

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL
Escola de Engenharia

Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais-
PPG3M

MATERIAIS PARA APLICAÇÃO EM ARAMES DA ARMADURA DE TRAÇÃO DE
DUTOS FLEXÍVEIS – COMPORTAMENTO FRENTE A ENTALHES

Frederico Alberto Wallauer

Dissertação para a obtenção do título de Mestre
em Engenharia

Porto Alegre
2015

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL
Escola de Engenharia

Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais

PPGE3M

MATERIAIS PARA APLICAÇÃO EM ARAMES DA ARMADURA DE TRAÇÃO DE
DUTOS FLEXÍVEIS – COMPORTAMENTO FRENTE A ENTALHES

FREDERICO ALBERTO WALLAUER
Engenheiro de Materiais

Trabalho realizado no Departamento de Metalurgia da Escola de Engenharia da UFRGS, dentro do Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais – PPGE3M, como parte dos requisitos para obtenção do título de Mestre em Engenharia.

Área de Concentração: Ciência e Tecnologia dos Materiais

Porto Alegre
2015

Esta dissertação foi julgada adequada para obtenção do título de Mestre em Engenharia, área de concentração em Ciência e Tecnologia dos Materiais, e aprovada em sua forma final, pelo orientador e pela Banca Examinadora do Programa de Pós-Graduação.

Orientador: Prof. Dr. Carlos Eduardo Fortis Kwietniewski

Banca Examinadora:

Prof. Dr. Telmo Roberto Strohaecker
Prof. Dr. Afonso Reguly
Dr. George Carneiro Campello

Prof. Dr. Carlos P. Bergmann
Coordenador do PPGEM

AGRADECIMENTOS

À minha namorada, noiva, esposa e melhor amiga, Rafaela, minha mais sincera e profunda gratidão pela presença fundamental e decisiva em todos os momentos da minha carreira profissional e grande responsável pela minha realização pessoal. Obrigado pelo suporte, pela parceria e por sempre estar ao meu lado.

Agradeço a toda minha família, em especial, meus pais, André e Carla, pelos maiores legados que puderam me dar: valores sólidos e educação.

Ao Professor Doutor Carlos E. F. Kwietniewski pelo suporte e orientação neste trabalho e pela oportunidade a mim dada no LAMEF.

Aos Engenheiros e Mestres Fabiano Bertoni e Facundo Lopez pelas oportunidades profissionais, pelo grande apoio e ajuda, pelo fomento ao crescimento e pelo grande conhecimento transmitido durante o início de minha trajetória profissional.

Aos ex-colegas do Grupo de Tecnologia Submarina do LAMEF, pelo modelo de determinação que são, pela grande experiência de encarar com eles grandes desafios profissionais e técnicos, compartilhar de bons momentos, churrascos, gols e muitas risadas.

Ao Engenheiro e Mestre Guillermo Mudry, pela grande ajuda e contribuição com este trabalho, além dos conhecimentos transmitidos.

Aos colegas do Grupo de Ensaios Mecânicos, em especial aos engenheiros Bill Paiva e Jefferson Haag, pelo grande auxílio na realização de testes.

Ao PPG3M, programa de excelência nacional em Pós-Graduação, e à UFRGS.

À CAPES, pela bolsa de estudos e fomento à pesquisa no Brasil.

*“Não adianta dizer: ‘Estamos fazendo o melhor que podemos’.
Temos que conseguir o que quer que seja necessário.”*

Winston Churchill

SUMÁRIO

1.	INTRODUÇÃO	18
2.	OBJETIVO	23
3.	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	24
3.1.	DUTOS FLEXÍVEIS.....	24
3.1.1.	Arames da armadura de tração	25
3.2.	FALHAS EM DUTOS FLEXÍVEIS	27
3.3.	DEFEITOS EM ARAMES DA ARMADURA DE TRAÇÃO.....	28
3.4.	MECÂNICA DA FRATURA	31
3.4.1.	Tenacidade à fratura	34
<i>3.4.1.1.</i>	<i>Configuração de corpos de prova</i>	<i>35</i>
<i>3.4.1.2.</i>	<i>Orientação de corpos de prova</i>	<i>36</i>
<i>3.4.1.3.</i>	<i>Pré-trincamento por fadiga</i>	<i>37</i>
3.4.2.	Desenvolvimento da técnica de CTOD	37
3.4.3.	Determinação do CTOD	38
3.5.	FADIGA	43
3.5.1.	Aspectos Gerais.....	43
<i>3.5.1.1.</i>	<i>Iniciação de trinca.....</i>	<i>44</i>
<i>3.5.1.2.</i>	<i>Crescimento de trinca.....</i>	<i>46</i>
3.5.2.	Efeitos de carregamentos	48
<i>3.5.2.1.</i>	<i>Tensão – vida</i>	<i>50</i>
<i>3.5.2.2.</i>	<i>Deformação – vida.....</i>	<i>51</i>
<i>3.5.2.3.</i>	<i>Configurações de carregamento</i>	<i>57</i>
3.5.3.	Efeitos Geométricos.....	61
<i>3.5.3.1.</i>	<i>Fator de concentração de tensões - K_t</i>	<i>62</i>
<i>3.5.3.2.</i>	<i>Fator de concentração de tensões de fadiga (K_f) e sensibilidade ao entalhe (q)... 62</i>	
3.5.4.	Efeitos do material.....	67
<i>3.5.4.1.</i>	<i>Inclusões não metálicas.....</i>	<i>67</i>
<i>3.5.4.2.</i>	<i>Tensões residuais.....</i>	<i>68</i>
<i>3.5.4.3.</i>	<i>Dureza</i>	<i>69</i>
<i>3.5.4.4.</i>	<i>Acabamento superficial.....</i>	<i>71</i>
4.	MATERIAIS E MÉTODOS	72

4.1.	MATERIAIS	72
4.2.	CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA E METALÚRGICA.....	73
4.2.1.	Análise química.....	73
4.2.2.	Microdureza	73
4.2.3.	Análise metalográfica e de inclusões.....	73
4.2.4.	Tração.....	74
4.3.	TENACIDADE À FRATURA – CRACK TIP OPEN DISPLACEMENT (<i>CTOD</i>) 75	
4.4.	FADIGA E SENSIBILIDADE AO ENTALHE	78
4.5.	ANÁLISE DE SUPERFÍCIES DE FRATURA	82
5.	RESULTADOS E DISCUSSÕES	83
5.1.	CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA E METALÚRGICA.....	83
5.1.1.	Composição química	83
5.1.2.	Inclusões	84
5.1.3.	Microestrutura.....	85
5.1.4.	Dureza.....	86
5.1.5.	Curvas tensão-deformação	87
5.2.	TENACIDADE À FRATURA.....	89
5.3.	ESTIMATIVA DE <i>KT</i>	96
5.4.	FADIGA	99
5.5.	KF E SENSIBILIDADE AO ENTALHE	103
6.	CONCLUSÕES.....	110
7.	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	112
8.	ASPECTOS GERAIS PARA APLICAÇÃO DE UM NOVO MATERIAL NA INÚSTRIA.....	113
8.1.	QUALIFICAÇÃO PRÉVIA DO MATERIAL	113
8.2.	QUALIFICAÇÃO DO PROCESSO DE SOLDA ENTRE ARAMES	115
8.3.	IMPACTOS NO PROJETO DO DUTO;.....	116
8.4.	IMPACTOS DA UTILIZAÇÃO DO MATERIAL CONSIDERANDO A TERMINAÇÃO DO DUTO: <i>END-FITTINGS</i> ;.....	116
8.5.	DESENVOLVIMENTO DE FORNECEDORES E CUSTOS DE MATÉRIA- PRIMA. 117	
8.6.	IMPACTO NA MANUFATURA DO DUTO FLEXÍVEL;.....	118

9. REFERÊNCIAS 119
APÊNDICE I..... 124

LISTA DE FIGURAS

Figura 1.1. Evolução da profundidade de campos de petróleo da Petrobras.....	18
Figura 1.2. Investimentos da Petrobras em exploração e produção para o período 2014-2018.	19
Figura 1.3. Principais conceitos de plataformas para exploração de petróleo offshore: a) plataforma fixa; b) Compliant Tower; c) nova geração de TLP; d) TLP convencional; e) semi-FPS; f) SPAR em treliça; g) SPAR clássico; h) célula SPAR; i) Buoy; j) FPSO k) Manifold; l) Tieback submarino	20
Figura 1.4. Tendência de exploração de petróleo em maiores profundidades.	21
Figura 3.1. Camadas de um duto flexível.....	24
Figura 3.2. Processo industrial de construção da armadura de tração de um duto flexível.....	26
Figura 3.3. Falhas em dutos flexíveis: a) Colapso hidrostático (ZHANG et al., 2003); b) corrosão generalizada e c) ruptura indicada na armadura de tração. (AL-MASLAMANI, 1996)	27
Figura 3.4. Terminal conector com arames da armadura de tração rompidos.....	28
Figura 3.5. Espaço anular de um duto flexível.....	29
Figura 3.6. a) Defeitos geométricos oriundos do processo de corrosão em um arame de tração rompido (4SUBSEA, 2013); b) corrosão generalizada. (BUENO, 2010).....	30
Figura 3.7. Representação dos três modos de carregamento puros possíveis aos quais a trinca pode ser submetida.	33
Figura 3.8. Roteiro para determinação da tenacidade à fratura de um material.....	34
Figura 3.9. Corpos de prova, em ordem (da esquerda para a direita): dobramento a três pontos [Single Edge Bending SE(B)], compacto [Compact tension C(T)] e forma de disco compacto [Disc compact tension DC(T)].....	35
Figura 3.10. Notação ASTM para orientação de extração de corpos de prova para testes de tenacidade à fratura: a) materiais laminados e forjados; b) barras redondas e	

cilindros ocos. Direções: L longitudinal, T transversal, S espessura, C circunferencial, R radial.....	36
Figura 3.11. Tipos de entalhes sugeridos pela norma ASTM E1820 (2011).	37
Figura 3.12. Abertura na ponta de uma trinca aguda, δ	38
Figura 3.13. a) Separação das faces de uma trinca aguda, dada por δ ; b) modelo de interceptação a 90o.	38
Figura 3.14 . Definição de V_p para determinação do CTOD.....	39
Figura 3.15. Curvas típicas de força por deslocamento em testes de fratura. a – fratura; b – pop-in.....	40
Figura 3.16. Relação entre a abertura da boca do entalhe (V_p) e abertura da ponta da pré- trinca (δ).....	41
Figura 3.17. Curva S-N ou curva de Wöhler.....	43
Figura 3.18. Nucleação de fadiga em planos de escorregamento.....	45
Figura 3.19. Intrusões e extrusões de uma folha de cobre observados em MEV.....	45
Figura 3.20. Iniciação de uma trinca em banda de escorregamento seguido de propagação estável.	47
Figura 3.21. Representação da iniciação e propagação de trinca por fadiga e ruptura final do componente.....	47
Figura 3.22. Representação de tensões alternadas cíclicas.....	48
Figura 3.23. Comportamento de aços sob carregamentos cíclicos de deformação constante: a) endurecimento cíclico; b) amolecimento cíclico e c) relaxação.	52
Figura 3.24. Loop de histerese para carregamento cíclico completamente reversível.	53
Figura 3.25. Curva tensão-deformação cíclica.	54
Figura 3.26. Vida em fadiga em termos de deformação total.....	57
Figura 3.27. Construção de diagramas de vida constante em σ_a e σ_m a partir de curvas de fadiga.	58
Figura 3.28. Representação gráfica das relações de Gerber, Goodman e Soderberg.	59
Figura 3.29. Influência da razão (e amplitude) de carregamento na vida em fadiga.....	60
Figura 3.30. Diferentes fases da vida em fadiga e fatores relevantes.....	61
Figura 3.31. a) Efeito do raio na raiz do entalhe em K_f . b) Efeito da resistência mecânica dos aços em K_f	64
Figura 3.32. Tensões residuais trativas no centro e compressivas na superfície.....	68
Figura 3.33. Relação entre dureza e limite de fadiga.	70

Figura 4.1. Dimensões (em mm) dos corpos de prova dos materiais P (perlítico) e M (martensítico) para o ensaio de tração, conforme a norma ISO 6892-1.	74
Figura 4.2. Corpos de prova de tração para os materiais P (perlítico) e M (martensítico).....	75
Figura 4.3. Dimensões dos corpos de prova do tipo SE(B) para medição da tenacidade à fratura pelo método de CTOD.	76
Figura 4.4. Corpo de prova do material martensítico (M) para o ensaio de CTOD.....	76
Figura 4.5. Medição do CMOD por um clip-gage para um corpo de prova do tipo SE(B).	77
Figura 4.6. Corpos de prova do material M após o processo de usinagem e acabamento superficial.	78
Figura 4.7. Ilustração que representa o corte transversal de uma amostra, rente ao defeito inserido em um corpo de prova de fadiga, indicado pela seta.	79
Figura 4.8. Inserção de defeito em corpo de prova com uma broca de aço.	79
Figura 4.9. Dimensões do defeito.	80
Figura 4.10. Distribuição de tensões no corpo de prova imposta pela flexão a 4 pontos.....	80
Figura 4.11. a) Teste de fadiga por flexão a 4 pontos em arames instrumentados com strain-gages. b) Sistema de monitoramento de strain-gages.....	81
Figura 5.1. Macrografias das seções (a) transversal e (b) longitudinal do material P (perlítico).	84
Figura 5.2. Macrografias das seções (a) transversal e (b) longitudinal do material M (martensítico).....	84
Figura 5.3. Microestrutura do material P. Seção transversal. Ataque Nital 2%.....	85
Figura 5.4. Microestrutura do material M. Seção transversal. Ataque Nital 2%.....	86
Figura 5.5. Dureza Vickers para os materiais perlítico (P) e martensítico (M).....	87
Figura 5.6. Curvas de tensão-deformação para o material martensítico (M).	88
Figura 5.7. Curvas de tensão-deformação para o material perlítico (P).	88
Figura 5.8. Curvas de abertura da boca do entalhe (CMOD) em função da carga aplicada para o material perlítico (P) para corpos de prova do tipo SE(B).	89
Figura 5.9. Avaliação de F_m e V_m a partir de uma curva típica de força em função do CMOD para um corpo de prova P1 - tipo SE(B) – material perlítico (P).	90
Figura 5.10. Imagem ampliada de uma superfície de fratura após teste de CTOD para o material perlítico (P).	91

- Figura 5.11. Material perlítico (P). (a) Final da trinca de fadiga e início da fratura do teste de CTOD. (b) Região de transição aumentada entre a pré-trinca de fadiga e a região de fratura, onde há a presença de microcavidades..... 92
- Figura 5.12. Curvas de abertura da boca do entalhe (V) em função da carga aplicada para o material martensítico (M). 93
- Figura 5.13. Avaliação de F_u e V_u a partir de uma curva típica de força em função do CMOD para o corpo de prova M-3 – tipo SE(B) – material martensítico (M). 93
- Figura 5.14. Superfície de fratura típica de um corpo de prova do tipo SE(B) – corpo de prova M3 – material martensítico (M)..... 94
- Figura 5.15. a) Fim da pré-trinca por fadiga e início da região de fratura, que possui aspecto de fratura mista pela presença de microcavidades em planos preferenciais de crescimento da fratura. (b) Fractografia aumentada da região de início da fratura. Presença de microcavidades. 95
- Figura 5.16. Distribuição de tensões e linha neutra no arame para flexão a quatro pontos. 96
- Figura 5.17. Tensões trativas na face inferior do arame..... 97
- Figura 5.18. Malha hexaédrica na região do furo, indicada pela seta, e ao longo de toda seção do arame..... 98
- Figura 5.19. Refinamento da malha na região do defeito pela utilização de elementos tetraédricos..... 98
- Figura 5.20. Distribuição de tensões máximas principais na raiz do defeito, conforme detalhe A. 99
- Figura 5.21. Resposta da força para deformação imposta para corpos de prova dos materiais perlítico (P) e martensítico (M) sob mesmo nível de deformação..... 100
- Figura 5.22. Comparação entre pontos de deformação-vida para corpos de prova íntegros dos materiais P (perlítico) e M (martensítico)..... 101
- Figura 5.23. Superfícies de fratura para corpos de prova de fadiga íntegros. As regiões de iniciação de trincas por fadiga estão indicadas pelas setas. Material M (martensítico)..... 102
- Figura 5.24. Superfícies de fratura para corpos de prova de fadiga íntegros. Regiões de iniciação de trincas por fadiga indicadas pela seta – Material P (perlítico). 103
- Figura 5.25. Superfície de fratura de um corpo de prova entalhado para o material perlítico (P). 1) Defeito; 2) Região de crescimento de trinca de fadiga..... 104

Figura 5.26. Superfície de fratura de um corpo de prova entalhado para o material martensítico (M). 1) Defeito; 2) Região de crescimento de trinca de fadiga.	104
Figura 5.27. Pontos de deformação-vida para corpos de prova íntegros e entalhados - material P (perlítico).	105
Figura 5.28. Pontos de deformação-vida aproximados por retas – material P (perlítico).	105
Figura 5.29. Pontos de deformação-vida para corpos de prova íntegros e entalhados - material M (martensítico).	106
Figura 5.30. Pontos de deformação-vida aproximados por retas – material M (martensítico)	107
Figura 5.31. Evolução de K_f e q em função do número de ciclos para os materiais P (perlítico) e M (martensítico).	108
Figura 8.1. Gráfico de severidade do meio com presença de H ₂ S para aços carbono ou baixa liga. Região 0: nenhuma ou pouca severidade. Região 1: severidade leve. Região 2: severidade intermediária. Região 3: severidade alta.	114
Figura 8.2. Dobramento dos arames da armadura de tração durante o processo de montagem do conector.	117

LISTA DE TABELAS

Tabela 5.1. Resultados de análise química dos materiais perlítico (P) e martensítico (M).....	83
Tabela 5.2. Resultados a partir de testes de tenacidade à fratura e <i>CTOD</i> calculado para corpos de prova do tipo SE(B) – material perlítico (P).....	90
Tabela 5.3. Resultados a partir de testes de tenacidade à fratura e <i>CTOD</i> calculado para corpos de prova do tipo SE(B) – material martensítico (M).....	94
Tabela 5.4. Valores médios dos principais resultados experimentais para os materiais P (perlítico) e M (martensítico).....	96
Tabela 5.5. Valores obtidos a partir das curvas de fadiga para corpos de prova lisos e entalhados.	107

LISTA DE SÍMBOLOS

ε'_f	coeficiente de ductilidade cíclica;
ε_e	deformação elástica;
ε_p	deformação plástica;
$\Delta\varepsilon$	variação de deformação
A	amplitude de tensão
a	tamanho de trinca;
a'	comprimento equivalente ao de defeitos do material – Equação de Heywood;
a_N	constante de Neuber;
a_o	comprimento inicial da trinca;
a_p	distância da raiz do entalhe- Equação de Peterson;
B	espessura de corpo de prova de Mecânica da Fratura;
b	expoente de resistência à fadiga;
c	expoente de ductilidade cíclica;
d	média aritmética das diagonais de uma endentação no teste de dureza Vickers;
$d1$	primeira diagonal de uma endentação no teste de dureza Vickers;
$d2$	segunda diagonal de uma endentação no teste de dureza Vickers;
E	módulo de elasticidade ou módulo de Young;
F	força aplicada;
H_v	Dureza Vickers;
K	fator de intensidade de tensões;
K'	coeficiente de endurecimento cíclico;
K_f	fator de concentração de tensão por fadiga;
K_{IC}	fator de intensidade de tensões crítico;
K_t	fator de concentração de tensões;
L_0	comprimento inicial;

N	número de ciclos;
n'	expoente de endurecimento cíclico;
N_f	número de ciclos para falha por fadiga;
q	sensibilidade ao entalhe;
r	raio da raiz do entalhe;
R	razão de carregamento;
r_p	fator de rotação plástica;
S	distância entre apoios;
V_p	deslocamento da abertura da boca da trinca;
W	largura do corpo de prova de Mecânica da Fratura;
Y	constante adimensional contida na fórmula para cálculo de K ;
Z	Distância do ponto de medição do extensômetro em relação à face do corpo de prova.
δ	deslocamento da abertura na ponta da trinca;
$\Delta\sigma$	variação de tensão;
σ	tensão;
σ'_f	coeficiente de resistência à fadiga
σ_a	amplitude de tensão;
σ_e	tensão elástica local máxima;
σ_g	tensão global de um componente;
σ_m	tensão média;
σ_{max}	tensão máxima;
σ_{min}	tensão mínima;
σ_n	tensão limite de fadiga para um corpo de prova com entalhe;
σ_{nom}	tensão nominal de um componente;
σ_o	tensão inicial;
σ_u	tensão limite de resistência à tração para um curva tensão-deformação de engenharia;
σ_y	tensão de escoamento;
σ_s	tensão limite de fadiga para um corpo de prova liso;
ν	coeficiente de Poisson
$f\left(\frac{a_0}{W}\right)$	função adimensional que introduz o efeito geométrico do corpo de prova na distribuição das tensões na ponta da trinca;

RESUMO

A armadura de tração de dutos flexíveis é a camada responsável por suportar as cargas axiais destes equipamentos em campo. Com a tendência de aumento das profundidades de exploração e produção de petróleo *offshore*, principalmente dos campos do pré-sal brasileiro, faz-se necessário o uso de materiais com desempenho superior. Este trabalho buscou avaliar e comparar dois aços de alta resistência mecânica para tal aplicação, um predominantemente perlítico e outro martensítico. Durante a vida em serviço destes componentes, eles sofrem tensões axiais cíclicas associadas ao processo de corrosão, que gera pites como concentradores de tensões. Considerando estes aspectos, os materiais foram avaliados segundo seu comportamento à fadiga sem e com a presença de um pequeno defeito conhecido, que atua como um entalhe e busca simular um pite de corrosão. Além disso, esses materiais foram caracterizados metalúrgica e mecanicamente e sua tenacidade à fratura foi estimada via o método do *CTOD*. A partir dos dados experimentais, foi quantificada a sensibilidade ao entalhe, guiada essencialmente pelo processo de iniciação de trinca, ao passo que a tenacidade à fratura não foi decisiva. O material martensítico apresentou desempenho superior em fadiga e menor sensibilidade ao entalhe e mostrou-se promissor para a aplicação como arame da armadura de tração.

Palavras-chave: Duto flexível, aços de alta resistência, tenacidade à fratura, fadiga, sensibilidade ao entalhe.

ABSTRACT

The tensile armor of flexible pipes is the layer responsible for support axial loads of this equipment in field. With the trend of deep increase in offshore oil exploration and production, mainly in pre-salt fields, the use of materials with high performance becomes necessary. The aim of this dissertation is evaluate and compare two high strength steels for such application, one with perlite and other with martensitic matrix. During service life of these components, they are damaged by cyclic loading associated with corrosion process which promote corrosion pits like stress concentrators. Considering these aspects, the materials were evaluated according their fatigue behavior with and without a small defect that act as a notch and simulates a corrosion pit. In addition, they were characterized metallurgical and mechanically and their fracture toughness was estimated through *CTOD* test. From experimental data, notch sensitivity was quantified. This was driven by initiation process, and fracture toughness was not decisive. The martensitic material showed higher fatigue performance and lower notch sensitivity and presented itself promising for tensile armor wire application.

Keywords: Flexible pipe, high strength steels, fracture toughness, fatigue, notch sensitivity.

1. INTRODUÇÃO

As grandes e recentes descobertas de enormes reservas na camada pré-sal, ao longo de toda costa brasileira, abrem uma série de oportunidades para toda a cadeia de bens e serviços no Brasil. O sucesso da exploração de petróleo *offshore* em águas profundas e ultraprofundas vem aumentando acentuadamente a relevância deste setor energético no país e no mundo, sendo evidente o grande aporte de investimentos no setor.

