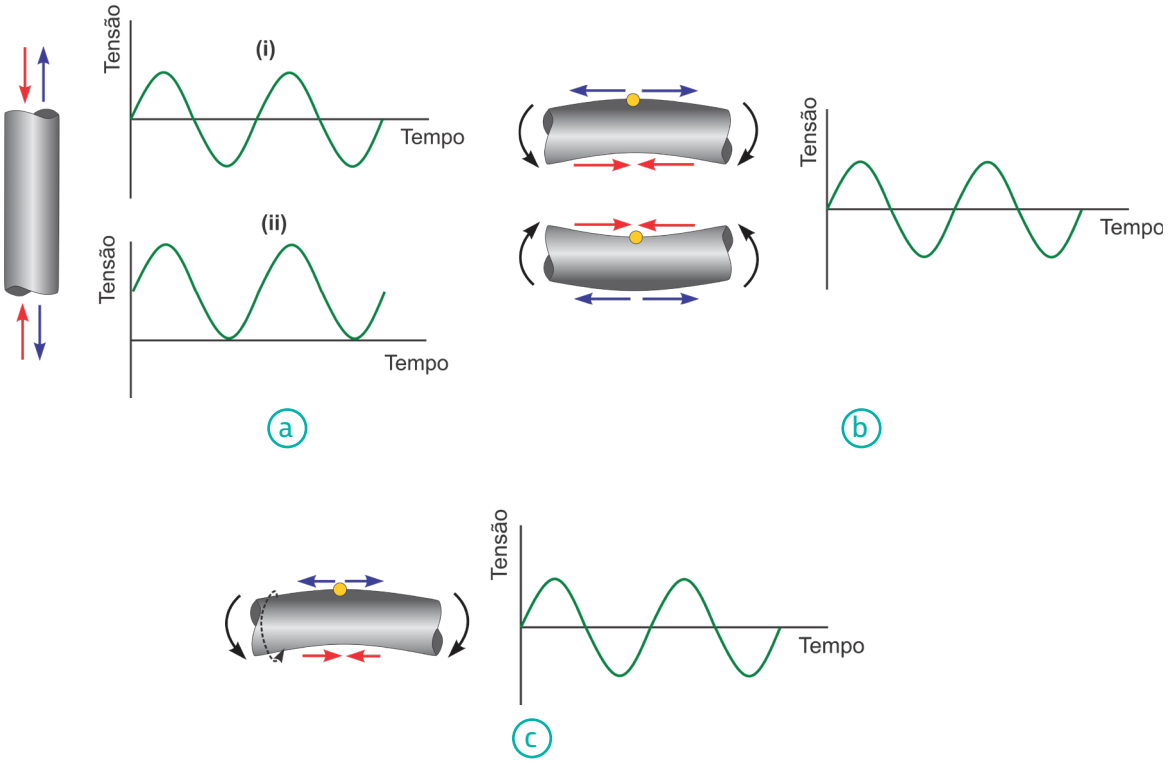


Figura 3. Exemplos de carregamento em fadiga. (a) Tração e compressão uniaxial (i) e tração uniaxial e zero (ii). (b) Flexão bidirecional. (c) Flexão – rotação. Fonte: os autores.

8.1.1 Curvas S x N

Os primeiros estudos experimentais significativos sobre fadiga foram realizados por Wöhler, que analisou e estudou a fratura de eixos ferroviários, em meados do século XIX. Antes de detalhar o trabalho de Wöhler, é importante apresentar o contexto histórico.

Desde a primeira metade do século XIX, engenheiros e cientistas vêm dedicando esforços para entender o mecanismo de fadiga [1-4]. Um marco histórico para os estudos de fadiga foi o acidente de uma locomotiva, saindo de Versalhes para Paris (mais precisamente entre as estações Bellevue e Meudon), que ocorreu em 11 de maio de 1842. A locomotiva transportava 770 passageiros que retornavam após comemorações em Versalhes. Não é conhecido o número exato de fatalidades nesse acidente, mas as estimativas variam entre 52 e 200. Tal acidente ficou conhecido como “acidente ferroviário de Versalhes”.

Em função do elevado número de acidentes que continuavam a ocorrer devido à fratura por fadiga de eixos e outros componentes ferroviários, diversos pesquisadores dedicaram esforços para compreender o fenômeno. As primeiras análises de falha de eixos fraturados consideraram a "teoria da cristalização", em que era postulado que o "enfraquecimento" dos materiais (que poderia levar à fratura) ocorria devido à alteração da microestrutura ao longo do tempo (formando uma "textura cristalina"), causada por vibração, calor e indução magnética. Essa teoria tinha como base a análise da superfície de fratura que, em cargas monotônicas, era fibrosa e, em cargas cíclicas, havia regiões "cristalinas". No entanto, a região com "textura cristalina" da fratura por fadiga correspondia à propagação instável da trinca, ou seja, à região final da fratura. Em outras palavras, estavam analisando a região errada da superfície de fratura e não a região correspondente à propagação subcrítica por fadiga!

William J. M. Rankine[3] (o mesmo cientista reconhecido na área de termodinâmica) forneceu importantes contribuições para as discussões. No início da década de 1840, examinou diversas fraturas de eixos ferroviários, incluindo a do acidente da locomotiva de Versalhes. Ele descartou qualquer alteração do material ("cristalização do ferro") ao longo do tempo. Baseado nas observações das fraturas, identificou a influência deletéria de concentradores de tensão e reconheceu características distintas de uma fratura por fadiga, tendo início com um formato regular e liso ao redor de todo o eixo (em região de mudança de geometria) e propagando em direção ao centro do eixo até cerca de meia polegada. O eixo finalmente fraturava quando o "material no centro se tornava insuficiente para suportar os carregamentos a que estava exposto". Não há ilustrações no trabalho de Rankine, mas no mesmo ano, Joseph Glynn fez um desenho de um eixo ferroviário fraturado (Figura 4).

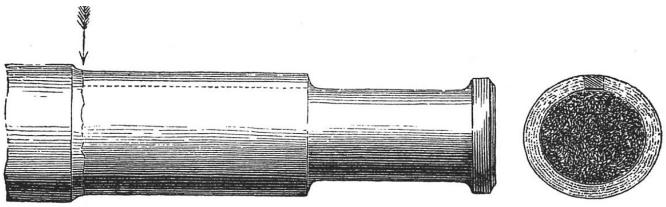


Figura 4 . Ilustração de uma falha por fadiga em um eixo ferroviário (Joseph Glynn, 1843). Ref.: *Joseph Glynn - Joseph Glynn, Public Domain, https://commons.wikimedia.org/w/index.php?curid=6319130* [5].

August Wöhler foi um dos engenheiros que se destacou na disciplina de fadiga, a partir de estudos experimentais (1852-1869), motivado também por falhas em eixos ferroviários. Além de verificar que a resistência de aços de eixos de locomotivas submetidos a carregamentos cíclicos era bem menor do que a resistência em cargas estáticas, ele também desenvolveu as curvas S x N e o conceito de limite de fadiga (*fatigue endurance limit*). Até hoje, as curvas S x N, também chamadas curvas de Wöhler, são usadas em projetos mecânicos de estruturas e equipamentos sem trincas.

[3] William John Macquorn Rankine escreveu um dos seus primeiros trabalhos sobre fadiga em eixos ferroviários quanto tinha apenas 23 anos de idade.

Wöhler construiu a máquina de ensaio que leva o seu nome e até hoje é utilizada. Um corpo de prova cilíndrico, com uma suave curvatura na região média, era submetido a uma carga constante, aplicada numa extremidade, enquanto a outra girava, presa num motor, cujos giros (número de ciclos) eram registrados num contador, conforme representado na Figura 5. Em cada giro do motor, cada ponto do corpo de prova era submetido a um ciclo completo de tensão de tração e tensão de compressão, com tensão média igual a zero. Ou seja, o corpo de prova era ensaiado em flexão-rotação. Variando-se a carga aplicada na extremidade, variava-se a tensão máxima, que no caso coincidia com a tensão alternada (σ_a).

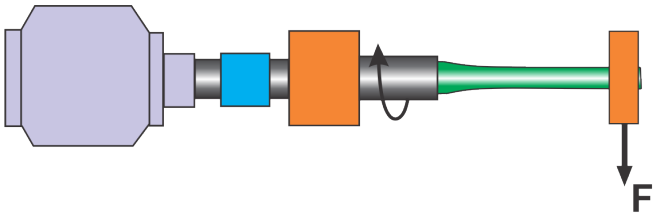


Figura 5. Representação esquemática da máquina de ensaio de fadiga de Wöhler. Motor (em cinza claro), mancais (em laranja), acoplamento flexível (em azul) e corpo de prova (em verde). Fonte: os autores.

Dessa forma, cada ensaio era realizado com uma determinada amplitude de tensão (σ_a) e o número de ciclos até a fratura (N_f) era registrado. O resultado era plotado em um gráfico tensão[4] *versus* número de ciclos, sendo o número de ciclos geralmente representado em escala logarítmica. Reduzindo-se a carga e, consequentemente, a amplitude de tensão, o número de ciclos para a falha será maior. A partir dos vários pontos plotados no gráfico (gerados por ensaios com diferentes níveis de tensão), pode ser traçada a chamada curva S-N[5], representada na Figura 6.

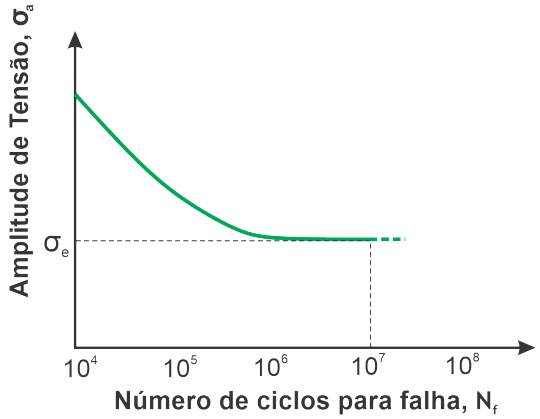


Figura 6. Representação da curva S-N. Amplitude de tensão *versus* número de ciclos para falha (N_f) em escala logarítmica. Fonte: os autores.

[4] No eixo da tensão podem ser plotadas amplitude de tensão, variação de tensão, tensão máxima ou tensão mínima. Em curvas S-N de códigos e normas, geralmente é representada a amplitude de tensão ou variação de tensão.

[5] Não está sendo mostrada a dispersão dos resultados. Esse tópico será discutido posteriormente.

A Figura 7 mostra a representação esquemática dos resultados dos ensaios de Wöhler em um aço sem entalhe (em azul) e em um aço com entalhe (em verde).

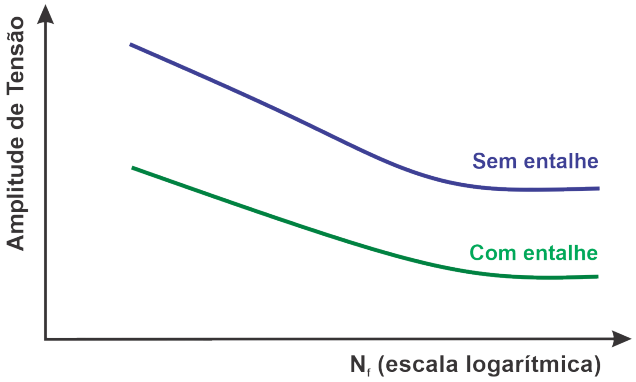


Figura 7. Representação esquemática das curvas S-N referentes aos resultados experimentais de Wöhler. Corpo de prova sem entalhe (em azul) e corpo de prova com entalhe (em verde). Fonte: os autores.

Wöhler, além de dar sugestões concretas para o aumento da vida dos eixos ferroviários, chegou a uma série de conclusões que são válidas até hoje, entre elas:

(i) Na curva tensão x número de ciclos (curva S-N), há uma região onde a vida é finita e cresce com a diminuição da tensão.

(ii) Existe também outra região, abaixo de uma certa tensão, que ele denominou Limite de Fadiga (em inglês, *endurance limit ou fatigue limit*), em que aparentemente não ocorreria fratura mesmo com um número infinito de ciclos. Na representação esquemática da Figura 6, σ_e seria o valor da amplitude de tensão com 10^7 ciclos. A existência do Limite de Fadiga é bem conhecida atualmente para materiais ferrosos, como os aços que Wöhler investigou.

(iii) Wöhler explicou corretamente o efeito do entalhe. Durante um número inicial de ciclos, não existiria trinca no corpo de prova e não se notaria nenhuma alteração no material - é importante lembrar que em meados do século XIX não existia microscopia eletrônica de transmissão. Para um certo nível de amplitude de tensão, havia um valor crítico do número de ciclos em que uma trinca seria nucleada e entrava-se na região de propagação. Após a trinca propagar por uma distância finita, ocorreria a ruptura final por "falta de resistência da seção remanescente[6]". Na Figura 8 são representadas as curvas de nucleação da trinca (em azul) e de ruptura do corpo de prova (em verde), sendo a região intermediária correspondente à propagação. As setas em azul indicam o número de ciclos para a nucleação da trinca em dois níveis de tensão; já as setas em laranja indicam o número de ciclos para propagação nos mesmos níveis de tensão.

Na presença de um entalhe, as curvas seriam deslocadas para a esquerda, ou seja, a nucleação da trinca e a fratura ocorreriam prematuramente, em comparação com um corpo de prova de

[6] Na época, a Mecânica da Fratura não havia sido desenvolvida, portanto, o conhecimento sobre o processo de fratura era simplório.

mesmo material sem entalhe. Além disso, o limite de fadiga é reduzido, conforme representado na Figura 7. Esses são, efetivamente, os efeitos do entalhe em fadiga.

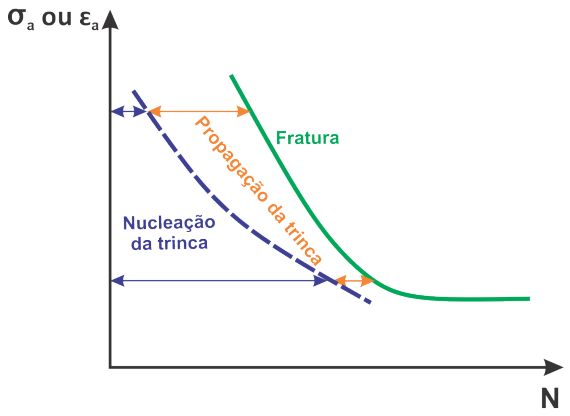


Figura 8. Amplitude de tensão ou amplitude de deformação *versus* número de ciclos (escala logarítmica). A curva em azul indica a nucleação da trinca de fadiga. A curva em verde representa a ruptura. A região entre as curvas corresponde à propagação. Fonte: os autores.

O limite de fadiga, conforme exemplificado anteriormente, é o valor de amplitude de tensão abaixo do qual pode ser aplicado um número infinito de ciclos sem que ocorra falha. Geralmente, os materiais que apresentam limite de fadiga são ensaiados até cerca de 10^7 ciclos. Aços carbono, aços de baixa liga e titânio possuem um limite de fadiga. Para vários aços carbono e aços de baixa liga existe uma relação entre o limite de fadiga e o limite de resistência, sendo a razão geralmente entre 0,4 e 0,6. Como existe uma correlação aproximada entre limite de resistência e dureza[7], teoricamente também existe uma correlação entre dureza e limite de fadiga. No entanto, ensaios em aços carbono e em aços de baixa liga mostram que, a partir de dureza na ordem de 37 HRC (limite de resistência na ordem de 1140 MPa), a dispersão dos resultados começa a aumentar de maneira significativa, não sendo mais possível efetuar a correlação.

O aumento do limite de fadiga com o limite de resistência pode induzir à conclusão precipitada que, aumentando a resistência mecânica do material, aumentará a vida em fadiga. De maneira simplória, em fadiga de alto ciclo, aços com maior resistência mecânica tendem a apresentar maior resistência à fadiga do que aços de menor resistência mecânica. Em contrapartida, em fadiga de baixo ciclo (com elevadas amplitudes de tensão), aços com menor resistência mecânica tendem a apresentar melhor resistência à fadiga. Para melhor compreensão, é importante ressaltar que fadiga envolve etapas de iniciação, propagação subcrítica e fratura do componente, conforme representado na Figura 8. Como a etapa de iniciação envolve deformação plástica localizada, o aumento de resistência, em tese, tende a dificultar a nucleação. No entanto, a presença de inclusões, a condição superficial, meio corrosivo e outros fatores podem favorecer a etapa de nucleação. Além disso, o aumento da resistência geral-

[7] A correlação entre dureza e limite de resistência pode ser obtida em normas específicas, por exemplo, ASTM A370 (onde há tabelas de conversão aproximada para aços não austeníticos) ou API 579/ASME FFS-1.

mente provoca redução na tenacidade e, portanto, o tamanho crítico da trinca pode ser atingido com menor número de ciclos.

Em materiais cúbicos de face centrada, como ligas de alumínio, ligas de cobre e aços inoxidáveis austeníticos, o limite de fadiga parece não existir, ou seja, a variação de tensão ou a amplitude de tensão diminuem continuamente com o aumento do número de ciclos, conforme representado pela curva azul da Figura 9. Nesse caso, como não existe um limite de fadiga, é definida uma resistência à fadiga, sendo correspondente à amplitude de tensão para uma determinada vida em fadiga, geralmente 5 x 10^8 ciclos. Na Figura 9 são mostradas curvas S-N para um material que possui limite de fadiga (em verde) e para um material que não possui limite de fadiga (em azul).

É importante ressaltar que o limite de fadiga está relacionado à etapa de iniciação da trinca. O aumento da severidade do concentrador de tensão pode fazer com que essa etapa seja praticamente eliminada e, dessa forma, o limite de fadiga tende a deixar de existir.

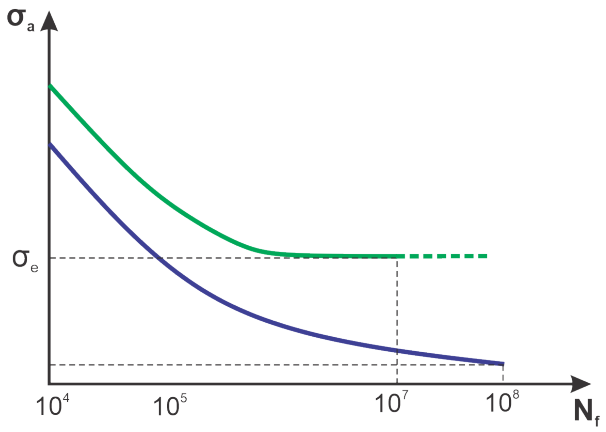


Figura 9. Esquemas de curvas de fadiga para materiais que apresentam limite de fadiga (em verde) e materiais que não apresentam limite de fadiga (em azul). σ_e corresponde ao *endurance limit* ou limite de fadiga. Fonte: os autores.

Atualmente, existem máquinas para ensaio de fadiga em diferentes condições de carregamento além de flexão-rotação, por exemplo, flexão cíclica, carregamento axial cíclico etc. É possível, inclusive, efetuar ensaio de fadiga diretamente em componentes (por exemplo, parafusos) e em juntas soldadas. Também pode ser efetuado ensaio de fadiga em um meio corrosivo para obtenção de curvas para análise de corrosão-fadiga (ver Capítulo 6); ensaio de fadiga em altas temperaturas para avaliar a ocorrência simultânea de fadiga e fluência; entre outros.

8.1.2 Previsão da vida em fadiga

No início do século XX, Basquin verificou que era possível plotar parte da curva S-N como uma reta em um gráfico log (σ) *versus* log (N). Dessa forma, foi possível propor a seguinte relação:

$$\sigma_a = \sigma_f^{'}(2N_f)^b \qquad 8.5$$

Sendo que:

$$\varepsilon_{ae} = \frac{\sigma_a}{E} \quad 8.6$$

Portanto:

$$\varepsilon_{ae} = \frac{\Delta\varepsilon_e}{2} = \frac{\sigma_f^{'}(2N_f)^b}{E} \quad 8.7$$

Onde:

σ_a corresponde à amplitude de tensão;

σ'_f corresponde ao coeficiente de resistência à fadiga, sendo uma propriedade do material relacionada à fadiga. Em muitos casos, pode ser considerado, de maneira aproximada, como a tensão de fratura verdadeira. Percebe-se, portanto, que quanto maior a resistência, maior a vida em fadiga. Isso tende a ser válido para fadiga de alto ciclo;

b corresponde ao expoente de resistência à fadiga, sendo uma propriedade do material relacionada à fadiga e varia entre cerca de -0,05 e -0,12;

$2N_f$ corresponde ao número de ciclos para a falha, sendo N_f correspondente a meio ciclo;

ε_{ae} corresponde à amplitude de deformação elástica;

$\Delta\varepsilon_e$ corresponde à variação de tensão elástica;

E corresponde ao módulo de elasticidade.

É possível, portanto, plotar em um gráfico log-log a amplitude de tensão elástica (σ_a)[8] *versus* número de ciclos para a falha ($2N_f$), conforme equação *8.5*, e o resultado será uma reta, em que b e σ'_f correspondem ao coeficiente angular e linear, respectivamente.

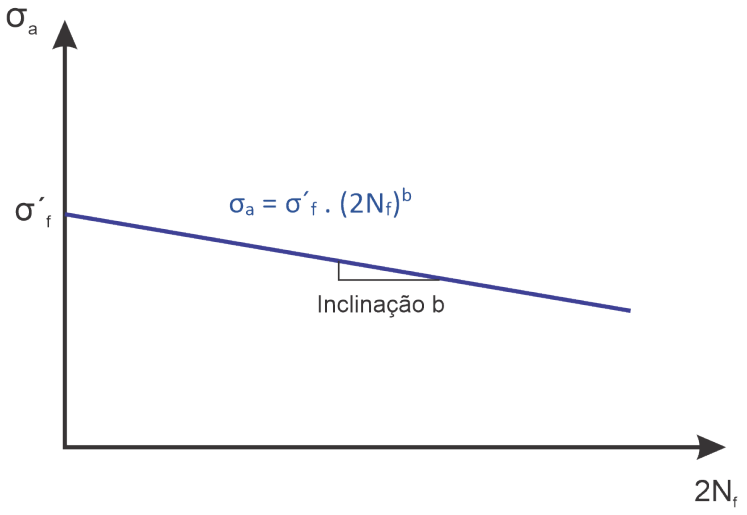


Figura 10. Representação de gráfico log-log de σ_a ou $\Delta\varepsilon_a/2$ *versus* $2N_f$, conforme equação *8.5*.
Fonte: os autores.

[8] No eixo das ordenadas, também pode ser plotada a amplitude de deformação elástica (ε_{ae}), conforme equação *8.7*.

Coffin e Manson propuseram, em 1955, uma equação relacionada à deformação plástica em fadiga, a qual também pode ser linearizada em um gráfico log ($\Delta\varepsilon_a/2$) *versus* log ($2N_f$), conforme representado na Figura 11.

$$\varepsilon_{ap} = \frac{\Delta\varepsilon_p}{2} = \varepsilon_f'.(2N_f)^c \qquad 8.8$$

Em que:

ε_{ap} corresponde à amplitude de deformação plástica;

$\Delta\varepsilon_p$ corresponde à variação de deformação plástica;

ε'_f corresponde ao coeficiente de ductilidade à fadiga e é relacionado à deformação na fratura para vários metais;

c corresponde ao expoente de ductilidade à fadiga e varia entre -0,5 a -0,8 para muitos metais.

Estes dois últimos são propriedades do material em fadiga.

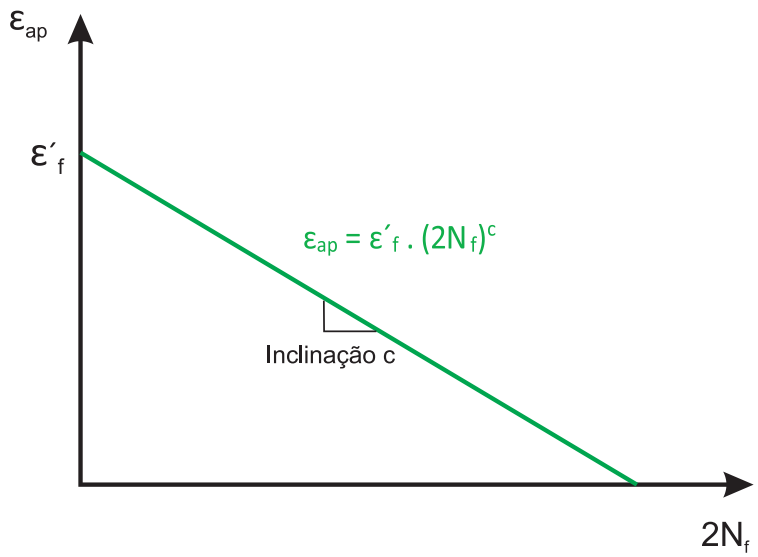


Figura 11. Representação de gráfico log-log de ε_{ap} ou $\Delta\varepsilon_p/2$ *versus* $2N_f$, conforme equação *8.8*.
Fonte: os autores.

A amplitude de deformação total (ε_a) corresponde à soma da amplitude de deformação elástica com a amplitude de deformação plástica:

$$\varepsilon_a = \varepsilon_{ae} + \varepsilon_{ap} \qquad 8.9$$

$$\frac{\Delta\varepsilon_T}{2} = \frac{\Delta\varepsilon_{el}}{2} + \frac{\Delta\varepsilon_p}{2} \qquad 8.10$$

A primeira parcela está relacionada à equação de Basquin e a segunda à equação de Coffin e Manson. Assim, substituindo as equações *8.7* e *8.8* na equação *8.10*, temos:

$$\frac{\Delta\varepsilon_T}{2} = \frac{\sigma_f'}{E}.(2N_f)^b + \varepsilon_f'.(2N_f)^c \qquad 8.11$$

Conforme já mostrado, é possível traçar duas linhas retas, sendo uma para a amplitude de deformação elástica (em azul) e outra para a amplitude de deformação plástica (em verde), conforme representado na Figura 12. A soma das duas parcelas resulta na amplitude de deformação total, representada pela curva laranja.

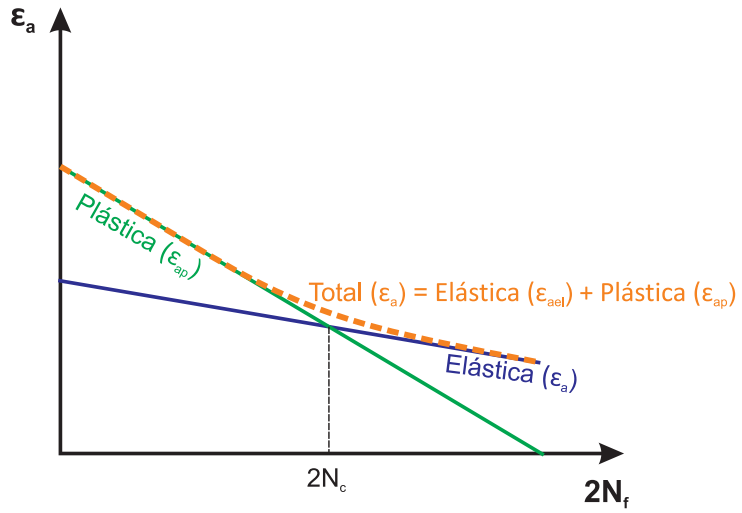


Figura 12. A curva em laranja representa, no gráfico log-log, a deformação total, ε_a ou (ε_{ae} + ε_{ap}), *versus* o número de ciclos para falha, $2N_f$, conforme equação *8.11*. $2N_c$ corresponde ao número de ciclos em que a reta de Basquin (parcela elástica) cruza com a reta de Coffin-Manson (parcela plástica).
Fonte: os autores.

Chamando o número de ciclos em que as duas retas se cruzam de $2N_c$, ou seja, quando a amplitude de deformação elástica é igual à amplitude de deformação plástica, é possível concluir que:

- Abaixo de $2N_c$, ou seja, em vidas relativamente menores, a deformação plástica predomina, portanto, a ductilidade do material é parâmetro de controle. Dessa forma, **abaixo de $2N_c$, fadiga de baixo ciclo é o mecanismo predominante** e a relação de Coffin-Manson representa o comportamento.
- Acima de $2N_c$, ou seja, em vidas relativamente maiores, a deformação elástica predomina, portanto, a resistência do material é parâmetro de controle. Dessa forma, **acima de $2N_c$, fadiga de alto ciclo é o mecanismo dominante** e a linha de Basquin representa bem a curva S-N do material.
- Na região em torno de $2N_c$, é necessário considerar ambas as parcelas (elástica e plástica).

Alguns autores definem fadiga de baixo ciclo com sendo aquela abaixo de, aproximadamente, 10.000 ciclos; e fadiga de alto ciclo acima de cerca de 100.000 ciclos. No entanto, essa é uma definição simplória. Considerando fadiga de baixo ciclo a que ocorre no domínio de Coffin-Manson e fadiga de alto ciclo a que ocorre no domínio de Basquin, percebemos que o número de ciclos abaixo do qual é definida a fadiga de baixo ciclo e acima do qual é definida a fadiga de alto ciclo corresponde a $2N_c$, indicado na equação *8.13* e obtido a partir da equação *8.12*.

$$\frac{\sigma_f}{E}.(2N_c)^b = \varepsilon_f^{'}.(2N_c)^c \quad 8.12$$

$$2N_c = \left(\frac{\varepsilon_f^{'}.E}{\sigma_f^{'}}\right)^{\frac{1}{b-c}} \quad 8.13$$

Sendo assim, o número de ciclos ($2N_c$) que define a transição entre fadiga de baixo ciclo e fadiga de alto ciclo depende do material, e esse valor pode ser bem diferente dos valores simplórios citados anteriormente.

Os termos fadiga de baixo ciclo e fadiga de alto ciclo podem induzir a erros de interpretação. Eles estão relacionados ao número de ciclos e não ao nível de tensão. Fadiga de baixo ciclo ocorre com maiores níveis de amplitude de tensão, enquanto fadiga de alto ciclo ocorre com menores níveis de amplitudes de tensão. Para eliminar a dúvida, considere os termos fadiga de baixo ciclo como "fadiga com baixo **número** de ciclos" e fadiga de alto ciclo como "fadiga com alto **número** de ciclos".

8.1.3 Propagação de trinca de fadiga - Lei de Paris-Erdogan

O conceito de curva S x N ou ε x N, mostrados nos tópicos anteriores, se aplica a componentes sem trincas. O presente tópico considera um componente ou corpo de prova contendo trinca.

Aplicando-se um carregamento cíclico (e, consequentemente, uma tensão cíclica) em um corpo de prova trincado, com um determinado tamanho de trinca a_0, ela vai crescendo (Δa) em cada etapa de carregamento cíclico.

A Figura 13 resume o ensaio em um corpo de prova trincado e o resultado obtido, conforme as etapas descritas a seguir:

a) O corpo de prova é submetido a tensões cíclicas definidas, e o número de ciclos vai sendo registrado.

b) O incremento no tamanho da trinca a cada ciclo é registrado e associado com o número de ciclos, sendo assim possível obter uma curva tamanho de trinca (a) *versus* número de ciclos (N), conforme representado na curva (1) da Figura 13. O ensaio é realizado até que a trinca atinja o tamanho crítico e ocorra a fratura do corpo de prova.

c) A tangente em cada ponto da curva (1) corresponde à taxa de propagação da trinca (da/dN). É possível, portanto, obter uma curva "taxa da propagação da trinca" (da/dN) *versus* o "tamanho da trinca (a)", conforme curva (2).

d) Conhecendo-se a variação de tensão, é possível calcular a variação do fator de intensidade de tensões para cada tamanho de trinca: $\Delta K = Y.\Delta\sigma.(\pi.a)^{0.5}$. Também é possível, portanto, obter uma curva ΔK x a, conforme curva (3).

e) A partir de (2) e (3), é possível construir a curva da/dN x ΔK ou log (da/dN) x log (ΔK), conforme a curva 4.

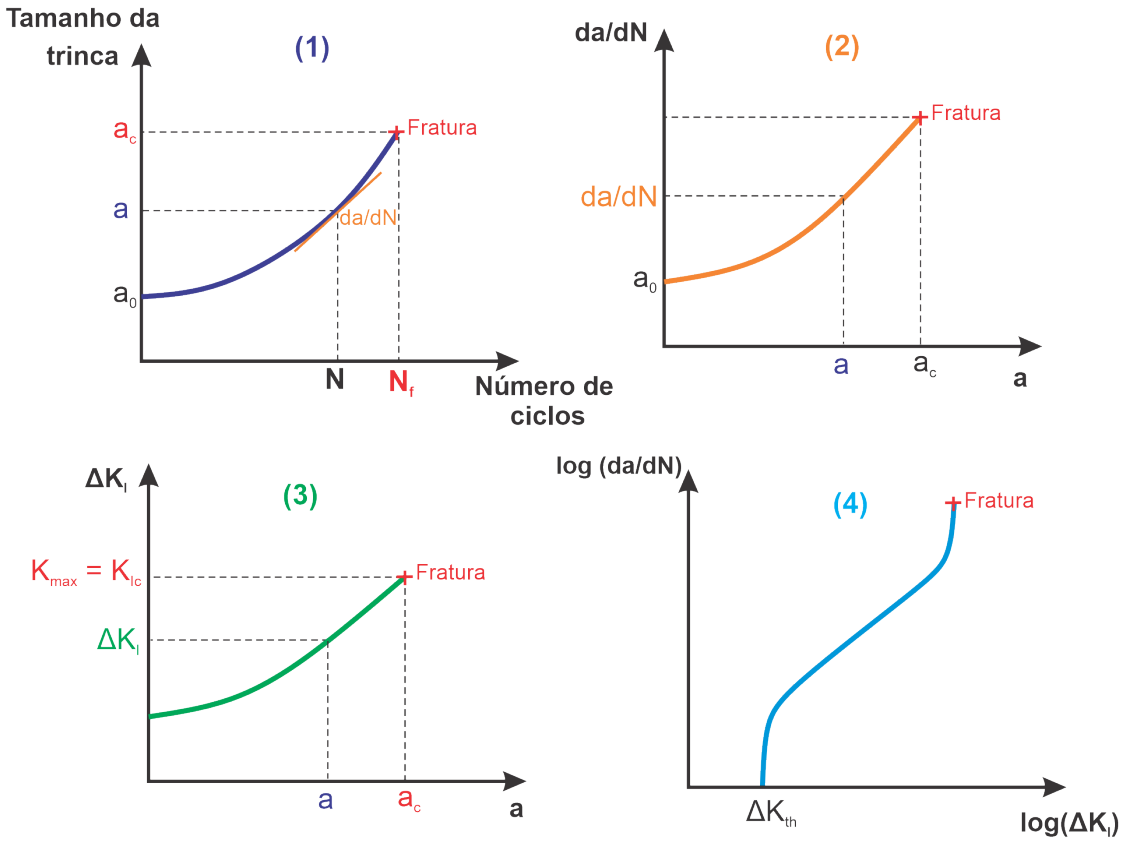


Figura 13. Representação esquemática das etapas para obtenção da curva log (da/dN) *versus* log (ΔK). Fonte: os autores.

O crescimento de uma trinca por fadiga, portanto, pode ser representado pela curva (1) da Figura 13. Percebe-se que a taxa de crescimento da trinca (da/dN) vai aumentando à medida que o tamanho da trinca (a) aumenta, ou seja, a taxa é crescente, conforme curva (2) da Figura 13. Na Figura 14 são mostradas duas curvas, obtidas a partir das mesmas condições de ensaio. A curva em azul foi obtida a partir de um ciclo com maior tensão máxima, enquanto a curva em verde foi obtida a partir de um ciclo com menor tensão máxima. Quanto maior for a magnitude da tensão máxima, menor será o tamanho crítico da trinca (a_c) e menor será o número de ciclos para a falha. Além disso, partindo-se de um mesmo tamanho inicial de trinca (a_0) e fixando-se um tamanho de trinca maior do que a_0, verifica-se o aumento da taxa de propagação (da/dN) para o caso com maior tensão máxima (curva azul). Outra observação importante é que, mesmo para níveis diferentes de tensão, verifica-se uma relação entre a taxa de propagação (da/dN) da trinca com o ΔK para um mesmo material, conforme representado na Figura 14. Para facilitar o entendimento, considere o seguinte exemplo. Em um determinado ponto obtido a partir de a_1 e N_1 (mostrado na curva em azul), existe um ΔK_I e um da/dN correspondente. Considere um determinado ponto obtido a partir de a_2 e N_2 (mostrado na curva em verde), em que o da/dN é o mesmo que o anterior. O ΔK calculado nesse ponto será similar ao calculado no ponto 1. Repare que, neste último caso, como a tensão máxima é menor, para o ΔK ser o mesmo que o do ponto (a_1, N_1) da curva em azul, o tamanho de trinca a_2 tem que ser maior e, de fato, $a_2 > a_1$.

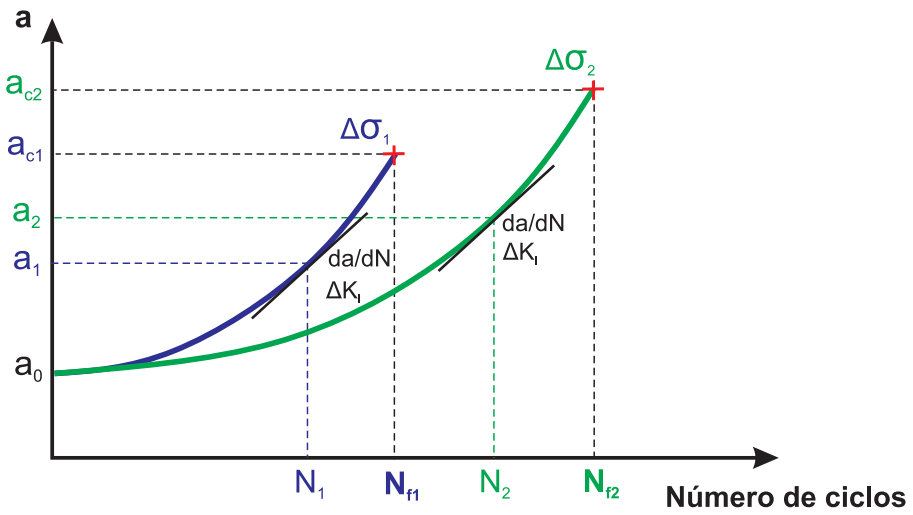


Figura 14. Crescimento da trinca versus número de ciclos para dois níveis diferentes de variação de tensão. Fonte: os autores.

Dessa forma, a partir de resultados experimentais, pode ser plotado um gráfico log (da/dN) x log (ΔK) para um mesmo material, conforme representado na Figura 15 e já mostrado na curva (4) da Figura 13.

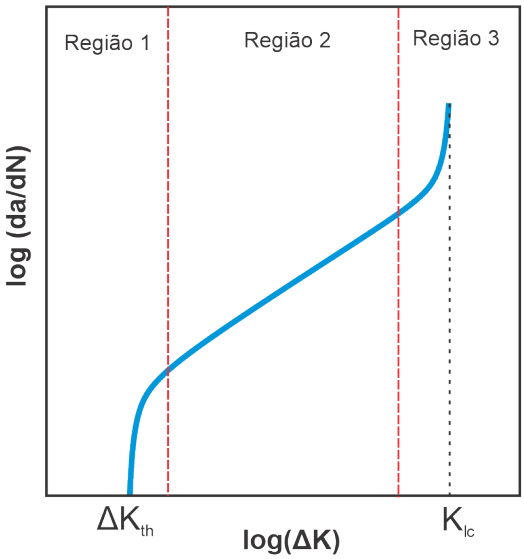


Figura 15. Curva log (da/dN) x log (ΔK). Fonte: os autores.

Algumas observações podem ser obtidas a partir dessa curva:

a) Existe um valor de ΔK, denominado ΔK *threshold* (ΔK_{th}), abaixo do qual não ocorre a propagação da trinca, conforme indicado na figura.

b) No extremo oposto da curva, a fratura ocorre quando o K_{max} atinge o K_{IC} do material.

c) É possível observar três regiões distintas na curva log (da/dN) x log (ΔK):

- Região 1 – Essa região contém o ΔK_{th}. A taxa de propagação é decrescente, sendo altamente dependente da microestrutura, das propriedades mecânicas, da razão entre as tensões mínima e máxima (R) e do meio corrosivo.
- Região 2 – A taxa de propagação é governada pela Lei de Paris-Erdogan, descrita em detalhes no item (d). Essa região inclui a parte dominante da vida em fadiga e é usada para calcular a vida, considerando a taxa de propagação. Além disso, nessa região a influência da microestrutura e das propriedades mecânicas é menor.
- Região 3 – A taxa de propagação da trinca é crescente até que ocorra a fratura. Nessa região, a taxa de propagação é altamente dependente da microestrutura, das propriedades mecânicas e da razão entre as tensões mínima e máxima (R), e pouco dependente do meio.

d) Em um trecho intermediário da taxa de crescimento (estágio II mostrado na Figura 15), pode ser aplicada a Lei de Paris-Erdogan, conforme equação *8.14*.

$$\frac{da}{dN} = C.(\Delta K)^m \qquad 8.14$$

Onde:

da/dN = taxa de propagação da trinca (mm/ciclos);

C = constante do material, relacionada ao coeficiente linear da reta no estágio II, ou seja, ao intercepto no eixo log (da/dN), no gráfico log (da/dN) x log (ΔK);

m = constante do material, correspondente ao coeficiente angular da reta no estágio II, no gráfico log (da/dN) x log (ΔK);

ΔK = variação do fator intensidade de tensões.

É possível obter uma equação para o cálculo do número de ciclos até a falha (conforme mostrado nas equações *8.15* a *8.21*), a partir da equação de Lei de Paris-Erdogan, isolando-se N e integrando ambos os termos. A equação de ΔK usada na Lei de Paris-Erdogan é adaptada da equação de K_I.

Assim, conhecendo-se as tensões máxima e mínima para obter o Δσ; o tamanho inicial da trinca (a_0); as constantes C e m; o K_{IC} do material e o valor de Y, é possível obter o número de ciclos até a falha (N_f), conforme equação *8.21*.

$$\Delta K = Y.\Delta\sigma.\sqrt{\pi.a} \qquad 8.15$$

$$Y.\sigma_{max}.\sqrt{\pi.a} - Y.\sigma_{min}.\sqrt{\pi.a} = Y.\Delta\sigma.\sqrt{\pi.a} \qquad 8.16$$

$$\frac{da}{dN} = C.\left(Y.\Delta\sigma.\sqrt{\pi.a}\right)^m \qquad 8.17$$

$$dN = \frac{da}{C.\left(Y.\Delta\sigma.\sqrt{\pi.a}\right)^m} \qquad 8.18$$

$$Nf = \int_0^{Nf} dN = \int_0^{af} \frac{da}{C.\left(Y.\Delta\sigma.\sqrt{\pi.a}\right)^m} \qquad 8.19$$

$$Nf = \frac{1}{C.\pi^{m/2}.\Delta\sigma^m}\int_0^{af}\frac{da}{Y^m.a^{m/2}} \quad 8.20$$

$$Nf = \frac{a_f{}^{-\left(\frac{m}{2}\right)+1} - a_0{}^{-\left(\frac{m}{2}\right)+1}}{C.\Delta\sigma^m.\pi^{m/2}.Y^m.\left[-\left(\frac{m}{2}\right)+1\right]} \quad 8.21$$

Para facilitar o entendimento, considere o seguinte exemplo simples e didático. Um chapa contém uma trinca superficial de 5,0 mm e está sujeita a serviço cíclico com:

σ_{max} = 300 MPa

σ_{min} = 0 MPa

Calcule o número de ciclos necessário até a falha.

Dados:

K_{IC} = 60 MPa.m$^{1/2}$

Y = 1,12 (para trinca superficial em chapa infinita)

C = 1,62.10^{-12} m/ciclo

m = 3,2

Lembrando a equação de K_I, explicada em detalhes no Capítulo de Mecânica da Fratura.

$$K_I = Y.\sigma.\sqrt{\pi.a} \quad 8.22$$

A partir dessa equação, substituindo K_I por K_{IC} e σ por σ_{max}, pode ser calculado o tamanho crítico da trinca (a_c):

$$a_c = \frac{1}{\pi}\left(\frac{K_{IC}}{Y.\sigma_{max}}\right)^2 = \frac{1}{\pi}\left(\frac{60}{1{,}12.300}\right)^2 = 0{,}010\ m = 10\ mm \quad 8.23$$

$$Nf = \frac{a_f{}^{-\left(\frac{m}{2}\right)+1} - a_0{}^{-\left(\frac{m}{2}\right)+1}}{C.\Delta\sigma^m.\pi^{m/2}.Y^m.\left[-\left(\frac{m}{2}\right)+1\right]} \quad 8.24$$

$$Nf = \frac{0{,}010^{-\left(\frac{3{,}2}{2}\right)+1} - 0{,}005^{-\left(\frac{3{,}2}{2}\right)+1}}{1{,}62.10^{-12}.300^{3{,}2}\pi^{3{,}2/2}.1{,}12^{3{,}2}.\left[-\left(\frac{3{,}2}{2}\right)+1\right]} = 11092\ ciclos \quad 8.25$$

Dessa forma, ocorrerá propagação subcrítica da trinca e ela atingirá o tamanho crítico após 11.092 ciclos.

É importante destacar que a Lei de Paris-Erdogan só é válida para macrotrincas. É conveniente distinguir:

- Microtrincas estruturais - entre 10 μm e 100 μm;
- Microtrincas mecânicas - entre 100 μm e 1000 μm;
- Macrotrincas - maiores do que 1000 μm.

A Figura 16 ilustra essas definições.

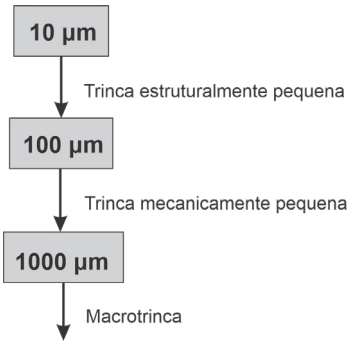


Figura 16. Classificação de trincas em relação ao tamanho. Fonte: os autores.

8.1.4 Influência da razão de tensão

A razão R entre o $K_{mín}$ e o $K_{máx}$, que também corresponde à razão entre $\sigma_{mín}$ e $\sigma_{máx}$, influencia tanto o ΔK_{th} quanto na propagação da trinca. A influência é maior nas regiões I e III, mostradas na Figura 15.

O aumento de R (por exemplo, pelo aumento de $K_{mín}$) provoca redução no ΔK_{th}. Além disso, o aumento de R desloca as curvas da/dN x ΔK para a esquerda. Ou seja, ciclos com tensões médias elevadas (maiores valores de R) deslocarão as curvas para a esquerda quando comparados com ciclos de tensões médias menores (menores valores de R). Em outras palavras, nas curvas log (da/dN) x log (ΔK), fixando-se um valor de ΔK, verifica-se um aumento da taxa de propagação da trinca com o aumento de R.

Existem, portanto, alguns modelos que levam em consideração o R na equação de Paris-Erdogan para o cálculo de da/dN.

8.1.5 Fechamento de trinca em fadiga

Pode ocorrer o fechamento da trinca antes da carga que está sendo aplicada ser anulada. Esse fenômeno é denominado "fechamento de trinca em fadiga". Isso pode ocorrer mesmo quando R > 0.

A compreensão desse fenômeno é importante, uma vez que a taxa de crescimento de uma trinca de fadiga pode diminuir devido ao efeito de "fechamento de trinca" (*crack closure*).

O fechamento de trinca ocorre acima da tensão mínima do ciclo, portanto, provoca uma redução no valor de ΔK. Nesse caso, é definido o chamado "fator de intensidade de tensão efetivo (K_{eff})", sendo equivalente a:

$$\Delta K_{eff} = K_{max} - K_{op} \qquad 8.26$$

Onde:

K_{max} é o fator de intensidade de tensão máximo e K_{op} é o fator de intensidade de tensão para abertura da trinca.

Conclui-se, portanto, que o ΔK_{eff} é o componente que provoca, de fato, a abertura da trinca.

Dessa forma, em um componente trincado submetido a ciclos de tensão máxima e mínima e, consequentemente, a K_{max} e K_{min}, se houver o fenômeno de fechamento de trinca, ela somente abrirá quando for atingido um determinado valor de K, ou seja, K_{op}. Assim, existirá uma parcela do ciclo que não contribuirá para o crescimento da trinca (ou seja, abaixo de K_{op}), o que resultará na queda da sua taxa de propagação.

Assim, a taxa de propagação de trinca (da/dN) será função do ΔK_{eff}. Quanto maior for o efeito do fechamento da trinca, menor será o ΔK_{eff} e, consequentemente, menor será a taxa de crescimento da trinca.

Os principais fenômenos que podem provocar fechamento de trincas em fadiga são:

- Fechamento induzido por plasticidade. Durante o carregamento em tração ocorre deformação plástica na frente da trinca. No descarregamento, a zona elástica ao redor sofre recuperação elástica, introduzindo tensão residual na região deformada plasticamente na frente da trinca. Essa tensão residual compressiva retardará o crescimento da trinca, conforme será detalhado no próximo item. Além desse efeito, no caso de carregamento cíclico, com a propagação subcrítica da trinca por fadiga, as "deformações plásticas são deixadas para trás", sendo chamadas de deformação residual. Essa deformação fica localizada adjacente às faces (flancos) da trinca, sendo denominada *plastic wake, e* faz com que o fechamento da trinca ocorra antes do descarregamento completo.
- Fechamento induzido por transformação de fase. A transformação de fase induzida pela deformação plástica na ponta da trinca pode provocar a redução na taxa de propagação de trincas. Isso ocorre em materiais que sofrem transformação de fase induzida por deformação, com aumento de volume da região transformada. O raciocínio é similar ao *plastic wake* citado no caso anterior, porém, neste caso, o que é "deixado para trás" é a região que sofreu deformação plástica, com aumento de volume, devido à transformação de fase. O efeito final será o surgimento de tensões residuais compressivas nas faces e na ponta da trinca.
- Fechamento induzido por produtos de corrosão. Quando a fadiga ocorre em um componente exposto a um meio corrosivo (incluindo atmosfera contendo umidade), óxidos ou outros produtos de corrosão se formam dentro das trincas, atuando como uma "cunha" e, consequentemente, antecipando o fechamento.
- Fechamento induzido por rugosidade. A rugosidade microscópica (contendo picos e vales) nas faces da trinca provoca o fenômeno. Verifica-se experimentalmente a ocorrência de uma componente em modo II[9] durante a abertura de uma trinca de fadiga e, consequentemente, o contato prematuro entre as faces da trinca. Em outras palavras, o deslocamento devido ao modo II inibe o fechamento perfeito entre as faces superior e inferior da trinca, contribuindo para o efeito de fechamento da trinca. Esse fenômeno está mais associado com propagação próximo ao ΔK_{th} (ou seja, em níveis relativamente baixos de ΔK), portanto, é dependente de características microestruturais.

[9] Os modos de abertura de trincas foram detalhados no Capítulo 5.

- Fechamento induzido por fluido viscoso. A pressão interna exercida por um fluido dentro da trinca também pode antecipar o fechamento e, consequentemente, reduzir a variação do fator de intensidade de tensão efetivo.

8.1.6 Sobrecarga de tração e redução na taxa de propagação

Se um componente for submetido à sobrecarga de tração e, em seguida, for submetido a tensões cíclicas de tração com menor magnitude, ocorre redução da taxa de propagação da trinca (da/dN) e, consequentemente, aumento da vida em fadiga.

Consideremos uma das curvas da Figura 14 replicada na Figura 17. Verificamos o crescimento da trinca com o número de ciclos, em taxa crescente (curva azul). No entanto, se for aplicada uma sobrecarga de tração[10] em um determinado momento (por exemplo, em 1, mostrado na Figura) e, em seguida, for retomado o $\Delta\sigma$ anterior, a taxa de propagação da trinca reduzirá a partir desse momento. A taxa de propagação ainda será crescente e a tendência é que, após um certo número de ciclos, a taxa de crescimento da trinca retorne ao valor que teria se não houvesse sobrecarga, conforme representado na curva em laranja da Figura 17. Esse efeito de redução na taxa de propagação se repetirá caso sejam aplicadas outras sobrecargas de tração espaçadas ao longo do ciclo, por exemplo, nos pontos 2, 3 e 4 mostrados na Figura.

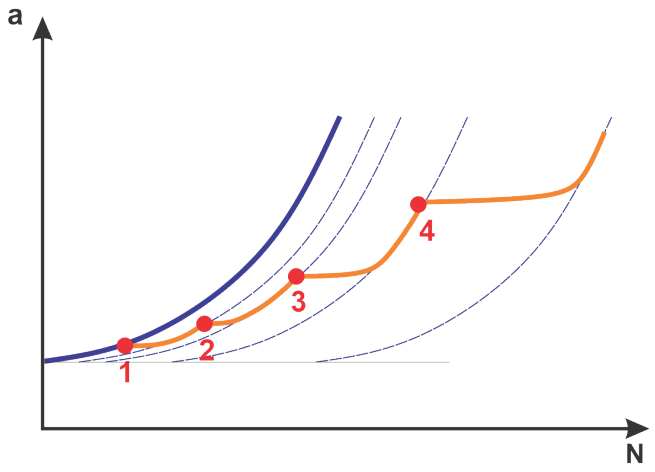


Figura 17. Representação do efeito da sobrecarga na redução da taxa de propagação. As sobrecargas foram aplicadas nos pontos 1, 2, 3 e 4, indicados em vermelho. Fonte: os autores.

Esse atraso depende também de como a sobrecarga é aplicada. Consideremos os seguintes exemplos:

a) Tensão média de 70 MPa e ciclos com 30 MPa de amplitude, ou seja, tensão máxima de 100 MPa e tensão mínima de 40 MPa.

b) Tensão média de 70 MPa e ciclos com 30 MPa de amplitude, ou seja, tensão máxima de 100 MPa e tensão mínima de 40 MPa, como no caso (a). Ciclos de sobrecarga com tensão máxima de 180

[10] A sobrecarga de tração não pode ser alta o suficiente para provocar fratura por sobrecarga.

MPa e tensão mínima de -40 MPa, ou seja, ciclos de sobrecarga com reversão completa, com variação de tensão de 220 MPa, amplitude de tensão de 110 MPa e tensão média de 70 MPa.

c) Tensão média de 70 MPa e ciclos com 30 MPa de amplitude, ou seja, tensão máxima de 100 MPa e tensão mínima de 40 MPa, como nos casos (a) e (b). Mesmo número de ciclos de sobrecarga do caso (b) com tensão máxima de 180 MPa, porém com tensão mínima de 40 MPa, ou seja, ciclos de sobrecarga sem reversão completa. A variação de tensão, nesse caso, é de 140 MPa, amplitude de tensão de 70 MPa e tensão média de 110 MPa.

A taxa de propagação da trinca do caso (a) será maior, pois não há ciclos de sobrecarga. No caso (b), em que há ciclos de sobrecarga com reversão completa, haverá um atraso maior em relação a (a), ou seja, taxas de propagação menores a partir dos ciclos de sobrecarga. No caso (c), em que há ciclos de sobrecarga sem reversão completa, ocorrerá maior atraso em relação a (b), ou seja, taxas de propagação menores a partir dos ciclos de sobrecarga.

Esse efeito de redução na taxa de propagação ocorre devido ao estado de tensão residual compressiva na frente da ponta da trinca, gerado pela maior zona plástica oriunda dos ciclos de sobrecarga. Detalhando um pouco mais: quando o componente trincado é solicitado, forma-se uma zona plástica na frente da trinca e, em seguida, ocorre abertura e embotamento da trinca. Ao redor dessa zona plástica, há um campo de tensão elástica. Adjacente aos flancos da trinca, há deformação plástica residual que foi "deixada para trás" durante a propagação da trinca. No descarregamento, ocorre o fechamento da trinca, porém, devido ao efeito de *shakedown*, o material na frente da zona plástica terá compressão residual, gerando um campo de tensão residual (autoequilibrado por definição) compressiva bem na frente da trinca (assim como ao redor dos flancos) e um campo de tensão residual de tração mais à frente da trinca. O efeito de *shakedown* será novamente abordado no tópico "fadiga de baixo ciclo".

Para melhor compreensão, vamos analisar a Figura 18. Consideremos que, durante um ciclo de tração de um material elástico perfeitamente plástico[11], uma região localizada do componente sofra deformação elástica (AB), seguida por deformação plástica (BC). Durante o descarregamento, as regiões que se deformaram elasticamente, mas não se deformaram plasticamente, conforme representado por AB´, sofrerão recuperação elástica e não haverá deformação residual. No entanto, a região localizada do componente que sofreu deformação plástica no carregamento de tração também sofrerá a mesma recuperação elástica durante o descarregamento (ou seja, CE, que é igual a B´A), uma vez que o volume de material ao redor, que sofreu apenas deformação elástica, prevalece em relação à pequena região que sofreu deformação plástica, controlando o processo de recuperação elástica[12]. Dessa forma, a pequena região que se deformou plasticamente terá tensão residual de compressão ao final do descarregamento (em E), conforme representado na Figura 18.

[11] Esse modelo de plasticidade é usado para facilitar a explicação, mas o fenômeno ocorre também em materiais que sofrem encruamento.

[12] A deformação final (após o descarregamento) da pequena região que sofreu deformação plástica também deve ser igual a zero, de forma a manter a compatibilidade de deformação. Se necessário, retorne ao Capítulo 2 e relembre os conceitos básicos de tensão residual. A influência da região elástica sobre a região plástica é chamada de *shakedown*.

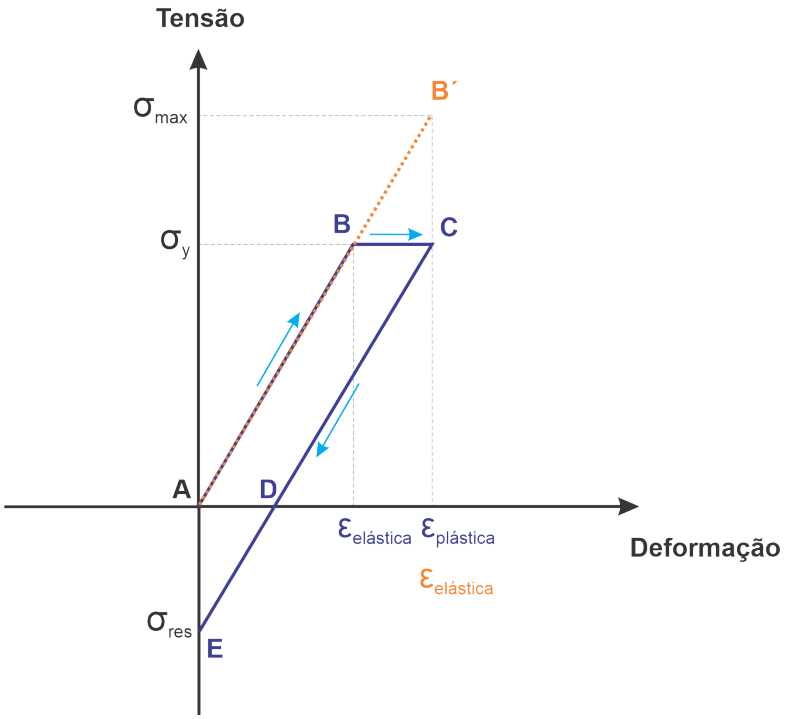


Figura 18. Efeito de *shakedown*, considerando um material elástico perfeitamente plástico.
Fonte: os autores.

8.1.7 Trincas curtas

Existem algumas possíveis definições para trincas curtas. Basicamente, podem simplesmente ser definidas como trincas menores do que um determinado valor (por exemplo, 0,1 mm). Ou, de maneira geral, são aquelas em que suas dimensões (profundidade e comprimento) são pequenas em relação às escalas:

- Microestrutural (por exemplo, trincas menores ou da ordem do tamanho de um grão);
- Validade da mecânica do contínuo (por exemplo, trincas menores ou na ordem de tamanho da zona plástica na ponta da trinca ou zona plástica gerada por um entalhe);
- Do tamanho físico.

De maneira simplória, podem ser consideradas trincas longas aquelas com tamanho maior do que cerca de 1 mm e trincas curtas aquelas com tamanho menor do que cerca de 0,1 mm (ver Figura 16). No entanto, as dimensões que definem trincas curtas dependem do material, do carregamento e da geometria. Existem critérios para definir se a trinca é considerada curta, ou não, em função do tamanho da zona plástica e de características microestruturais do material (por exemplo, em função do tamanho de grão) [11]. O ASTM E647 [11] define e classifica trincas curtas, em função dessas variáveis, como trincas mecanicamente pequenas, trincas microestruturalmente pequenas, trincas fisicamente pequenas e trincas quimicamente pequenas.

A avaliação da taxa de propagação de trincas por mecânica da fratura é realizada por meio de ensaios em corpos de prova contendo trincas com tamanho suficiente, ou seja, em trincas longas.

No entanto, trincas curtas podem apresentar comportamentos distintos em relação a trincas longas, a partir da análise por mecânica da fratura linear elástica (MFLE) clássica para previsão de vida em fadiga, considerando as mesmas condições de carregamento:

- Trincas curtas podem apresentar taxas de propagação maiores do que trincas longas.
- Conforme visto anteriormente, abaixo de um determinado valor de ΔK_{th}, trincas longas não propagam. Trincas curtas, por sua vez, podem propagar abaixo desse ΔK_{th}. A taxa de propagação inicial de trincas curtas diminui com o aumento do tamanho da trinca até um valor mínimo. Em seguida, a taxa de propagação aumenta com o tamanho da trinca até que esta atinja o tamanho de uma trinca longa, em que o comportamento é previsto pela MFLE. Em alguns casos, as trincas curtas começam a propagar com uma taxa decrescente, atingem um valor mínimo e param.

Dessa forma, previsões de vida baseadas em MFLE (da/dN x ΔK), conforme mostrado anteriormente, quando extrapoladas ao comportamento de trincas curtas, podem levar a estimativas não conservativas.

As diferenças entre o comportamento de trincas curtas em comparação com trincas longas são explicadas por uma série de fatores, entre os quais podemos citar:

- O tamanho da trinca é na ordem do tamanho de grão. Nessa escala, a homogeneidade (premissa da MFLE) deixa de existir. Em outras palavras, quando a trinca é na ordem do tamanho de grão, a propagação dependerá das propriedades e características microestruturais dos grãos individuais e não do material como um *continuum* (premissa da MFLE). As trincas curtas podem ter taxas de propagação relativamente altas em alguns períodos e, em outros, taxas de propagação relativamente baixas, por exemplo, quando encontram barreiras, como contornos de grãos ou partículas de segunda fase.
- Em relação ao fechamento da trinca, conforme visto anteriormente, quando é considerado o ΔK_{eff}, a taxa de propagação tende a ser menor. No entanto, em trincas curtas, o fechamento pode não ser completamente desenvolvido; nesse caso, aumenta o ΔK_{eff} e, consequentemente, a taxa de propagação.
- A condição de plasticidade confinada apenas em uma pequena região na ponta da trinca não é verificada. Isso ocorre quando a trinca curta está cercada por uma zona plástica de dimensão comparável ou maior do que o tamanho da trinca, por exemplo, devido à presença de um entalhe.
- A definição de K passa a não ser válida, considerando os campos de tensão e deformação na ponta de uma trinca muito pequena.

A compreensão de como trincas curtas propagam é de extrema importância na disciplina de fadiga, uma vez que a maior parte dos casos reais correspondem à fadiga de alto ciclo. Neles, as trincas curtas representam parte relevante da vida. Assim, para previsões de vida em fadiga mais precisas, deve-se levar em conta o comportamento de trincas curtas. Por fim, a resistência à fadiga pode estar relacionada à condição de propagação de trincas curtas.

Muitos modelos foram e vêm sendo desenvolvidos ao longo das últimas décadas, de forma a tentar prever o comportamento de trincas curtas. Em virtude da complexidade e das diversas variáveis que influenciam o fenômeno, os modelos quantitativos apresentam limitações. A evolução irregular da frente da trinca, a transição entre os estágios I e II[13], a influência do campo de deformação ao redor da

[13] Os estágios de fadiga serão definidos adiante.

trinca, o efeito do meio corrosivo, os efeitos diferenciados de fechamento de trincas e o comportamento em fadiga multiaxial são alguns exemplos do que deve ser melhor compreendido em trincas curtas.

Especialmente em casos de análise de estruturas com tensões aplicadas próximas do limite de escoamento, são indicados ensaios em laboratório com níveis de tensões similares, levando-se também em consideração as demais variáveis envolvidas.

Em relação à avaliação de integridade estrutural, um ponto de atenção é a limitação de ensaios não destrutivos na detecção de trincas muito pequenas. Em outras palavras, haverá um tamanho mínimo de trinca detectável, sendo dependente da técnica de END empregada.

8.1.8 Filosofias de projeto em fadiga

Quando um componente opera sob carregamento cíclico, existem algumas possíveis abordagens de projeto:

- Vida infinita - o componente é projetado com dimensões suficientes para que as tensões ou deformações locais fiquem abaixo do limite de fadiga. É um método simples, baseado na curva S-N. No entanto, em situações com variação significativa de amplitude de tensão, é difícil efetuar essa abordagem. Além disso, esse critério pode não ser economicamente vantajoso ou prático em muitas situações.
- Vida segura: baseia-se em projetar um componente, considerando uma vida finita. A análise é feita a partir dos dados tensão *versus* número de ciclos para a falha (S-N) ou deformação *versus* número de ciclos para a falha (ε-N). Margens de segurança são usadas devido à dispersão dos resultados de fadiga e outros efeitos. A abordagem de projeto *vida segura* é usada em vários segmentos industriais, por exemplo, em projetos de vasos de pressão sujeitos à fadiga.
- Falha segura: considera que, se um componente falha, não acontece o mesmo com o sistema. Por exemplo, podem surgir trincas de fadiga, as quais não provocarão a falha da estrutura antes de serem detectadas e reparadas. Para isso, pode ser considerada transferência de carga entre componentes, inspeção em periodicidade adequada, *crack stoppers* etc.
- Tolerância ao dano: considera que trincas existem e, a partir de análise de mecânica da fratura, define-se o intervalo de inspeção adequado antes que as trincas provoquem a falha do componente. Essa metodologia é um refinamento da filosofia falha segura.

8.1.9 Efeito de variáveis na vida em fadiga

Diversos fatores afetam a vida em fadiga, incluindo nível de tensão, geometria, propriedades do material e presença de meio corrosivo. Este último está relacionado à corrosão-fadiga e foi abordado no Capítulo 6. A seguir, serão resumidos alguns dos principais fatores que afetam a vida em fadiga.

a) Fatores geométricos

Na maioria dos casos, trincas de fadiga nucleiam na superfície de concentradores de tensão, por exemplo, pites ou alvéolos de corrosão, rasgo de chaveta em eixos, marcas de ferramenta, marcas de esmerilhamento, raiz de filete de rosca de parafusos, margem do reforço ou raiz da solda, região de mudança

de diâmetro de eixos sem raio de adoçamento adequado, entre outros. Sendo assim, no projeto mecânico de um componente submetido a tensões cíclicas, devem ser considerados os detalhes geométricos.

Vibração em tubulação e em outros componentes pode provocar fadiga mecânica. Dessa maneira, é importante que seja efetuada suportação adequada, considerando o cenário analisado. Em alguns casos, a ausência de suportação ou suportação mal posicionada pode causar fadiga. Em outros casos, o mecanismo pode ocorrer em locais onde o componente é travado e impedido de se deslocar. É importante, portanto, efetuar uma análise adequada de flexibilidade.

Um dos mecanismos de falha mais comum de drenos ou *vents* (de tubulação ou equipamentos) é fadiga induzida por vibração. A Figura 19 mostra um exemplo de falha de um *vent* que sofreu fadiga induzida por vibração. Em uma inspeção inicial, pode parecer estranho uma trinca passante no cordão de solda. No entanto, após corte longitudinal contendo uma das extremidades da trinca, evidenciou-se que ela nucleou no metal de soda, adjacente à superfície interna do flange e propagou pelo metal de solda até ficar passante.

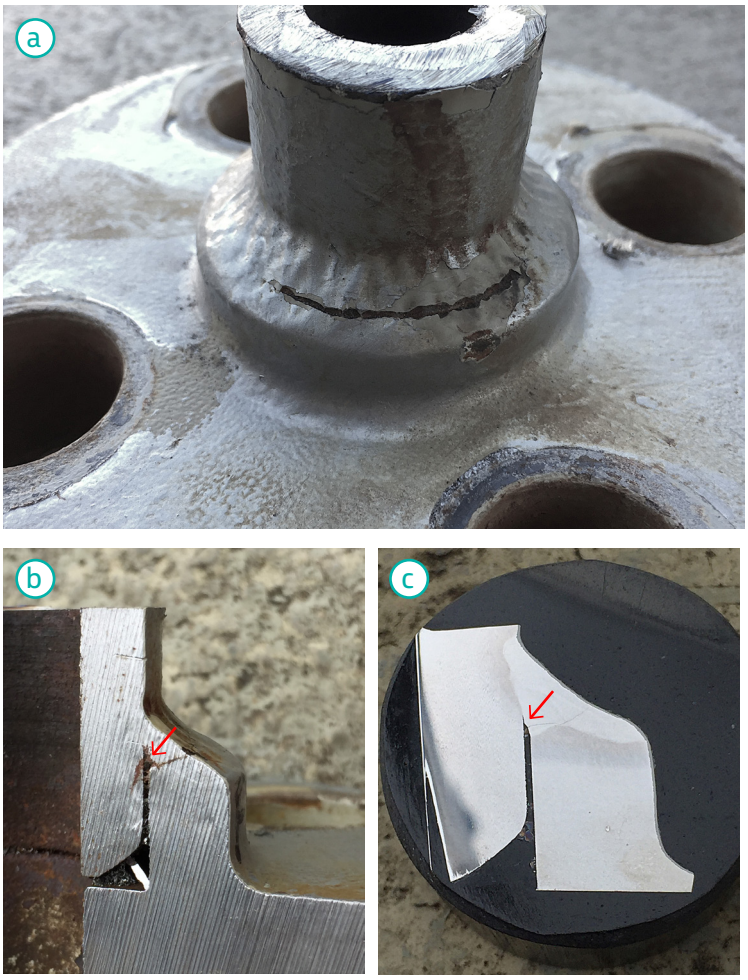


Figura 19. (a) Trinca no metal de solda de ligação do flange com o tubo. *Solda de encaixe* (solda de filete). (b) Corte longitudinal contendo uma das extremidades da trinca. Verifica-se que a trinca nucleou em um concentrador de tensão a partir da superfície interna do flange. (c) Amostra metalográfica atacada com Nital 2%, evidenciando que a trinca nucleou no metal de solda adjacente à superfície interna do flange. A seta em vermelho indica o local de iniciação da trinca nas imagens (b) e (c). Fonte: André S. Pelliccione.

Situação similar pode ocorrer em uma solda de penetração total, conforme representado na Figura 20. Nesse caso, se a trinca nuclear no concentrador da raiz da solda, ela pode propagar pelo metal de solda até ficar passante.

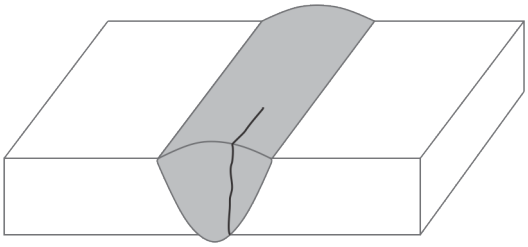


Figura 20. Representação esquemática de uma trinca de fadiga que nucleou no concentrador da raiz da solda. Fonte: os autores.