Ainda não há um valor definitivo para o volume das reservas encontradas, mas os resultados obtidos até agora apontam para dados muito expressivos. Para a exploração destes poços, há a necessidade de se enfrentar profundidades muito maiores do que aquelas enfrentadas até agora, como mostrado na Figura 1.1, o que não inviabiliza técnica e economicamente sua produção, segundo a Petrobras.

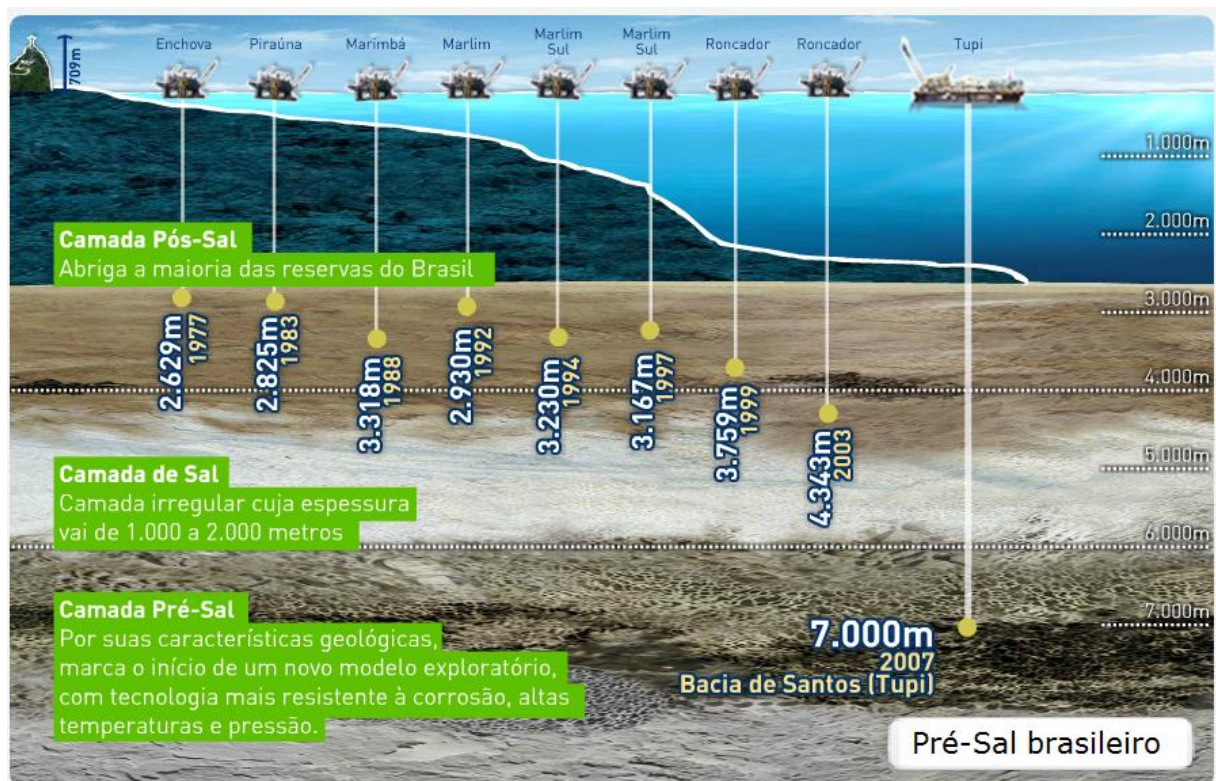


Figura 1.1. Evolução da profundidade de campos de petróleo da Petrobras.

Fonte: PETROBRAS

Para alavancar a produção do petróleo no Brasil, serão necessárias ampliações consideráveis em infraestrutura e equipamentos de exploração e produção. O Planejamento Estratégico e Plano de Negócios e Gestão da Petrobras (PE & PNG) tem como premissa fundamental o crescimento da produção de petróleo, e estima o potencial para produzir até 2030 cerca de 4,0 milhões de barris por dia. No período 2014-2018, o aporte total de investimentos no setor está previsto em US\$ 220,6 bilhões. Dentro deste, US\$ 153,9 bilhões serão para exploração e produção (ver Figura 1.2). Até o final de 2018, prevê a estatal, serão instaladas 20 novas plataformas nos campos do pré-sal. Para o período, somente a demanda de tubos está estimada em 373 mil toneladas.

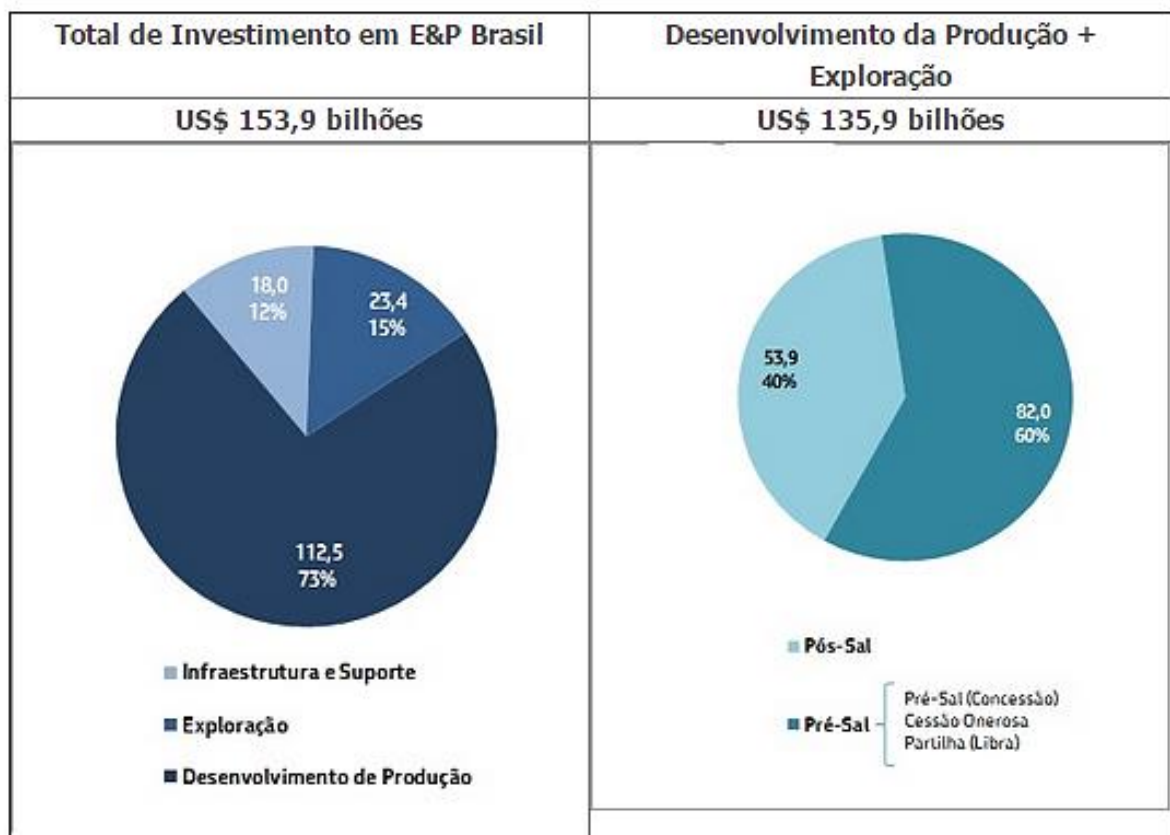


Figura 1.2. Investimentos da Petrobras em exploração e produção para o período 2014-2018.
Fonte: PNG Petrobras 2014-2018.

A produção em águas ultraprofundas, de lâminas d'água acima de dois mil metros e soma total acima de cinco mil metros (podendo chegar a mais de sete mil), é possível graças à utilização de materiais avançados e equipamentos de alta tecnologia. Contudo, a exploração do pré-sal brasileiro passa pela viabilidade técnica e econômica da utilização destes equipamentos.

O tipo de plataforma utilizada para a produção *offshore* de petróleo depende da lâmina d'água na qual ocorrerá esta produção, sendo as flutuantes as mais empregadas. Os principais conceitos de plataformas estão ilustrados na Figura 1.3. Neste caso, os dutos flexíveis são os mais utilizados para transporte de petróleo do poço à superfície, sendo esses conhecidos como *risers* flexíveis. Os *risers* flexíveis têm a sua estrutura composta por várias camadas, de diferentes materiais, o que garante ao equipamento flexibilidade, alta rigidez axial e resistência a altas pressões internas e externas.

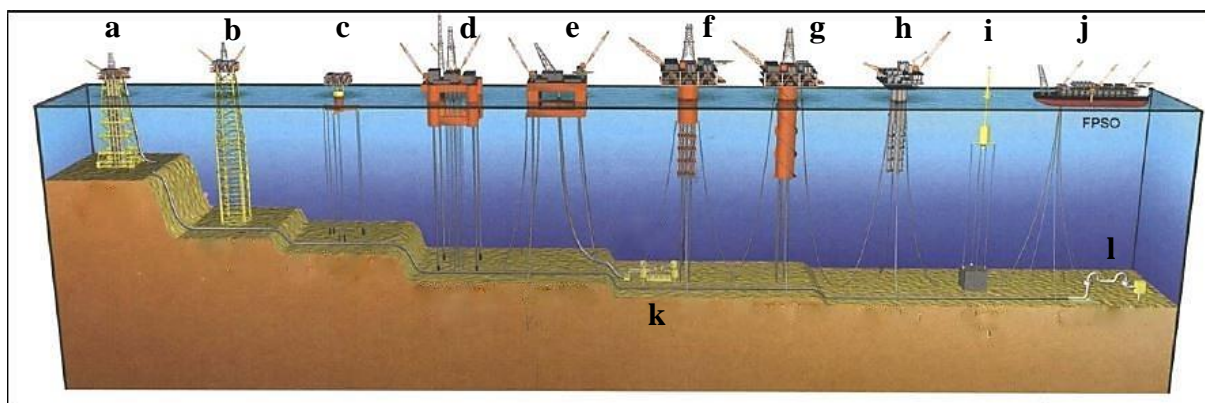


Figura 1.3. Principais conceitos de plataformas para exploração de petróleo offshore: a) plataforma fixa; b) *Compliant Tower*; c) nova geração de TLP; d) TLP convencional; e) semi-FPS; f) SPAR em treliça; g) SPAR clássico; h) célula SPAR; i) *Buoys*; j) FPSO k) *Manifold*; l) *Tieback* submarino
Fonte: KYRIAKIDES AND CORONA, 2007

A tendência de aumento da profundidade de produção, citado por SOUSA (2005) e mostrado na Figura 1.4, exige avanços tecnológicos dos dutos flexíveis. Estes demandam maior resistência; menor peso, já que precisam ser deslocados pelo navio ou plataforma; resistência à corrosão e a gases como o H_2S e o CO_2 .

A vida em serviço destes equipamentos depende fundamentalmente dos seus vários componentes, sendo o principal a armadura de tração. É ela que suporta as solicitações mecânicas impostas ao duto, geralmente sob carregamentos cíclicos pela ação do vento, ondas e correnteza.

Para o avanço tecnológico dos dutos flexíveis em direção a sua utilização em maiores profundidades, é necessária a evolução nos materiais utilizados. No caso da armadura de tração, estes devem possuir maior resistência mecânica e desempenho superior em fadiga.

São encontrados na literatura trabalhos que buscam empregar materiais alternativos àqueles atualmente empregados em arames da armadura de tração. PADILHA (2009) avaliou a viabilidade técnica da utilização de uma liga de titânio como material, tendo como principal resultado maior vida em fadiga do equipamento, em contrapartida de um maior custo para produzi-lo. FONTANA (2013) identificou grande potencial de aumento da vida em fadiga e

corrosão-fadiga de um duto flexível quando composto por armaduras de tração feitas de cabo de aço, após uma série de experimentos em escala reduzida e teste do equipamento em escala real.

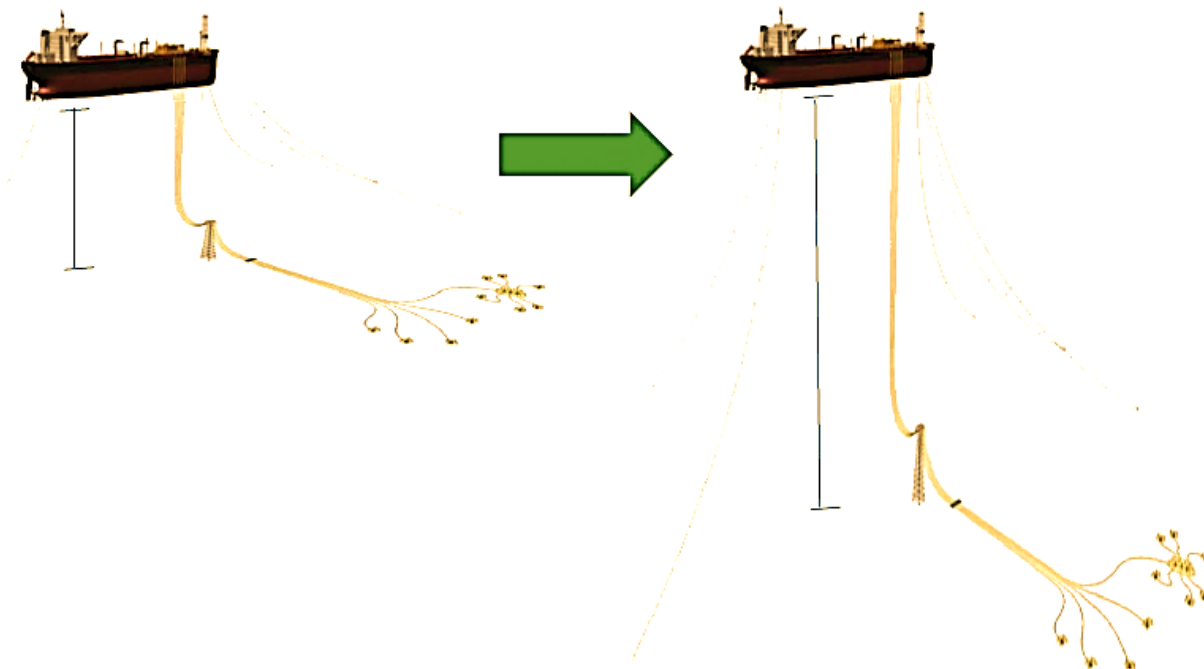


Figura 1.4. Tendência de exploração de petróleo em maiores profundidades.
Fonte: HAAHR, 2012.

Em relatório emitido pela empresa SINTEF a respeito de seleção de materiais para a indústria *offshore*, é destacada a necessidade de projetos de dutos flexíveis baseados no comportamento em fadiga de arames da armadura de tração (LANGUE AND BERGE, 2004). Já o trabalho publicado por (GREALISH *et al.*, 2006), que propõe um novo guia industrial para a análise de fadiga de dutos flexíveis, indica a necessidade de uma análise local de tensões e vida em fadiga de arames da armadura de tração.

Em soma às solicitações cíclicas, estes componentes sofrem com o processo corrosivo em serviço, uma vez que não são resistentes ao meio a que estão expostos – são de aço carbono – fato que provoca defeitos geométricos e concentradores de tensões pela simples redução na seção resistente, além de falhas induzidas por CO_2 e H_2S . O pite é uma forma comum de corrosão encontrada nos arames das armaduras que tende a produzir altas concentrações de tensões em regiões muito localizadas, contribuindo consideravelmente para a redução da vida em fadiga de dutos flexíveis em geral.

Diante da necessidade da aplicação de novos materiais de desempenho superior, este trabalho busca avaliar o comportamento mecânico de diferentes materiais sob o viés da fadiga

sem e com a presença de defeitos, considerando as condições destes materiais em serviço nos campos de petróleo *offshore*.

2. OBJETIVO

Este trabalho tem como objetivo selecionar previamente aços de alta resistência mecânica através da investigação e comparação do desempenho em fadiga sem e com a presença de pequenos entalhes, tomando como cenário a presença de pites de corrosão em arames da armadura de tração de dutos flexíveis, aplicação para a qual tais materiais são alvo de estudo.

Os objetivos específicos são:

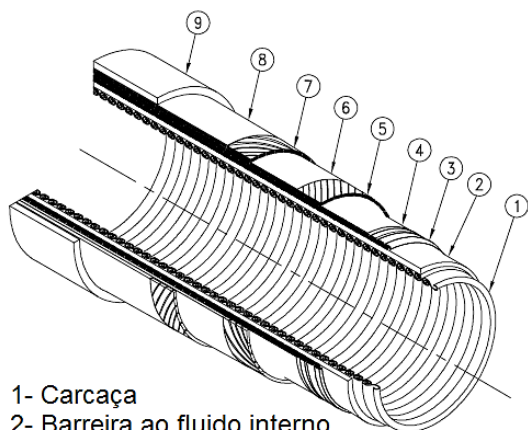
- Caracterizar mecânica e metalurgicamente os materiais investigados;
- Mensurar a tenacidade à fratura de cada um dos materiais;
- Avaliar e comparar o desempenho em fadiga dos aços e sua sensibilidade a pequenos defeitos, assim como quantificá-la.

3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1. DUTOS FLEXÍVEIS

Os dutos flexíveis surgiram na década de 1970 e foram utilizados inicialmente em ambientes *offshore* que apresentam pouca agressividade ao equipamento (ambiente benignos), como os campos *offshore* brasileiros desta época, do Mediterrâneo e do Extremo Oriente. Atualmente, a aplicação destes equipamentos incluem altas pressões, da ordem de 10.000 psi, em águas profundas e ultraprofundas, em conjunto com altas temperaturas de operação, capacidade de suportar grandes movimentos e fluidos com altos teores de CO₂ e H₂S. O pré-sal brasileiro, onde estes equipamentos são utilizados, é um exemplo de ambiente de exploração com tais características combinadas.

A principal característica de um duto é a sua relativa baixa rigidez à flexão em relação à sua rigidez axial, que é alcançada pelo uso de diferentes camadas de diferentes materiais (ver Figura 3.1).



- 1- Carcaça
- 2- Barreira ao fluido interno
- 3- Armadura de pressão
- 4- Camada anti-atrito
- 5- Armadura de tração
- 6- Camada anti-atrito
- 7- Armadura de tração
- 8- Camada contra o efeito "gaiola de passarinho"
- 9- Camada externa



Figura 3.1. Camadas de um duto flexível.
Fonte: Adaptado de ZHANG *et al* (2003)

A estrutura de um duto flexível é composta por armaduras de aço de alta resistência mecânica e camadas poliméricas, estas como barreiras ao fluido interno e à água do mar. As diversas camadas estão aptas a escorregarem entre si quando sob a ação de carregamentos externos diversos.

Dentre as principais vantagens destes equipamentos estão a pré-fabricação, a possibilidade de armazenamento em longos comprimentos em bobinas, custos reduzidos de transporte e instalação, adequação a estruturas compatíveis, como plataformas flutuantes e unidades flutuantes de armazenamento e transporte (FPSO), minimização do processo de corrosão pela presença de uma capa polimérica externa, compensação do movimento relativo das plataformas em relação ao fundo do mar, bom isolamento térmico, resistência a altas pressões internas e externas e flexibilização da instalação, cujo cronograma pode ser dissociado da unidade estática de produção. (BAI AND BAI, 2005).

O projeto básico de um duto flexível se consiste em uma carcaça interna de aço inoxidável resistente ao colapso (devido à pressão externa); uma camada polimérica extrudada que atua como uma barreira à passagem de fluidos; uma camada circunferencial intertravada feita de aço carbono resistente à pressão interna, conhecida como armadura de pressão; fitas poliméricas antiatrito entre camadas metálicas; arames de aço-carbono helicoidalmente dispostos que conferem à linha resistência axial e à torção, conjunto chamado de armadura de tração; fitas poliméricas de alta resistência que dificultam o efeito “gaiola de passarinho” e outra camada polimérica externa, que protege externamente a linha contra eventuais danos e impede a entrada da água do mar no espaço anular. (ZHANG *et al.*, 2003).

Muitos trabalhos na literatura trazem revisões bibliográficas detalhadas sobre o equipamento e seus acessórios. Maiores detalhes do comportamento de cada uma das camadas podem ser encontrados nos trabalhos de CAMPELLO (2014), BUENO (2010), LEMOS (2005) e SOUSA (2005), que possuem estudos detalhados acerca dos dutos flexíveis e seus componentes.

3.1.1. Arames da armadura de tração

A camada chamada de armadura de tração é composta por uma série de arames dispostos helicoidalmente sobre o duto em uma faixa angular de 20 a 60°, dispostos em duas ou quatro camadas, tendo com função garantir resistência axial e à torção.

Seu processo de fabricação consiste em dispor arames metálicos, oriundos de bobinas, em um tambor rotatório que dispõe o material de forma helicoidal pelo corpo do duto flexível à medida que ele passa pela linha de produção. Após várias rotações do tambor, o processo é interrompido para a troca de bobinas. A união entre arames é feita por soldagem. Há o cuidado para que haja apenas uma união soldada por passo de enrolamento, ou seja, apenas um arame, no máximo, estará soldado, entre todos os dispostos na linha flexível, em um passo de volta. A Figura 3.2 ilustra o processo de disposição dos arames de tração sobre um duto flexível.



Figura 3.2. Processo industrial de construção da armadura de tração de um duto flexível.
Fonte: 4SUBSEA (2013)

O material típico usado nesta aplicação é o aço carbono. Aços com altos teores de carbono são utilizados quando o projeto do equipamento demanda altos valores de resistência mecânica, frequentemente em dutos de altas pressões, e onde o ambiente permitir. Já os aços de baixo e médio teor de carbono são utilizados em projetos onde o ambiente é agressivo, com presença de água do mar, óleo e difusão de gases, como o metano, CO_2 e H_2S (API 17B, 2002).

As duas principais propriedades mecânicas dos arames da armadura de tração de dutos flexíveis que afetam o seu desempenho estrutural, ou seja, sua capacidade e aptidão de suportar cargas estáticas e dinâmicas extremas, são resistência à tração e à fadiga. Logo, estas propriedades merecem atenção especial na etapa de projeto destes equipamentos (TROINA *et al.*, 2003).

3.2. FALHAS EM DUTOS FLEXÍVEIS

As falhas em dutos flexíveis geralmente ocorrem pela perda de integridade estrutural, normalmente relacionada à ruptura de arames da armadura de tração, ou por colapso hidrostático, o que impossibilita o transporte de fluido pela linha. Estes modos de falha são críticos, uma vez que impossibilitam o equipamento de continuar em operação e, no caso de arames de tração, podem acarretar a perda da linha, o que representaria enormes perdas econômicas e sérios riscos ao meio ambiente.

O tipo e modo de falha final podem ser diversos, tais como fadiga, sobrecarga, corrosão das camadas metálicas, fragilização pelo hidrogênio e presença de H_2S , redução drástica da pressão hidrostática da linha, desgaste entre camadas, entre outros (MUREN, 2007). Na Figura 3.3 são exemplificados o colapso hidrostático da camada interna (a), a corrosão generalizada (b) e a ruptura de arames de tração (c).

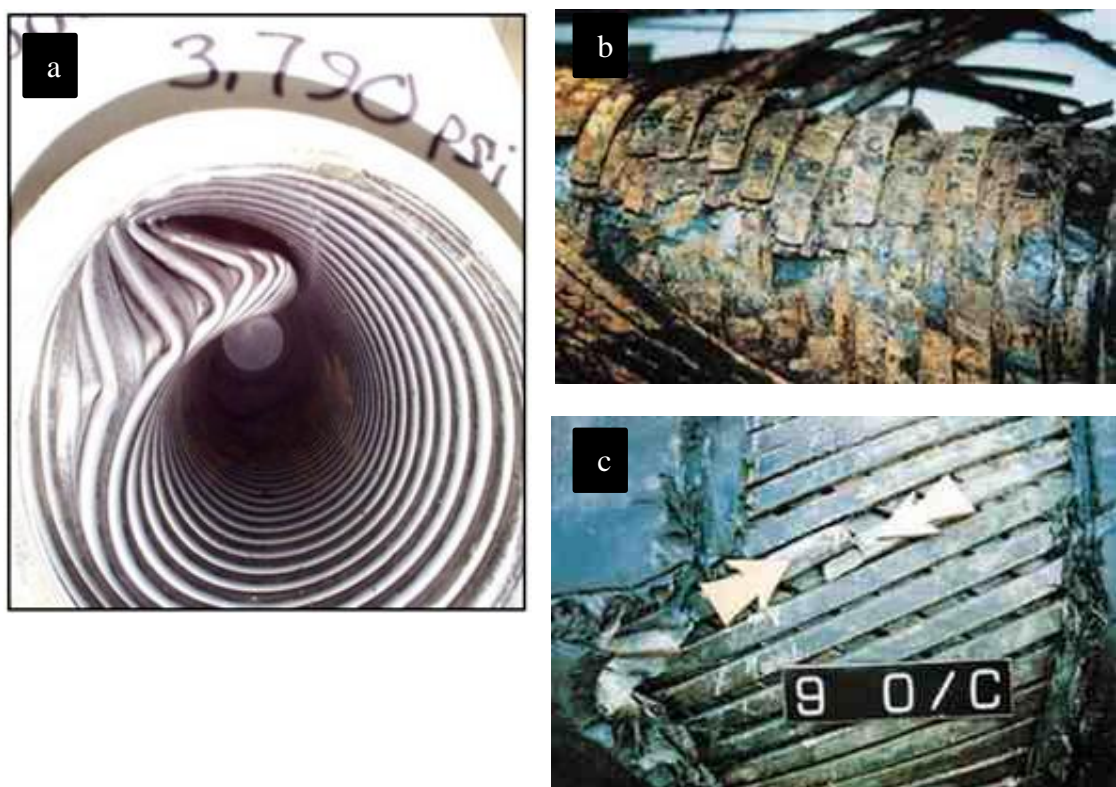


Figura 3.3. Falhas em dutos flexíveis: a) Colapso hidrostático (ZHANG *et al.*, 2003); b) corrosão generalizada e c) ruptura indicada na armadura de tração. (AL-MASLAMANI, 1996)

Como discutido por ZHANG *et al.* (2003), a limitação da vida em serviço destes equipamentos se dá tipicamente pelas armaduras de pressão e tração. Logo, a análise da vida em fadiga desses equipamentos é focada nessas camadas.

O maior dano em fadiga para a maioria dos *risers*, em especial para aqueles de configuração *free hanging* utilizados em águas ultraprofundas, ocorre na conexão de topo com a unidade flutuante, feita por uma terminação do flexível, conhecido como conector (*end-fitting*).

A experiência operacional em campos de produção tem mostrado que há de fato uma grande incidência de falhas nestes equipamentos, em sua vasta maioria ligada à ruptura de arames da armadura de tração, como tratado no trabalho de CAMPELLO (2014), LEMOS (2005) e SOUSA (2014). A Figura 3.4 ilustra bem esta ocorrência. Desta forma, é necessária e, de certa forma urgente, a otimização do projeto e dos materiais empregados que garanta um melhor desempenho em fadiga destes equipamentos.



Figura 3.4. Terminal conector com arames da armadura de tração rompidos.
Fonte: MARINHO (2008).

3.3. DEFEITOS EM ARAMES DA ARMADURA DE TRAÇÃO

Os aços dos arames de tração de dutos flexíveis, como materiais de engenharia, inevitavelmente possuem defeitos, oriundos tanto do seu processo de fabricação quanto do ambiente e de suas condições de operação.

Dentre os principais modos de falha da armadura de tração durante a operação estão:

- Sobrecarga de tensão, possivelmente em combinação com pressão externa, provocando falha por tensão;

- Sobrecarga na flexão ou compressão, provocando o efeito conhecido como “gaiola de passarinho”;
- Sobrecarga na torção provocando desalinhamento da armadura e efeito “gaiola de passarinho” (maiores informações a respeito deste efeito podem ser encontradas no trabalho de CUSTÓDIO – 2005);
- Fadiga;
- Corrosão-fadiga;
- Fadiga por contato ou desgaste;
- Corrosão;
- Trincas induzidas pelo hidrogênio.

A análise do projeto atual mostra que o tempo de vida em fadiga da armadura de tração quase que invariavelmente determina o tempo de vida da linha flexível. No estado como fabricado, os espaços vazios no anular são preenchidos com ar atmosférico. Contudo, o ambiente neste espaço pode mudar com a contínua operação do equipamento (GLOMSAKER AND BERGE, 2004).

A Figura 3.5 ilustra o espaço anular de um duto flexível. Este é compreendido pelo espaço entre duas barreiras a certo fluido. No caso de uma estrutura convencional, o espaço anular está compreendido entre a barreira polimérica (logo após a carcaça) e a camada polimérica externa. Logo, nele estão contidos os arames da armadura de tração e a armadura de pressão (BAI AND BAI, 2005).

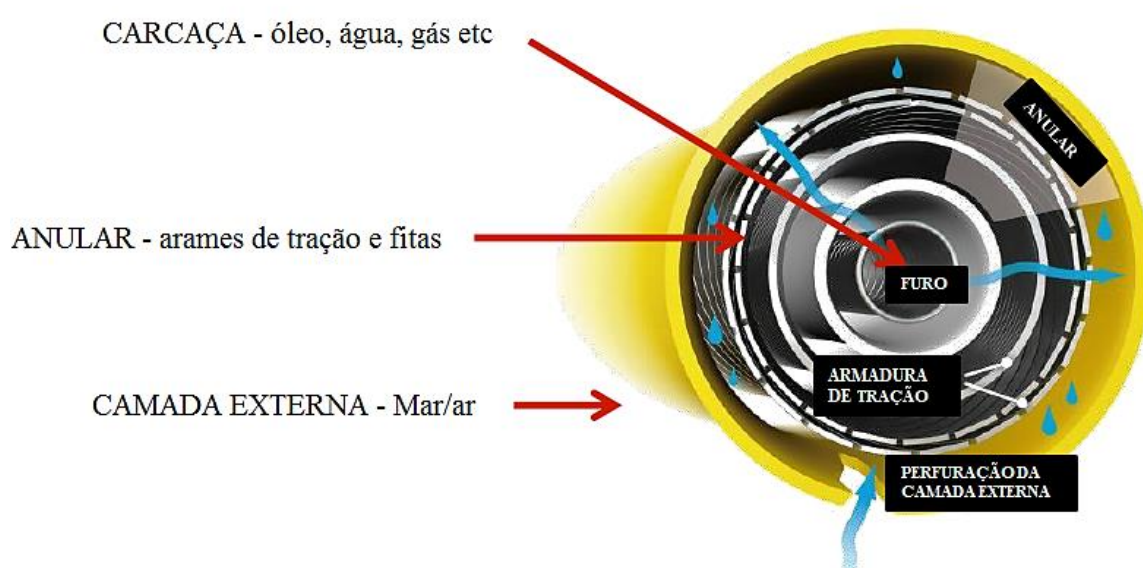


Figura 3.5. Espaço anular de um duto flexível.
Fonte: Adaptado de HAAHR, 2012.

Devido às altas pressões do produto no interior do duto, ou por eventuais falhas na camada polimérica interna, gases como CO_2 e H_2S podem vencer a barreira polimérica e permear para o espaço anular. Esse espaço pode conter vapor de água que, sob condições adequadas, condensa sobre as camadas metálicas internas, combina-se com CO_2 e/ou H_2S para gerar um ambiente acidificado, ou ainda a própria água do mar (HEALTH AND SAFETY LABORATORY, 2009).

O dano à camada polimérica externa também é comum. A partir da entrada de água do mar, processo conhecido como alagamento do anular, os arames da armadura de tração sofrem corrosão dos mais variados tipos, perdendo gradativamente partes de sua seção resistente. É comum a ocorrência de corrosão generalizada e o desenvolvimento de defeitos superficiais (Ex.: pites e imperfeições), como mostra a Figura 3.6 (BOSCHEE, 2012).



Figura 3.6. a) Defeitos geométricos oriundos do processo de corrosão em um arame de tração rompido (4SUBSEA, 2013); b) corrosão generalizada. (BUENO, 2010)

Dentre as principais formas de corrosão que estes componentes são submetidos estão: Corrosão uniforme, causada por gases difundidos que entram em contato com os arames ou mesmo pela água do mar. Essa forma de corrosão é limitada pela pequena quantidade de gases agressivos geralmente encontrados no anular; corrosão por pites, similar à forma anterior, exceto que nesse caso ocorre um ataque localizado ao aço; e corrosão sob tensão devido a presença de H_2S , caracterizada por uma fratura frágil quando sob tensão no regime elástico.

A presença de H_2S promove a fragilização da superfície devido à absorção de átomos de hidrogênio pelo material, que se aloja em posições intersticiais, ocasionando uma fratura

prematura do componente, em uma tensão bem abaixo da tensão de escoamento do material e em um curto espaço de tempo. É necessária a presença de tensões trativas – externas ou tensões residuais – combinadas com o meio corrosivo para que essa fratura ocorra de fato. Geralmente, à medida que a tensão aumenta, o tempo para que ocorra a corrosão sob tensão diminui. Sua cinética de reação também depende do estado químico e metalúrgico do material, das condições do ambiente, da geometria de defeitos e do estado de tensões no componente. Aços de elevada resistência mecânica são mais susceptíveis a esse efeito, como os arames da armadura de tração de dutos flexíveis. (ELIAZ, 2002)

Como é evidente a presença de pequenos defeitos superficiais e sua relevante influência no desempenho mecânico de arames de tração, são encontrados diversos estudos e trabalhos na literatura acerca do assunto. ADEWOLE AND BULL (2012) avaliaram o impacto de trincas menores ou iguais a 0,2 mm de comprimento na tensão e deformação de ruptura dos arames de tração. Como resultado, obtiveram uma redução drástica de ambos os parâmetros quando presentes defeitos da ordem de 0,19 mm de comprimento.

Ao investigar a fratura em arames de tração de dutos flexíveis, BUENO (2010) identificou a presença de pites como principal causa da iniciação de trincas que levaram à ruptura dos arames. Além disso, é ressaltada pelo mesmo autor a presença de corrosão em vários trechos da linha flexível.

BERGE *et al.* (2014) identificou a corrosão na forma de pites, mas sem perda considerável de seção, em arames da armadura de tração retirados de linha flexíveis cujo espaço anular estava alagado por vários anos. Ao gerar curvas de fadiga ao ar destes componentes corroídos, os autores identificaram um queda acentuada na vida em fadiga do material.

3.4. MECÂNICA DA FRATURA

Em estruturas de engenharia (fuselagem de aviões, conexões roscadas, ranhuras em eixos, dentes de engrenagens, dutos flexíveis, tubos de aço entre outros) é comum a presença de defeitos ou descontinuidades geométricas. Estes são oriundos de falhas na fabricação e problemas de instalação de componentes, ou podem surgir durante o tempo de serviço do material. O tamanho e a forma dos defeitos são importantes e necessariamente alvos de observância, uma vez que podem ser determinantes na resistência do dado componente (WANG, 1996).

Historicamente, a arte do modelamento de estruturas tem acompanhado a humanidade, que se desenvolveu seguindo alguns marcos cronológicos, listados a seguir (MIRZAEI, 2011):

- I. Modelo baseado em casos anteriores de sucesso;
- II. Introdução de conceitos de Tensão e Deformação;
- III. Abordagem de Resistência dos Materiais;
- IV. Abordagem da Teoria da Elasticidade;
- V. Abordagem de Mecânica da Fratura.

A mecânica da fratura é composta por uma série de teorias que descrevem o comportamento de sólidos ou estruturas que contém descontinuidades geométricas. A partir do seu desenvolvimento, foi estabelecido um novo critério: metodologia de tolerância de dano em projeto. Como o nome já explicita, a mecânica da fratura trata do fenômeno da fratura e de seus eventos (WANG, 1996).

A presença de trincas em materiais de alta resistência mecânica pode modificar a distribuição local de tensões de maneira tal que a análise de tensões no campo elástico é insuficiente para um projeto adequado. Quando esses defeitos atingem certo tamanho crítico, esses podem se propagar catastróficamente através da estrutura, mesmo que a tensão aplicada no componente seja muito inferior àquela que levaria à sua ruptura. Através da mecânica da fratura, busca-se quantificar o tamanho de defeito admissível que um componente pode suportar, bem como a resistência inerente de um material à propagação de trincas (ROYLANCE, 2001).

Alguns fatores influenciam fortemente o surgimento de trincas em materiais, sendo os principais: a microestrutura particular de um sólido cristalino ou amorfo, a carga aplicada e o ambiente. A microestrutura, em especial, exerce papel importante no processo de fratura pelo movimento de discordâncias, presença de precipitados e inclusões, tamanho de grão e fases que a compõe. Todos estes aspectos microestruturais podem atuar como imperfeições para a nucleação de defeitos sob condições favoráveis.

Para materiais que apresentam fratura tipicamente frágil, caracterizada como um processo de baixa dissipação de energia, ou seja, que apresentam pequena ou nenhuma quantidade de deformação plástica macroscópica, sua análise mais apropriada baseia-se nos conceitos da Mecânica da Fratura Linear Elástica (MFLE). São materiais típicos os aços de altíssima resistência mecânica ou mesmo materiais de resistência moderada, desde que empregados em espessuras razoáveis. Em contrapartida, quando um material apresenta uma

fratura tipicamente dúctil, caracterizada por uma alta dissipação de energia, associada a uma considerável deformação plástica, são os conceitos da Mecânica da Fratura Elasto-Plástica (MFEP) os mais adequados para sua análise (BROEK, 1988; PEREZ, 2004).

O parâmetro utilizado na Mecânica da Fratura Linear Elástica como medida da tenacidade à fratura de um material é fator de intensidade de tensões K . Esse pode se diferenciar de acordo com o modo de carregamento puro que promove a abertura da trinca. Os três modos puros, conhecidos como modos I, II e III, estão ilustrados na Figura 3.7.

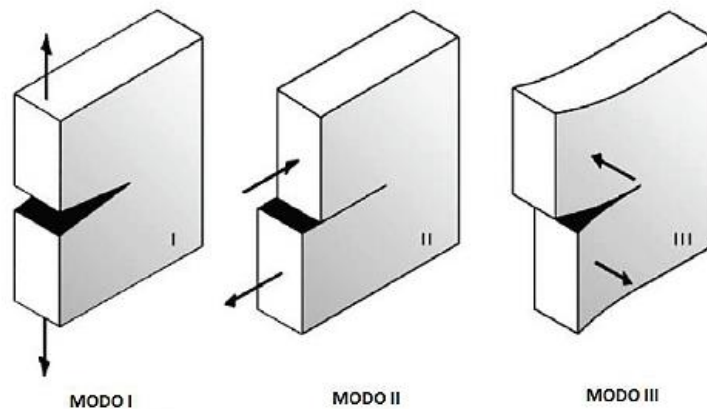


Figura 3.7. Representação dos três modos de carregamento puros possíveis aos quais a trinca pode ser submetida. Fonte: JANSSEN *et al.* (2004).

Assumindo que um dado material falhe localmente por uma combinação de tensões e deformações, o crescimento instável de trinca ocorre para um valor crítico de K (K_c). Esse valor crítico é uma constante do material e independe do tamanho e da geometria da peça (ANDERSON, 1995). Contudo, ele depende da geometria do defeito e do tipo ou forma de carregamento através de uma constante Y . A equação geral de K (Equação 3.1) é dada por:

$$K = Y\sigma\sqrt{\pi a} \quad (\text{Equação 3.1})$$

Onde K é o fator de intensidade de tensões; Y é uma constante adimensional que depende da geometria do defeito e da forma de carregamento; σ é tensão característica aplicada e a é o tamanho da trinca.

Já a Mecânica da Fratura Elasto-Plástica (MFEP) se divide em duas correntes distintas, sendo os dois principais parâmetros utilizados: *Crack Tip Open Displacement* (CTOD) e a Integral J. Ambos descrevem as condições à frente de uma trinca em materiais de comportamento elástico-plástico, e cada qual pode ser usado como um critério de fratura. É

de suma importância o comportamento dos materiais à fratura no regime plástico, regime este que trata da maioria dos materiais empregados em projetos de engenharia (ANDERSON, 1995).

3.4.1. Tenacidade à fratura

A tenacidade à fratura de materiais metálicos pode ser caracterizada em termos de valores específicos (pontos) ou por uma curva contínua (curva R) que relaciona a resistência à fratura para um dado tamanho de trinca. A sua determinação pode ser baseada nos seguintes parâmetros: K , J e $CTOD$ (δ). De acordo com a norma ASTM E1290, o parâmetro δ_c é utilizado quando os requisitos para aplicação do parâmetro K_{IC} não são atingidos. O roteiro esquemático para a determinação da tenacidade à fratura de um dado material encontra-se na Figura 3.8 (ISO 12135/2002).

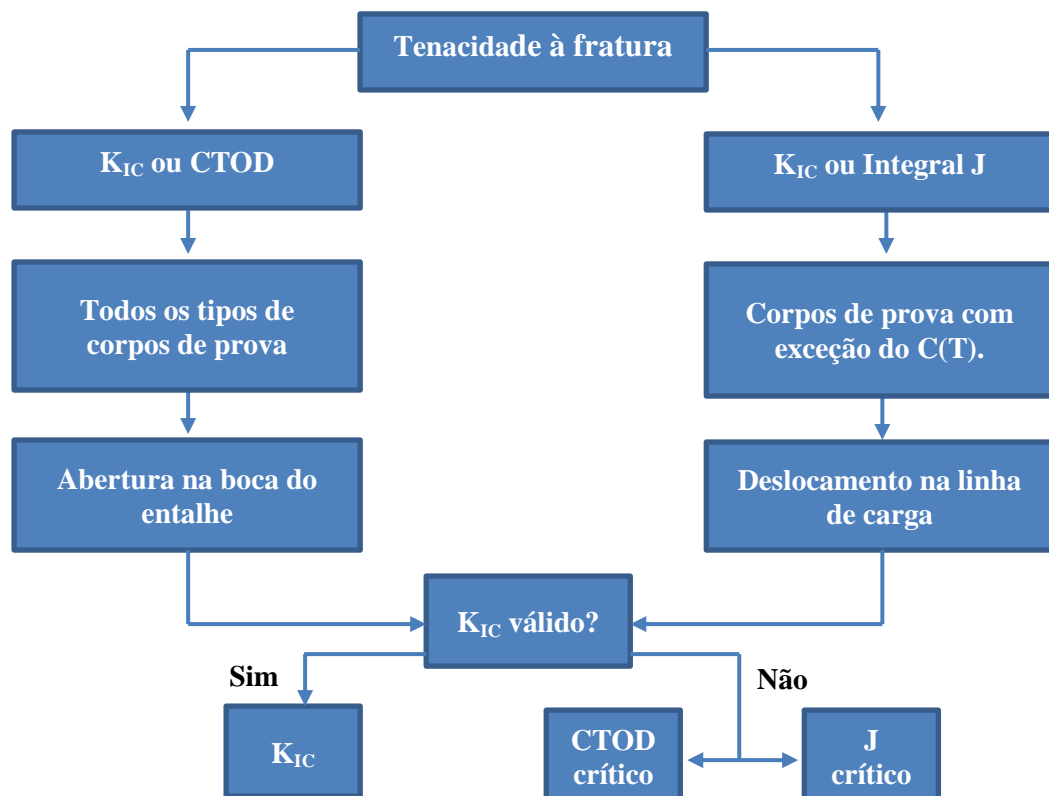


Figura 3.8. Roteiro para determinação da tenacidade à fratura de um material.
Adaptado de BS7448 – parte 1.

A propagação instável de uma trinca resulta em um ponto específico de tenacidade à fratura, determinado como ponto de instabilidade. O crescimento estável de trinca resulta em uma curva contínua de tenacidade à fratura *versus* relação de extensão da trinca (curva-R), da

qual significativos pontos (valores) são determinados. A curva é obtida pelo crescimento estável de trinca até o ponto de instabilidade.

O parâmetro K_{IC} caracteriza a resistência à propagação de uma trinca aguda se: i) o estado de tensões à frente de uma trinca for fundamentalmente de deformação plana; ii) a zona plástica na frente da trinca é pequena em relação ao volume de material à frente da trinca.

Da mesma forma, os parâmetros δ e J caracterizam a resistência de um material à propagação instável de uma trinca. Contudo, são sensíveis ao tamanho da amostra e, portanto, caracterizam apenas a amostra na sua espessura específica.

3.4.1.1. Configuração de corpos de prova

Para a realização de testes de tenacidade à fratura, os corpos de prova recomendados pelas principais normas internacionais são: dobramento a três pontos [*Single Edge Bending SE(B)*], compacto [*Compact tension C(T)*] ou em forma de disco compacto [*Disc compact tension DC(T)*]. Todos são pré-entalhados, como mostrado na Figura 3.9.

Cada configuração apresenta três dimensões características importantes: o tamanho de trinca (a), a espessura (B) e a largura (W). As principais normas de tenacidade à fratura (ASTM E1290, ISO 12135, BS 7448) recomendam as relações $W = 2B$ e $a/W = 0,5$. A escolha de uma dada geometria de corpo de prova está baseada na forma do seu material de origem.

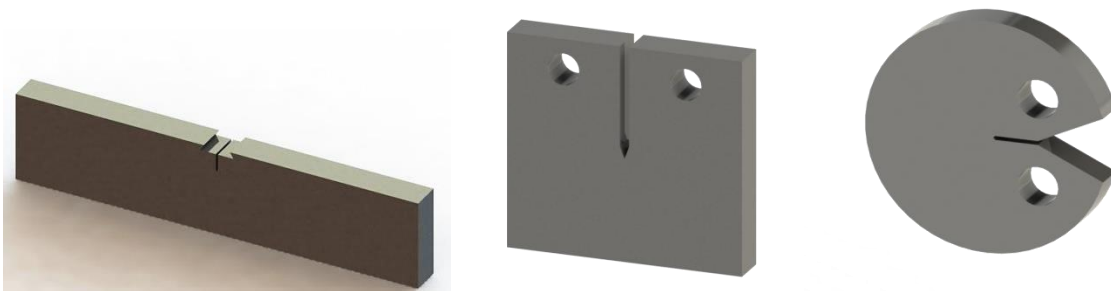


Figura 3.9. Corpos de prova, em ordem (da esquerda para a direita): dobramento a três pontos [*Single Edge Bending SE(B)*], compacto [*Compact tension C(T)*] e forma de disco compacto [*Disc compact tension DC(T)*].

3.4.1.2. Orientação de corpos de prova

A grande maioria dos materiais de engenharia, por influência dos processos de fabricação, não são isotrópicos. No caso dos metais, a microestrutura e propriedades mecânicas geralmente variam de acordo com a direção para um dado componente, assim como a tenacidade à fratura. Logo, a orientação dos corpos de prova torna-se uma variável importante na mensuração da tenacidade à fratura.

Segundo ANDERSON (2005), as normas ASTM para testes de fratura requerem a identificação da orientação dos corpos de prova. Para tal propósito, foi determinada uma notação, ilustrada na Figura 3.10.