Outro fator importante é o acabamento superficial. A rugosidade superficial tem como efeito a geração de microconcentradores de tensão. Fixando-se as demais variáveis, quanto maior a rugosidade superficial, menor é a vida em fadiga[14]. Esse efeito é mais significativo em aços de alta resistência. Se a rugosidade for alta o suficiente, então não se torna mais necessário o processo de formação de intrusões e extrusões na superfície (por deslizamento) durante a etapa de iniciação. Nesse caso, a etapa de iniciação ocorrerá com um número de ciclos muito menor, o que reduzirá a vida em fadiga de maneira significativa, uma vez que, na fadiga de alto ciclo, a maior parcela da vida é consumida na etapa de iniciação. Por essa razão, em muitos componentes rotativos exige-se um melhor acabamento superficial, por exemplo, retificado ou polido.

Dessa forma, qualquer fator que altere as condições superficiais do componente[15] tende a alterar as propriedades em fadiga. A descarbonetação da superfície, por exemplo, tende a ser prejudicial para um componente que opere em regime de fadiga.

b) Tensão média

O aumento da tensão média de tração no ciclo reduz a vida em fadiga, conforme esquematizado na Figura 21. Em contrapartida, o aumento da tensão média de compressão produz o efeito contrário. Isso é extremamente importante para se entender o efeito de tensões residuais na vida em fadiga, já que elas funcionam como tensões médias aplicadas (ainda que possam ser aliviadas durante a ciclagem).

[14] O limite de fadiga também diminui com o aumento da rugosidade superficial.

[15] A maior parte dos casos de fadiga ocorre a partir da superfície, dependendo, portanto, das condições superficiais.

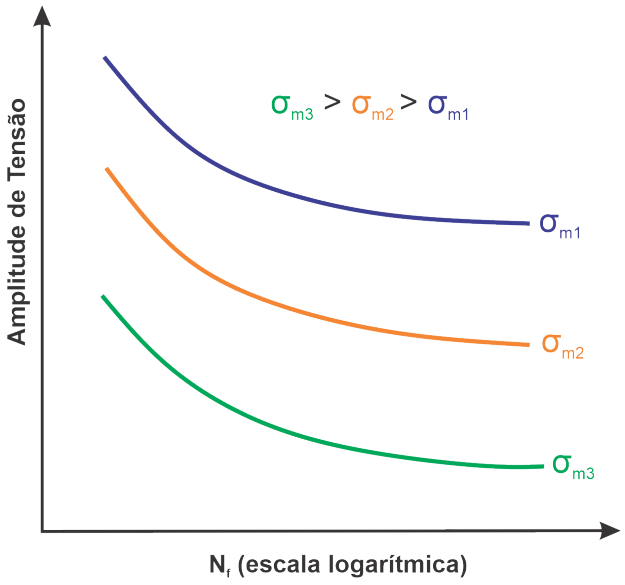


Figura 21. Representação do efeito da tensão média em fadiga. Fonte: os autores.

Existem diversos modelos para quantificar o efeito da tensão média. Goodman e Soderberg propuseram um modelo linear, enquanto Gerber propôs um modelo parabólico, conforme equações *8.27*, *8.28* e *8.29*, respectivamente.

$$\sigma_a = \sigma_e . \left[1 - \left(\frac{\sigma_m}{\sigma_u}\right)\right] \quad 8.27$$

$$\sigma_a = \sigma_e . \left[1 - \left(\frac{\sigma_m}{\sigma_y}\right)\right] \quad 8.28$$

$$\sigma_a = \sigma_e . \left[1 - \left(\frac{\sigma_m}{\sigma_u}\right)^2\right] \quad 8.29$$

Onde:

σ_a = Amplitude de tensão corrigida pelo efeito da tensão média

σ_e = Limite de fadiga com tensão média igual a zero[16]

σ_m = Tensão média

σ_u = Limite de resistência

σ_y = Limite de escoamento

As três equações foram plotadas em um gráfico Amplitude de tensão x Tensão média, conforme Figura 22. Quando a tensão média é igual a zero, a amplitude de tensão será igual ao limite de fadiga. Quando a amplitude de tensão é igual a zero, a tensão média será igual ao limite de escoamento para o modelo de

[16] O limite de fadiga pode ser substituído por outro valor de amplitude de tensão com tensão média igual a zero.

Soderberg e igual ao limite de resistência para os modelos de Goodman e Gerber. Sendo assim, as retas (para os modelos lineares) e a curva (para o modelo parabólico) representam as fronteiras que definem a região de vida infinita. Ou seja, se uma determinada amplitude de tensão e uma determinada tensão média definirem um ponto à esquerda da curva considerada, teremos vida infinita. Verifica-se, assim, que o modelo de Soderberg é o mais conservativo e o de Gerber é o menos conservativo.

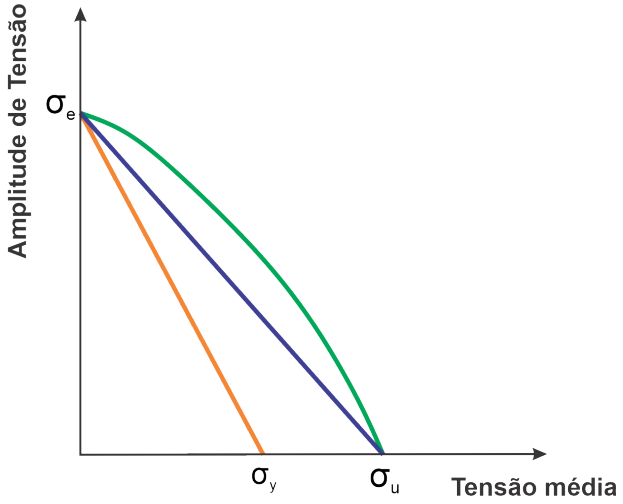


Figura 22. Amplitude de tensão em função da tensão média para os modelos de Goodman (em azul), Gerber (em verde) e Soderberg (em laranja). Fonte: os autores.

Entre as várias teorias para quantificar o efeito da tensão média, a mais usual, talvez por ser a mais simples, é a de Goodman, que afirma que o efeito da tensão média é linear.

A Figura 23 mostra um diagrama de Goodman em que, no eixo das abscissas, é plotada a tensão média e, no eixo das ordenadas, são plotadas as outras componentes de tensão. Esse diagrama pode ser obtido conforme descrito a seguir.

Quando a tensão média é igual a zero, é plotada a amplitude de tensão σ_a (ou o limite de fadiga, σ_e) em pontos equidistantes da origem, sendo uma positiva e outra negativa. O ponto na parte positiva do eixo corresponde à tensão máxima, e o ponto na parte negativa do eixo corresponde à tensão mínima em um ciclo alternado com tensão média igual a zero. Conhecendo-se o limite de resistência (σ_u) do material e o plotando no eixo das abscissas e ordenadas, é possível traçar duas retas a partir do eixo vertical, sendo uma entre σ_a e σ_u e outra entre $-\sigma_a$ e σ_u. A curva superior (em azul), portanto, corresponde à variação da $\sigma_{máx}$ com a $\sigma_{méd}$, e a curva inferior (em verde) corresponde à variação da $\sigma_{mín}$ com a $\sigma_{méd}$. As retas são estendidas para a região onde a tensão média é menor do que zero (compressiva), como linhas tracejadas. Também é traçada a linha da tensão média (em laranja), que ficará a 45° do eixo das abscissas. Para facilitar o entendimento, foi plotado, em vermelho, um exemplo de $\sigma_{máx}$ e $\sigma_{mín}$ para um determinado valor de $\sigma_{méd}$, sendo mostradas a amplitude de tensão e a variação de tensão correspondentes. Verifica-se que, com o aumento da tensão média, a variação de tensão ($\Delta\sigma$) vai diminuindo até se igualar a zero, quando é atingido o limite de resistência. Também fica claro

que, à medida que a tensão média vai diminuindo, a variação de tensão, para que ocorra a falha, vai aumentando.

Os experimentos mostram que as variações das tensões máxima e mínima em relação à tensão média não são lineares, mas sim uma curva acima e uma curva abaixo das retas referentes à variação da tensão máxima e variação da tensão mínima, respectivamente.

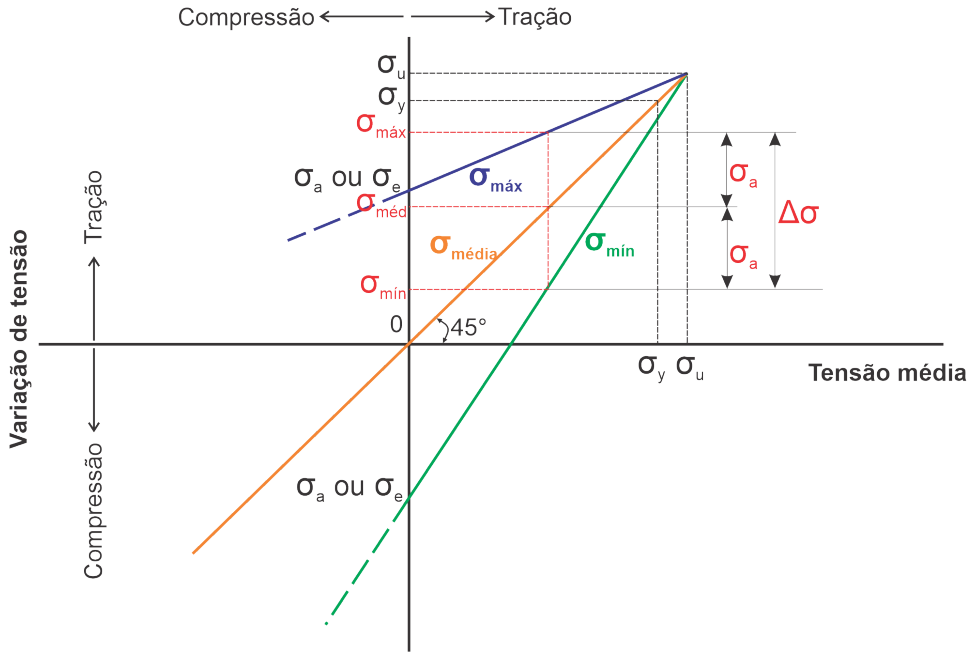


Figura 23. Diagrama de Goodman modificado. Modificado de [12].

c) Tensão residual

Um dos métodos mais efetivos para o aumento da vida em fadiga de um componente é por meio da introdução de tensão residual compressiva na superfície, sendo realizada por métodos mecânicos ou por tratamentos térmicos ou termoquímicos.

Os métodos mecânicos incluem *shot peening* ou laminação superficial. No *shot peening*, granalhas de aço ou de ferro fundido são lançadas em alta velocidade contra a superfície metálica. As características das granalhas (dureza, tamanho e formato) e velocidade são parâmetros importantes no processo. O nível de tensão residual compressiva é medido indiretamente por meio do uso de *Almen strip*[17], que é uma lâmina com dimensões e propriedades padronizadas, fixada por quatro parafusos (método mais comum) e submetida ao jateamento, junto com a peça de interesse, em uma posição representativa.

Os impactos das granalhas geram deformação plástica na superfície da lâmina e, consequentemente, tensão de compressão. Ao final do processo, quando a lâmina é removida do suporte, verifica-se deformação plástica (a lâmina fica "curvada") como consequência das tensões residuais, conforme esquematizado na Figura 24.

[17] Existem três possíveis classificações para as lâminas Almen, baseadas nas espessuras em polegadas: N (0,031); A (0,051); C (0,094).

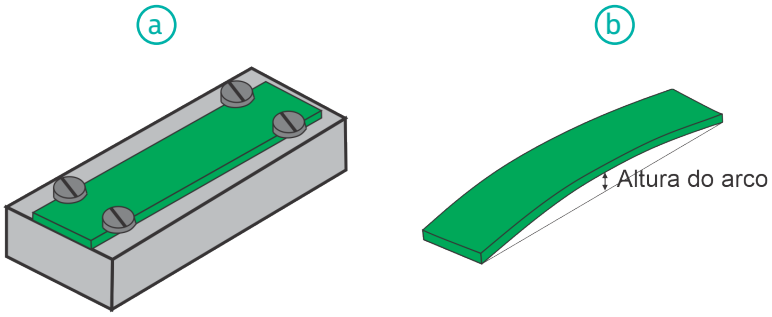


Figura 24. Esquema de sistema com lâmina Almen. (a) Lâmina fixada por quatro parafusos. (b) Medição da altura do arco da lâmina após o *shot peening*. Fonte: os autores.

É realizada a medição do grau de deformação da lâmina (altura do arco), o que tem relação com o nível de tensão residual. Esse método pode ser aplicado em superfícies irregulares, o que o torna vantajoso. O *shot peening* tende a ser mais vantajoso para casos de fadiga de alto ciclo do que para casos de fadiga de baixo ciclo.

Tratamentos térmicos superficiais (ex.: têmpera superficial) e tratamentos termoquímicos (ex.: cementação e nitretação) aumentam a dureza superficial e, consequentemente, a resistência ao desgaste. Além disso, esses processos introduzem tensão residual compressiva na superfície, aumentando a viga em fadiga. Em relação à fadiga, tais métodos são mais efetivos em casos em que existe gradiente de tensão, por exemplo, em flexão ou torção, ou em componentes contendo entalhes. Com carregamento axial, a efetividade tende a ser menor e pode haver nucleação de trinca interna na interface entre a camada endurecida e o núcleo não endurecido.

No Capítulo 2 foram detalhados os efeitos de tensão residual por métodos mecânicos, por métodos térmicos e por transformação de fase.

d) Fatores metalúrgicos

Uma vez que a fadiga envolve etapas de iniciação, propagação subcrítica e fratura final, é desejável que o material tenha propriedades mecânicas que dificultem essas etapas. O processo de iniciação envolve deformação plástica localizada e, por essa razão, é importante que o material tenha resistência mecânica relativamente elevada. Por outro lado, um material com maior resistência mecânica tende a possuir maior sensibilidade ao entalhe e menor resistência à propagação da trinca. É importante lembrar que o único mecanismo de aumento de resistência mecânica que também promove aumento de tenacidade é o refino de grão. Um material contendo microestrutura com granulação fina, portanto, tende a ser mais resistente à fadiga quando comparado com o mesmo material de granulação grosseira. Dessa forma, têmpera e revenimento em aços carbono e aços liga tendem a propiciar maior resistência à fadiga.

Além da microestrutura, inclusões favorecem a nucleação de trinca por fadiga, uma vez que alteram localmente a distribuição de tensão. Dessa forma, equipamentos fabricados com aços antigos (em que o controle dos elementos que geram inclusões não era tão restritivo) tendem a ser menos resistentes à fadiga. Além disso, a presença de inclusões em materiais de alta resistência é mais crítica, uma vez que esses materiais possuem maior sensibilidade ao entalhe e as inclusões podem atuar como

microentalhes. A direcionalidade das inclusões alongadas também influencia a nucleação da trinca de fadiga; nesse caso, amostras removidas na direção transversal tendem a apresentar menor limite de fadiga quando comparadas com amostras removidas na direção longitudinal.

8.1.10 Efeito estatístico em fadiga

A fadiga depende de condições locais, não só em escala macroscópica, mas também microscópica, ou seja, é influenciada pelas fases presentes, inclusões etc. Dessa forma, era de se esperar e efetivamente se verifica uma dispersão estatística, aleatória, na vida de diferentes corpos de prova ou componentes do mesmo material, ensaiados sob as mesmas condições mecânicas. A Figura 25 ilustra esse efeito. Pode-se definir uma probabilidade de sobrevivência (por exemplo, 50%) para traçar a curva. É importante ensaiar um número suficiente de corpos de prova para que seja possível efetuar uma análise estatística representativa.

Os códigos de projeto utilizam critérios específicos para garantir conservadorismo nas curvas de S x N. Por exemplo, o ASME Seção VIII Divisão 2 utiliza um método de ajuste de curva a partir dos resultados obtidos de ensaios de fadiga e aplica um fator de segurança na amplitude de tensão e outro fator de segurança no número de ciclos, utilizando o mais conservativo em cada ponto. Esses fatores de segurança são aplicados devido à dispersão dos resultados, efeitos do meio, acabamento superficial, entre outros.

A etapa de iniciação da trinca é um fenômeno superficial na grande maioria dos casos, portanto, é altamente dependente das condições superficiais do componente. Já a etapa de propagação no estágio II depende das propriedades do material e não mais das condições superficiais. Dessa forma, na fadiga de alto ciclo, em que a etapa de iniciação consome a maior parte da vida, é esperada maior dispersão, conforme representado na Figura 25.

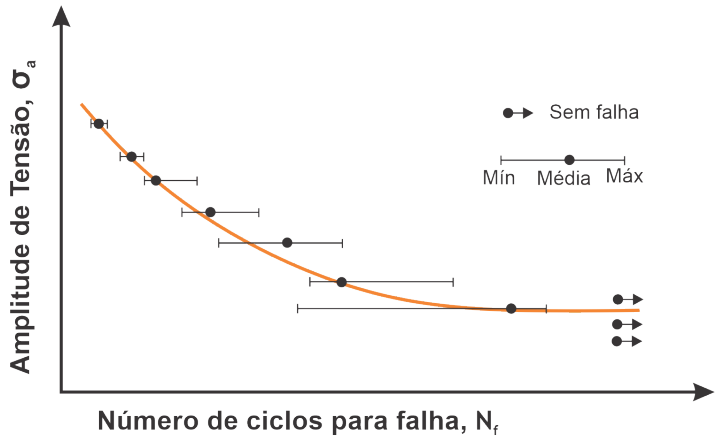


Figura 25. Representação da variação estatística dos resultados em fadiga. Fonte: os autores.

8.1.11 Dano acumulado em fadiga

Na prática, a maioria dos componentes mecânicos estão sujeitos a ciclos não uniformes de tensões, frequentemente, aleatórios. Existem várias teorias que tratam da contagem de ciclos para a previsão da vida, a partir de resultados de blocos distintos de ciclos uniformes. Todas essas teorias resultam numa avaliação do dano acumulado por ciclos. Para isso, emprega-se, usualmente, a hipótese de Pal-

mgren-Miner, que afirma que o dano se acumula linearmente. A Figura 26 ilustra esta hipótese. As variáveis n_1, n_2 e n_3 correspondem aos números de ciclos que o componente ficou submetido às amplitudes de tensões S_1, S_2 e S_3, respectivamente. As variáveis N_1, N_2 e N_3 correspondem à vida em fadiga (ou seja, o número de ciclos até a falha) para o mesmo material nas amplitudes de tensão S_1, S_2 e S_3, respectivamente. Assim, a razão entre o número de ciclos a que o componente ficou submetido e a vida em fadiga para o material, em um determinado nível de amplitude de tensão, resultará na vida consumida no bloco considerado. Ou seja, no exemplo da Figura 26, a vida consumida foi $n_1/N_1 + n_2/N_2 + n_3/N_3$. Quando o somatório das frações for igual a 1, toda a vida em fadiga foi consumida.

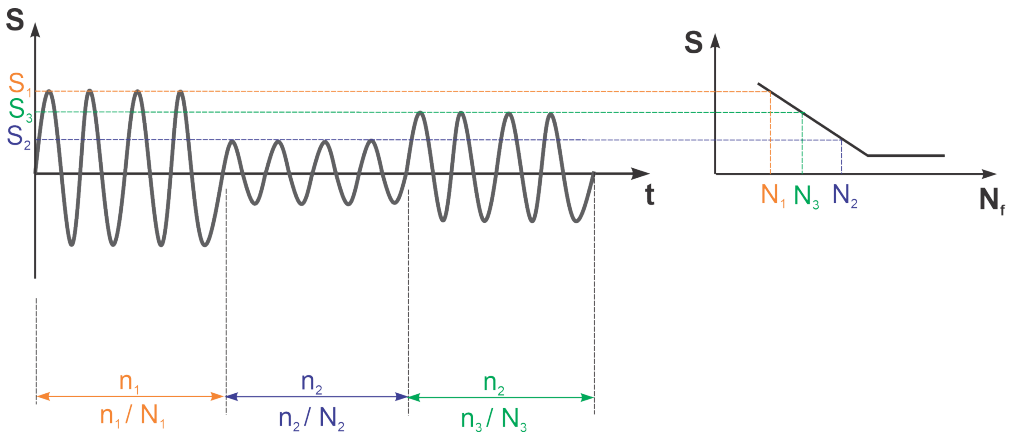


Figura 26. Representação esquemática de ciclos com reversão total para ilustrar a hipótese de Palmgren-Miner. Fonte: os autores.

Dessa forma, a regra de Palmgren-Miner pode ser resumida à equação *8.30*.

$$\sum_{j=1}^{k} \frac{n_j}{N_j} = 1 \qquad 8.30$$

Para facilitar o entendimento, consideremos que um determinado componente ficou submetido a um determinado número de ciclos (n) para um certo nível de amplitude de tensão (σ_a), nos blocos 1 a 3, conforme indicado na Tabela 1. Em relação a cada amplitude de tensão, também é indicado o número de ciclos (N) para a falha[18] do material, obtido experimentalmente. Sabendo que o componente ficará submetido a uma amplitude de tensão de 425 MPa, após quantos ciclos (n_4), teoricamente, ocorreria a falha?

Bloco	σ_a (MPa)	n	N
1	400	50000	1×10^5
2	350	30000	3×10^5
3	250	55000	∞
4	425	n_4	5×10^4

Tabela 1. Amplitude de tensão (σ_a), número de ciclos (n) e número de ciclos até a falha (N).

[18] No projeto de um componente, é utilizado o número de ciclos, a partir da curva S-N do material, considerando uma margem de segurança.

O dano acumulado nos blocos 1 a 3 será:

$$Dano = \frac{n_1}{N_1} + \frac{n_2}{N_2} + \frac{n_3}{N_3} = \frac{50000}{100000} + \frac{30000}{300000} + \frac{55000}{\infty} = 0{,}5 + 0{,}1 + 0 \ = 0{,}6 \quad 8.31$$

Ou seja, a vida remanescente será:

$$VR = 1 - 0{,}6 = 0{,}4 \quad 8.32$$

O número de ciclos até a falha (n_4), portanto, considerando amplitude de tensão de 425 MPa, será:

$$\frac{n_4}{N_4} = 0{,}4 \quad 8.33$$

$$\frac{n_4}{50000} = 0{,}4 \quad 8.34$$

$$n_4 = 20000\ ciclos \quad 8.35$$

O método de Palmgren-Miner tem algumas limitações, por exemplo:

- Não leva em consideração o efeito de uma sobrecarga ou alta tensão que pode resultar em tensão residual compressiva, retardando o crescimento de trinca.
- Não leva em consideração a sequência dos blocos de ciclos. Por essa razão, foram desenvolvidos outros métodos de acúmulo de dano que consideram a não linearidade.

Para facilitar o entendimento em relação ao efeito da sequência dos blocos, considere um corpo de prova liso submetido aos ciclos n_1 e n_2, em amplitudes de tensão σ_1 e σ_2, respectivamente, com o mesmo R, sendo $\sigma_1 > \sigma_2$. O número de ciclos para falha em σ_1 e σ_2 são N_1 e N_2, respectivamente.

No primeiro exemplo, os ciclos do bloco 1 são aplicados antes dos ciclos do bloco 2. Suponhamos que, no bloco 1 (com amplitude σ_1 e número de ciclos n_1), ocorre nucleação de trinca(s) ou então que, no bloco 1, não tenha havido nucleação, mas contribuição significativa para nucleação de trinca(s). Dessa forma, o ciclo 2 tenderá a ser mais crítico do que o considerado pela regra de Palmgren-Miner e, consequentemente, $\Sigma n_i/N_i$ será menor do que 1. Nesse caso, o dano durante o bloco 2 poderá ocorrer mesmo se σ_2 estiver abaixo do limite de fadiga, lembrando que, abaixo do limite de fadiga, a contribuição seria 0, pela regra de Palmgren-Miner. Conclui-se, portanto, que nesse primeiro exemplo, a regra de Palmgren-Miner tende a ser menos conservativa.

No segundo exemplo, os ciclos do bloco 2 são aplicados antes dos ciclos do bloco 1. Nesse caso, a resistência à fadiga do componente tende a ser aumentada devido ao efeito de aumento de resistência, que pode ocorrer durante o ciclo de menor amplitude[19]. Assim, $\Sigma n_i/N_i$ tenderá a ser maior do que 1 e, consequentemente, a regra de Palmgren-Miner tende a ser mais conservativa.

Experimentalmente, portanto, verifica-se variação da soma do dano acumulado conforme a regra de Palmgren-Miner (acima ou abaixo de 1), a depender da sequência dos ciclos de tensão. No entanto, para variações de tensões quase aleatórias, a soma do dano acumulado tende a ficar próxima de 1.

[19] O limite de fadiga de alguns metais pode ser aumentado por carregamentos cíclicos em baixas amplitudes, sendo esse processo denominado *coaxing*. Esse comportamento está associado ao envelhecimento por deformação (*strain aging*), assunto tratado no Capítulo 10.

Como em muitos casos os ciclos são quase aleatórios, a regra de Palmgren-Miner é amplamente utilizada. Por exemplo, o ASME Seção VIII divisão 2 utiliza a regra de Palmgren-Miner para calcular o dano acumulado em fadiga.

8.1.12 Métodos de contagem de ciclos

Quando existe um histórico complexo de carregamentos cíclicos, é necessário transformá-los em blocos de carregamentos discretos de amplitudes constantes (conforme representado na Figura 27). O objetivo é efetuar a avaliação do dano acumulado a partir de dados obtidos por carregamentos com amplitudes constantes.

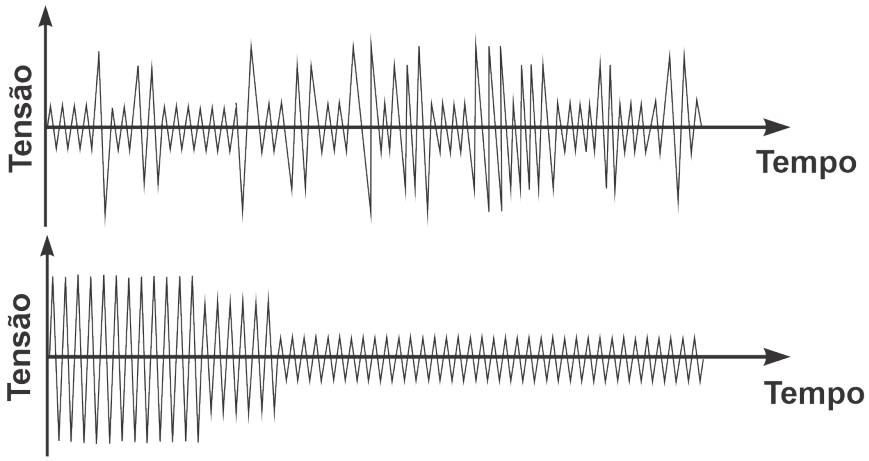


Figura 27. Representação do histórico de carregamentos cíclicos complexos transformados em blocos de carregamentos de mesma amplitude. Fonte: os autores

O dano por fadiga é definido com base em um ciclo fechado, o que significa que o dano é função da magnitude do *loop* de histerese. Na Figura 28, é mostrado um exemplo. O método de contagem de ciclos, no caso em questão, deve contar todos os *loops* de histerese fechados c-b (em azul), e-f (em verde) e a-d-g (em cinza).

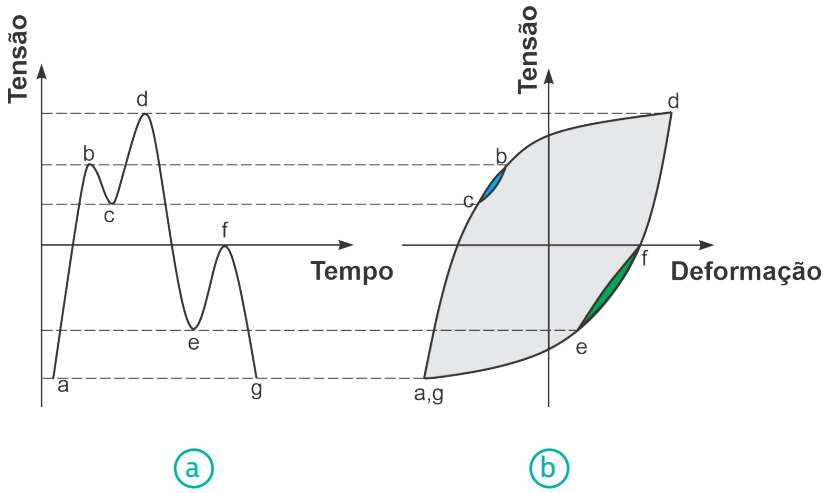


Figura 28. (a) Histórico de carregamento. (b) *Loops* fechados. Fonte: os autores.

O método *rainflow* é um dos mais utilizados para contagem de ciclos, uma vez que é relativamente simples implementá-lo a partir de algoritmos. O histórico de tensão ao longo do tempo é plotado com a tensão no eixo das abscissas e o tempo no eixo das ordenadas, conforme representado na Figura 29b.

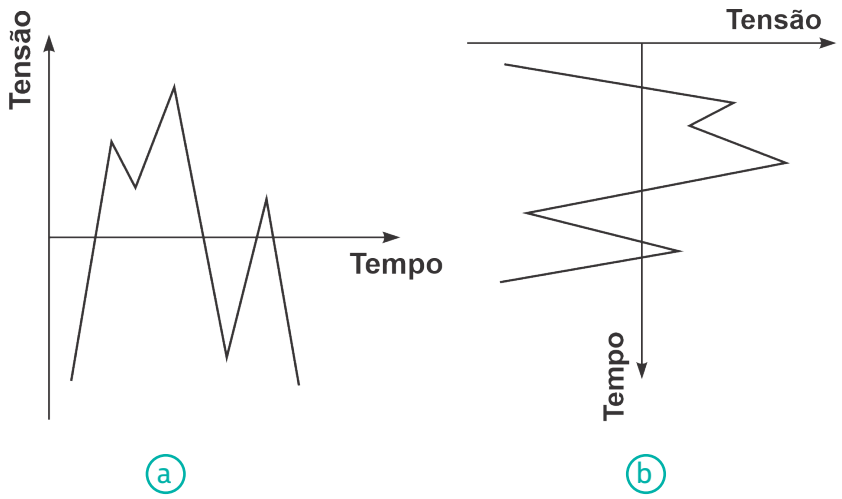


Figura 29. (a) Ciclos de tensão ou deformação ao longo do tempo. (b) Mesmos ciclos, porém com os eixos invertidos, ou seja, a tensão no eixo horizontal e o tempo no eixo vertical. Fonte: os autores.

Para a aplicação do método, o histórico de tensão ao longo do tempo deve ser reduzido a picos e vales.

Os pontos de reversão (picos e vales) devem ser numerados sequencialmente. Em seguida, deve-se imaginar a chuva caindo em uma série de telhados de um pagode[20].

A variação de tensão é contada por meio da chuva caindo, a partir dos picos e dos vales, com base nas seguintes regras:

a) Analisando primeiro os picos:

- A chuva começa a cair a partir de cada pico[21]. Uma chuva cai por vez, ou seja, não cai uma nova chuva enquanto outra estiver escoando. A chuva para (ou seja, os meios ciclos são contabilizados) até o ponto em que:

  (i) Um pico seguinte possui valor igual ou maior àquele que está sendo analisado ou;

  (ii) A chuva escoando encontra-se com um fluxo de chuva que iniciou em um pico anterior ou;

  (iii) A chuva escoa e atinge o final do tempo do histórico em análise.

b) Analisando os vales:

- A chuva começa a cair a partir de cada vale[22]. Uma chuva cai por vez, ou seja, não cai uma nova chuva enquanto outra estiver escoando. Os meios ciclos são contabilizados até o ponto em que:

[20] Tipo de torre com múltiplas beiradas, comum no Japão, China e outros países asiáticos.

[21] No exemplo mostrado a seguir, os picos são os pontos 1, 3, 5, 7, 9, 11 e 13.

[22] No exemplo mostrado a seguir, os vales são os pontos 2, 4, 6, 8, 10 e 12.

(i) Um vale posterior possui valor menor ou igual àquele que está sendo analisado ou;

(ii) A chuva escoando se encontra com um fluxo de chuva que iniciou em um vale anterior ou;

(iii) A chuva escoa e atinge o final do tempo do histórico em análise.

Após essa etapa, deve ser contabilizada a variação de tensão ($\Delta\sigma = \sigma_{máx} - \sigma_{mín}$) para cada meio ciclo, considerando o ponto de início e o fim da chuva escoando. Os meios ciclos com a mesma variação de tensão devem ser unidos para formar ciclos completos. Aqueles que sobram são contabilizados como meios ciclos.

Para facilitar o entendimento, considere o exemplo da Figura 30. As tensões de tração estão indicadas em laranja, e as tensões de compressão estão indicadas em vermelho. Nos pontos 1 e 4, a tensão é igual a zero.

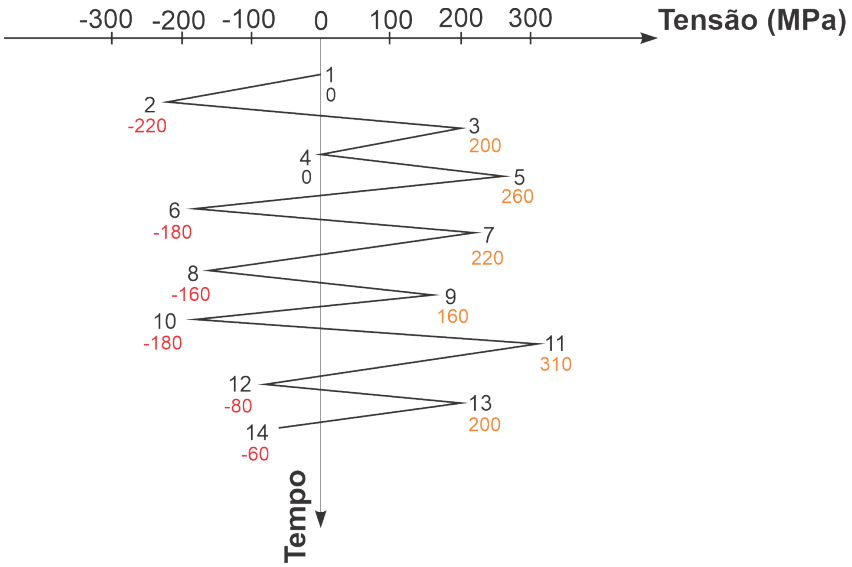


Figura 30. Exemplo de ciclos de tensão (eixo horizontal) ao longo do tempo. Fonte: os autores.

a) Análise a partir dos picos (Figura 31)

Meio ciclo 1: A chuva escoa do ponto 1 até o ponto 2 e é interrompida, pois o valor do pico seguinte (ponto 3) é maior do que o ponto 1. $\Delta\sigma = 0 - (-220) = 220$ MPa

Meio ciclo 3: A chuva escoa do pico 3 até o vale 4 e é interrompida, pois o valor da tensão no pico seguinte (ponto 5) é maior do que no pico 3. $\Delta\sigma = 200 - 0 = 200$ MPa.

Meio ciclo 5: A chuva escoa do pico 5 até o vale 6, mas não é interrompida, pois o valor da tensão no pico seguinte (ponto 7) é menor do que do ponto 5. Como a tensão no pico 5 é maior do que a tensão no pico 9, a chuva continua caindo. Como a tensão no pico 11 é maior do que a tensão no pico 5, a chuva é interrompida no vale 10. $\Delta\sigma = 260 - (-180) = 440$ MPa.

Meio ciclo 7: Caso similar ao anterior. A chuva escoa do pico 7 até o vale 8, mas não é interrompida, pois a tensão no pico 9 é menor do que a tensão no pico 7. A tensão no pico 11 é maior do que no pico 7, então a chuva é interrompida no vale 10. $\Delta\sigma = 220 - (-180) = 400$ MPa.

Meio ciclo 9: A chuva escoa a partir pico 9 e é interrompida antes do vale 10, pois se encontra com um fluxo de chuva anterior, que iniciou no pico 7. $\Delta\sigma = 160 - (-160) = 320$ MPa. Repare que, nesse caso, a variação de tensão não é 340 MPa (entre o pico 9 e o vale 10).

Meio ciclo 11: A chuva escoa do pico 11 até o vale 12 e cai até o final do tempo do histórico considerado, pois as tensões nos picos seguintes são menores e não há encontro com nenhum fluxo de chuva anterior. $\Delta\sigma = 310 - (-80) = 390$ MPa.

Meio ciclo 13: A chuva escoa do pico 13 até o vale 14 (final do tempo histórico considerado). $\Delta\sigma = 200 - (-60) = 260$ MPa.

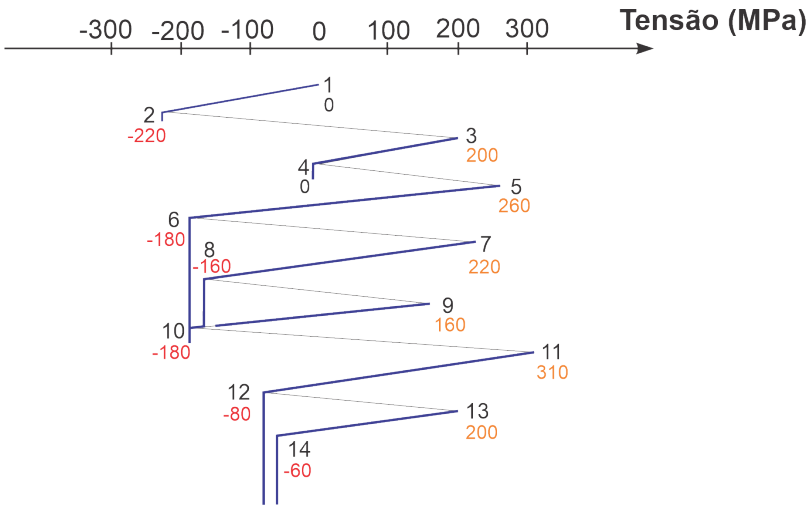


Figura 31. Análise *rainflow* a partir dos picos. Fonte: os autores.

b) A partir dos vales (Figura 32)

Meio ciclo 2: A chuva escoa do vale 2 e vai até o pico 3, onde cai e segue até o pico 5. Em seguida, a chuva cai, segue até o pico 11 e cai até o final do tempo. A chuva cai a partir do vale 2 até o final, porque os valores de tensão nos vales seguintes ao 2 (vales 4, 6, 8, 10 e 12) são maiores. $\Delta\sigma = 310 - (-220) = 530$ MPa.

Meio ciclo 4: A chuva escoa do vale 4 e para antes do pico 5, pois se encontra com o fluxo de chuva anterior (que iniciou no vale 2). $\Delta\sigma = 200 - (0) = 200$ MPa.

Meio ciclo 6: A chuva escoa do vale 6 até o pico 7 e cai. Como a tensão no vale 8 é maior do que no vale 6, a chuva não é interrompida. A chuva, então, continua caindo e para antes do vale 10, pois a tensão neste vale é igual à tensão no vale 6. $\Delta\sigma = 220 - (-180) = 400$ MPa.

Meio ciclo 8: A chuva escoa do vale 8 até o pico 9. No entanto, não continua descendo, pois a tensão no vale 10 é menor do que a tensão no vale 8. $\Delta\sigma = 160 - (-160) = 320$ MPa.

Meio ciclo 10: A chuva escoa do vale 10 e é interrompida antes de chegar ao pico 11, pois encontra um fluxo de chuva anterior. $\Delta\sigma = 260 - (-180) = 440$ MPa.

Meio ciclo 12: A chuva escoa do vale 12, passa pelo pico 13 e cai até o final. $\Delta\sigma = 200 - (-80) = 280$ MPa

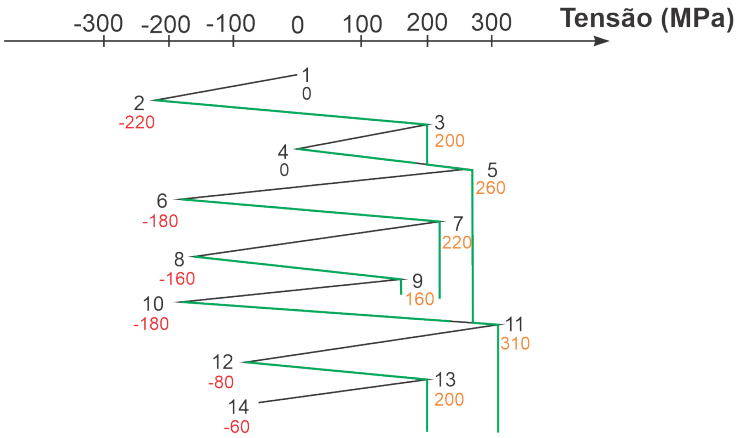


Figura 32. Análise *rainflow* a partir dos vales. Fonte: os autores.

A Tabela 2 resume os resultados.

Variação de tensão Δσ	Ciclos completos	Meio ciclo
200	1	0
220	0	1
260	0	1
280	0	1
320	1	0
390	0	1
400	1	0
440	1	0
530	0	1

Tabela 2. Resumos dos resultados de contagem dos meios ciclos a partir dos picos e dos vales.

8.1.13 Fadiga de alto ciclo e fadiga de baixo ciclo

Durante o carregamento cíclico no regime elástico, a tensão e deformação estão relacionadas pela lei de Hooke.

No entanto, quando o carregamento cíclico produz deformação plástica cíclica, a resposta é mais complexa e forma um loop de histerese tensão x deformação. A Figura 33 mostra uma das possibilidades (plasticidade reversa, também chamada de plasticidade alternada).

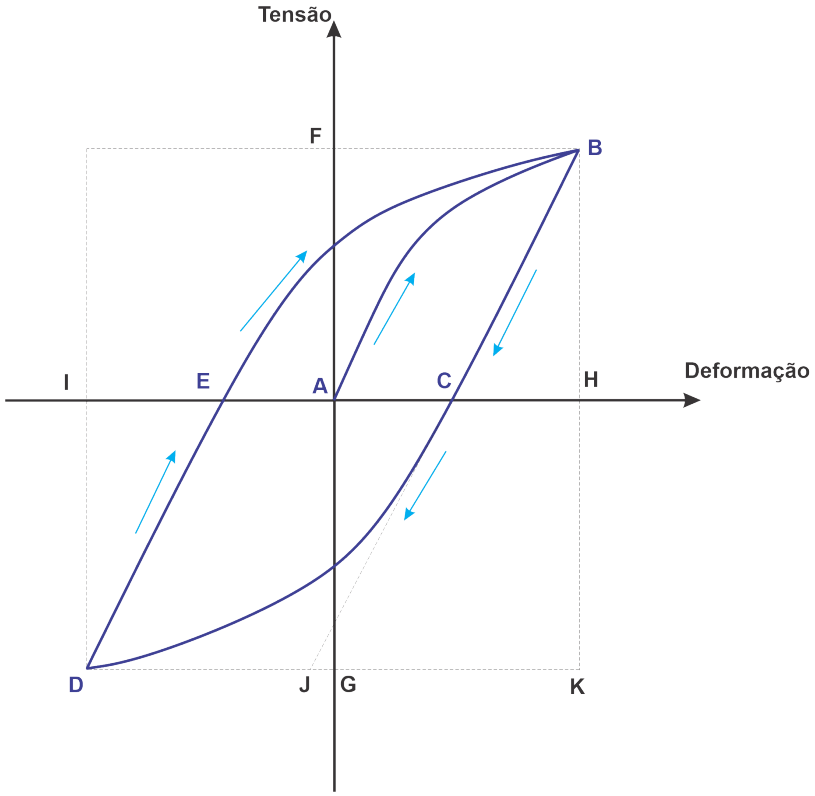


Figura 33. Exemplo de loop de histerese no caso de plasticidade alternada. Fonte: os autores.

i) A-B – O componente é tracionado a partir do ponto A. Inicialmente, ele sofre uma deformação elástica e, em seguida, deformação plástica até o ponto B.

ii) B-C - No descarregamento, a resposta à deformação segue o caminho B-C. Em C, o componente não está tensionado e verifica-se a deformação plástica resultante (A-C).

iii) C-D - O componente é submetido à tensão de compressão a partir do ponto C, sofrendo, inicialmente, deformação elástica, seguido de deformação plástica até o ponto D.

iv) D-E – No descarregamento (reduzindo a tensão compressiva a partir de D), a resposta à deformação segue o caminho D-E. Em E, o componente não está tensionado e verifica-se a deformação plástica resultante (A-E).

v) E-B – Com o componente sendo tracionado a partir do ponto E, ele sofre deformação elástica, seguida por deformação plástica até o ponto B. O ciclo passa a se repetir seguindo o caminho B-C-D-E-B.

Os pontos B e D representam a tensão cíclica e os limites de deformação. Detalhando melhor:

- A-F e A-G correspondem à tensão máxima e mínima do ciclo, respectivamente. Nesse exemplo, A-F e A-G também equivalem à amplitude de tensão (σ_a), uma vez que a tensão média é zero. O segmento F-G, portanto, corresponde à variação de tensão do ciclo ($\Delta\sigma$).
- A deformação elástica é igual à amplitude de tensão dividida pelo módulo de elasticidade, ou seja, o segmento H-B (ou A-F) dividido pelo módulo de elasticidade para o ciclo trativo e o

segmento I-D (ou A-G) dividido pelo módulo de elasticidade para o ciclo compressivo. Assim, C-H corresponde à deformação elástica (ε_{el}) do ciclo trativo e, de maneira análoga, E-I corresponde à deformação elástica (ε_{el}) do ciclo compressivo.

- A deformação total é composta pelas componentes de deformação elástica e plástica. Assim, a deformação total do ciclo trativo corresponde à A-H, e a deformação total do ciclo compressivo corresponde à A-I. Dessa forma, I-H corresponde à variação de deformação do ciclo e A-H e A-I correspondem à amplitude de deformação.
- Baseado nas afirmações anteriores, conclui-se que a deformação plástica (ε_{pl}) do ciclo trativo e a deformação plástica do ciclo compressivo correspondem aos segmentos A-C e A-E, respectivamente. Assim, a deformação plástica total é a largura do loop no seu centro, ou seja, a distância E-C.
- A variação de deformação elástica ($\Delta\varepsilon_{el}$) corresponde a J-K, uma vez que é igual à variação de tensão ($\Delta\sigma$), indicada por B-K ou F-G, dividida pelo módulo de elasticidade. A variação de deformação plástica ($\Delta\varepsilon_{pl}$) corresponde a D-J. Também se verifica que $\Delta\varepsilon_{el} = 2\varepsilon_{el}$ e $\Delta\varepsilon_{pl} = 2\varepsilon_{pl}$.
- A área do loop de histerese é igual ao trabalho realizado, ou energia por ciclo.

A Figura 34 representa o diagrama clássico de Bree [13], [14], [15], [16], [17]. O eixo das abscissas representa a tensão primária normalizada, e o eixo das ordenadas representa a tensão secundária normalizada. Quando dois carregamentos atuam simultaneamente, por exemplo, um tubo sob pressão interna (tensão primária) com uma tensão térmica (tensão secundária) alternada sobreposta, várias situações podem ocorrer, conforme a relação entre as cargas e o limite de escoamento do material, representadas na Figura 34:

a) Elástico – As tensões totais decorrentes de todos os carregamentos, em alguma região do componente, são menores do que o limite de escoamento do material durante todo o período. Ou seja, não há plasticidade. Em alguns casos, porém, é impossível devido a efeitos localizados e concentradores de tensão.

b) *Shakedown* elástico – Os ciclos iniciais provocam deformação plástica finita, porém, nos ciclos subsequentes, as deformações permanecem no range elástico e a estrutura fica estabilizada dimensionalmente em ciclos puramente elásticos.

c) *Shakedown* plástico (plasticidade alternada). Após um pequeno número de incrementos de ciclos de deformação, a mudança de sinal em cada meio ciclo cancela o outro, ou seja, há uma deformação plástica positiva finita seguida de uma deformação plástica negativa finita de mesma magnitude. Isso resulta em estabilidade dimensional da estrutura, assim como ocorre no *shakedown* elástico. A diferença é que a resposta estabilizada envolve plasticidade durante cada ciclo. A plasticidade alternada tende a provocar fadiga de baixo ciclo.

d) *Ratcheting* (colapso incremental ou "efeito catraca"). Se o carregamento cíclico for alto o suficiente, ocorre o colapso incremental. Alguma dimensão do componente vai aumentar com um incremento fixo a cada ciclo. Uma vez que esses incrementos são acumulados em alguma direção, as deformações podem ser tornar muito elevadas, causando colapso plástico da estrutura. Além disso, o efeito catraca intensifica os danos de fadiga.

e) Colapso plástico – ocorre quando o carregamento primário aplicado é alto o suficiente para provocar deformação plástica generalizada da estrutura.

Tanto a resposta puramente elástica quanto a condição de *shakedown* elástico são desejáveis em projetos de componentes sujeitos à fadiga.

É importante ressaltar que o modelo de plasticidade, a forma de aplicação do carregamento e outros fatores influenciam o resultado do diagrama.

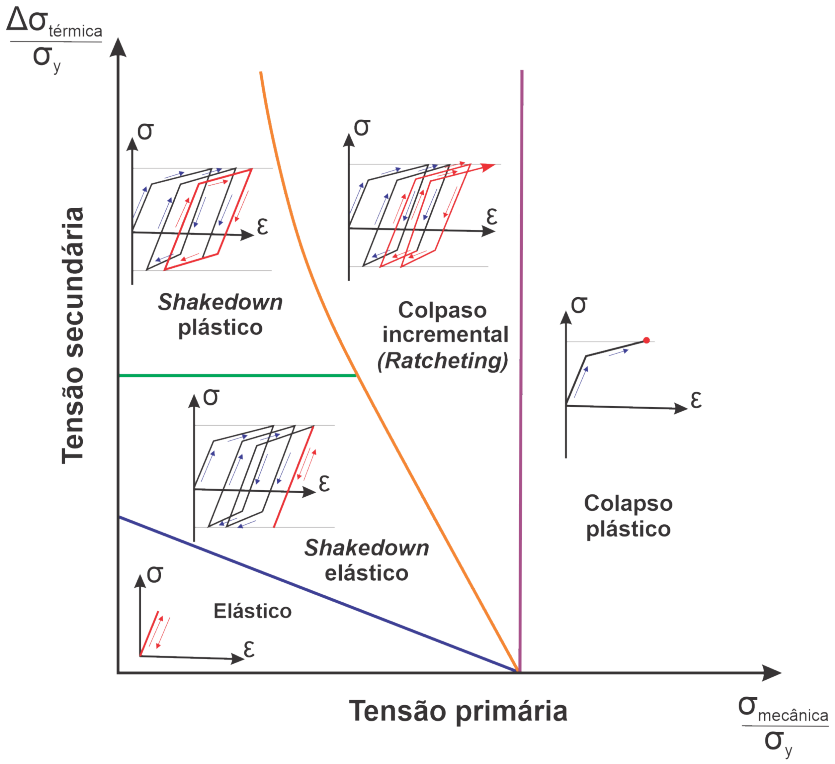


Figura 34. Representação esquemática do diagrama de Bree para tubo pressurizado e carregamento térmico cíclico. Modificado de [13], [14], [15], [16], [17].

8.1.14 Endurecimento cíclico e amolecimento cíclico

Na fadiga controlada por deformação, se a amplitude de deformação for mantida constante, conforme representado na Figura 35, a resposta do material metálico pode ser[23]:

- Manter a estabilidade, conforme já mostrado na Figura 33.
- Sofrer endurecimento cíclico, ou seja, ocorre alteração no loop de histerese com aumento de tensão ao longo dos ciclos, conforme representado na Figura 36. É o que ocorre, por exemplo, com um aço inoxidável AISI 304.

[23] Se o ensaio for controlado por carga, a deformação vai diminuir ao longo dos ciclos para o caso em que ocorre endurecimento cíclico; e a deformação vai aumentar ao longo dos ciclos para o caso em que ocorre amolecimento cíclico.

- Sofrer amolecimento cíclico, ou seja, ocorre alteração no loop de histerese com redução de tensão ao longo dos ciclos, conforme Figura 37. É o que acontece, por exemplo, com um aço AISI 4340 de alta resistência.

Em ambos os casos, após um certo número de ciclos, geralmente bem menor do que o número de ciclos para a falha, o loop de histerese tende a estabilizar.

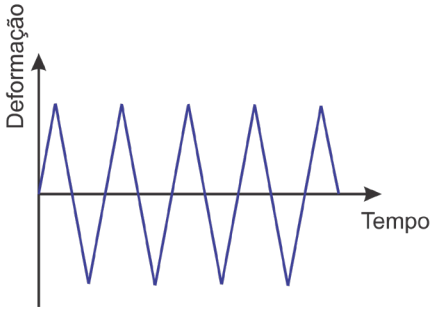


Figura 35. Ensaio com reversão completa (R = -1), com limites de deformação constantes. Fonte: os autores.

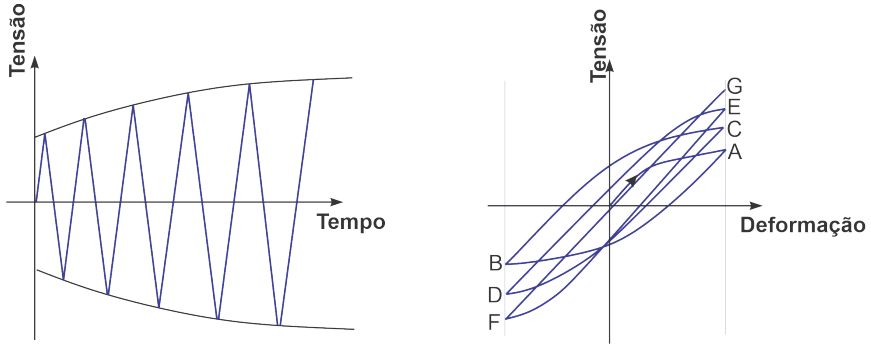


Figura 36. Endurecimento cíclico. Fonte: os autores.

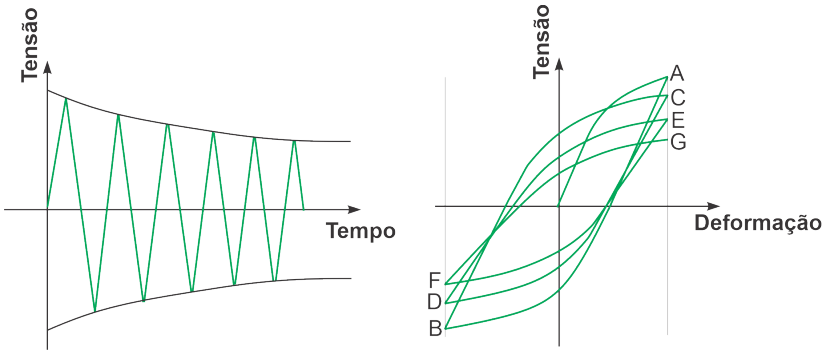


Figura 37. Amolecimento cíclico. Fonte: os autores.

Podem ser plotados loops de histerese estabilizados[24] a partir de ensaios utilizando várias amplitudes de deformação[25], conforme representado na Figura 38. Ligando-se uma linha a partir da origem e passando pelas extremidades dos loops, obtemos a curva tensão-deformação cíclica[26] (mostrada em vermelho). Para a maioria dos casos, o comportamento em tração e compressão são similares.

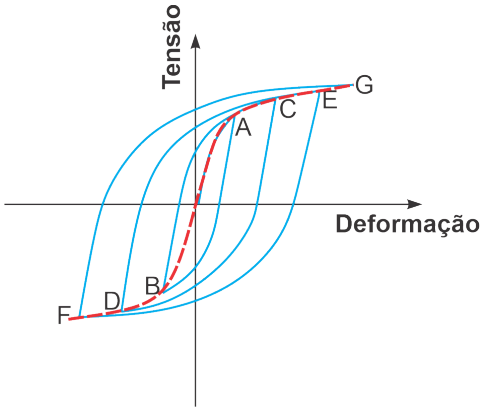


Figura 38. Resultados de diferentes ensaios, utilizando várias amplitudes de deformação, e a curva tensão-deformação cíclica obtida (em vermelho). Fonte: os autores.

Se a curva tensão-deformação cíclica está abaixo da curva tensão-deformação monotônica, conclui-se que o material sofre amolecimento cíclico; se ocorrer o contrário, conclui-se que o material sofre endurecimento cíclico. Além disso, pode ocorrer um comportamento misto, em que as curvas tensão-deformação cíclica e monotônica se cruzam, indicando que em certo nível de tensão ocorre amolecimento cíclico e em outro nível de tensão endurecimento cíclico. Esses comportamentos são representados na Figura 39.

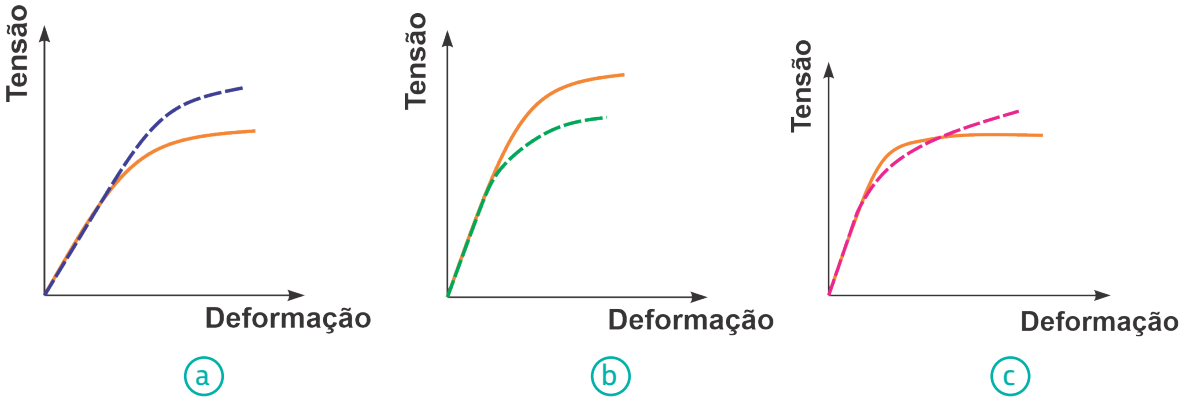


Figura 39. Representação de curvas tensão-deformação monotônica (em laranja) e curvas tensão-deformação cíclica para um material metálico que sofre endurecimento cíclico (a), amolecimento cíclico (b) e comportamento misto (c). Fonte: os autores.

[24] Geralmente em ensaios até cerca da metade da vida em fadiga.

[25] Em cada um dos ensaios é possível desenhar um loop de histerese para uma determinada amplitude de deformação.

[26] A curva tensão-deformação cíclica corresponde à relação entre amplitude de tensão e amplitude de deformação em diferentes níveis.

A composição química da liga metálica, o processo de fabricação e o tratamento térmico influenciam o comportamento da curva tensão-deformação cíclica. Algumas vezes, o efeito dessas variáveis é o oposto ao que ocorre na curva tensão-deformação monotônica. Por exemplo, ligas que sofreram redução de resistência mecânica por recozimento tendem a sofrer endurecimento cíclico. Ligas que sofreram aumento de resistência mecânica por encruamento tendem a sofrer amolecimento cíclico. Aços de alta resistência temperados e revenidos como AISI 4140 tendem a sofrer amolecimento cíclico. No entanto, nem sempre o efeito é contrário. Por exemplo, ligas de alumínio endurecidas por precipitação tendem a sofrer endurecimento cíclico.

Percebe-se, portanto, que a resposta do material para a ocorrência de amolecimento cíclico, endurecimento cíclico e estabilidade é bastante complexa e depende de diversas variáveis metalúrgicas, por exemplo, estruturas de discordâncias, entre outros.

8.1.15 Estágios em fadiga – Nucleação, propagação e fratura

Podemos dividir a fadiga em basicamente três estágios, sendo o estágio I correspondente à nucleação e propagação de microtrincas, o estágio II correspondente à propagação subcrítica de macrotrincas (acima de 1 mm) e o estágio III correspondente à propagação final.

Estágio I – Esse estágio envolve a nucleação e propagação inicial da trinca. A nucleação de uma trinca de fadiga ocorre em locais de maior deformação, geralmente em um concentrador de tensão, por exemplo, em um entalhe ou descontinuidade superficial. No entanto, mesmo na ausência de um concentrador de tensão, uma trinca de fadiga pode nuclear devido à formação de bandas de deslizamento permanentes[27]. A dimensão dessas bandas é da ordem de Angstrons. Essas bandas de deslizamento, que podem se formar com tensões abaixo do limite de escoamento, são consequência do acúmulo de pequenos deslizamentos gerados pelas tensões cíclicas.

A deformação plástica ocorre devido à movimentação de discordâncias, as quais se movem devido à tensão de cisalhamento aplicada ao longo do sistema de deslizamento. Este último é composto pelo plano de deslizamento (aquele com maior densidade planar) e direção de deslizamento (aquela com maior densidade linear) dentro do plano de deslizamento, sendo dependente da estrutura cristalina do metal. Existem vários sistemas de deslizamento em uma mesma estrutura cristalina. Por exemplo, no sistema cúbico de face centrada, a família de planos {111} possui a maior densidade planar, e a família de direções <110> possui a maior densidade linear. O deslizamento ocorre quando a tensão de cisalhamento que age no sistema de deslizamento atinge um valor crítico, sendo chamada de tensão de cisalhamento resolvida crítica. Assim, para um determinado cristal, à medida que o carregamento de tração aumenta, a tensão de cisalhamento em cada sistema também cresce, até que em um deles (o melhor orientado em relação à máxima tensão de cisalhamento) seja alcançado o valor necessário para ocorrer o deslizamento. Como cada grão possui uma orientação cristalográfica definida, em diferentes grãos os planos de deslizamento terão diferentes orientações. Dessa forma, somente alguns grãos da superfície terão sistemas de deslizamento melhor orientados em relação à máxima tensão de cisalhamento. Em outras palavras, os maiores valores de tensão de cisalhamento resolvida crítica

[27] As bandas de deslizamento permanentes, em inglês *persistent slip bands (PSBs),* recebem esse nome pois elas continuam existindo, mesmo após a realização de polimento do dano superficial.

serão atingidos em apenas alguns grãos, e a nucleação da trinca de fadiga ocorrerá a partir de um ou de alguns destes grãos. O efeito é representado na Figura 40.

O movimento de vaivém das bandas de deslizamento gera as chamadas intrusões e extrusões na superfície até que ocorra a nucleação de uma trinca em uma intrusão, conforme representado na Figura 40. A trinca no estágio I propaga em planos de elevada tensão de cisalhamento, sendo inicialmente paralela às bandas de deslizamento. A trinca propaga por cerca de 3 a 4 grãos[28], seguindo a direção de máxima tensão de cisalhamento resolvida (cerca de 45 graus) até atingir um tamanho suficientemente elevado para que o campo de tensão na sua ponta se torne dominante. A partir daí, inicia-se o estágio II. Como o estágio I ocorre devido à deformação plástica localizada, então é de se esperar que ocorra na superfície do componente, uma vez que a superfície está sempre em Estado Plano de Tensão (EPT) e a deformação plástica ocorre preferencialmente sob EPT. Na grande maioria dos casos, portanto, as trincas de fadiga nucleiam a partir da superfície do componente.

Estágio II – Nesse estágio, a trinca passa a propagar no plano perpendicular à direção da máxima tensão normal (ou máxima tensão principal). Nesse estágio, podem surgir, em alguns casos, estrias de fadiga, as quais podem ser observadas por microscopia eletrônica de varredura. Ainda neste capítulo, o tópico "estrias de fadiga" será detalhado.

Estágio III – Fratura do componente, ou seja, propagação no último ciclo de tensão. A fratura ocorre por sobrecarga, quando a trinca atinge um tamanho crítico, podendo ser frágil (o mais comum, nesse caso), dúctil ou mista.

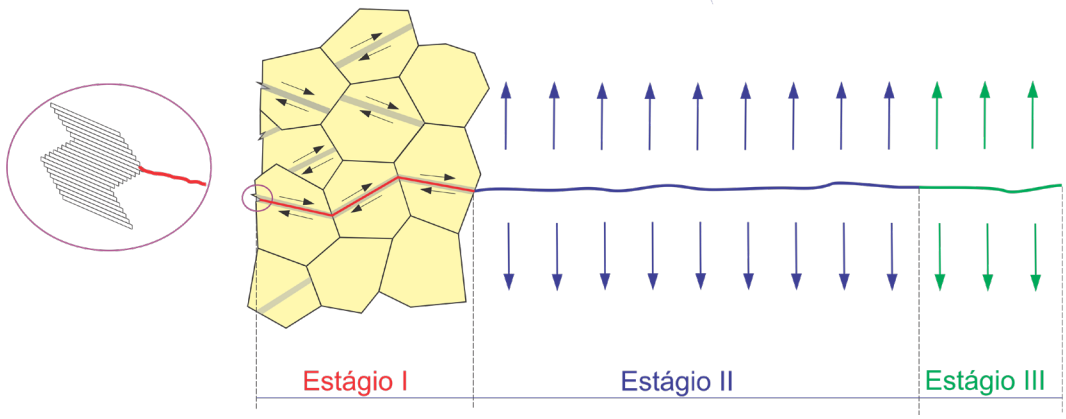


Figura 40. Esquema indicando o Estágio I, Estágio II e Estágio III ("fratura final") em fadiga. No estágio I são representadas as bandas de deslizamento permanentes em alguns grãos e a formação de intrusões na superfície. A ampliação de uma das intrusões está esquematizada à esquerda. A propagação da trinca no estágio I é representada em vermelho; no estágio II, em azul; e no estágio III, em verde. Fonte: os autores.

[28] A taxa de propagação no estágio I é bem lenta, na ordem de 1 nm por ciclo, e a superfície de fratura, nessa região, não possui indicações características.

8.2 Aspectos macroscópicos da fratura por fadiga

Convém lembrar, inicialmente, o aspecto macroscópico mais característico de uma fratura de fadiga, mostrado na Figura 41, que são as “marcas de praia”.

Nessas fraturas, é possível distinguir claramente:

- A região com marcas de praia (relativamente “lisas”), correspondentes à propagação subcrítica.
- A região de “fratura final”, correspondente à propagação instável (frágil), com aspecto mais rugoso e zona de cisalhamento na periferia do componente.



Figura 41. Componentes que fraturaram por fadiga. Observam-se marcas de praia e região de “fratura final” (propagação instável). Crédito: André Freitas Ribeiro. Fonte: André S. Pelliccione.

Na Figura 42 é mostrado um exemplo de um componente que fraturou por fadiga mecânica, com nucleação de trincas a partir do concentrador de tensão gerado pela mudança de geometria na região de solda. Podem ser observadas marcas de praia a partir da superfície externa, conforme a Figura 42c. Também podem ser observadas marcas de catraca, que serão explicadas adiante.

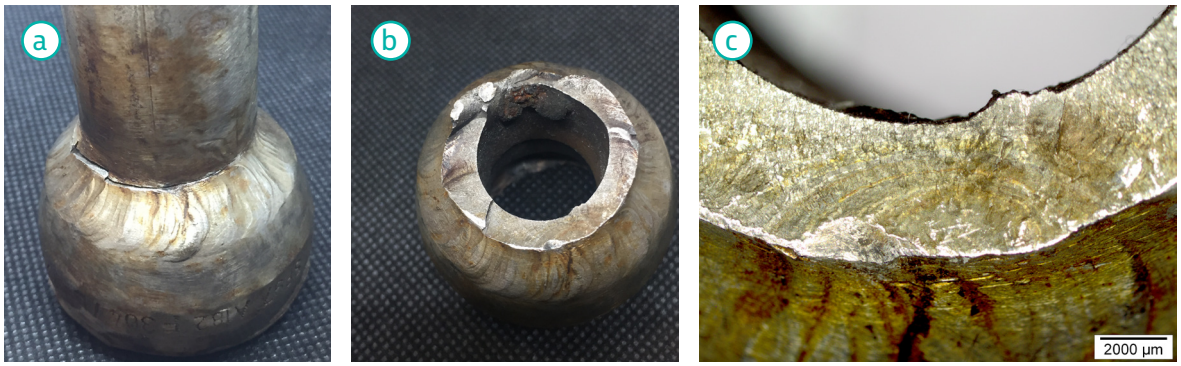


Figura 42. Fratura de um componente por fadiga mecânica. (a) Verifica-se que a fratura ocorreu no concentrador de tensão gerado pela mudança de geometria. (b) Superfície de fratura. (c) Marcas de praia, a partir da superfície externa. Imagem obtida por meio de lupa estereoscópica no SENAI IST Solda. Fonte: André S. Pelliccione

Historicamente, as "marcas de praia" eram chamadas de "marcas de repouso", pois se acreditava que eram formadas quando a solicitação alternada era interrompida. Sabe-se, hoje, que essas marcas são produzidas sempre que ocorre uma alteração significativa no ciclo de carregamento, seja por meio da variação da amplitude de tensões, da frequência de solicitação, da tensão média ou outro. Vê-se, portanto, que é possível existir fratura de fadiga sem marcas de praia, embora, na prática, isso não seja o mais comum, pois a maioria dos componentes não estão sujeitos, em serviço, a ciclos uniformes. A Figura 43 mostra um exemplo em que não há marcas de praia. Trata-se de um corpo de prova de Mecânica da Fratura em que, inicialmente, foi gerada uma trinca de fadiga em laboratório sob ciclos uniformes. Por esse motivo, não se observam marcas de praia.

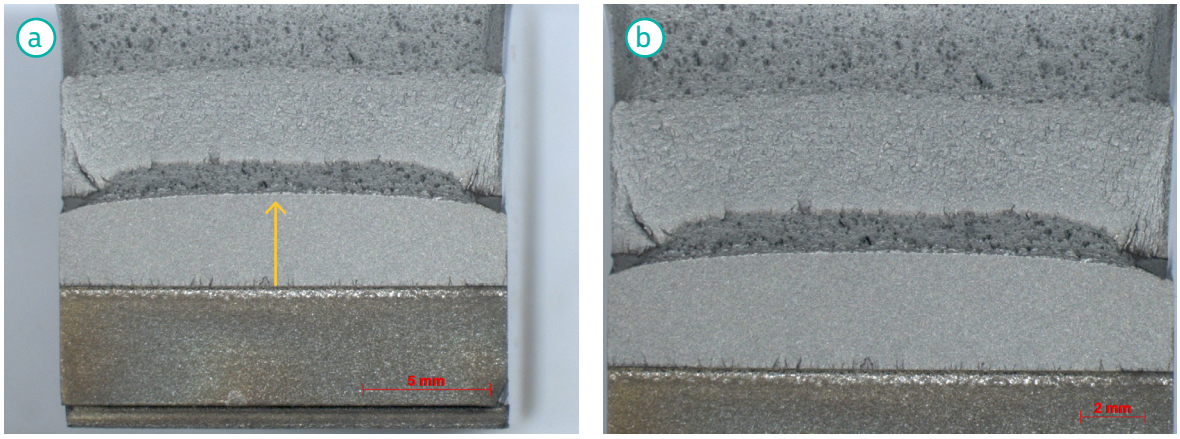


Figura 43. Superfície de fratura de corpo de prova SENB (*single-edge-notch bending*) de mecânica da fratura. Para facilitar o entendimento, a seta em amarelo indica a frente da pré-trinca de fadiga. Não há marcas de praia. (a) Menor ampliação. (b) Maior ampliação. Crédito: Daniel Correia Freire Ferreira.