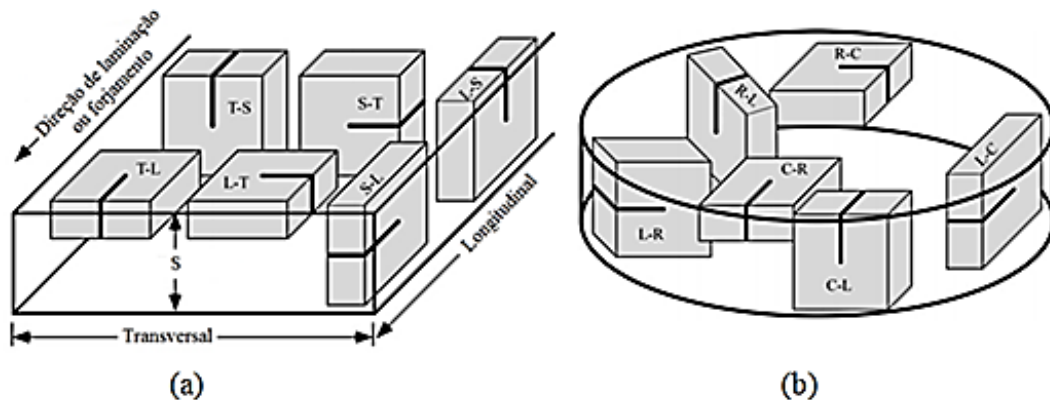


Figura 3.10. Notação ASTM para orientação de extração de corpos de prova para testes de tenacidade à fratura: a) materiais laminados e forjados; b) barras redondas e cilindros ocos. Direções: *L* longitudinal, *T* transversal, *S* espessura, *C* circunferencial, *R* radial.

Adaptado de ANDERSON (1995).

No caso de materiais laminados e forjados, são seis (6) as orientações possíveis para o corpo de prova, considerando seu alinhamento com os eixos de simetria. São necessárias duas letras para a identificação da orientação: a primeira indica a direção da tensão de tração principal, que é sempre perpendicular ao plano da trinca em testes do Modo I (Figura 3.7), e a segunda indica a direção de propagação da trinca. Correspondem às letras as seguintes direções: *L* – longitudinal; *T* – transversal; *S* – espessura.

Para barras redondas e cilindros ocos, a notação é similar, e as orientações possíveis também são seis (6). Neste caso, as letras correspondentes às direções simétricas são: *C* – circunferencial; *R* – radial e *L* – longitudinal.

Ao serem escolhidas uma ou mais orientações dos corpos de prova, é importante considerar o propósito do teste, as características do material e restrições geométricas do componente (ANDERSON, 2005).

3.4.1.3. Pré-trincamento por fadiga

Segundo a norma ASTM E1820 (11), é impraticável reproduzir uma trinca aguda e estreita o suficiente por algum processo de usinagem que consiga simular uma trinca natural com resultados satisfatórios para os testes de tenacidade à fratura. A maneira mais efetiva de obter um entalhe agudo para este propósito é pela obtenção de uma pequena trinca de fadiga, chamada de pré-trinca. Para isso, este procedimento deve ser realizado no material em seu estado final, sem sofrer processos posteriores de usinagem, tratamentos térmicos, conformação mecânica etc.

Para facilitar o trincamento por fadiga a baixos níveis de tensão, um entalhe previamente usinado é inserido no corpo de prova. Existem alguns tipos de entalhes sugeridos por norma, conforme mostra a Figura 3.11. A partir de sua raiz, propaga-se uma pequena trinca até um valor desejado para o tipo de corpo de prova.

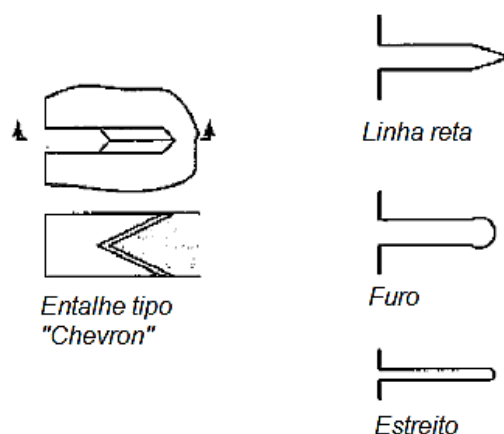


Figura 3.11. Tipos de entalhes sugeridos pela norma ASTM E1820 (2011).

3.4.2. Desenvolvimento da técnica de CTOD

A técnica de *CTOD* foi proposta inicialmente como um critério de propagação de trinca baseado no trabalho de Cottrell e Wells, em meados da década de 60, no British Welding Institute. Enquanto examinava corpos de prova com deformação plástica na região de fratura além da MFLE, Wells observou um embotamento na ponta da trinca, o que provoca a separação de suas superfícies. A Figura 3.12 ilustra bem a abertura na ponta de uma trinca aguda. Essa abertura seria uma medida adequada de tenacidade do material.

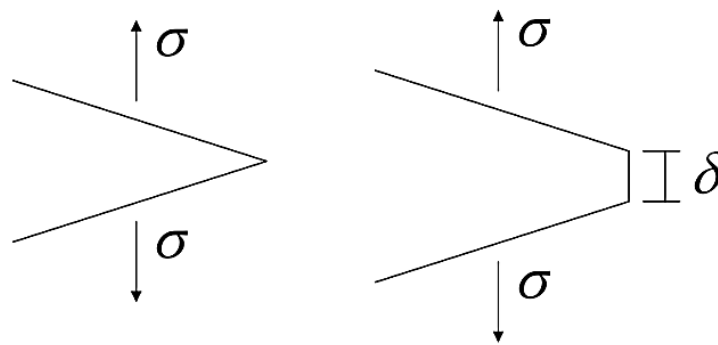


Figura 3.12. Abertura na ponta de uma trinca aguda, δ .
Adaptado de ANDERSON (1995).

Já Cottrell empregou este conceito para explicar o fato de pequenos corpos de prova extraídos de chapas de aço de navios fraturarem em serviço com tensões nominais bem inferiores à de escoamento do material, com uma aparência completamente fibrosa após escoamento generalizado.

Suas definições mais comumente usadas são: deslocamento na ponta da trinca original (Figura 3.13 – a) e interceptação a 90° (Figura 3.13 – b). Esta última é utilizada para estimar o parâmetro *CTOD* em medidas por elementos finitos.

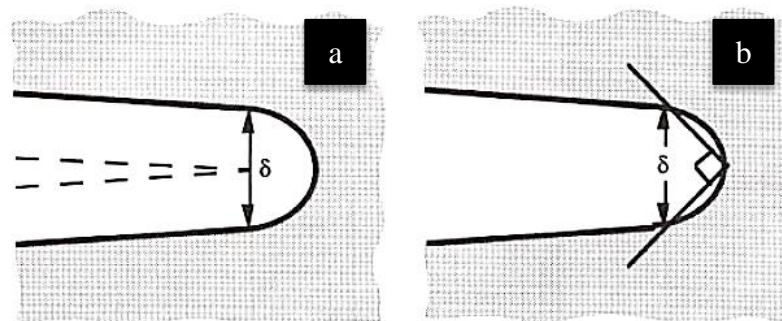


Figura 3.13. a) Separação das faces de uma trinca aguda, dada por δ ; b) modelo de interceptação a 90° .
Fonte: ANDERSON (1995)

3.4.3. Determinação do *CTOD*

A medida de afastamento de duas faces de uma fissura pré-existente em um material, obtida a partir da soma de deformação elástica e plástica antes da fratura, define o conceito de *CTOD*. Por esse motivo, esta técnica é adequada tanto para materiais que apresentam considerável deformação plástica quanto para os mais frágeis. Seu valor é uma medida de tenacidade à fratura.

Esta técnica é normatizada, sendo as principais normas: ASTM E1290, ISO 12135 e BS 7448. Para a medição do parâmetro *CTOD* de um material, o corpo de prova tipicamente utilizado é o de flexão a três pontos, tipo SE(B). À medida que o teste é executado, é feito um registro da força aplicada (F) em função da medida de abertura da boca da trinca (V_p), tendo como produto um gráfico, ilustrado na Figura 3.14. Diferentes respostas são obtidas, sendo as principais ilustradas na Figura 3.15. O ponto para determinação de V é definido pela ruptura do material ou pela propagação instável da trinca, chamado de *pop-in*. Esse último é definido como sendo o crescimento instável de trinca ou instabilidade de fratura, que ocorre quando é identificada uma queda abrupta de força em um pequeno intervalo de deslocamento V_p .

De acordo com o comportamento à fratura, são utilizadas pelas principais normas as notações δ_c , δ_u e δ_m (oriundas dos respectivos valores F_c , F_u e F_m - Figura 3.15) para valores críticos de *CTOD*. δ_c representa o valor de *CTOD* crítico no início da extensão instável da fratura ou *pop-in*, quando a extensão de crescimento estável de trinca é menor do que 0,2 mm em relação à linha paralela (*offset*) “ a ” de construção. Geralmente, apresentam este comportamento aços de alta resistência, onde o mecanismo de fratura é por clivagem pura.

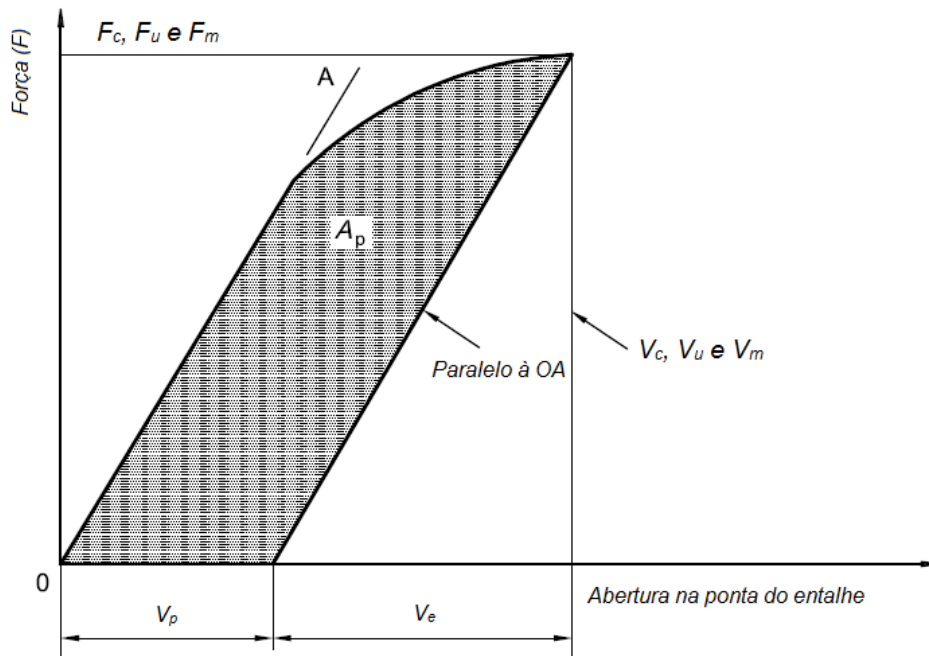


Figura 3.14 . Definição de V_p para determinação do *CTOD*.

Fonte: ISO 12135 (2002).

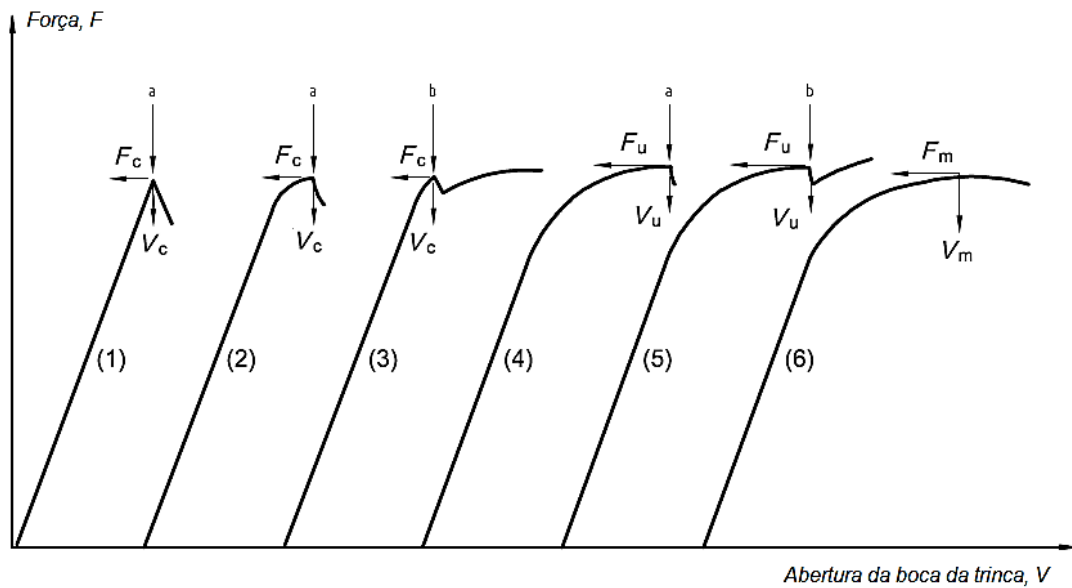


Figura 3.15. Curvas típicas de força por deslocamento em testes de fratura. a – fratura; b – *pop-in*.
Fonte: ISO 12135 (2002).

Já δ_u representa o valor de *CTOD* crítico para o início da extensão instável da fratura ou *pop-in*, quando um evento é precedido por uma extensão de crescimento estável de trinca igual ou maior a 0,2 mm em relação à linha paralela (*offset*) “a” de construção. Ainda, δ_m indica a resistência à fratura quando é atingido um patamar de força máxima. Neste caso, há deformação totalmente plástica.

A medição de V_p é realizada por um “*clip gage*” devidamente instalado na abertura do entalhe do corpo de prova, também conhecida como boca da trinca. A conversão do deslocamento V_p obtida pelo “*clip gage*” é obtida pela determinação do centro de rotação do corpo de prova, situado abaixo da trinca, gerado pelo carregamento aplicado à amostra. Uma deformação em torno de um ponto denominado centro aparente de rotação é provocado pelo carregamento. Neste caso, é necessário assumir que ambos os lados do corpo de prova são rígidos, a fim de possibilitar a rotação em torno do ponto (ver Figura 3.16).

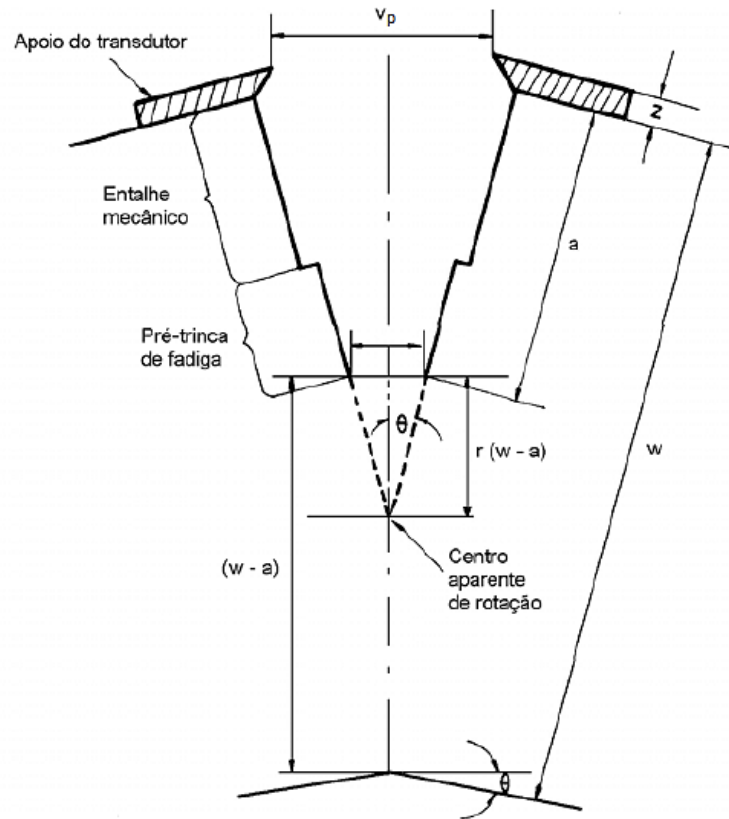


Figura 3.16. Relação entre a abertura da boca do entalhe (V_p) e abertura da ponta da pré-trinca (δ).
Fonte: STROHAECKER (2010).

Na determinação experimental do parâmetro $CTOD$, são calculadas duas componentes que o integram: elástica e plástica, conforme a (Equação 3.2). Para um corpo de prova do tipo SE(B), a parte elástica é obtida pelo K elástico (Equação 3.1) e as propriedades do material. A parte plástica é obtida pelo pressuposto de que o corpo de prova gira sobre um eixo aparente de rotação, também conhecido como centro de giro, cuja representação pode ser identificada na Figura 3.16.

$$\delta = \delta_{elástico} + \delta_{plástico} \quad (\text{Equação 3.2})$$

A Equação 3.2 pode ser mais bem descrita pela Equação 3.3.

$$\delta = K^2 \frac{(1 - \nu^2)}{2\sigma_Y E} + \frac{r_p(W - a)V_p}{r_p(W - a) + a + z} \quad (\text{Equação 3.3})$$

Onde K é definido pela Equação 3.4.

$$K = \left[\frac{FS}{BW^{1,5}} \times f \left(\frac{a_0}{W} \right) \right] \quad (\text{Equação 3.4})$$

As principais variáveis envolvidas nas equações acima são descritas abaixo:

δ = deslocamento da abertura na ponta da trinca;

K = fator de intensidade de tensões;

ν = coeficiente de Poisson;

σ_y = tensão de escoamento;

E = módulo de elasticidade ou módulo de Young;

r_p = fator de rotação plástica;

W = largura do corpo de prova;

a = comprimento inicial da trinca;

V_p = deslocamento da abertura da boca da trinca;

z = Distância do ponto de medição do extensômetro em relação à face do corpo de prova.

F = força aplicada;

S = distância entre apoios;

B = espessura do corpo de prova;

$f \left(\frac{a_0}{W} \right)$ - é uma função adimensional que introduz o efeito geométrico do corpo de prova na distribuição das tensões na ponta da trinca;

O deslocamento plástico na abertura da boca do entalhe (V_p) é relacionado com a componente plástica do ensaio *CTOD* por semelhança de triângulos. A componente plástica de V é obtida através da análise gráfica da carga em função do deslocamento registrado pelo *clip-gage*. Uma linha paralela àquela da região elástica de deformação é traçada, como mostrada anteriormente na Figura 3.14.

Já o fator rotacional plástico (r_p), que determina a posição do eixo aparente de rotação, é uma constante compreendida entre 0 e 1. Para os corpos de prova do tipo SE(B), esse fator é igual a 0,44, segundo a norma ASTM E1290.

3.5. FADIGA

3.5.1. Aspectos Gerais

Desde 1830, falhas em componentes metálicos têm sido observadas para cargas repetitivas ou flutuantes, muito abaixo daquelas requeridas para uma falha catastrófica sob um único carregamento. As falhas ocorridas sob condições de carregamento dinâmico são chamadas de falhas por fadiga. Segundo a norma ASTM E1823 (2013):

“Fadiga é um processo de alteração estrutural permanente, progressivo e localizado, que ocorre num material sujeito a condições que produzem tensões ou extensões dinâmicas num ponto ou em vários pontos, e que pode culminar em fendas ou numa fratura completa após um número suficiente de variações de carga”.

Tradicionalmente, o comportamento de um material sob condições de carregamento cíclico é descrito pela curva $S-N$ (ou $\sigma-N$), ilustrada na Figura 3.17, onde S (ou σ) é a tensão aplicada e N é o número de ciclos até a ruptura ou falha. Tal curva é frequentemente chamada de *curva de Wöhler*, referência ao pioneiro engenheiro alemão, primeiro a observar e investigar o comportamento em fadiga de materiais em meados de 1860.

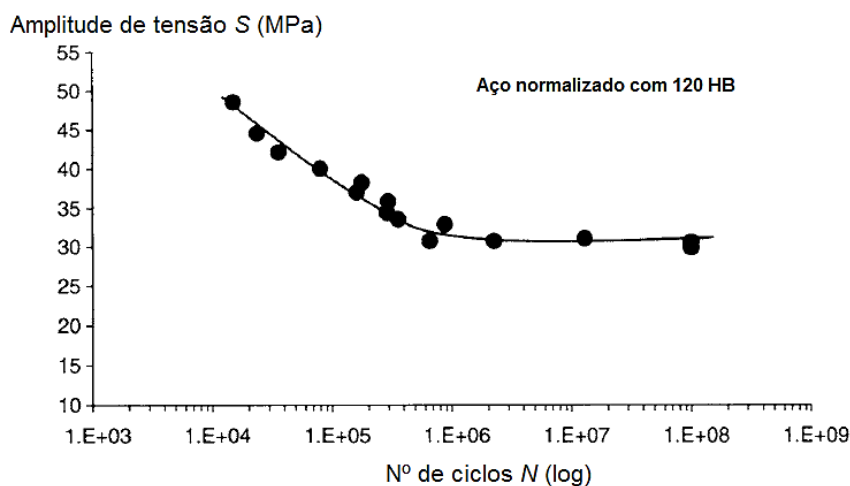


Figura 3.17. Curva $S-N$ ou curva de Wöhler.
Fonte: Adaptado de MURAKAMI (2002).

Para aços, é comum a observação de um limite de fadiga quando o ambiente envolvido é o ar. Esse representa um nível de tensão abaixo do qual o material não falhará por fadiga, ou seja, terá vida infinita. Já para metais não ferrosos, como cobre e alumínio, esse limite pode

não existir (MEYERS AND CHAWLA, 2008). No caso de arames da armadura de tração, norma ISO 13628-2 (2006), seção 6.3.4.3, indica que a utilização de um limite de resistência à fadiga pode ser utilizado em análise de dutos flexíveis sob aplicações dinâmicas, desde que a flutuação de tensão não esteja acima deste limite.

O processo de fadiga é usualmente dividido em uma etapa de iniciação, outra de crescimento estável da trinca, e a ruptura final, de propagação rápida. Cada qual é descrita por diferentes fenômenos, descritos a seguir.

3.5.1.1. Iniciação de trinca

As trincas por fadiga iniciam em planos localizados de cisalhamento, onde há concentração de tensões que pode ser criada pela presença de inclusões não metálicas, porosidades ou descontinuidades.

Tanto a iniciação quanto o crescimento de trinca são consequências de escorregamentos cíclicos em bandas de deslizamento, o que implica deformação plástica, mesmo que em muito pequena escala, como resultado do movimento de discordâncias. A deformação inicial fica restrita a alguns grãos do material, já que o carregamento cíclico na fadiga fica abaixo da tensão de escoamento. Os grãos da superfície são mais susceptíveis a essa microplasticidade, já que há menos restrição ao movimento em relação aos grãos subsuperficiais.

As bandas de deslizamento ocorrem sob a presença de tensões cisalhantes. Essa tensão de cisalhamento atuante em planos de deslizamento não é homogeneamente distribuída do ponto de vista microscópico, já que cada grão possui sua orientação cristalográfica particular. Em alguns planos, o deslizamento é mais favorável do que em outros. Ao ocorrer, são gerados degraus entre os planos e a possível formação de uma pequena trinca.

A formação de intrusões e extrusões em planos de cisalhamento específicos, que englobam o processo de iniciação de trincas e formam degraus, está representada na Figura 3.18. A Figura 3.19 ilustra esta formação de maneira real, identificada através de um microscópico eletrônico de varredura (MEV).

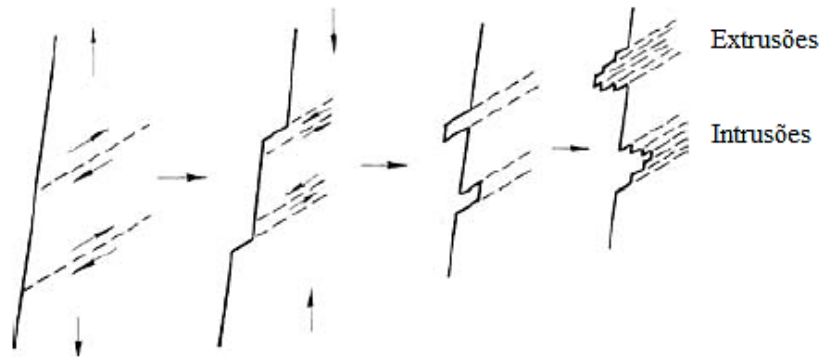


Figura 3.18. Nucleação de fadiga em planos de escorregamento.
Fonte: MEYERS AND CHAWLA (2008)

No estágio de iniciação, a plasticidade na frente da trinca é fortemente afetada pelo tamanho de grão, orientação cristalográfica e nível de tensões, já que o tamanho de trinca é comparável ao da microestrutura do material.