O aspecto macroscópico da fratura de fadiga, com suas "marcas de praia" características, fornece uma série de informações sobre a solicitação que provocou a fratura e sobre o material. Os casos a seguir exemplificam.

Na Figura 44 é mostrada a fratura de uma mola que ocorreu no plano a 45° em relação ao plano da seção transversal. As marcas de praia partem da superfície, na posição sete horas. A nucleação ocorreu na superfície, como em praticamente todos os casos de fadiga mecânica[29]. Verifica-se que houve propagação subcrítica por fadiga (região das marcas de praia) e, em seguida, propagação instável (fratura frágil) da mola. Tanto a propagação subcrítica por fadiga (estágio II) quanto a propagação instável (fratura frágil) ocorrem no plano perpendicular à direção da máxima tensão normal. Em uma mola helicoidal de compressão, a direção da máxima tensão normal é perpendicular ao plano a 45° em relação ao plano da seção transversal devido ao esforço de torção gerado durante a compressão da mola. Isso explica a fratura inclinada a 45°.

[29] São raros os casos em que ocorre nucleação de uma trinca por fadiga mecânica fora da superfície. Pode ocorrer, por exemplo, se houver alguma grande descontinuidade interna no componente, como dobra de forjamento. Em fadiga de contato, que será detalhada no Capítulo 9, a nucleação de trincas tende a ocorrer subsuperficialmente.

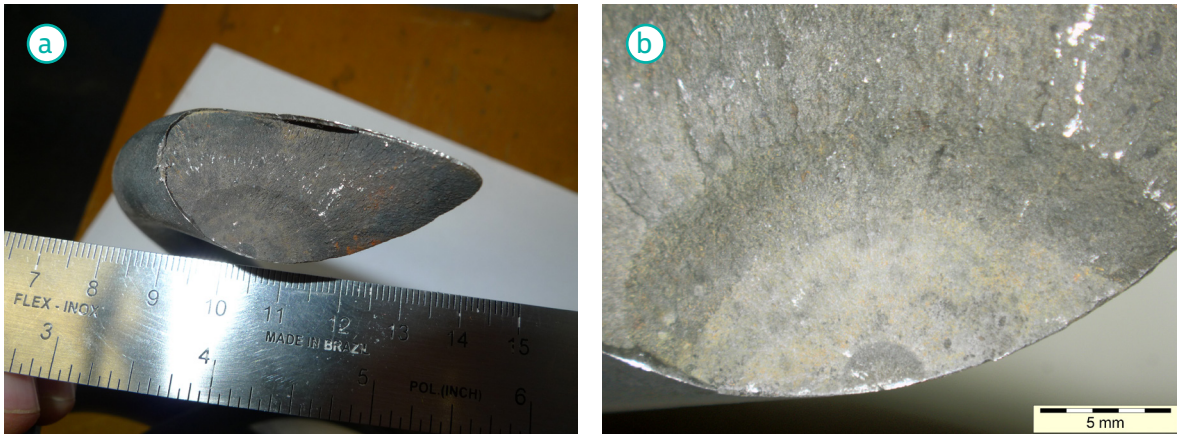


Figura 44. Fratura em mola por fadiga mecânica. (a) Fratura em um plano a 45° em relação à seção transversal. (b) Detalhe das marcas de praia. Crédito: Luciano dos Santos Silva.

Outra característica importante, em uma fratura por fadiga, são as marcas de catraca (*ratchet marks*). Em casos em que o nível de tensões é elevado (geralmente associado a concentradores de tensão severos), ocorre nucleação de múltiplas trincas em planos ligeiramente distintos. Quando duas frentes de propagação se encontram, ocorre a formação de um degrau, chamado de marca de catraca. Esse efeito é representado na Figura 45. Conforme representado na Figura 8, verifica-se que, para altos níveis de amplitude de tensão, grande parte da vida é consumida na propagação da trinca. Dessa forma, a probabilidade de outras trincas nuclearem durante a propagação da primeira trinca é maior. Isso explica o porquê das marcas de catraca ocorrerem em casos em que o nível de tensões é elevado. Já no caso de fadiga com baixa amplitude de tensão (fadiga de alto ciclo) ocorre o oposto, ou seja, a maior parte da viga é consumida durante a etapa de nucleação da trinca. Consequentemente, nesse caso, a probabilidade para nucleação de outras trincas, durante a propagação da primeira trinca, é menor.



Figura 45. Representação de uma fratura por fadiga contendo marcas de catraca. Fonte: os autores.

Na superfície de fratura mostrada na Figura 46a, são evidentes as marcas de praia e as marcas de catraca entre elas. Na Figura 46b, apesar de não serem observadas marcas de praia, observam-se marcas de catraca a partir de ambas as superfícies, indicando esforço por flexão bidirecional. No cor-

po de prova de ensaio de mecânica da fratura mostrado na Figura 43 também podem ser observadas discretas marcas de catraca na superfície.

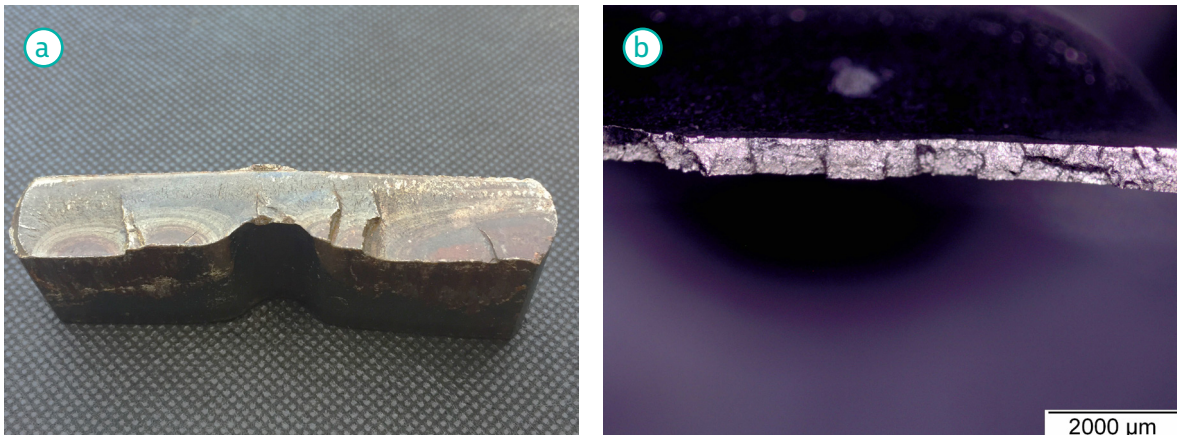


Figura 46. Fraturas por fadiga mecânica. Na fratura (a) observam-se marcas de praia em diferentes planos e consequentes marcas de catraca, indicando múltipla nucleação. (b) Chapa de 0,6 mm de espessura com marcas de catraca em ambas as superfícies, indicando esforço de flexão bidirecional. Imagem obtida em lupa estereoscópica no SENAI IST Solda. Fonte: André S. Pelliccione.

Muitas vezes, a superfície de fratura sofre impactos ou corrosão, fazendo com que as marcas de praia não fiquem mais visíveis, mas as marcas de catraca (caso existam) geralmente permanecem. A Figura 47 mostra a superfície de fratura de um componente de tubulação em que a nucleação e a propagação da trinca ocorreram conforme o esquema mostrado na Figura 20. A superfície de fratura estava corroída e continha produtos de corrosão. Dessa forma, se havia marcas de praia, essa evidência foi perdida em virtude da corrosão. Ainda assim, é possível observar marcas de catraca a partir do concentrador de tensão gerado pela raiz da solda.

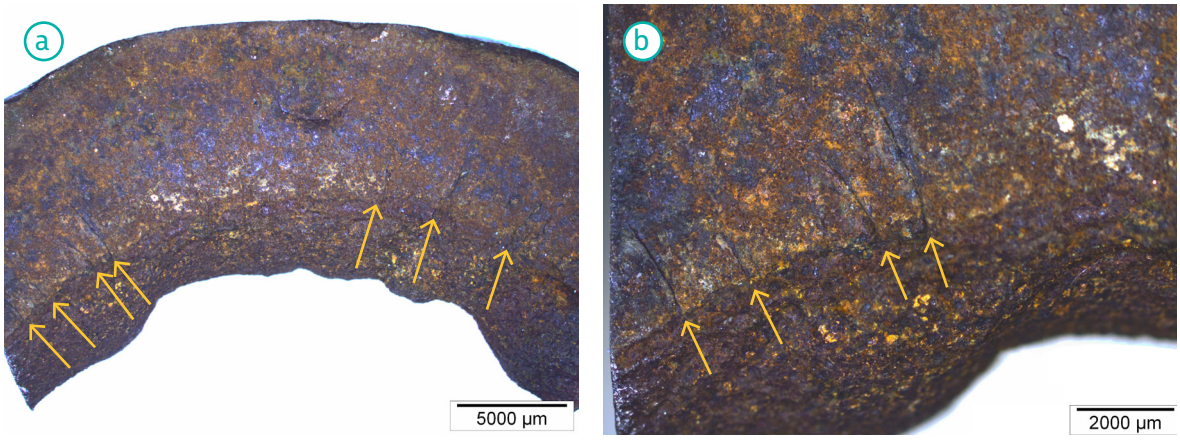


Figura 47. (a) Fadiga com trincas nucleadas no concentrador de tensão da raiz da solda, conforme representado na Figura 20. A superfície de fratura está corroída, mas ainda assim é possível observar marcas de catraca nas regiões indicadas pelas setas. (b) Maior ampliação da região à esquerda. Imagem obtida em lupa estereoscópica no SENAI IST Solda. Fonte: André S. Pelliccione.

A Figura 48 mostra a superfície de fratura de um componente de tubulação de pequeno diâmetro que sofreu fadiga induzida por vibração. A superfície de fratura sofreu deformação plástica significativa devido a sucessivos impactos[30]. No entanto, ainda assim as marcas de catraca estão evidentes. Também podem ser observadas discretas marcas de praia em algumas regiões.

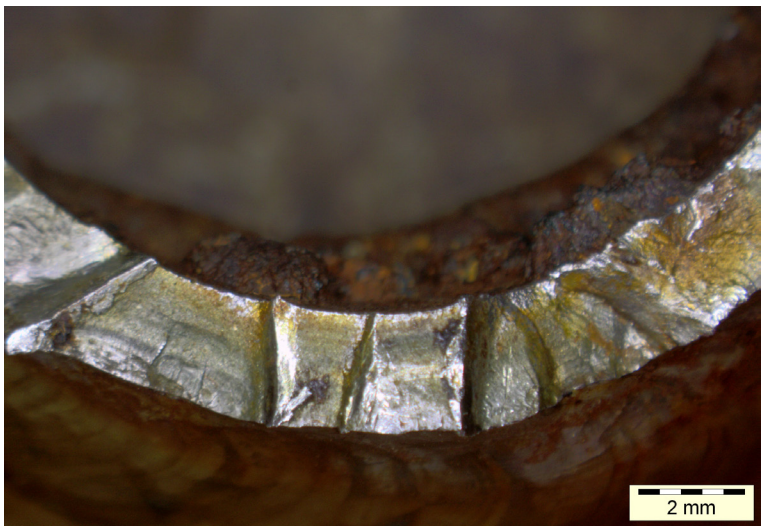


Figura 48. Fratura de componente de tubulação de pequeno diâmetro por fadiga mecânica. A superfície de fratura sofreu deformação plástica por impactos, mas, ainda assim, as marcas de catraca estão evidentes. Também podem ser observadas discretas marcas de praia em algumas regiões. Crédito: Luciano dos Santos Silva.

Os casos mostrados na Figura 49 correspondem a outras falhas de componentes de tubulação de pequeno diâmetro, por fadiga mecânica, devido à vibração. Nesses casos, o esforço foi flexão bidirecional, também chamado de "dobramento reverso". Dessa forma, ocorreu nucleação e propagação por fadiga em lados diametralmente opostos, a partir da superfície externa, conforme evidenciado pela presença de marcas de catraca e marcas de praia em lados opostos.

Repare que, para o caso da Figura 49a, a propagação subcrítica por fadiga (região de marcas de praia) foi bem menor do que o caso da Figura 49b, indicando que este último falhou sob um nível menor de tensões e/ou a tenacidade do material era maior. Considerando que havia escoamento de um fluido líquido em ambos os tubos, é possível concluir, a partir das imagens, que:

- No caso (a), ocorreu propagação subcrítica por fadiga e propagação instável antes do vazamento, pois é possível observar, na superfície de fratura, que a região correspondente à propagação subcrítica por fadiga, em ambos os lados, não abrange toda a espessura do tubo. Em outras palavras, ocorreu ruptura do componente, provocando grande vazamento.
- No caso (b), a trinca de fadiga, durante a propagação subcrítica (estágio II), ficou passante antes de ocorrer a fratura do componente. Nesse caso, portanto, foi possível identificar o vazamento antes da fratura do componente.

[30] Nesse caso, os impactos ocorreram entre as superfícies das trincas.

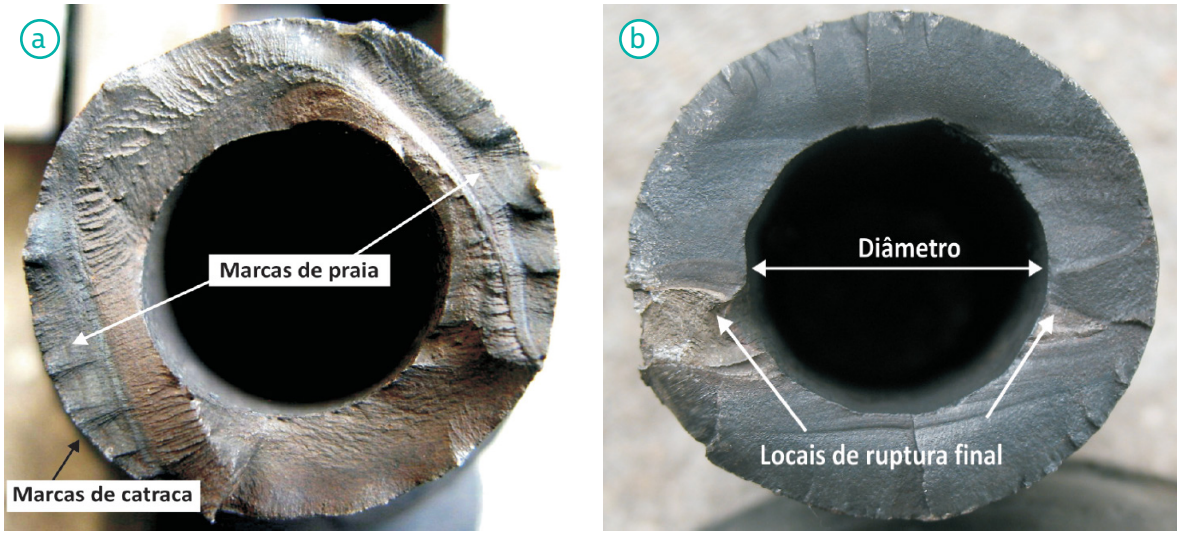


Figura 49. Fratura em componentes de tubulação, por fadiga mecânica, com esforço de flexão bidirecional devido à vibração. Observam-se marcas de praia e marcas de catraca em lados opostos. Diferentemente do que ocorreu no caso (a), no caso (b), a trinca se tornou passante antes que o componente fraturasse. Referência [18]

As imagens da fratura de um parafuso são mostradas na Figura 50. Apesar de não se conhecer o histórico de funcionamento do componente e de alguns trechos da superfície de fratura estarem deformados por impactos, é possível ver claramente marcas de catraca, marcas de praia e a região de fratura final. Essas características são evidências claras de que o mecanismo que levou à falha do parafuso foi fadiga mecânica com elevado nível de tensões, favorecido por concentrador de tensão severo.

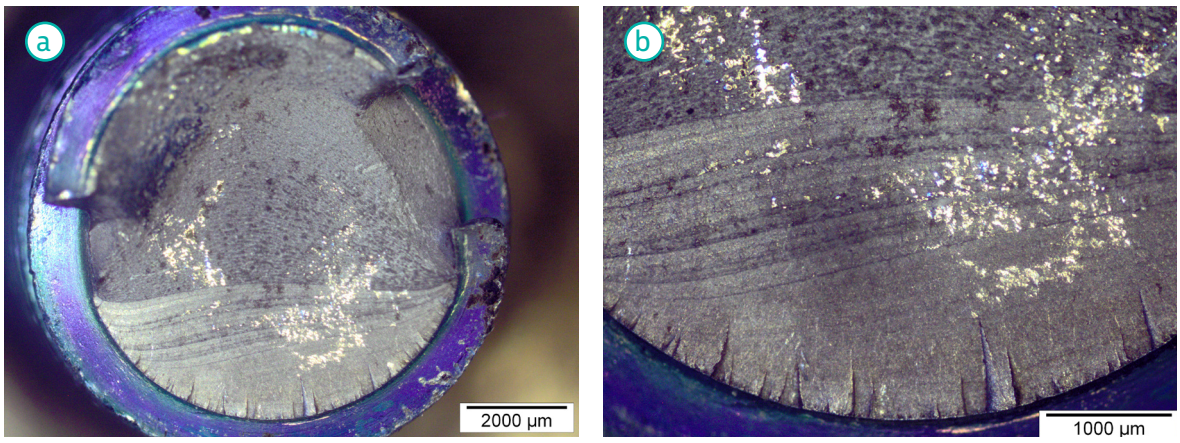


Figura 50. Superfície de fratura de um parafuso, contendo marcas de catraca e marcas de praia. (a) Menor ampliação. (b) Maior ampliação, evidenciando melhor a região contendo marcas de praia e marcas de catraca. Crédito: José Dias de Almeida Filho. Imagem obtida em lupa estereoscópica no SENAI IST Solda. Fonte: André S. Pelliccione.

A fratura de um eixo virabrequim por fadiga mecânica é mostrada na Figura 51. Analisando a superfície de fratura (Figura 52), verificam-se marcas de praia que emanam a partir da região de mudança de geometria (concentrador de tensão), indicando o local de origem da fratura (nucleação da trinca).

Outra característica presente neste caso são “marcas de rio”, geralmente presentes em materiais de alta resistência[31]. As marcas de rio surgem em virtude da propagação de trincas em planos ligeiramente distintos que vão se unindo à medida que ocorre a propagação subcrítica[32]. As marcas de rio indicam a direção de propagação das trincas (direção em que os rios se unem). Podem ser úteis, por exemplo, para indicar que ocorreu mudança na direção de propagação da trinca em virtude de alteração do carregamento. No caso da Figura 52, observa-se essa mudança na direção de propagação, condizente com as posições das marcas de praia.

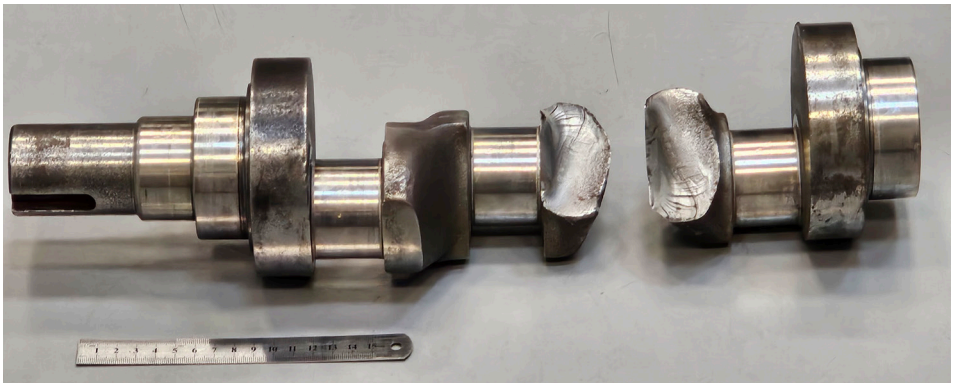


Figura 51. Fratura por fadiga mecânica de eixo virabrequim. Crédito: Tamara Caroline Guimarães Vilela. Fonte: André S. Pelliccione



Figura 52. Superfície de fratura de eixo virabrequim. Observam-se marcas de praia e rios. As setas em vermelho indicam alguns rios. Crédito: Tamara Caroline Guimarães Vilela. Fonte: André S. Pelliccione

[31] Apesar de ser mais comum em aços de alta resistência, essas marcas de rio (durante a propagação por fadiga) podem surgir em outros materiais.

[32] Essas marcas de rios não devem ser confundidas com rios que podem surgir quando ocorre fratura frágil (durante propagação instável), conforme detalhado no Capítulo 4.

As Figuras apresentadas a seguir mostram aspectos de fratura por fadiga de componentes de seção circular submetidos a diferentes tipos de carregamentos cíclicos: tração ou tração-compressão (Figura 53), flexão unidirecional (Figura 54), flexão bidirecional (Figura 56) e flexão-rotação (Figura 57)[33].

Em cada uma das Figuras são mostradas três condições: sem concentrador de tensão (a), com concentrador de tensão de baixa ou média severidade (b) e concentrador de tensão com alta severidade (c).

Para cada uma dessas três condições são mostradas duas superfícies de fratura, sendo a da esquerda para elevado nível de tensão e a da direita para baixo nível de tensão.

A superfície de fratura do parafuso mostrada na Figura 50 é relativamente similar ao esquema da Figura 53c, para o caso de alto nível de tensão. Observam-se marcas de catraca e se verifica que a região de fratura final ocupa a maior parte da superfície de fratura. As marcas de praia são relativamente retas, mas a frente de propagação é assimétrica, indicando que provavelmente há outro tipo de esforço, além de tração uniaxial cíclica, possivelmente flexão.

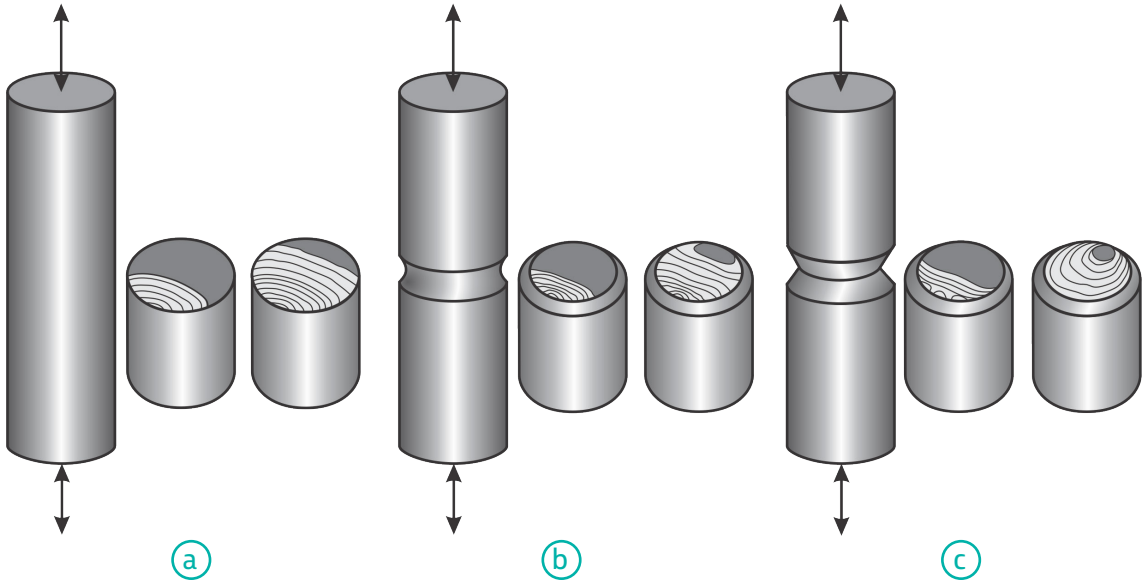


Figura 53. Ilustrações dos aspectos de fraturas por fadiga com esforço de tração uniaxial para componente cilíndrico sem concentrador de tensão (a), com concentrador de tensão de baixa ou média severidade (b) e com concentrador de tensão de alta severidade (c). Fonte: os autores.

Na Figura 54a está sendo aplicado um momento fletor, portanto, a tensão é constante na fibra externa ao longo da peça. A trinca pode ter início em qualquer ponto ao longo da fibra externa da peça. A concavidade é típica de ausência de concentração de tensões na superfície. A diferença entre as fraturas é o nível de tensões, ou seja, no primeiro caso, a região de fratura final é menor, pois o nível de tensão é maior. Além disso, no primeiro caso, verifica-se múltipla nucleação, gerando marcas de catraca, sendo típica de tensões elevadas.

[33] A correlação é válida para a maioria dos casos. No entanto, é importante ficar atento às possíveis exceções em casos de defeitos no material (por exemplo, dobras de rolagem em parafuso), distribuição de tensão incomum etc.

Na Figura 54b, a condição de carregamento é a mesma de (a), mas existe uma mudança de seção que introduz uma concentração de tensões média. Para baixo nível de tensão (segundo caso), verifica-se uma mudança na frente da trinca que vai deixando de ser côncava para convexa antes de ocorrer a fratura final. Isso ocorre devido a uma propagação preferencial junto da periferia (devido ao concentrador de tensão). Para elevado nível de tensão (primeiro caso), a região de fratura final é menor e há marcas de catraca.

Na Figura 54c, a condição de carregamento é a mesma de (a) e (b), mas existe uma mudança de seção que gera um concentrador de tensão severo. Em relação ao tamanho da região de fratura final e à presença de marcas de catraca, a análise é análoga aos casos (a) e (b). Para concentradores de tensão severos, com mudanças abruptas de geometria (por exemplo, entre o corpo e cabeça do parafuso), a fratura pode ocorrer fora do plano do entalhe, conforme esquematizado na Figura 55, uma vez que a tensão máxima devido ao concentrador de tensão pode ficar localizada na seção de maior diâmetro. Além disso, a convexidade na frente da trinca se desenvolve mais rapidamente[34], podendo a fratura final ocorrer internamente, especialmente com níveis maiores de tensão e quando a região final de fratura é pequena em comparação com a região de propagação subcrítica.

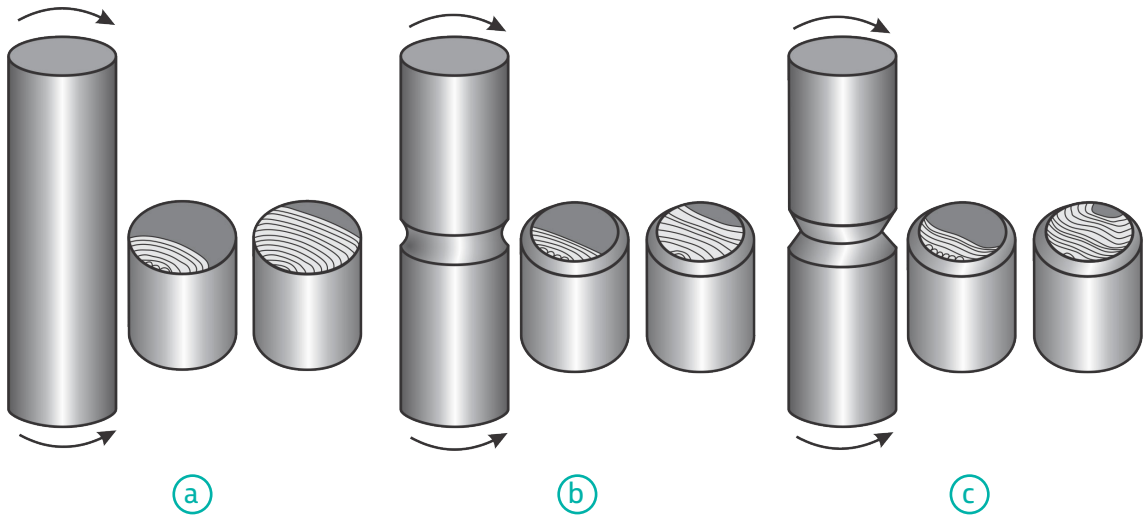


Figura 54. Ilustrações dos aspectos de fraturas por fadiga com esforço de flexão unidirecional para componente cilíndrico sem concentrador de tensão (a), com concentrador de tensão de baixa ou média severidade (b) e com concentrador de tensão de alta severidade (c). Fonte: os autores.

[34] A convexidade na frente da trinca se forma mais rapidamente, devido ao elevado nível de tensão na periferia (em virtude do concentrador de tensão severo e elevado nível de tensão).

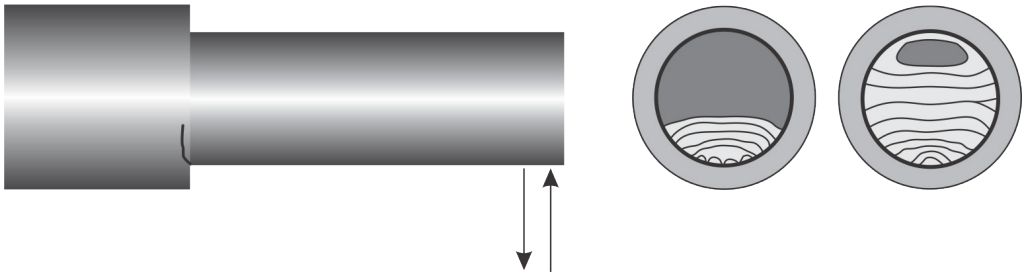


Figura 55. Ilustrações dos aspectos de fratura para fadiga com esforço de flexão unidirecional, de componente com concentrador de tensão severo, em virtude de mudança brusca de geometria. A propagação da trinca para a região de maior tensão (nesse caso, na região de maior diâmetro) está representada na Figura. Fonte: os autores.

Os casos de flexão bidirecional têm como característica marcante a nucleação e propagação em geratrizes opostas, conforme representado na Figura 56.

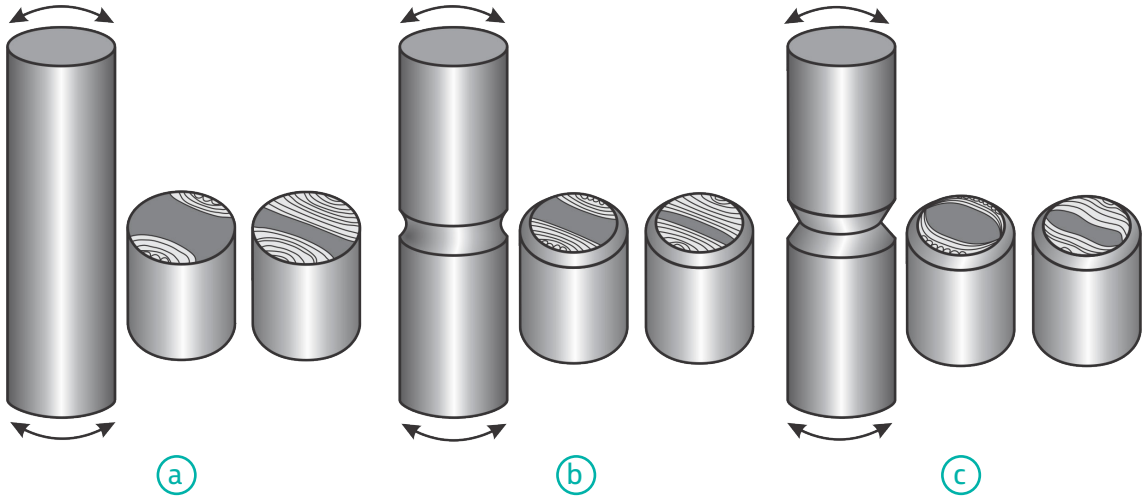


Figura 56. Ilustrações dos aspectos de fraturas por fadiga com esforço de flexão bidirecional para componente cilíndrico sem concentrador de tensão (a), com concentrador de tensão de baixa ou média severidade (b) e com concentrador de tensão de alta severidade (c). Fonte: os autores.

As ilustrações dos aspectos de fraturas por fadiga com esforço de flexão-rotação para componentes cilíndricos são mostradas na Figura 57. As linhas tracejadas em vermelho e em preto indicam o eixo correspondente ao início de propagação e o eixo correspondente à fratura final, respectivamente. É possível observar mudança de direção das marcas de praia com a propagação da trinca e, consequentemente, na posição da fratura final em relação à região de início, nas fraturas em (a) e na fratura com baixa tensão em (b).

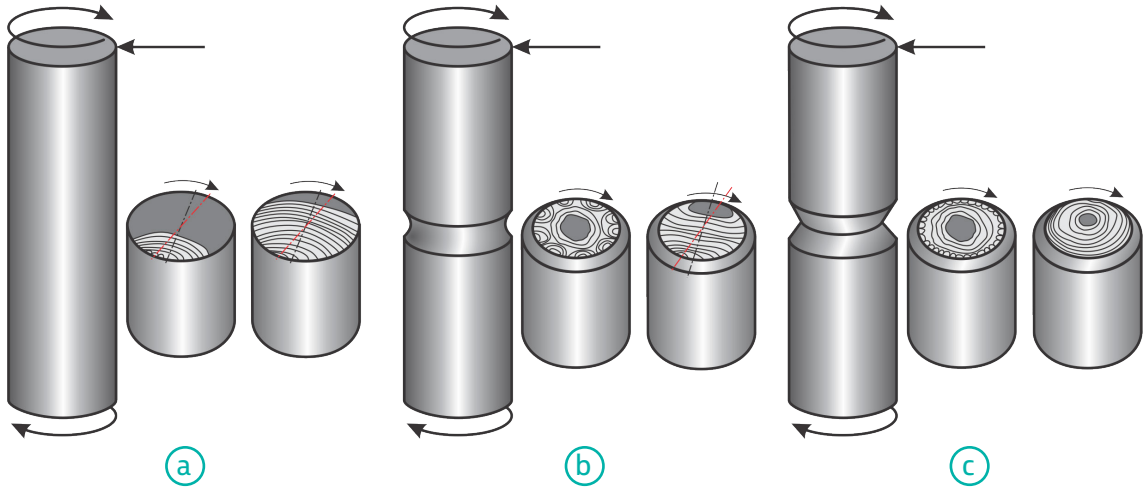


Figura 57. Ilustrações dos aspectos de fraturas por fadiga com esforço de flexão-rotação para componente cilíndrico sem concentrador de tensão (a), com concentrador de tensão de baixa ou média severidade (b) e com concentrador de tensão de alta severidade (c). As linhas tracejadas em vermelho e em preto indicam o eixo correspondente ao início de propagação e o eixo correspondente à fratura final, respectivamente. Repare na mudança de direção das marcas de praia com a propagação da trinca e, consequentemente, na posição da fratura final em relação à região de início, nas fraturas em (a) e na fratura com baixa tensão em (b). Fonte: os autores.

Consideremos a representação esquemática de fratura em um eixo, conforme Figura 58. Comparando com os esquemas das figuras anteriores, verifica-se que a fratura é similar à mostrada na Figura 57b, à direita (baixo nível de tensão).

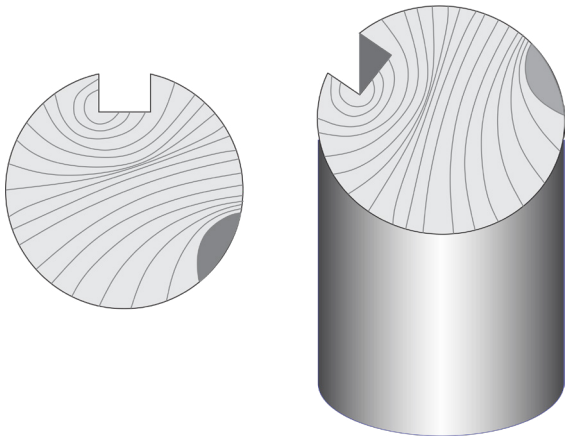


Figura 58. Representação esquemática de uma fratura por flexão-rotação de um eixo. Fonte: os autores.

O exame das "marcas de praia" permite identificar o local de origem da fratura, o sentido de rotação do eixo[35] e o tipo de esforço que, neste caso, foi de flexão-rotação. Além disso, pela área ocupada pela região de ruptura final, pode-se concluir que o nível de solicitação foi baixo em relação à tenacidade do material. Dessa forma, o problema da fratura desse componente não deve ser resolvido simplesmente aumentando-se a resistência do material do eixo. A causa da fratura está relacionada principalmente à concentração de tensões, provocada pelo entalhe do rasgo de chaveta. A solução do problema, portanto, passa pela redução da severidade do entalhe, por exemplo, aumentando o raio de adoçamento ou alterando a sensibilidade ao entalhe do material, isto é, aumentando-se a sua tenacidade (o que, muitas vezes, implica em diminuição da resistência)[36].

A fratura mostrada na Figura 59 apresenta elevado grau de deformação (devido a impactos) e sofreu corrosão. Assim, se havia marcas de praia, essa evidência foi perdida. No entanto, é possível identificar três regiões distintas:

i) a região ao redor da periferia, correspondente à propagação subcrítica por fadiga;

ii) uma região menos rugosa, correspondente à região de propagação instável;

iii) uma região mais rugosa, correspondente à região final de fratura.

É possível enquadrar a fratura como o caso da Figura 57c, ou seja, flexão-rotação, com concentrador de tensão severo e alta tensão nominal.

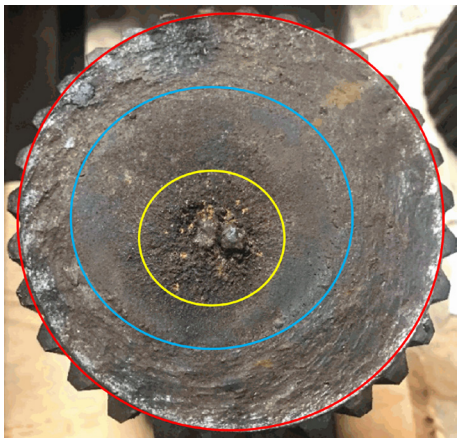


Figura 59. Fratura por fadiga em eixo por flexão-rotação. A região de propagação subcrítica está localizada entre os círculos vermelho e azul; a região de propagação instável está localizada entre os círculos azul e amarelo; a região de fratura final corresponde à área indicada pelo círculo amarelo. Crédito: Patrícia Iris da Silva Peres.

[35] Nesse caso, olhando a superfície de fratura a partir dessa posição, é possível concluir que o eixo estava girando no sentido horário, baseado nas mudanças da frente da trinca (formatos e posições das marcas de praia) e na posição da região de fratura final em relação à região de início de propagação, conforme representado no esquema da Figura 57b.

[36] O refino de grão promove aumento de tenacidade e, ao mesmo tempo, de resistência. Nesse caso, microestrutura com granulação fina seria o mais indicado.

Flexão-rotação é um tipo de fratura muito comum em eixos rotativos. Todos os pontos da periferia estão sujeitos à máxima tensão. Esforços não previstos em projeto podem ocorrer devido à falta de alinhamento, correias muito apertadas, descontinuidades de usinagem etc. Uma grande diferença da flexão-rotação em relação à flexão unidirecional ou à bidirecional é a mudança do centro de curvatura da frente da trinca, que se desloca no sentido contrário ao da rotação. Quando a rotação é em ambos os sentidos, isso pode não acontecer.

Outro exemplo de fratura de um componente de fixação é mostrado na Figura 60. É possível observar as seguintes evidências na fratura:

- Há duas frentes de propagação subcrítica por fadiga (região superior e região inferior) do componente, evidenciadas por marcas de catraca e marcas de praia. A região mais rugosa corresponde à propagação final, ou seja, fratura por sobrecarga[37].
- Baseado na morfologia, fica evidenciada a ocorrência de fadiga por flexão bidirecional (esquema da Figura 56), para o caso de concentrador de tensão de média severidade (b) e alta tensão nominal.
- As regiões de propagação subcrítica por fadiga apresentam dimensões diferentes, indicando que ocorreu maior propagação a partir da região inferior do componente (com base na posição da Figura 60). Isso pode ser explicado pelas seguintes hipóteses:
    - Sabendo que a flexão em um sentido gera tensão de tração em uma superfície e tensão de compressão na superfície oposta, e que essa relação se inverte ao mudar o sentido da flexão, é possível inferir que o esforço de flexão não era "simétrico. Ou seja, o esforço de flexão que gerava tensão de tração na geratriz inferior do componente era maior do que no sentido oposto, indicando que a tensão média era diferente de zero.
    - Outra hipótese é que o concentrador de tensão apresentava maior severidade na geratriz inferior.



Figura 60. Fratura por fadiga de componente de fixação, submetido a esforço de flexão bidirecional. (a) Aspecto geral da fratura. (b) Ampliação da região superior. (c) Ampliação da região inferior. Crédito: Daniel Correia Freire Ferreira.

Outros casos práticos de fadiga por flexão bidirecional foram mostrados na Figura 49.

Deve-se notar que as ilustrações mostradas nas Figuras 53 a 57 supõem uma hipótese implícita. A conclusão sobre altas e baixas tensões nominais só é válida comparando-se materiais com a mesma

[37] Quando uma das trincas atingiu o tamanho crítico.

tenacidade. A zona de ruptura final de uma fratura por fadiga normalmente é formada pela propagação instável da trinca que propagava ciclo a ciclo, e não pela falta de resistência da seção remanescente (isto é, por sobrecarga dúctil). Como já visto em Mecânica da Fratura, a condição para a instabilidade de uma trinca pode ser resumida pela expressão:

$$K_{Ic} = \mathrm{Y}.\sigma.\sqrt{\pi.a} \qquad 8.36$$

onde K_{Ic} é a tenacidade do material, Y é um fator adimensional, que depende da geometria, σ é a tensão remota e a é o tamanho da trinca. Vê-se, nessa expressão, que o tamanho da região de ruptura final (dimensão da seção descontando o tamanho da trinca subcrítica) não é função apenas do nível de σ, mas também da tenacidade do material.

É importante ressaltar que, em alguns casos, podem aparecer marcas de catraca (associadas a elevado nível de tensão) e a região de fratura final ser relativamente pequena, mesmo em um material que não possua alta tenacidade. Isso, a princípio, parece contraditório, pois se a tensão é alta e a tenacidade é relativamente baixa, espera-se uma região de ruptura final relativamente grande. No entanto, isso pode ocorrer em casos de "garra fixa", ou seja, deslocamento constante, por exemplo, em um parafuso. À medida que a trinca propaga, a carga vai diminuindo. Nesses casos, a trinca pode crescer bastante antes de atingir o tamanho crítico, pois a tensão vai diminuindo com a propagação.

A partir dessa observação, é possível destacar vários detalhes das ilustrações. Assim:

(a) Quanto maior a área de ruptura final, maiores as tensões (ou menor a tenacidade).

(b) A propagação da trinca tende a ocorrer na região de maior triaxialidade, ou seja, na região central do componente, a não ser que exista um entalhe, o que explica as marcas de praia tenderem a ser côncavas.

(c) A depender da magnitude da tensão e da severidade do entalhe, as marcas de praia podem inverter de formato e passar a ser convexas, o que frequentemente causa sérios erros na definição da região de início da fratura (nucleação).

(d) Na presença de alto nível de tensões, geralmente associado a concentradores de tensões severos, pode ocorrer múltipla nucleação, gerando marcas de catraca, explicadas anteriormente.

(e) Em um eixo submetido à flexão bidirecional, as áreas das regiões de propagação subcrítica por fadiga podem ser diferentes, conforme explicado anteriormente. Isso indica esforços de flexão não simétricos, ou seja, com tensão média diferente de zero, ou então, concentrador de tensão com severidade distinta ao longo do eixo.

(f) A solicitação normalmente designada flexão-rotação seria mais apropriadamente chamada flexão multidirecional. Nesse caso, as "marcas de praia" não têm centros de curvatura alinhados ao longo do mesmo diâmetro. A frente de propagação sofre uma aparente rotação, isto é, a trinca propaga mais num sentido do que no outro. A trinca propaga mais no sentido oposto ao de rotação do eixo.

(g) Como última observação, deve-se notar que, no caso de flexão simples (não flexão pura), como o de uma barra[38] engastada sujeita a uma carga na sua extremidade, o plano vertical contém força cortante e, portanto, tensões de cisalhamento. Assim, não é plano principal. A

[38] Nesse exemplo, a barra está posicionada horizontalmente, de forma que o plano vertical corresponde ao plano da seção transversal da barra.

fratura não segue esse plano, mas apresenta uma curvatura e tende a penetrar no engastamento. O mesmo não acontece no caso de flexão em quatro pontos (simétrica), pois entre as cargas aplicadas, a força cortante é nula e a fratura segue o plano vertical.

A fratura mostrada na Figura 61 ocorreu devido à fadiga com esforço de torção cíclica unidirecional. A fratura se desenvolveu em um plano helicoidal, orientado a 45 graus em relação ao eixo longitudinal (eixo de rotação). É importante lembrar que a propagação por fadiga ocorre no plano perpendicular à direção da máxima tensão principal e, para o caso de torção pura unidirecional, esse plano será orientado a 45 graus em relação ao eixo longitudinal. Há outras características importantes nessa fratura, por exemplo, ter iniciado em um concentrador de tensão introduzido no rasgo de chaveta.

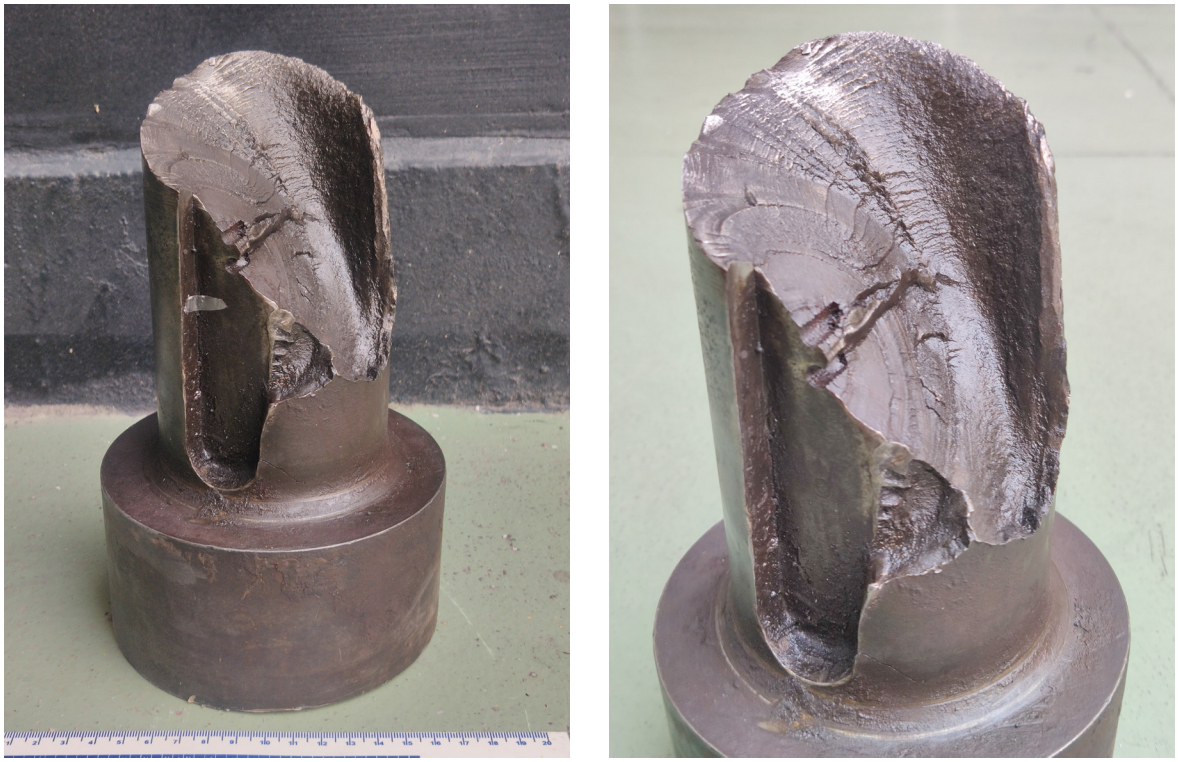


Figura 61. Fratura por fadiga com esforço de torção cíclica em um eixo. Crédito: Roberto Fernandes Castro Junior. Fonte: André S. Pelliccione.

A Figura 62 esquematiza um componente cilíndrico submetido à torção cíclica bidirecional. Nos esquemas são mostrados os planos A, B, C e D em um ponto da superfície do cilindro, considerando torção em um sentido (a) e no sentido oposto (b). Abaixo de cada um dos casos são mostrados os círculos de Mohr com os planos correspondentes[39]. A máxima tensão de cisalhamento ocorre nos planos A e B; logo, é de se esperar que haja nucleação e propagação no estágio I em um desses planos. A propagação no estágio 2 ocorrerá no plano D para o caso (a), e no plano C para o caso (b), uma vez que correspondem aos planos perpendiculares à direção de máxima tensão normal. A Figura 63 representa um componente trincado em função de torção bidirecional cíclica. A trinca horizontal

[39] No Capítulo 2 foi feita a demonstração para construção do círculo de Mohr no caso de torção.

corresponde à propagação inicial (em um plano de máxima tensão de cisalhamento)[40], e as trincas inclinadas a 45° estão relacionadas à propagação no estágio II (nos planos de máxima tensão normal).

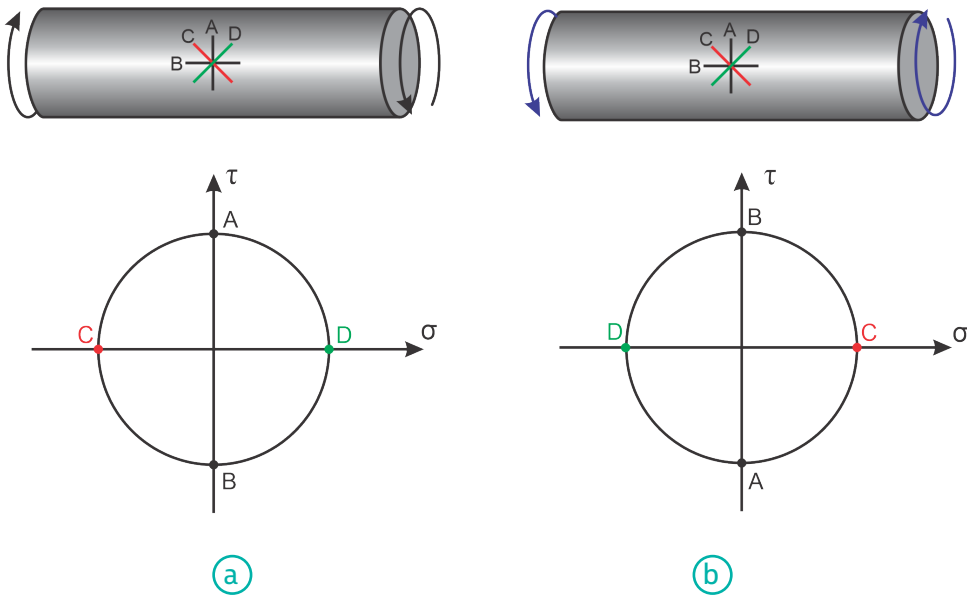


Figura 62. (a) Componente cilíndrico submetido à torção cíclica. Círculos de Mohr para o a torção do componente em um sentido (a) e no sentido oposto (b). Fonte: os autores.

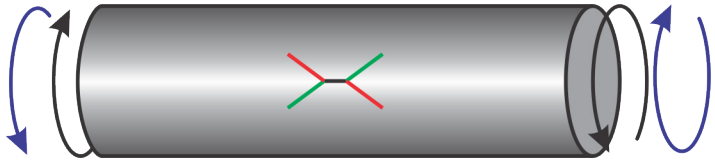


Figura 63. Trincas geradas por torção bidirecional cíclica. Fonte: os autores.

A fratura mostrada nas Figuras 64 e 65 corresponde a uma falha por fadiga de um eixo estriado que sofreu esforços cíclicos de torção reversa. A fratura ocorreu em planos alternados inclinados a cerca de 45°, evidenciando que que foi aplicado esforço de torção em ambos os sentidos (Figura 64). Na Figura 65, os aspectos típicos de fratura por fadiga podem ser observados. Além disso, verifica-se que as marcas de praia partem da superfície interna, na região contendo as estrias do eixo (que atuam como concentradores de tensão), indicando que as trincas nuclearam nessa região. Na Figura 65b podem ser observadas trincas inclinadas a cerca de 45° em ambos os sentidos em relação ao eixo de rotação (eixo longitudinal), na superfície interna do eixo, ratificando a ocorrência de esforço cíclico de torção reversa.

[40] Repare que, nesse caso, a máxima tensão de cisalhamento é igual à máxima tensão normal. Dessa forma, a propagação no estágio I pode ocorrer em um trecho maior. No caso de esforço de tração uniaxial, a máxima tensão de cisalhamento corresponde à metade da máxima tensão normal.



Figura 64. Fratura de eixo que ficou submetido à torção reversa. Fratura em planos alternados a cerca de 45° em relação ao eixo de rotação (eixo longitudinal). Crédito: Tamara Caroline Guimarães Vilela. Fonte: André S. Pelliccione

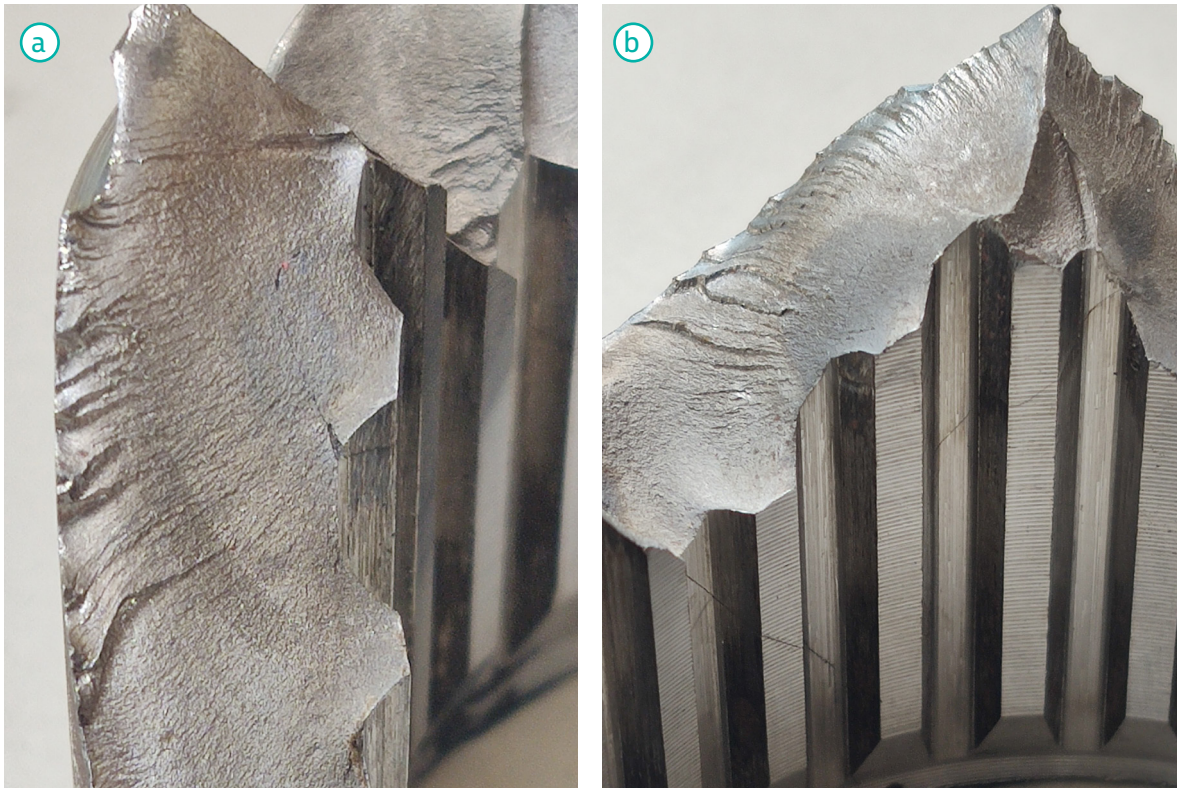


Figura 65. Detalhes da fratura do eixo que ficou submetido à torção reversa. Podem ser observadas marcas de praia em (a) e em (b), a partir da superfície interna do eixo. Na imagem (b) observam-se trincas na superfície interna do eixo, inclinadas a cerca de 45°, em ambos os sentidos, em relação ao eixo de rotação. Crédito: Tamara Caroline Guimarães Vilela. Fonte: André S. Pelliccione

8.3 Aspectos microscópicos da fratura por fadiga

Microscopicamente, a fratura por fadiga apresenta como característica as chamadas “estrias”.

As estrias existem independentemente de o ciclo ser variável ou uniforme e constituem uma assinatura do mecanismo de fadiga. É verdade que, em condições limites (solicitações muito altas e muito baixas), é possível que a trinca de fadiga se propague por outros mecanismos, mas isso não diminui a importância da presença das “estrias” como marcas identificadoras de uma fratura por fadiga. O aspecto característico das “estrias” de fadiga pode ser observado nas Figuras mostradas a seguir. Nas Figuras 66 e 67 são mostradas estrias em componentes de aço inoxidável austenítico e nas Figuras 68 e 69 em um componente de titânio grau 1.

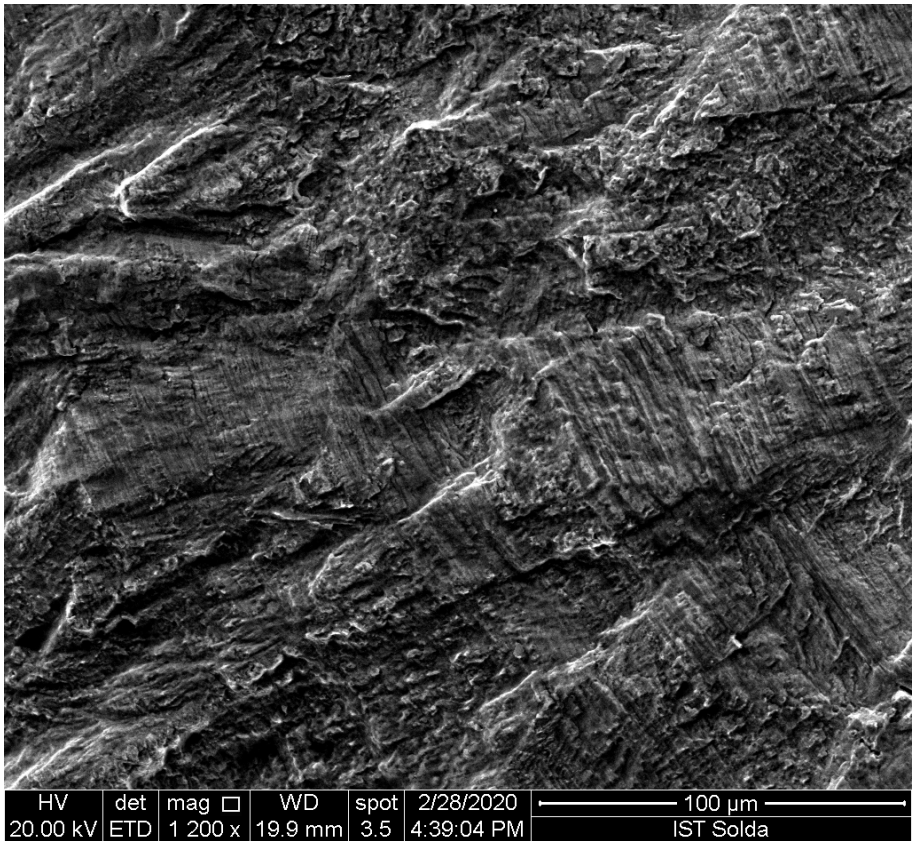


Figura 66. Estrias de fadiga em componente de aço inoxidável austenítico. Ampliação original: 1200x. Imagem obtida por microscopia eletrônica de varredura no SENAI IST Solda. Crédito: Leandro Guimarães de Oliveira. Fonte: André S. Pelliccione.

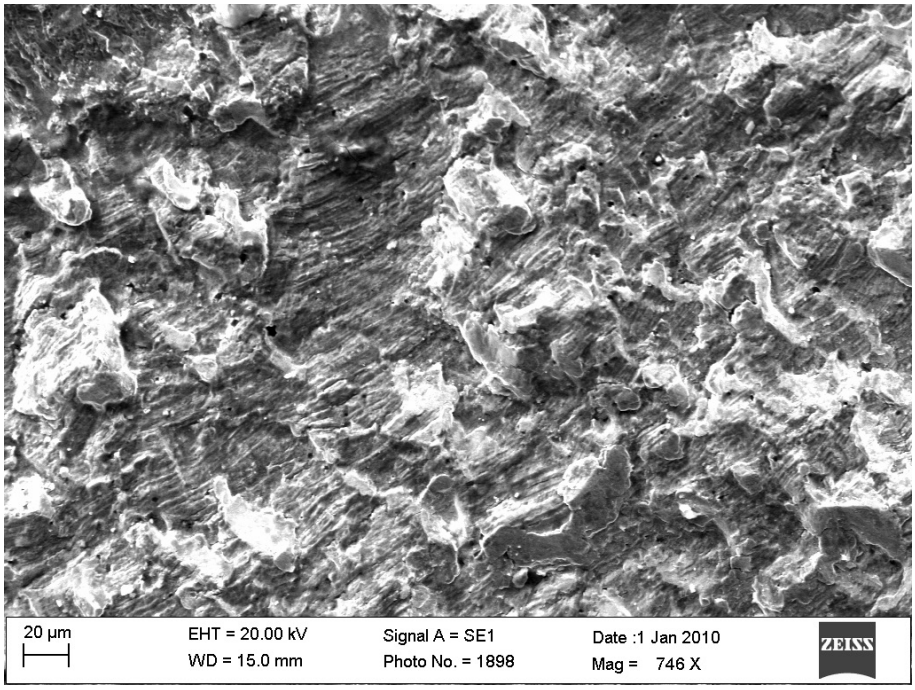


Figura 67. Estrias de fadiga em componente de aço inoxidável austenítico. Ampliação original: 746x. Crédito: Luciano dos Santos Silva.

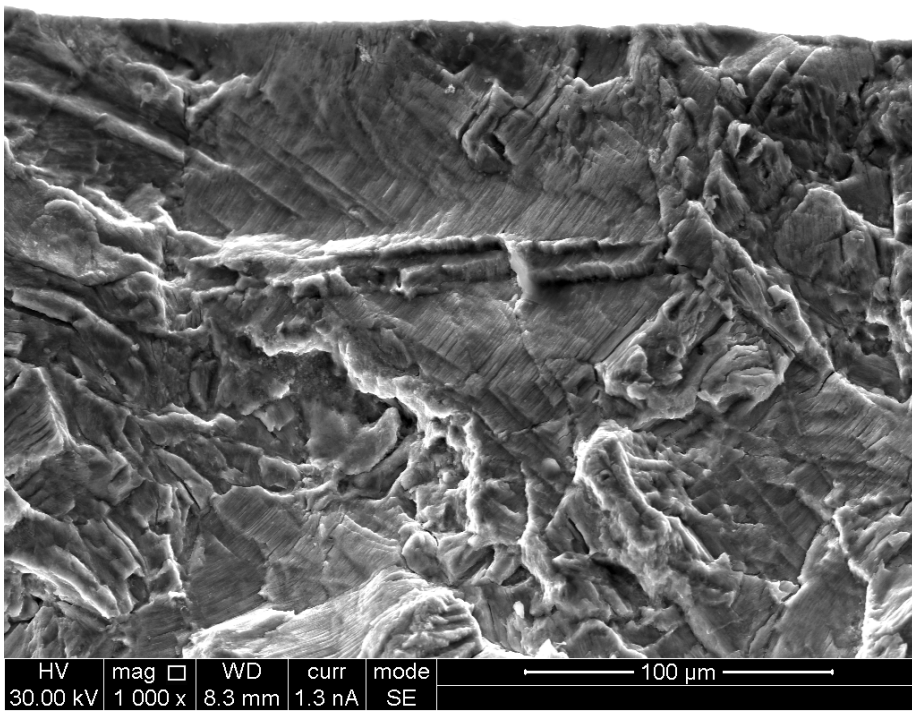


Figura 68. Estrias de fadiga em componente de titânio grau 1. Ampliação original: 1000x. Imagem obtida por microscopia eletrônica de varredura no SENAI IST Solda. Crédito: Leandro Guimarães de Oliveira. Fonte: André S. Pelliccione.

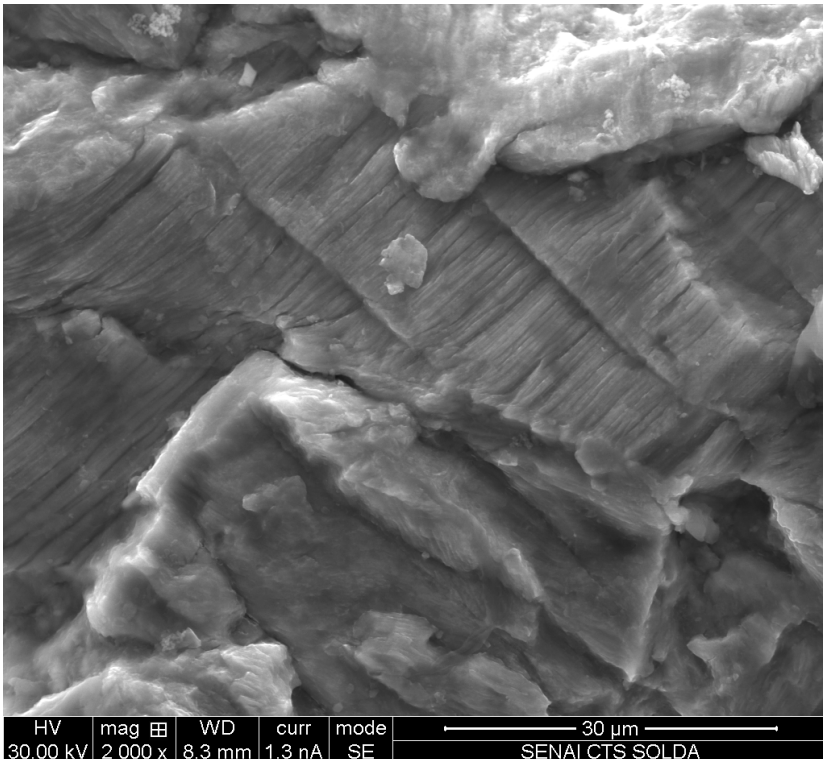


Figura 69. Estrias de fadiga em componente de titânio grau 1. Ampliação original: 2000x. Imagem obtida por microscopia eletrônica de varredura no SENAI IST Solda. Crédito: Leandro Guimarães de Oliveira. Fonte: André S. Pelliccione.

Existem alguns modelos que explicam a formação de estrias, sendo o representado na Figura 70 um dos mais difundidos. Em (a) é mostrada uma trinca no estágio II, contendo algumas estrias. Durante o ciclo de tensão trativa, conforme a sequência (a), (b) e (c), a trinca abre e são ativados deslizamentos em duas direções simétricas. Em seguida, ocorre embotamento na ponta da trinca (d) e ela cresce. Com o descarregamento, forma-se, portanto, uma nova estria, seguindo a sequência (d), (e), (f) e (g).

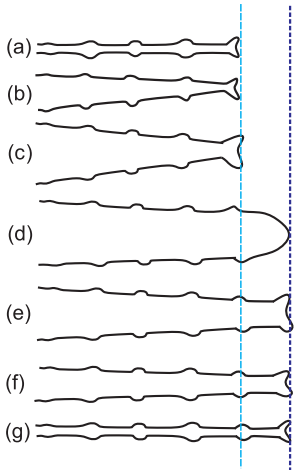


Figura 70. Esquema com um dos modelos de formação de estrias. A distância entre as linhas azul clara e azul escura indicam o avanço da trinca e a formação de uma nova estria ao final do ciclo. Fonte: os autores.

Apesar de não haver uma teoria consolidada, há vários aspectos importantes sobre as estrias, por exemplo:

Cada estria corresponde à posição da frente da trinca num determinado instante. Nisso elas coincidem com as "marcas de praia". Pode-se concluir que, qualquer que seja a geometria das estrias (e das "marcas de praia"), o que não pode acontecer é elas se cruzarem! Embora seja simples, isso é importante para não confundir estrias com outras marcas semelhantes que podem aparecer na superfície de uma fratura. Caso característico dessa possível confusão são as chamadas "linhas de *Wallner*", que ocorrem na fratura por clivagem de materiais extremamente frágeis, como cerâmicos ou fases intermetálicas.

Cada estria é gerada em um único ciclo de tensões, mas nem todo ciclo produz uma estria, isto é, a frente da trinca pode demorar centenas ou milhares de ciclos para avançar de uma distância característica. Verifica-se, experimentalmente, que a menor distância entre estrias pode ser na ordem de 0,1 ou 0,2 μm[41], a depender do material. Dessa forma, para taxas médias de propagação inferiores a cerca de 0,1 μm/ciclo, a formação de uma nova estria pode demorar muitos ciclos. De fato, experimentalmente, verificam-se taxas de propagação bem menores do que a distância mínima entre as estrias.

Pode ser extremamente difícil observar estrias no MEV[42]. Em aços temperados e revenidos, elas apresentam-se bastante irregulares. Em alguns casos são dificilmente visíveis e, em outros, elas não aparecem. Em ligas Al-Si-X, fundidas, de alta resistência, apenas quando a trinca atravessa as dendritas primárias de alumínio, as estrias podem ser observadas, já que o resto da fratura apresenta silício clivado (algumas vezes podem até ser observadas linhas de *Wallner*). Analogamente, em ferros fundidos cinzentos, apenas quando a trinca atravessa de uma célula eutética para outra é que se observam estrias no caso de fratura por fadiga, pois o resto da superfície de fratura é constituída por grafita, pois os veios constituem o caminho preferencial da trinca. Em aços inoxidáveis austeníticos e ligas não ferrosas (ex.: ligas de alumínio e ligas de titânio), geralmente as estrias são facilmente visíveis – isso, se a superfície de fratura estiver preservada (por exemplo, sem "amassamentos").

A Figura 71 corresponde a uma região da fratura de um componente de AISI 410 (aço inoxidável martensítico) e as Figuras 72 e 73 apresentam a regiões da fratura de um componente de AISI 4340 (aço de baixa liga). Em ambos os casos, podem ser observadas regiões com estrias. Repare que as estrias são irregulares e não tão facilmente visíveis quanto nos exemplos anteriores.

[41] Um ciclo que provoque crescimento da trinca abaixo desse valor mínimo (0,1 μm) não gera indicações na superfície de fratura. Então, pode demorar muitos ciclos (na ordem de centenas ou milhares) antes de uma estria desse tamanho ser formada.

[42] Em alguns casos, muito tempo e esforço são dispendidos, durante a análise por microscopia eletrônica de varredura na região de propagação subcrítica de uma fratura por fadiga, buscando regiões íntegras e que possuam estrias.