Uma vez ocorrida a nucleação, e considerando a continuidade do carregamento cíclico, a trinca tende a crescer ao longo do plano de maior tensão cisalhante e através dos contornos de grão (SCHIJVE, 2004; LEE *et al.*, 2005).



Figura 3.19. Intrusões e extrusões de uma folha de cobre observados em MEV.
Fonte: MEYERS AND CHAWLA (2008).

A heterogeneidade da distribuição de tensões na superfície provoca uma concentração maior em regiões determinadas. Logo, as condições superficiais afetam de maneira direta o

processo de iniciação por fadiga. São exemplos de fatores que contribuem para tal: a rugosidade superficial; a presença de pites, pequenos defeitos e entalhes, entre outros. O período de iniciação de trinca é um fenômeno de superfície do material, e toma uma parcela importante da vida em fadiga.

O processo de iniciação é completado quando o crescimento da microtrinca não depende mais das condições de superfície. O seu tamanho na transição da iniciação para o crescimento é significativamente diferente para cada tipo de material. Desta forma, o tempo de iniciação na vida em fadiga do material pode variar muito conforme suas características superficiais (SCHIJVE, 2004).

3.5.1.2. Crescimento de trinca

De uma maneira geral, uma vez ocorrida a nucleação de microtrincas e, dado o prosseguimento do carregamento cíclico, a trinca tende a crescer ao longo do plano de tensão de cisalhamento máxima e contornos de grão, o que corresponde à direção de 45° em relação à direção de carregamento.

A presença de microtrincas contribui para a distribuição heterogênea de tensões ao longo de uma superfície. Como resultado, mais de um plano de deslizamento pode ser ativado. Além disso, à medida que a trinca cresce através de grãos adjacentes, aumenta a restrição ao movimento de planos de deslizamento devido à presença de grãos vizinhos. Novos planos de deslizamento, em diferentes direções, são ativados. A direção de crescimento da microtrinca diverge da orientação do plano de deslizamento inicial. Geralmente, há uma tendência de crescimento da trinca a 45° em relação à direção de carregamento, sendo que em seguida o crescimento ocorre para uma direção perpendicular a de carregamento, como ilustrado na Figura 3.20.

A presença de barreiras, como outros grãos, podem inicialmente atuar como um limite ao crescimento da trinca. Após vencer os primeiros grãos mais próximos à superfície, a microtrinca assume uma taxa progressiva de crescimento. A resistência ao crescimento de trinca, à medida que penetra no componente, torna-se uma propriedade do material em si, não sendo mais um fenômeno de superfície. Nesta etapa, a escala da frente de deformação plástica é aumentada para escalas bem maiores do que aquelas envolvendo um único grão (SCHIJVE, 2004).

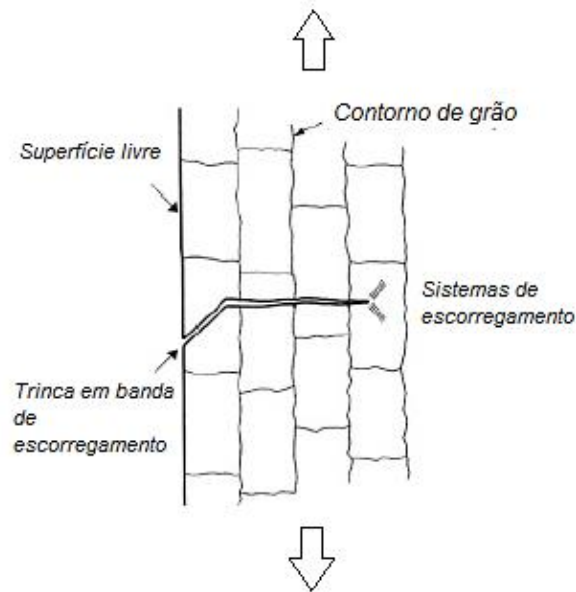


Figura 3.20. Iniciação de uma trinca em banda de escorregamento seguido de propagação estável.
Fonte: Adaptado de SCHIJVE (2004).

A ruptura final, caracterizada por uma propagação instável da trinca, ocorre no momento em que ela ultrapassa o tamanho crítico. A Figura 3.21 apresenta o processo global de fadiga, isto é, iniciação, crescimento estável da trinca com a formação de marcas de praia e ruptura final. Esta fase de crescimento considera um componente liso, íntegro. Para componentes com trincas, ou sobrecarga do componente acarretam outras formas de propagação.

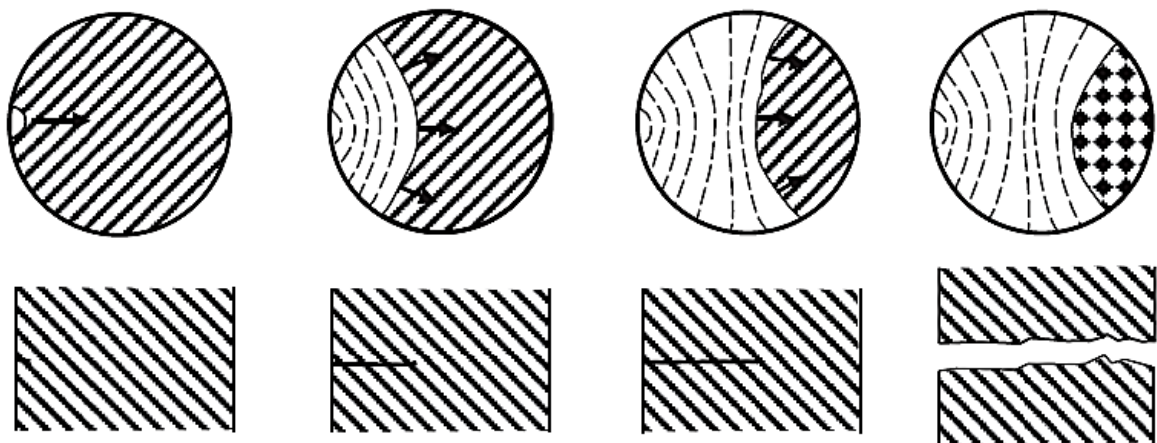


Figura 3.21. Representação da iniciação e propagação de trinca por fadiga e ruptura final do componente.
Fonte: (CAMPBELL, 2008)

De acordo com DIETER (1988) e ASM HANDBOOK (1990), para que o processo de fadiga de fato ocorra, três fatores necessariamente precisam estar presentes: 1) cargas trativas

em um nível suficientemente elevado; 2) Amplitude considerável da tensão aplicada e 3) número suficientemente grande de carregamentos cíclicos. Contudo, a deformação plástica, mesmo que de forma muito localizada, necessita estar presente para que a fadiga ocorra.

Inúmeros outros fatores podem influenciar o processo, como concentração de tensões, corrosão, temperatura, sobrecarga, microestrutura, tensões residuais e configuração de carregamentos.

Estes podem ser divididos quanto a sua natureza, ou seja, podem ser oriundos do carregamento, do material ou da geometria do componente. Abaixo, são listados e comentados os principais fatores de acordo com tal divisão.

3.5.2. Efeitos de carregamentos

Inicialmente, faz-se necessária a definição dos principais parâmetros relacionados a carregamentos para o estudo do fenômeno de fadiga. As tensões cíclicas ou flutuantes que atuam em um determinado componente podem ser definidas de forma diversa, como mostra a Figura 3.22., que exemplifica um carregamento cíclico qualquer em função do tempo e identifica os principais parâmetros envolvidos.

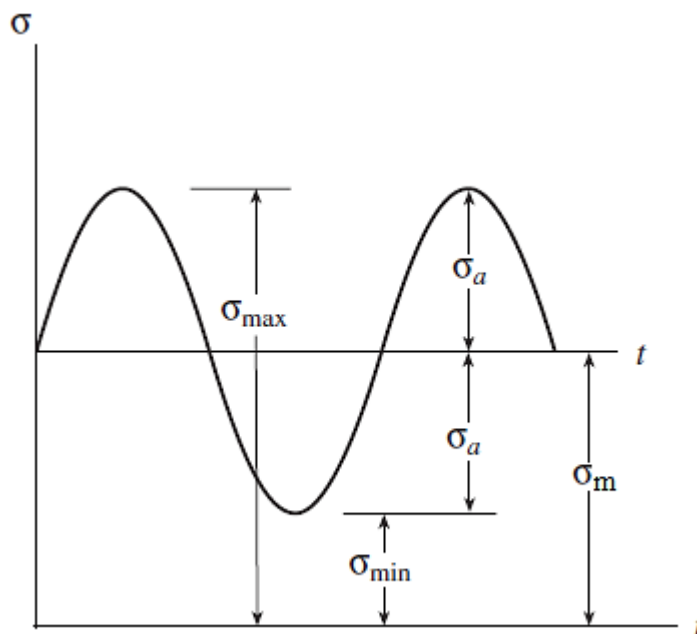


Figura 3.22. Representação de tensões alternadas cíclicas.
Fonte: PILKEY AND PILKEY (2008)

Através dela, define-se a variação de tensão $\Delta\sigma$ (Equação 3.5)

$$\Delta\sigma = \sigma_{\text{máx}} - \sigma_{\text{min}} \quad (\text{Equação 3.5})$$

como sendo a diferença entre a tensão máxima ($\sigma_{\text{máx}}$) e a tensão mínima (σ_{min}).

A amplitude de tensão, σ_a , é definida como a metade da variação de tensão (Equação 3.6):

$$\sigma_a = \frac{\Delta\sigma}{2} = \frac{\sigma_{\text{máx}} - \sigma_{\text{min}}}{2} \quad (\text{Equação 3.6})$$

A tensão média (σ_m) é definida como a média algébrica entre a tensão máxima e mínima de carregamento (Equação 3.7):

$$\sigma_m = \frac{\sigma_{\text{máx}} + \sigma_{\text{min}}}{2} \quad (\text{Equação 3.7})$$

Já como parâmetros para a execução de ensaios, é muito comum a utilização de duas razões: razão de tensão ou razão de carregamento, R (Equação 3.8); e razão de amplitude A (Equação 3.9).

$$R = \frac{\sigma_{\text{min}}}{\sigma_{\text{máx}}} \quad (\text{Equação 3.8})$$

$$A = \frac{\sigma_a}{\sigma_m} = \frac{1 - R}{1 + R} \quad (\text{Equação 3.9})$$

No caso da deformação ser a grandeza controlada, definem-se expressões análogas para a variação de deformação, $\Delta\varepsilon = \varepsilon_{\text{max}} - \varepsilon_{\text{min}}$, para amplitude de deformação, $\varepsilon_a = \Delta\varepsilon / 2$, para a deformação média, $\varepsilon_{\text{med}} = (\varepsilon_{\text{max}} + \varepsilon_{\text{min}}) / 2$, e para a razão de deformações, $R\varepsilon = \varepsilon_{\text{min}} / \varepsilon_{\text{max}}$.

Para a análise de componentes sob solicitações cíclicas, diferentes modelos podem ser adotados, conforme sua situação específica de estado e condição de trabalho. São três as principais abordagens adotadas para estudo da fadiga: Tensão-vida, deformação-vida e Mecânica da Fratura.

A abordagem baseada na análise de tensão-vida se dá pelo método $S-N$ (pode ser também $\sigma-N$), ou curva de Wöhler, que correlaciona a variação de tensão aplicada com o número de ciclos necessário para a ruptura do material. Neste caso, assume-se que a deformação do material se dá no seu regime elástico, e deformações locais são negligenciadas.

Outro método, conhecido como método de Coffin-Manson, correlaciona as deformações elástico-plásticas de um componente com sua vida em fadiga ($\epsilon-N$). Mesmo levando em conta tensões e deformações elásticas, a presença de pequenos defeitos concentradores de tensões pode resultar em deformação plástica local, mesmo que o regime global do componente seja elástico. Logo, a deformação local como parâmetro de controle da vida em fadiga tem se mostrado mais representativa.

Por fim, o método da/dN , desenvolvido por Paris e Erdogan e baseado nos conceitos da Mecânica da Fratura Linear Elástica, é muito útil para a previsão de vida residual de componentes pré-trincados. Esse relaciona a taxa de propagação de uma trinca por fadiga com o fator de intensidade de tensões (LEE *et al.*, 2005).

3.5.2.1. Tensão – vida

Para amplitudes de carregamento de menor intensidade, onde a falha ocorre para um grande número de ciclos, geralmente $N > 10^5$, considera-se o processo de fadiga como de alto ciclo. Os testes podem ser conduzidos até 10^7 ciclos para a maioria dos metais e, em alguns casos, até 10^8 ciclos para alguns metais não ferrosos.

Para a apresentação de dados, é comum a utilização das curvas de *Wöhler*. As tensões no material são quase que completamente elásticas. Entretanto, pode haver deformação plástica localizada na ponta de uma trinca ou entalhe. Os dados de fadiga são plotados em curvas semilogarítmicas ou logarítmicas (log-log). Quando plotados em escala semilogarítmica, os dados geralmente assumem a forma de uma curva. Ao serem plotados em escala logarítmica, os dados produzidos geram uma reta.

A Equação 3.10 representa uma curva $S-N$ típica:

$$\sigma_a = \sigma'_f (N_f)^b \quad (\text{Equação 3.10})$$

Onde σ_a é a amplitude de tensão, N_f é o número de ciclos para a falha, b é o expoente de resistência à fadiga e σ'_f é o coeficiente de resistência à fadiga. Esta expressão, conhecida como Relação de Basquin, foi desenvolvida a partir de gráficos $S-N$ log-log e é uma das mais amplamente utilizadas em análise de fadiga baseada em aproximações por tensão. Inclusive, o projeto atual de dutos flexíveis se baseia no método de tensão-vida e contempla esta relação.

A vida em fadiga é definida como o número de ciclos para a falha do componente em um determinado nível de tensão. Já o limite de resistência define a tensão abaixo da qual a falha não ocorrerá. Para aços de elevada resistência mecânica, o limite de resistência à fadiga é muito maior do que aquele encontrado para aços de baixa e média resistência mecânica. De uma forma geral, a resistência à fadiga está diretamente relacionada com a resistência mecânica, principalmente para metais (CAMPBELL, 2008).

3.5.2.2. Deformação – vida

A fadiga de baixo ciclo passou a receber mais atenção a partir das décadas de cinquenta e sessenta com os trabalhos de Coffin (COFFIN JR., 1962) e Manson (MANSON AND HIRCHBERG, 1964). Enquanto que o mecanismo de fadiga de alto ciclo em uma macroescala é descrito por um fenômeno praticamente elástico, na fadiga de baixo ciclo há a presença de deformação plástica microscópica em cada ciclo. Este fenômeno pode ser observado em estruturas submetidas a altos carregamentos, mas a um baixo número de ciclos. Um exemplo pertinente são vasos de pressão que são pressurizados por algumas dezenas de vezes em muitos anos.

Neste tipo de fadiga, a falha se apresenta com um baixo número de ciclos, situados na faixa de 1 a 10^5 . Como há a presença de deformação plástica, mesmo localizada, já nos primeiros ciclos, seguidos por uma baixa amplitude de carregamento nos ciclos subsequentes, o controle por deformação constante é o mais adequado para a realização de testes (SCHIJVE, 2004).

A amplitude de tensão pode variar sob sucessivos ciclos de deformação constante. Assim, os materiais metálicos apresentam diferentes respostas quando submetidos a carregamentos cíclicos completamente reversíveis por controle de deformação. Na Figura 3.23 estão representadas algumas respostas típicas.

No endurecimento cíclico, a amplitude de tensão desenvolvida em cada ciclo aumenta com a evolução no número de ciclos. De maneira contrária, no amolecimento cíclico a

amplitude de tensão é reduzida com a evolução no número de ciclos. Ocorre ainda o comportamento estável, onde não há alteração na tensão com o número de ciclos, ou alguma combinação dessas três respostas.

Usualmente, estes fenômenos são transitórios. A taxa de alteração da tensão aplicada gradualmente é reduzida até que seja atingido um nível estável, após algumas centenas de ciclos, para o nível de deformação imposta.

Em geral, para materiais “moles”, como ligas de alumínio com baixa densidade de discordâncias, há a tendência de endurecimento cíclico enquanto que para materiais “duros”, como o aço, há a tendência de amolecimento (LEE *et al.*, 2005). Tipicamente, metais endurecem para $\sigma_u/\sigma_y \geq 1,4$ e amolecem para $\sigma_u/\sigma_y \leq 1,2$, onde σ_u e σ_y representam os valores da tensão limite de resistência à tração e tensão de escoamento em uma curva tensão-deformação de engenharia.

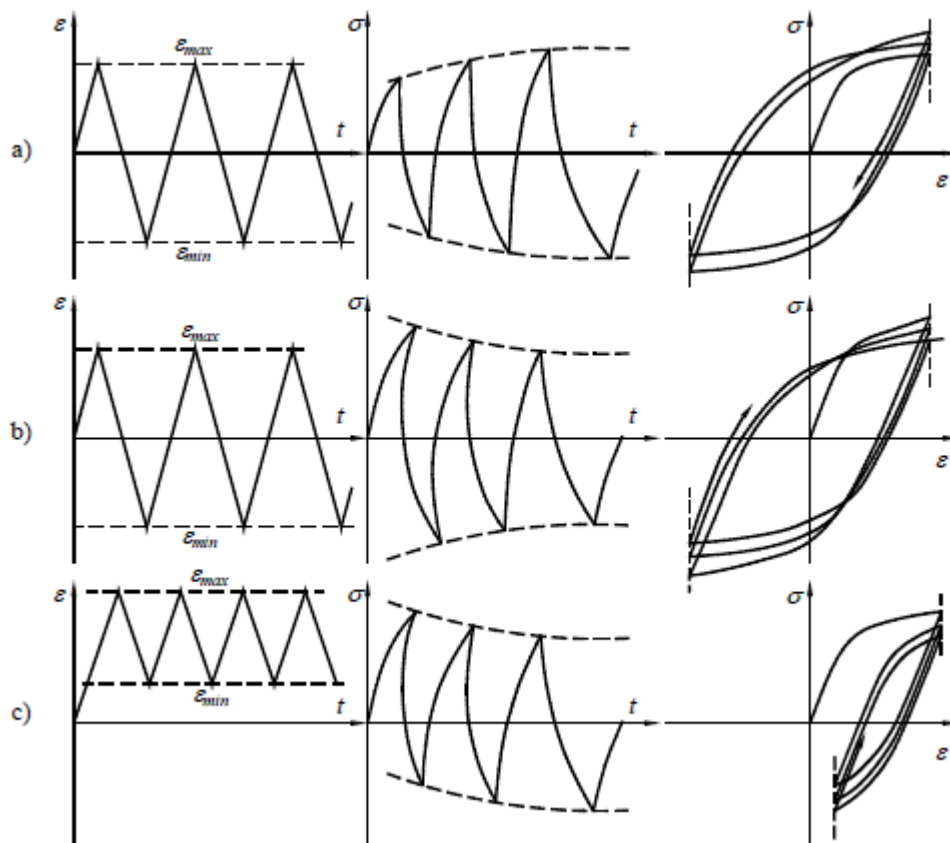


Figura 3.23. Comportamento de aços sob carregamentos cíclicos de deformação constante: a) endurecimento cíclico; b) amolecimento cíclico e c) relaxação.

Fonte: PEREIRA, 2006.

O motivo para o endurecimento ou amolecimento está relacionado com as discordâncias presentes na microestrutura dos metais. Quando o metal é altamente encruado, e a densidade de discordâncias é alta, a deformação cíclica permite a migração destas

discordâncias para posições mais estáveis, fazendo com que ocorra a deformação plástica em tensões menores daquelas observadas inicialmente. Por outro lado, quando a densidade de discordâncias inicial é pequena, a deformação cíclica provoca o seu aumento, aumentando a quantidade de deformação e posterior tensão elástica do material (CAMPBELL, 2008).

Quando a tensão é tal no material que a deformação plástica é induzida, a resposta do material é complexa comparada ao comportamento elástico, e se comporta como um *loop* de histerese, conforme mostra a Figura 3.24.

Esse *loop* é definido pela variação da deformação total ($\Delta\epsilon$) e da tensão total ($\Delta\sigma$) e representa o trabalho elástico mais o trabalho plástico de um material sob carregamentos cíclicos. Esse representa um comportamento estacionário sob tensão-deformação cíclicas, conforme citado por LEE *et al.* (2005), e geralmente é obtido na meia vida de fadiga de um componente. A partir deste comportamento, é possível obter as seguintes propriedades de um material: K' – coeficiente de endurecimento cíclico e n' – expoente de endurecimento cíclico.

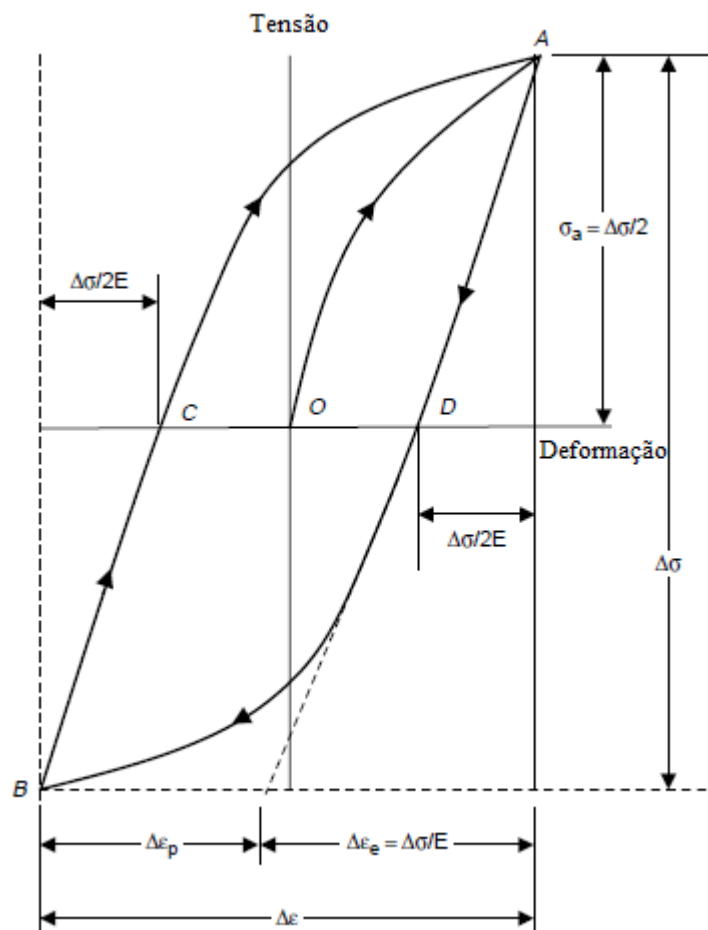


Figura 3.24. Loop de histerese para carregamento cíclico completamente reversível.
Fonte: Adaptado de CAMPBELL (2008).

Do ponto O ao ponto A , o material está sob tração. Ao remover-se a carga, o comportamento do material segue a linha $A-D$. Ao ser introduzida uma carga compressiva, a resposta à deformação segue a linha $D-B$. Retirando-se a carga no ponto B e se reaplicando a carga trativa, a condição de tensão-deformação do componente volta ao ponto A ao longo da curva descrita pelos pontos B, C e A . A deformação total, $\Delta\varepsilon$, é composta pelas componentes elástica e plástica, como mostra a Equação 3.11:

$$\Delta\varepsilon = \Delta\varepsilon_e + \Delta\varepsilon_p \quad (\text{Equação 3.11})$$

Onde $\Delta\varepsilon$ é variação total da deformação; $\Delta\varepsilon_e = \Delta\sigma/E$ é a variação da deformação elástica; $\Delta\varepsilon_p$ é variação da deformação plástica, definida pela distância CD da Figura 3.24; $\Delta\sigma$ é a variação da tensão e E é o módulo de elasticidade do material.