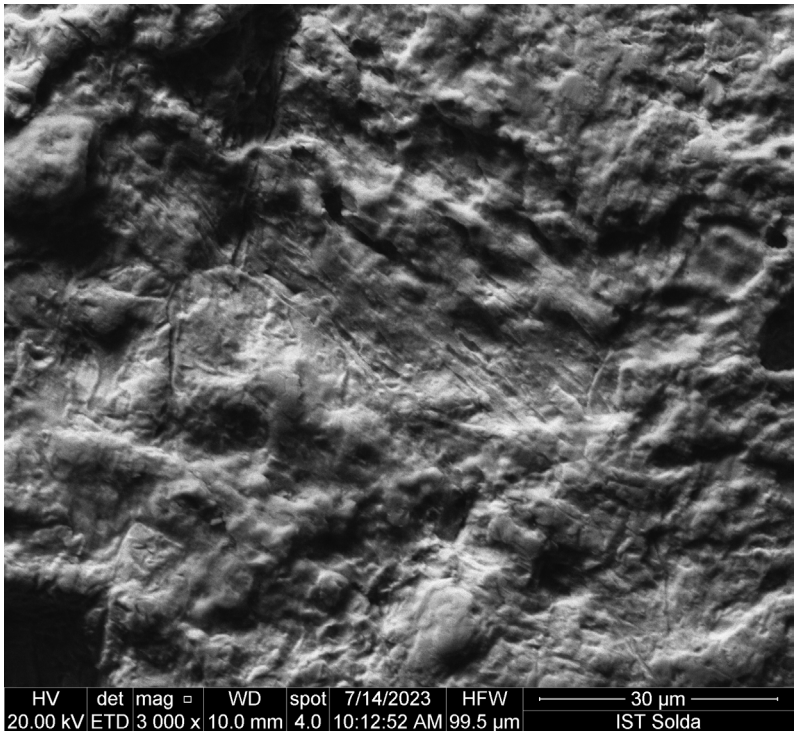


Figura 71. Estrias de fadiga em um componente de AISI 410. Ampliação original: 3000x. Imagem obtida por microscopia eletrônica de varredura no SENAI IST Solda. Crédito: Yuri dos Santos Nascimento. Fonte: André S. Pelliccione.

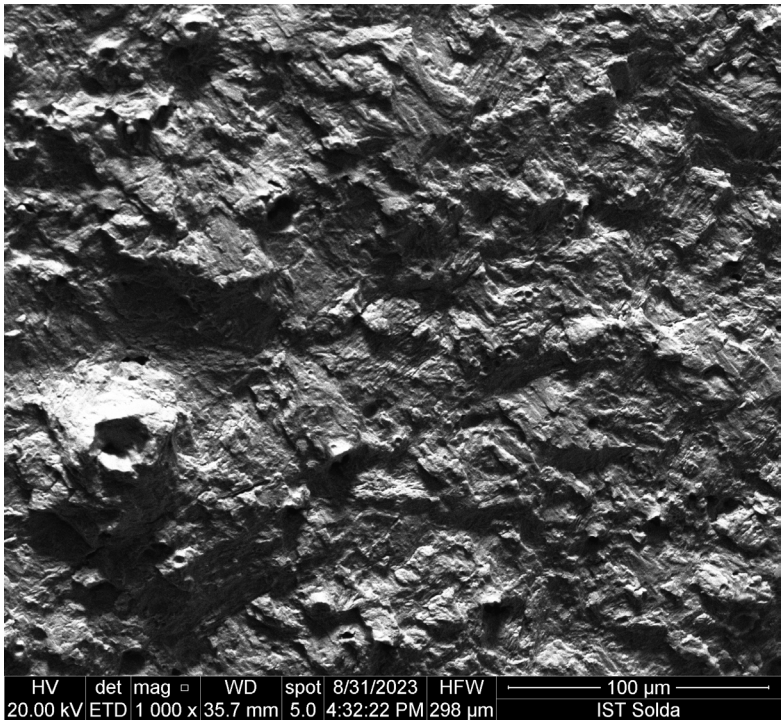


Figura 72. Estrias de fadiga (em baixa ampliação) em um componente de AISI 4340. Ampliação original: 1000x. Imagem obtida por microscopia eletrônica de varredura no SENAI IST Solda. Crédito: Yuri dos Santos Nascimento. Fonte: André S. Pelliccione.

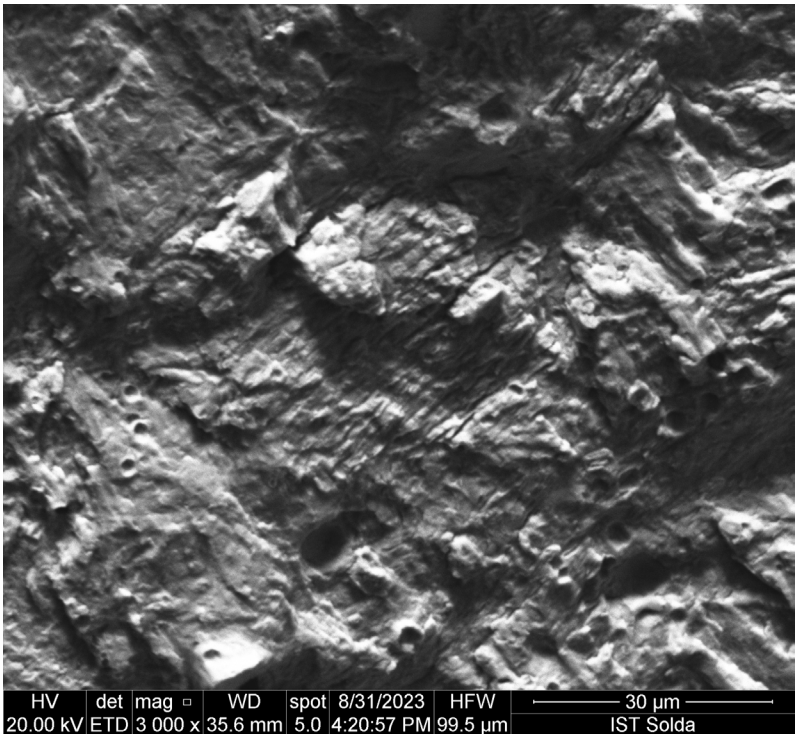


Figura 73. Estrias de fadiga em um componente de AISI 4340. Ampliação de uma região da imagem anterior. Aumento original: 3000x. Imagem obtida por microscopia eletrônica de varredura no SENAI IST Solda. Crédito: Yuri dos Santos Nascimento. Fonte: André S. Pelliccione.

Devem ser tomados alguns cuidados durante a análise. Outras indicações, por exemplo, clivagem da cementita da perlita em uma fratura por sobrecarga[43], podem ter aspecto que "lembram" estrias de fadiga, conforme Figura 74a. Algumas vezes, amassamentos na superfície de fratura devido a impactos subsequentes, podem gerar indicações que se assemelham a estrias de fadiga, conforme Figura 74b.

[43] A clivagem da cementita da perlita pode ocorrer mesmo na região de propagação estável (dúctil) por sobrecarga, como nesse exemplo da Figura. Nesse caso, verifica-se a clivagem da cementita em grãos isolados. A fratura é, predominantemente, por *dimples*.

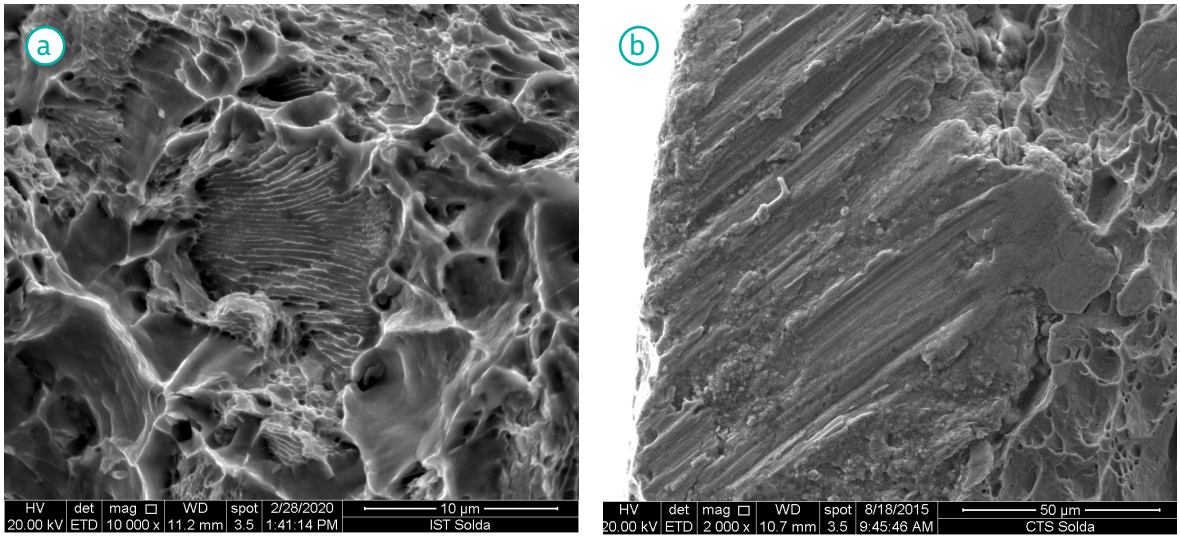


Figura 74. (a) Clivagem da cementita da perlita em um aço AISI 1045. Ampliação original: 10000x. (b) Amassamento na superfície de fratura. Ampliação original: 2000x. Imagens obtidas por microscopia eletrônica de varredura no SENAI IST Solda. Crédito: Leandro Guimarães de Oliveira. Fonte: André S. Pelliccione.

Outro ponto a ser ressaltado é que, geralmente, as trincas de fadiga, observadas por metalografia[44], são relativamente retas, sem (ou com pouquíssimas) ramificações e predominantemente transgranulares, conforme exemplos das Figuras 75 e 76. No entanto, existem algumas exceções em relação a essas características de morfologia das trincas de fadiga.

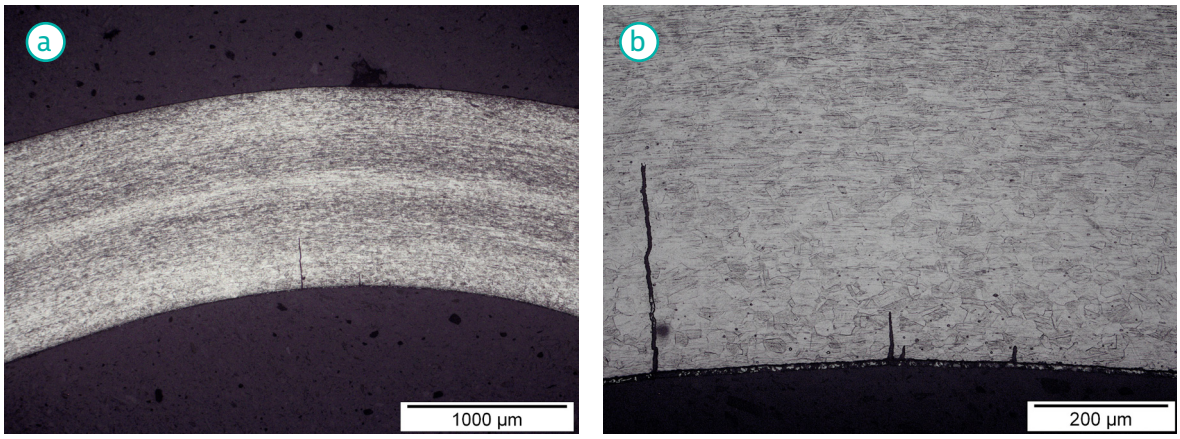


Figura 75. Trincas de fadiga em componente de aço inoxidável austenítico com elevado grau de encruamento. Trincas retas, sem ramificação e transgranulares. (a) Ampliação original: 50x. (b) Ampliação original: 200x. Ataque eletrolítico com ácido oxálico 10%. Imagens obtidas por microscopia ótica no SENAI IST Solda. Crédito: Leandro Guimarães de Oliveira. Fonte: André S. Pelliccione.

[44] Essa análise só faz sentido se o componente sofreu trincamento por fadiga e não fraturou. A amostra metalográfica é obtida na seção do componente contendo a trinca, próxima à sua extremidade.

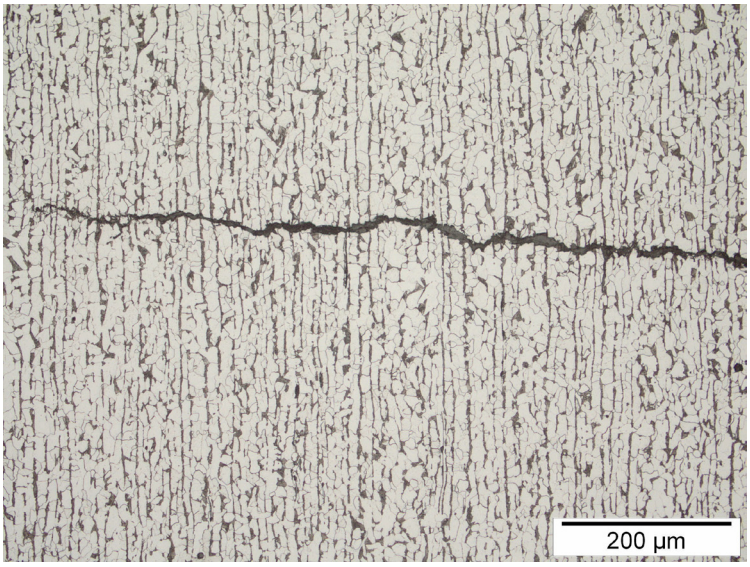


Figura 76. Trinca de fadiga em componente de aço carbono. Microestrutura de ferrita e perlita, com bandeamento. Trinca reta, sem ramificações e transgranular. Ampliação original: 200x. Ataque: Nital 2%. Imagem obtida por microscopia ótica no SENAI IST Solda. Crédito: Rafael Silveira Barbosa. Fonte: André S. Pelliccione.

8.4 Referências

[1] SURESH, S. **Fatigue of materials**. Cambridge: Cambridge University Press, 1998. 679 p.

[2] PETINOV, Sergei V. **In-service fatigue reliability of structures**. Berlim: Springer, 2018. 201 p.

[3] COTTERELL, Brian. **Fracture and life.** New Jersey: World Scientific, 2010. 500 p.

[4] KRUPP, Ulrich. **Fatigue crack propagation in metals and alloys**: Microstructural Aspects and Modelling Concepts. New Jersey: J. Wiley, 2007. 287 p.

[5] GLYNN, Joseph. **Public domain**. Disponível em: https://commons.wikimedia.org/w/index.php?curid=6319130 Acesso em fevereiro de 2020.

[6] MILELLA, Pietro Paolo. **Fatigue and corrosion in metals**. Berlim: Springer Science & Business Media, 2012. 844 p.

[7] CAMPBELL, Flake C. (Ed.). **Fatigue and fracture: understanding the basics**. Ohio: ASM International, 2012. 698 p.

[8] STEPHENS, Ralph I. *et al*. **Metal fatigue in engineering**. 2. ed. New Jersey: J. Wiley, 2000. 496 p.

[9] AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE. **Damage mechanisms affecting fixed equipment in the refining industry.** API RP 571: 2003, 1. ed. Washington, D. C., December 2003. 254 p.

[10] AMERICAN SOCIETY OF MECHANICAL ENGINEERS. BPVC Section VIII – Division 2: **Rules for Construction of Pressure Vessels. Alternative Rules**. New York, July 2023. 884 p.

[11] AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **Standard test method for measurement of fatigue crack growth rates**. ASTM E647-22b. Pensilvânia, 2023. 52 p.

[12] GOODMAN, J. **Mechanics applied to engineering**. London: Longmans, Green & Co., 1899. v. 1, p. 455

[13] BREE, J. Elastic-plastic behaviour of thin tubes subjected to internal pressure and intermittent high-heat fluxes with application to fast-nuclear-reactor fuel elements. **Journal of strain analysis**, v. 2, n. 3, p. 226-238, 1967.

[14] BREE, J. Plastic deformation of a closed tube due to interaction of pressure stresses and cyclic thermal stresses. **International journal of mechanical sciences**, v. 31, n. 11-12, p. 865-892, 1989.

[15] MORETON, D. N.; NG, H. W. The extension and verification of the Bree diagram. **Struct. Mech. React. Technol**, v. L., n. 10/2, p. 8, 1981.

[16] BEESLEY, Ross; CHEN, Haofeng; HUGHES, Martin. A novel simulation for the design of a low cycle fatigue experimental testing programme. **Computers & Structures**, v. 178, p. 105-118, 2017.

[17] ABDEL-KARIM, Mohammad. Shakedown of complex structures according to various hardening rules. **International Journal of Pressure Vessels and Piping**, v. 82, n. 6, p. 427-458, 2005.

[18] PELLICCIONE, A.S., MORAES, M.F., GALVÃO, J.L.R., MELLO, L.A., SILVA, E.S., **Análise de falhas em equipamentos de processo**: mecanismos de danos e casos práticos. 2. ed. Rio de Janeiro: Interciência, 2014. 386 p.

9 CASOS PARTICULARES DE FADIGA

9.1 Fadiga térmica	460
9.2 Fadiga em parafusos	466
9.3 *Fretting* e *fretting fatigue*	480
9.4 Fadiga de contato	484
9.5 Referências	502

André da Silva Pelliccione
Paulo Sérgio Carvalho Pereira da Silva

Existem alguns casos de solicitação à fadiga que apresentam aspectos particulares e podem surpreender se não forem vistos em particular. Esses casos são: (i) fadiga térmica; (ii) fadiga em parafusos; (iii) *fretting*; (iv) fadiga de contato.

9.1 Fadiga térmica

Se uma barra, isenta de restrição externa, for aquecida uniformemente e, em seguida, resfriada lentamente, de tal maneira que os gradientes de temperatura sejam mínimos, e esse ciclo for repetido um número arbitrário de vezes, não ocorrerá fadiga, pois não haverá tensões térmicas. É fácil de entender que fadiga térmica não é simplesmente o resultado de ciclagem de temperatura. Fadiga térmica é o resultado de ciclagem de tensões térmicas, portanto, deve haver ciclagem de temperatura com restrição imposta às deformações térmicas. A restrição à deformação pode ser "externa" (por exemplo, o travamento de um tubo de forno) ou devido a gradientes de temperatura no próprio componente, em que uma região tentará dilatar mais do que outra. Esse gradiente de temperatura pode ser ao longo do comprimento ou ao longo da espessura do componente. Para facilitar o entendimento, considere um caso de um tubo de forno de processo, em que internamente a temperatura é menor (pois está passando um fluido a ser aquecido) e externamente a temperatura é maior (devido à radiação ou à convecção, oriundas da queima de combustível). Além disso, há variação de temperatura ao longo do tempo. Consideremos dois períodos distintos. A temperatura externa no período 1 (T_{ext_1}) é maior do que no período 2 (T_{ext_2}), por exemplo, por um descontrole de queima. A Figura 1 ilustra, de maneira esquemática, o que ocorreria em termos de tensões térmicas (σ_T).

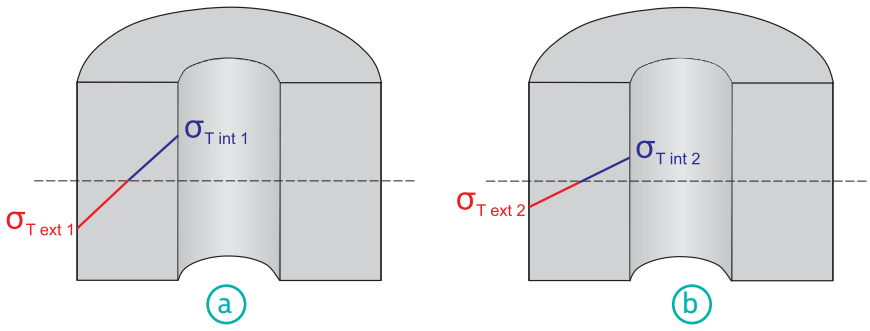


Figura 1. Variação de tensão devido ao gradiente de temperatura ao longo da parede do tubo no período 1 (a) e no período 2 (b). Fonte: os autores.

Tempo 1 - Como internamente o tubo está menos dilatado do que externamente ($T_{int} < T_{ext}$), a superfície interna ficará submetida à máxima tensão de tração ($\sigma_{T\ int}$). Já a superfície externa ficará submetida à máxima tensão de compressão ($\sigma_{T\ ext}$) devido ao efeito térmico, com o gradiente de tensão esquematizado na Figura[1].

[1] A distribuição de tensão ao longo da parede não será, necessariamente, a que está representada na Figura. Ela poderá ser assimétrica e não linear.

Tempo 2 – A situação será similar à que ocorre no tempo 1; no entanto, como o gradiente de temperatura é menor, o gradiente de tensão também será menor em comparação ao caso anterior.

Dessa forma, entre os tempos 1 e 2, ocorrerão tensões cíclicas trativas com máxima variação na superfície interna e tensões cíclicas compressivas com máxima variação na superfície externa. Considerando, portanto, apena o efeito térmico, é esperado que as trincas de fadiga térmica, nesse caso, ocorram a partir da superfície interna.

Levando em consideração, agora, um tubo com pressão interna constante, haverá, adicionalmente, um gradiente de tensão de tração ao longo da parede do tubo (σ_P), sendo maior na superfície interna do que na superfície externa, conforme esquematizado na Figura 2b. Assim, ao considerar o efeito térmico e o efeito da pressão interna, o gradiente da tensão resultante será o apresentado na Figura 2c para este exemplo. Dessa forma, a superfície interna continua sendo a mais crítica para nucleação e propagação de trincas de fadiga térmica; no entanto, a depender da magnitude da tensão gerada pela pressão interna em relação à tensão gerada pelo gradiente de temperatura, a superfície externa também poderá ficar submetida a ciclos de tensão trativa, conforme esquematizado na Figura 2c. Pode haver, portanto, nucleação de trincas de fadiga térmica nessa superfície. Conclui-se que, em termos relativos, a superfície interna sempre será a mais crítica, considerando apenas a variável tensão de tração. Na prática, outros fatores irão influenciar a nucleação de trincas de fadiga térmica, por exemplo, presença de concentradores de tensão, outros carregamentos mecânicos e oxidação em alta temperatura. Dessa forma, a nucleação de trincas na superfície interna ou externa será também influenciada por esses fatores e pelo tipo de restrição.

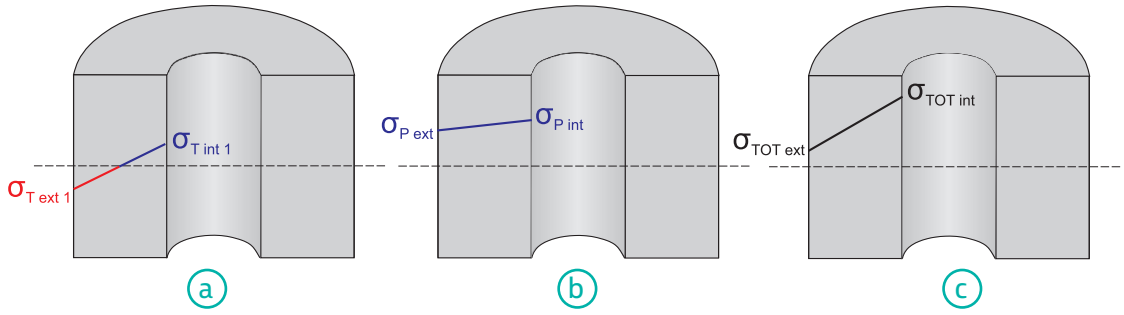


Figura 2. (a) Variação de tensão devido ao gradiente de temperatura. (b) Variação de tensão devido à pressão interna. (c) Variação de tensão devido ao efeito combinado de gradiente de temperatura e pressão interna. Fonte: os autores.

Outra observação importante é que, conforme visto anteriormente, tensões térmicas facilmente provocam o escoamento de componentes. O exemplo mostrado no Capítulo 2 será replicado a seguir:

Considere uma barra de aço de baixa resistência, engastada entre dois blocos perfeitamente rígidos (indeformáveis). O limite de escoamento, módulo de elasticidade e coeficiente de dilatação linear da barra são:

σ_{LE} = 210 MPa

E = 210.000 MPa

$\alpha = 12 \times 10^{-6}\ ^{o}C^{-1}$

A barra possui um diâmetro grande o suficiente para que não sofra flambagem e está submetida a temperatura ambiente (20 °C).

Essa barra é aquecida uniformemente, de forma que o aquecimento não gere gradiente de temperatura ao longo do comprimento ou ao longo do diâmetro.

Com o aquecimento, a barra tentará dilatar. Como ela está restrita entre dois suportes perfeitamente rígidos, ficará submetida a um esforço de compressão e, consequentemente, à tensão de compressão.

A que temperatura a barra deve ser aquecida para que essa tensão de compressão atinja o limite de escoamento? Considere o limite de escoamento em tração igual ao de compressão.

Relembrando a equação da lei de Hooke (*9.1*) e a fórmula da dilatação linear (*9.2*):

$$\sigma = E.\varepsilon \tag{9.1}$$

$$\Delta L = L_0.\alpha.\Delta T \qquad \frac{\Delta L}{L_0} = \alpha.\Delta T \tag{9.2}$$

Sabendo que:

$$\varepsilon = \frac{\Delta L}{L_0} \tag{9.3}$$

E substituindo as equações *9.2* e *9.3* em *9.1*, teremos:

$$\frac{\sigma}{E} = \alpha.\Delta T = \varepsilon \tag{9.4}$$

Substituindo os valores do módulo de elasticidade, coeficiente de dilatação linear e considerando a tensão igual ao limite de escoamento, teremos:

$$\frac{210.10^6}{210000.10^6} = 12.10^{-6}.\Delta T \qquad 0{,}001 = 12.10^{-6}.\Delta T \quad \Delta T = 83\ ℃ \tag{9.5}$$

Assim, com uma variação de temperatura de 83 °C, essa barra escoaria. Em outras palavras, partindo da temperatura ambiente (20 °C), bastaria aquecer essa barra até 103 ºC para que ela deformasse plasticamente sob compressão. Verifica-se que a deformação elástica é pequena (0,1%, conforme equações *9.4* e *9.5*) e que **as tensões térmicas facilmente provocam o escoamento de equipamentos e estruturas**.

Sendo assim, a fadiga térmica normalmente se enquadra em fadiga de baixo ciclo, ou seja, fadiga em que, nos ciclos de solicitação, predominam as deformações plásticas sobre as elásticas, conforme visto no Capítulo 8. Um dos métodos de previsão de vida em fadiga, o método da partição da deformação, foi iniciado pelo estudo da fadiga térmica justamente pela preponderância das deformações plásticas no ciclo.

O nível de variação de temperatura é um fator fundamental na fadiga térmica. Por essa razão, devem ser evitadas partidas e paradas repetidamente de equipamentos que operam em temperatura suficientemente elevada, uma vez que é a condição mais severa em termos de variação de temperatura.

A frequência de ciclagem é outra variável importante para a ocorrência do mecanismo.

De maneira análoga à fadiga mecânica, concentradores de tensão podem favorecer a nucleação de trincas de fadiga térmica. Essas trincas costumar ser superficiais e podem ocorrer tanto na superfície interna quanto na externa do componente.

Em muitos casos, ocorrem múltiplas trincas (geralmente paralelas), como o exemplo mostrado nas Figuras 3 e 4. Em alguns casos, pode ocorrer uma única trinca.

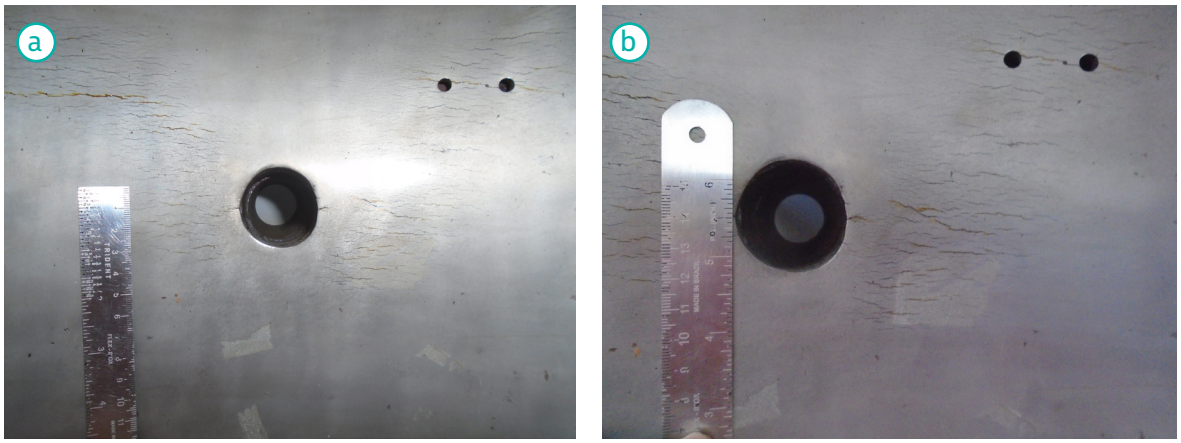


Figura 3. Fadiga térmica em um componente que operava em alta temperatura e em contato intermitente com fluido frio. (a) Menor ampliação. (b) Maior ampliação. Crédito: Luciano dos Santos Silva.



Figura 4. Tubo de 6 polegadas de forno de processo, fabricado em aço 5Cr-0.5Mo, que sofreu fadiga térmica. Notam-se as trincas paralelas e a intensa descamação devido à oxidação em alta temperatura. Referência [1].

Uma vez que a fadiga térmica geralmente ocorre em componentes que operam em altas temperaturas, em muitos casos também ocorre oxidação em elevadas temperaturas (corrosão em altas temperaturas). Os óxidos ou outros filmes de corrosão formados poderão favorecer a nucleação e propagação de trincas em componentes submetidos a ciclos de tensões térmicas, ou seja, nesses casos, os dois fenômenos (oxidação em elevadas temperaturas e fadiga térmica) ocorrem de maneira combinada.

Dessa forma, as trincas de fadiga térmica, observadas por metalografia, geralmente possuem formato de cunha e, muitas vezes, são preenchidas com óxidos ou outros filmes de corrosão formados em altas temperaturas, conforme exemplos mostrados nas Figuras 5 e 6.

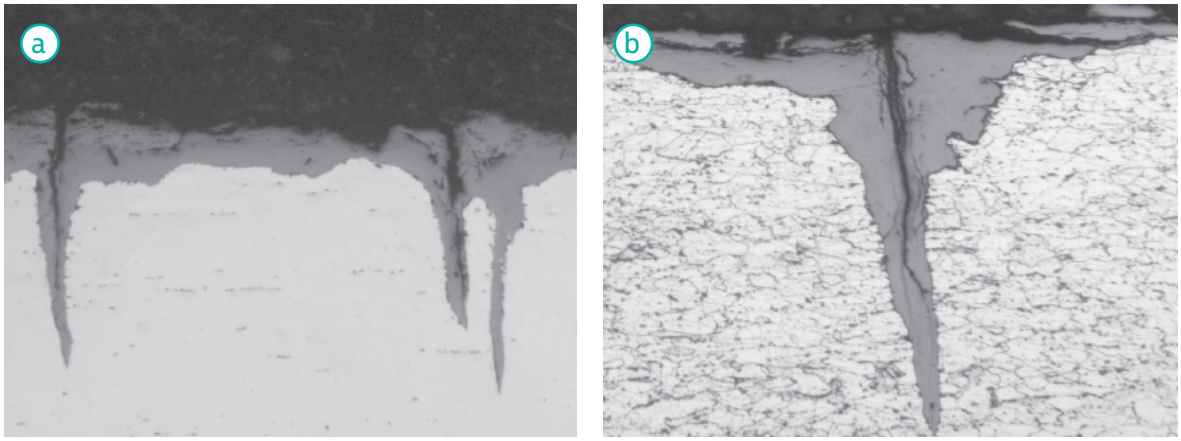


Figura 5. (a) Camada de óxido na superfície interna e trincas paralelas, em formato de cunha e preenchidas com óxido em tubo de aço Cr-Mo. Sem ataque. Ampliação original: 85 x. (b) Microestrutura constituída por matriz de ferrita e carbonetos de cromo. Trinca em formato de cunha preenchida com óxido. Ataque com Nital 2 %. Ampliação original: 170 x. Referência [2].

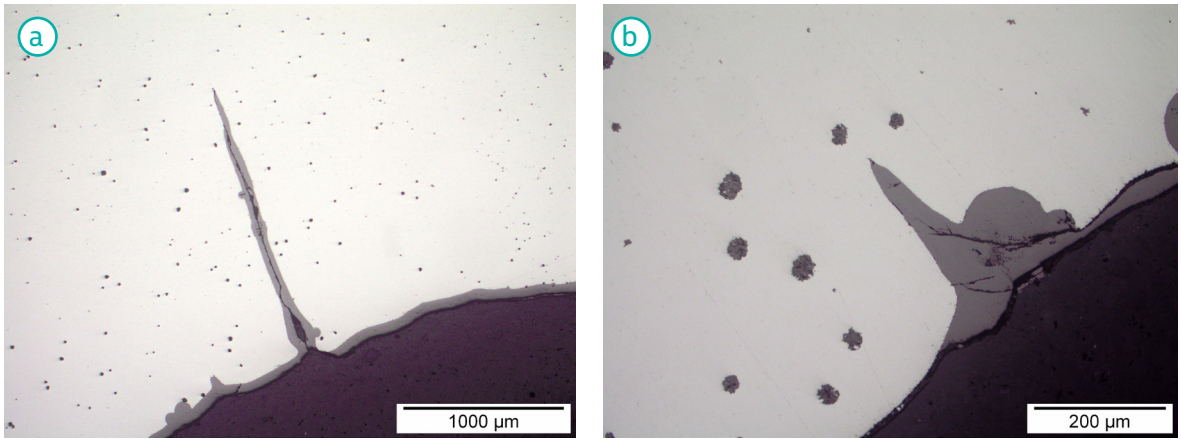


Figura 6. Tubo de aço carbono que sofreu fadiga térmica. Além de trincas de fadiga térmica em formato de cunha e preenchidas com óxido, podem ser observados nódulos de grafita dispersos, indicando que o material sofreu grafitização. (a) Ampliação original: 50x. (b) Ampliação original: 200x. Sem ataque. Imagens obtidas por microscopia ótica. Crédito: Rafael Silveira Barbosa.
Fonte: André S. Pelliccione.

Outro mecanismo de dano importante, relacionado à dilatação diferencial, é o **trincamento em solda dissimilar**. Apesar de não ser relacionado unicamente à fadiga térmica, ele será detalhado neste item.

Tipicamente, o fenômeno ocorre em componentes de materiais ferríticos (ex.: aço carbono ou aço de baixa liga) soldados a componentes de materiais austeníticos (ex.: aço inoxidável austenítico),

operando em altas temperaturas. Para exemplificar, o coeficiente de dilatação linear[2] de um aço de baixo carbono é na ordem de $12{,}8.10^{-6}$ °C^{-1}, enquanto o do aço inoxidável AISI 304 é na ordem de $17{,}8.10^{-6}$ °C^{-1}. Assim, a dilatação diferencial entre esses materiais durante operação em altas temperaturas (geralmente acima de 250 °C) promoverá elevados níveis de tensão. Quanto maior for a temperatura, maior será o nível de tensão. Se a temperatura ficar variando, poderá ocorrer fadiga térmica. Um ponto importante é que o trincamento ocorre na ZTA do lado ferrítico da junta soldada, uma vez que o componente ferrítico ficará submetido à tensão de tração, pois dilata menos do que a solda de aço inoxidável austenítico. A Figura 7 mostra um caso de trincamento em solda dissimilar, com trinca localizada na lança de um ramonador (fabricado em aço inoxidável ferrítico AISI 446), adjacente ao metal de solda de aço inoxidável austenítico. O bocal de saída de vapor é de aço inoxidável austenítico AISI 310.

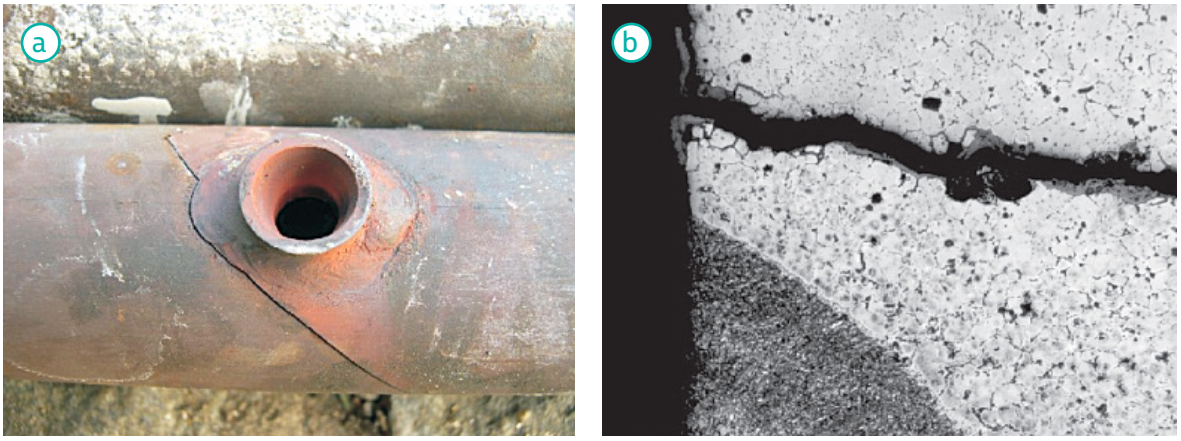


Figura 7. (a) Trinca localizada na lança de um ramonador (aço inoxidável ferrítico AISI 446), adjacente ao metal de solda de aço inoxidável austenítico. O bico de vapor é de aço inoxidável austenítico AISI 310. (b) Micrografia em amostra contendo trecho da lança e o metal de solda, evidenciando que a trinca ocorreu no lado ferrítico (lança). Ataque eletrolítico com ácido oxálico 10%. Ampliação original: 170x. Referência [2].

Além de fadiga térmica (caso haja variação de temperatura ao longo do tempo), também pode ocorrer trincamento por fluência na ZTA do lado ferrítico da solda dissimilar entre o material ferrítico (por exemplo, aço carbono ou aço de baixa liga) e o aço inoxidável austenítico, em componentes que operam em temperaturas suficientemente elevadas. Acima de cerca de 400 °C, pode ocorrer difusão de carbono da ZTA do componente ferrítico para o metal de solda austenítico, tornando o aço ferrítico menos resistente à fluência e, consequentemente, favorecendo o trincamento por fluência.

Além disso, solda dissimilar entre aço carbono ou aço de baixa liga e aço inoxidável austenítico pode promover ocorrência de trincamento sob tensão por hidrogênio, por exemplo, em meios contendo H_2S (trincamento sob tensão por sulfeto) devido à possibilidade de alta dureza na zona parcialmente diluída.

[2] Considerado o coeficiente de dilatação linear na faixa de temperatura de 0 a 300 °C.

Uma das maneiras de reduzir o risco de trincamento em solda dissimilar é utilizar eletrodos à base de níquel, pois apresentam coeficientes de dilatação mais próximos dos aços carbono e aços de baixa liga. Consequentemente, as tensões térmicas devido à dilatação diferencial serão menores.

Outro fenômeno relacionado à falha devido a altas tensões térmicas é o **choque térmico**. Apesar de não estar unicamente relacionado à fadiga térmica, será tratado neste tópico.

O choque térmico ocorre quando elevados níveis de tensão térmica (devido à dilatação ou contração diferencial) se manifestam em um curto intervalo de tempo em uma área de um componente, podendo resultar em trincamento. Geralmente acontece quando um líquido frio entra em contato com uma superfície quente. Caso haja uma área relativamente grande aquecida e ocorra um resfriamento repentino de uma pequena área, a região resfriada tentará contrair subitamente, enquanto as regiões quentes adjacentes restringirão essa contração. Isso gera tensões térmicas não uniformes, que podem ser bastante elevadas (em alguns casos, acima do limite de escoamento), dependendo do gradiente de temperatura e do coeficiente de dilatação do material. Esse fenômeno, portanto, depende principalmente do nível de variação de temperatura, do coeficiente de dilatação do material e do nível de restrição.

Podem surgir trincas em diversas direções na região afetada, chamadas de *craze cracks*.

Por exemplo, sob as mesmas condições, o nível de tensão térmica devido ao choque térmico em aços inoxidáveis austeníticos será maior do que em ligas de níquel, pois o primeiro possui maior coeficiente de dilatação. Um caso possível é quando há incêndio em um equipamento (e consequentemente está sob altas temperaturas) e uma região é resfriada localmente durante o combate ao fogo com água. Componentes com grande espessura tendem a ser mais suscetíveis, devido a maiores gradientes térmicos e maior grau de restrição.

Algumas maneiras de reduzir o risco de choque térmico são: realizar procedimentos operacionais adequados (evitando grandes variações de temperatura em um curto intervalo de tempo); minimizar elevados graus de restrição em equipamentos que operam em altas temperaturas e que podem sofrer choque térmico em contato com um fluido frio; evitar contato com água (por exemplo, de chuva) em equipamentos que operam em altas temperatura.

9.2 Fadiga em parafusos

A causa mais frequente da quebra de parafusos por fadiga é a falta de aperto adequado e a fratura normalmente ocorre entre o primeiro e o segundo filete rosqueado (não necessariamente o primeiro ou segundo filete do parafuso). Para compreender essas afirmações, é importante apresentar alguns aspectos mecânicos de uma união aparafusada.

Quando um parafuso é montado (“torqueado”), fica solicitado basicamente à tração. É verdade que também atuam esforços de torção e, eventualmente, em casos de falta de alinhamento, esforços de flexão.

A Figura 8a esquematiza uma união aparafusada, sendo Q a carga de tração no parafuso após o aperto. Se o conjunto for solicitado por uma força de tração externa N, a nova carga no parafuso não será Q + N. Na verdade, não se pode determinar essa nova carga por simples equilíbrio estático, já que se trata de um problema estaticamente indeterminado: forças verticais, apenas uma equação de equilí-

brio e duas incógnitas, que são a nova força no parafuso e a força entre as faces de contato da união, conforme representado na Figura 8b. Pode-se resolver o problema equacionando as deformações, supostamente elásticas.

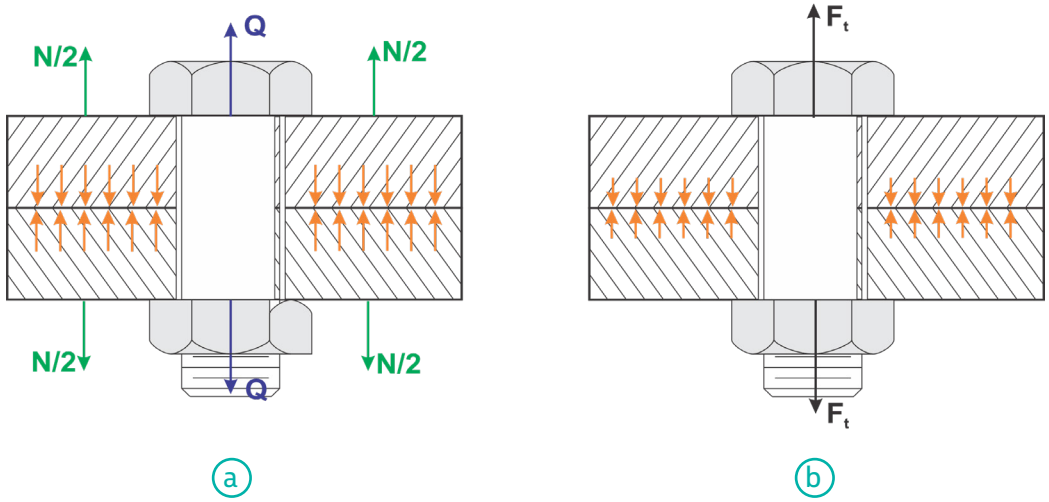


Figura 8. (a) Esquema de uma união aparafusada com uma pré-carga de aperto, gerando uma carga de tração Q no parafuso (representada em azul) e força entre as faces de contato na união (representada em laranja). Na sequência, a união aparafusada é solicitada por uma força externa N, representada em verde. (b) Esquema mostrando a nova força no parafuso (F_t) e a força entre as faces de contato da união (em laranja). Fonte: os autores.

Consideremos o sistema de um parafuso de aço que comprime um tubo de cobre, como esquematizado na Figura 9a. Essa é uma analogia que simplifica a explicação e se aplica a uma união aparafusada, como a representada na Figura 8.

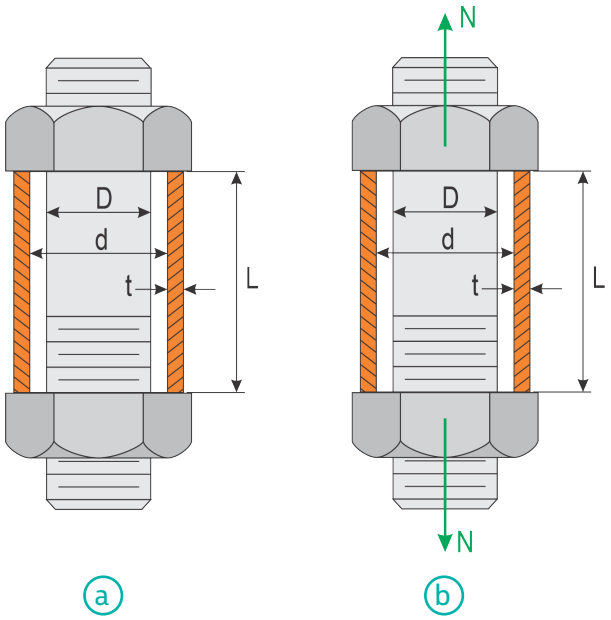


Figura 9. (a) Representação esquemática de um parafuso que está comprimindo um tubo de cobre. (b) Configuração mostrada em (a), porém com aplicação de uma carga N. Fonte: os autores.

Suponhamos o passo do filete do parafuso 1 mm e as demais dimensões conforme indicadas na figura. Na ausência da força externa N, dando-se ½ volta de aperto na porca, se apenas o parafuso deformasse, a força total atuando no parafuso (F_p) seria[3]:

$$F_P = \frac{0{,}5}{L} . E_{aço} . \frac{\pi . D^2}{4} \qquad 9.6$$

Sendo:

F_p = Força atuando no parafuso

L = Comprimento útil do parafuso

D = Diâmetro do parafuso

$E_{aço}$ = Módulo de elasticidade do aço

Se, por outro lado, toda a deformação fosse absorvida pelo tubo, a força total atuando no tubo (F_t) seria:

$$F_t = \frac{0{,}5}{L} . E_{cobre} . \pi . d . t \qquad 9.7$$

A Figura 10 esquematiza a variação dessas forças em função do aperto, medido pela rotação da porca. Como as duas forças devem estar em equilíbrio, o valor real da força trativa no parafuso é indicado no gráfico por T (em rosa). A deformação, no equilíbrio, é representada por p para o parafuso e por m para o tubo.

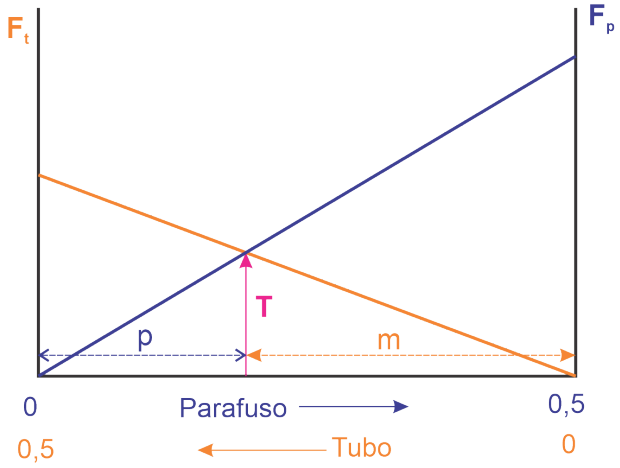


Figura 10. Variação das forças no tubo e no parafuso em função do deslocamento, sendo em azul para o parafuso e em laranja para o tubo. Fonte: os autores.

Quando uma força externa N é aplicada (Figura 9b), o parafuso alonga mais e alivia a compressão no tubo. A nova posição de equilíbrio está representada na Figura 11. Vê-se, claramente, que o aumento de carga no parafuso (N_p) é apenas uma fração de N.

[3] Sabendo que ε = ΔL/L, σ = E. ε e σ = F/A, teremos que F = (ΔL/L).E.A

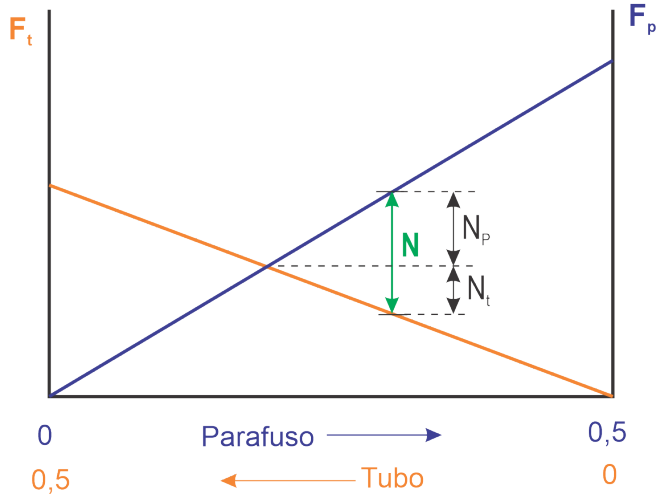


Figura 11. Nova posição de equilíbrio. N_P corresponde à parcela da carga transmitida ao parafuso, promovendo um aumento de tração, enquanto N_t corresponde à parcela da carga transmitida ao tubo, resultando em uma redução de compressão. Fonte: os autores.

Continuando o raciocínio, se o material do tubo for alterado de cobre para aço (ou seja, aumentando o módulo de elasticidade) e/ou se for utilizado um tubo com maior espessura (t), a inclinação da reta que representa a força no tubo, mostrada na equação anterior, aumentará, conforme representado na Figura 12. Assim, para a mesma rotação da porca, a pré-carga aplicada no parafuso aumenta. Contudo, quando a força externa N é aplicada, uma menor fração dessa força será transmitida para o parafuso, conforme mostrado na Figura 12[4].

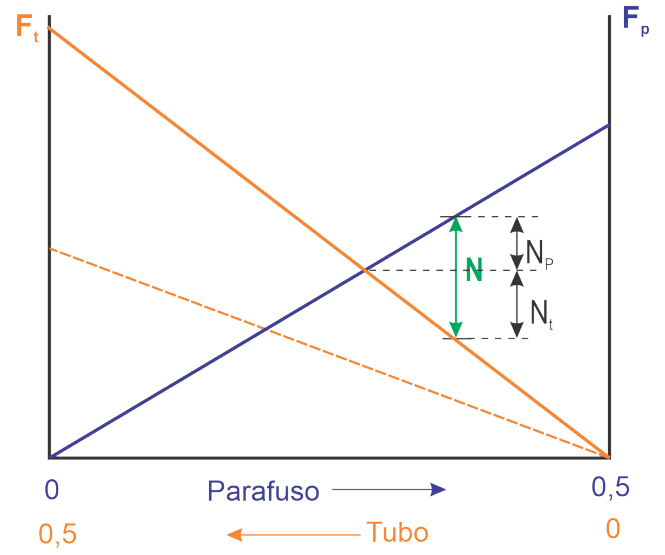


Figura 12. Nova condição, considerando agora um tubo com maior módulo de elasticidade e/ou maior espessura. A reta tracejada em laranja representa a relação força x deslocamento para o caso mostrado na Figura 11 (tubo com menor E e/ou com menor espessura). Fonte: os autores.

[4] Se a força externa for aumentando continuamente, chegará a um ponto em que toda a força de compressão sobre o tubo será superada (ou seja, a força de compressão fica nula). A partir desse ponto, a força externa será transmitida apenas para o parafuso.

No limite, se o material que está sendo apertado fosse infinitamente rígido, o aumento de carga no parafuso seria zero. Conclui-se, portanto, que quanto mais rígida for a junta, menor será a carga efetiva no parafuso[5].

De maneira análoga, se houver perda da pré-carga de aperto no parafuso ("perda de aperto") devido, por exemplo, à vibração ou ao relaxamento de tensões, é preferível utilizar um parafuso de maior comprimento ou menor diâmetro, considerando o mesmo material. Para entendermos essa afirmação, consideremos os dois casos relativos mostrados na Figura 13:

- A reta em azul representa o caso de um parafuso de menor diâmetro ou maior comprimento, o que resulta em uma inclinação menor.
- A reta em violeta é para o caso de um parafuso de maior diâmetro ou menor comprimento, sendo a inclinação, portanto, maior.

Para ambos os casos, consideremos uma junta com a mesma rigidez e uma condição de aperto que garanta a mesma pré-carga nos parafusos. Agora, vamos considerar o mesmo deslocamento para ambos os casos, representando a "perda de aperto". Verifica-se que, no caso de parafuso com menor diâmetro ou maior comprimento (reta em azul), a redução de carga no parafuso devido à "perda de aperto" (ΔF_1) será bem menor do que no caso de parafuso com maior diâmetro ou menor comprimento, em que a "perda de aperto" será ΔF_2.

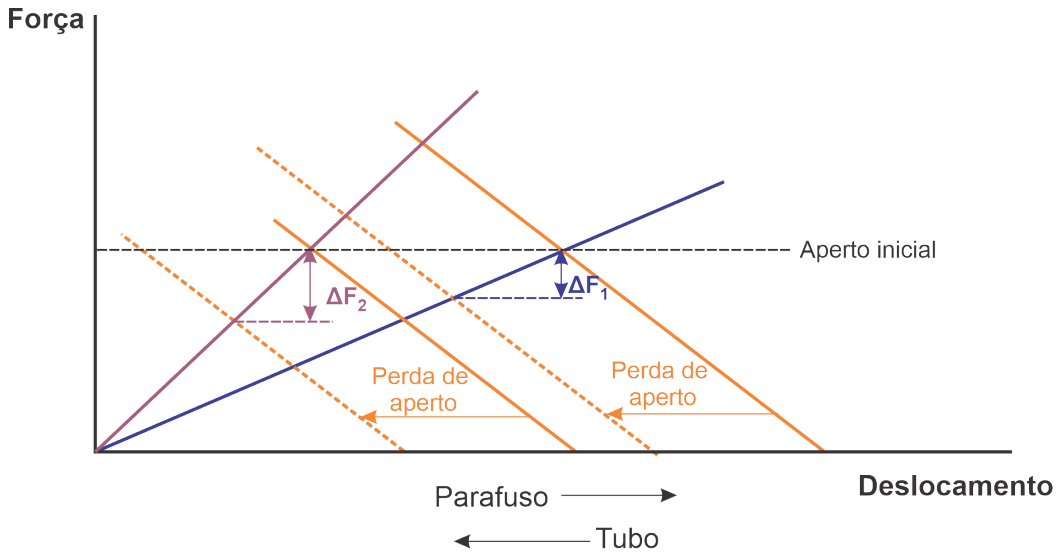


Figura 13. Carga efetiva no parafuso para caso de "perda de aperto", considerando um parafuso com maior diâmetro ou menor comprimento (reta força x deslocamento representada em violeta) e um parafuso com menor diâmetro ou maior comprimento (reta força x deslocamento representada em azul). Fonte: os autores.

[5] Geralmente, os membros da união possuem rigidez bem superior à dos parafusos. Dessa forma, quando o componente é submetido a uma carga de tração, a maior parcela da força será transmitida aos membros da união, ou seja, a maior parcela promoverá a redução da força de compressão sobre a junta (*clamping force*).

Seguindo o mesmo raciocínio, verifica-se que um parafuso longo e/ou com pequeno diâmetro fica menos sujeito à fadiga em consequência da perda de pré-carga de aperto ("perda de aperto") em serviço. Quanto menor o diâmetro, maior deve ser a resistência mecânica do material para que o parafuso não escoe sob a carga aplicada. Entende-se, assim, que na indústria automobilística muito raramente se empregam parafusos que não sejam temperados e revenidos, normalmente grau 5 ou superior[6] e que, em alguns casos, se coloquem espaçadores (tubos) para aumentar o comprimento dos parafusos empregados, por exemplo, em juntas de cabeçote. O comportamento em fadiga será descrito a seguir.

Considere a Figura 14, de uma união aparafusada com uma pré-carga de aperto (F_{pre}) e o diagrama de junta correspondente mostrado na Figura 15. A pré-carga será igual à força de compressão sobre a junta (*clamping force*). Se for imposto um deslocamento[7] $\Delta\delta$ (Figura 14b), veremos, na Figura 15, que o deslocamento total do parafuso será $\delta_p + \Delta\delta$ e que a junta sofrerá um deslocamento (redução da compressão) de $\Delta\delta$, ou seja, passará a ter um deslocamento de $\delta_j - \Delta\delta$. Esse deslocamento $\Delta\delta$ está relacionado a uma força F_1 que está sendo aplicada. Nessa condição, portanto, a força no parafuso passará a ser F_{total_p}, ou seja, parte da força F_1 será transmitida ao parafuso (haverá um aumento de ΔF_p) e parte será transmitida à junta (haverá redução de ΔF_j), conforme já demonstrado anteriormente. Dessa forma, a "força de aperto" ou compressão residual sobre a junta (*clamping force*) será reduzida para F_{res_j}. Se F_{res_j} ficar abaixo do valor mínimo necessário, a união aparafusada falhará.

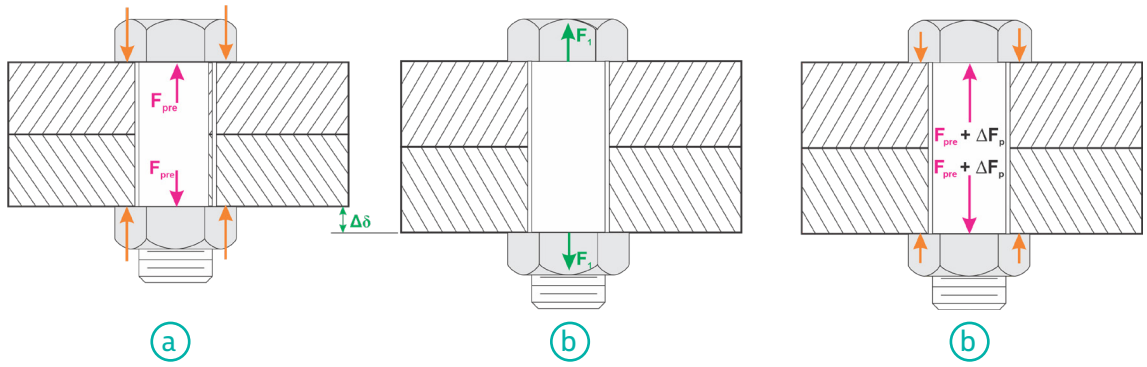


Figura 14. (a) Condição de pré- carga. A pré-carga (representada em rosa) está em equilíbrio com as componentes da força de compressão que atuam sobre a junta, representadas em laranja. (b) Deslocamento imposto ($\Delta\delta$) e força correspondente F_1. (c) Novo equilíbrio após a condição (b), sendo a força total no parafuso (F_{total_p}) igual a $F_{pre} + \Delta F_p$. A nova força na junta será igual a $F_{pre} - \Delta F_j$, que corresponde à força residual na junta (F_{res_j}), com as componentes representadas em laranja. Fonte: os autores.

[6] Conforme norma SAE J429 [3].

[7] O deslocamento corresponde a uma variação de distância, conforme representado na Figura. Para o caso do parafuso, o deslocamento está relacionado à variação do comprimento.

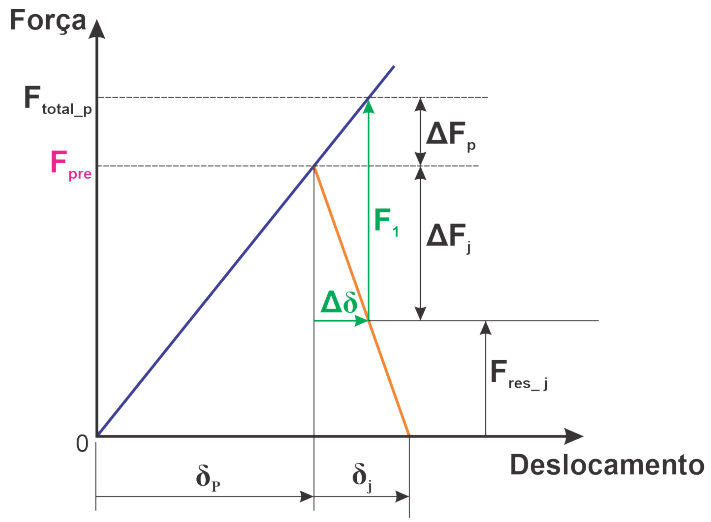


Figura 15. Força x deslocamento para a condição mostrada na Figura 14 (pré-carga F_{pre}, seguida por deslocamento Δδ e consequente F_1). Fonte: os autores.

Se o carregamento F_1 for cíclico, com amplitude de carregamento $F_1/2$, conforme representado em verde na Figura 16, a força ΔF_p no parafuso também será cíclica (representada em vermelho). Nesse caso, a tensão máxima ($\sigma_{máx}$) estará relacionada a $F_{total_p,}$ e a tensão mínima ($\sigma_{mín}$) estará relacionada a F_{Pre}. Teremos um carregamento cíclico com tensão média igual a $(\sigma_{máx} + \sigma_{mín})/2$ e amplitude de tensão igual a $(\sigma_{máx} - \sigma_{mín})/2$.

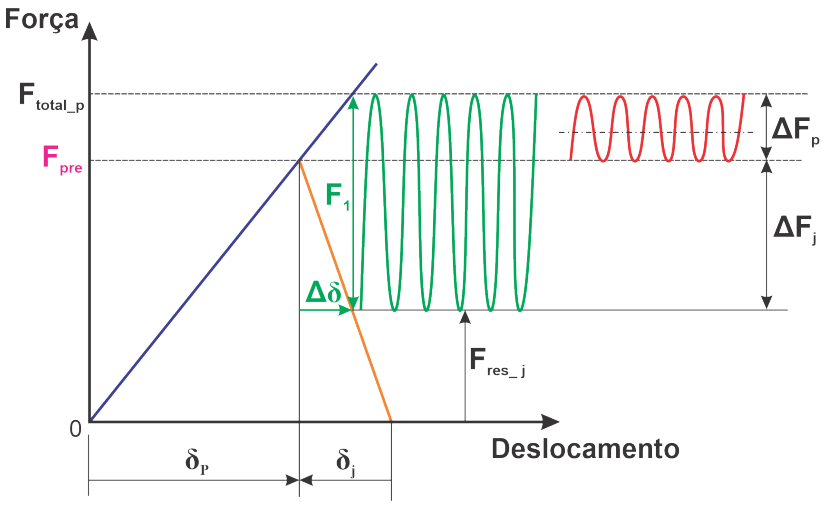


Figura 16. Carregamento cíclico com amplitude igual a $F_1/2$, representado em verde. O carregamento cíclico no parafuso terá amplitude $\Delta F_p/2$, representado em vermelho. Fonte: os autores.

Consideremos agora dois casos:

a) Uma união aparafusada, conforme representada na Figura 17, em que ocorre redução da pré-carga de aperto (F_{pre}). Nesse exemplo, a magnitude da força cíclica (ΔF_1) é a mesma do exemplo da Figura 16, mas a pré-carga é bem menor (F_{pre}). Verifica-se que a compressão da junta desaparece

completamente quando está submetida ao carregamento F_1. Também se observa claramente que o ciclo de carregamento transmitido ao parafuso será bem maior do que no caso anterior, sendo, portanto, mais provável uma falha por fadiga.

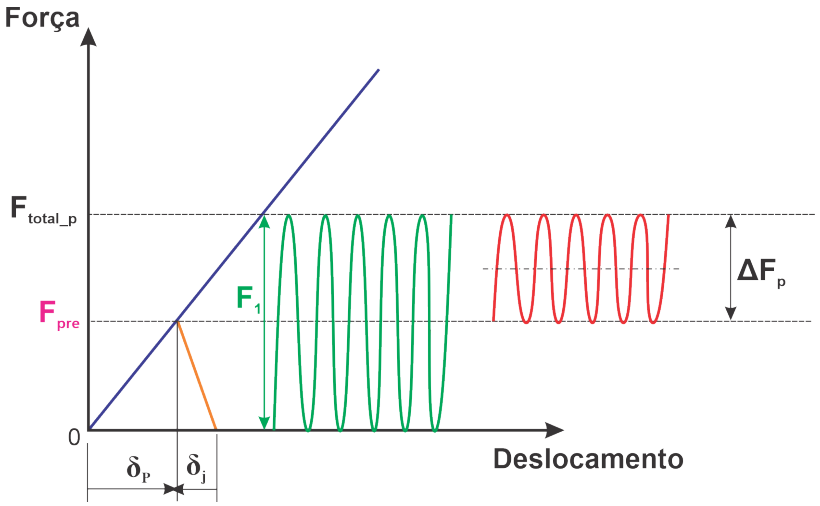


Figura 17. Caso similar ao da Figura 16, porém após ocorrência de "perda de aperto" (F_{pre} bem menor), fazendo com que a carga F_1 promova a perda completa de compressão da junta. Fonte: os autores.

b) Caso de uma junta com relativa baixa rigidez. Consideremos a união aparafusada representada na Figura 18, similar à mostrada na Figura 16, entretanto com uma junta de menor rigidez, representada pela linha cheia, em laranja, da Figura 18. Verifica-se que, nesse caso, ΔF_P será maior e, consequentemente, o parafuso estará mais propenso à falha por fadiga[8].

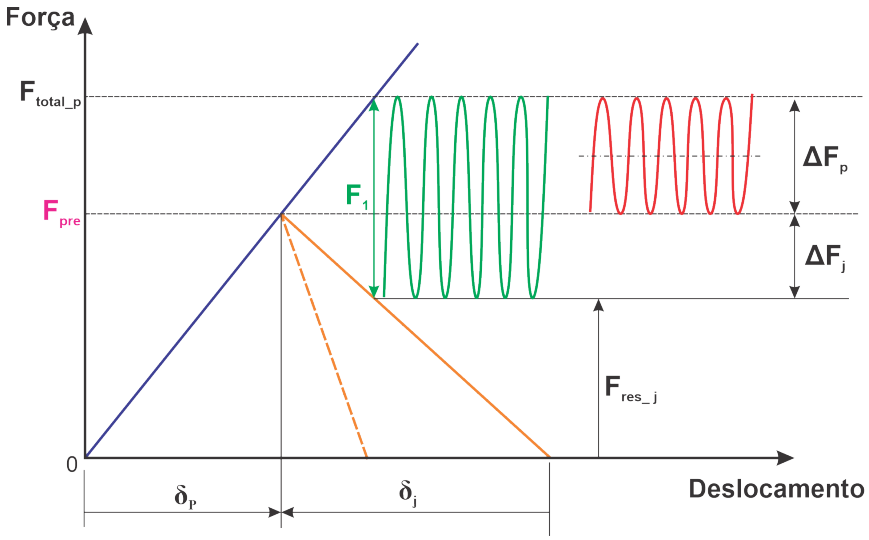


Figura 18. Caso de carregamento cíclico em uma junta com menor rigidez, representada pela reta cheia em laranja. A reta tracejada em laranja representa a condição mostrada na Figura 16 (junta com maior rigidez). Fonte: os autores.

[8] Não será abordado falha por fadiga em parafusos sujeitos a esforços de cisalhamento cíclicos.

Na maior parte das vezes, as falhas por fadiga em parafusos ocorrem em consequência de aperto inadequado ou perda de aperto durante a operação da união. Para minimizar o risco de falha por fadiga em uma união aparafusada, algumas ações podem ser tomadas, entre elas:

- Aplicar pré-carga de aperto suficientemente elevada e relativamente uniforme em todos os parafusos da união aparafusada. A determinação do valor do torque para a pré-carga leva em consideração diversas variáveis, incluindo o atrito entre as partes. Também é importante ressaltar que existem diferentes métodos e ferramentas (com suas vantagens e desvantagens) para aplicação da pré-carga adequada, por exemplo, torquímetro de estalo, torqueadeira hidráulica, tensionador hidráulico etc. O procedimento de aperto adequado, que inclui a sequência de aperto de cada parafuso em função da sua posição, o aumento gradual do torque e a conferência de torque é de extrema relevância.
- Efetuar reaperto devido à redução da pré-carga, que pode ocorrer após a instalação. Geralmente a perda de aperto em operação ocorre em um curto intervalo após o início da operação, mas também pode ocorrer ao longo dela. Geralmente, o primeiro caso está associado principalmente à relaxação da junta de vedação ou acomodação entre as roscas do parafuso e porca, e o segundo caso está relacionado à fluência do estojo, vibração, efeitos térmicos, entre outros. As causas para a perda de aperto serão melhor descritas a seguir.
- Considerar, no projeto da união aparafusada, a possibilidade de aumento do comprimento e a redução do diâmetro do parafuso.
- Usar parafusos com roscas fabricadas por rolagem em vez de usinagem. No primeiro caso, haverá introdução de tensão residual compressiva, o que promoverá maior resistência à fadiga. Além disso, o acabamento superficial tende a ser melhor. Deve-se ter cuidado para que não sejam introduzidas descontinuidades durante a fabricação, por exemplo, dobras de rolagem, as quais poderão servir como concentradores de tensão mais severos do que a raiz do filete de rosca.
- Quando o método de fixação de uniões aparafusadas for via controle de torque, é importante aplicar uma lubrificação adequada. Nesse momento, ressalta-se que a maior parte da energia utilizada na operação de aperto por torqueamento tem o intuito de vencer as perdas por atrito (entre as roscas da porca e parafuso e entre a face do flange e a face da porca). Em outras palavras, é apenas uma pequena parcela da energia de torqueamento que efetivamente promove a carga efetiva para a vedação. Quanto maior o diâmetro do parafuso, menor será essa parcela. Tudo isso é previsto no cálculo para a obtenção do valor do torque necessário.

Conforme citado anteriormente, deve-se atentar para a possibilidade de perda de pré-carga de aperto, sendo importante citar algumas causas:

- Esmagamento da junta de vedação de uma ligação flangeada, por exemplo, por aperto excessivo. Além disso, durante o início da operação, pode ocorrer deformação plástica ao longo do tempo da junta de vedação, de forma que "preencha" as irregularidades da face de vedação do flange. Esse fenômeno de deformação plástica depende do tipo e material da junta, da temperatura, do nível de tensão e do tempo. A depender do material da junta de vedação, pode ocorrer em temperatura ambiente. Existem vários tipos de junta de vedação em uma ligação flangeada, entre elas, espiralada, papelão hidráulico, RTJ (*Ring Type Joint* - junta tipo anel) etc. Quanto

mais rígida for a junta, maiores serão as pressões suportadas em uma ligação flangeada e maiores serão as cargas necessárias para garantir a vedação. Para isso, serão necessários estojos[9] e flanges com maiores dimensões.

- Relaxação de tensão ao longo do tempo, ou seja, redução de tensão do parafuso submetido a um deslocamento constante, a partir de determinada temperatura. É um fenômeno de fluência, porém sob condição de garra fixa, conforme será abordado no Capítulo 10. O grau de fluência dependerá da magnitude de tensão, da temperatura, do material e do tempo.
- Perda de pré-carga devido à interação elástica que ocorre entre parafusos próximos. O torqueamento geralmente é realizado em um parafuso por vez. Durante o torqueamento de um parafuso, a compressão na chapa próxima de um parafuso previamente torqueado pode provocar relaxação de carga neste último. Por isso, é fundamental adotar um procedimento e uma sequência de aperto adequados, conforme citado anteriormente.
- Perda de pré-carga devido a efeitos térmicos. Ocorre quando há diferença de temperatura entre os parafusos e os demais componentes da união aparafusada. Em uma ligação flangeada, por exemplo, os flanges e a junta de vedação tendem a aquecer mais rápido do que os estojos. Esse efeito é potencializado por materiais com coeficientes de dilatação muito diferentes. Se houver ciclos térmicos, a perda de pré-carga será maior.
- Perda de pré-carga devido à vibração (causada por carregamento cíclico). Geralmente, a perda de aperto é causada pelo deslocamento lateral da porca (ou cabeça do parafuso), o que gera um movimento relativo entre as roscas do parafuso e da porca. Em outras palavras, a resistência ao atrito, quando superada na direção transversal, promoverá uma redução do atrito na direção circunferencial. Como consequência, pode ocorrer redução de pré-carga em função do torque, que está atuando no fixador.
- Deformação plástica (*embedment*) de algumas regiões da união aparafusada, por exemplo, nas interfaces entre chapa-chapa, chapa-porca, cabeça do parafuso-chapa etc. Essa deformação ocorre durante a aplicação da pré-carga e, em teoria, só termina quando ocorre o ajuste perfeito entre as partes.