Quando uma família de ciclos de histerese estabilizados com vários níveis de amplitude de deformação são plotados no mesmo gráfico, como mostrado na Figura 3.25, uma curva de tensão-deformação cíclica é obtida a partir dos pontos situados nas pontas dos ciclos. Essa é semelhante à curva tensão-deformação para um teste de tração estático e pode ser definida pela Equação 3.12.

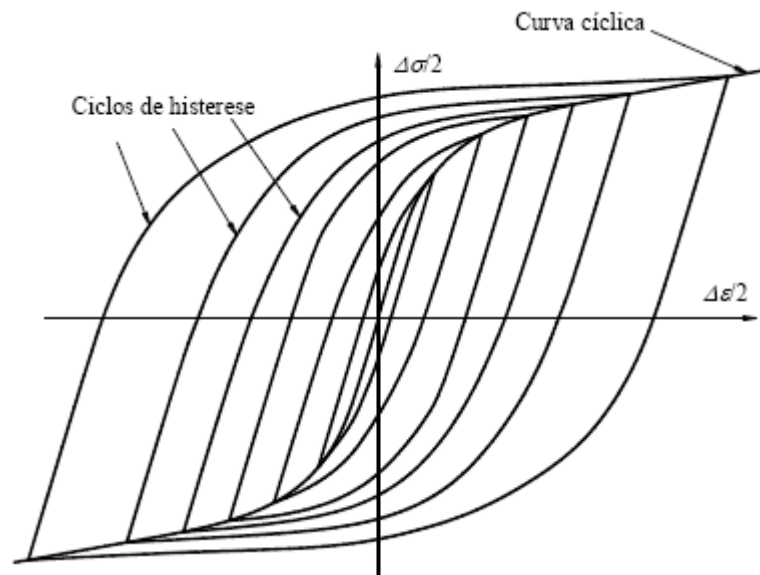


Figura 3.25. Curva tensão-deformação cíclica.
Fonte: Adaptado de CAMPBELL (2008)

$$\varepsilon = \varepsilon_e + \varepsilon_p = \frac{\sigma}{E} + \left(\frac{\sigma}{K'}\right)^{1/n'} \quad (\text{Equação 3.12})$$

Onde ε é a deformação total, ε_e é a componente elástica da deformação, ε_p é a componente plástica da deformação, E é o módulo de elasticidade do material, σ é a tensão correspondente ao nível de deformação total, K' e n' são, respectivamente, o coeficiente e expoente de endurecimento cíclicos.

Assumindo que o material possui comportamento simétrico em tração e compressão, o que é válido para vários metais homogêneos, a Equação 3.12 pode ser reescrita em termos da variação de tensão e deformação, resultando na Equação 3.13:

$$\frac{\Delta\varepsilon}{2} = \frac{\Delta\sigma}{2E} + \left(\frac{\Delta\sigma}{2K'}\right)^{1/n'} \quad (\text{Equação 3.13})$$

Esta pode ser reduzida à seguinte equação de loop de histerese estabilizados, como mostra a Equação 3.14:

$$\Delta\varepsilon = \frac{\Delta\sigma}{E} + 2\left(\frac{\Delta\sigma}{2K'}\right)^{1/n'} \quad (\text{Equação 3.14})$$

Por hora, é necessário deixar de lado o comportamento cíclico estacionário e assumir um comportamento cíclico sob deformação constante para a definição de outras propriedades importantes. Estas, juntamente com aquelas definidas anteriormente, serão necessárias para o entendimento dos fatores envolvidos na fadiga com a presença de entalhes.

Como visto anteriormente na Equação 3.10, a Relação de Basquin (1910) descreve o comportamento em fadiga de um dado componente não entalhado sob um regime elástico de deformação, conhecido também como regime de fadiga de alto ciclo ou de baixa deformação. Esta equação se aplica para a região elástica da curva de fadiga, e pode ser utilizada analogamente para deformações elásticas ao invés de tensões, como mostra a Equação 3.15.

$$\varepsilon_e = \frac{\Delta\varepsilon_e}{2} = \frac{\sigma'_f}{E} (2N_f)^b \quad (\text{Equação 3.15})$$

Onde ε_e , que é igual a $\Delta\varepsilon_e/2$, é a amplitude total de deformação elástica; E é o módulo de elasticidade do material; N_f é igual ao número de ciclos de deformação (ou de tensão) para a falha e σ'_f é o coeficiente de resistência à fadiga. Já b é o expoente de resistência à fadiga, geralmente variando entre -0,02 e -0,12 para a maioria dos metais.

Dados de fadiga de baixo ciclo geralmente são apresentados como um gráfico de variação de deformação plástica em função de ciclos para a falha, ambos plotados em coordenadas logarítmicas. O resultado é uma reta, descrita pela lei de Coffin-Manson e equacionada pela Equação 3.16:

$$\varepsilon_p = \frac{\Delta\varepsilon_p}{2} = \varepsilon'_f (N_f)^c \quad (\text{Equação 3.16})$$

Onde ε_p , que é igual a $\Delta\varepsilon_p/2$, é a amplitude total de deformação plástica; N_f é o número de ciclos de deformação para a falha; ε'_f é o coeficiente de ductilidade cíclica; c é o expoente de ductilidade cíclica, que varia de -0,5 e -0,7 para a maioria dos metais.

A combinação das relações de Basquin e de Coffin-Manson (Equações 3.15 e 3.16), obtidas a partir da abordagem de deformação elástica e deformação plástica da curva de fadiga, resulta na proposta de Morrow (1965), que é base para a abordagem de fadiga por deformação. A relação entre a amplitude total de deformação, ε_a , e o número de ciclos para a falha, N_f , pode ser expressa pela Equação 3.17:

$$\varepsilon_a = \varepsilon_e + \varepsilon_p = \frac{\sigma'_f}{E} (N_f)^b + \varepsilon'_f (2N_f)^c \quad (\text{Equação 3.17})$$

Logo, a deformação-vida para um dado componente tende para a região plástica da curva sob altas amplitudes de deformação e para a região elástica da curva sob baixas amplitudes de deformação, como mostrado na Figura 3.26. A região de transição de um comportamento para outro é definida pelo número de ciclos de transição, N_t , que pode ser obtido igualando-se as componentes elástica e plástica de deformação.

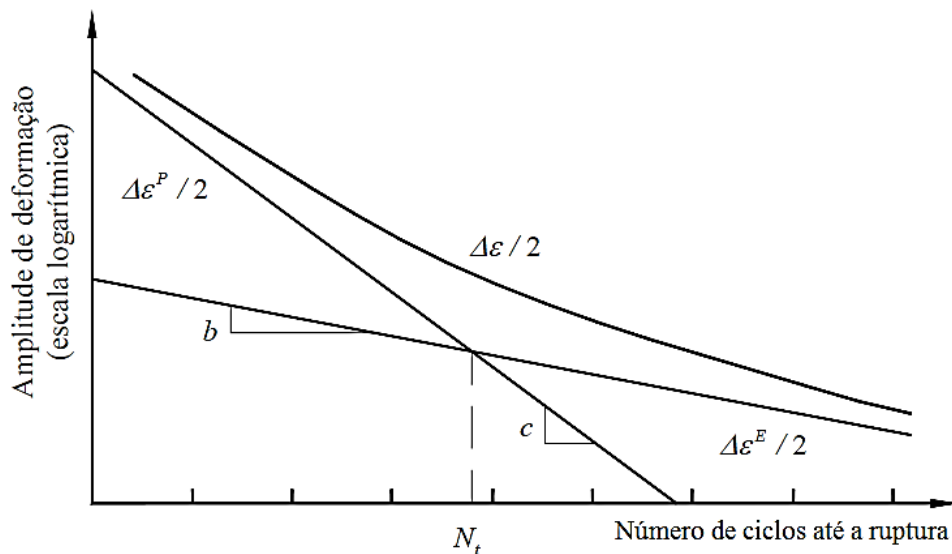


Figura 3.26. Vida em fadiga em termos de deformação total.
Fonte: PEREIRA (2006)

3.5.2.3. Configurações de carregamento

A configuração de carregamento tem influência direta no processo de fadiga. As variáveis desta configuração podem ser a tensão média, amplitude de carregamento e a frequência. Na maioria dos casos de componentes em serviço, a configuração de carregamento é randômica, ou seja, as variáveis são aleatórias (tensão média, amplitude e frequência). Contudo, para questões experimentais, é necessária atenção a estas variáveis para a elaboração de um plano de teste adequado.

A tensão média pode ter um papel muito importante na resistência à fadiga do material. Na região de fadiga de alto ciclo, a tensão média possui efeito significativo. Nesse caso, as tensões trativas atuam em detrimento e as compressivas em benefício da resistência à fadiga de um material pela abertura e fechamento de microtrincas, respectivamente. Já as tensões cisalhantes médias influenciam muito pouco a abertura, fechamento e propagação de trinca.

Há um pequeno ou nenhum efeito da tensão média na fadiga de baixo ciclo. Já que há considerável deformação plástica presente, qualquer efeito benéfico ou prejudicial desta variável é difícil de ser identificado (MEYERS AND CHAWLA, 2008).

De acordo com LEE *et al.* (2005), modelos empíricos propostos por Gerber, Goodman, Haigh e Soderberg tiveram como objetivo compensar o efeito da tensão trativa

média na resistência à fadiga de alto ciclo dos aços. Estes podem ser plotados como diagramas de vida constante e podem ser determinadas experimentalmente a partir de uma família de curvas $S-N$ geradas a partir de valores específicos de amplitude de tensão (σ_a) e tensão média (σ_m), como mostra a Figura 3.27. Na parte esquerda da figura há uma família de curvas (ou retas) $S-N$ (ou $\sigma-N$). Os pontos desta família foram representados em um diagrama (lado direito da figura) como função da tensão média ao invés do número de ciclos.

A proposta inicial, elaborada por Gerber, consistiu-se em uma representação parabólica do limite de fadiga. Posteriormente, Goodman introduziu uma linha teórica que representava dados de fadiga disponíveis, baseados em critérios de impacto para aços utilizados em projetos de pontes. Ele justificou a utilização do respectivo critério como fácil de executar, simples de se utilizar e que fornece um bom ajuste dos dados.

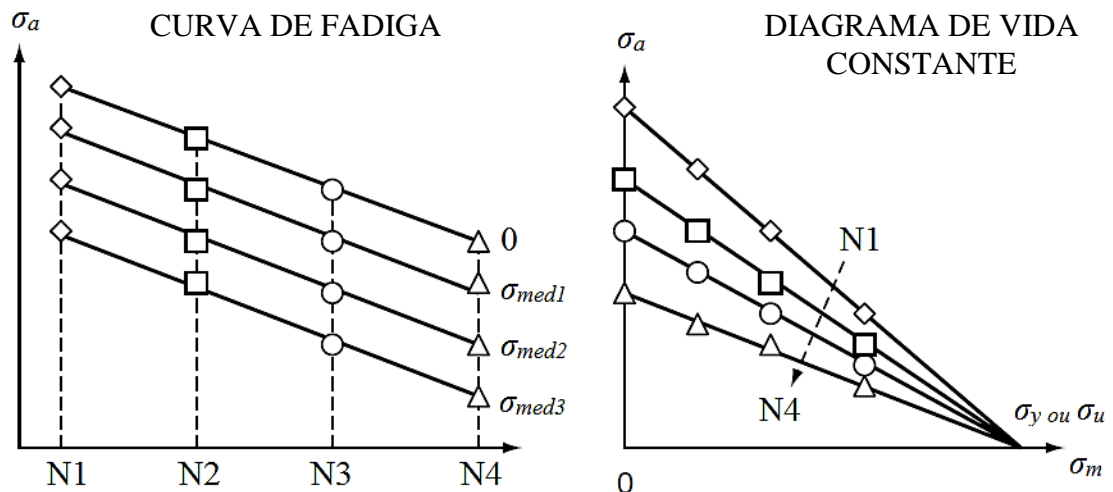


Figura 3.27. Construção de diagramas de vida constante em σ_a e σ_m a partir de curvas de fadiga.
Adaptado de LEE *et al.* (2005)

Haigh foi o primeiro a plotar as correções de Gerber e Goodman em um gráfico que correlaciona amplitude de tensão (σ_a) e tensão média (σ_m). A curva que conecta estes dois pontos representa a combinação de amplitude de tensão e tensão média obtida no limite da vida em fadiga do material. Tanto no caso de Gerber quanto de Goodman, a tensão média máxima corresponde à tensão limite de resistência à tração do material (σ_u) para uma curva tensão-deformação de engenharia.

Após, Soderberg sugeriu a limitação da tensão média máxima pela tensão de escoamento (σ_y) através de uma nova relação linear entre σ_a e σ_m . Cada relação está representada graficamente na Figura 3.28.

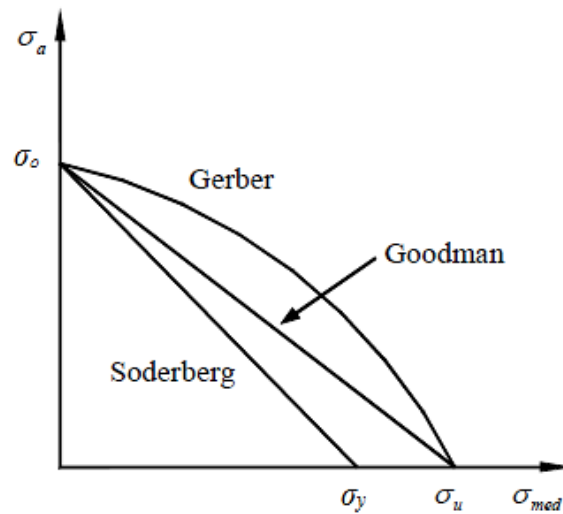


Figura 3.28. Representação gráfica das relações de Gerber, Goodman e Soderberg.
Fonte: PEREIRA (2006).

A Relação de Gerber assume efeito parabólico entre a tensão média σ_m e a tensão limite de resistência à tração do material σ_u , conforme a Equação 3.18.

$$\sigma_a = \sigma_0 \left[1 - \left(\frac{\sigma_m}{\sigma_u} \right)^2 \right] \quad (\text{Equação 3.18})$$

Onde σ_0 é a tensão limite de resistência à fadiga para um carregamento completamente reversível ($R = -1$) que é equivalente ao caso de carregamento para amplitude de tensão (σ_a) e tensão média (σ_m) específicas.

A Relação de Goodman assume uma relação linear da entre a tensão média σ_m e a tensão limite de resistência à tração do material σ_u , conforme a Equação 3.19.

$$\sigma_a = \sigma_0 \left(1 - \frac{\sigma_m}{\sigma_u} \right) \quad (\text{Equação 3.19})$$

A relação de Soderberg assume efeito linear entre a tensão média σ_m e a tensão de escoamento do material σ_y , conforme a Equação 3.20.

$$\sigma_a = \sigma_0 \left(1 - \frac{\sigma_m}{\sigma_y} \right) \quad (\text{Equação 3.20})$$

Quando a amplitude de tensão (σ_a) do material é zero, a tensão média corresponde à tensão limite de resistência à tração do material (σ_u) para os casos das relações de Gerber e Goodman. Para Soderberg, quando $\sigma_a = 0$, a tensão média corresponde à tensão de escoamento (σ_y). Já quando a tensão média é zero, a amplitude de tensão assume seu valor máximo (σ_o), que é a tensão limite de resistência à fadiga para um carregamento completamente reversível.

Tendo em vista a determinação de todas as famílias de curvas para cada combinação de tensão média e amplitude, é necessária uma quantidade substancial de testes pra obtenção de curvas $S-N$, o que é impraticável. Uma das estratégias para driblar essa dificuldade é utilizar um destes diagramas, sendo o mais comum o de Goodman para casos gerais.

Dado um ponto específico de tensão média e tensão alternada, se o mesmo estiver situado na área abaixo da linha relativa à relação de correção, o material teoricamente nunca sofrerá fadiga, ou seja, terá vida infinita. Já para pontos situados cima da curva, o material muito provavelmente falhará por fadiga.

A amplitude de carregamento, da mesma forma, afeta de maneira acentuada a vida em fadiga. Quanto maior a amplitude, menor a vida em fadiga do material. É importante observar que esta amplitude tem sua importância mesmo quando o carregamento atinge o campo compressivo. A Figura 3.29 apresenta diferentes razões de carregamento (R), que possuem relação direta com a amplitude. Como pode ser observado, quanto menor a razão, maior a amplitude de carregamento.

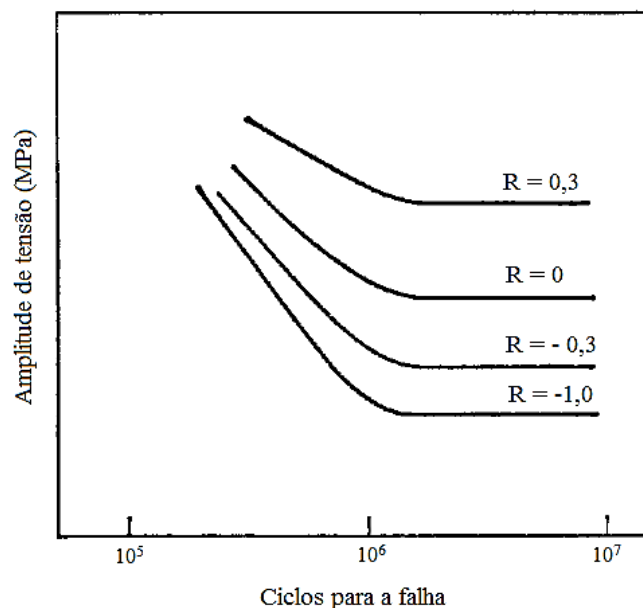


Figura 3.29. Influência da razão (e amplitude) de carregamento na vida em fadiga. Adaptado de DIETER (1988).

3.5.3. Efeitos Geométricos

A geometria do componente está intimamente ligada à concentração de tensões, o que afeta consideravelmente sua vida em fadiga. Qualquer entalhe ou descontinuidade geométrica pode atuar como um concentrador de tensões e como sítio para a iniciação de uma trinca por fadiga. Componentes de projetos, como sulcos, ombros, furos, rasgos de chaveta, fios de rosca, entre muitos outros, podem atuar como fatores de concentração de tensões.

Além destes, defeitos superficiais podem ser considerados de efeito geométrico por concentrarem tensões, mesmo em tamanhos relativamente pequenos, como marcas de ferramentas, defeitos de fabricação, pites de corrosão etc. Uma maneira altamente eficaz para se aumentar o desempenho em fadiga de componentes é através da melhora no acabamento superficial de componentes, como o polimento do material, por exemplo (CALLISTER, 2008).

Cada etapa da vida em fadiga está relacionada a um fator K específico, como mostra a Figura 3.30. O fator de concentração de tensões, K_t , é um importante parâmetro para estimar a iniciação da trinca. Já as trincas curtas podem propagar em taxas muito maiores do que trincas convencionais; o fator de intensidade de tensões do limiar de propagação da trinca curta, K_0 , indica a partir de qual tensão local a trinca passa a se propagar, sendo bem menor do que o limiar de propagação para trincas longas ($K_0 < K$) (KITAGAWA e TAKAHASHI, 1976). Para a estimativa da propagação de trincas longas, pela abordagem clássica de Mecânica da Fratura, utiliza-se o fator de intensidade de tensões, K . Por fim, o processo de fratura final está associado ao fator K_C/K_{IC} , conhecido como tenacidade à fratura do material.

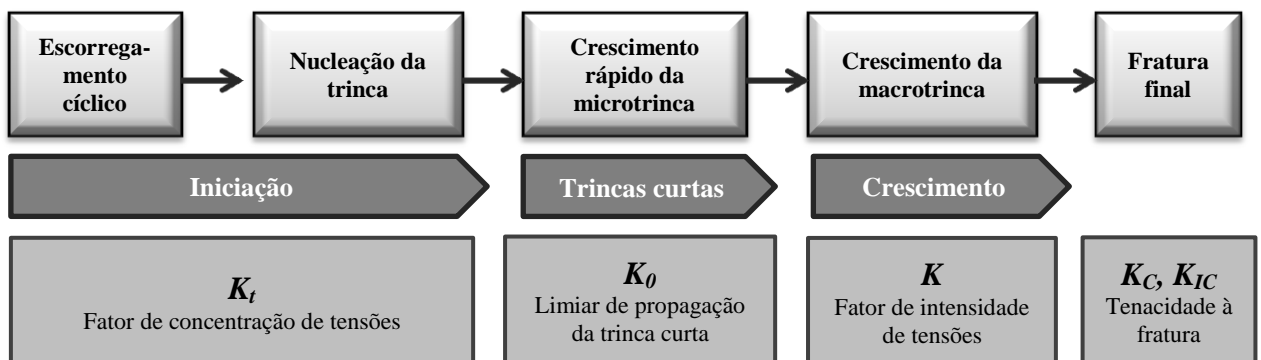


Figura 3.30. Diferentes fases da vida em fadiga e fatores relevantes.
Fonte: Adaptado de SCHIJVE (2004)

Diante da presença de defeitos ou entalhes como fatores geométricos que aceleram o processo de iniciação de trincas por fadiga, é importante definir alguns fatores envolvidos na mensuração dos efeitos destes fatores na fadiga.

3.5.3.1. Fator de concentração de tensões - K_t

A presença de defeitos resulta em uma modificação na distribuição de tensões ao longo de um componente. Este efeito, conhecido como “efeito de entalhe”, é o resultado de altas tensões localizadas. Para tanto, é possível estimar um fator de concentração de tensões (K_t), como mostrado na Equação 3.21:

$$K_t = \frac{\sigma_e}{\sigma_{nom}} \quad (\text{Equação 3.21})$$

onde σ_e é a tensão elástica local máxima na descontinuidade e; σ_{nom} é a tensão nominal, que ocorreria na seção que contém a descontinuidade caso esta não produzisse uma perturbação na distribuição de tensões causada pela mudança abrupta de geometria.

O fator de concentração de tensões elástico é função da geometria do entalhe (ou defeito) e do tipo de carregamento, e não depende das propriedades do material, a não ser pelo módulo de elasticidade. Para os casos onde a geometria do componente e as condições de carregamento são relativamente simples, e a tensão nominal pode ser facilmente definida, os valores de K_t podem ser encontrados na literatura e descritos por equações analíticas. Contudo, para geometrias e carregamentos complexos, caso da maioria dos componentes, K_t pode ser determinado computacionalmente, pelo método dos elementos finitos, e experimentalmente via métodos como fotoelasticidade e sensores medidores de deformações locais (*strain gages*) (PIKLEY E PIKLEY, 2008).

3.5.3.2. Fator de concentração de tensões de fadiga (K_f) e sensibilidade ao entalhe (q)

Para o caso de tensões alternadas, a resistência de um dado componente pode ser bem diferente daquela advinda da utilização de um fator concentrador de tensões (K_t). Testes indicam que, no limite de fadiga, a presença de um entalhe reduz a resistência à fadiga de um

componente não entalhado por um fator K_f e não pelo K_t . Assim, é razoável a introdução do conceito de fator de concentração de tensão de fadiga, K_f , para a caracterização do efeito de entalhes sob o comportamento em fadiga.

Inicialmente, este parâmetro foi definido como a razão entre o limite de resistência à fadiga de um componente liso e de um componente entalhado. Mais recentemente, este fator tem sido definido pela Equação 3.22 como:

$$K_f(N_f) = \frac{\sigma_s(N_f)}{\sigma_n(N_f)} \quad (\text{Equação 3.22})$$

Onde σ_s é o limite de fadiga para um componente liso e σ_n é o limite de fadiga para um corpo de prova com entalhe, conduzidos a um mesmo número de ciclos para a falha (N_f). No geral, o valor de K_f é igual ou menor do que o valor de K_t , ou seja, seu valor está situado na faixa de $1 \leq K_f \leq K_t$. A diferença entre os fatores aumenta com a diminuição do raio da raiz do entalhe e da resistência do material, pois se acredita que o escoamento cíclico na raiz do entalhe reduz o pico de tensão previsto por K_t , principalmente para a fadiga de baixo ciclo.