Para minimizar a redução de pré-carga de aperto, algumas medidas devem ser adotadas, por exemplo, por meio do uso de parafusos mais longos e do emprego de arruelas de pressão.

A Figura 19 mostra a distribuição da força ao longo dos filetes rosqueados de uma porca. A distribuição da força transmitida aos filetes é exponencialmente decrescente e assintótica, sendo o primeiro filete da porca o mais solicitado. Este filete, especificamente na região de contato com o parafuso, suporta aproximadamente 1/3 da carga total. Verifica-se que cerca de 70% da carga é suportada nos três primeiros filetes[10].

[9] Em uniões flangeadas, utilizam-se parafusos estojos ou simplesmente estojos, os quais correspondem a uma haste roscada. O estojo é fixado por meio de porcas em ambas as extremidades. Possuem a vantagem de permitir fácil montagem e desmontagem.

[10] Esses são valores aproximados e variam de acordo com os materiais utilizados, geometria, dimensões etc.

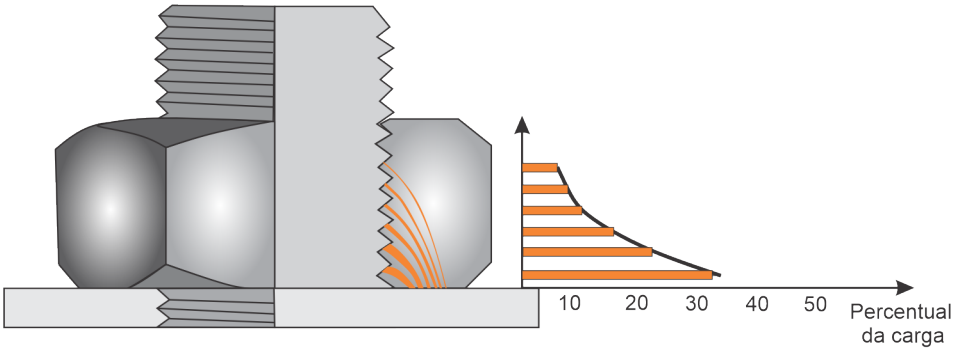


Figura 19. Distribuição da força nos filetes de uma porca. Fonte: os autores.

Dessa forma, nota-se uma significativa concentração dos esforços em torno do primeiro e segundo filetes rosqueados. Esse fato é facilmente comprovado macroscopicamente, ao se apertar o parafuso até provocar o escoamento. Quando o parafuso é desmontado haverá uma redução de seção (diâmetro) na altura do primeiro e segundo filetes rosqueados (o que frequentemente é interpretado, erroneamente, como estricção – o parafuso não atingiu instabilidade plástica, apenas escoou localmente). Essa concentração dos esforços pode ser entendida, raciocinando-se com as deformações dos filetes do parafuso e da porca. Como consequência, quando o parafuso é apertado, ele fica tracionado e a porca comprimida, sendo que os filetes não encaixariam se não se deformassem. A deformação é intensa junto à interface de aperto e diminui ao longo dos filetes. Isso explica por que a fratura ocorre normalmente entre o primeiro e o segundo filete rosqueado. Tal fato também tem importantes consequências para a porca, por exemplo:

(i) estando a porca sujeita à compressão, ela tende a abrir, isto é, aumentar o seu diâmetro, o que alivia a concentração de tração nos filetes do parafuso. A propriedade mais importante da porca é, portanto, a ductilidade. Dessa forma, a porca deve ter menor dureza (ser menos resistente) do que o parafuso. Conforme mostrado anteriormente, o primeiro filete engajado fica submetido a um elevado nível de tensão; logo, é importante que ocorra deformação localizada desse filete de rosca da porca, de forma que se acomode aos filetes de rosca do parafuso, transferindo parte da carga para o próximo filete e assim por diante. Essa distribuição de carga reduz o risco de fadiga. Assim, outra causa frequente de fratura por fadiga em juntas aparafusadas é a dureza da porca ser superior à do parafuso. A resistência mecânica da porca deve ser suficiente para que seja possível aplicar a pré-carga de aperto sem que ocorra deformação plástica macroscópica.

(ii) além de travar a porca, a função da contraporca também é de redistribuir os esforços ao longo dos filetes.

(iii) não adianta aumentar a altura da porca caso seja necessário aumentar o aperto na junta, pois, a partir de um certo filete, os demais praticamente não são solicitados.

A falha por fadiga em um parafuso geralmente ocorre na raiz dos primeiros filetes de rosca engajados em função do que foi explicado. Dessa forma, a resistência à fadiga pode ser aumentada por meio de uma melhor distribuição de carregamento nos filetes de rosca da porca, por exemplo, por meio da alteração do perfil da rosca, da geometria da porca etc.

No entanto, também pode ocorrer falha por fadiga na transição entre a cabeça e o corpo do parafuso, especialmente se o raio de adoçamento na transição for inadequado, gerando um concentrador de tensão muito severo. Outra razão que favorece a falha nessa região é o parafuso ser fixado em uma superfície inclinada.

As Figuras mostradas a seguir são referentes a fraturas por fadiga em parafusos. O primeiro caso é mostrado na Figura 20 e já foi citado no Capítulo 8, com superfície de fratura contendo marcas de praia e marcas de catraca. Baseado no aspecto da fratura (vide ábacos mostrados no Capítulo 8), o tipo de esforço cíclico foi tração uniaxial ou flexão unidirecional, com elevada magnitude de tensão e concentrador de tensão severo.

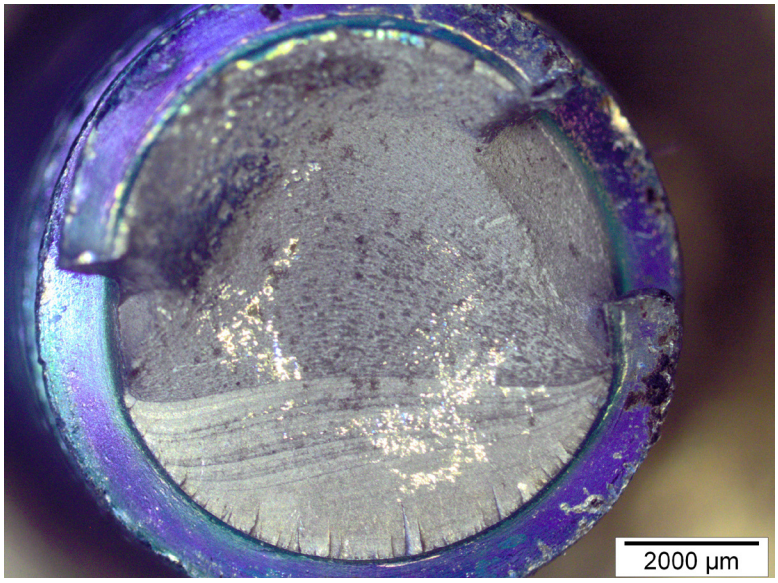


Figura 20. Superfície de fratura de um parafuso, contendo marcas de catraca e marcas de praia. Crédito: José Dias de Almeida Filho. Imagem obtida em lupa estereoscópica no SENAI IST Solda. Fonte: André S. Pelliccione.

O segundo caso, mostrado na Figura 21, corresponde à fratura de um parafuso especificado como classe 8.8[11], conforme a ISO 898-1 [4]. Verifica-se, na superfície de fratura, uma pequena região de propagação subcrítica por fadiga (superfície menos rugosa) contendo marcas de catraca. Com base nos resultados de ensaio de impacto (energia muito inferior à mínima exigida), ficou evidenciado que o parafuso estava fragilizado. A baixa tenacidade do parafuso (em virtude da fragilização) justifica a propagação instável com o pequeno tamanho de trinca. Além disso, as marcas de catraca indicam um elevado nível de tensão, o que também favorece a propagação instável com o pequeno tamanho de trinca. Os esforços eram conhecidos, sendo predominantemente de tração e flexão.

[11] Conforme a ISO 898-1 [4], o número à esquerda multiplicado por 100 corresponde ao limite de resistência nominal em MPa, e o número à direita, dividido por dez, indica a razão entre o limite de escoamento nominal e o limite de resistência nominal.



Figura 21. (a) Fratura por fadiga em parafuso classe 8.8. Início da fratura, a partir da raiz do filete de rosca (concentrador de tensão). Superfície lisa e com marcas de catraca, na posição entre 04:00 e 08:00, evidenciando fadiga mecânica com múltipla nucleação. Marcas radiais, indicando propagação frágil (instável) a partir de uma região localizada na extremidade da região de propagação por fadiga. (b) Detalhe da região de propagação por fadiga e das marcas radiais, em imagem obtida por microscopia eletrônica de varredura. Crédito: Leandro Guimarães de Oliveira.
Fonte: André S. Pelliccione..

Na Figura 22 é mostrada uma fratura com duas regiões de propagação subcrítica por fadiga (regiões mais claras e menos rugosas), localizadas em geratrizes opostas, evidenciando um esforço cíclico de flexão bidirecional (vide esquema do Capítulo 8). Essas regiões de propagação subcrítica ocupam uma pequena área da fratura, como no caso anterior, evidenciando um elevado nível de tensão ou baixa tenacidade do material.

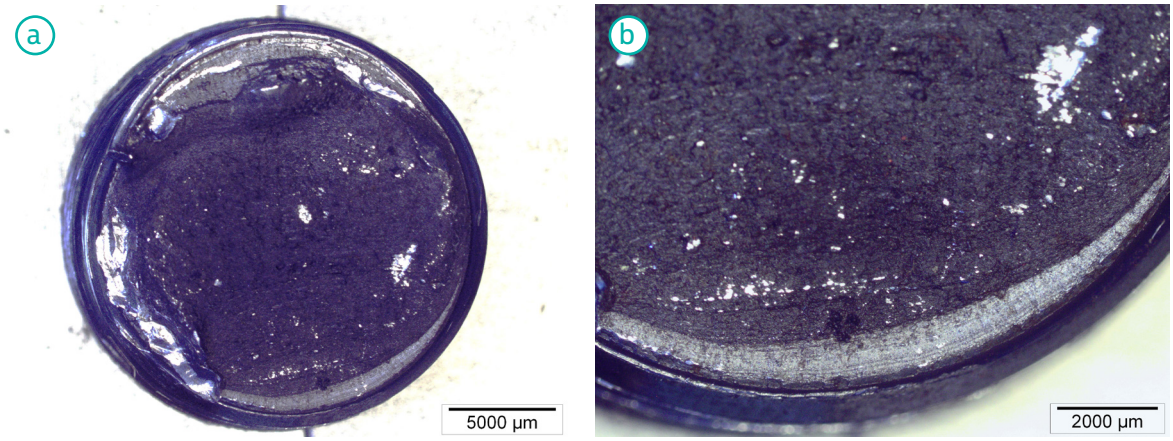


Figura 22. (a) Superfície de fratura contendo regiões claras e menos rugosas (correspondentes à propagação subcrítica por fadiga) em geratrizes opostas, localizadas na posição entre 11 e 2 horas (geratriz superior) e na posição entre 4 e 7 horas (geratriz inferior). (b) Detalhe da geratriz inferior, evidenciando a presença de marcas de praia na região de propagação subcrítica por fadiga. Imagens obtidas em lupa estereoscópica no SENAI IST Solda. Fonte: André S. Pelliccione.

Na superfície de fratura mostrada na Figura 23, verificam-se diferentes frentes de propagação de trincas de fadiga. É possível observar, em algumas frentes, marcas de praia e rios[12]. A múltipla nucleação de trincas, nesse caso, foi favorecida por diversas descontinuidades geradas no processo de rolagem dos filetes de rosca, conforme mostrado, em detalhes, na Figura 24.



Figura 23. Superfície de fratura de parafuso, com propagação por fadiga em diferentes direções. Podem ser observadas marcas de praia e rios em algumas regiões. Material: AISI 4140. Fonte: André S. Pelliccione.

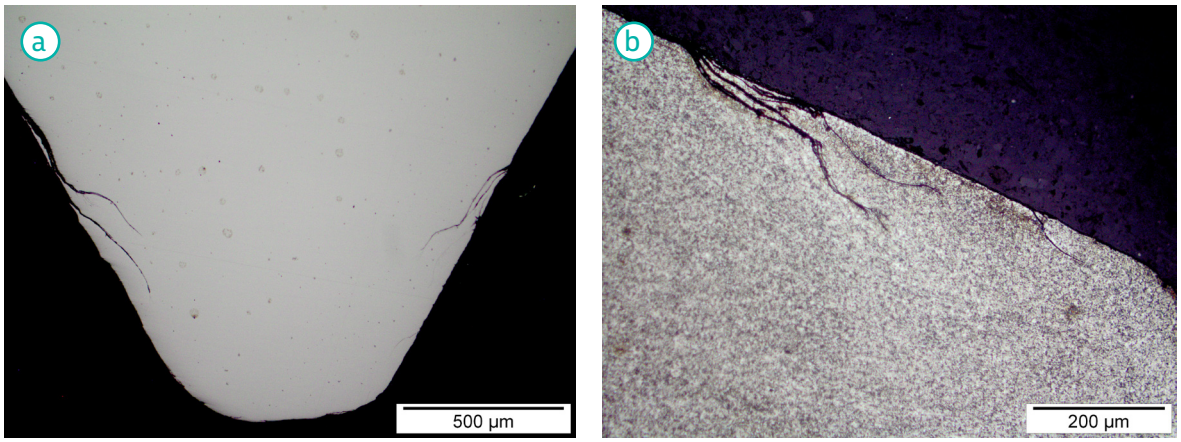


Figura 24. Descontinuidades geradas no processo de fabricação das roscas por conformação (rolagem). (a) Sem ataque. Ampliação original: 100x. (b) Ataque com Nital 2%. Ampliação original: 200x. Imagens obtidas por microscopia ótica no SENAI IST Solda. Crédito: Leandro Guimarães de Oliveira. Fonte: André S. Pelliccione.

[12] Em algumas fraturas por fadiga podem surgir rios que se desenvolvem durante a propagação subcrítica, os quais não devem ser confundidos com rios de fratura frágil (propagação instável). No caso de fadiga, os rios geralmente surgem quando há mudança na direção de propagação da trinca.

9.3 *Fretting* e *fretting fatigue*

Antes de iniciar o tópico, é importante ressaltar que falhas relacionadas a desgaste mecânico são complexas em virtude dos diversos fenômenos existentes e variáveis que os influenciam. Alguns exemplos de fenômenos de desgaste mecânico são abrasão, erosão, *fretting*, cavitação e fadiga de contato. Literaturas especializadas devem ser consultadas para o estudo aprofundado desse tópico. Entre os fenômenos acima citados, serão abordados fadiga associada a *fretting* e fadiga de contato.

A palavra *fretting* não tem uma tradução precisa em português. Trata-se de um fenômeno de desgaste adesivo entre duas superfícies submetidas a esforços de contato e que apresentam movimento relativo de escorregamento, alternado e de pequena amplitude. O *fretting* pode ser classificado, com base no tipo de movimento imposto, como tangencial, radial, rotacional e torcional. Na Figura 25 são representados o *fretting* tangencial (que é o mais comum) e o rotacional.

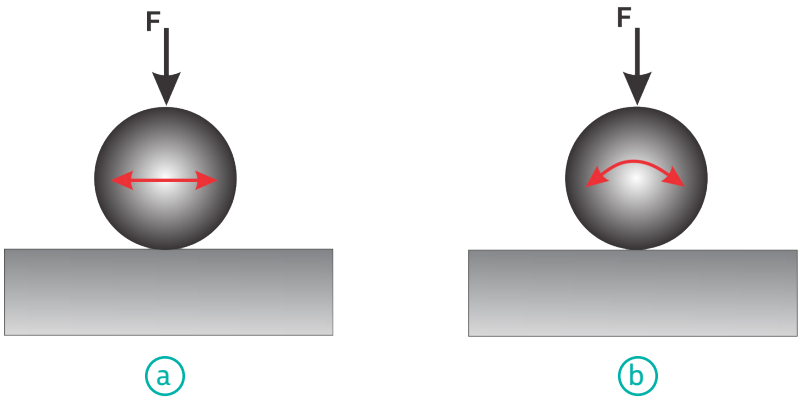


Figura 25. Representação esquemática do *fretting* tangencial (a) e rotacional (b). A força que está promovendo o contato é representada por F. As setas em vermelho representam a direção do movimento cíclico de pequena amplitude. Fonte: os autores.

O movimento alternativo de escorregamento é frequentemente, embora nem sempre, provocado por vibração. O *fretting* pode promover:

- desgaste das superfícies, sendo chamado simplesmente de desgaste por *fretting* (*fretting wear*);
- redução da vida em fadiga. O mecanismo de fadiga, nesse caso, é chamado de *fretting fatigue* e será descrito a seguir.

No caso de ligas ferrosas, pode ser observado um depósito na região de contato que consiste em óxidos. Estes, por sua vez, a depender do tipo, podem ser avermelhados, marrons ou pretos. Há alguns anos, esse depósito era tido como sinal de *fretting*, entretanto, o depósito não é necessariamente observado.

O número de situações mecânicas que satisfazem às condições básicas de *fretting* é muito extenso, incluindo juntas rebitadas[13]; eixos ferroviários; turbinas (ex.: região de fixação das palhetas no disco); permutadores de calor casco e tubo[14]; permutadores de calor de placas[15] etc.

O escorregamento (em baixa amplitude[16]) e a pressão de contato promovem adesão entre as superfícies, seguido por fratura da região aderida, gerando detritos. As partículas removidas podem sofrer oxidação (devido à reação com o ar ou outros meios corrosivos) e, por essa razão, o desgaste superficial[17], muitas vezes, apresenta produtos de corrosão. Alguns fatores que influenciam o *fretting* são amplitude, frequência, esforço de contato, umidade do ar, entre outros.

Na região de desgaste (região "fretada") pode ocorrer transformação metalúrgica, o que é denominado, por alguns autores, como *Tribologically Transformed Structure* (TTS). A TTS se forma nos primeiros ciclos de *fretting* e consiste em grãos orientados e extremamente refinados (em virtude do elevado grão de deformação e recristalização). Abaixo da TTS há uma região de deformação plástica, e acima (na superfície), uma região de óxido compactado. A TTS geralmente possui altíssima dureza (em comparação com a dureza original do material submetido ao *fretting*), alta fragilidade e é dependente dos materiais em contato e das condições de *fretting*. À medida que o dano se propaga, a TTS não consegue mais acomodar deformação plástica, pois se torna muito frágil, levando à formação de detritos na forma de óxido compactado. Mais detalhes podem ser consultados na referência [6].

A fadiga, em consequência do *fretting*, chamada de *fretting fatigue,* é um fenômeno de fadiga similar ao que foi descrito no Capítulo 8. O *fretting* danifica a superfície, acelerando ou possibilitando a nucleação da trinca, ou seja, ciclos de *fretting* podem levar à nucleação de microtrincas na região de desgaste.

O *fretting* possui forte influência na nucleação e na propagação inicial de trincas[18], sendo que a propagação longe da área de contato é regida pelo campo de tensões remotas quando suficientemente elevadas, como estudado no Capítulo 8. Por essa razão, uma maneira de evitar *fretting fatigue* é prevenir a ocorrência de escorregamento cíclico, ou seja, evitar o *fretting*.

Um caso clássico de *fretting fatigue* é o da roda e eixo ferroviários, montados com interferência. A característica decisiva que permite identificar uma fratura de fadiga como provocada por *fretting* é que a trinca ocorre "no lugar errado", isto é, afastada do ponto de máxima tensão ou máxima concentração de tensões. Detalhe análogo pode ser verificado, por exemplo, no caso de juntas rebitadas e de palhetas de turbinas. Frequentemente são encontradas múltiplas trincas paralelas, mas essa característica nem sempre está presente.

As Figuras mostradas a seguir exemplificam o caso de *fretting fatigue* em um componente que sofreu escorregamento cíclico contra uma luva. Na Figura 26 podem ser observadas a região de desgaste (decorrente de *fretting*) e a trinca que nucleou nessa região. Foram efetuados cortes para a obtenção da superfície de fratura em uma região fora da área de desgaste, conforme se verifica na Figura 27a.

[13] Entre a face do rebite e a chapa (ou seja, ao redor dos furos), entre a haste do rebite e os furos e entre as chapas.

[14] Nas regiões de contato entre tubo e chicana.

[15] Nas regiões de contato entre as placas.

[16] Geralmente, amplitudes relativas de escorregamento inferiores a 50 μm são capazes de promover *fretting*.

[17] Em formas de ranhuras ou cavidades (similar a alvéolos).

[18] Por essa razão, sob *fretting*, o limite de fadiga ou a resistência à fadiga podem ser severamente reduzidos.

Foram identificadas marcas de praia, conforme mostra a Figura 27b, o que confirma a ocorrência de fadiga mecânica regida pelo campo de tensões cíclicas decorrentes do serviço do componente.

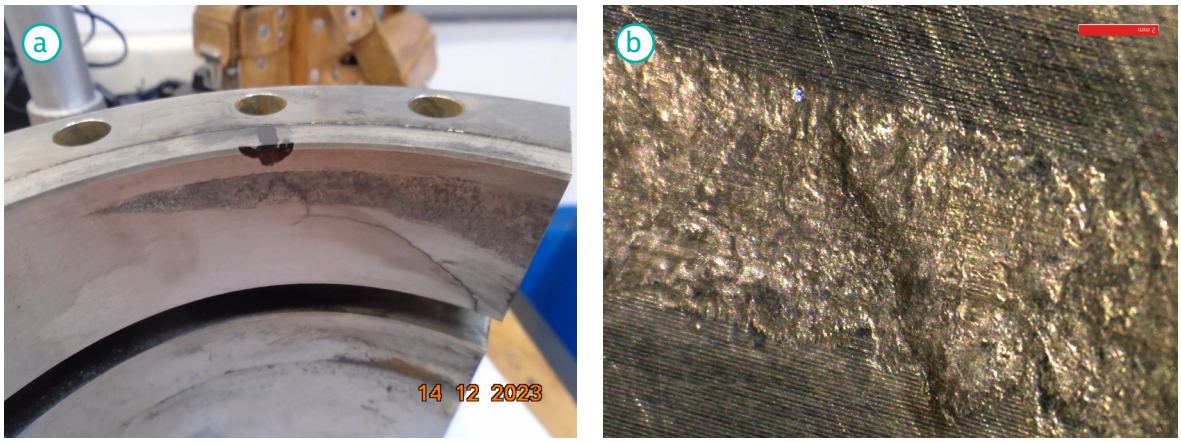


Figura 26. Caso de *fretting* fatigue. (a) Desgaste devido a *fretting* e trinca que nucleou na região de desgaste. (b) Maior ampliação da região onde nucleou a trinca. Créditos: Luciano dos Santos Silva e Maurício Bastos Oliveira. Fonte: André S. Pelliccione.

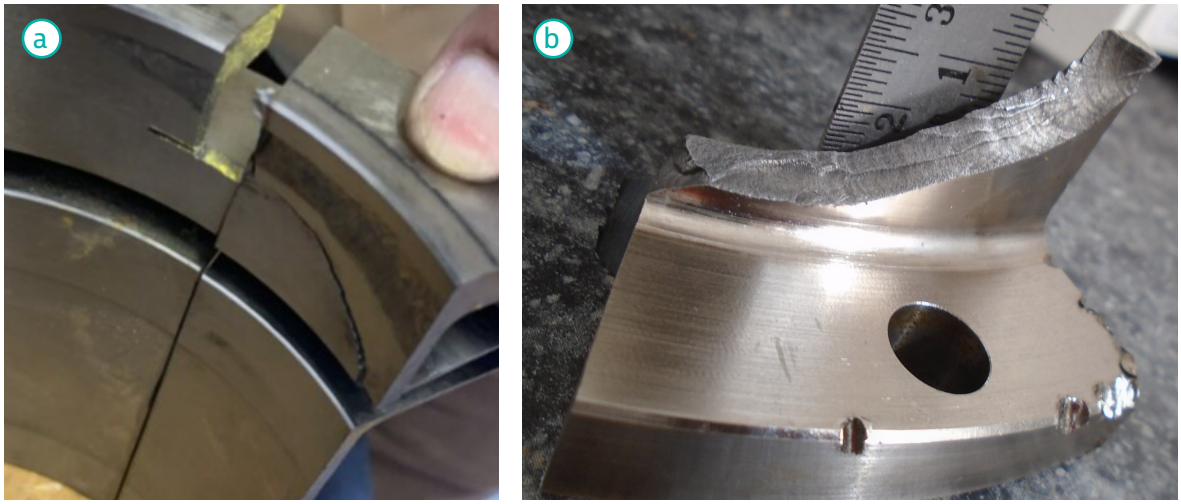


Figura 27. (a) Cortes realizados para análise da superfície de fratura, fora da região de desgaste. (b) Superfície de fratura contendo marcas de praia, confirmando ocorrência de fadiga. Créditos: Luciano dos Santos Silva e Maurício Bastos Oliveira. Fonte: André S. Pelliccione.

O caso mostrado nas Figuras 28 e 29 é referente à *fretting fatigue* na região de fixação de palheta de turbina. Verificam-se múltiplas trincas na região de *fretting* (Figura 28b). A superfície de fratura obtida após cortes nas extremidades da trinca apresenta marcas de praia, evidenciando a ocorrência de fadiga, conforme Figura 29b.

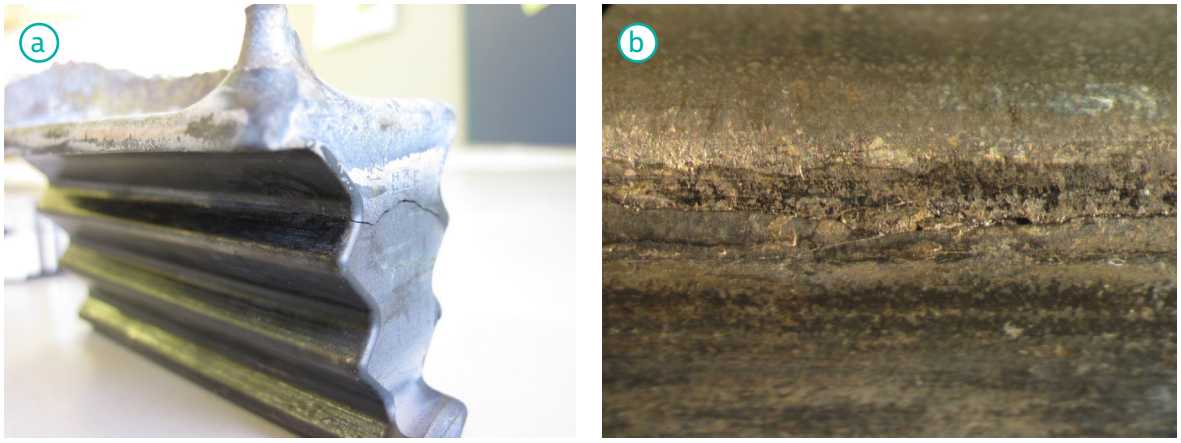


Figura 28. (a) Trinca em palheta de turbina. (b) Ampliação da região da raiz, evidenciando múltiplas trincas que nuclearam em região de ocorrência de *fretting*. Crédito: Gustavo Spera Alves.

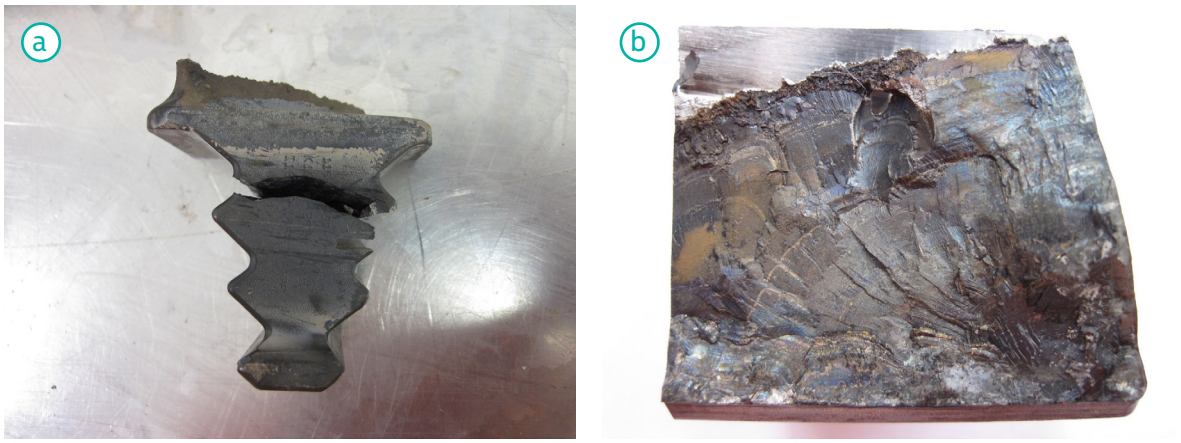


Figura 29. (a) Superfície de fratura correspondente. (b) Marcas de praia na superfície de fratura, evidenciando a ocorrência de fadiga. Crédito: Gustavo Spera Alves.

Algumas medidas podem ser adotadas para reduzir a possibilidade de ocorrência de *fretting*, incluindo:

- Reduzir a vibração.
- Reduzir o coeficiente de atrito, por exemplo, por meio de alguns revestimentos ou lubrificantes.
- Aumentar a resistência ao desgaste, por exemplo, por meio de endurecimento superficial.
- Aumentar a força de compressão entre os componentes, de forma a eliminar o escorregamento. No entanto, se o escorregamento completo não for eliminado, o degaste pode ocorrer mais rapidamente em virtude do maior nível da tensão de contato.
- Introdução de tensão residual compressiva na superfície, principalmente por meio mecânico (ex.: *shot peening*), com o objetivo de reduzir o risco de trincamento ou fratura por fadiga a partir do *fretting*.

9.4 Fadiga de contato

Rolling contact fatigue, traduzida como fadiga de contato, tem grande importância, uma vez que o principal mecanismo de falha de rolamentos, engrenagens e outros componentes sujeitos a rolamento ou rolamento e escorregamento é a fadiga de contato.

Os mecanismos de fadiga de contato envolvem a nucleação de trinca na superfície ou logo abaixo dela (subsuperficial), propagação de trinca devido ao carregamento cíclico gerado pelos esforços de contato e remoção de material (*pitting*[19] ou *spalling*).

Fadiga de contato é um fenômeno classificado de diversas maneiras na literatura. Uma das possíveis formas de classificar é de acordo com o efeito físico e a escala do dano:

- **Macropites *(Macropitting)*** – É um termo geral que considera os mecanismos promovidos pela tensão de Hertz, conforme será descrito adiante. O termo *spalling*[20] é empregado, por alguns autores, para descrever o efeito da fadiga de contato em macroescala. Outros utilizam o termo *macropitting* no lugar de *spalling*. O *macropitting* promove a propagação de trincas de fadiga de contato subsuperficiais, as quais podem ter as seguintes origens:
  - Subsuperficial
  - Superficial

  É importante ressaltar que a perda de material (*marcopit*) é resultado da propagação dessas trincas subsuperficiais de fadiga de contato.

- **Micropites *(micropitting)*** – É um mecanismo de desgaste em pequena escala, promovido pela propagação de microtrincas subsuperficiais (bem próximas à superfície) resultantes de fadiga de contato. É fortemente dependente das características superficiais e da interação com o lubrificante. Os *micropits,* gerados por efeito do *micropitting,* possuem dimensões muito menores em comparação com os *macropits*, geralmente, profundidades inferiores a 10 μm. A Figura 30 representa um *micropit*. Os elevados níveis de tensões que existem nos microconcentradores de tensão superficiais explicam por que as trincas que causam os *micropits* não se propagam para maiores profundidades, onde o campo de tensões de Hertz é predominante. Os *macropits* resultam em maior grau de degradação da superfície e geram, mais facilmente, falhas por danos secundários.

[19] É usual chamar o fenômeno de *pitting* e o efeito no componente (descontinuidade superficial) de *pit* de fadiga, sendo que esta forma de dano superficial não deve ser confundida com pite de corrosão. Trata-se de um fenômeno puramente mecânico, e não eletroquímico.

[20] Este termo também tem sido empregado para descrever alguns fenômenos específicos de fadiga de contato.

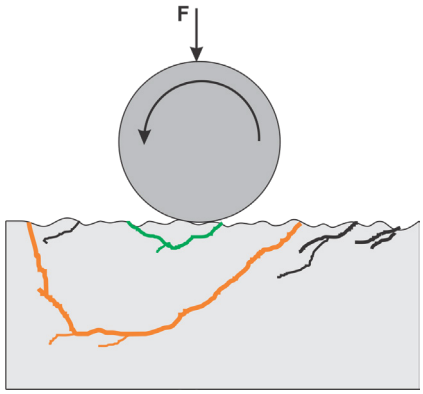


Figura 30. Representação esquemática de um *micropit* (em verde). A ondulação na superfície representa a rugosidade superficial para exemplificar uma possível dimensão de um *micropit*. Em laranja está representado um *macropit*. Fonte: os autores.

A fadiga de contato, de maneira geral, depende de diversos fatores, dentre eles microconcentradores de tensão subsuperficiais (dependente de inclusões, partículas de segunda fase etc.), microconcentradores de tensão superficiais (dependente de rugosidade, arranhões, amassamentos, inclusões superficiais etc.), tensões residuais superficiais e subsuperficiais, lubrificação (tipo de lubrificante, viscosidade etc.), tensões de contato, desalinhamento, presença de particulados, entre outros.

A fadiga de contato pode ser definida como o resultado das tensões provocadas por esforços de contato entre duas superfícies, com movimento **de rolamento** ou **rolamento/ escorregamento**[21] relativo, sendo, portanto, condições diferentes das que conduzem *fretting*.

A hipótese de Way postulava que a propagação da trinca ocorria devido à pressão do óleo lubrificante que ingressava dentro dela e ficava aprisionado (após o fechamento da trinca). Trabalhos subsequentes mostraram que as trincas de fadiga de contato, na verdade, crescem regidas principalmente por cisalhamento (modo II), e não por tração (modo I).

A fadiga de contato resulta em propagação de trincas devido ao campo de tensão alternado próximo à superfície nos componentes em contato. O estado de tensões é bastante complexo e, apesar da tensão principal devido ao contato ser de compressão, elevadas tensões de cisalhamento subsuperficiais promovem a nucleação de trincas.

Na Figura 31 são mostrados danos em esfera de rolamento e pista de rolamento[22] provocados por fadiga de contato.

[21] Os componentes de um rolamento se enquadram no primeiro caso e os dentes de engrenagem, no segundo.

[22] Na pista de rolamento, pode ser verificado um maior grau de desgaste em um dos lados, em virtude de um provável desalinhamento.

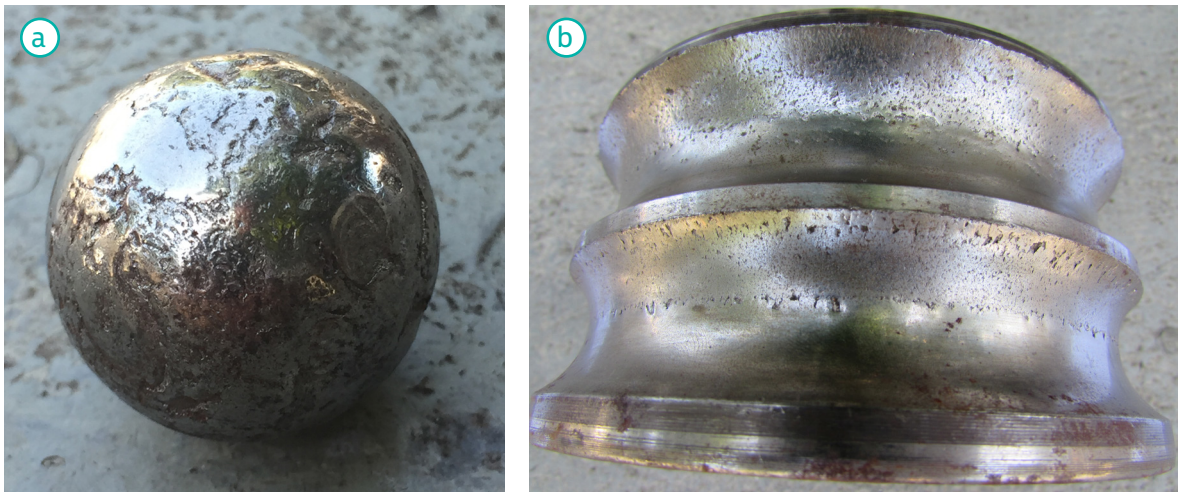


Figura 31. Exemplo de *pits* promovidos por fadiga de contato em esfera de rolamento (a) e pista de rolamento interna (b). Fonte: André S. Pelliccione.

Serão descritas, a seguir:

(i) fadiga de contato de rolamento ou subsuperficial;

(ii) fadiga de contato de superfície;

(iii) trinca sob camada.

(i) fadiga de contato de rolamento (ou subsuperficial)

Essa fadiga resulta do rolamento puro entre duas superfícies, isto é, rolamento sem escorregamento. As tensões imediatamente abaixo do ponto de contato foram calculadas por Hertz, e as equações calculam a pressão no contato entre dois componentes a partir de deformações elásticas. No caso de duas esferas, como mostra a Figura 32, as tensões podem ser determinadas a partir das equações mostradas a seguir:

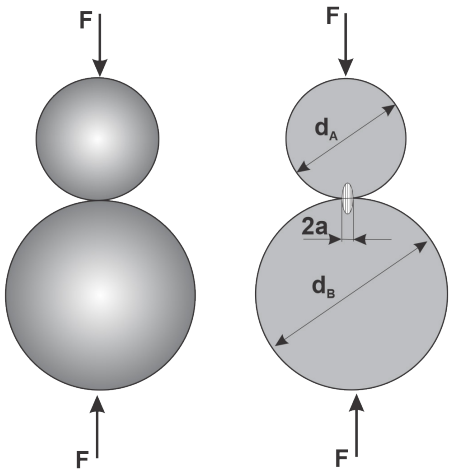


Figura 32. Esferas em contato. Fonte: os autores.

$$a = \left\{ \frac{3F}{8} . \frac{\left[\frac{(1-\nu_A^2)}{E_A}\right] + \left[\frac{(1-\nu_B^2)}{E_B}\right]}{\frac{1}{d_A} + \frac{1}{d_B}} \right\}^{1/3} \quad 9.8$$

$$P_{max} = \frac{3F}{2.\pi.a^2} \quad 9.9$$

$$\sigma_Z = \frac{-P_{max}}{1 + \frac{z^2}{a^2}} \quad 9.10$$

$$\sigma_x = \sigma_y = -P_{max} . \left\{ \left[1 - \frac{z}{a} . tg^{-1}\left(\frac{a}{z}\right)\right] . (1+\nu) - \frac{1}{2.(1+\frac{z^2}{a^2})} \right\} \quad 9.11$$

Onde:

F = força normal;

ν = coeficiente de Poisson;

E = módulo de elasticidade

d = diâmetro da esfera;

P_{max} = pressão máxima de contato de Hertz;

a = raio da zona de contato.

A título de ilustração, considerando o contato de duas esferas de diâmetro igual a 10 mm, módulo de elasticidade de 200 GPa, coeficiente de Poisson de 0,35 e força normal de 100 N, obtêm-se um raio de contato (a) igual a 0,118 mm e uma pressão máxima de contato de Hertz (P_{max}) de 3426 MPa, a partir das equações *9.8* e *9.9*, respectivamente.

Plotando a razão entre as tensões e P_{max}, em função da distância a partir da superfície de contato, será obtida a distribuição mostrada na Figura 33. As tensões σ_z e σ_x (que é igual a σ_y) foram calculadas conforme as equações *9.10* e *9.11*, respectivamente. A tensão de cisalhamento máxima foi obtida a partir de[23] $(\sigma_x - \sigma_z)/2$ ou $(\sigma_y - \sigma_z)/2$. Verifica-se que a máxima tensão de cisalhamento não será na superfície, mas sim em uma certa profundidade, sendo de 0,06 mm neste exemplo.

[23] Como as tensões são de compressão, nesse caso, σ_1 corresponderá a σ_x ou σ_y (que têm a mesma magnitude) e σ_3 corresponderá a σ_z.

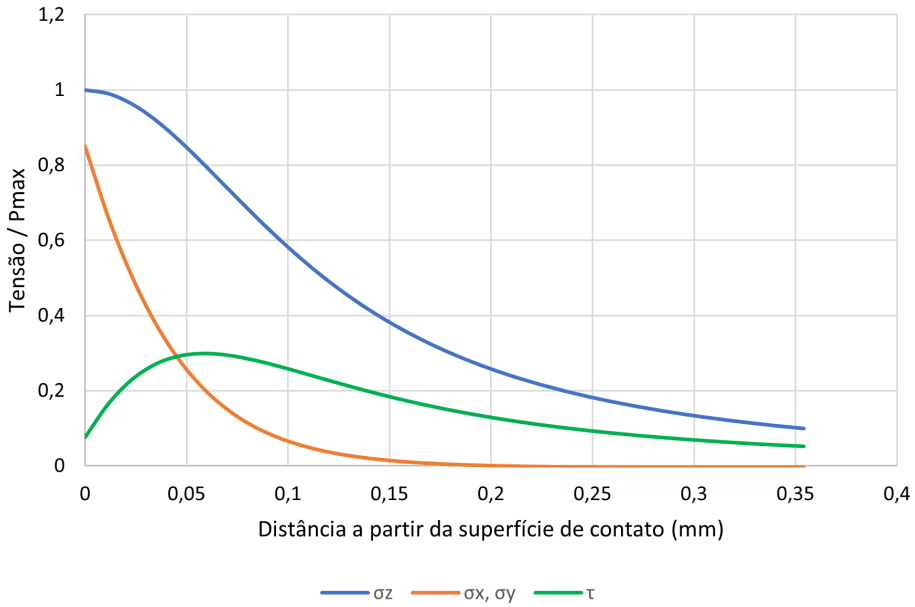


Figura 33. Tensões de contato – Esferas. Razão entre tensão e P_{max} em função da distância a partir da superfície de contato para o exemplo resolvido. σ_z em azul, σ_x e σ_y em laranja e τ_{max} em verde. Fonte: os autores.

Analogamente, para o caso de dois cilindros de eixos paralelos, representados na Figura 34, existem as equações de Hertz para o cálculo da distribuição de σ_x, σ_y e σ_z, mostradas a seguir.

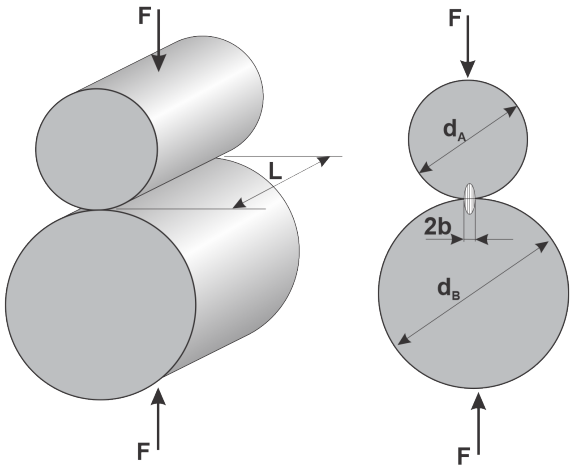


Figura 34. Cilindros em contato. Fonte: os autores.

$$b = \left\{ \frac{2F}{\pi . L} . \frac{\left[\frac{(1-\nu_A^2)}{E_A}\right] + \left[\frac{(1-\nu_B^2)}{E_B}\right]}{\frac{1}{d_A} + \frac{1}{d_B}} \right\}^{1/2} \qquad 9.12$$

$$P_{max} = \frac{2F}{\pi . b . L} \quad 9.13$$

$$\sigma_Z = \frac{-P_{max}}{\left(1 + \frac{z^2}{b^2}\right)^{\frac{1}{2}}} \quad 9.14$$

$$\sigma_y = -P_{max} . \left[\left(2 - \frac{1}{1 + \frac{z^2}{b^2}} \right) . \left(1 + \frac{z^2}{b^2} \right)^{\frac{1}{2}} - 2 . \frac{z}{b} \right] \quad 9.15$$

$$\sigma_x = -2 . \nu . P_{max} . \left[\left(1 + \frac{z^2}{b^2} \right)^{\frac{1}{2}} - \frac{z}{b} \right] \quad 9.16$$

A título de ilustração, considere dois cilindros com diâmetros de 50 mm, módulo de elasticidade 200 GPa, coeficiente de Poisson de 0,30 e força normal de 1000 N. A partir das equações mostradas, foram obtidas: metade da largura de contato (b) igual a 0,120 mm e pressão máxima de contato de Hertz (P_{max}) de 529 MPa. Plotando a razão entre as tensões e P_{max} em função da distância a partir da superfície de contato, usando as equações mostradas anteriormente, obtêm-se as distribuições mostradas na Figura 35. Observe que, nesse caso, σ_x não será igual a σ_y. Para o cálculo da máxima tensão de cisalhamento, $(\sigma_1-\sigma_3)/2$, σ_3 corresponde a σ_z e σ_1 corresponde ao maior valor[24] entre σ_x e σ_y. Neste exemplo, a máxima tensão de cisalhamento será de 158,8 MPa e está localizada a 0,096 mm de profundidade.

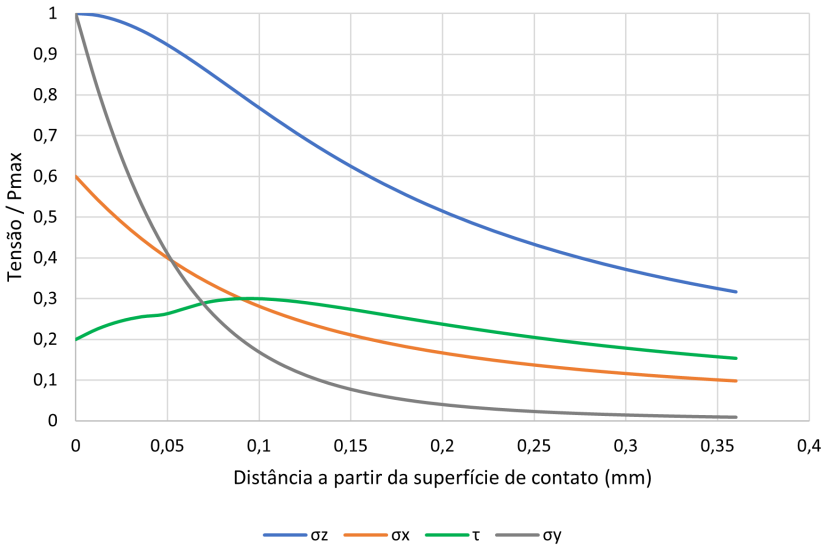


Figura 35. Tensões no contato – cilindros. Razão entre tensão e P_{max} em função da distância a partir da superfície de contato para o exemplo resolvido. σ_z em azul, σ_x em laranja, σ_y em cinza e τ_{max} em verde. Fonte: os autores.

[24] Lembrando que são tensões compressivas e, portanto, o menor valor (mais negativo) entre σ_x e σ_y corresponde ao maior valor em módulo.

Assim como no caso das esferas em contato, verifica-se que a máxima tensão de cisalhamento ocorre abaixo da superfície, a uma profundidade que depende do tamanho da área de contato, ou seja, da geometria das superfícies e da carga normal. Um modelo simples da fadiga de contato de rolamento atribui a ocorrência da trinca de fadiga a essas tensões, as quais são alternadas (pulsantes), uma vez que cada ponto é carregado no momento do contato e, na sequência, descarregado. No entanto, o fenômeno é mais complexo. A Figura 36 esquematiza a sequência de carregamento subsuperficial durante o rolamento. Essa Figura chama a atenção para a ocorrência de tensões de cisalhamento paralelas à superfície que ocorrem à frente e atrás do ponto de contato. O valor máximo dessas tensões é inferior ao calculado pelas equações de Hertz, mas, como invertem o seu sentido com o rolamento, a alternância é maior. Tais tensões possuem grande influência no fenômeno. O máximo valor dessas tensões também ocorre subsuperficialmente, a uma profundidade um pouco menor do que as indicadas nos gráficos anteriores, conforme representado na imagem inferior da Figura 36.

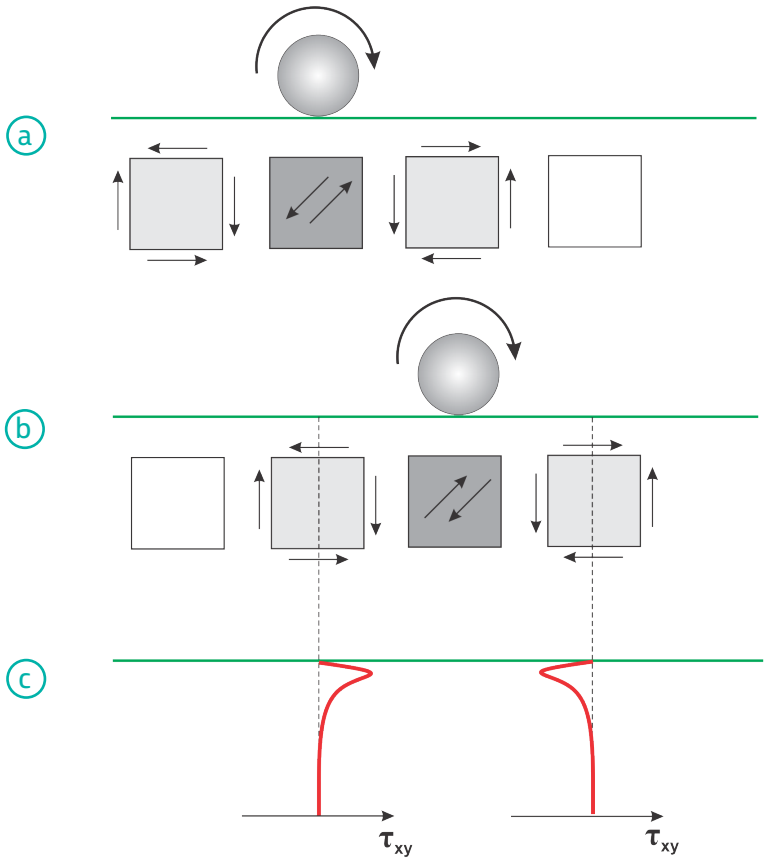


Figura 36. Tensões de cisalhamento no rolamento na região do contato (elemento cinza escuro) e na frente e atrás da região de contato (elementos em cinza claro). (a) Esfera em uma determinada posição. (b) Esfera em outra posição. (c) Representação da tensão de cisalhamento (em vermelho) a partir da superfície de contato (linha verde) na frente e atrás do contato. Fonte: os autores.

A trinca de fadiga de contato de rolamento ocorre, portanto, subsuperficialmente, desenvolvendo-se em um plano paralelo à superfície, conforme esquematizado na Figura 37a. Na Figura 37b podem ser observadas trincas subsuperficiais de fadiga de contato em uma esfera de rolamento.

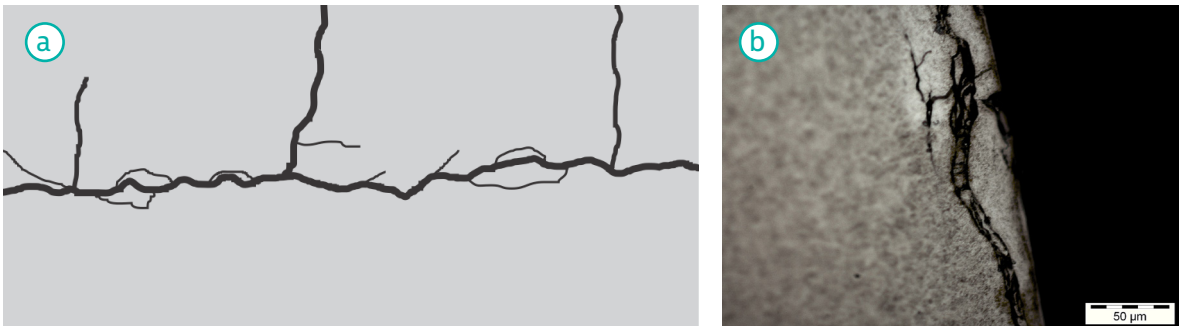


Figura 37. (a) Representação esquemática de trincas devido à fadiga de contato de rolamento (ou subsuperficial). Fonte: os autores. (b) Trincas subsuperficiais de fadiga de contato em esfera de rolamento. Imagem obtida por microscopia ótica. Crédito: Luciano dos Santos Silva. Fonte: André S. Pelliccione.

Na prática, fadiga de contato de rolamento puro raramente ocorre, pois normalmente existe escorregamento, modificando as tensões, como será visto a seguir. Quando a trinca efetivamente se inicia subsuperficialmente, é provável que existam descontinuidades no material, como inclusões, que provocaram a nucleação da trinca. À medida que essas trincas propagam sob a ação de cargas cíclicas, elas podem atingir a superfície. Se um volume do componente for completamente envolvido por trincas, ocorrerá perda de material, gerando "*pits*".

(ii) fadiga de contato de superfície

Na maioria dos casos reais de rolamento também ocorre escorregamento, isto é, as superfícies são capazes de transmitir esforços paralelos ao contato, além dos esforços normais, analisados nas equações anteriores. Esses esforços de escorregamento alteram as tensões atuantes, pois provocam tensões de tração e compressão, na frente e atrás do contato, em ambos os elementos que rolam, conforme esquematizado na Figura 38. Nesse exemplo, o elemento inferior possui menor velocidade na superfície. A explicação detalhada de rolamento e escorregamento será feita adiante. Na Figura 39 são mostrados exemplos de trincas de fadiga de contato de superfície em esfera de rolamento.

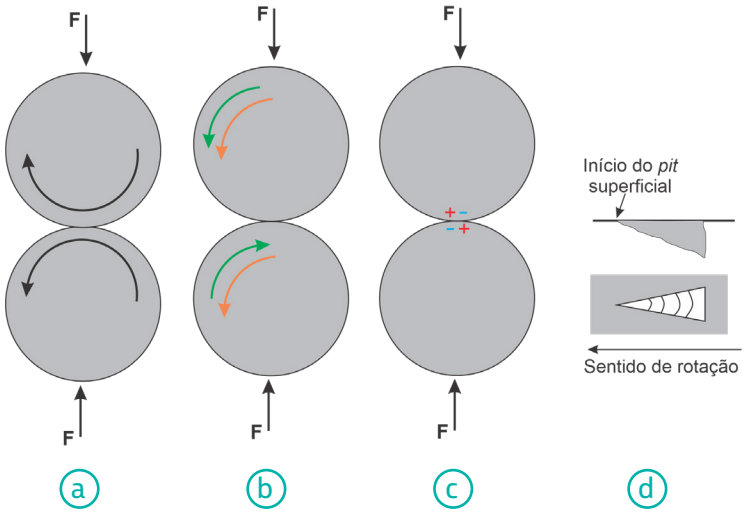


Figura 38. Esquema de fadiga de contato de superfície. (a) Sentido de rotação. (b) Sentido de rolamento (em verde) e de escorregamento (em laranja). (c) Tensão trativa (em vermelho) e tensão compressiva (em azul). (d) Representação de início de um pit superficial no elemento inferior. Fonte: os autores.

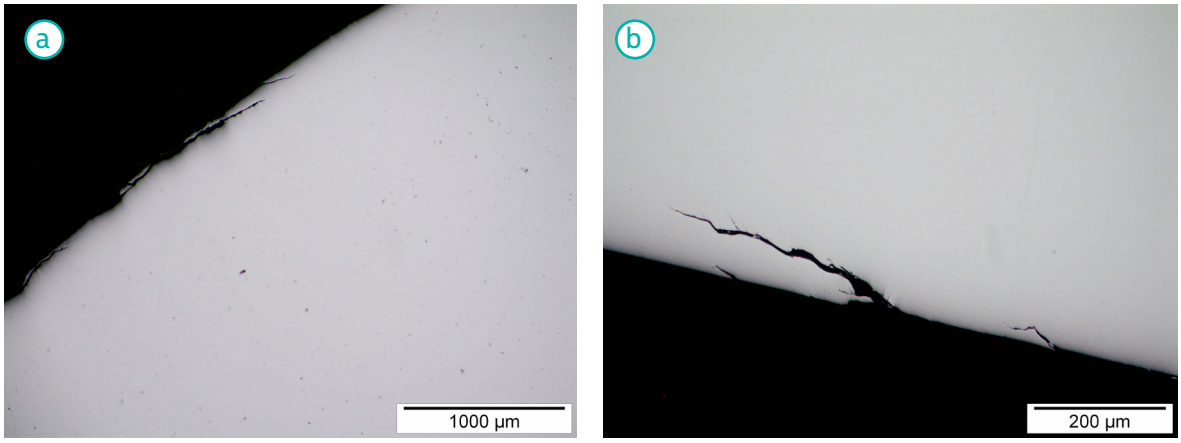


Figura 39. Trincas de fadiga de contato de superfície em esfera de rolamento. Sem ataque. (a) Ampliação original: 50x. (b) Ampliação original: 200x. Imagens obtidas por microscopia ótica no SENAI IST Solda. Crédito: Rafael Silveira Barbosa. Fonte: André S. Pelliccione.

O resultado é que as máximas tensões de cisalhamento são deslocadas para a superfície ou muito próximo delas, atuando em um plano inclinado em relação a essa mesma superfície. Como resultado, tem-se uma trinca de fadiga que é nucleada na superfície (ou muito próximo dela) e se propaga em um plano inclinado, conforme esquematizado na Figura 38 e ilustrado na Figura 42. A fratura, observada na superfície, tem o aspecto de um triângulo que aponta para o sentido do movimento de rotação do componente, gerando um *pit*. A fadiga de contato de superfície normalmente se inicia no elemento que tem escorregamento negativo. Detalhando esse conceito, na Figura 40 é possível distinguir três sentidos de movimento:

a. sentido de rotação – no elemento inferior é o anti-horário, e no elemento superior, o horário.

b. sentido de rolamento – É o sentido em que o ponto de contato se desloca. No caso, o deslocamento do ponto de contato ocorre da esquerda para a direita. Para facilitar esse conceito, verifica-se, na Figura 40a, que ocorrerá contato dos pontos indicados pelas linhas com a mesma cor nos elementos, ou seja, vermelho com vermelho, azul com azul e assim sucessivamente[25]. Se o componente inferior for fixado e o componente superior rolar no sentido horário sobre o componente inferior, novamente ocorrerá o contato dos pontos de mesma cor, conforme mostra a Figura 40b. Verifica-se, portanto, que o efeito é o mesmo do caso anterior, e os pontos de contato se deslocam da esquerda para a direita (ou sentido horário), tomando como referência o elemento inferior. No elemento superior será o contrário, ou seja, no sentido anti-horário. Nesse exemplo, o sentido de rolamento pode ser definido como o sentido oposto da rotação para o respectivo elemento.

c. sentido de escorregamento[26] - Em ambos os elementos será no sentido anti-horário, conforme indica a Figura 38. Se o elemento superior tiver maior velocidade, tenderá a arrastar a superfície do elemento inferior (com menor velocidade) para a esquerda, ou seja, sentido anti-horário.

[25] A deformação elástica está sendo desconsiderada e as velocidades na superfície dos dois componentes é a mesma.

[26] Consideremos agora que as velocidades nas superfícies dos componentes não é a mesma, o que resultará em escorregamento.

A superfície do elemento superior tenderá a ser arrastada para a direita (sentido anti-horário nesse elemento).

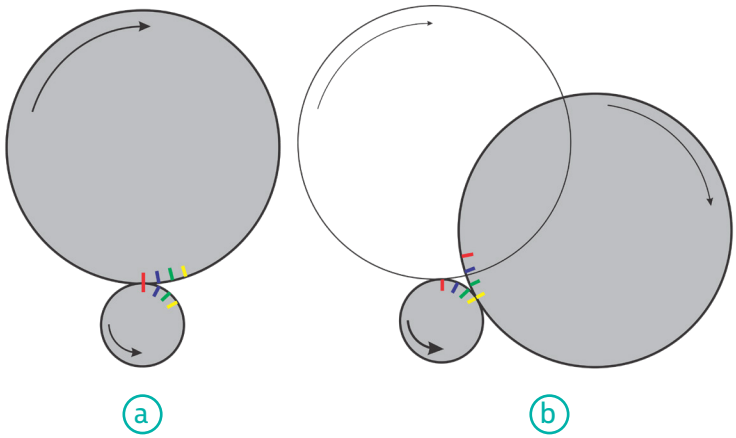


Figura 40. Esquema para explicar o sentido de rolamento. (a) Posição inicial. (b) Elemento superior rolando sobre o elemento inferior. Fonte: os autores.

Diz-se que o elemento que apresenta o sentido de escorregamento oposto ao de rolamento possui escorregamento negativo. No caso esquematizado, é o elemento inferior que apresenta escorregamento negativo, sendo o preferencial local de ocorrência de *pitting*, uma vez que o rolamento acontece em uma direção e, ao mesmo tempo, está sendo arrastado na direção oposta, fazendo com que as tensões de cisalhamento tendam a ser maiores do que o elemento com escorregamento positivo. A deformação elástica de cada elemento segue como uma onda ao redor dele, com tensões de cisalhamento sendo aplicadas e removidas na superfície de cada um.

A introdução de escorregamento em um caso de rolamento reduz de maneira significativa a resistência à fadiga de contato (quando comparado com o caso em que há apenas rolamento) e, consequentemente, favorece a formação de *pitting*. No caso de rolamento combinado com escorregamento, a tensão de cisalhamento aumenta, conforme esquematizado na Figura 41.

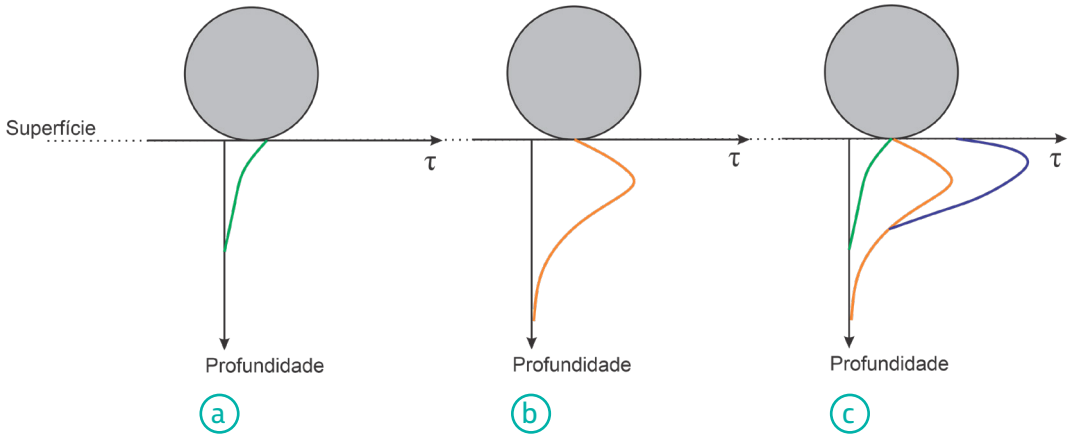


Figura 41. Tensão de cisalhamento a partir da superfície de contato para o caso de (a) escorregamento puro (em verde), (b) rolamento puro (em laranja), (c) rolamento + escorregamento (em azul). Fonte: os autores.

A Figura 42 ilustra esquematicamente trincas devido à fadiga de contato de superfície, prestes a formar um *pit*. O elemento inferior mostrado nesse exemplo se comporta como o elemento inferior mostrado na Figura 38, ou seja, com o rolamento para a direita e o escorregamento para a esquerda; logo, escorregamento negativo. Há diversas trincas que nuclearam na superfície e propagaram inclinadas para a direita, o que é coerente, considerando que o escorregamento foi para a esquerda.

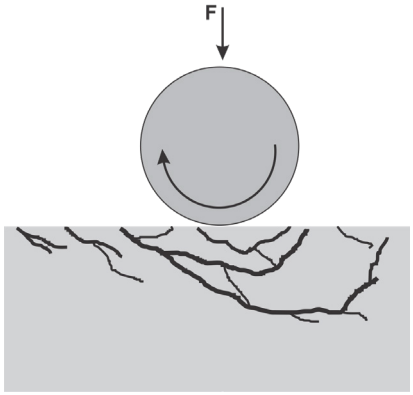


Figura 42. Representação esquemática de trincas de fadiga de contato de superfície. A rotação do elemento superior é no sentido horário. Fonte: os autores.

Na Figura 43 é mostrado um caso de fadiga de contato superficial em uma esfera de rolamento. Podem ser observados *pits* e trincas (nucleadas na superfície) prestes a formar *pits*.

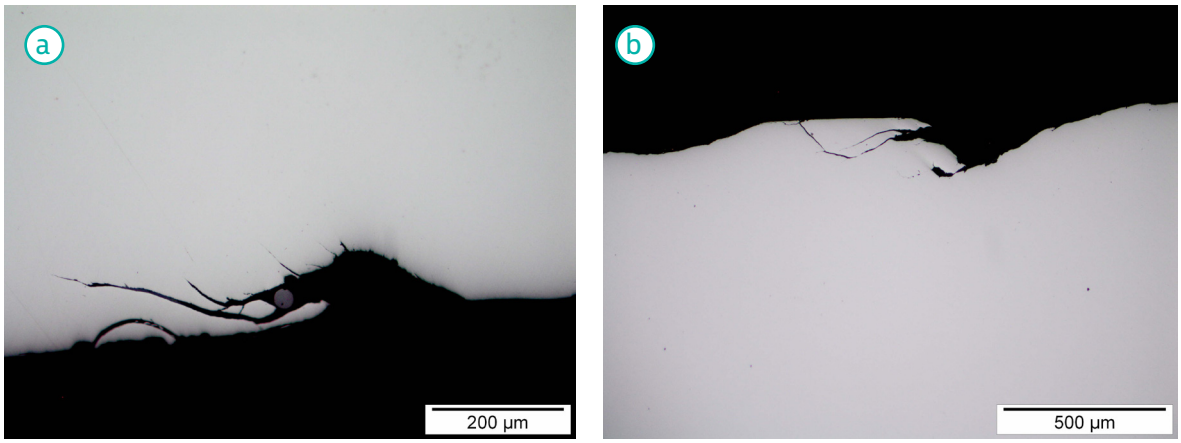


Figura 43. *Pits* e trincas superficiais (com algumas prestes a formar *pits*), devido à fadiga de contato de superfície. (a) Ampliação original: 200x. (b) Ampliação original: 100x. Imagens obtidas por microscopia ótica no SENAI IST Solda. Crédito: Leandro Guimarães de Oliveira. Fonte: André S. Pelliccione.

O aspecto discutido acima é importante para a compreensão de *pitting* em dentes de engrenagens. A Figura 44 ilustra a nomenclatura usual de regiões importantes, e a Figura 45, os esforços principais em um dente de engrenagem: esforço de flexão na base do dente e esforço de contato ao longo da superfície de trabalho do dente.

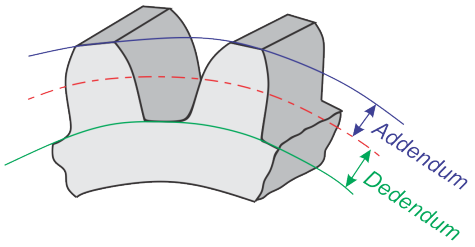


Figura 44. Indicação do *addendum* e do *dedendum* em dente de engrenagem. Em vermelho está representado o círculo primitivo. Fonte: os autores.

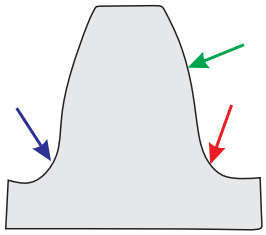


Figura 45. Esforços em dente de engrenagem. Esforço máximo de contato (seta verde). Esforços devido à flexão: tração (seta vermelha) e compressão (seta azul). Fonte: os autores.

O esforço de flexão, que causa tensões máximas de tração na base do dente, provoca a fratura por fadiga usual de um dente de engrenagem, mostrado no exemplo da Figura 46.

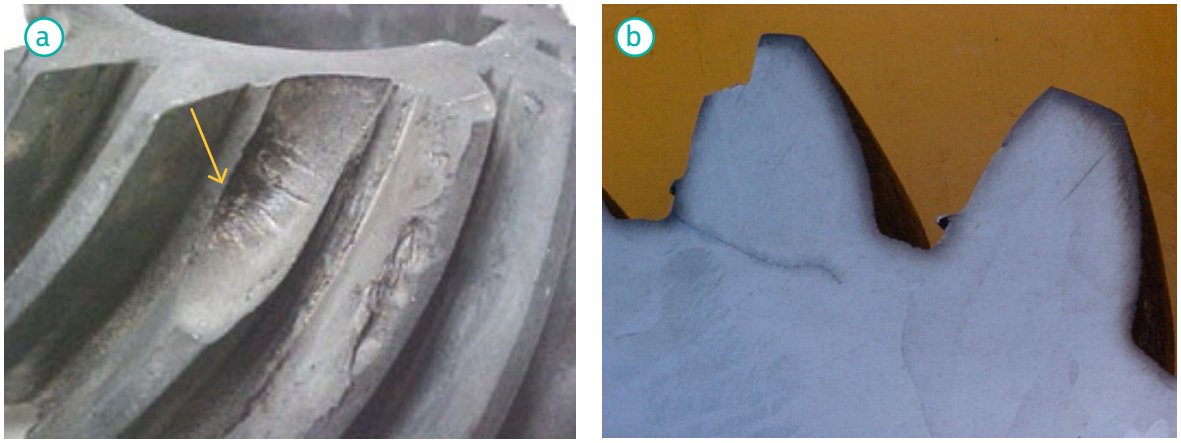


Figura 46. Fadiga devido a esforço de flexão em dente de engrenagem. (a) Fratura por fadiga, a partir da base do dente, conforme indicado pela seta. (b) Trinca de fadiga na base do dente, com nucleação na região de máxima tensão de tração. Esforço de contato da esquerda para a direita.
Créditos: Alexandre Antunes de Matos e Jorge Luiz Rezende Galvão.

Para que sejam examinadas as consequências dos esforços de contato (rolamento e escorregamento), é preciso compreender a geometria do engrenamento de dois dentes, conforme ilustrado na Figura 47.

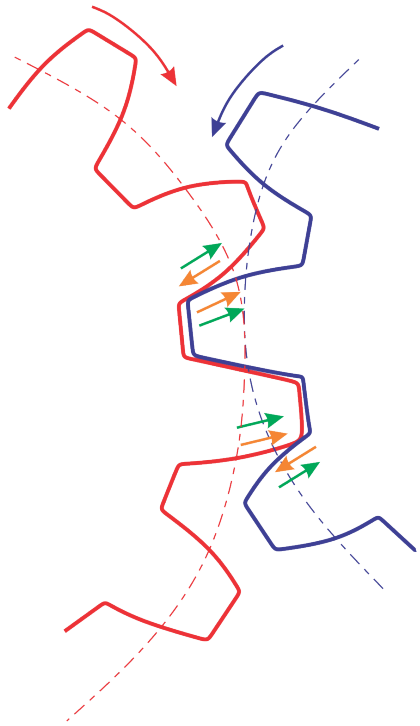


Figura 47. Representação do contato entre os dentes de engrenagem, sendo a vermelha a motora e a azul a movida. O rolamento é representado pela seta verde e o escorregamento é representado pela seta laranja. Na engrenagem motora e na engrenagem movida, verifica-se rolamento e escorregamento em sentidos opostos **(escorregamento negativo) no *dedendum***, e escorregamento positivo no *addendum* da engrenagem. Fonte: os autores.