Também, considerando a teoria de intensidade do campo de tensões, a resistência à fadiga de um componente entalhado dependeria da tensão média em uma região local de dano, ao invés de um pico de tensão na ponta do entalhe. Esta tensão média é menor do que a tensão máxima na superfície, calculada pelo K_t . Assim, quando pequenas trincas nucleiam na raiz do entalhe, crescem adentro de regiões de menor tensão devido ao gradiente de tensão.

O raio na raiz do entalhe e as propriedades mecânicas do material influenciam K_f , como mostra a Figura 3.31. Considerando-se o caso 'a', têm-se para um mesmo material dois raios diferentes de entalhe ($r1$ e $r2$) com o mesmo pico de tensão (ou K_t igual) na raiz. Para o raio menor, $r2$, (lado direito da Figura 3.31 **a**), o gradiente de tensão é maior na região de dano, resultando em uma tensão média menor. Logo, K_f é menor. Em suma, neste caso há uma variação de K_f pela formação de gradientes de tensão diferentes, gerados por raios de entalhes diferentes.

Agora, consideram-se materiais com resistências mecânicas diferentes, e com o mesmo raio na raiz do entalhe e mesmo pico de tensão (ou K_t igual) no local. O gradiente de tensão é o mesmo, mas o material de maior resistência (lado direito da Figura 3.31 **b**) possui uma zona de dano geralmente menor. Em contrapartida, um aço de menor resistência mecânica (lado esquerdo da Figura 3.31 **b**) possui uma região de dano maior, o que diminui a

tensão média na região, gerando um K_f menor. Em suma, neste caso a variação de K_f se dá pela variação na área de dano devido a resistências mecânicas diferentes.

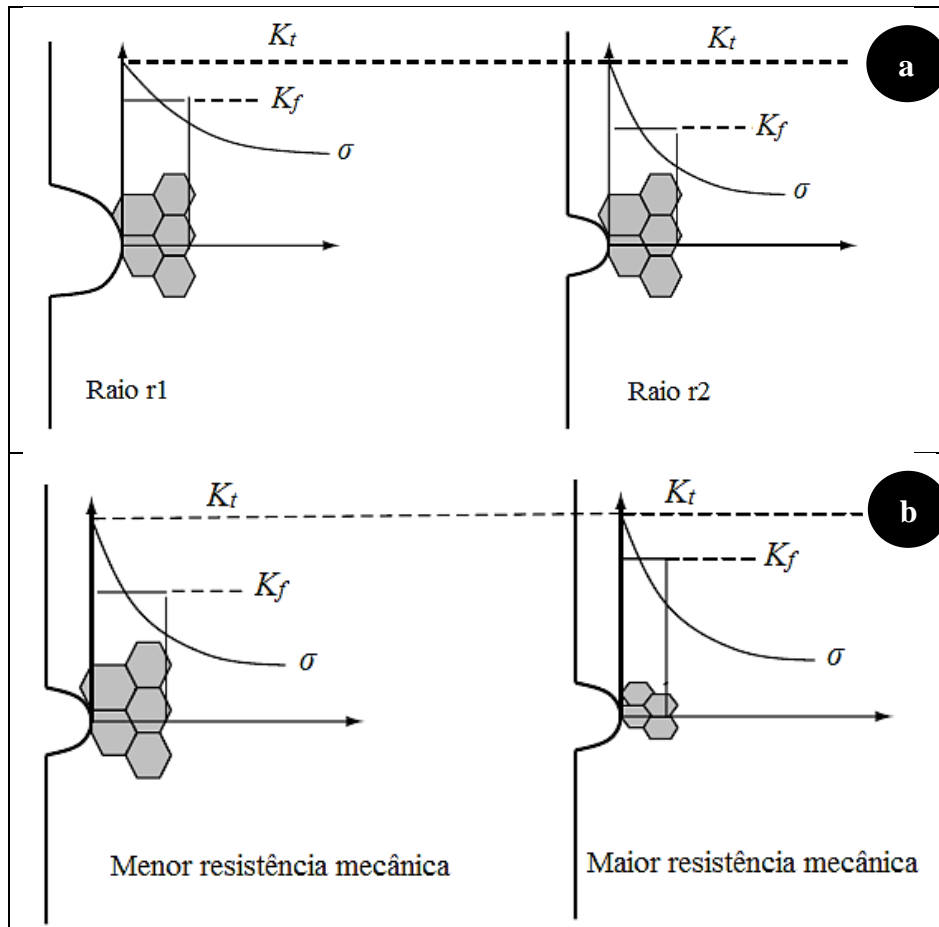


Figura 3.31. a) Efeito do raio na raiz do entalhe em K_f . b) Efeito da resistência mecânica dos aços em K_f .
Fonte: (LEE *et al.*, 2005).

Para fins de aplicação de engenharia, K_f pode ser empiricamente relacionado com K_t pelo fator de sensibilidade ao entalhe (q), definida pela Equação 3.23 como:

$$q = \frac{K_f - 1}{K_t - 1} \quad (\text{Equação 3.23})$$

Onde $0 \leq q \leq 1$, ou seja, quando $K_f = 1$ ($q = 0$) não há sensibilidade ao entalhe pelo processo de fadiga e, quando $K_f = K_t$ ($q = 1$), há sensibilidade total ao entalhe (PLUVINAGE e GJONAJ, 2001). Este fator de sensibilidade ao entalhe evidencia a diferença entre K_t e K_f , considerada como resultado de relaxação plástica na ponta da trinca (PLUVINAGE, 1997).

A Equação 3.23 pode ser reescrita de forma a deixar K_f em evidência, resultando na Equação 3.24:

$$K_f = 1 + (K_t - 1) \cdot q \quad (\text{Equação 3.24})$$

Assumindo-se que o dano em fadiga ocorre quando um ponto de tensão, a uma distância a_p da raiz do entalhe, é igual à resistência à fadiga de um componente liso, e que a tensão próxima ao entalhe decresce linearmente, o PETERSON (1959) obteve a seguinte expressão (Equação 3.25):

$$q = \frac{1}{1 + \frac{a_p}{r}} \quad (\text{Equação 3.25})$$

Onde r é o raio da raiz do defeito. Esta foi desenvolvida considerando uma razão de carregamento $R = -1$. Para aços de relativamente alta resistência mecânica, a_p pode ser relacionada com a tensão limite de resistência à tração do material σ_u para casos de carregamentos axiais e em flexão (Equação 3.26) e para torção (Equação 3.27):

$$a_p(\text{mm}) = 0,0254 \cdot \left(\frac{2079}{\sigma_u(\text{MPa})} \right)^{1,8} \quad \text{para axial e flexão} \quad (\text{Equação 3.26})$$

$$a_p(\text{mm}) = 0,01524 \cdot \left(\frac{2079}{\sigma_u(\text{MPa})} \right)^{1,8} \quad \text{para torção} \quad (\text{Equação 3.27})$$

Segundo LEE *et al* (2005), a Equação 3.28 foi desenvolvida por Neuber em 1946. Ela assume que uma falha por fadiga ocorre se a tensão média através de uma distância a_N da raiz do entalhe é igual ao limite de fadiga para um componente liso.

$$q = \frac{1}{1 + \frac{\sqrt{a_N}}{\sqrt{r}}} \quad (\text{Equação 3.28})$$

Onde a_N é chamada de constante de Neuber do material e tem relação com o tamanho de grão; r é o raio na raiz do defeito.

A Equação 3.29, conhecida como Neuber modificada ou de Heywood (HEYWOOD, 1962), aplica-se a ferros fundidos. Diferente de aços de grão uniformemente refinados, ferros

fundidos cinzentos possuem um baixo fator de sensibilidade pela ação dos pequenos flocos de grafita como pequenos defeitos, que reduzem consideravelmente o efeito de defeitos externos.

$$K_f = \frac{K_t}{1 + 2 \frac{\sqrt{a'}}{\sqrt{r}} \left(\frac{K_t - 1}{K_t} \right)} \quad (\text{Equação 3.29})$$

Onde a' corresponde ao comprimento equivalente ao de defeitos do material e r o raio na raiz do defeito.

Estas equações para a estimativa de K_f e q são empíricas por natureza. Considerando-se entalhes com grandes raios, espera-se um valor de K_f próximo ao de K_t . Já para entalhes agudos, é provável encontrar valores de $K_f \ll K_t$ para metais com comportamento dúctil. Para aços de alta resistência, estes fatores se mantêm de forma mais aproximada.

Em seu trabalho publicado em 1996, Ye Du-yi e Wang De-jun, a partir de considerações energéticas para materiais de comportamento do tipo *Masing*, propuseram uma nova equação para K_f partindo do pressuposto de que, sem levar em conta o efeito da temperatura, este fator (K_f) depende do material, da deformação plástica ε_p na raiz do entalhe do fator de concentração de tensão K_t . Sendo assim:

$$K_f = \frac{K_t}{\sqrt{1 + \frac{1 - n'}{1 + n'} \frac{1}{1 + \Delta\varepsilon_e/\Delta\varepsilon_p}}} \quad (\text{Equação 3.30})$$

Onde n' reflete a propriedade do material, K_t reflete a geometria do componente com o respectivo defeito, e $\Delta\varepsilon_e/\Delta\varepsilon_p$ reflete o grau de deformação plástica na ponta da trinca.

Levando em consideração a equação de Coffin-Manson, sua combinação com a Equação 3.30 resulta na seguinte expressão para K_f :

$$K_f = \frac{K_t}{\sqrt{1 + \frac{1 - n'}{1 + n'} \left[1 + \frac{\sigma'_f}{E\varepsilon'_f} (N_f)^{b-c} \right]}} \quad (\text{Equação 3.31})$$

Onde as variáveis, já definidas anteriormente, são: σ'_f – coeficiente de resistência à fadiga; E – módulo de elasticidade; ε'_f – coeficiente de ductilidade cíclica; N_f – número de ciclos para a falha; b – expoente de resistência à fadiga; c – expoente de ductilidade cíclica.

Estas equações (3.30 e 3.31) são interessantes por levarem em conta o comportamento do material em alto ciclo e baixo ciclo, além da sua mudança na resposta dinâmica. A partir dessas, é possível se estimar a sensibilidade ao entalhe em função das propriedades do material em fadiga, ou seja, a partir de uma curva de fadiga para corpos de prova lisos, e da concentração de tensão na ponta da trinca.

3.5.4. Efeitos do material

As propriedades dos materiais tem relação direta com os processos de nucleação e crescimento de trincas por fadiga, como visto anteriormente. Materiais cujas microestruturas possuem maior resistência mecânica tendem a apresentar maior resistência à fadiga, como por exemplo, aços martensíticos em comparação a perlíticos, para uma mesma dureza.

Aspectos cristalográficos, relacionados a cada microestrutura específica, contribuem para o processo, mas não serão discutidas de forma aprofundada. Contudo, alguns outros aspectos relacionados ao material serão abordados a seguir.

3.5.4.1. Inclusões não metálicas

De forma geral, as inclusões não metálicas não são consideradas nocivas para a resistência à tração do material. Já para a fadiga, elas afetam a distribuição de tensões em microescala, podendo contribuir para o processo de iniciação de trinca, principalmente em aços de alta resistência mecânica.

De acordo com SCHIJVE (2004), o limite de fadiga para diferentes tipos de aços aumentam com o aumento da resistência mecânica do material. Contudo, em valores muito altos, essa resistência atinge um valor máximo e passa a cair. A explicação para tal comportamento foi encontrada considerando as inclusões presentes nestes materiais. Já que estas atuam como concentradores de tensões que podem nuclear trincas de fadiga, aços de elevada resistência tendem a ser mais sensíveis à presença de defeitos agudos do que aços de baixa e média resistência. A purificação do material, tendo em vista a eliminação de

inclusões, foi uma forma de aumento da resistência à fadiga para os aços de alta resistência, segundo o autor.

MURAKAMI (2002) indica em seu trabalho que o efeito de inclusões no comportamento em fadiga de um material é contraditório. Não há um método quantitativo bem estabelecido que possa avaliar esse efeito para a maioria dos aços. Contudo, a Mecânica da Fratura tem um grande potencial para se produzir resultados quantitativos. Para SCHIJVE (2004), o processo de nucleação de trincas de fadiga em inclusões não metálicas não está bem consolidado e ainda é alvo de especulação.

3.5.4.2. Tensões residuais

A presença de tensões residuais pode ocasionar efeitos diversos na resistência à fadiga de metais. Por definição, tensão residual refere-se à distribuição de tensões internas em um componente sem que cargas externas sejam aplicadas. Na ausência de cargas externas, tensões residuais são em alguns casos chamadas de tensões internas.

Ela é proporcionada, na maioria dos casos, por deformação plástica heterogênea do componente. Devido à deformação plástica localizada, a região elástica que a circunda também é afetada, formando um sistema de tensões residuais.

Sendo assim, tensões residuais trativas e compressivas geralmente ocorrem juntas. Sem a presença de carregamentos externos, tensões de tração necessariamente precisam ser compensadas por tensões de compressão. A Figura 3.32 ilustra uma distribuição de tensões ao longo da seção de um componente. A superfície contém tensões compressivas, enquanto que o centro contém tensões trativas.

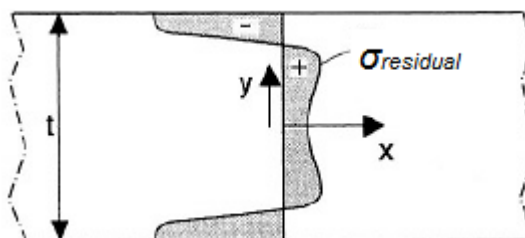


Figura 3.32. Tensões residuais trativas no centro e compressivas na superfície.
Fonte: (SCHIJVE, 2004).

Tomando como referência a figura acima, e considerado a ausência de uma carga externa, a distribuição de tensões deve satisfazer a equação de equilíbrio 3.32:

$$\int_{-t/2}^{t/2} \sigma_x dy = 0 \quad (\text{Equação 3.32})$$

Onde t é a largura total do componente e σ_x é a tensão em função da posição no eixo x .

No caso da aplicação de uma carga externa tal que mantenha o comportamento elástico do componente, a resposta no material irá gerar uma distribuição de tensões equivalente à soma da carga externa e das tensões residuais, conforme Equação 3.33.

$$\sigma_{resultante} = \sigma_{externa} + \sigma_{residual} \quad (\text{Equação 3.33})$$

Para um certo carregamento alternado envolvendo carregamentos trativos, se a tensão residual é positiva (trativa), ela aumenta a tensão média na qual certa região é submetida. De forma contrária, sendo a tensão residual negativa (compressiva), ela diminui a tensão média no local. Logo, ela pode contribuir para aumento da vida em fadiga de um componente pelo retardo no processo de iniciação e crescimento de trinca.

As tensões residuais são oriundas de diferentes processos. Alguns deles são: Processo de produção do componente, *shot peening*, expansão plástica em furos, tratamento térmico, montagem de componentes (SCHIJVE, 2004). No caso da armadura de tração dos dutos flexíveis, elas também estão presentes, seja no corpo tubular ou no *end-fitting*. O processo de produção do arame produz um material altamente encruado, o que implica tensões residuais. Outros processos envolvidos na fabricação do duto, como enrolamento e desenrolamento do arame em diferentes bobinas, e sua conformação sobre o corpo tubular do duto, promovem deformação plástica do material e, portanto, introduzem estas tensões. Há ainda o processo de montagem dos *end-fittings*, que envolvem a dobra manual de arames da armadura de tração para a instalação dos diversos componentes internos da terminação, o que implica altas deformações plásticas sobre o material (LOPES, 2013).

3.5.4.3. Dureza

Para uma grande parte dos aços, é possível relacionar-se razoavelmente bem o limite de fadiga com outras propriedades mecânicas, como a tensão limite de resistência à tração do material (σ_u) e a dureza (ver Figura 3.33).

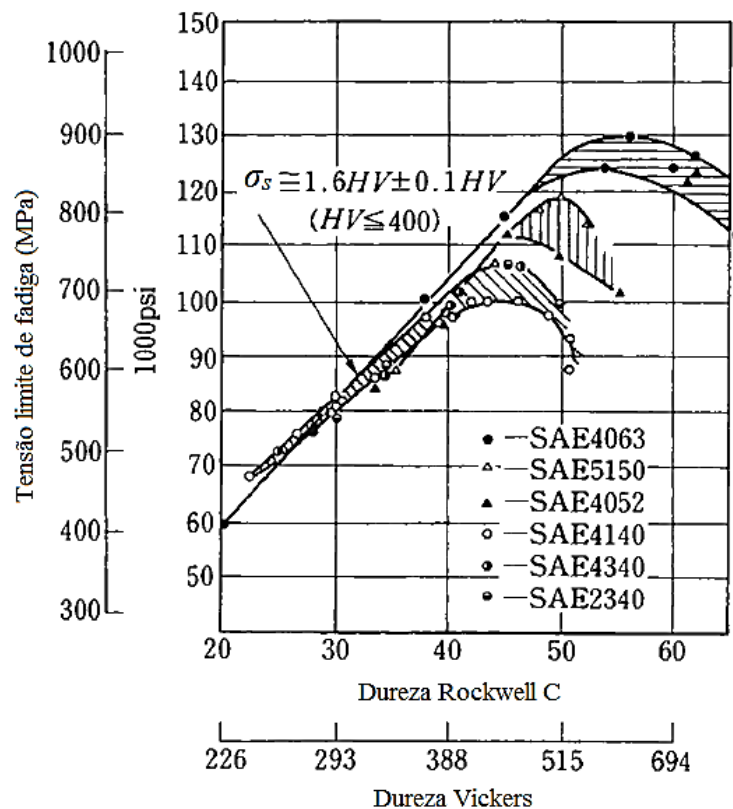


Figura 3.33. Relação entre dureza e limite de fadiga.
Fonte: (GARWOOD *et al.*, 1951).

Algumas equações empíricas (3.34 e 3.35) podem ser utilizadas para a estimativa da vida em fadiga de um aço:

$$\sigma_s = 0,5 \sigma_u \quad (\text{Equação 3.34})$$

$$\sigma_s = 1,6H_v \quad (\text{Equação 3.35})$$

Onde σ_u é a tensão limite de resistência à tração, σ_s é a tensão limite de resistência à fadiga (em MPa) e H_v é a dureza Vickers, em Kgf/mm^2 .

A Equação 3.34 estima a tensão limite de resistência à fadiga pela metade da tensão limite de resistência à tração do material. A Equação 3.35 é válida para aços com durezas menores ou iguais a $H_v \leq 400$. Nesses casos, essa aproximação independe da microestrutura, como ferrita, perlita ou martensita, ou do tipo de aço, dependendo basicamente das propriedades mecânicas que o material possui. Isso significa que a resistência à deformação plástica determina o limite de fadiga. Esse aspecto é muito importante para aplicações

práticas, visto que a mudança da microestrutura por processos metalúrgicos ou tratamentos térmicos pode contribuir para a resistência à fadiga através da dureza (MURAKAMI, 2002).

3.5.4.4. Acabamento superficial

O fenômeno de iniciação e nucleação de trinca é basicamente um fenômeno de superfície, como visto anteriormente. Portanto, os efeitos de superfície englobam todas as condições para aumento ou redução a vida em fadiga. Este tópico pode ser analogamente comparado a um fator geométrico, contudo em escalas muito pequenas.

A rugosidade superficial e dano de superfície implicam uma superfície livre não perfeitamente lisa. Consequentemente, mesmo em micro escala, há concentração de tensões em determinados pontos. Levando em consideração que a nucleação é a determinante na vida em fadiga do material, o acabamento superficial de um componente é extremamente importante, principalmente quando projetado para vida infinita.

Danos não intencionais na superfície, como riscos, ranhuras, entalhes, ou ainda desgaste entre componentes, podem ser altamente prejudiciais para a vida em fadiga. Já a diminuição da rugosidade superficial reduz o nível de irregularidades geométricas e contribui para o aumento da vida em fadiga para componentes cuja aplicação prevê alto número de ciclos durante sua vida.

A presença de tensões residuais compressivas na superfície, assunto visto anteriormente (3.5.4.1), também contribui consideravelmente no aumento da vida do componente. A formação de uma região superficial com alta concentração de tensões cria uma zona de barreira à formação de microtrincas. Como exemplo, a técnica de *shot peening* é muito utilizada para este fim.

4. MATERIAIS E MÉTODOS

O procedimento experimental adotado aqui busca caracterizar e investigar qualitativa e quantitativamente o comportamento de dois aços distintos frente à presença de defeitos, como uma avaliação prévia destes materiais a fim de serem aplicados como arames de tração de dutos flexíveis.

O primeiro passo envolve a caracterização dos materiais em estudo. Assim, foram realizados os seguintes testes: análise química, análise de inclusões, análise metalográfica, teste de dureza e de tração.

Já para a avaliação do comportamento frente a defeitos, foi determinada a tenacidade à fratura dos materiais, utilizando-se corpos de prova normatizados do tipo SE(B). O comportamento em fadiga foi determinado pelo levantamento de alguns pontos de curva de deformação-vida. Por fim, para a estimativa da sensibilidade ao entalhe, os materiais foram submetidos a testes de fadiga com a presença de um pequeno defeito de dimensões conhecidas, cujo K_t foi determinado pelo método dos elementos finitos.

As superfícies de fratura dos corpos de prova de tenacidade à fratura e fadiga foram investigadas, através da observação em lupa e Microscópio eletrônico de varredura (MEV), a fim de se identificar o processo de evolução de trincas e das fraturas, além dos micromecanismos envolvidos.

4.1. Materiais

Foram objeto de estudo deste trabalho dois aços de alta resistência mecânica. Um destes, martensítico, foi retirado de chapas de cinco (5) mm de espessura. O outro é empregado comercialmente em arames da armadura de tração de dutos flexíveis. Este último foi recebido no formato reto, ou seja, não conformado helicoidalmente como aqueles encontrados nos próprios dutos. Os corpos de prova produzidos a partir do primeiro aço, identificados como M, foram usinados via corte por jato d'água. Já aqueles preparados do

segundo aço citado, identificados como P, foram utilizados na condição de como-recebido, sendo apenas cortados nos comprimentos necessários.

4.2. Caracterização mecânica e metalúrgica

4.2.1. Análise química

Cada material foi analisado quimicamente por um espectrômetro de emissão ótica modelo *Spectrolab* tipo LAVFP8B, da marca *Spectro*. O aparelho é calibrado com padrões da *Spectro*, conforme norma DIN ISO 100012.1. Os resultados foram baseados em uma média de três análises.

4.2.2. Microdureza

Para o teste de microdureza, os materiais foram cortados com um disco de corte, com fluido de corte, para a obtenção de uma superfície o mais plana possível e sem alterações microestruturais que pudessem impactar os valores de dureza.

As superfícies a serem analisadas, após o corte, foram lixadas até #1000 e polidas com pasta de diamante, já que o acabamento superficial é fundamental para a determinação exata do comprimento da diagonal da impressão.

As indentações foram obtidas tendo como parâmetros a carga de 0,5 kg por 10 segundos. A partir delas, foi obtido o valor de microdureza calculado pelo equipamento.

4.2.3. Análise metalográfica e de inclusões

A análise metalográfica tem como objetivo identificar as microestruturas presentes em cada um dos materiais avaliados, através de sua observação em microscópio óptico. São as especificações do equipamento: marca OLYMPUS, modelo BX51M, com câmera acoplada, reflexão de luz branca, luz negra e luz polarizada simplificada, ampliações de 100x, 200x, 500x e 1000x.

A preparação das amostras seguiu o seguinte procedimento: corte, embutimento em baquelite, lixamento até #1000, e polimento com pasta de diamante. Foram retiradas amostras das seções transversais e longitudinais das chapas. O mesmo caso apresenta-se para o arame

de tração, cujas seções transversal e longitudinal foram objeto de observação. Para a análise micrográfica, as amostras foram atacadas quimicamente com solução Nital 2% para, em seguida, serem observadas em microscópio óptico.