O exame detalhado dessa figura mostra que:

a. o máximo esforço de contato ocorre em uma região que se estende em torno do diâmetro primitivo, e, mais importante ainda,

b. o escorregamento negativo sempre ocorre no *dedendum*, tanto da engrenagem motora (no engrenamento) como da engrenagem movida (no desengrenamento).

Assim, o *pitting,* que é consequência de excesso de esforço ou de tratamento térmico defeituoso da engrenagem, deve ocorrer no *dedendum*, iniciando próximo do diâmetro primitivo. A posição do *pitting* é importante para se determinar a sua causa. Assim:

a. *pitting* no *dedendum*, próximo do diâmetro primitivo: posição "normal". Pode ser causado por dureza, profundidade de camada ou tratamento térmico inadequados.

b. *pitting* no diâmetro primitivo: única posição no flanco do dente onde não ocorre escorregamento. Normalmente é causado por sobrecarga.

c. *pitting* no *dedendum*, bem abaixo do diâmetro primitivo, próximo ao pé do dente. Normalmente é causado por interferência devido à falta de alívio adequado da ponta do dente da outra engrenagem do par.

d. *pitting* no *addendum* ou deslocado ao longo do dente, fora da posição de engrenamento normal. A causa normalmente é erro de engrenamento.

Uma situação relativamente comum é quando a engrenagem motora é menor em relação às engrenagens do par, resultando em um número maior de aplicação de carregamento nos dentes dessa engrenagem. Dessa forma, no *dedendum* da engrenagem menor tende a ocorrer *pitting*[27]. Para minimizar falhas, a engrenagem menor (motora) pode ser fabricada com uma dureza maior para compensar esse efeito.

Convém lembrar que, em engrenagens não cementadas, o *pitting* não é necessariamente destrutivo. Em engrenagens grandes, em que a precisão dimensional possível na usinagem é limitada, no início da vida pode ocorrer o ajuste do perfil do flanco do dente por *pitting*, que cessa com o tempo, sem causar maiores danos, a não ser ruído.

Pelo sentido de deformação que o material sofreria se estivesse com baixa dureza na camada superficial (por exemplo, formando "línguas" de baixo para cima no *dedendum* da engrenagem movida, no momento do desengrenamento e ao contrário na engrenagem motora, no momento do engrenamento), verifica-se que o *pit*, na engrenagem movida, nucleia próximo ao diâmetro primitivo e propaga na direção da ponta do dente, e na engrenagem motora, na direção do diâmetro primitivo.

No caso de rolamentos, o escorregamento negativo se dá entre os elementos rolantes e a pista fixa. Quando esta é interna, a vida do rolamento é a menor, para as mesmas condições de carregamento. Isso pode ser compreendido pelo exame das equações de Hertz; se a pista fixa for interna (contato com os elementos rolantes externo), para a mesma carga, as tensões são maiores do que se a pista fixa fosse externa (contato interno). O *pitting* tende a aparecer primeiro na pista fixa e, em seguida, nos elementos rolantes para, finalmente, ocorrer na pista móvel.

Outro caso importante de fadiga de contato de superfície é o que ocorre em cilindros de laminação. Em laminadores quádruos, o cilindro de apoio é o que sofre escorregamento negativo; portanto, o mais propenso à fadiga de contato. A fratura frequentemente começa na superfície, em trincas resultantes de tensões térmicas que não foram totalmente eliminadas na retífica. Quando as trincas de fadiga nucleiam subsuperficialmente, normalmente iniciam-se em inclusões.

(iii) fadiga sob camada

A trinca sob camada (*subcase fatigue*), embora seja muitas vezes confundida com fadiga de rolamento puro, tem causa diferente. É aplicável a componentes endurecidos superficialmente por nitretação, cementação, têmpera superficial etc. Como o nome já indica, o trincamento ocorre sob a camada endurecida. As profundidades em que ocorrem os trincamentos, no caso de trinca sob camada, são muito maiores do que nos casos anteriores, que provocam *pitting*.

Esse tipo de trincamento tem relação com o elevado nível de tensões residuais na camada endurecida[28]. As tensões residuais na direção radial são trativas em consequência da tensão de compressão

[27] Considerando que ambas as engrenagens possuem as mesmas propriedades mecânicas e características metalúrgicas.

[28] A maior profundidade da camada endurecida e a reduzida quantidade de austenita retida tendem a aumentar o nível das tensões residuais, sendo mais críticas em núcleos com maior dureza.

circunferencial na camada, como visto no Capítulo 2. Imediatamente, abaixo da camada endurecida forma-se um estado triaxial trativo que favorece a ocorrência do trincamento.

Outro fator importante para esse fenômeno é o gradiente de dureza (e, consequentemente, a resistência ao cisalhamento) entre a camada endurecida e o núcleo. Se a variação de dureza for muito pronunciada (ou seja, não gradual) a partir de certa profundidade, a combinação mais severa para a ocorrência de fadiga de contato poderá não ser onde a tensão de cisalhamento é máxima (devido às tensões de Hertz, conforme visto anteriormente), mas sim a uma profundidade maior, onde a combinação tensão de cisalhamento e resistência ao cisalhamento é mais favorável, conforme esquematizado na Figura 48.

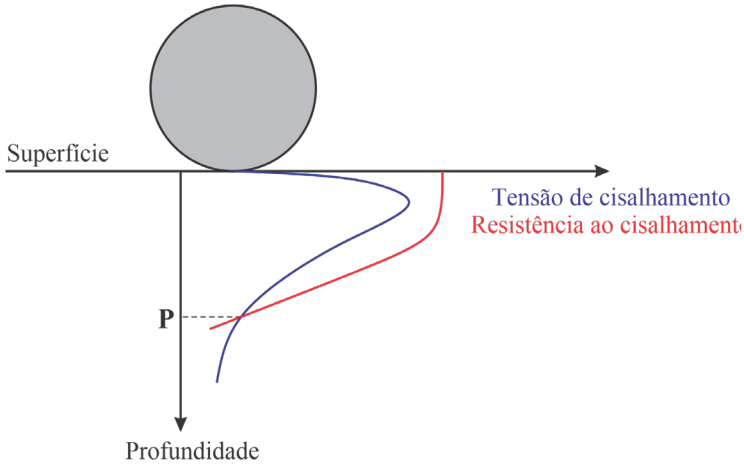


Figura 48. Resistência ao cisalhamento do material representada em vermelho e distribuição da máxima tensão de cisalhamento em azul. As trincas de fadiga tendem a ocorrer a uma profundidade abaixo do ponto de cruzamento entre as curvas, indicada por P. Fonte: os autores.

Sendo assim, algumas condições que favorecem a fadiga sob camada, além das citadas anteriormente, são:

- elevados níveis de tensões alternadas de contato;
- camadas endurecidas com baixas profundidades, por exemplo, em componentes nitretados;
- núcleo com baixa dureza (e, consequentemente, baixa resistência ao cisalhamento) em componentes com têmpera superficial ou cementação.

No entanto, as consequências do aumento da profundidade da camada endurecida ou do aumento da dureza do núcleo devem ser avaliadas com cautela, considerando os possíveis efeitos negativos devido à mudança da distribuição das tensões residuais.

As trincas propagam paralelamente à superfície, sob a camada endurecida (como indica o nome do mecanismo) e em direção à superfície, conforme esquematizado na Figura 49. Quando as trincas paralelas à superfície se unem e propagam em direção à superfície, pode ocorrer o desprendimento de fragmentos relativamente grandes do componente. Na Figura 50a pode ser observada uma trinca sob camada, em uma engrenagem com endurecimento superficial. A trinca é subsuperficial, paralela à face do dente. Na Figura 50b é mostrada a fratura de um dente de engrenagem. Verifica-se fratura na base do dente (promovida por fadiga devido ao esforço de flexão) e fratura na região da face do dente (promovida por fadiga sob camada).

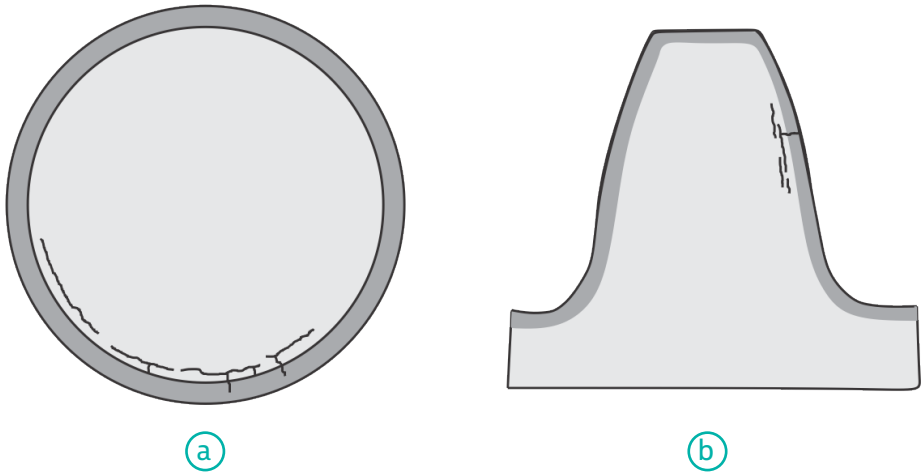


Figura 49. Representação esquemática de fadiga sob camada em um componente de seção circular (a) e em um dente de engrenagem (b), ambos com endurecimento superficial, sendo a camada endurecida representada por cinza escuro. Fonte: os autores.

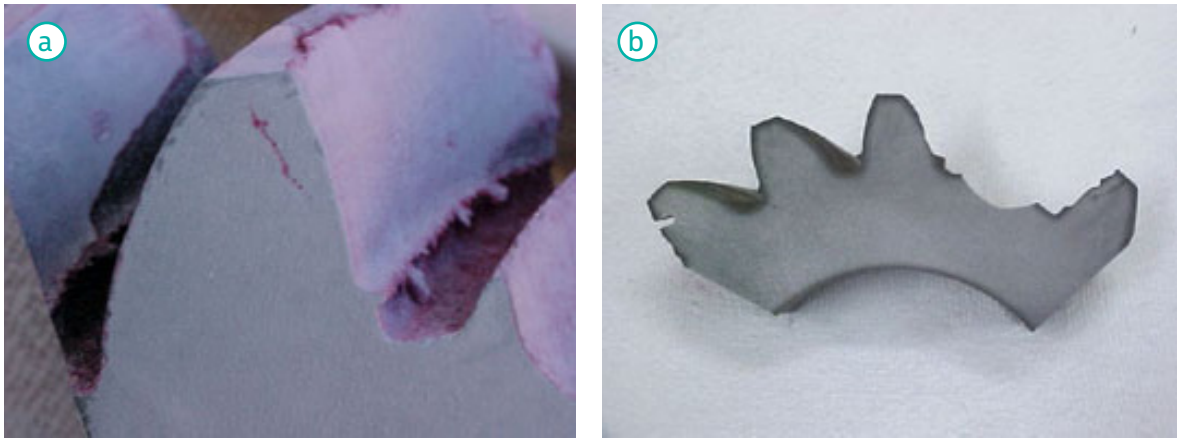


Figura 50. (a) Trinca de fadiga sob camada, revelada por ensaio por líquido penetrante. (b) Fratura em dente de engrenagem promovida por flexão (na base do dente) e fadiga sob camada (na face do dente). A região mais escura do ataque corresponde à camada cementada, revelada após ataque para macrografia. Créditos: Alexandre Antunes de Matos e Jorge Luiz Rezende Galvão.

Alterações microestruturais devido à fadiga de contato

Uma característica importante, durante o processo de fadiga de contato, é a possível formação de subestruturas a partir de imperfeições subsuperficiais. A nucleação e propagação de trincas nessas regiões promove perda localizada de material.

A região com alteração microestrutural localizada não é atacada com Nital (apresentando contraste com o restante da microestrutura) e, por essa razão, é denominada *área de ataque branco* (*white etching area*). Ela é constituída por grãos muitos pequenos de ferrita (com partículas de cementita dispersas), ou martensita muito fina e austenita, tendo dureza bem maior do que a matriz, podendo ultrapassar em cerca de 50%. Nas Figuras 51 à 54, é mostrado um caso de fadiga de contato em

esfera de rolamento em que houve formação subsuperficial de "área de ataque branco". Em alguns casos, podem ser observadas as chamadas *asas de borboletas*. São chamadas assim porque possuem um aspecto típico de asa de borboleta (branca) formada ao redor de uma imperfeição (geralmente inclusão). A Figura 54 mostra o aspecto típico.

A principal teoria para explicar a geração dessas estruturas é a alteração microestrutural induzida por deformação plástica, uma vez que altas tensões de cisalhamento localizadas favorecem a sua formação.

Ainda podem existir áreas de ataque branco, porém com dureza abaixo da matriz, também devido à alteração microestrutural localizada, promovida por depleção de carbono que se difunde para regiões adjacentes. Nesse caso, a morfologia tende a ser de linhas finas brancas, subsuperficiais e geralmente ramificadas.

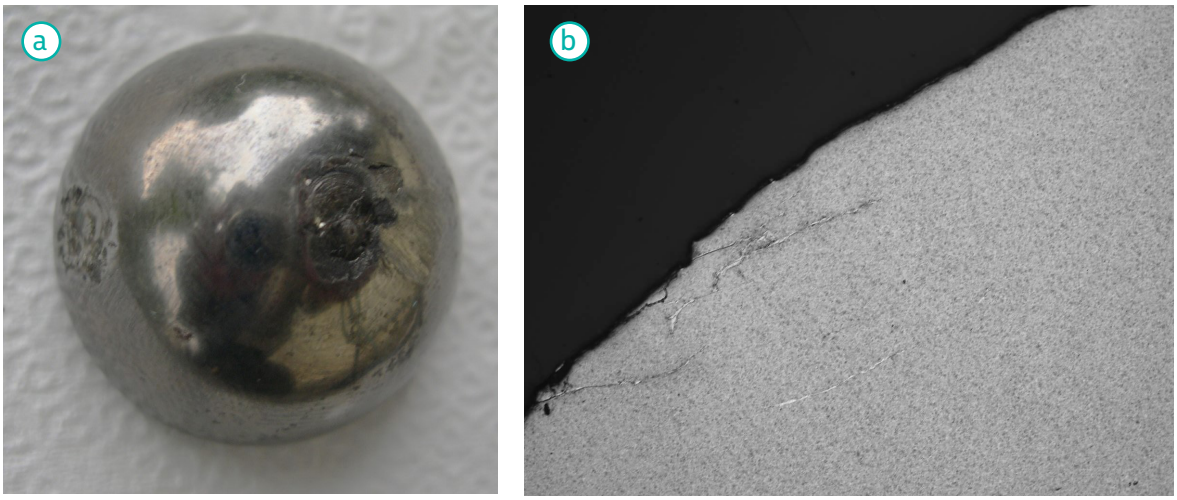


Figura 51. (a) *Pits* em esfera de rolamento de AISI 52100, gerados por fadiga de contato. (b) Micrografia da esfera mostrada em (a). Trincas superficiais, subsuperficiais e alteração microestrutural ("áreas de ataque branco"), geradas por fadiga de contato. Ampliação original: 50x. Ataque com Nital 2%. Créditos: Jorge Luiz Rezende Galvão, Milton Franco Moraes e Wallace Silva Carmona.

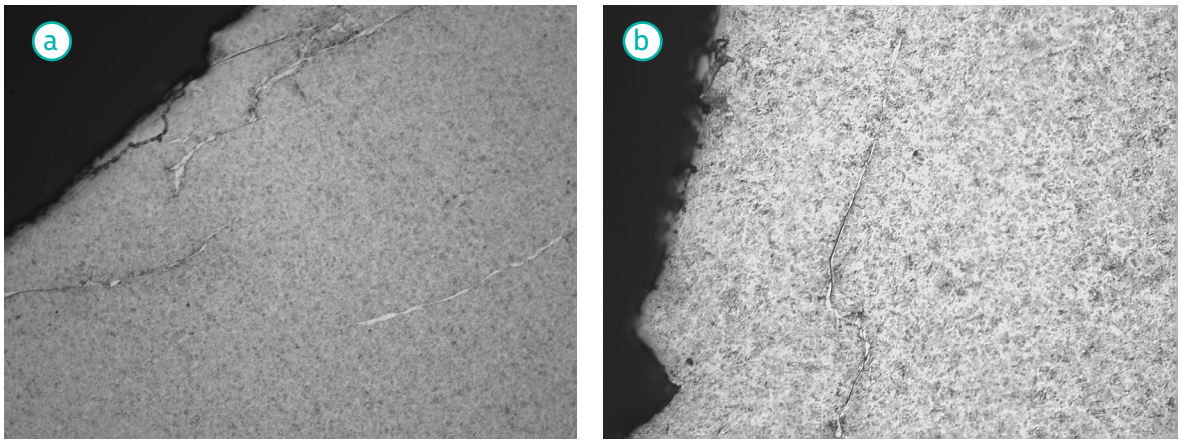


Figura 52. (a) Maior ampliação da imagem mostrada na Figura 51b. Ampliação original: 100x. (b) Outra "área de ataque branco" da mesma amostra. Ampliação original: 250x. Ataque com Nital 2%. Créditos: Jorge Luiz Rezende Galvão, Milton Franco Moraes e Wallace Silva Carmona.

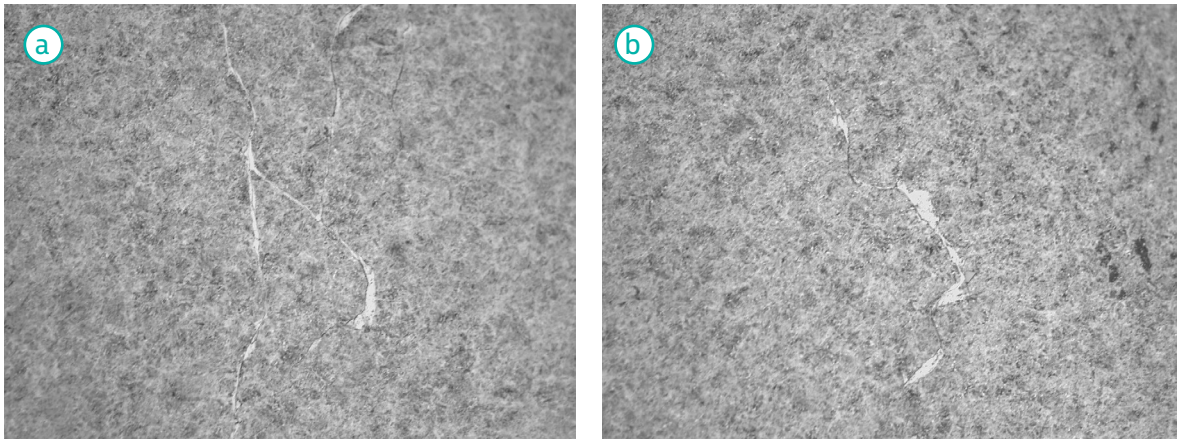


Figura 53. Mais "áreas de ataque branco" subsuperficiais, na mesma amostra. Ampliação original: 260x. Ataque com Nital 2%. Créditos: Jorge Luiz Rezende Galvão, Milton Franco Moraes e Wallace Silva Carmona.

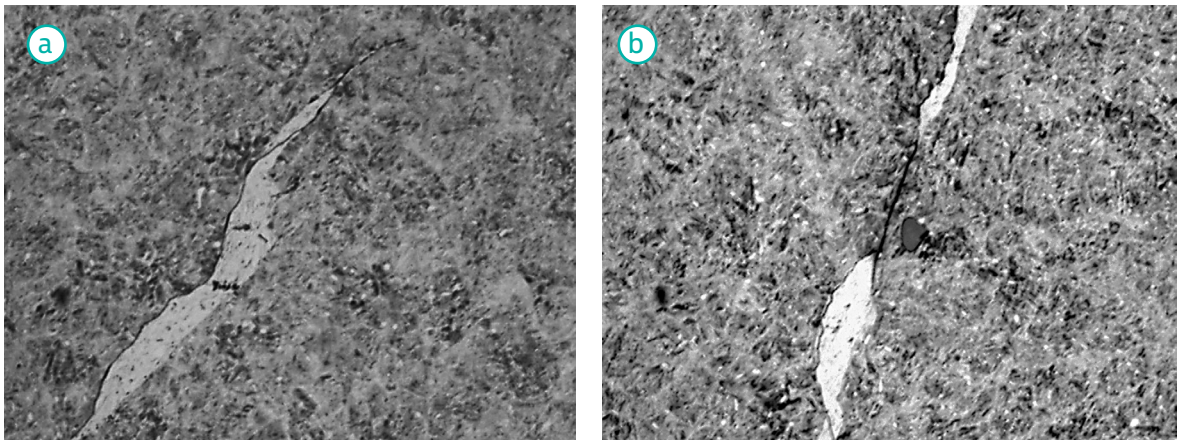


Figura 54. Alteração microestrutural subsuperficial, em virtude de ocorrência de fadiga de contato, do tipo "asa de borboleta". Ampliação original: 1000x. Ataque com Nital 2%. Créditos: Jorge Luiz Rezende Galvão, Milton Franco Moraes e Wallace Silva Carmona.

Ainda podem surgir regiões subsuperficiais denominadas *áreas de ataque escuro*, que são reveladas como regiões escuras após ataque com Nital. Essas regiões são consequência de alteração da martensita, que vai se transformando (induzida por deformação) em outros constituintes ou alterando a sua forma. Pode haver aumento ou redução de dureza, dependendo da ocorrência de transformação da austenita retida ou da martensita, respectivamente.

Não é escopo do livro o detalhamento das possíveis teorias relacionadas a alterações microestruturais decorrentes de fadiga de contato. Mais detalhes podem ser consultados nas Referências [7] , [8] e [9].

9.5 Referências

[1] JAMBO, H. C. M.; FÓFANO, S. **Corrosão**: fundamentos, monitoração e controle. Rio de Janeiro: Ciência. Moderna, 2008. 341 p.

[2] PELLICCIONE, A.S., MORAES, M.F., GALVÃO, J.L.R., MELLO, L.A., SILVA, E.S., **Análise de falhas em equipamentos de processo:** mecanismos de danos e casos práticos. 2. ed. Rio de Janeiro: Interciência, 2014. 386 p.

[3] SOCIETY OF AUTOMOTIVE ENGINEERS. **Mechanical and material requirements for externally threaded fasteners**, SAE J429. Pensilvania, 2014 14 p.

[4] INTERNATIONAL ORGANIZATION FOR STANDARDIZATION. **Mechanical properties of fasteners made of carbon steel and alloy steel :** part 1: Bolts, screws and studs with specified property classes - Coarse thread and fine pitch thread. ISO 898-1. 5 ed. Londres, 2013. 62 p.

[5] EL LAITHY, M. et al. Further understanding of rolling contact fatigue in rolling element bearings-a review. **Tribology international**, v. 140, p. 105849, 2019.

[6] SAUGER, E. et al. Tribologically transformed structure in fretting. **Wear,** v. 245, n. 1-2, p. 39-52, 2000.

[7] YIN, Hongxiang et al. Rolling contact fatigue-related microstructural alterations in bearing steels: a brief review. **Metals**, v. 12, n. 6, p. 910, 2022.

[8] DING, Yan; RIEGER, Neville F. Spalling formation mechanism for gears. **Wear**, v. 254, n. 12, p. 1307-1317, 2003.

[9] SADEGHI, Farshid et al. A review of rolling contact fatigue. **J. Tribol**, v.131, n. 4, 041403, Oct. 2009.

10 MECANISMOS DE FRAGILIZAÇÃO

10.1 Introdução 504

10.2 Ensaio de impacto Charpy 504

10.3 Fenômenos de fragilização 526

10.4 Referências 555

André da Silva Pelliccione
Paulo Sérgio Carvalho Pereira da Silva

10.1 Introdução

Neste capítulo serão abordados os principais mecanismos de fragilização em aços. A fragilização promove redução da energia absorvida até a fratura. Os mecanismos de fragilização podem induzir fratura frágil por clivagem ou fratura frágil intergranular, a depender do caso. Os casos específicos serão descritos posteriormente.

Como já discutido, a fratura por clivagem, ainda que indesejável pelo seu caráter frágil, deve ser considerada normal, pois sempre existirá uma temperatura abaixo da qual os aços ferríticos e martensíticos sofrem clivagem. Dessa forma, se essa temperatura for deslocada para valores mais baixos, é possível operar o equipamento com temperaturas menores, reduzindo o risco de fratura frágil[1].

Por outro lado, a fratura intergranular ocorre em consequência de processamento (fabricação) inadequado, deterioração do componente em serviço, ou, ainda, interação com o meio. Esta última foi tratada no Capítulo 6; portanto, não será abordada nesse capítulo.

10.2 Ensaio de impacto Charpy

A resistência à fratura frágil de um aço é usualmente avaliada pelo ensaio de impacto[2]. Os micromecanismos de fratura frágil esperados são clivagem, quasi-clivagem ou alveolar instável. No entanto, a fratura frágil pode ser intergranular se, por exemplo, houver algum mecanismo de fragilização dos contornos de grãos, conforme será detalhado posteriormente. Neste item, o micromecanismo de fratura frágil descrito será clivagem, mas é importante lembrar que os outros também podem ocorrer.

O ensaio de impacto possui várias especificações, variando os detalhes geométricos do corpo de prova e a máquina de ensaio, sendo o mais comum o ensaio Charpy, que surgiu por volta de 1900.

A Figura 1 mostra o esquema do pêndulo utilizado para aplicação da carga no corpo de prova. Na Figura 2 são mostradas a posição do martelo em relação ao corpo de prova e as principais dimensões do corpo de prova padrão Charpy com entalhe em V. A velocidade de impacto (velocidade tangencial) do pêndulo se situa entre 3 e 6 m/s. Um ensaio de tração convencional típico em material metálico é realizado com uma taxa de deformação da ordem de 10^{-3} s^{-1} (ou seja, deformação de 10% em 100 segundos). A taxa de deformação no ensaio Charpy é da ordem de 10^{3} s^{-1}, ou seja, cerca de seis ordens de grandeza maior do que um ensaio de tração convencional. Os corpos de prova de ensaio Charpy podem possuir entalhe U ou entalhe V, sendo que este último é o mais utilizado.

[1] Em termos práticos, se houver risco de fratura frágil, durante o projeto do equipamento deve ser verificado se o material selecionado é adequado à temperatura mínima de projeto, levando-se em consideração a espessura, nível de tensão, entre outros fatores, conforme o código de projeto aplicável.

[2] Se o objetivo for avaliar o risco de fratura frágil em um componente trincado (ou supondo a existência de uma trinca), devem ser realizados ensaios de mecânica da fratura para que seja efetuada a avaliação, conforme detalhado no Capítulo 5.

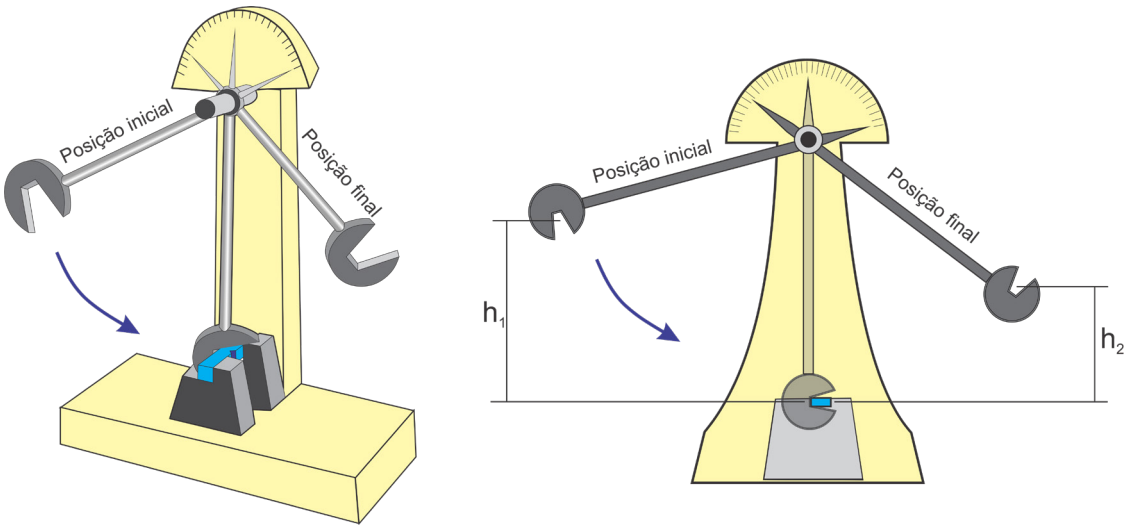


Figura 1. Esquema do pêndulo do ensaio Charpy. Fonte: os autores.

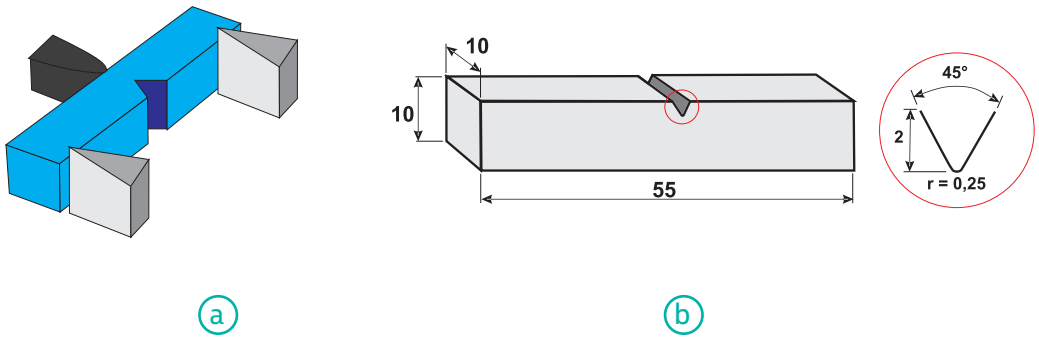


Figura 2. (a) Posição do martelo em relação ao corpo de prova. (b) Dimensões (em milímetros) relevantes do corpo de prova de ensaio Charpy com entalhe em V. Fonte: os autores.

A tensão de tração que tende a abrir o entalhe é obtida por meio de flexão em três pontos, pelo impacto de um pêndulo na face posterior do corpo de prova, conforme representado na Figura 1. Quando o martelo está no ponto mais alto (altura h_1), antes de ser liberado, possui apenas energia potencial ($m.g.h_1$). Essa energia potencial é convertida em energia cinética quando o martelo é liberado, sendo máxima no momento imediatamente anterior ao impacto. Durante o processo de impacto e fratura do corpo de prova, o martelo perde parte de sua energia, portanto, sua altura final (h_2) será menor do que a altura inicial (h_1). Dessa forma, a energia absorvida durante o processo de fratura corresponde a $m.g.(h_1-h_2)$, ou seja, a energia absorvida na fratura corresponde à diferença entre a energia no instante imediatamente anterior ao impacto e a energia restante após a ruptura do corpo de prova. O valor da energia absorvida é determinado pelo dispositivo indicador da máquina, o qual é aferido considerando-se as perdas por atrito.

A transformação de energia durante o ensaio de impacto pode ser definida como:

$$E_P = E_e + E_f + E_a + E_c$$

Onde E_p é a energia potencial do martelo (m.g.h), a qual é convertida em energia cinética após a liberação do martelo; E_e é a energia acumulada pelo sistema martelo/corpo de prova/suporte por deformação elástica; E_f é a energia perdida por atrito; E_a é a energia absorvida pelo corpo de prova durante a fratura e E_c é a energia cinética remanescente após o impacto.

A resposta dinâmica do corpo de prova (energia absorvida), após o impacto do pêndulo, inclui deformação elástica, deformação plástica e propagação da trinca.

A Figura 3a esquematiza um ensaio em que o corpo de prova absorveu menos energia e a Figura 3b esquematiza um ensaio em que o corpo de prova absorveu mais energia de impacto. O valor da energia absorvida em ensaio Charpy-V é também chamado de *tenacidade ao impacto* ("*impact toughness*") ou *tenacidade ao entalhe* ("*notch toughness*") em ensaio Charpy-V.

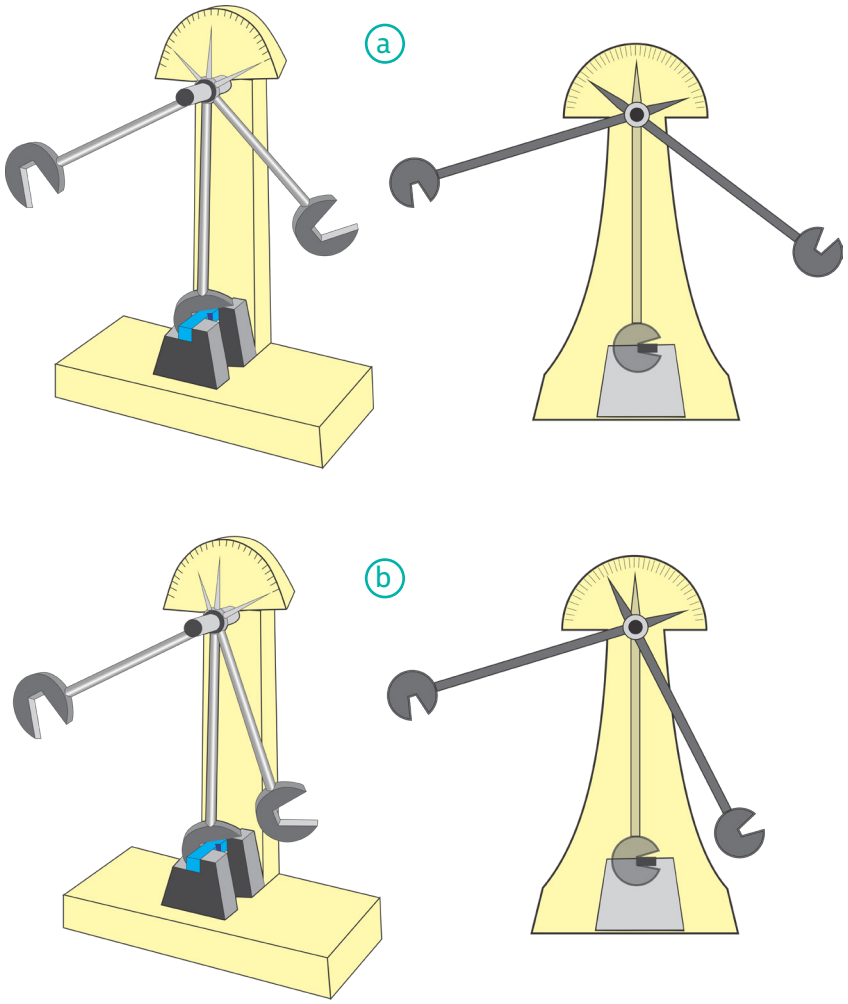


Figura 3. Esquema de ensaio Charpy em corpo de prova que (a) absorveu menos energia e (b) absorveu mais energia. Fonte: os autores.

O ensaio Charpy introduz três fatores que induzem a fratura frágil:

(i) triaxialidade de tensões, por meio de um entalhe;

(ii) alta velocidade de solicitação, pelo impacto do pêndulo;

(iii) baixas temperaturas (quando é requisito do ensaio).

Esses três fatores dificultam a movimentação de discordâncias; logo, favorecem a fratura frágil.

O ensaio pode ser efetuado em temperaturas decrescentes, resfriando-se o corpo de prova em banhos líquidos de resfriamento, para obtenção da curva de transição dúctil-frágil em aços ferríticos, conforme indicada na Figura 4.

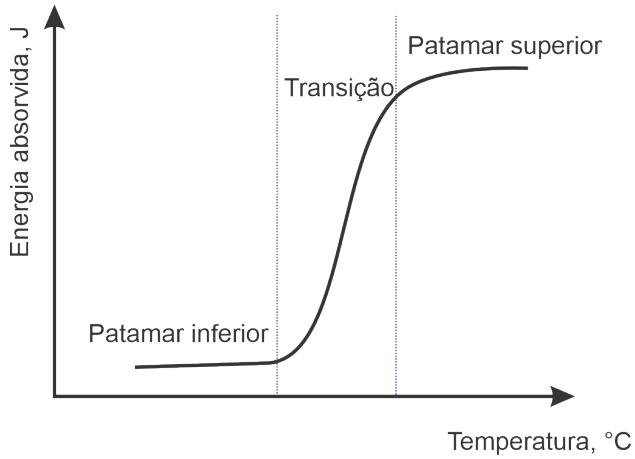


Figura 4. Representação de curva de ensaio de impacto Charpy para um aço de baixo teor de carbono normalizado. Fonte: os autores

A causa imediata da diferença de energia absorvida a várias temperaturas é uma mudança no mecanismo de fratura, de alveolar (*dimples*) no patamar superior, para clivagem ou intergranular[3] no patamar inferior, conforme indicado na Figura 5.

Dessa forma, a região de transição corresponde ao início da fratura por mecanismo alveolar, e, portanto, desenvolvimento estável sob tensões crescentes, seguido de região de fratura por clivagem, correspondente à propagação instável. Na região da fratura adjacente à superfície do corpo de prova podem ser observadas zonas de cisalhamento, já detalhadas no Capítulo 3. A Figura 6 mostra fraturas de corpos de prova de um aço de baixo carbono, ensaiados em temperaturas decrescentes (da esquerda para a direita). Verifica-se:

- Fratura 100% frágil do corpo de prova da direita, o qual foi ensaiado na menor temperatura. Está, portanto, no patamar inferior da curva de ensaio Charpy.
- Fratura 100% dúctil do corpo de prova da esquerda, o qual foi ensaiado na maior temperatura. Está, portanto, no patamar superior da curva de ensaio Charpy.

[3] Se ocorrer fratura intergranular, então existe alguma condição "anormal" que favoreceu esse micromecanismo de fratura frágil; por exemplo, algum mecanismo de fragilização.

- Os corpos de prova intermediários possuem região dúctil (opaca) e região frágil (brilhosa). Correspondem, portanto, à transição dúctil-frágil. Verifica-se que a região de propagação instável (fratura frágil) vai reduzindo com o aumento de temperatura, até ficar 100% dúctil (corpo de prova da esquerda).

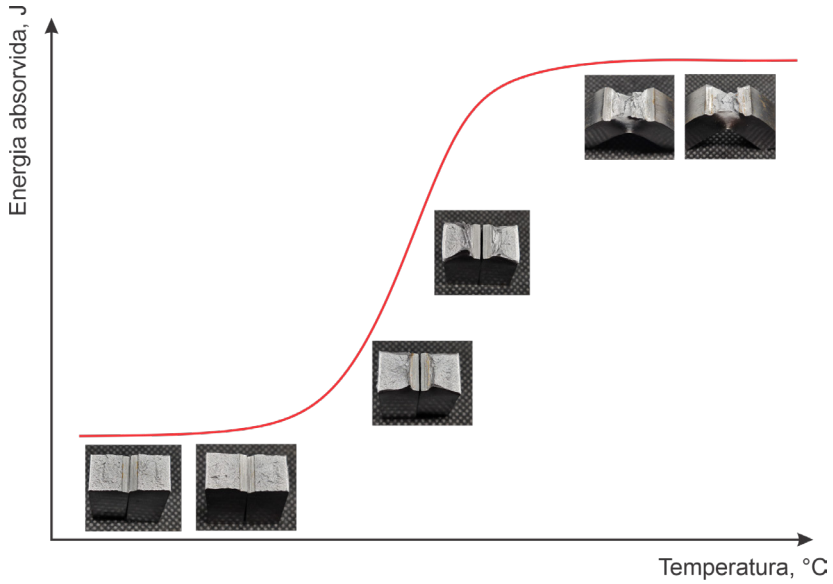


Figura 5. Esquema de uma curva de impacto Charpy, obtida a partir de ensaios em diferentes temperaturas. No patamar inferior, a fratura é 100% frágil. No patamar superior, a fratura é 100% dúctil. Na região de transição, a fratura possui região dúctil e região frágil. Fonte: André S. Pelliccione.

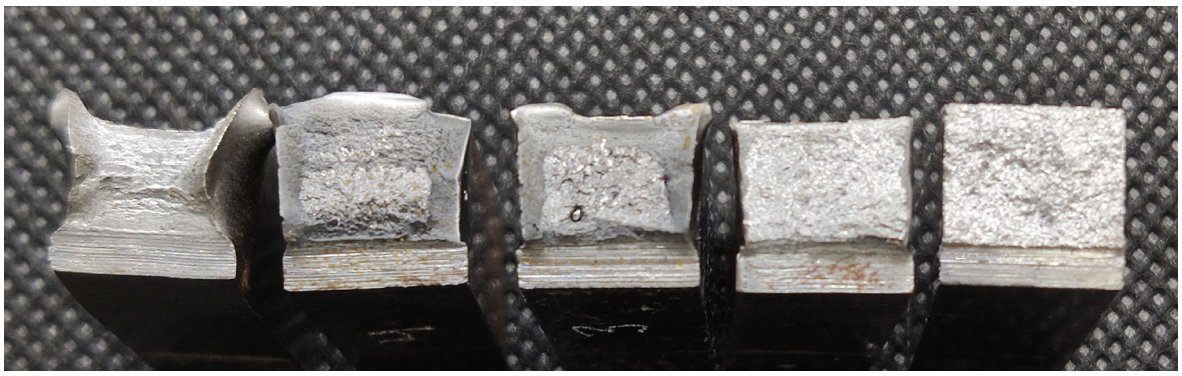


Figura 6. Diferentes aspectos da fratura. À esquerda, fratura 100% dúctil, correspondente ao patamar superior. À direita, fratura 100% frágil, correspondente ao patamar inferior. As amostras intermediárias possuem região de propagação estável (dúctil) e região de propagação instável (frágil), sendo correspondentes à região de transição dúctil-frágil. Ensaios realizados no SENAI IST Solda. Crédito: Rafael Silveira Barbosa. Fonte: André S. Pelliccione

Verifica-se então que a região de fratura por clivagem, que tem um aspecto "cristalino", apresenta-se envolvida por uma "moldura" de fratura alveolar formada pela região de propagação estável inicial e pelas zonas de cisalhamento.

Dessa maneira, uma outra variável que pode ser obtida no ensaio Charpy é a porcentagem da área total da seção transversal do corpo de prova (80 mm^2) ocupada por "fratura cristalina", isto é, por clivagem. Essa porcentagem de área "cristalina" da fratura cresce com a diminuição da temperatura, dando origem ao conceito da FATT (*Fracture Appearance Transition Temperature)*, detalhado a seguir. O aspecto geral de um corpo de prova Charpy na transição já foi visto no Capítulo 4 e está reproduzido na Figura 7.

Também pode ser calculado o percentual de fratura dúctil (*shear fracture appearance*). Algumas formas de se obter esse valor são:

- Usar carta com desenhos de fraturas com diferentes percentuais de fratura dúctil para comparação, por exemplo, do ASTM E23 [1], esquematizada na Figura 8. A norma também possui carta contendo imagens reais de fraturas, para comparação. Por exemplo, nas fraturas da Figura 6, da esquerda para a direita, temos, aproximadamente: 100%, 75%, 60%, 20% e 0% de fratura dúctil.
- Medir as dimensões (comprimento e largura) da região de propagação instável e entrar com esses valores em tabelas específicas para a obtenção do percentual de fratura dúctil.
- Capturar a imagem da superfície de fratura e medir o percentual de fratura dúctil por meio de um software de análise de imagens.

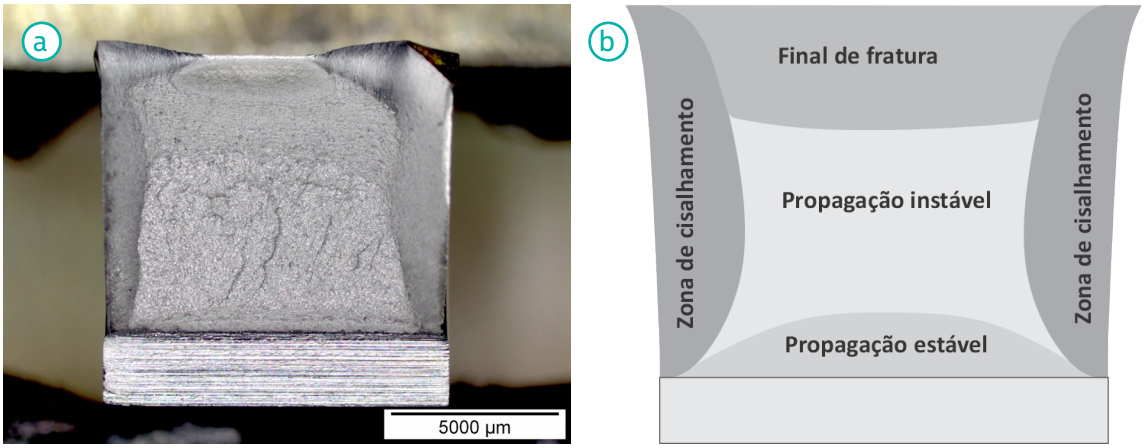


Figura 7. (a) Fratura de corpo de prova Charpy ensaiado dentro da temperatura de transição dúctil-frágil. Imagem obtida em lupa estereoscópica no SENAI IST solda. Crédito: Rafael Silveira Barbosa. Fonte: André S. Pelliccione. (b) Esquema da fratura. A área na região de propagação instável corresponde à fratura cristalina. Também são indicadas as áreas de propagação estável (*dimples*), zona de cisalhamento (*dimples*) e final de fratura (*dimples*). Fonte: os autores.

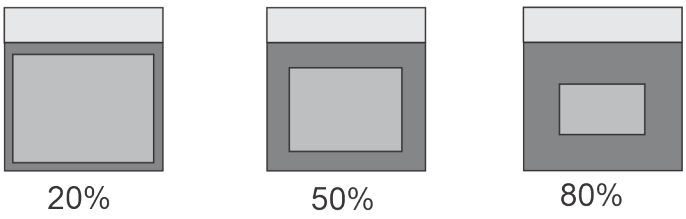


Figura 8. Esquema simplificado, mostrando aparência para determinação do percentual de fratura dúctil (*shear fracture appearance*). Para avaliação correta devem ser usadas as normas aplicáveis, por exemplo, o ASTM E23 [1]. Fonte: os autores.

Acima de uma determinada temperatura, portanto, a fratura absorve alta energia, sendo essa região da curva Charpy chamada de patamar superior. Abaixo de outra determinada temperatura, a energia absorvida é significativamente reduzida, sendo essa região chamada patamar inferior. Entre esses dois patamares ocorre a transição – mais ou menos abrupta, dependendo do material.

A chamada temperatura de transição dúctil-frágil pode ter diversas definições, conforme descrito a seguir e esquematizado na Figura 9:

i) A temperatura em que há 100% de fratura dúctil, ou seja, 0% de fratura por clivagem, chamada de *Fracture Transition Plastic* (FTP). Essa é, portanto, a temperatura com maior conservadorismo. É representada por T_E na Figura 9.

ii) A temperatura em que há 0% de fratura dúctil, ou seja, 100% de fratura por clivagem, chamada de *Nil Ductility Temperature* (NDT). Essa é, portanto, a temperatura com menor conservadorismo. É representada por T_A na Figura 9.

iii) A temperatura correspondente a um determinado valor de energia nessa transição, por exemplo, aquela correspondente a 20 J (15 lb-ft)[4] de energia absorvida para aços de baixa resistência. É chamada de *Ductility Transition Temperature* (DTT). É representada por T_B na Figura 9.

iv) A temperatura correspondente à média de energia do patamar superior e o inferior. É representada por T_C na Figura 9.

v) A temperatura correspondente a uma certa porcentagem de fratura por clivagem, por exemplo 50%, conhecida como *Fracture Appearance Transition Temperature* (FATT). É representada por T_D na Figura 9.

vi) A temperatura correspondente a um determinado critério baseado na expansão lateral do corpo de prova. A obtenção da expansão lateral será descrita a seguir.

[4] Baseado em vários testes de impacto em aços de chapas de navios, motivados por falhas associadas à fratura frágil de navios cargueiros da Segunda Guerra Mundial (principalmente os *Liberty ships*), foi estabelecido que, acima da temperatura que fornece 20 J (15 lb-ft) de energia de impacto, não ocorreria fratura frágil por clivagem. Em alguns casos, esse critério tem sido adotado para aços de baixo carbono. No entanto, é importante ressaltar que o critério para definir a DTT (*Ductility Transition Temperature*) varia de acordo com o material.

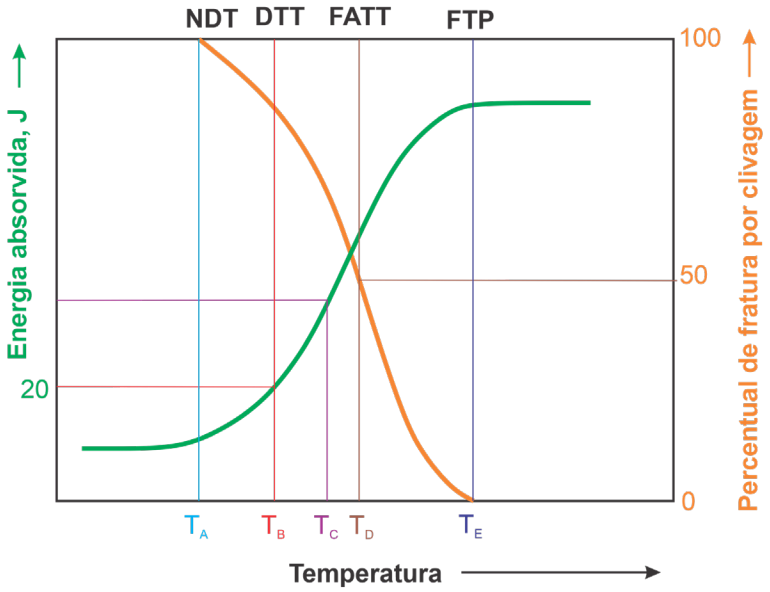


Figura 9. Possíveis definições para temperatura de transição dúctil-frágil. Fonte: os autores

Pode haver uma grande dispersão dos resultados de ensaio de impacto, principalmente na região de transição dúctil-frágil, devido a uma série de fatores, dentre os quais podemos citar: remoção de corpos de prova em locais onde as propriedades do material variam, não uniformidade do entalhe entre corpos de prova distintos e posicionamento incorreto do corpo de prova na máquina de ensaio.

Aços de baixa resistência (cúbicos de corpo centrado - CCC) possuem transição dúctil-frágil, conforme esquematizado pela curva verde da Figura 10. Exemplos: aços de baixo carbono recozidos ou normalizados; aços C-0.5Mo, 1.25Cr-0.5Mo, 2.25Cr-1.0Mo etc.

Já os metais e ligas metálicas com sistema cúbico de face centrada (CFC) não possuem transição dúctil-frágil e absorvem elevada energia de impacto mesmo em baixas temperaturas, conforme esquematizado pela curva azul da Figura 10. Por essa razão, esses materiais[5] são comumente empregados em sistemas que operam ou que podem ficar submetidos (por exemplo, durante despressurização de um gás) a baixas temperaturas. Exemplos: ligas de alumínio, aços inoxidáveis austeníticos[6] etc.

Ligas metálicas que possuem resistência mecânica elevada[7] não possuem transição dúctil-frágil definida e absorvem pouca energia, independentemente da temperatura. O comportamento é esquematizado pela curva laranja da Figura 10, na qual se observa uma queda pouco acentuada da energia absorvida com a redução da temperatura. Para aços de resistência mecânica muito elevada, em temperaturas relativamente baixas (região esquerda da curva) é esperada fratura por quasi-clivagem; já

[5] Materiais CCC também podem ser utilizados em condições de baixas temperaturas, desde que atendam aos requisitos de impacto ou tenacidade definidos no código de projeto para a temperatura mínima de projeto do equipamento.

[6] Desde que não apresentem mecanismo de fragilização, como fragilização por fase sigma.

[7] Nesse caso, considera-se que materiais com resistência mecânica elevada são aqueles que possuem limite de escoamento acima de E/150, sendo E o módulo de elasticidade. Para um aço carbono ou aço de baixa liga, seria o correspondente a um limite de escoamento acima de cerca de 1300 MPa.

em temperaturas mais altas (região direita da curva), pode ocorrer rasgamento dúctil de baixa energia (*low-energy ductile tearing*). É importante ressaltar que ambos os casos são caracterizados por propagação instável.

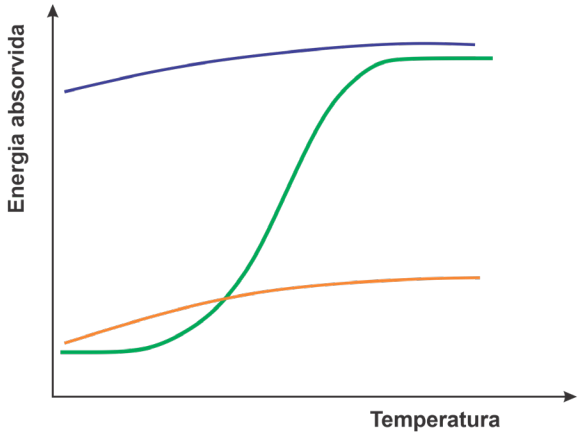


Figura 10. Esquema de curvas de ensaio de impacto Charpy para metais e ligas metálicas CCC (em verde) e CFC (azul). Em laranja é representada a curva Charpy para materiais CCC com resistência mecânica elevada. Fonte: os autores.

A causa da mudança do mecanismo de fratura com a temperatura é mais complexa. Supõe-se que cada material tenha uma tensão crítica de clivagem característica, pouco sensível à temperatura de ensaio, sendo uma característica do material propriamente dita. Assim, o aumento do tamanho de grão austenítico e a presença de carbonetos grosseiros ou de elementos intersticiais dissolvidos na ferrita (por exemplo N) seriam fatores que diminuiriam essa tensão crítica. A tensão de clivagem (S_c) em função da temperatura está indicada em azul, na Figura 11. Durante o ensaio de impacto, se essa tensão for atingida antes que outros mecanismos de fratura possam ocorrer, em particular, fratura alveolar, o material sofreria clivagem. Com a redução da temperatura, os aços ferríticos apresentam aumento significativo do limite de escoamento (S_y), conforme representado pela curva vermelha da Figura 11. Então, teoricamente, em temperaturas menores do que T_1, a fratura seria inteiramente por clivagem. No entanto, a triaxialidade de tensões devido ao entalhe dificulta a deformação plástica. Considerando também esse efeito, a nova curva limite de escoamento x temperatura será representada pela curva verde; logo, abaixo de T_2, a fratura seria inteiramente por clivagem. No entanto, além do efeito do entalhe, a alta taxa de deformação (impacto) dificulta a deformação plástica; assim, considerando também esse efeito, haverá uma nova curva limite de escoamento x temperatura, representada em roxo. Todos esses fatores contribuem para dificultar a deformação plástica e, consequentemente, a fratura alveolar, aumentando a tensão necessária para a fratura do corpo de prova. Abaixo de T_3, teoricamente, ocorrerá fratura 100% por clivagem, definindo o limiar do patamar inferior. Acima de T_3, portanto, inicia-se a transição dúctil-frágil, ou seja, haverá fratura alveolar (estável) antes da fratura por clivagem (instável). A curva em laranja representa a ocorrência de 100% de fratura estável, ou seja, abaixo de T_4 ainda há propagação instável (clivagem) e acima de T_4 a fratura será 100% alveolar, dando início ao patamar superior. Dessa forma, a transição dúctil-frágil, teoricamente, está situada entre T_3 e T_4. Como visto anteriormente, em temperaturas crescentes a partir de T_3, o percen-

tual de fratura alveolar (estável) vai aumentando e o percentual de fratura por clivagem (instável) vai diminuindo. A partir de T_4, a fratura será 100% alveolar.

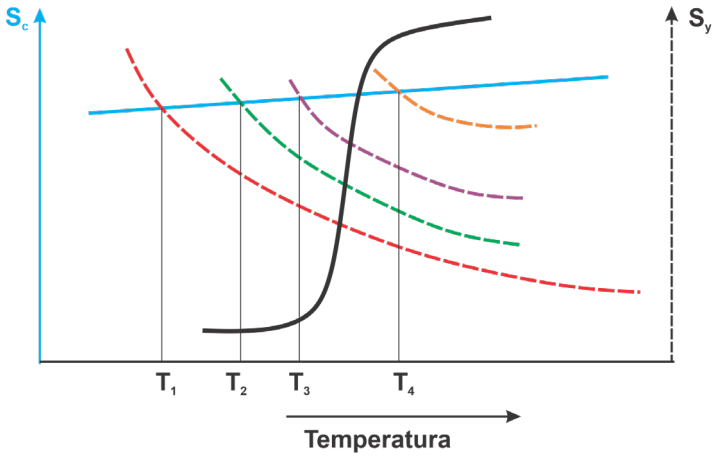


Figura 11. Figura esquemática, indicando tensão crítica de clivagem e tensão limite de escoamento em função da temperatura. Curva azul: tensão crítica de clivagem em função da temperatura. Curva vermelha: limite de escoamento em função da temperatura. Curva verde: limite de escoamento corrigido pelo efeito do entalhe (triaxialidade). Curva roxa: limite de escoamento corrigido pelo efeito do entalhe e da alta taxa de deformação. Curva laranja: 100% de fratura alveolar. Fonte: os autores.

Compreende-se, assim, que o resultado do ensaio Charpy tem um valor comparativo, já que qualquer alteração na triaxialidade de tensões imposta (trinca em vez de um entalhe, mudança do raio de curvatura da ponta do entalhe, alteração da espessura do corpo de prova etc.) ou na velocidade de solicitação alteriam a temperatura em que a fratura por clivagem ocorreria, para a mesma tensão crítica de clivagem.

Ao contrário da Mecânica da Fratura, que procura determinar um parâmetro característico do material, a temperatura de transição é um dado comparativo entre materiais. As especificações de energia absorvida mínima a uma certa temperatura, como do Código ASME, são resultados de experiência acumulada. É importante citar, entretanto, que existem relações conservativas (*lower bound*) entre energia de impacto Charpy e tenacidade à fratura. Isso pode ser empregado em cálculos para avaliação de integridade de um componente trincado, quando não há informações referentes aos parâmetros do material (ex.: K_{Ic} e CTOD).

As grandes vantagens do ensaio de impacto Charpy são:

- Simplicidade e relativo baixo custo, uma vez que os corpos de prova são relativamente pequenos e fáceis de usinar.
- Ensaio rápido.
- Possibilidade de realização em diferentes temperaturas, sem a necessidade de dispositivo para manter a temperatura do corpo de prova durante a realização do ensaio de impacto[8].

[8] Quando o corpo de prova estiver na temperatura de ensaio desejada, ele deve ser removido do meio de resfriamento ou do meio de

- Existe uma grande experiência acumulada[9] em termos de quantidade de resultados para diferentes materiais e relação com ocorrências reais de falha.

Além da energia absorvida e do percentual de fratura cristalina (por clivagem), outro parâmetro que pode ser obtido no ensaio Charpy é a expansão lateral, medida conforme indicado na Figura 12. A expansão lateral corresponde ao máximo aumento da espessura do corpo de prova após o ensaio. A expansão lateral em cada lado do corpo de prova, em relação ao plano não deformado, deve ser medida (em mm) em cada lado da fratura, conforme a Figura 12. Por exemplo, se x_1 for maior do que x_3, e x_4 for maior do que x_2, então a expansão lateral será $x_1 + x_4$.

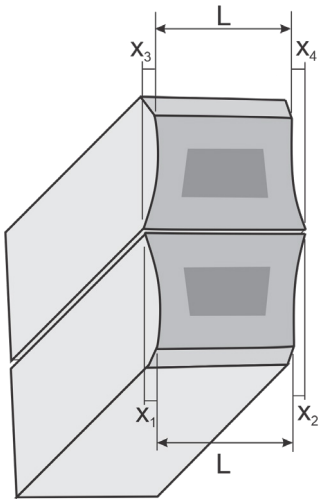


Figura 12. Representação de um corpo de prova Charpy fraturado para cálculo da expansão lateral. São representadas as dimensões x_1 a x_4, decorrentes da expansão lateral, e L, referente à espessura original do corpo de prova. Fonte: os autores.

O martelo pode ser equipado com extensômetros para fornecer uma leitura de força-deslocamento durante o processo de fratura. É o denominado Charpy instrumentado. A área sob a curva força x deslocamento corresponde à energia absorvida pelo corpo de prova durante o processo de fratura. É possível, portanto, obter as energias parciais associadas com cada evento relacionado ao processo de fratura assim como a energia total absorvida do corpo de prova. Os dados do Charpy instrumentado, associados à análise das fraturas, permitem identificar as regiões da curva correspondentes à iniciação, propagação e final da fratura.

A Figura 13 mostra o que ocorre no patamar inferior, na região de transição dúctil-frágil, e no patamar superior, por meio do ensaio de Charpy instrumentado para um mesmo material. Por exemplo,

aquecimento, usando um dispositivo especificado para manusear as amostras e, na sequência, o corpo de prova deve ser posicionado corretamente no suporte da máquina de ensaio. Em seguida, o pêndulo deve ser liberado. Todo esse procedimento deve ser feito em um tempo máximo, definido nas normas aplicáveis. Caso esse tempo seja ultrapassado, o ensaio não é válido. O ASTM E23 [1] define cinco segundos como tempo máximo.

[9] Inicialmente, o objetivo principal do ensaio Charpy era controle de qualidade. Após a Segunda Guerra Mundial, com base em análises de falhas de navios cargueiros, o ensaio Charpy passou a ser utilizado como uma ferramenta de projeto. Desde então, grande experiência foi acumulada devido aos ensaios de impacto realizados ao longo das décadas.

um aço de baixo carbono ensaiado em baixa temperatura (patamar inferior), em temperatura intermediária (região de transição dúctil-frágil) e em maior temperatura (patamar superior).

(i) Patamar inferior (Figura 13a) - A carga atinge um determinado valor máximo F_{max} (ponto mais elevado) e ocorre propagação por clivagem. A carga máxima, portanto, será igual à carga em que ocorre propagação instável (F_{inst}), ou seja, $F_{max} = F_{inst}$. A partir desse ponto, a reta é quase vertical; logo, a área sob a curva é muito pequena, ou seja, a absorção total de energia é muito baixa.

ii) Região de transição dúctil-frágil (Figura 13b) – O martelo entra em contato com o corpo de prova, ocorre deformação plástica na raiz do entalhe, a carga P vai aumentando devido ao encruamento e atinge uma carga máxima (F_{max})[10]. Geralmente, a iniciação da trinca ocorre nesse estágio, portanto, a energia de iniciação será a área sob a curva, até F_{max}. Na sequência, ocorre a propagação da trinca, ou seja, a energia de propagação corresponderá à área sob a curva após F_{max}. É importante ressaltar que o processo de fratura que se inicia na raiz do entalhe ocorre de maneira estável (rasgamento dúctil). Quando a trinca atinge um certo tamanho[11], ocorre propagação instável (modo de fratura de baixa energia) a partir da carga F_{inst}. Na sequência, ocorre *arrest* da trinca (F_{arrest}) e a fratura final ocorre no ligamento remanescente nas laterais do corpo de prova, de maneira estável (dúctil). Conforme as zonas de cisalhamento são formadas nas laterais do corpo de prova, a rótula plástica no ligamento remanescente sofre fratura. Tudo isso resulta, num caso ideal, em uma moldura fibrosa (que corresponde às regiões de propagação estável) ao redor de uma região relativamente plana, que corresponde à propagação instável, conforme já mostrado na Figura 7.

iii) Patamar superior (Figura 13c) – O processo ocorrerá de maneira similar ao caso anterior, com a diferença de que não há propagação instável. Ou seja, todo o processo ocorrerá de maneira estável, portanto, a energia total (área sob a curva) será maior do que nos casos anteriores.

Um corpo de prova com uma pré-trinca de fadiga pode ser empregado para determinar a tenacidade à fratura dinâmica do material.

[10] A flutuação na carga no primeiro estágio da curva é resultado da repulsão elástica entre o corpo de prova e o martelo ou reflexões de ondas de tensão dentro do martelo.

[11] Esse tamanho depende da tenacidade do material, da força, da taxa de carregamento etc.

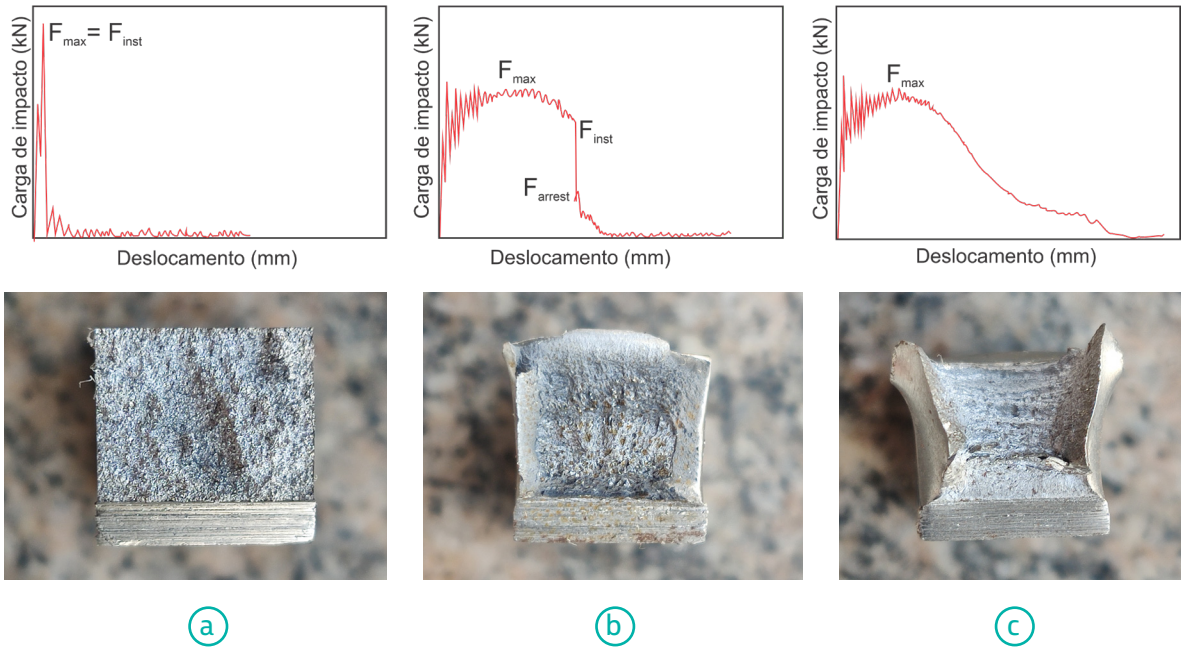


Figura 13. Representação esquemática do resultado Força x Deslocamento em um ensaio de Charpy instrumentado para uma fratura no patamar inferior (a), na região de transição dúctil-frágil (b) e no patamar superior (c). Modificado de [2]. Imagens de fraturas de corpos de prova no patamar inferior (a), na região de transição (b) e no patamar superior (c). Fonte: os autores.

É possível efetuar ensaios de mecânica da fratura em corpos de prova pré-trincados com o objetivo de se obter parâmetros de tenacidade à fratura. Também é possível obter estimativas conservativas da tenacidade à fratura por outras formas, incluindo resultados de ensaio Charpy. A tenacidade à fratura será utilizada na avaliação de integridade de um componente contendo uma trinca com o objetivo de prever a possibilidade de propagação. Esse tópico foi abordado com maior riqueza de detalhes no Capítulo 5.

10.2.1 Variáveis do material que afetam a temperatura de transição dúctil-frágil

Inicialmente, é importante ressaltar que a maior ou menor *tenacidade ao impacto* em ensaio Charpy de um material em relação ao outro pode depender da temperatura, conforme esquematizado na Figura 14. O aço B (correspondente à curva laranja) absorve maiores valores de energia de impacto em comparação com o aço A (correspondente à curva verde) em toda a faixa de temperatura ensaiada. O aço B absorve maiores valores de energia em relação ao aço C (correspondente à curva azul) em temperatura ambiente (que, neste caso, está no patamar superior). Por outro lado, o aço B tem menor temperatura de transição do que o aço C. Em termos práticos, para evitar fratura frágil, é preferível materiais que apresentam as menores temperaturas de transição.

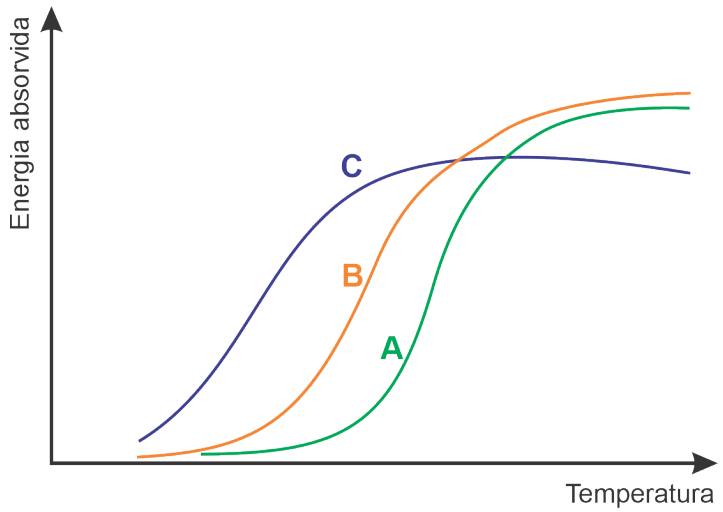


Figura 14. Curvas esquemáticas para três materiais distintos. Fonte: os autores.

Para evitar fratura frágil, códigos de projeto possuem avaliações e critérios específicos. Por exemplo, no ASME Seção VIII, inicialmente são realizadas avaliações para tentar isentar a realização de ensaio de impacto, sendo considerados nessa avaliação:

- temperatura mínima de projeto;
- material (especificações de material são agrupadas em "classes de tenacidade");
- espessura do componente;
- nível de tensão que o componente está submetido em relação ao nível de tensão requerido;
- ausência de carregamento cíclico ou cargas de choque;
- limites máximo e mínimo de temperatura de projeto;
- realização de teste hidrostático;
- realização de tratamento térmico de alívio de tensões;
- eficiência de junta (relacionado com o tipo de junta soldada e o grau de inspeção por radiografia ou ultrassom).

Caso não seja possível isentar a partir das análises e requisitos descritos no código de projeto, deverá ser efetuado ensaio de impacto. É realizado ensaio de impacto em três corpos de prova na temperatura mínima de projeto e a média deve ser acima de um valor mínimo de energia de impacto requerida[12]. O valor mínimo de energia requerida é obtido a partir de curvas específicas, considerando a máxima espessura nominal e o limite de escoamento mínimo do material.

[12] Em alguns casos, em vez de energia mínima, é requerida expansão lateral mínima.

Quando não é possível extrair corpos de prova com as dimensões padrão, podem ser utilizados corpos de prova com dimensão reduzida. Nesse caso, deverão ser consideradas redução da temperatura de ensaio e alteração da energia de impacto mínima requerida, em função da dimensão reduzida do corpo de prova, conforme estabelecido pelo código de projeto.

Para a mesma geometria, digamos as normalizadas, as variáveis do material que afetam os resultados do ensaio Charpy podem ser agrupadas em quatro grupos:

(i) orientação

(ii) refino da estrutura

(iii) elementos de liga e residuais presentes no aço

(iv) fases presentes

(i) ORIENTAÇÃO

Em aços trabalhados mecanicamente, os resultados do ensaio Charpy variam significativamente com a orientação do corpo de prova em relação ao fibramento do material. Isso é basicamente consequência da existência de interfaces menos resistentes que abrem à frente da trinca que se propaga.

Em função da orientação do corpo de prova, três situações básicas podem ocorrer, conforme ilustradas na Figura 15: *arrestor, divisor e short transverse*. Experiências com corpos de prova artificialmente fabricados a partir de lâminas finas de aço carbono, soldadas entre si, confirmam o raciocínio. Para as mesmas condições de ensaio, a energia de impacto será maior na orientação imobilizadora, intermediária na orientação divisória e menor na orientação transversal curta.

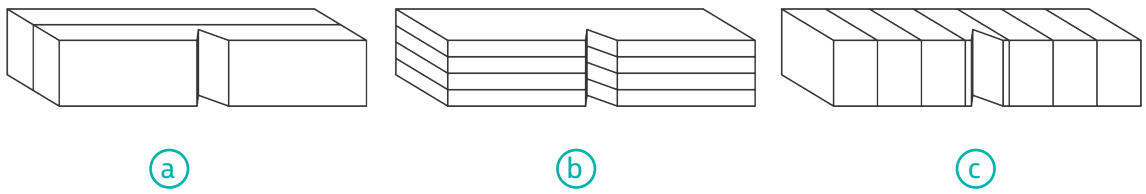


Figura 15. Possíveis configurações. (a) imobilizadora (*crack* arrestor). (b) divisória (*crack divider*). (c) transversal curta (*short transverse*). Modificado de [3].

Na orientação *arrestor*, a triaxialidade de tensões desenvolvida na frente da trinca provocará abertura da interface (separação) nesse mesmo local, arredondando a ponta da trinca e, consequentemente, causando um alívio da triaxialidade de tensões, conforme representado na Figura 16.

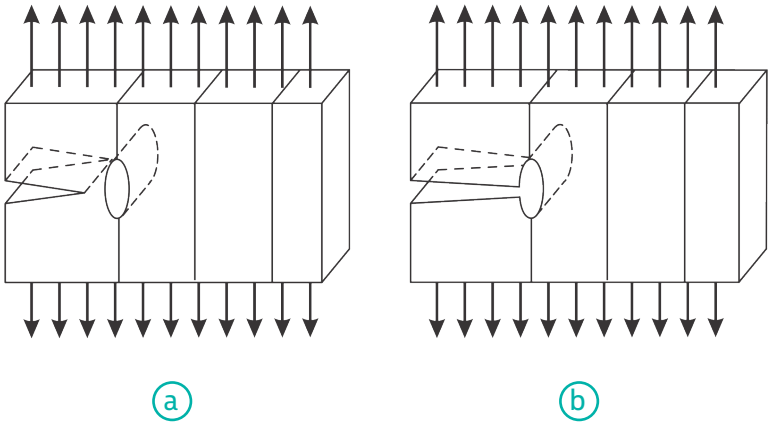


Figura 16. Esquema, indicando interface de menor resistência. Modificado de [3].

A Figura 17 ilustra resultados obtidos em várias orientações de uma chapa laminada de aço de baixo carbono. Por convenção, a primeira letra representa a direção do eixo do corpo de prova e a segunda letra representa a direção de propagação da trinca, sendo L (*longitudinal*) na direção de laminação da chapa, T (*long transverse*) na direção da largura da chapa e S (*short transverse*) na direção da espessura da chapa. Também é possível extrair corpos de prova na direção S, caso a chapa seja espessa o suficiente, ou seja, corpos de prova com orientações S-T e S-L.

É possível observar, na Figura 17, diferença significativa nas curvas Charpy para três orientações (T-L, L-T e L-S), especialmente em temperaturas mais altas na região transição e no patamar superior. Para temperaturas e níveis de energia mais baixos, a diferença não é tão significativa; portanto, deve-se ter cuidado na seleção da orientação do corpo de prova em relação à chapa, especialmente se os ensaios não forem realizados em temperaturas muito baixas.

Outro fator importante que influencia o resultado do ensaio de impacto é a espessura da chapa. Considerando as mesmas condições (composição química, processo de fabricação e processo de desoxidação), uma chapa mais espessa tende a ter menor *tenacidade ao impacto* do que uma chapa menos espessa. Isso ocorre porque é mais difícil obter microestrutura refinada e grãos homogêneos em uma chapa mais espessa.

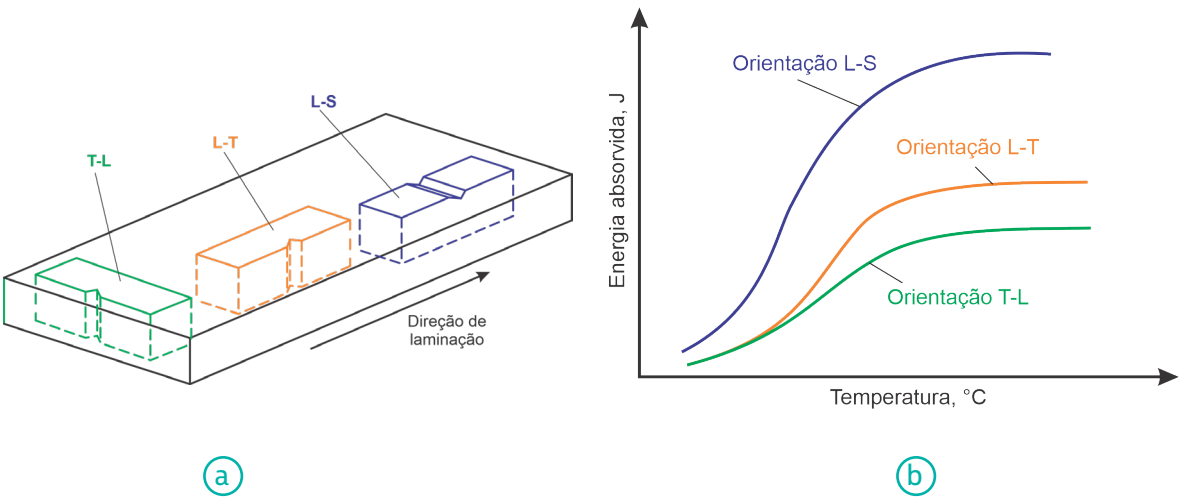


Figura 17. Esquema ilustrando a influência da orientação nas curvas de ensaios Charpy de corpos de prova em diferentes orientações. Modificado de [3].

(ii) REFINO DA ESTRUTURA

O refino da estrutura, na forma da diminuição do tamanho de grão, é a variável mais conhecida que influencia a tenacidade dos aços.

O trabalho clássico de *Petch* mostrou uma relação linear com $\ln(d^{-1/2})$ em que d representa o diâmetro médio dos grãos, conforme ilustrado na Figura 18, para um aço carbono com cerca de 0,1%C. Para facilitar a visualização, foi plotada a temperatura de transição em função do tamanho de grão em µm.

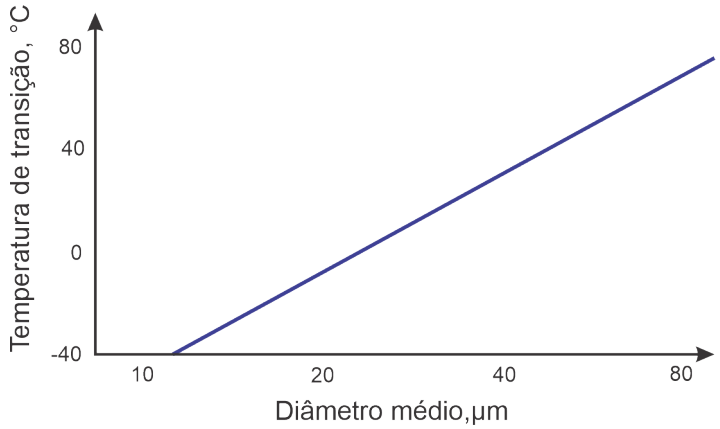


Figura 18. Influência do tamanho de grão na temperatura de transição para um aço carbono com cerca de 0,1%C. Modificado de [3] e [4].

O refino da estrutura, portanto, pode justificar a influência de outras variáveis de processo nas curvas de impacto Charpy, tais como posição na chapa laminada a quente, temperatura de laminação e temperatura de normalização.

O efeito mais importante do refino da estrutura é aquele representado pelo aumento da tenacidade resultante da têmpera e revenido (microestrutura de martensita revenida) em relação ao mesmo aço normalizado e revenido (microestrutura de ferrita e perlita), ambos com limite de resistência similar ao final do revenimento. Essa diferença é ilustrada na Figura 19.

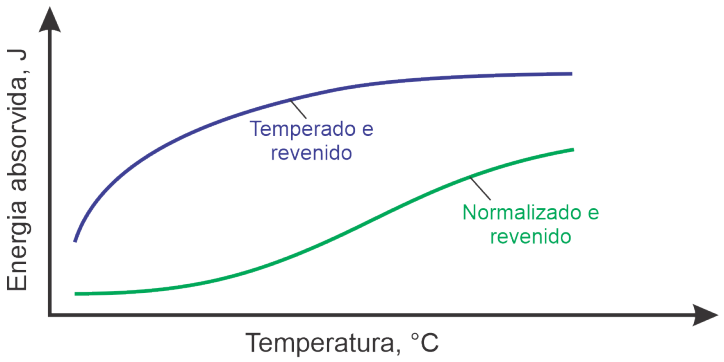


Figura 19. Esquemas de curvas de ensaio de impacto Charpy, mostrando a influência do refino de grão. Curva para aço normalizado e revenido e curva para o mesmo aço temperado e revenido, ambos com limite de resistência similares. Modificado de [3].

(iii) ELEMENTOS DE LIGA E RESIDUAIS

O efeito do carbono na tenacidade é bem conhecido e ilustrado na Figura 20. O aumento do teor de carbono tem três efeitos: (i) aumenta a temperatura de transição; (ii) diminui a energia absorvida no patamar superior e (iii) aumenta o intervalo de temperatura em que ocorre a transição. O carbono é um dos elementos que mais promove aumento de resistência mecânica e redução de tenacidade. Por essa razão, aços de alta tenacidade tendem a ter baixo teor de carbono.

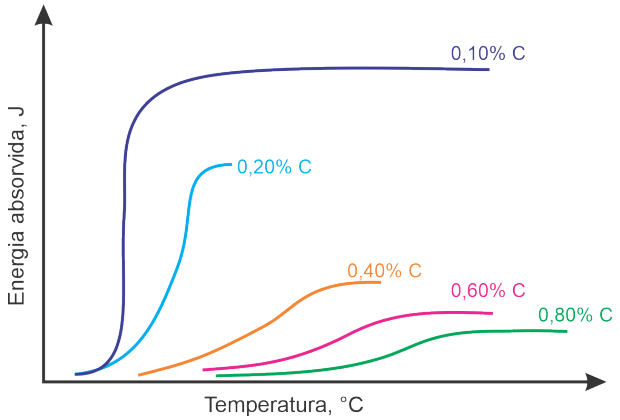


Figura 20. Efeito do teor de carbono nas curvas de ensaio Charpy. Representação esquemática. Modificado de [3] e [5].

O efeito do manganês[13] também é conhecido desde os estudos das fraturas dos *Liberty Ships*. Em aços de baixo carbono, normalizados ou laminados a quente, o efeito do manganês é benéfico, como mostra a Figura 21a. Na Figura 21b verifica-se que, com o aumento da razão Mn/C, ocorre redução da temperatura de transição dúctil-frágil.

Em aços que possuem maiores teores de carbono, com microestrutura de ferrita e perlita, o aumento do teor de manganês também é benéfico, porém em menor grau, em termos práticos.

O manganês aumenta a resistência mecânica do aço, mas em menor grau quando comparado com o carbono.

O manganês combina-se com o enxofre para formar MnS que é menos prejudicial do que o FeS. O sulfeto de ferro forma um eutético de baixo ponto de fusão, o que promove perda de propriedades mecânicas nas temperaturas de conformação a quente, além de fragilização e redução de soldabilidade em temperatura ambiente. Apesar de estar no estado sólido, as inclusões de MnS (globular) conseguem se deformar durante a laminação ou forjamento em altas temperaturas. O manganês aumenta a resistência mecânica e a tenacidade após a laminação, por meio da redução da temperatura de decomposição da austenita durante o resfriamento, promovendo assim um refino de grão.

Pelos motivos apresentados, nas especificações de materiais, é definido um valor máximo para o teor de enxofre.

[13] É importante lembrar também que o manganês provoca aumento de resistência mecânica por efeito de solução sólida na ferrita, sendo o principal elemento para aumento de resistência, quando presente acima de 1%, em aços de baixo carbono (C < 0,2%) laminados.

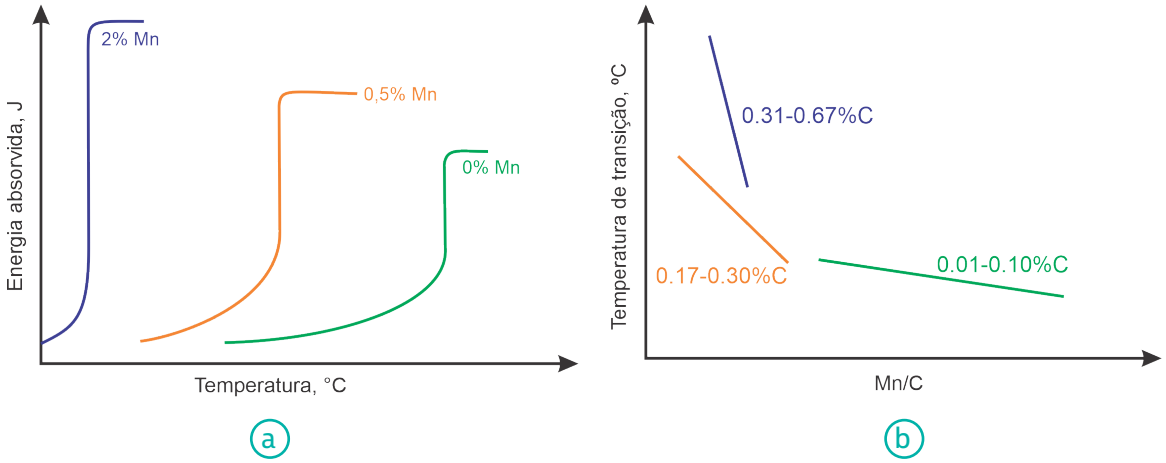


Figura 21. (a) Efeito benéfico do manganês em aços normalizados ou laminados. Representação esquemática. Modificado de [3] e [6]. (b) Efeito da razão Mn/C na temperatura de transição. Representação esquemática. Modificado de [3] e [7].

No entanto, em aços temperados e revenidos, seu efeito é deletério, como mostra a Figura 22. O efeito prejudicial do Mn em aços temperados e revenidos frequentemente é associado ao seu efeito sinérgico no fenômeno de fragilização ao revenido, como será visto adiante.

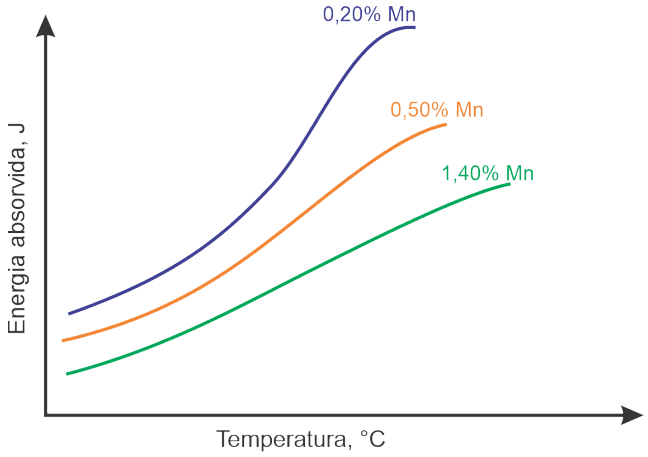


Figura 22. Efeito do teor de manganês nas curvas de ensaio Charpy de um aço de baixa liga temperado e revenido. Representação esquemática. Modificado de [3] e [8].

O níquel tem efeito benéfico, como mostra a Figura 23, sendo bastante usado em aços para aplicações criogênicas. O níquel tende a permanecer em solução sólida, promovendo aumento de resistência por esse mecanismo. O níquel promove o aumento da tenacidade de aços de baixo carbono por meio de diferentes efeitos, entre eles:

- Favorece o refino de grão, devido a menor temperatura de austenitização.
- Suprime a ferrita pró-eutetoide e favorece estruturas bainíticas e martensíticas de maior tenacidade.

- Facilita o *cross slip*[14] de discordâncias.
- Teores mais elevados de níquel reduzem a temperatura de transformação e, consequentemente, a microestrutura passa também a ser composta por um percentual de austenita retida.

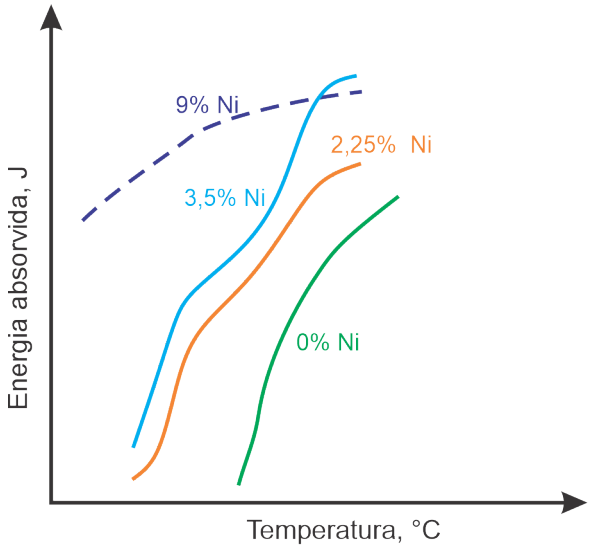


Figura 23. Efeito do teor de níquel nas curvas de ensaio Charpy. Representação esquemática. Modificado de [3] e [9].

Elementos residuais como P, Sb, Mn, Si, Sn e As exercem profunda influência na tenacidade por meio do fenômeno de fragilização ao revenido, que será visto adiante.

O nitrogênio fragiliza a ferrita em solução sólida; no entanto, a desoxidação com Al, que precipita o nitrogênio na forma de nitreto de alumínio, aumenta a tenacidade, como mostra a Figura 24. Essa é a principal diferença entre os aços produzidos por *fine grain practice*[15] (que podem ser obtidos por meio de desoxidação com alumínio) e os aços produzidos por *coarse grain practice* (que podem ser obtidos por meio de desoxidação com silício). Aços desoxidados com Al apresentam uma maior resistência ao crescimento de grãos devido ao efeito de travamento dos contornos pelo nitreto de alumínio precipitado. Na figura, é possível observar que o excesso de alumínio pode provocar a queda na curva em virtude da formação de óxido de alumínio, reduzindo a tenacidade.

[14] *Cross-slip* (deslizamento cruzado): ocorre quando uma discordância em hélice se desloca de um plano de deslizamento para outro devidamente orientado, de forma a continuar o seu movimento.

[15] A rigor, a definição de *coarse austenitic grain size* está relacionada diretamente ao número do tamanho do grão, geralmente 1 a 5. O fine *austenitic grain size* geralmente está relacionado ao número do tamanho de grão 5 ou maior, o que pode ser obtido com pequenos teores de elementos refinadores de grãos.

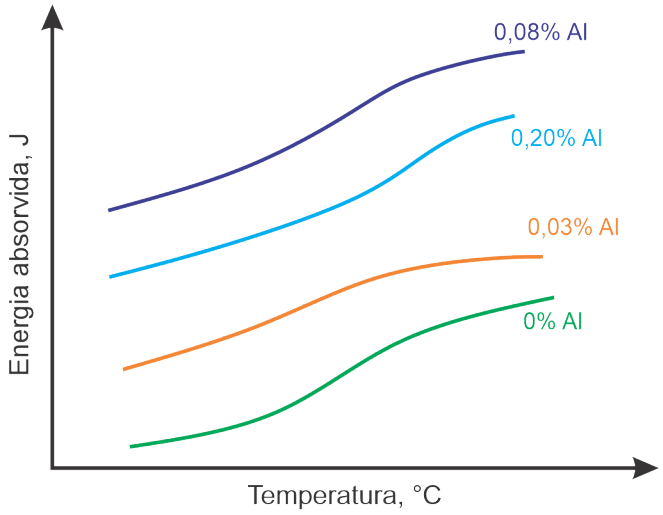


Figura 24. Efeito do teor de alumínio nas curvas de ensaio Charpy. Representação esquemática. Modificado de [3], [10] e [11].

O enxofre causa uma diminuição da energia absorvida no patamar superior, mas não causa uma diferença relevante na temperatura de transição, conforme a Figura 25. A queda da energia do patamar superior com o aumento do teor de enxofre pode ser explicada pela maior facilidade de formação de alvéolos (*dimples*) a partir das inclusões de MnS. As inclusões de sulfeto de manganês alongadas favorecem a anisotropia e, consequentemente, influenciam a ductilidade e as propriedades de impacto, a depender do teor de inclusões e da direção de solicitação, conforme visto anteriormente.

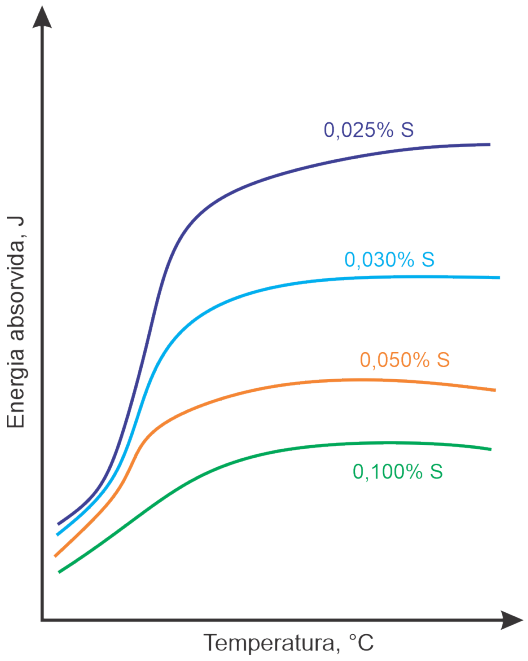


Figura 25. Efeito do teor de enxofre nas curvas de ensaio Charpy. Representação esquemática. Modificado de [3].

Outros elementos também exercem efeito relevante na *tenacidade ao impacto*. Por exemplo, vanádio e nióbio, os quais, em pequenas quantidades (teores controlados em função do teor de carbono), promovem a formação de carbonetos de nióbio ou vanádio durante a transformação. Esses carbonetos, além de aumentar a resistência mecânica, reduzem o crescimento de grãos e aumentam a *tenacidade ao impacto*.

O aumento do teor de oxigênio reduz significativamente a *tenacidade ao impacto* devido à formação de óxidos. Por essa razão, as práticas de desoxidação exercem grande efeito na *tenacidade ao impacto* dos aços.

(iv) FASES PRESENTES

A comparação da resistência à clivagem das várias fases presentes em aços ferríticos e martensíticos é difícil, pois a resistência mecânica varia conforme as fases presentes.

Em termos da melhor relação tenacidade/resistência, normalmente se considera a seguinte ordem decrescente: (i) bainita inferior; (ii) martensita revenida; (iii) bainita superior; (iv) perlita e ferrita. A Figura 26 ilustra a diferença entre as curvas para diferentes microestruturas para um aço com cerca de 0,35% de carbono. Todas as amostras foram revenidas, de forma a manter valores similares de limite de resistência.

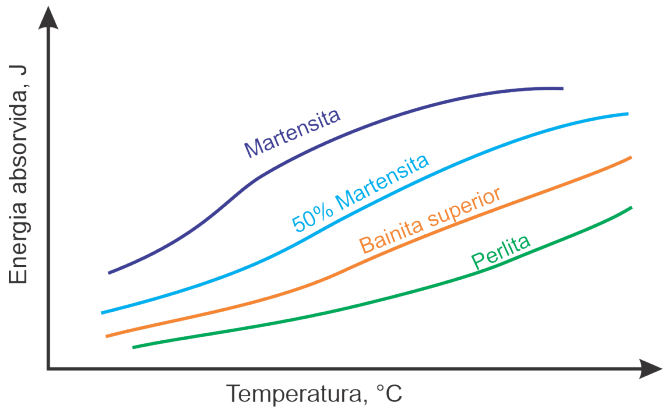


Figura 26. Representação esquemática de curvas de ensaio Charpy para um determinado aço com 100% martensita, 50% martensita, bainita superior e perlita, sendo todas revenidas, de forma a manter valores similares de limite de resistência. Modificado de [3].

Como citado anteriormente, o refino de grão exerce influência significativa na tenacidade, portanto, um aço normalizado (com microestrutura de ferrita e perlita fina) terá maior tenacidade do que o mesmo aço recozido (com microestrutura de ferrita e perlita grosseira).

Aços com microestrutura de martensita revenida ou bainítica de elevada tenacidade geralmente têm ótimo balanço entre tenacidade e resistência. Essas microestruturas não são distinguíveis por microscopia ótica.

10.3 Fenômenos de fragilização

Serão detalhados, a seguir, fenômenos de fragilização que promovem perda de tenacidade ou fenômenos que alteram a resistência mecânica do material. De maneira geral, esses fenômenos ocorrem devido à difusão atômica e/ou alterações metalúrgicas. Inicialmente serão descritos os fenômenos que induzem fratura predominantemente por clivagem (i a vii) e depois serão descritos os fenômenos que induzem fratura predominantemente intergranular.

10.3.1 Fenômenos que induzem fratura predominantemente por clivagem

Os fenômenos descritos a seguir induzem fratura predominantemente por clivagem:

(i) *strain aging* – envelhecimento após deformação plástica

(ii) *quench aging* – envelhecimento após resfriamento rápido

(iii) *blue brittleness* – fragilidade ao azul

(iv) grafitização

(v) esferoidização

(vi) fragilização a 475 °C

(vii) fragilização por fase sigma

Dois casos particulares de fenômenos que podem induzir fratura por clivagem (ou um aspecto similar à clivagem) e/ou fratura intergranular são corrosão sob tensão e fragilização por hidrogênio[16]. Esses casos são discutidos no Capítulo 6.

Não será tratado o caso de fragilização provocada por irradiação por nêutrons devido ao seu interesse ser restrito à área nuclear e à abundante literatura a respeito.

10.3.1.1 Strain aging

Os fenômenos conhecidos como *strain aging*, *quench aging* e *blue brittleness* apresentam aspectos semelhantes e a literatura não é clara sobre as diferenças fundamentais.

Antes de falar sobre o *strain aging*, é importante relembrar a explicação do fenômeno de escoamento descontínuo. Carbono ou nitrogênio, mesmo em concentrações baixas, na ordem de 0,001% e 0,002%, respectivamente, podem provocar uma transição característica da região elástica para a região plástica durante o processo de deformação. Nesse caso, em um ensaio de tração convencional, surge o limite de escoamento superior, conforme mostrado no Capítulo 2 e replicado na Figura 27. Na sequência, a tensão cai rapidamente até o chamado limite de escoamento inferior e, em seguida, o material sofre deformação plástica com esse nível de tensão, sem encruar (representado em verde). Após essa etapa, o material passa a se deformar sem o escoamento descontínuo (representado em laranja).

[16] Esses fenômenos promovem crescimento subcrítico de trinca com as morfologias de fratura descritas (intergranular, clivagem ou aspecto similar à clivagem). Se a trinca atingir o tamanho crítico e ocorrer fratura por sobrecarga frágil, o micromecanismo correspondente pode ser clivagem, quasi-clivagem ou intergranular.

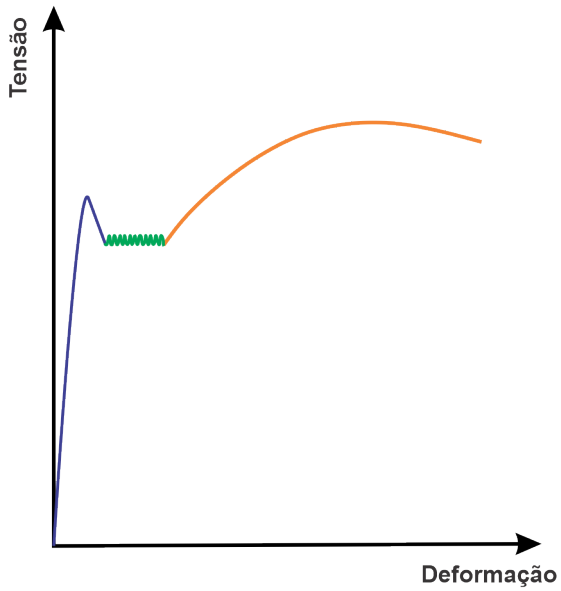


Figura 27. Curva tensão x deformação em material que apresenta escoamento descontínuo.
Fonte: os autores.

Esses átomos intersticiais difundem-se rapidamente para a posição de energia mínima nas discordâncias e, assim, uma atmosfera de átomos solutos (chamada atmosfera de Cottrell) é formada em torno das discordâncias. Como consequência, as discordâncias ficam "travadas", portanto, a deformação plástica se torna mais difícil. Quando há uma tensão suficientemente elevada (no limite de escoamento superior), as discordâncias conseguem se "libertar" dos átomos soluto e o deslizamento pode ocorrer com tensões menores (limite de escoamento inferior). Essa teoria explica a existência do limite de escoamento superior e do limite de escoamento inferior.

A deformação durante o escoamento descontínuo, portanto, não é homogênea. A partir do limite de escoamento superior, formam-se bandas de material deformado em concentradores de tensão. Em seguida, a carga diminui para o limite de escoamento inferior. Durante a deformação subsequente, a qual ocorre aproximadamente com o mesmo nível de tensão (representado em verde na Figura 27), essas bandas se propagam ao longo do corpo de prova ou componente. Elas são chamadas de bandas de Lüders e geralmente são inclinadas a 45° em relação à direção da máxima tensão normal.

A explicação a seguir detalha um pouco mais a ocorrência da banda de Lüders. As discordâncias que se libertaram empilham-se nos contornos de grãos, gerando uma concentração de tensão. A tensão aplicada combinada com essa concentração de tensão poderá ser suficientemente alta para "liberar" as discordâncias da influência dos átomos solutos. Dessa maneira, as bandas de Lüders se propagam ao longo do componente ou corpo de prova. Cada perturbação na curva corresponde à formação de uma nova banda. A formação e propagação das bandas de Lüders ocorre até que todas as discordâncias tenham se libertado das suas atmosferas de átomos solutos.

Existem teorias mais gerais para explicar o escoamento descontínuo, principalmente considerando que esse fenômeno ocorre em outros materiais.

Quando aços de baixo carbono ou C-0.5Mo deformados a frio sofrem envelhecimento, a resistência mecânica e dureza aumentam, porém, ocorre perda de ductilidade e tenacidade. Esse fenômeno é denominado *strain aging* e geralmente ocorre em aços carbono e C-0.5Mo de fabricação antiga (geralmente antes da década de 1980), os quais não sofreram desoxidação adequada.

Chapas finas e tiras que sofrem *temper rolling*[17] para eliminar o escoamento descontínuo e a formação de bandas de Lüders na estampagem estão sujeitas ao fenômeno. O retorno do escoamento descontínuo é evidência de que *strain aging embrittlement* ocorreu. Tanto a presença de bandas de Lüders como a diminuição da ductilidade, provocando rupturas durante a conformação, resultam em rejeição do componente.

O tempo em que o escoamento descontínuo reaparece depende da temperatura. Em temperatura ambiente, pode demorar de dias a um ano para ocorrer. Com o aumento de temperatura, o tempo para ressurgimento do fenômeno diminui. A cerca de 200 °C, o reaparecimento do escoamento descontínuo pode ocorrer em minutos. No entanto, em temperaturas acima de 400 °C, geralmente não reaparece o escoamento descontínuo, pois as vibrações térmicas passam a ser altas o suficiente para dispersar as atmosferas de Cottrell.

Dessa descrição, pode-se concluir que o fenômeno não envolve precipitação, mas o ancoramento de discordâncias por elementos intersticiais, C, e, particularmente, N. Observa-se também que se trata de um mecanismo de aumento de resistência, sendo a diminuição da ductilidade uma consequência, e não uma fragilização propriamente dita.

A Figura 28 ilustra bem o fenômeno. Consideremos um material com escoamento descontínuo que foi tracionado até um determinado ponto, conforme indicado na Figura 28a. O corpo de prova foi descarregado (representado pela linha tracejada) e, em seguida, tracionado novamente, conforme representado pela curva azul da Figura 28b. Nesse caso, não ocorre escoamento descontínuo, pois não houve temperatura e tempo suficientes para a difusão de intersticiais para as discordâncias. Agora, consideremos a mesma situação até o descarregamento (Figura 28a). No entanto, antes de voltar a tracionar, o corpo de prova foi aquecido a cerca de 200 °C durante alguns minutos ou então ficou submetido à temperatura ambiente durante um número suficiente de dias. Considerando que, em ambos os casos, houve difusão de carbono e nitrogênio para as discordâncias, se o corpo de prova for novamente tracionado, conforme indicado pela curva verde da Figura 28b, o fenômeno de escoamento descontínuo irá ressurgir, com maior limite de escoamento.

[17] O *temper rolling* é um processo de deformação a frio (na ordem de 0,5 a 2%) que tem o objetivo de deformar o material em um nível suficiente para exceder a deformação de Lüders, ou seja, a partir desse ponto a deformação será homogênea, caso não haja tempo suficiente para o componente sofrer envelhecimento. O *temper rolling*, portanto, cria uma quantidade suficiente de discordâncias livres pelo processo de deformação a frio, de forma que o componente poderá se deformar uniformemente durante o processamento subsequente.

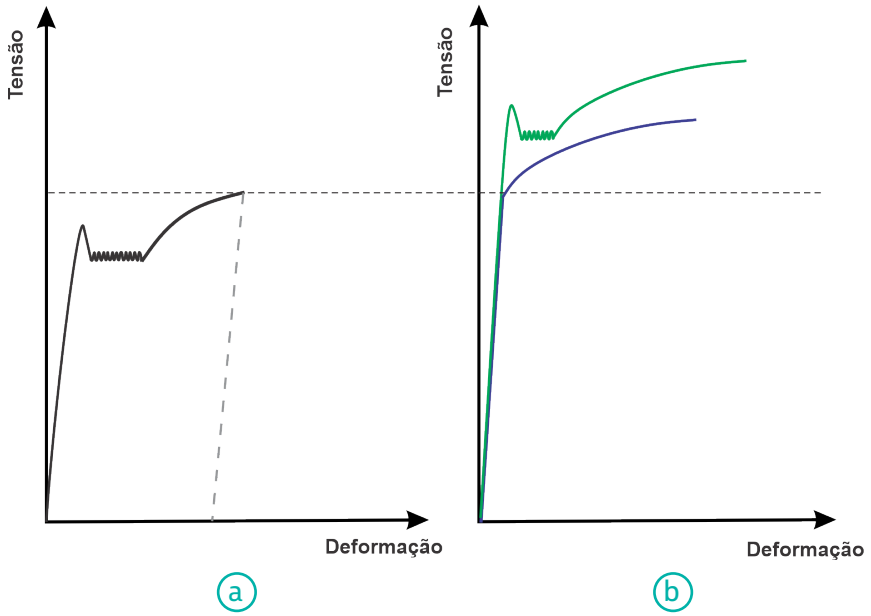


Figura 28. (a) Ensaio de tração interrompido. (b) Novo ensaio de tração, a partir do corpo de prova em que o ensaio foi interrompido. Em azul, ensaio realizado logo após o descarregamento. Em verde, corpo de prova submetido a cerca de 200 °C por tempo suficiente para difusão dos intersticiais para as discordâncias e, após isso, tracionado. Fonte: os autores.

Em equipamentos de processo fabricados em aço carbono ou C-0.5Mo, a ocorrência de *strain aging* aumenta o risco de fratura frágil. Geralmente, os efeitos do *strain aging* ocorrem em componentes conformados a frio e que operam em temperaturas intermediárias, sem alívio de tensão. O fenômeno ocorre principalmente em vasos de pressão fabricados em material suscetível, com elevadas espessuras e que não tenham sofrido alívio de tensões. A maior criticidade ocorre quando o equipamento contém trincas ou outros defeitos planares. A fratura frágil associada ao fenômeno pode ocorrer, por exemplo, após soldas de reparos que não foram submetidas a tratamento térmico de alívio de tensões. Tratamento térmico de alívio de tensões nas soldas de reparo entre cerca 600 e 650 °C elimina a deformação que causa o fenômeno; logo, evita os efeitos do *strain aging*. Aços mais modernos, com quantidade suficiente de alumínio para desoxidação, ou seja, totalmente acalmados (*fully killed*) não sofrem *strain aging [27]*.

O *strain aging* também pode ocorrer durante o ciclo térmico de soldagem de materiais suscetíveis, favorecido pela presença de concentradores de tensões. O fenômeno ocorre em temperaturas intermediárias, pelo efeito de tensões residuais e calor de soldagem. Nesse caso, é denominado envelhecimento por deformação dinâmico (*dynamic strain aging*).

A taxa de deformação, ou seja, a velocidade com que as discordâncias se movimentam, é uma variável importante para o grau de envelhecimento. Para as taxas comuns de deformação de um ensaio de tração convencional, o *dynamic strain aging* ocorre entre 100 e 300 °C. Se houver átomos solutos em quantidade suficiente, o fenômeno pode ocorrer em temperatura ambiente. O fenômeno, portanto, pode ocorrer em uma ampla faixa de temperaturas e os intervalos de temperatura são dependentes da taxa de deformação.

10.3.1.2 Quench aging

Aços ferríticos resfriados rapidamente a partir da temperatura A_1 contêm carbono e nitrogênio em solução sólida supersaturada. Esses elementos intersticiais podem acumular-se em discordâncias em estruturas deformadas (*strain aging*, visto anteriormente), ou precipitar-se como partículas finas de nitretos ou carbonetos. O fenômeno, chamado de *quench aging*, também pode ocorrer em temperatura ambiente ou um pouco acima, uma vez que a difusividade do nitrogênio e do carbono na ferrita é alta.

Dessa forma, o *quench aging* é o envelhecimento (em consequência da precipitação de carbonetos ou nitretos), resultando em aumento de resistência mecânica, aumento de dureza e perda de ductilidade.

Em aços de baixo carbono, *o quench aging* é geralmente provocado pelo efeito do carbono, por conta dos baixos teores de nitrogênio.

O grau de fragilização depende do tempo e temperatura de envelhecimento. Em temperatura ambiente, são necessárias várias semanas para o envelhecimento provocar máxima fragilização. Aços com teores de carbono entre 0,04 e 0,12% parecem ser os mais suscetíveis.

O *quench aging* em temperatura de 60 °C mostrou, para o aço Fe-0,02N [12], que ocorre aumento de dureza, atingindo o máximo valor após cerca de dez horas (cerca de 150 HV). Após esse tempo, a dureza começa a diminuir, até que, em 500 horas, atinge valores na ordem de 120 HV. Esse efeito tem relação com o tamanho e espaçamento dos precipitados [12].

Entende-se que se trata de um fenômeno de precipitação em consequência da diminuição de solubilidade de carbono na ferrita abaixo de A_1. O carbono forma precipitados sobre discordâncias livres, aumentando a resistência e, consequentemente, diminuindo a ductilidade. Assim, de maneira análoga ao *strain aging*, o *quench aging* não se trata de um fenômeno de fragilização propriamente dito.

10.3.1.3 Blue Brittleness

Blue brittleness ocorre em aços carbono e alguns aços liga, quando expostos a temperaturas na faixa de 230 a 370 °C, e provoca aumento de resistência mecânica e redução de ductilidade e tenacidade.

Esse fenômeno de fragilização é conhecido como *blue brittleness*, pois ocorre na "região do azul" de aquecimento, ou seja, produz uma coloração azulada[18] na superfície do componente. Alguns autores consideram que o *blue brittleness* é uma forma acelerada de *strain aging embrittlement*.

Se o material é deformado enquanto aquecido, o resultado é um aumento ainda maior de resistência e diminuição de ductilidade após o resfriamento em temperatura ambiente[19].

Esta é a representação clássica do *blue brittleness*: a redução de ductilidade e tenacidade ocorre quando o aço é deformado na faixa de temperatura crítica e, portanto, está associado ao *dynamic strain aging*. Deve-se, então, evitar o emprego de aços suscetíveis que foram deformados nessa faixa de temperatura, particularmente em componentes ou estruturas sujeitas a choque, pois a diminuição de tenacidade pode ser significativa.

[18] As diferentes colorações que podem surgir na superfície metálica são decorrentes da interferência da luz em filmes finos de óxidos, gerados em altas temperaturas. Cores típicas, em função da temperatura podem ser observadas. À medida que a espessura do filme aumenta, as cores vão mudando de amarelo (em torno de 200 °C), para laranja, violeta, azul escuro e azul claro (em torno de 330 °C).

[19] O fenômeno *dynamic strain aging* foi detalhado no item anterior.

Similarmente aos fenômenos anteriores descritos, o *blue brittleness* se trata de um mecanismo de aumento de resistência, sendo a diminuição da ductilidade uma consequência, e não uma fragilização propriamente dita.

10.3.1.4 Grafitização

O diagrama Fe-C é metaestável, pois considera estabilidade da cementita (Fe_3C) e não da grafita (composta por carbono). A análise desse diagrama metaestável faz sentido, na prática, uma vez que a transformação decorrente de taxas de resfriamento lentas, por exemplo, durante o tratamento térmico de recozimento, resulta na formação de Fe_3C e não de grafita. Se houver, porém, aquecimento por um longo período, a cementita pode se decompor em ferrita e grafita.

Dessa forma, a grafitização é uma alteração microestrutural que pode ocorrer em componentes de aços carbono ou aços C-0.5Mo, quando submetidos a temperaturas entre 430 e 600 °C durante um longo período. A alteração metalúrgica é a decomposição da cementita da perlita em ferrita e grafita, ou seja, $Fe_3C \rightarrow 3Fe + C$. A grafitização resulta em redução da resistência mecânica, da ductilidade, da tenacidade e da resistência à fluência. O grau com que essas propriedades são alteradas depende do nível de grafitização e da distribuição, tamanho e forma das grafitas. Por exemplo, se o espaçamento entre as grafitas for pequeno e elas estiverem alinhadas, o risco de fratura frágil é maior. Há dois tipos de grafitização:

a) Grafitas alinhadas que podem ocorrer em juntas soldadas ou não. Apresentam o aspecto *chain-like* (semelhantes a uma corrente). Em juntas soldadas, se formam grafitas alinhadas ao longo de uma banda estreita da ZTA[20]. A formação de grafitas alinhadas não associada à solda pode ocorrer, por exemplo, em planos com maior grau de deformação, resultantes de conformação a frio. Em ambos os casos, o risco de fratura frágil é maior, uma vez que existe um plano preferencial para a propagação da trinca.

b) Grafitas distribuídas de maneira aleatória. Nesse caso, o potencial de fratura frágil é menor quando comparado com o caso de grafitas alinhadas, mas verifica-se redução de resistência mecânica e de ductilidade.

A grafitização pode promover queda na resistência à fluência. O API 579 [14], por exemplo, considera curvas de avaliação à fluência específicas para aços carbono grafitizados.

Se houver grafitas alinhadas (na ZTA ou no metal base), a severidade é muito maior em relação ao crescimento subcrítico de trincas e ao tamanho crítico de trinca.

Quando ocorre fluência conjuntamente com grafitização, além das grafitas, podem ser observados microvazios, microtrincas, trincas subsuperficiais e trincas superficiais.

Os fatores que afetam a grafitização são:

i) composição química: Aços com teores de cromo acima de 0,7% tendem a não sofrer grafitização, uma vez que os carbonetos de cromo são mais estáveis do que a cementita. Antes,

[20] As grafitas se formam na extremidade da ZTA, onde as transformações de fase ocorreram em temperaturas relativamente baixas (mas acima de A_1) e em pouco tempo.

acreditava-se que aços acalmados com silício e alumínio eram mais suscetíveis à grafitização, entretanto, considerando o histórico de falhas e estudos realizados, verificou-se que o efeito desses elementos na grafitização é desprezível [27].

ii) temperatura e tempo de exposição: grafitização ocorre na faixa de temperatura entre 430 e 600 °C. Quanto maior a temperatura (dentro da faixa em que ocorre o fenômeno) e maior o tempo exposição, maior será o grau de grafitização. Existem modelos que preveem o grau de grafitização em função da temperatura e tempo de exposição [13]. Por exemplo, segundo o modelo de Foulds e Viswanathan [13], grafitização leve da ZTA de solda de aços carbono pode ocorrer entre 480 e 490 °C em 20 anos. No entanto, entre 530 e 540 °C pode ocorrer grafitização severa em cinco anos.

Metalografia é a técnica indicada para verificar a ocorrência de grafitização, sendo recomendada a remoção de amostra para análise de toda a seção transversal. A metalografia de campo pode não ser efetiva, já que há possibilidade de o mecanismo ocorrer fora da superfície, ou seja, no interior do metal. O ensaio de dobramento pode ser realizado para verificar o grau de fragilização.

As micrografias mostradas nas Figuras 29 à 32 correspondem a uma chapa de aço carbono que ficou submetida a 550 °C durante anos e, por consequência, sofreu grafitização e algum grau de esferoidização. Algumas características importantes podem ser observadas:

As grafitas, assim como inclusões não metálicas, por exemplo MnS, podem ser observadas sem ataque, conforme Figuras 29 e 30.

Verificam-se nódulos de grafita dispersos e nódulos de grafita alinhados na direção de laminação da chapa, conforme Figuras 29, 31 e 32a. Nas últimas Figuras fica evidente a direção de laminação da chapa, baseada na direção de alongamento das inclusões de MnS.

Também ocorreu esferoidização da cementita, conforme evidenciado nas imagens com maior ampliação (Figura 32).

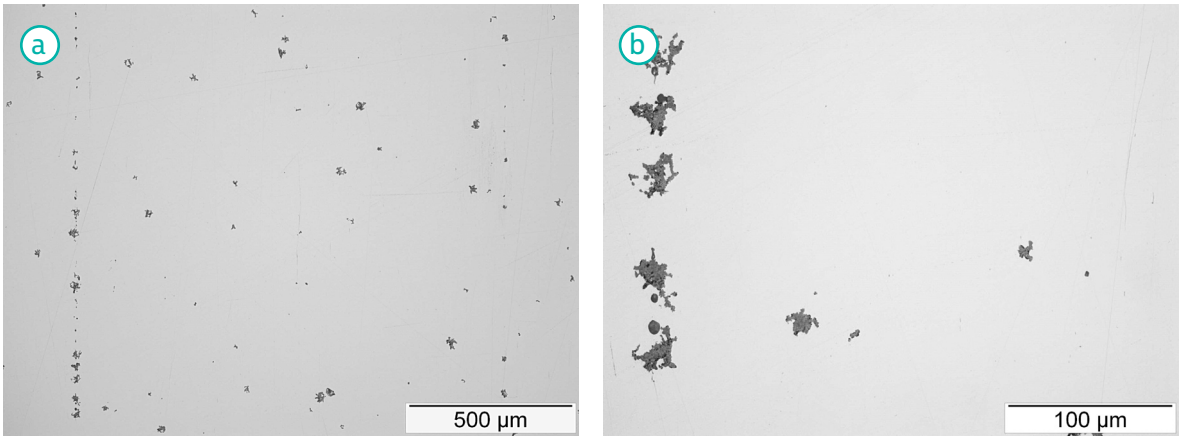


Figura 29. Amostra da seção longitudinal de chapa de aço carbono que sofreu grafitização. Observam-se grafitas dispersas e grafitas alinhadas na direção de laminação da chapa. Sem ataque. (a) Ampliação original: 100x. (b) Ampliação original: 500x. Imagens obtidas por microscopia ótica no SENAI IST Solda. Crédito: Leandro Guimarães de Oliveira. Fonte: André S. Pelliccione e André Freitas Ribeiro.

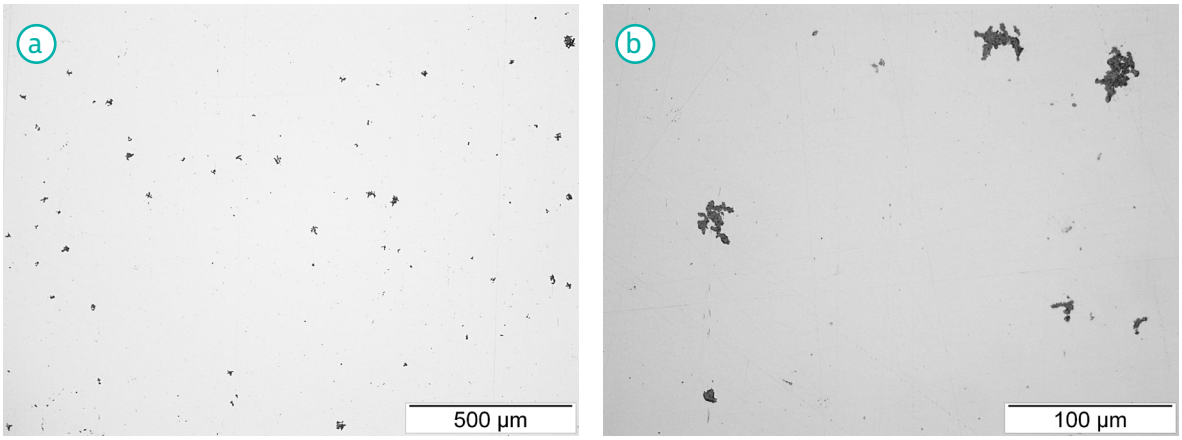


Figura 30. Amostra da seção transversal de chapa de aço carbono que sofreu grafitização. Observam-se grafitas dispersas. Sem ataque. (a) Ampliação original: 100x. (b) Ampliação original: 500x. Imagens obtidas por microscopia ótica no SENAI IST Solda. Crédito: Leandro Guimarães de Oliveira. Fonte: André S. Pelliccione e André Freitas Ribeiro.

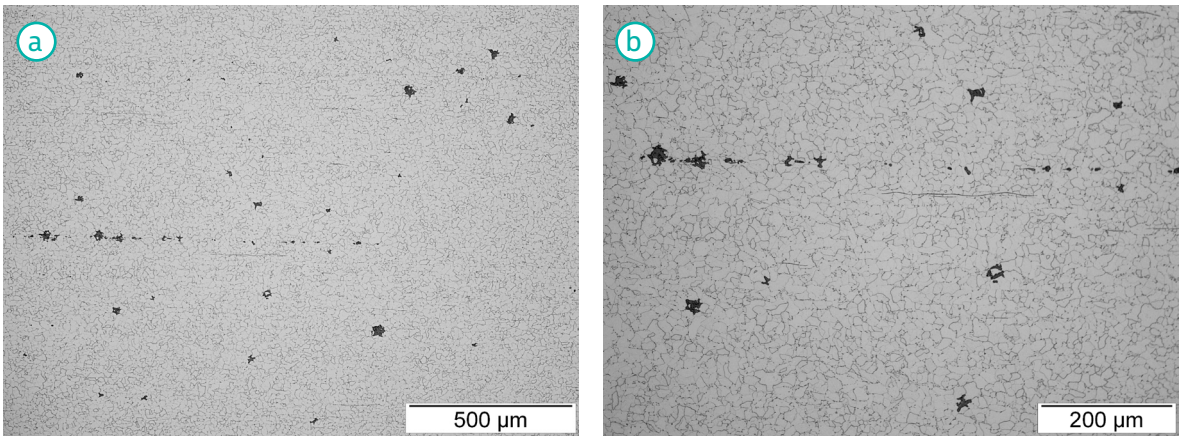


Figura 31. Amostra da seção longitudinal de chapa de aço carbono que sofreu grafitização. Observam-se grãos de ferrita, grafitas dispersas e grafitas alinhadas na direção de laminação da chapa. Também é possível verificar cementita esferoidizada. Ataque com Nital 2% (a) Ampliação original: 100x. (b) Ampliação original: 200x. Imagens obtidas por microscopia ótica no SENAI IST Solda. Crédito: Leandro Guimarães de Oliveira. Fonte: André S. Pelliccione e André Freitas Ribeiro.

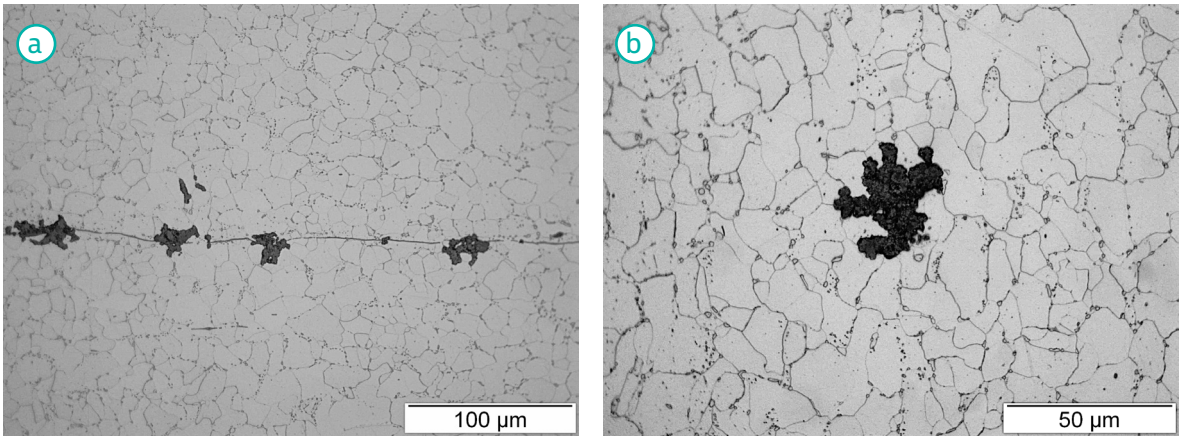


Figura 32. (a) Amostra da seção longitudinal de chapa de aço carbono que sofreu grafitização. Grãos de ferrita, cementita esferoidizada e grafitas alinhadas na direção de laminação da chapa. Ampliação original: 500x. (b) Amostra da seção transversal. Observam-se grãos de ferrita, cementita esferoidizada e grafita. Ampliação original: 1000x. Ataque com Nital 2%. Imagens obtidas por microscopia ótica no SENAI IST Solda. Crédito: Leandro Guimarães de Oliveira. Fonte: André S. Pelliccione e André Freitas Ribeiro.

Outro caso de grafitização é mostrado nas Figuras 33 e 35. Com baixa ampliação, são observados nódulos de grafita dispersos no metal de base e na ZTA[21] de uma amostra de uma junta soldada, conforme Figura 33. Com maior ampliação, no metal de base observam-se os nódulos de grafita em uma microestrutura de ferrita e perlita esboroada, conforme Figura 34. Na ZTA, foi observada, com maior ampliação, microestrutura constituída por ferrita, cementita parcialmente esferoidizada e nódulos de grafita dispersos, conforme Figura 35.

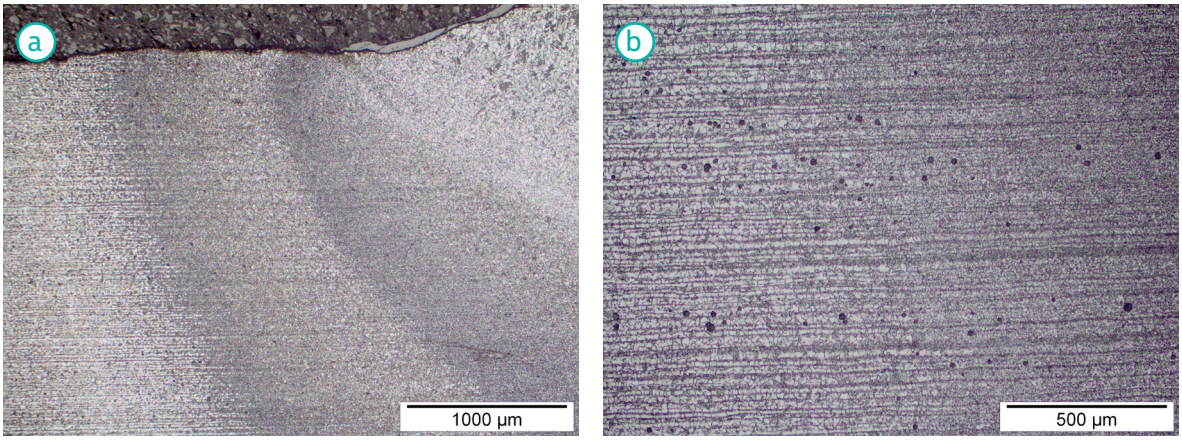


Figura 33. Nódulos de grafita dispersos no metal base e na ZTA de uma junta soldada. (a) Ampliação original: 50x. (b) ampliação original: 100x. Ataque com Nital 2%. Imagens obtidas por microscopia ótica no SENAI IST Solda. Crédito: Yuri dos Santos Nascimento. Fonte: André S. Pelliccione.

[21] Nesse caso, verifica-se maior concentração de grafita na extremidade da ZTA, onde as transformações de fase ocorreram em temperaturas relativamente baixas.

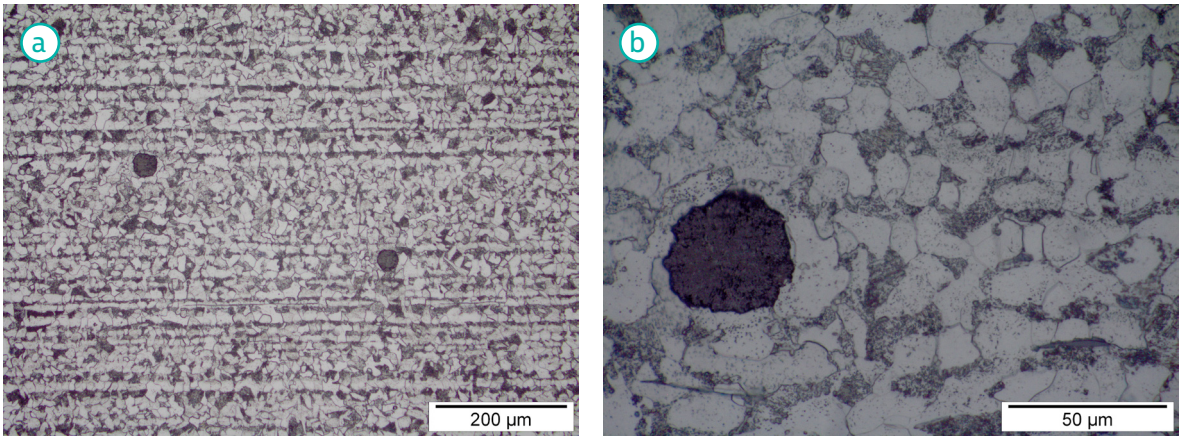


Figura 34. Grafitização no metal de base. Microestrutura constituída por ferrita, perlita esboroada e nódulos de grafita dispersos. (a) Ampliação original: 200x. (b) Ampliação original: 1000x. Ataque com Nital 2%. Imagens obtidas por microscopia ótica no SENAI IST Solda. Crédito: Yuri dos Santos Nascimento. Fonte: André S. Pelliccione.

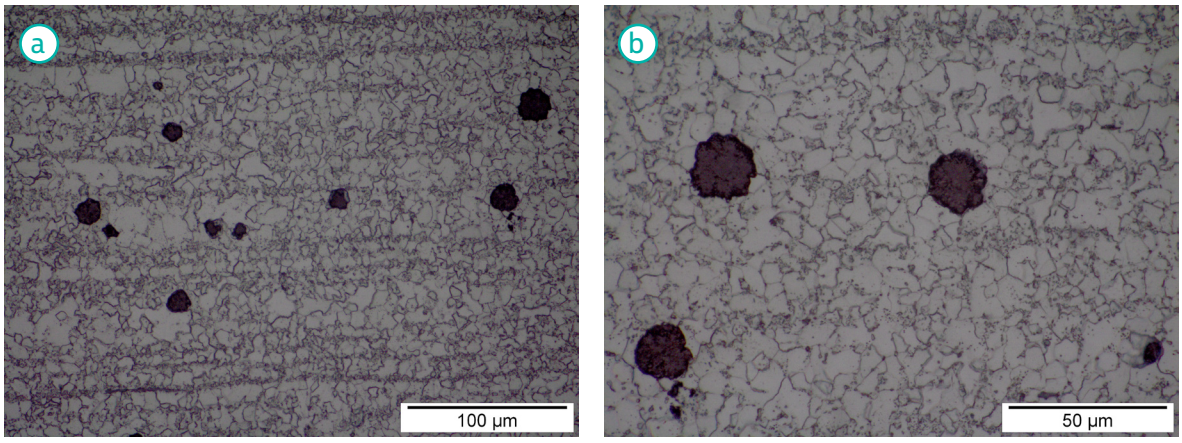


Figura 35. Grafitização na ZTA. Microestrutura constituída por ferrita, cementita parcialmente esferoidizada e nódulos de grafita dispersos. (a) Ampliação original: 500x. (b) Ampliação original: 1000x. Ataque com Nital 2%. Imagens obtidas por microscopia ótica no SENAI IST Solda. Crédito: Yuri dos Santos Nascimento. Fonte: André S. Pelliccione.

Não seria necessário efetuar análise por EDS[22] em um componente grafitizado, dadas as características microestruturais marcantes observadas por microscopia ótica, conforme mostrado nos exemplos.

Para fins didáticos, foi efetuada análise por EDS em uma amostra grafitizada (ZTA mostrada no exemplo anterior). Na Figura 36a é mostrada a imagem obtida, contendo nódulos grafita, em uma matriz de ferrita e cementita parcialmente esferoidizada. Na Figura 36b é mostrado o resultado do mapa de EDS, evidenciando que a grafita é rica em carbono (vermelho) e a matriz é rica em ferro

[22] Espectroscopia de raios X por energia dispersiva (Energy dispersive X-ray spectroscopy) é uma técnica em microscopia eletrônica de varredura que possibilita a análise de elementos químicos presentes em fases, depósitos etc.

(azul). A Figura 37 corresponde à mesma análise, entretanto com os resultados do mapa de EDS do carbono e do ferro mostrados separadamente. Foi efetuada análise por EDS pontual em (1) e em (2), indicados na Figura 36a, sendo os espectros correspondentes mostrados na Figura 38 e os resultados da análise semiquantitativa mostrados no Tabela 1, ratificando que se trata de grafita (elevado teor de carbono)[23].

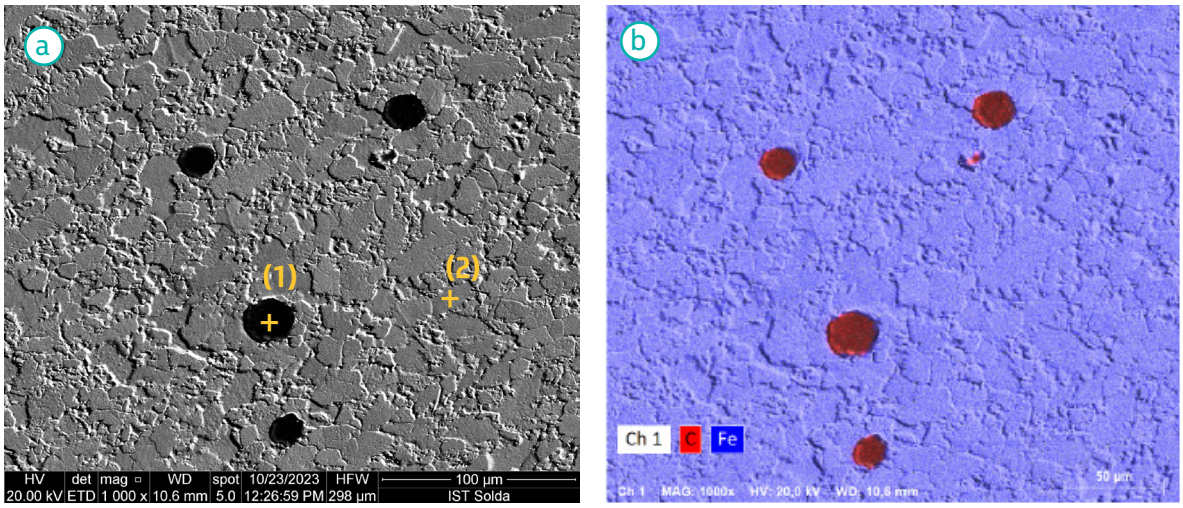


Figura 36. (a) Imagem da amostra metalográfica, do componente de aço carbono grafitizado, obtida por microscopia eletrônica de varredura. (b) Mapa de EDS para o ferro e carbono em uma mesma imagem, evidenciando grafita rica em carbono (vermelho) e matriz rica em ferro (azul). Análise realizada no SENAI IST Solda. Crédito: Yuri dos Santos Nascimento. Fonte: André S. Pelliccione.

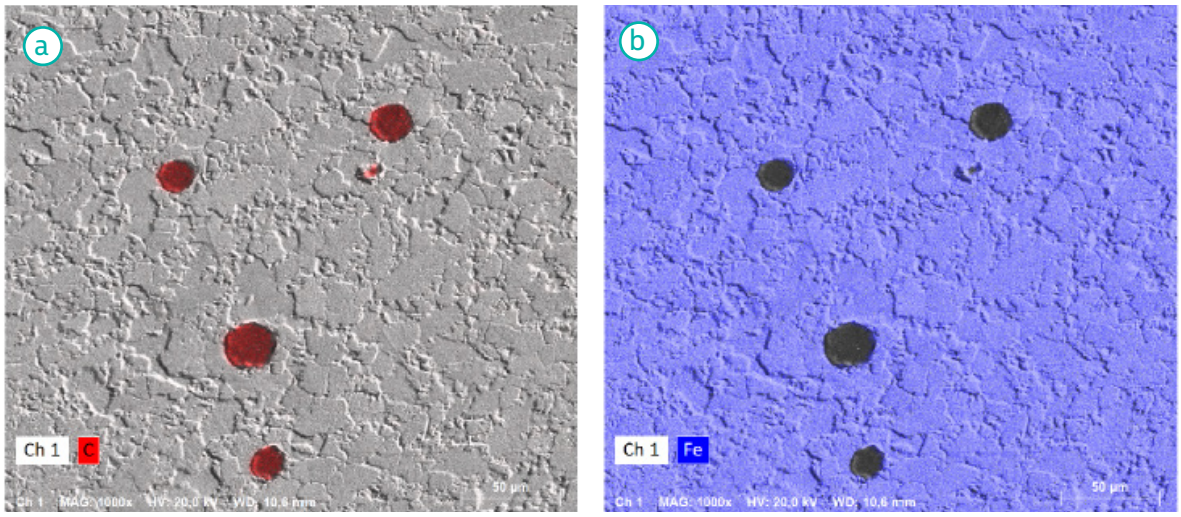


Figura 37. Mapa de EDS para o carbono (a) e ferro (b) em imagens diferentes, evidenciando grafita rica em carbono (vermelho) e matriz rica em ferro (azul). Análise por microscopia eletrônica de varredura realizada no SENAI IST Solda. Crédito: Yuri dos Santos Nascimento.
Fonte: André S. Pelliccione.

[23] A análise por EDS em microscopia eletrônica de varredura é considerada semiquantitativa. Além disso, a região de raios X característicos (usados na análise por EDS) fica abaixo da região de elétrons secundários (responsável pela formação da imagem).

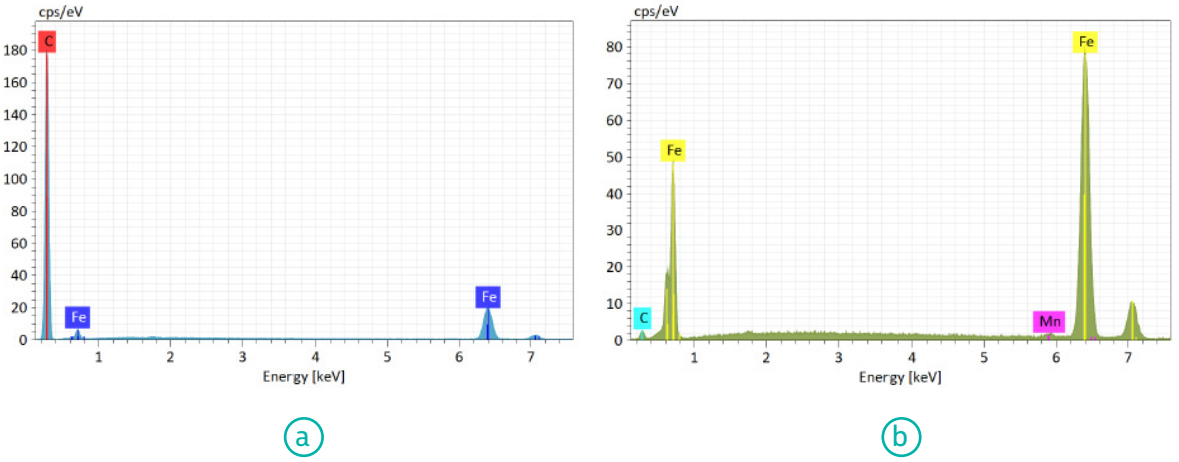


Figura 38. Espectro de EDS dos pontos (1) e (2) indicados na Figura 36(a). Análise por microscopia eletrônica de varredura realizada no SENAI IST Solda. Crédito: Yuri dos Santos Nascimento. Fonte: André S. Pelliccione.

	Ponto 1	Ponto 2
Carbono	82,0	3,6
Ferro	18,0	95,8
Manganês	0	0,6

Tabela 1. Percentual em massa normalizado dos pontos 1 e 2, indicados na Figura 36a.

10.3.1.5 Esferoidização

A esferoidização ocorre na faixa de temperatura entre 440 e 760 °C e afeta aços carbono, aço C-0.5Mo e aços Cr-Mo (por exemplo, 1.25Cr-0.5Mo, 2.25Cr-1Mo, 5Cr-0.5Mo, 7Cr-0.5Mo e 9Cr-1Mo).

O mecanismo se resume à esferoidização de carbonetos ao longo do tempo, uma vez que a microestrutura esferoidizada é mais estável. No caso de aços carbono, ocorre o esboroamento da perlita, seguido de esferoidização e coalescimento da cementita. No caso de aços Cr-Mo, os carbonetos finos e dispersos coalescem, formando partículas maiores.

A esferoidização provoca redução de resistência mecânica, redução de resistência à fluência e aumento de ductilidade.

Assim como a grafitização, a esferoidização depende da composição química, da temperatura e do tempo de exposição.

Além disso, a taxa de esferoidização depende da microestrutura inicial. Aços com grãos grosseiros são mais resistentes ao mecanismo do que aços com grãos finos. Dessa forma, aços normalizados são menos resistentes que aços recozidos. A velocidade de esferoidização é maior na martensita, seguido da bainita, perlita com menor espaçamento interlamelar e perlita com maior espaçamento interlamelar.

Em temperaturas em torno de 550 ºC, o mecanismo pode ocorrer em algumas horas, mas pode demorar alguns anos para ocorrer a 450 °C.

O mecanismo pode ser identificado por metalografia. Como complemento, o ensaio de dureza também pode ser empregado, uma vez que o fenômeno provoca redução da resistência mecânica.

Na Figura 39 é possível observar três estágios graduais da esferoidização em componentes de aço carbono, a partir de uma microestrutura de ferrita e perlita lamelar mostrada em (a): esboroamento da perlita (b); esferoidização inicial da cementita (c); esferoidização completa da cementita (d).

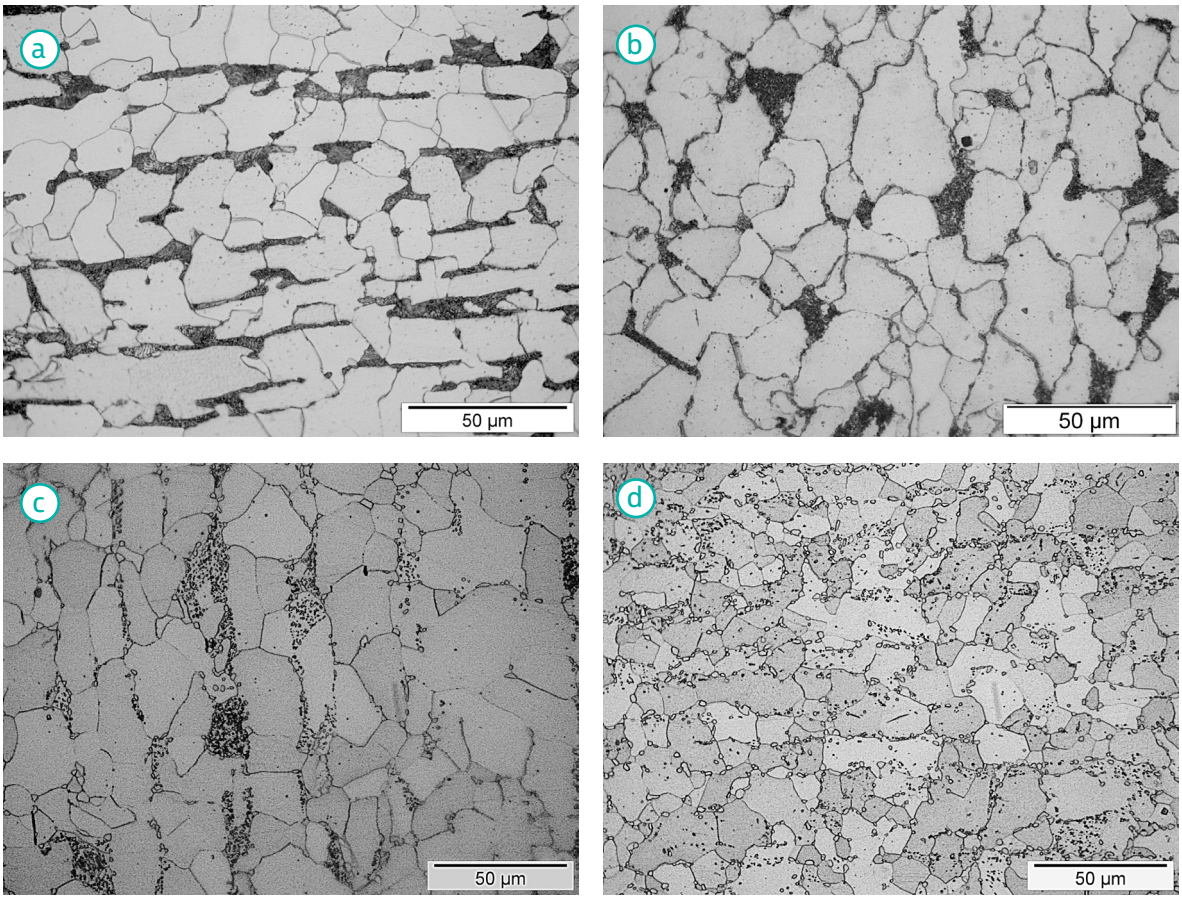


Figura 39. Componentes distintos de aço carbono por meio dos quais é possível observar três estágios de esferoidização, conforme (b), (c) e (d). Ataque com Nital 2%. Ampliação original: 1000x. (a) Ferrita e perlita lamelar, sem degradação. (b) Esboroamento da perlita. (c) Estágio posterior, em que é possível observar início de esferoidização da cementita. (d) Cementita totalmente esferoidizada. Imagens obtidas por microscopia ótica no SENAI IST Solda. Crédito: Rafael Silveira Barbosa.
Fonte: André S. Pelliccione.

A grafitização e a esferoidização ocorrem em temperaturas acima de 430 °C, entretanto geralmente são competitivas. Em temperaturas mais altas, o aço tende a esferoidizar primeiro, tornando-se resistente à grafitização. Em temperaturas mais baixas, tende a ocorrer primeiro a grafitização. O ASM Handbook [11] e outras referências mostram um exemplo em que a 552 °C ocorre o cruzamento. No entanto, a temperatura em que um mecanismo passa a ser predominante em relação ao outro pode variar em função do material.

10.3.1.6 Fragilização a 475 °C

Fragilização a 475 °C (em inglês, *885 °F embrittlement*) é um mecanismo de alteração metalúrgica que resulta em aumento do limite de resistência, aumento de dureza, perda de ductilidade e perda de tenacidade à fratura em aços inoxidáveis que contêm ferrita, quando expostos a temperaturas entre cerca de 300 e 540 °C por tempo suficiente[24]. Esse fenômeno, portanto, pode ocorrer em aços inoxidáveis ferríticos, em aços inoxidáveis duplex e até mesmo em aços inoxidáveis austeníticos que contêm ferrita delta.

Esse fenômeno é cumulativo, sendo atribuído à precipitação de finos intermetálicos ricos em Cr na ferrita, detectáveis somente por microscopia eletrônica de transmissão. Metalografia por microscopia ótica ou microscopia eletrônica de varredura não é efetiva para identificação da fase frágil formada. O mecanismo pode ser identificado por meio de aumento de dureza do componente, porém, em termos práticos, a melhor forma de identificar se o componente sofreu fragilização a 475 °C é por meio de ensaio de impacto ou dobramento de uma amostra removida.

É importante ressaltar que, na temperatura de operação do equipamento (em que ocorreu a fragilização), a perda de tenacidade não é tão grande, sendo mais significativa em temperaturas mais baixas. Por essa razão, se um equipamento sofreu fragilização a 475 °C, é importante o controle de temperatura durante partidas e paradas, de forma a evitar altos níveis de tensão, quando o equipamento estiver em temperaturas relativamente baixas.

A fragilização a 475 °C é influenciada pela composição química (principalmente o teor de cromo do material), percentual de ferrita, temperatura e tempo de exposição. Quanto maior o teor de cromo, maior será a suscetibilidade. Por exemplo, o aço inoxidável ferrítico AISI 405, que possui teor médio de 13% de cromo[25], é menos suscetível. Por outro lado, aço inoxidável duplex UNS S32750, que possui teor médio de 25% de cromo, é muito mais suscetível[26].

A cinética de formação da fase α′ (associada à fragilização a 475 °C) segue uma curva C[27], conforme representado na Figura 40, e ocorre mais rapidamente em 475 °C (T_3). Em temperaturas mais baixas ou mais altas, o tempo para formação da fase α′ é maior. As temperaturas T_1 e T_2 correspondem a cerca de 315 e 540 °C, respectivamente. A fase α′ é rica em cromo e a sua precipitação provoca aumento de dureza e redução significativa de tenacidade em temperatura ambiente. Dessa forma, a fragilização a 475 °C, diferentemente dos fenômenos detalhados anteriormente, é um mecanismo de fragilização propriamente dito.

[24] A faixa de temperatura exata em que ocorre depende da composição química do aço inoxidável em questão.

[25] A fragilização a 475 °C ocorre em ligas Fe-Cr que contêm entre 13 e 90% de cromo.

[26] Para evitar a formação de fase α′, fase σ e outras fases deletérias nos aços inoxidáveis duplex, é necessário o resfriamento rápido (a partir de uma temperatura suficientemente elevada para solubilização das fases).

[27] A forma e a posição da curva C dependem da fase formada e do material.

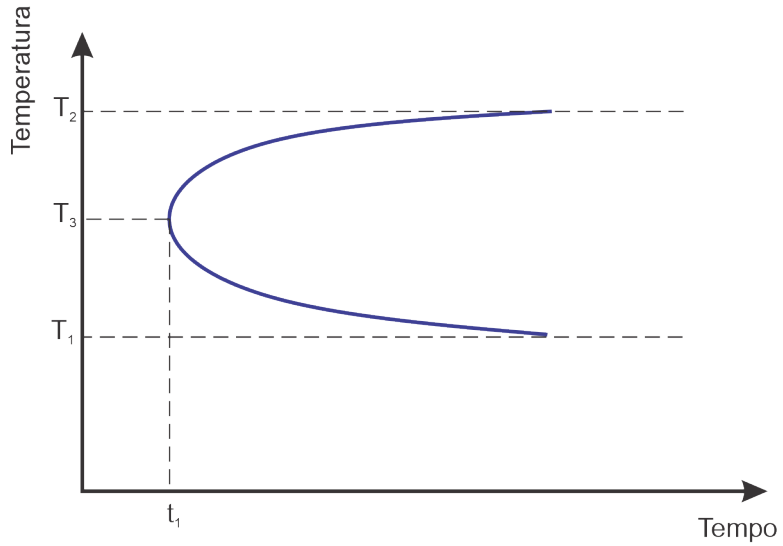


Figura 40. Representação genérica de uma curva C para formação de fase α´, fase σ, $M_{23}C_6$ e outros. Para a formação da fase α´, a temperatura T_3 em que o fenômeno ocorre em menor tempo (t_1) corresponde a cerca de 475 °C e T_1 e T_2 correspondem a cerca de 315 e 540 °C, respectivamente. Fonte: os autores.

A fragilização é reversível se o componente for aquecido a cerca de 600 °C e resfriado rapidamente, evitando cruzar a curva C de precipitação (para evitar nova formação de fase α´). No entanto, essa não é uma ação prática para equipamentos de processo. Além disso, se o equipamento ou componente voltar a operar na temperatura em que houve anteriormente a formação de fase α´, a tendência é que a cinética de formação dessa fase seja ainda mais favorecida.

10.3.1.7 Fragilização por fase sigma

Quando aços inoxidáveis austeníticos, ferríticos e duplex são expostos a temperaturas entre 540 e 925 °C[28], por tempo suficiente, pode ocorrer precipitação de uma fase intermetálica dura e frágil, denominada fase σ, provocando perda de ductilidade e de tenacidade do componente. Ela pode se formar durante resfriamento lento (por exemplo, durante a fabricação ou soldagem) ou em operação em temperatura alta o suficiente. É importante ressaltar que a perda de tenacidade tende a ser mais acentuada com a redução da temperatura em relação à temperatura em que ocorre a precipitação da fase sigma. A perda de tenacidade tende a ser mais pronunciada em temperaturas inferiores a 250 °C[29]. Por essa razão, cuidados devem ser tomados durante procedimentos de partida e parada de equipamentos sigmatizados.

A fase sigma é rica em cromo e molibdênio e pode possuir uma série de composições, a depender da temperatura, do tempo e da composição química do aço inoxidável. Pode ser, por exemplo, Fe-Cr em ligas Fe-Cr; $(FeNi)_x(CrMo)_y$ em AISI 316; etc. A fase sigma é tetragonal e não magnética em temperatu-

[28] A faixa de temperatura exata em que ocorre a formação de fase sigma depende da composição química do material.

[29] A depender do material e do percentual de fase sigma, pode haver perda de tenacidade, mesmo em temperaturas mais elevadas.

ra ambiente. A fase sigma em ligas Fe-Cr possui elevada dureza (cerca de 65 HRC) e é muito frágil. Por conta disso, a formação de fase sigma também promove aumento da resistência mecânica e da dureza.

Como a fase sigma é rica em cromo, ela também pode tornar o material suscetível à corrosão intergranular, corrosão por pites e corrosão por célula oclusa, devido à depleção de cromo. Por conta dessas características deletérias e pela possibilidade de se formar durante os ciclos térmicos de soldagem, a fase sigma interfere na soldabilidade, especialmente de aços inoxidáveis duplex[30] e aços inoxidáveis austeníticos contendo ferrita delta.

Os fatores que afetam esse mecanismo são: composição química, temperatura e tempo de exposição. O fenômeno pode ocorrer durante a operação ou durante resfriamento lento.

A fase sigma pode se formar nos seguintes materiais:

i) Aços inoxidáveis ferríticos e martensíticos, principalmente aqueles com elevado teor de cromo.

ii) Aços inoxidáveis austeníticos, principalmente os fundidos, incluindo as ligas refratárias como HP e HK, em virtude de conterem elevado teor de ferrita delta. No entanto, conforme detalhado a seguir, a fase sigma pode se formar nos aços inoxidáveis austeníticos sem ferrita delta, porém a cinética é mais lenta.

Na Figura 41a é mostrado um exemplo de formação de fase sigma em um *bico* piloto de *flare* de aço inoxidável austenítico (AISI 310) que operou durante anos na faixa de temperatura em que é possível ocorrer o fenômeno.

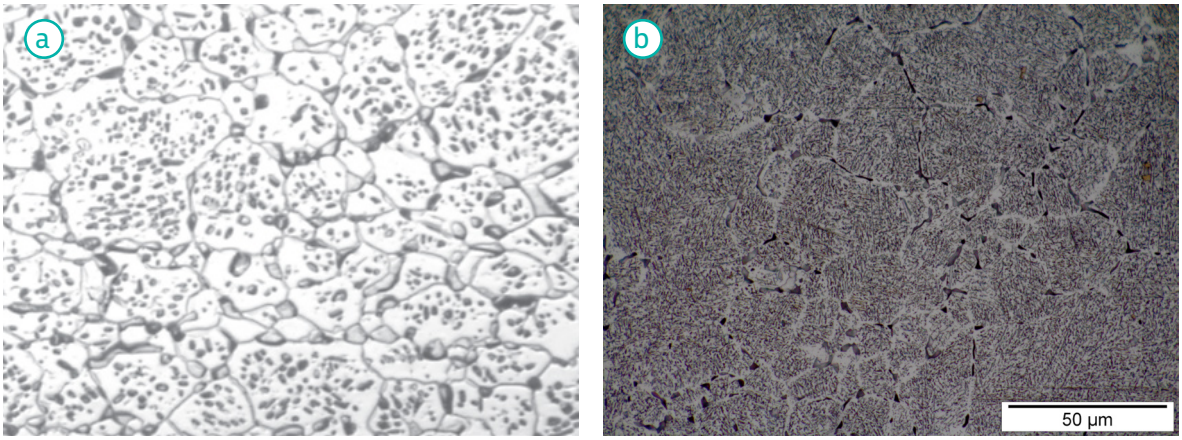


Figura 41. (a) Amostra de bico piloto de aço inoxidável AISI 310. Microestrutura constituída por matriz austenítica e fase sigma. Ampliação original: 340x. Ataque com ácido oxálico 10%. Referência [20]. (b) Parafuso de AISI 310 contendo matriz de austenita e fase sigma. Ampliação original: 1000x. Imagem obtida por microscopia ótica no SENAI IST Solda. Crédito: Yuri dos Santos Nascimento. Fonte: André S. Pelliccione.

A imagem mostrada na Figura 41b corresponde à microestrutura de um parafuso de aço inoxidável austenítico (AISI 310) que também sofreu sigmatização por ter operado por tempo

[30] Principalmente os superduplex e hiperduplex.

suficiente em temperaturas dentro da faixa de formação de fase sigma. A fratura desse parafuso ocorreu em temperatura ambiente, de maneira frágil. A análise por microscopia eletrônica de varredura evidenciou fratura predominantemente transgranular, com clivagem da fase sigma e *dimples* isolados, conforme Figura 42.

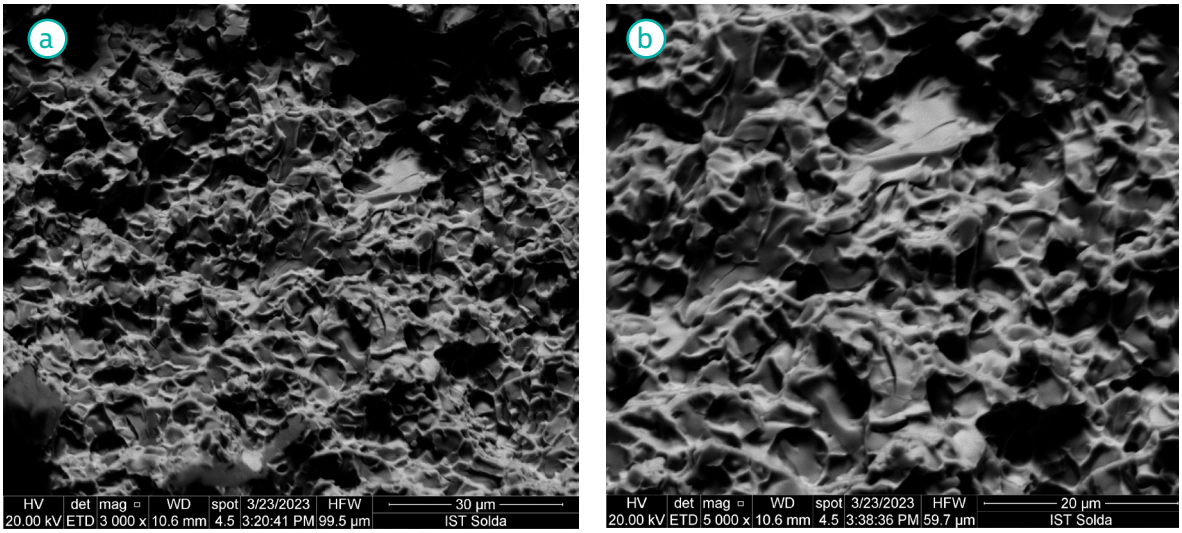


Figura 42. Fratura do parafuso de AISI 310 sigmatizado, mostrado na Figura 41b. Fratura predominantemente transgranular, com clivagem da fase sigma e dimples isolados. (a) Ampliação original: 3000x. (b) Ampliação original: 5000x. Imagens obtidas por microscopia eletrônica de varredura no SENAI IST Solda. Crédito: Yuri dos Santos Nascimento. Fonte: André S. Pelliccione.

iii) Aços inoxidáveis duplex

A fase sigma se forma mais rapidamente a partir da ferrita do que na austenita. Nesse caso, ocorre via decomposição eutetoide $\delta \rightarrow \sigma + \gamma_2$. A fase sigma também pode se formar a partir da austenita, porém, a cinética é mais lenta. Por essa razão, aços inoxidáveis duplex e aços inoxidáveis austeníticos com ferrita delta (por exemplo, metal de solda depositado e componentes fundidos) tendem a formar fase sigma mais rapidamente do que aços inoxidáveis totalmente austeníticos.

O cromo é estabilizador da ferrita e, por essa razão, a ferrita delta possui mais cromo do que a austenita. Além disso, a difusão na ferrita delta (CCC) é maior do que na austenita (CFC). Por esses motivos, a formação de fase sigma, que é um processo controlado por difusão, ocorre mais facilmente a partir da ferrita delta.

A precipitação de fase sigma tende a ocorrer nos contornos entre ferrita delta e austenita, provocando depleção de cromo. A formação de precipitados finos de fase sigma nos contornos tende a ser mais deletério no favorecimento à corrosão intergranular, em comparação com precipitados grosseiros de fase sigma.

A precipitação de fase sigma segue a curva C. Tomando como exemplo o caso do aço inoxidável duplex UNS S32205, o nariz da curva (menor tempo para formação - aproximadamente de 20 minutos) ocorre entre cerca de 750 e 850 °C[31], conforme Figura 43.

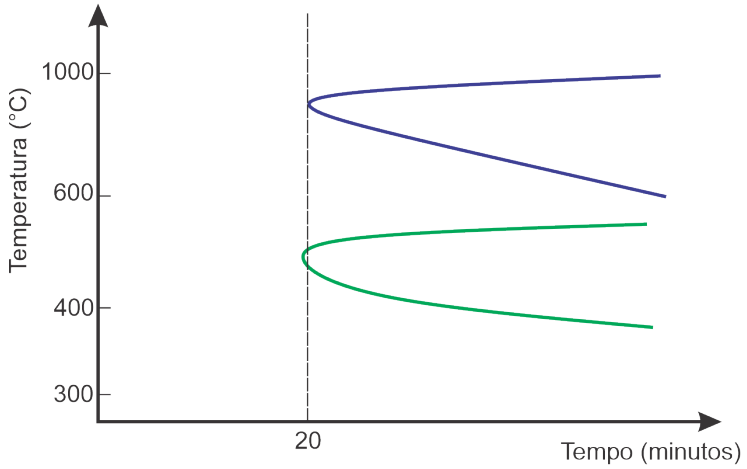


Figura 43. Representação da cinética de precipitação de fase σ (em azul) e fase α´ (em verde) em um aço inoxidável duplex UNS S32205. Outras fases que também podem precipitar (por exemplo, $M_{23}C_6$, fase χ e Cr_2N) não estão representadas na figura. Modificado de [21], [22].

O aumento de percentual de elementos estabilizadores da ferrita em aços inoxidáveis (Cr, Mo ou Si) reduz o tempo para a formação de fase sigma. Dessa forma, em alguns casos (por exemplo, aço inoxidável UNS S32750), a fase sigma pode se formar em tempos mais reduzidos, por exemplo, durante o resfriamento lento após conformação a quente ou durante ciclos térmicos de soldagem.

É importante ressaltar que, além da fase sigma, outras fases deletérias (que provocam perda de tenacidade e/ou resistência à corrosão) podem se formar em aços inoxidáveis, entre elas, fase α´ (associada à fragilização a 475 °C, abordada anteriormente), fase χ, carbonetos e nitretos. As fases formadas dependem do tempo, temperatura, além do tipo e composição química do aço inoxidável.

Metalografia e ensaio de impacto são as formas mais utilizadas para confirmar a presença e fragilização por fase sigma, sendo, inclusive, escopo de normas. Por exemplo, o ASTM A923 [23] possui três métodos para detecção de fases intermetálicas deletérias em aços inoxidáveis duplex (austeno-ferríticos): ataque metalográfico com NaOH, ensaio de impacto Charpy e ensaio de perda de massa em solução de cloreto férrico. É importante ressaltar que os métodos descritos nesse ASTM não determinam a natureza da fase deletéria. Os métodos detectam a presença ou ausência de fases deletérias, de maneira geral, uma vez que influenciam na tenacidade ou resistência à corrosão do material.

[31] A temperatura do nariz da curva (correspondente ao menor tempo em que ocorre a precipitação da fase sigma) depende da composição química do aço inoxidável.

A metalografia de campo pode ser utilizada para detecção de fase sigma, porém a avaliação é apenas na superfície analisada. Dessa forma, o mais seguro é a remoção e análise de toda a seção transversal, uma vez que pode haver gradiente térmico ao longo da espessura e, consequentemente, condições distintas para a formação de fase sigma.

O ensaio de correntes parasitas pode ser empregado para detectar fase sigma, especialmente em aços inoxidáveis duplex, a partir da elaboração de um procedimento adequado.

É possível efetuar tratamento térmico de solubilização para remover fase sigma de componentes, aquecendo em temperaturas na ordem de 1100 °C, seguido de resfriamento rápido. O tratamento térmico de solubilização é requisito nas especificações de material de componentes fabricados em aços inoxidáveis duplex.

O metal de solda de aços inoxidáveis austeníticos possui um percentual mínimo de ferrita delta para reduzir o risco de trincamento a quente durante a soldagem. É importante limitar o teor máximo para evitar formação de fase sigma durante a fabricação ou operação.

O caso a seguir mostra o efeito da fase sigma em um tubo de aço inoxidável superduplex fundido. A precipitação de fase sigma ocorreu durante a fabricação.

Um trecho do tubo sigmatizado foi seccionado longitudinalmente para a obtenção de duas amostras similares e, em uma delas, foi aplicado um esforço de flexão. As Figuras 44a e 44b mostram a amostra do tubo fraturada após aplicação de esforço de flexão e a superfície de fratura correspondente, respectivamente. Não houve deformação plástica significativa. Para efeito de comparação, foi efetuado tratamento térmico de solubilização a 1120 °C, seguido de resfriamento rápido (para remover a fase sigma) em um trecho do tubo e, na sequência, realizado esforço de flexão (em uma amostra similar à anterior). O resultado do ensaio é mostrado na Figura 44c. Nesse caso, a amostra sofreu deformação plástica significativa sem fraturar ou sem sofrer trincamento. Com base na comparação das duas amostras, fica evidente o efeito deletério da fase sigma na ductilidade e tenacidade.

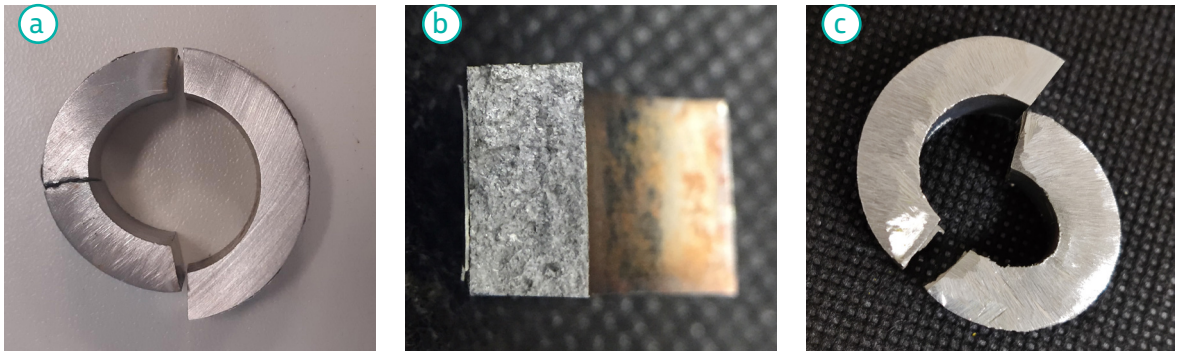


Figura 44. (a) Fratura na amostra sigmatizada após esforço de flexão. (b) Superfície de fratura do corpo de prova mostrado em (a). (c) Corpo de prova deformado, sem trincas, após esforço de flexão na amostra em que foi feito tratamento térmico de solubilização. Crédito: Paulo Rogério Tavares da Silva. Fonte: André S. Pelliccione.

A micrografia da amostra sigmatizada é mostrada na Figura 45a. A microestrutura é constituída por austenita (branca), ferrita (cinza) e fase sigma (amarelo alaranjado). Pode ser observado que a

precipitação de fase sigma ocorreu preferencialmente nos contornos ferrita/austenita, com seu crescimento consumindo a fase ferrítica. Já a amostra solubilizada, mostrada na Figura 45b, apresenta microestrutura de ferrita e austenita, sem fase sigma.

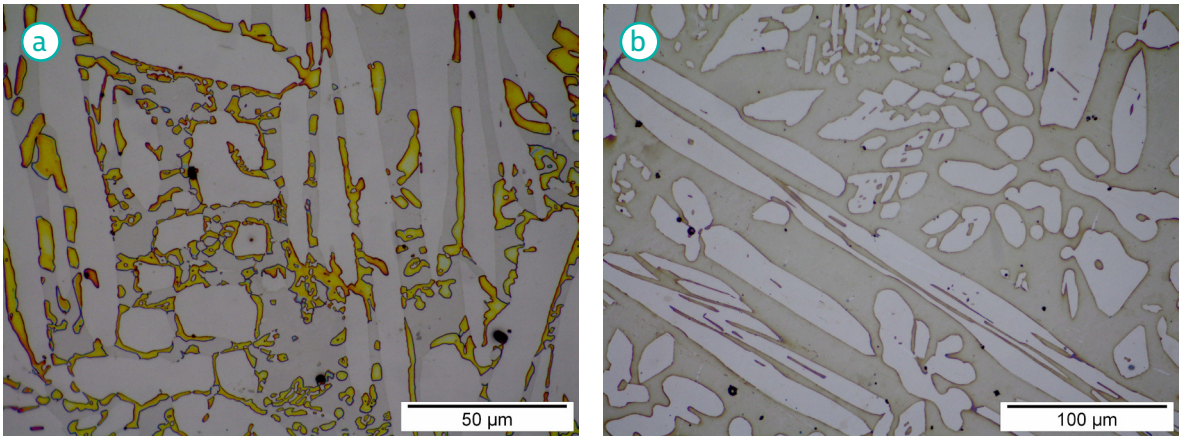


Figura 45. (a) Amostra original. Microestrutura composta por austenita (branca), ferrita (cinza) e fase sigma (amarelo alaranjado). Ampliação original: 1000x. (b) Amostra após tratamento térmico de solubilização. Microestrutura composta por austenita (branca) e ferrita (cinza). Ampliação original: 500x. Ataque eletrolítico com KOH. Imagens obtidas por microscopia ótica no SENAI IST Solda. Crédito: Leandro Guimarães de Oliveira. Fonte: André S. Pelliccione.

A superfície de fratura da amostra sigmatizada mostrada na Figura 44 foi analisada por microscopia eletrônica de varredura. Observa-se fratura predominantemente transgranular, com clivagem da fase sigma, trincas secundárias e *dimples* isolados.

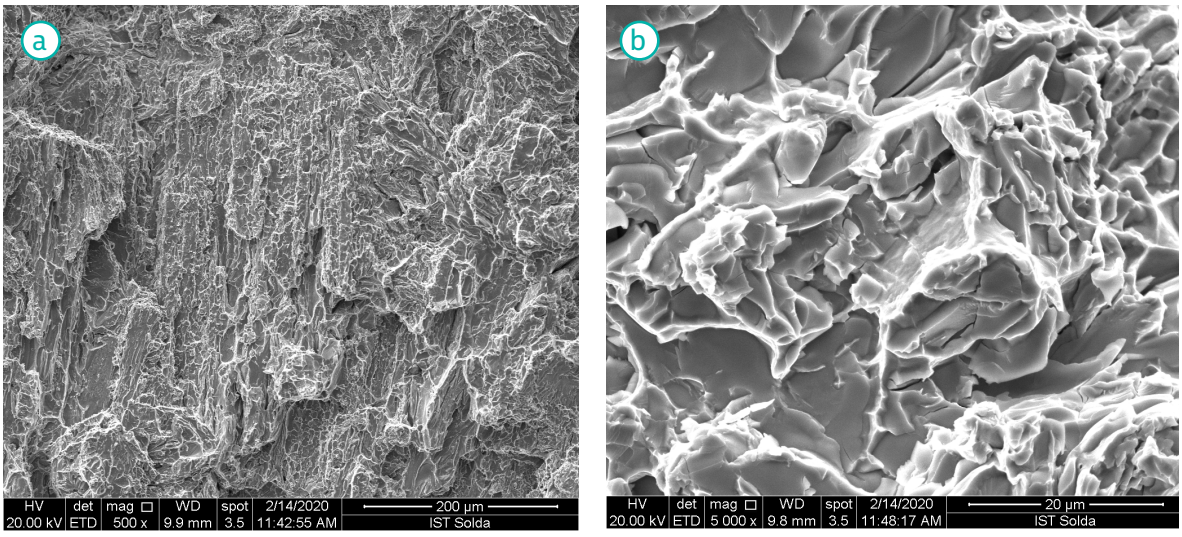


Figura 46. Fratura predominantemente transgranular, com clivagem da fase sigma, trincas secundárias e *dimples* isolados. (a) Ampliação original: 500x. (b) Ampliação original: 5000x. Imagens obtidas por microscopia eletrônica de varredura no SENAI IST Solda. Crédito: Leandro Guimarães de Oliveira. Fonte: André S. Pelliccione.

O ensaio de EBSD[32] apresentou como resultado 11% de fase sigma na amostra sigmatizada e 0% de fase sigma na amostra submetida a tratamento térmico de solubilização, conforme Figura 47. O teor de ferrita na amostra sigmatizada foi cerca de 31%, enquanto que na amostra tratada termicamente foi cerca de 60%. Uma das razões para o menor teor de ferrita na amostra sigmatizada é que, conforme citado anteriormente, a fase sigma se forma preferencialmente a partir da ferrita, por meio da reação eutetoide ($\delta \rightarrow \gamma_2 + \sigma$).

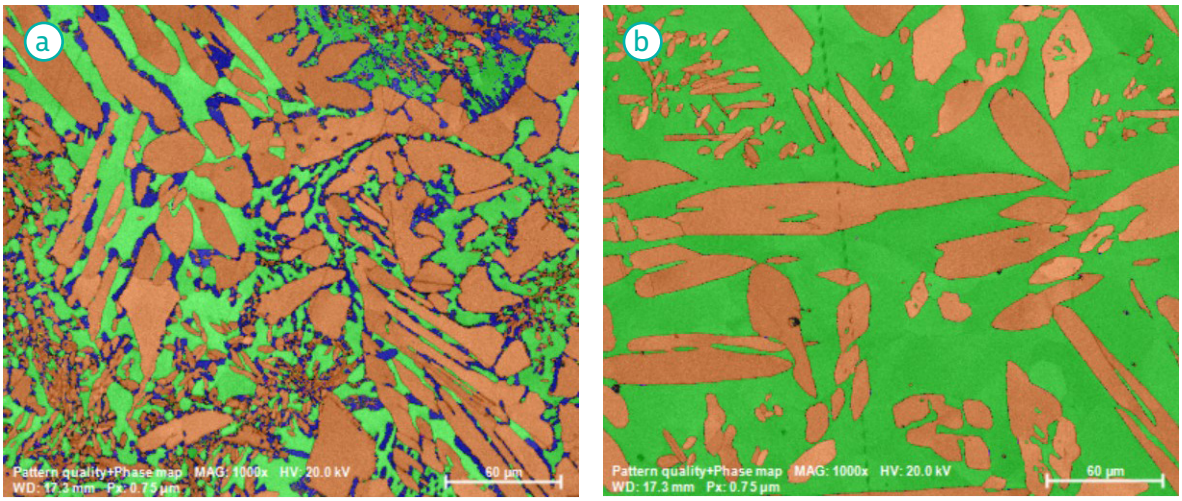


Figura 47. Resultado do ensaio de EBSD. Ampliação original: 1000x. (a) Amostra como recebida, contendo 11% de fase sigma (azul), 31% de ferrita (verde) e 58% de austenita (laranja). (b) Amostra após tratamento térmico de solubilização, contendo 60% de ferrita (verde), 40% de austenita (laranja) e 0% de fase sigma. Imagens obtidas no SENAI IST Solda. Crédito: Leandro Guimarães de Oliveira. Fonte: André S. Pelliccione.

Foi realizado ensaio de dureza Vickers, sendo verificado valor médio de 305 HV10 na amostra sigmatizada e 260 HV10 na amostra submetida a tratamento térmico de solubilização.

Na Figura 48 é mostrada a corrosão que ocorreu no componente sigmatizado. Verifica-se corrosão preferencial da ferrita e nos contornos da fase sigma. É importante reforçar que a precipitação de fase sigma (rica em cromo) gera uma zona empobrecida em cromo nas áreas adjacentes, reduzindo localmente a resistência à corrosão.

[32] EBSD (*Electron backscattered diffraction*) é uma técnica de difração de elétrons retroespalhados em microscopia eletrônica de varredura em que é possível quantificar fases.

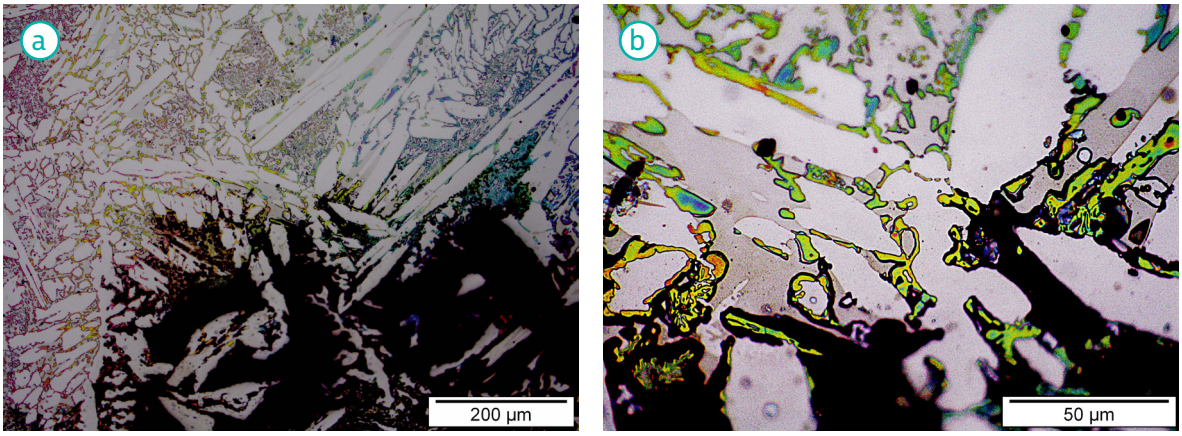


Figura 48. Corrosão preferencial da ferrita e corrosão nos contornos da fase sigma. (a) Ampliação original: 200x. (b) Ampliação original: 1000x. Ataque eletrolítico com KOH. Imagens obtidas por microscopia ótica no SENAI IST Solda. Crédito: Leandro Guimarães de Oliveira.
Fonte: André S. Pelliccione.

10.3.2 Fenômenos que induzem fratura predominantemente intergranular

Os mecanismos que induzem fratura predominantemente intergranular em aços ferríticos, martensíticos e austeníticos podem ser agrupados em cinco grupos, sendo os três últimos abordados no Capítulo 6:

(i) segregação de elementos nos contornos de grãos

(ii) fases presentes no contorno de grão

(iii) fragilização por hidrogênio[33]

(iv) corrosão sob tensão[34]

(v) trincamento induzido por metal líquido

A segregação de elementos residuais nos contornos de grãos provoca a fragilização de alguns aços por meio do fenômeno conhecido como fragilização ao revenido. Devem ser distinguidas a fragilização ao revenido da fragilização da martensita revenida. Esta última também é chamada de fragilização a 350 °C e ocorre entre 260 e 370 °C[35].

Algumas literaturas distinguem os dois fenômenos da seguinte forma: (a) fragilização ao revenido de uma etapa e (b) fragilização ao revenido de duas etapas. Este último corresponde à fragilização ao revenido, e o primeiro à fragilização da martensita revenida.

A fragilização ao revenido pode afetar alguns aços de baixa liga que são revenidos em altas temperaturas e ocorre durante um resfriamento lento após o revenimento ou durante a operação na faixa de temperatura de fragilização. Por essa razão, também é chamada de "fragilização ao revenido de duas

[33] Em alguns casos, pode promover trincamento transgranular.

[34] Em alguns casos, pode promover trincamento transgranular.

[35] Não devemos confundir fragilização da martensita revenida com *blue brittleness*, descrito anteriormente, em função da ocorrência em faixas de temperatura similares e das tradicionais "cores do revenido", frequentemente citadas na literatura técnica mais antiga.

etapas". Este fenômeno vêm sendo muito estudado nos últimos anos por conta do uso de alguns aços Cr-Mo. Chamaremos o mecanismo simplesmente de fragilização ao revenido.

A fragilização da martensita revenida ocorre durante o revenimento (em temperaturas relativamente baixas) e, por essa razão, é chamada de "fragilização ao revenido de uma etapa".

10.3.2.1 Fragilização ao revenido

A fragilização ao revenido se manifesta em alguns aços submetidos a temperaturas entre 375 °C e 575 °C por tempo suficiente, sendo 475 °C a 510 °C o intervalo mais crítico. A fragilização é detectada por um aumento na temperatura de transição dúctil-frágil e pela presença, em porcentagem crescente, de fratura intergranular com a redução da temperatura de ensaio.

O desenvolvimento do microscópio Auger, que possibilita o exame de regiões extremamente finas, da ordem de uma dezena de distâncias interatômicas, nas superfícies de fratura, permitiu estabelecer a causa do fenômeno como sendo a segregação de elementos residuais nos contornos de grãos da austenita prévia. Os mais importantes elementos residuais, em ordem crescente como fragilizantes, são: As, Sn, P e Sb. É raro o Sb estar presente em quantidades suficientes para causar fragilização significativa; por outro lado, o As é pouco influente. Assim, os mais significativos são Sn e P.

A presença de Cr, Mn, Ni e Si aumenta a suscetibilidade à fragilização. Dessa maneira, a fragilização depende dos teores dos elementos que segregam nos contornos de grãos e do restante da composição química do material.

A adição de elementos como Mo, W, Zr e Ti retarda a cinética da fragilização, mas sem eliminá-la. A Figura 49 mostra curvas em C, típicas de fenômenos que envolvem difusão. Cada curva corresponde a uma determinada temperatura de transição (nesse caso, definida como FATT), em função da temperatura e tempo de exposição. A FATT é crescente da curva 1 para a curva 4, sendo possível inferir que na faixa mais crítica de temperatura, quanto maior o tempo de exposição, maior a perda de tenacidade, ou seja, maior grau de fragilização.

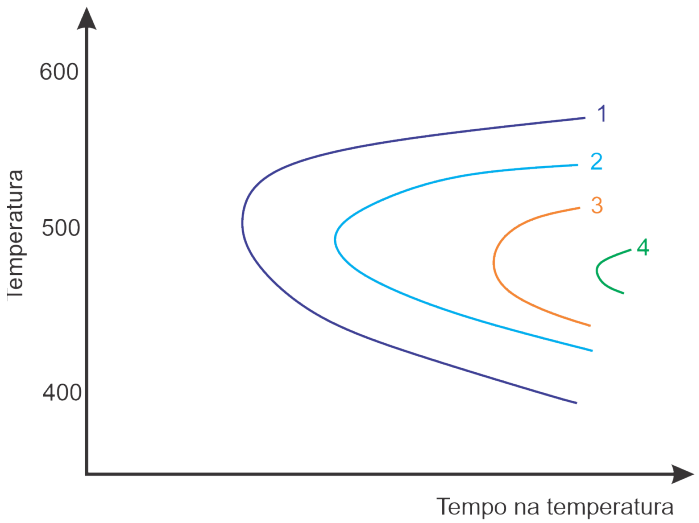


Figura 49. Representação esquemática da curva típica em C, relacionando a temperatura e o tempo a que o aço foi submetido e as diferentes temperaturas de transição dúctil-frágil (definidas pela FATT). A FATT é crescente da curva 1 para a curva 4. Modificado de [3].

Ainda que a fragilização ao revenido cause uma diminuição na tenacidade de grandes forjados devido ao resfriamento, inevitavelmente lento, a partir da temperatura de forjamento, o fenômeno é particularmente importante em equipamentos das indústrias químicas e petroquímicas, fabricados de chapas de aço Cr-Mo e Cr-Mo-V, que operam na faixa crítica de temperatura, particularmente os de construção mais antiga, isto é, os que operam há cerca de 20 ou mais, em que os cuidados, hoje conhecidos, não eram tomados durante a elaboração dos aços utilizados. Em termos práticos, esse mecanismo afeta principalmente os aços de baixa liga 2.25Cr-1Mo e Cr-Mo-V. Aços 1Cr-0.5Mo e 1.25Cr-0.5Mo são suscetíveis à fragilização ao revenido, porém em um grau muito menor do que os aços 2.25Cr-1Mo.

Vários parâmetros empíricos foram desenvolvidos para se prever a suscetibilidade à fragilização. O mais conhecido é o parâmetro J de Watanabe para metal base e o parâmetro X de Bruscato para metal de solda, definidos como:

$J = (\%Si + \%Mn) \times (\%P + \%Sn) \times 10^4$

$X = (10.P + 5.Sb + 4.Sn + As)/100$ (elementos em ppm)

Geralmente, os valores máximos admissíveis de J e X para o aço 2.25Cr-1Mo são 100 e 15, respectivamente. A Figura 50 mostra, de maneira esquemática, o aumento da FATT com o aumento do parâmetro J.

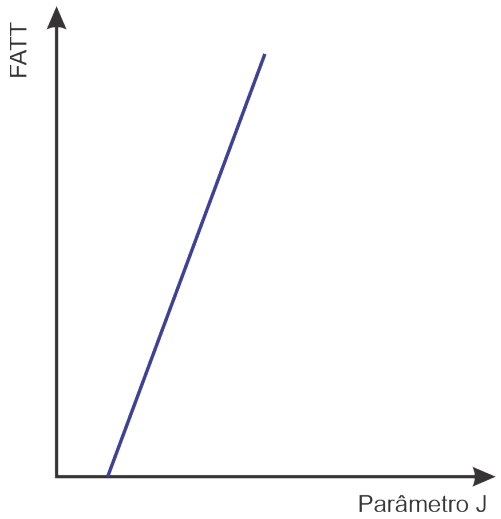


Figura 50. Representação esquemática da relação entra a temperatura de transição (FATT) e o parâmetro J. Modificado de [3].

É também conhecido o tratamento térmico chamado de *step cooling,* que acelera a cinética de fragilização. O tratamento térmico é realizado em amostra de chapa da mesma corrida daquelas utilizadas para fabricar o vaso de pressão. A amostra é resfriada, por meio do intervalo crítico, numa série de degraus definidos (patamares de temperatura), entre 593°C e 315 °C, em tempos crescentes à medida que a temperatura é reduzida. As taxas de resfriamento (°C/h) entre degraus também são controladas. O ciclo total demora cerca de 235 horas. Após o tratamento térmico, é efetuado ensaio de impacto Charpy em corpos de prova para estabelecer uma curva de transição, com o objetivo de compará-la

com a curva de transição obtida a partir de ensaio de impacto em corpos de prova da chapa sem o tratamento de *step cooling*[36] e verificar se o requisito normativo é atendido. Caso o vaso de pressão seja fabricado em aço Cr-Mo e haja risco de sofrer de fragilização ao revenido, esses ensaios e outros requisitos de controle de qualidade (como limite dos fatores J e X) devem ser solicitados ao fornecedor, por exemplo, conforme requisitos suplementares do ASTM A387 [15].

O mecanismo não é identificado por metalografia. Para identificá-lo, pode ser instalada uma chapa de teste da mesma corrida no equipamento que irá operar na temperatura de fragilização. De tempos em tempos, amostras da chapa de teste podem ser removidas para realização de ensaio de impacto ou ensaios de mecânica da fratura, de forma a avaliar o grau de fragilização que pode estar ocorrendo ao longo do tempo. Se o material sofreu fragilização ao longo do tempo, será verificado um aumento na temperatura de transição dúctil-frágil no ensaio Charpy em relação ao material não fragilizado, conforme esquematizado na Figura 51. Geralmente, não há alteração significativa na energia de patamar superior.

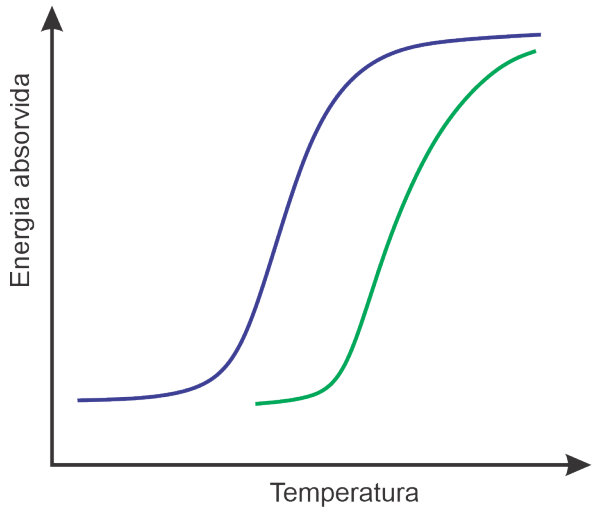


Figura 51. Representação esquemática de curvas de ensaio de impacto Charpy para um aço fragilizado (curva verde) e um não fragilizado (curva azul). Fonte: os autores.

A perda de tenacidade não é evidente na temperatura de operação (em que ocorre a fragilização), portanto, o maior risco se manifesta durante partidas e paradas (em que a temperatura está mais baixa) ou durante teste hidrostático. Em equipamentos de materiais suscetíveis que operam na temperatura de fragilização (por exemplo, reatores), deve ser atendida uma sequência de pressurização para limitar a pressão do equipamento quando a temperatura estiver abaixo da temperatura mínima de pressurização (MPT). Isso tem como objetivo reduzir o risco de fratura frágil durante partidas ou paradas do equipamento. Além disso, se o equipamento estiver fragilizado, deve-se tomar cuidado com teste hidrostático, uma vez que há risco de fratura frágil.

[36] Neste caso, é efetuado ensaio de impacto em corpos de prova da chapa da mesma corrida, com tratamento térmico de alívio de tensões mínimo exigido pelo comprador e sem o tratamento térmico de *step cooling*.

É possível efetuar um tratamento térmico para eliminar a fragilização, especialmente em caso de necessidade de reparo com solda. O componente deve ser aquecido a 620 °C. O tempo de aquecimento indicado é de duas horas para cada polegada de espessura. Feito isso, o componente deve ser resfriado rapidamente. No entanto, se voltar a operar na faixa de temperatura em que ocorre a fragilização, o fenômeno voltará a ocorrer.

10.3.2.2 Fragilização ao revenido de uma etapa (fragilização da martensita revenida)

O fenômeno se manifesta em aços que foram temperados e revenidos a baixa temperatura (geralmente entre 250 e 370 °C). A temperatura de revenido que provoca a máxima fragilização é cerca de 350 °C. A fragilização é detectada por uma queda no valor da energia absorvida no ensaio Charpy realizado em temperatura ambiente e pela presença de fratura intergranular em porcentagens variáveis, como mostra a Figura 52. Aços que apresentam estrutura bainítica inferior também são suscetíveis. Aços ferríticos-perlíticos ou com bainita superior não sofrem este tipo de fragilização. Esse mecanismo é típico de aços temperados e revenidos de alta resistência, como AISI 4130, AISI 4140, AISI 4150, AISI 4340 e outros similares.

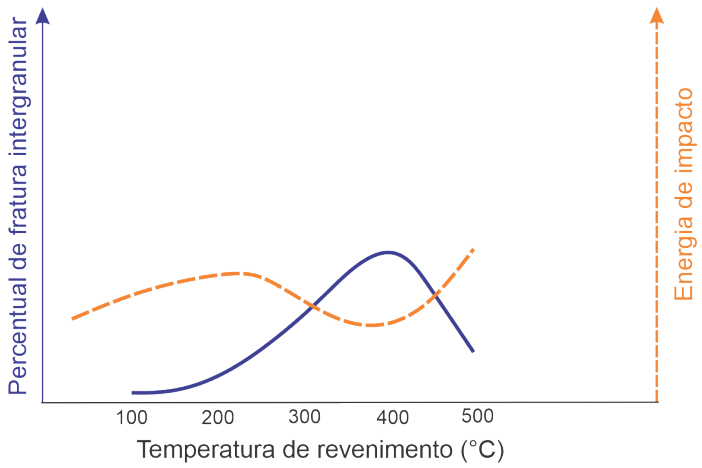


Figura 52. Energia de impacto e percentual de fratura intergranular em função da temperatura de revenido para um aço AISI 4340 temperado em óleo, com austenitização a cerca de 1150 °C e revenido durante uma hora. Modificado de [16].

É importante ressaltar que, fixando-se o tempo de tratamento, com o aumento de temperatura de revenimento, há redução da dureza, conforme esperado, mas a fragilização ocorre na faixa de temperatura específica, conforme mostrado na Figura 53.

O fenômeno ocorre devido à precipitação de plaquetas finas de cementita em contornos entre ripas, durante o revenimento da martensita, na faixa de temperatura em que ocorre a fragilização. Existem outras teorias para explicar o fenômeno. De qualquer forma, essa fragilização depende essencialmente da cinética do revenido. Assim, as medidas para evitá-lo consistem em revenir fora da faixa de temperatura crítica ou adicionar elementos de liga que retardam a cinética de precipitação de cementita em contornos entre ripas durante o revenido, como é o caso conhecido do Si. O aço 300M, considerado de ultra-alta resistência, é uma modificação do aço AISI 4340 com maior porcentagem de Si (1,45% a 1,80%) e, por essa razão, possui maior resistência à fragilização da martensita revenida.

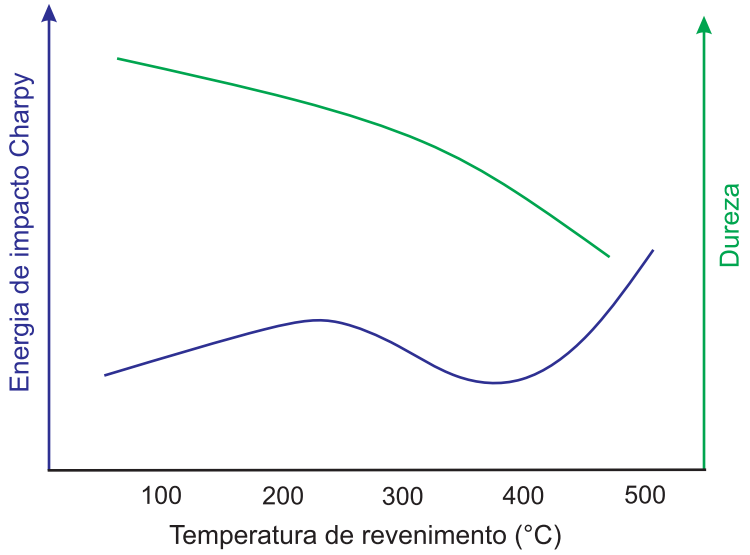


Figura 53. Representação esquemática da variação de dureza e da energia de impacto Charpy em função da temperatura de revenimento. Modificado de [16].

Por outro lado, é sabido que a presença de elementos residuais pode contribuir para o fenômeno, de maneira análoga ao que ocorre na fragilização ao revenido de duas etapas.

A fratura decorrente da fragilização ao revenido em uma etapa tende a ser predominantemente intergranular (nos contornos de grãos da austenita prévia) quando está associada com o efeito de segregação de elementos nos contornos de grãos (por exemplo, fósforo). Isso sugere, portanto, que a fragilização está associada com o efeito da segregação de impurezas nos contornos de grãos da austenita prévia (reduzindo a força coesiva), descrito no fenômeno de fragilização ao revenido em duas etapas, e precipitação de plaquetas de cementita.

Quando o fenômeno ocorre sem a influência da segregação de elementos nos contornos de grãos (devido à baixa concentração desses elementos ou devido à presença de elementos que interagem com as impurezas), a fratura frágil é transgranular (geralmente uma mistura de clivagem e coalescimento de alvéolos), favorecida pelas plaquetas de cementita.

A Figura 54 ilustra um exemplo, comparando a energia de impacto Charpy em temperatura ambiente de um aço com 0,03% de fósforo (curva azul) e de um aço com 0,003% de fósforo (curva verde) que foram temperados e revenidos em diferentes temperaturas. Verifica-se que ambos apresentam queda de energia de impacto na faixa de temperatura em que ocorre o mecanismo (entre cerca de 250 e 370 °C), sendo maior a cerca de 350 °C. Para o aço com maior teor de fósforo, o efeito de fragilização é mais pronunciado em todas as temperaturas de revenimento, ou seja, a curva está deslocada para baixo. O aço com 0,03% de fósforo sofreu fratura intergranular em diferentes percentuais nos ensaios, quando revenido na faixa de fragilização. O maior percentual de fratura intergranular ocorreu na energia de impacto mínima. O aço com 0,003% de fósforo sofreu fratura transgranular com clivagem, mesmo na temperatura em que ocorreu o maior grau de fragilização (cerca de 350 °C). Nesse aço foi observada clivagem entre as ripas e dentro das ripas, associada à espessura dos carbonetos entre as ripas de martensita.

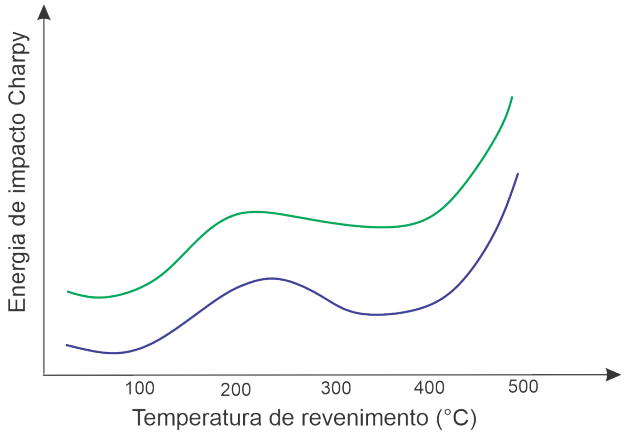


Figura 54. Representação esquemática da energia de impacto Charpy em função da temperatura de revenimento para um aço contendo 0,003% P (curva verde) e 0,03% P (curva azul). Modificado de [17].

Aços inoxidáveis martensíticos também podem sofrer fragilização intergranular durante o revenimento, o que ocorre devido à precipitação de carbonetos contínuos nos contornos de grãos da austenita prévia ou interripas, ou devido à segregação de fósforo nos contornos de grão da austenita prévia, de maneira similar aos mecanismos citados anteriormente.

Durante o revenimento, carbonetos se formam ao longo dos contornos de grãos e dos contornos das ripas de martensita. Dependendo da faixa de temperatura em que ocorre o revenimento, o AISI 410 pode sofrer fragilização, sendo que a máxima perda de tenacidade ocorre entre 500 e 575 °C, conforme indicado na Figura 55. A perda de tenacidade nessa faixa de temperatura ocorre devido à precipitação de carbonetos frágeis Fe_2C. Em temperaturas acima de 550 °C, a tenacidade começa a aumentar, com redução de dureza.

Outro efeito deletério ocorre em temperaturas de revenimento entre 450 e 575 °C, devido à segregação de impurezas nos contornos de grãos da austenita prévia, principalmente fósforo. Nessa faixa de temperatura, é possível que o fósforo segregue com o cromo nos contornos de grãos. Essa cossegregação também é promovida pelo aumento dos teores de silício e manganês. A segregação nos contornos de grãos promove uma queda significativa de tenacidade e o modo de fratura passa a ser intergranular. Dessa forma, geralmente o TTAT pós-soldagem de aços AISI 410 é realizado entre 600 e 750 °C.

O caso a seguir mostra um parafuso de AISI 410 que sofreu fratura frágil intergranular, conforme Figura 56. Foi realizado ensaio Charpy, em corpos de prova usinados a partir dos parafusos. A energia de impacto média obtida foi de apenas 9 J em corpos de prova ensaiados em temperatura ambiente. Como os parafusos operavam em temperatura ambiente, a fragilização do material ocorreu durante o tratamento térmico de fabricação.

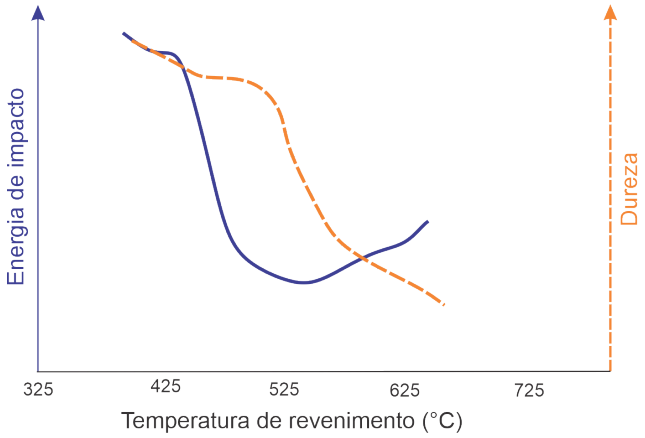


Figura 55. Energia de impacto Charpy (em azul) e Dureza Vickers (em laranja), em função da temperatura de revenimento para o AISI 410. Modificado de [18] e [19].

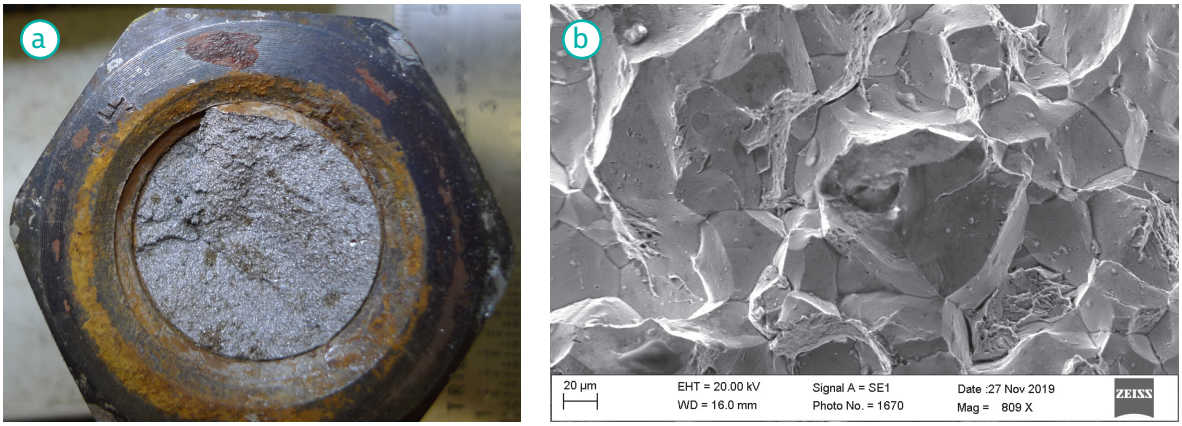


Figura 56. (a) Fratura frágil de parafuso de AISI 410. (b) Micromecanismo intergranular. Ampliação original: 809x. Crédito: Luciano dos Santos Silva.

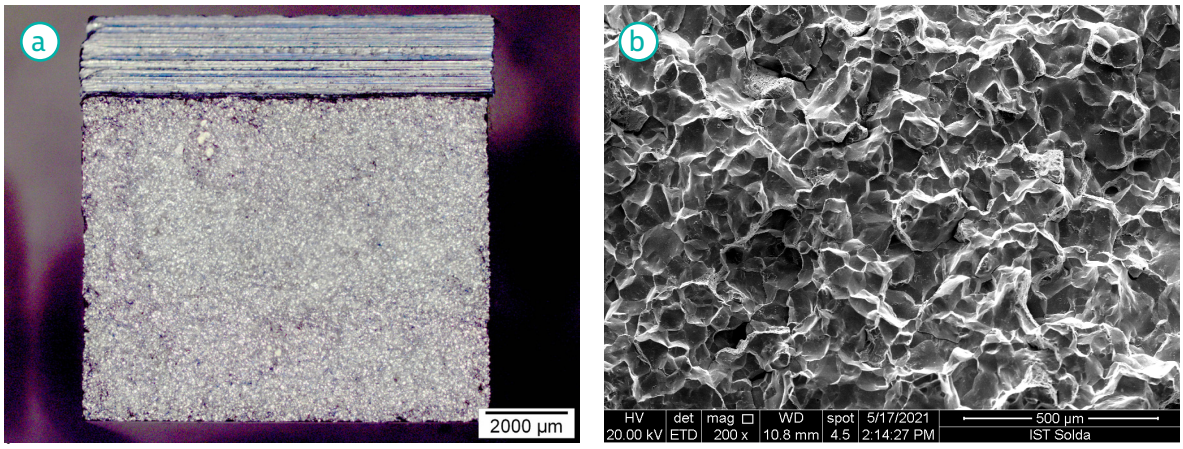


Figura 57. (a) Fratura do corpo de prova de ensaio Charpy, usinado a partir do parafuso, ensaiado em temperatura ambiente. Fratura dúctil inferior a 5%. (b) Micromecanismo intergranular referente à fratura do corpo de prova de ensaio Charpy. Imagem obtida por microscopia eletrônica de varredura no SENAI IST Solda. Crédito: Leandro Guimarães de Oliveira. Fonte: André S. Pelliccione.

Existem diversos casos de fragilização devido à presença de fases nos contornos de grãos, além dos mostrados anteriormente. Outro mecanismo adicional é queima e superaquecimento.

10.3.3 Queima e superaquecimento

Esses dois fenômenos ocorrem devido ao aquecimento em temperaturas excessivamente elevadas, no campo austenítico, particularmente durante o forjamento.

A diferença primordial entre estes dois mecanismos é que a queima ocorre em temperaturas maiores (geralmente acima de 1400 °C) e resulta em oxidação e fusão incipiente de constituintes de baixo ponto de fusão[37] em contornos de grãos. A queima, portanto, é irreversível. O forjado queimado é facilmente detectado por metalografia, pois numa seção polida, sem ataque, a oxidação intergranular é facilmente visível. A resistência mecânica, ductilidade e tenacidade são afetadas de maneira significativa. Os forjados que sofreram queima geralmente são adicionados como sucata em fornos elétricos.

Por outro lado, o superaquecimento ocorre em temperaturas insuficientes para liquação e oxidação, mas superiores a cerca de 1250 °C, quando inclusões de MnS são solubilizadas na austenita e, no resfriamento posterior, o sulfeto de manganês reprecipita como partículas muito finas nos contornos de grãos da austenita. No tratamento térmico subsequente, essa rede de partículas finas de MnS favorecerá a fratura intergranular com baixa energia absorvida. Esse superaquecimento dificilmente é detectado por métodos metalográficos. O ensaio Charpy, evidenciando a fratura intergranular (correspondente aos contornos de grãos da austenita prévia formada no superaquecimento) contendo pequenos *dimples* com partículas de sulfeto de manganês no interior, é normalmente necessário para a identificação do fenômeno. Algumas formas de evitar o superaquecimento são: controle de temperatura durante forjamento; utilização de fortes elementos formadores de sulfetos, como terras raras, cálcio e zircônio[38]; redução do teor de enxofre a baixíssimos níveis.

10.4 Referências

[1] AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **Standard test methods for notched bar impact testing of metallic materials**. ASTM E23-24. Pensilvânia, 2024. 27 p.

[2] INOUE, Tadanobu; KIMURA, Yuuji. Effect of delamination and grain refinement on fracture energy of ultrafine-grained steel determined using an instrumented charpy impact test. **Materials**, v. 15, n. 3, p. 867, 2022.

[3] SILVA, P.S.C.P. **Comportamento mecânico e fratura de componentes e estruturas metálicas**. Curitiba: UFPR, 1999. 187 p.

[4] PHILLIPS, R.; CHAPMAN, J. A. Influence of finish rolling temperature on the mechanical properties of some commercial steels rolled to 13/16 in. diameter bars**. Iron Steel Inst. J.**, v. 204, n. 6, p. 615-622, 1966.

[37] A fusão ocorre nos contornos de grãos da austenita devido à segregação de enxofre, fósforo e carbono.

[38] O objetivo é que os sulfetos formados por esses elementos, por serem mais estáveis, não sejam dissolvidos.

[5] BURNS, K.W; PICKERING, F.B. Deformation and fracture of ferrite-pearlite structures. **J. Iron steel inst**., v 202, n. 11, p. 899−906, Nov. 1964.

[6] ALLEN, N.P. *et al*., tensile and impact properties of high-purity iron-carbon and iron-carbon--manganese alloys of low carbon content. **J. Iron Steel Inst**., v. 174, p 108−120, June 1953.

[7] RINEHOLT, J.A., HARRIS JR., W.J. Effect of alloying elements on notch toughness of pearlitic steels. **Trans. ASM**, v. 43, p 1175−1214, 1951.

[8] VISHNEVSKY, C., STEIGERWALD, E.A. **Influence of alloying elements on the toughness of low-alloy martensitic high-strength steels**. AAMRC CR-80-09(F). Massachusetts: Army Materials and Mechanics Research Center, 1968 107 p.

[9] NICKEL alloy steels: part one. **Total matéria**. Jan., 2014 Disponível em: https://www.totalmateria.com/page.aspx?ID=CheckArticle&site=kts&LN=FA&NM=415 .Acesso em: novembro de 2022.

[10] KAH, P.; LAYUS, P.; MARTIKAINEN, J. Influence of alloying elements on the low-temperature properties of steel. *In*: The Twenty-fifth International Ocean and Polar Engineering Conference, 2015. Kona, Big Island, Hawaii, USA, June 21-26, 2015. **[Proceedings**…**]**. Cupertino, California: ISOPE, 2015. p. ISOPE-I-15-146.

[11] ASM HANDBOOK COMMITTEE. **Properties and selection**: irons. steels, and high-performance alloys, v. 1, 1990, 1063 p.

[12] KEH, A. S.; LESLIE, W. C. Recent observations on quench-aging and strain-aging of iron and steel. *In*: Stadelmaier, H. H.; Austin, W.W. (eds.). **Materials science research**. Boston, MA: Springer, 1963. p. 208-250.

[13] FOULDS, J. R.; VISWANATHAN, R. Graphitization of steels in elevated-temperature service. **Journal of materials engineering and performance**, v. 10, n. 4, p. 484-492, 2001.

[14] AMERICAN SOCIETY FOR ENGINEERS; AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE. **Fitness for service**. API 579-1/ASME FFS-1, June, 2016. 1292 p.

[15] AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **Standard specification for pressure vessel plates, alloy steel, chromium- molybdenum.** ASTM A387 17a. Pensilvânia, 2023. 6 p.

[16] BRIANT, C. L.; BANERJI, S. K. Intergranular failure in steel: the role of grain-boundary composition. **International metals reviews**, v. 23, n. 1, p. 164-199, 1978.

[17] MATERKOWSKI, James P.; KRAUSS, George. Tempered martensite embrittlement in SAE 4340 steel. **Metallurgical transactions A**, v. 10, n. 11, p. 1643-1651, 1979.

[18] STONE, D.J. **Optimal composition window of type 410 welding consumables and base metals for hydro-processing applications**. 2017. Tesis (Master of Science, Welding Engineering.) - Ohio State University, Ohio, 2017. 204 p.

[19] CHAKRABORTY, G., DAS, C. R., ALBERT, S. K., BHADURI, A. K., PAUL, V. T., PANNEERSELVAM, G., & DASGUPTA, A. Study on tempering behaviour of AISI 410 stainless steel**. Materials characterization**, v. 100, p. 81-87, 2015.

[20] PELLICCIONE, A.S., MORAES, M.F., GALVÃO, J.L.R., MELLO, L.A., SILVA, E.S. **Análise de falhas em equipamentos de processo:** mecanismos de danos e casos práticos. 2. ed. Rio de Janeiro: Interciência, 2014. 386 p.

[21] CHARLES, Jacques. Duplex stainless steels: a review after DSS'07 in Grado. **Metallurgical research & technology**, v. 105, n. 3, p. 155-171, 2008.

[22] BAIOCCO, Gabriele; UCCIARDELLO, Nadia. Neural network implementation for the prediction of secondary phase precipitation and mechanical feature in a duplex stainless steel. **Applied physics A**, v. 125, n. 1, p. 1-8, 2019.

[23] AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **Standard test methods for detecting detrimental intermetallic phase in duplex austenitic/ferritic stainless steels**. ASTM A923-23. Pensilvânia, 2023. 10 p.

[24] HSIEH, Chih-Chun; WU, Weite. Overview of intermetallic sigma (σ) phase precipitation in stainless steels. **International scholarly research notices**, v. 2012, n.1, p. 732471, 2012.

[25] LI, Junhe *et al*. Effect of solution treatment temperature on microstructural evolution, precipitation behavior, and comprehensive properties in UNS S32750 super duplex stainless steel. **Metals**, v. 10, n. 11, p. 1481, 2020.

[26] DIETER, George Ellwood. [Adapted by BACON, David]. **Mechanical metallurgy**. New York: McGraw-hill, 1988. 766 p.

[27] AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE. **Damage mechanisms affecting fixed equipment in the refining industry**. API RP 571, 1. ed., December 2003. Washington, D. C, 2003. 254 p.

ISBN: 978-65-88763-27-8
CBL
9 786588 763278

PETROBRAS