4.2.4. Tração

Os ensaios de tração foram realizados conforme a norma ISO 6892-1 (2009). Foram retirados cinco corpos de prova para cada material. Os materiais recebidos em chapas foram usinados pelo processo de corte por jato d'água. As dimensões dos corpos de prova estão especificadas na Figura 4.1 e seu aspecto real está ilustrado na Figura 4.2.

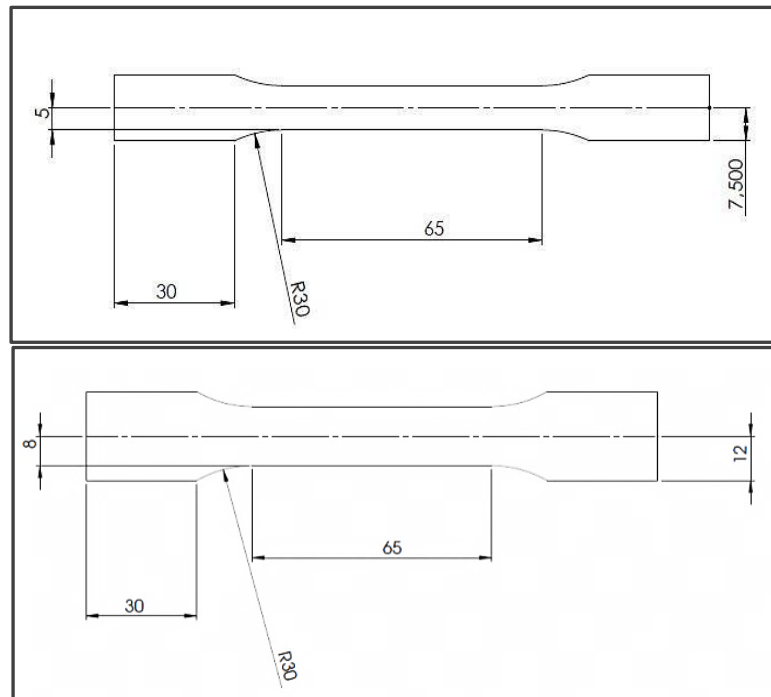


Figura 4.1. Dimensões (em mm) dos corpos de prova dos materiais P(perlítico) e M (martensítico) para o ensaio de tração, conforme a norma ISO 6892-1.

Já os corpos de prova do arame comercial sofreram redução em sua seção por eletroerosão. Neste caso, não foi possível atender todas as relações dimensionais especificadas na norma.

O carregamento foi realizado com uma taxa de deslocamento constante da máquina de 0,75 mm/min, conforme o Método A da respectiva norma. O valor de L_0 para todos os materiais avaliados foi de 50 mm.

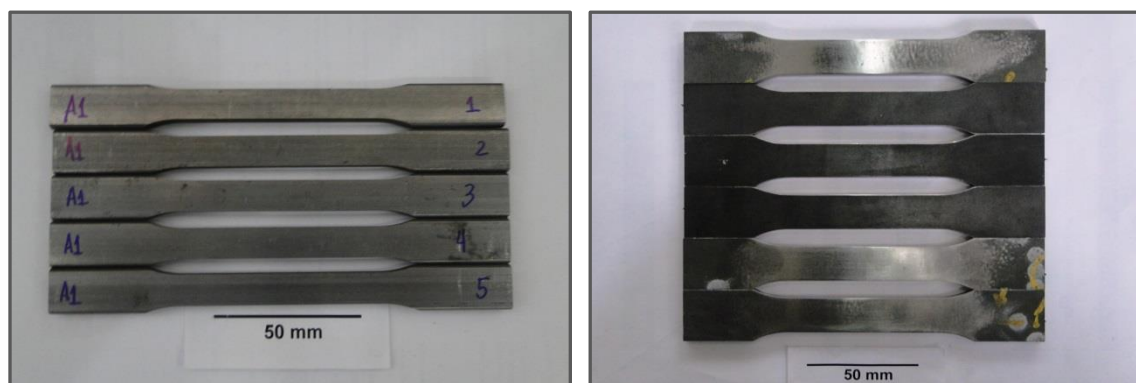


Figura 4.2. Corpos de prova de tração para os materiais P (perlítico) e M (martensítico).

Vale ressaltar o efeito geométrico dos corpos de prova nos resultados de tração deformação dos materiais. A maior largura dos corpos de prova martensíticos, quando comparado aos perlíticos, pode acarretar menor deformação plástica durante o teste, o que implica menor alongamento até a ruptura. Caso a largura fosse idêntica aos corpos de prova do material perlítico, provavelmente a deformação e, quiçá, a tensão de ruptura, seriam maiores.

As amostras foram fixadas por garras hidráulicas na máquina de ensaios. Antes do início de cada um dos testes, aplicou-se uma pré-carga de 0,3 kN. Os valores de deformação foram medidos por um extensômetro (*clip-gage*), tendo como base um comprimento útil de medição (*span*) de 50 mm. Foram registrados os valores de carga e deformação.

4.3. Tenacidade à fratura – Crack Tip Open Displacement (CTOD)

A avaliação da tenacidade à fratura dos materiais foi baseada na norma ISO 12135/2002. O tipo de corpo de prova utilizado foi o de flexão a três (3) pontos, também identificado como tipo SE(B). Os corpos de prova foram obtidos a partir de cortes por eletroerosão. Para o material perlítico (P), o pré-entalhe foi introduzido na direção transversal do arame de tração. No caso do material martensítico (M), os corpos de prova foram retirados seguindo a direção de laminação da chapa. Para ambos os materiais, foi seguida a orientação L-T, ou seja, direção do carregamento principal na direção longitudinal (de laminação) e pré-entalhe na direção transversal, conforme Figura 3.10 da Revisão Bibliográfica.

As dimensões e tolerâncias que corpos de prova devem atender estão identificadas na Figura 4.3. O resultado do corte é mostrado na Figura 4.4. Foram tomadas como base as dimensões do arame comercial avaliado, P. Além destas, as seguintes relações devem ser satisfeitas:

- $1,0 < W/B < 4,0$;
- $0,45 < a/W < 0,55$.

Onde a é o comprimento total da trinca, W é a largura e B é a espessura do corpo de prova do tipo SE(B).

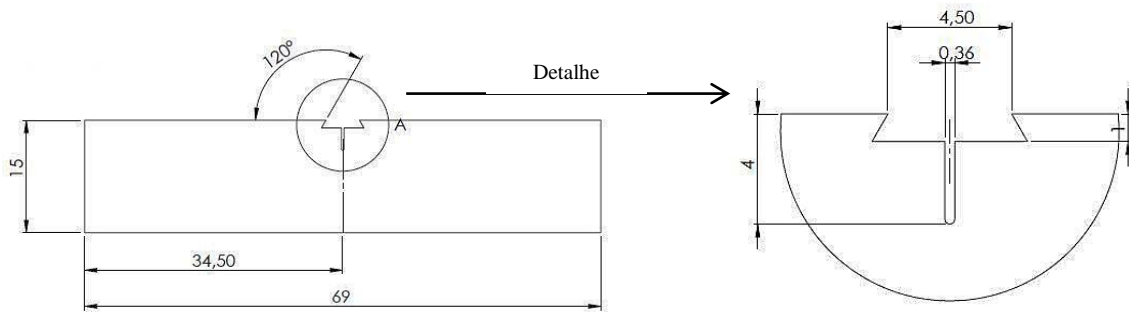


Figura 4.3. Dimensões dos corpos de prova do tipo SE(B) para medição da tenacidade à fratura pelo método de CTOD.

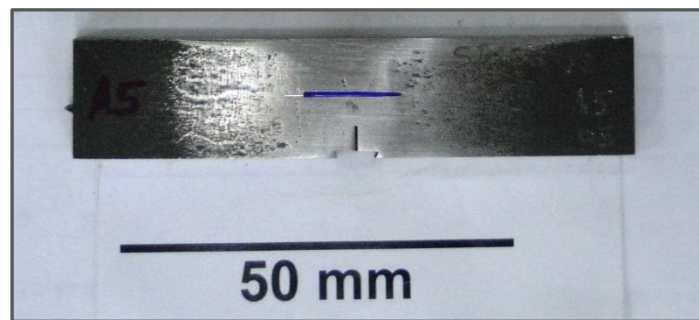


Figura 4.4. Corpo de prova do material martensítico (M) para o ensaio de CTOD.

No caso da pré-trinca a , seu tamanho deve ser maior do que 1,3mm ou 2,5% da largura do corpo de prova. Para a sua obtenção, adotou-se uma razão de carregamento $R = 0,1$ e frequência de carga cíclica de 20 Hz. Todo o aparato de teste é mostrado na Figura 4.5.

A partir das informações prévias dos corpos de prova, foi obtido um valor de K_Q para cada qual. Com este, foi possível avaliar as relações para validar a relação $K_Q = K_{IC}$. Além das relações dimensionais anteriores, são condições as estabelecidas nas Equações 4.1 e 4.2:

$$a, B, (W - a) \geq 2,5 \left(\frac{K_Q}{\sigma_e} \right)^2 \quad (\text{Equação 4.1})$$

e

$$F_{max} \leq 1,10F_Q \quad (\text{Equação 4.2})$$

Onde σ_e é a tensão de escoamento do material e F_Q é a força máxima utilizada na determinação de um K_{IC} prévio. Esta força corresponde à F_C , indicada na Figura 3.15 do capítulo de Revisão Bibliográfica.

Para corpos de prova do tipo SE(B), K_Q é definido pela Equação 4.3:

$$K_Q = \frac{F_Q \cdot S}{B \cdot W^{1,5}} \cdot f\left(\frac{a}{W}\right) \quad (\text{Equação 4.3})$$

Onde S é a distância entre apoios do aparato experimental (ou *span*), W é a largura e B a espessura do corpo de prova, respectivamente, e a função f é dada como (Equação 4.4):

$$f\left(\frac{a}{W}\right) = \frac{3 \left(\frac{a_0}{W}\right)^{0,5} \left[1,99 - \left(\frac{a_0}{W}\right) \left(1 - \frac{a_0}{W}\right) \left(2,15 - \frac{3,93a_0}{W} + \frac{2,7a_0^2}{W^2} \right) \right]}{2 \left(1 + \frac{2a_0}{W}\right) \left(1 - \frac{a_0}{W}\right)^{1,5}} \quad (\text{Equação 4.4})$$

Onde a_0 é o comprimento inicial da trinca.

Para a avaliação da tenacidade à fratura, foi utilizado um deslocamento constante da máquina de ensaios de 0,5mm/min. A carga e a abertura na boca da trinca foram registradas, esta última medida por um extensômetro de fratura (*clip-gage*), conforme mostra a Figura 4.5.

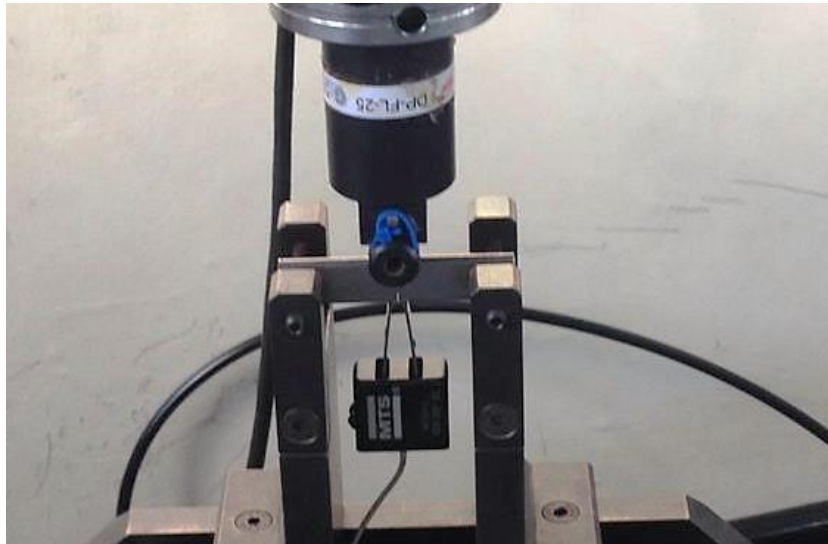


Figura 4.5. Medição do $CMOD$ por um *clip-gage* para um corpo de prova do tipo SE(B).

4.4. Fadiga e sensibilidade ao entalhe

Para a avaliação do comportamento em fadiga e da sensibilidade ao entalhe sob carregamentos cíclicos, os corpos de prova oriundos de chapas de aço do material martensítico (M) foram obtidos via corte por jato d'água, todos na mesma direção de laminação das chapas, nas dimensões de 200x15x5mm. A fim de se eliminar fatores geométricos que pudessem interferir nos resultados, cantos retangulares dos lados foram usinados com o mesmo raio de concordância do arame comercial (material P). Com isso, obtêm-se os mesmos perfis de seção transversal para todos os corpos de prova (ver Figura 4.6.), eliminando-se assim os efeitos geométricos nos resultados.

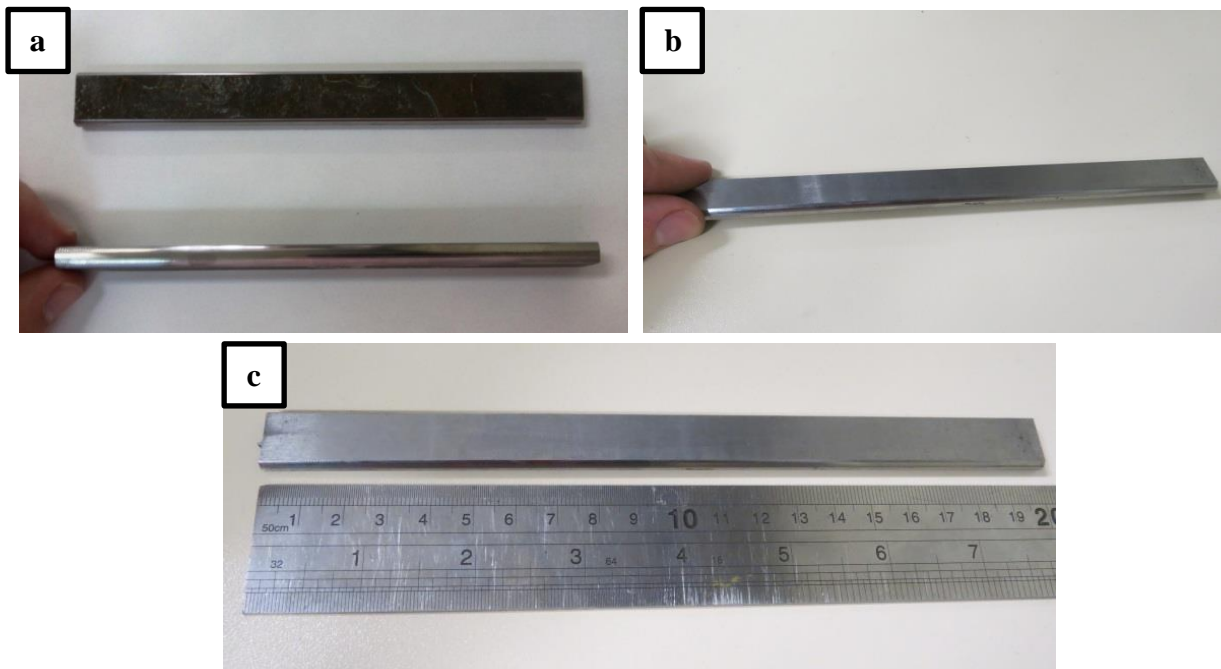


Figura 4.6. Corpos de prova do material M após o processo de usinagem e acabamento superficial.

Em seguida, os corpos de prova foram retificados para remoção de oxidação e imperfeições superficiais, até a obtenção de um aspecto completamente liso, sem marcas ou defeitos. Para a padronização da rugosidade superficial, todos os corpos de prova, de ambos os materiais, foram lixados com lixa d'água #600 na superfície a sofrer tensões trativas (oposta àquela que recebeu posteriormente os *strain gages*).

Considerando-se a ausência de entalhes ou defeitos superficiais, investigou-se o comportamento em fadiga dos materiais, através da construção de curvas de deformação (ϵ) versus o número de ciclos até a falha (N_f). Como metodologia para avaliação da sensibilidade

ao entalhe, em cada um dos corpos de prova foi inserido um pequeno defeito (ver Figura 4.7) que pudesse simular a presença de pites ou outros concentradores de tensão.

As dimensões e geometrias escolhidas para os defeitos foram baseadas nas ferramentas disponíveis no mercado que pudessem reproduzir, ao menos em parte, um pite de corrosão. Foi introduzido um pequeno defeito em cada corpo de prova a partir de uma máquina fresadora, com graduação de 0,025mm, utilizando-se uma broca de aço rápido de um 1,0 mm de diâmetro, como ilustrado na Figura 4.8. A profundidade dos defeitos foi de 0,3mm. Já o ângulo de abertura do defeito seguiu o padrão da ponta da broca, que corresponde a 118° . Suas dimensões e posição estão identificadas nas Figuras 4.7 e 4.9.

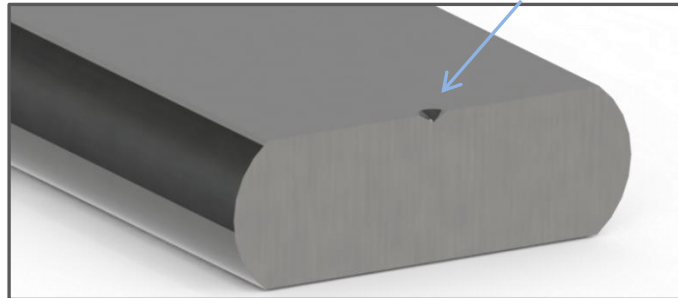


Figura 4.7. Ilustração que representa o corte transversal de uma amostra, rente ao defeito inserido em um corpo de prova de fadiga, indicado pela seta.



Figura 4.8. Inserção de defeito em corpo de prova com uma broca de aço.

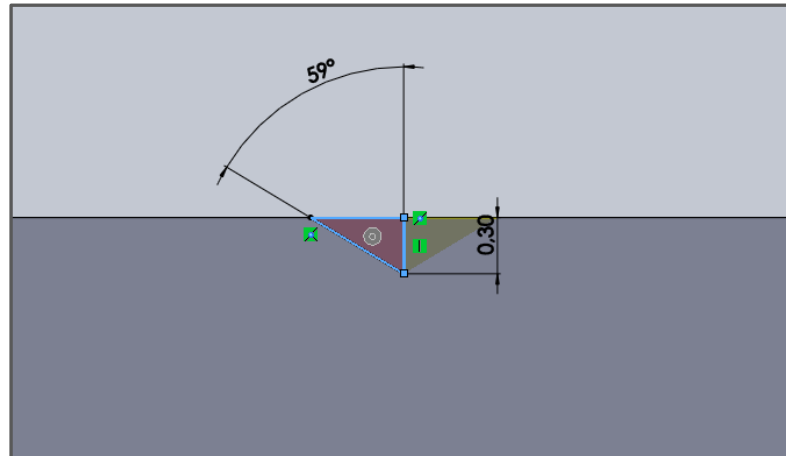


Figura 4.9. Dimensões do defeito.

Para o levantamento das curvas de fadiga, foram utilizadas máquinas servo-hidráulicas da marca MTS e dispositivos de teste baseados no conceito de flexão a quatro (4) pontos. Este método é comumente utilizado para obtenção de curvas de fadiga para estes tipos de arames, uma vez que há a dificuldade de se obter dados válidos quando se aplica carregamento axial, já que é recorrente a fratura por fadiga em uma região fora daquela considerada válida para corpos de prova não usinados.

No método de flexão a quatro pontos, a região situada entre os roletes superiores possui a maior concentração de tensão, sendo esta uniforme, como representado na Figura 4.10. Logo, é nesta região que as trincas por fadiga devem ser formadas. A distância entre os roletes superiores compreende 50 mm. Já entre os roletes inferiores, a distância é de 150 mm.

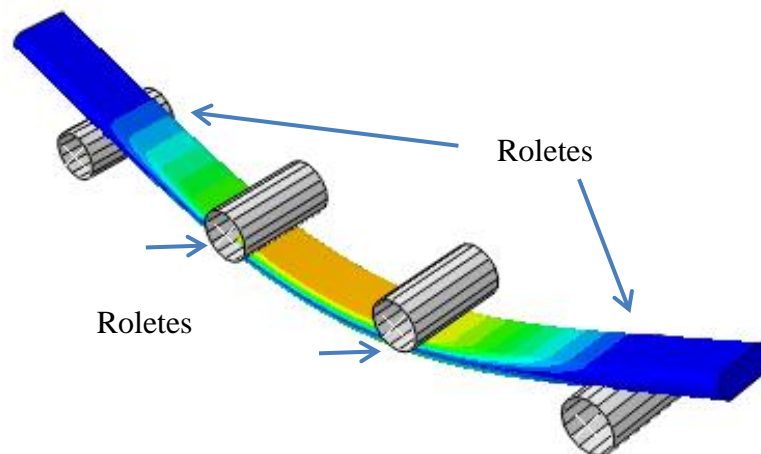


Figura 4.10. Distribuição de tensões no corpo de prova imposta pela flexão a 4 pontos.

Os carregamentos alternados foram impostos dentro do regime elástico do material, sob controle de deslocamento, considerando-se uma razão de carregamento zero ($R = 0$). Esta razão foi escolhida para simplificar a execução do teste.

Foram utilizados extensômetros de resistência elétrica para o monitoramento e medição das deformações durante os testes de fadiga. Esses foram instalados na superfície superior dos corpos de prova, que vem a sofrer tensões compressivas, com o intuito de não interferirem diretamente nos resultados e permitirem a presença de entalhes. O aparato experimental para estes testes, composto pelos dispositivos de flexão a quatro pontos e o sistema de medição de deformações via extensômetros, é apresentado na Figura 4.11.

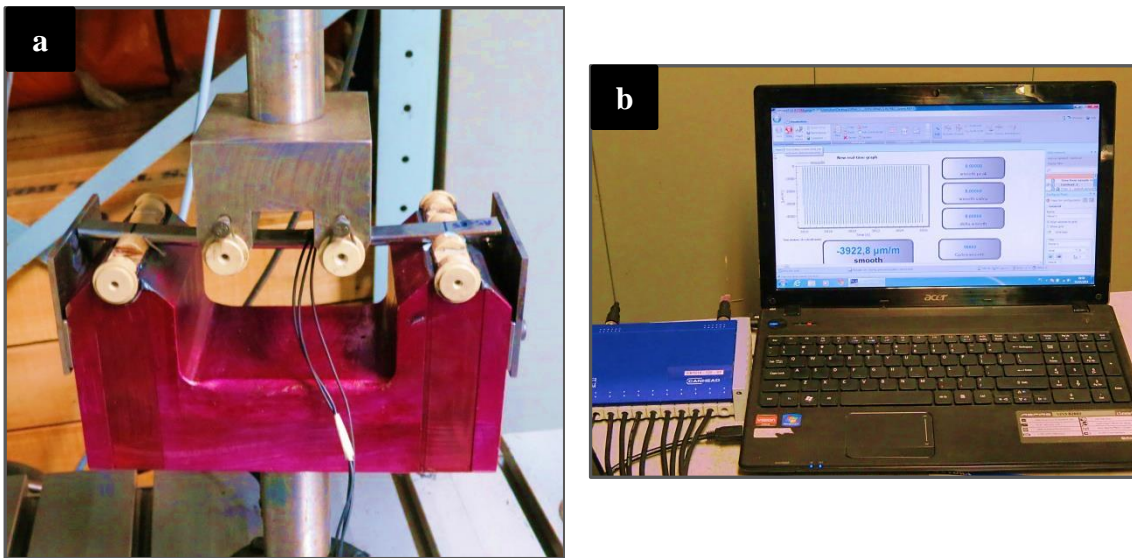


Figura 4.11. a) Teste de fadiga por flexão a 4 pontos em arames instrumentados com *strain-gages*. b) Sistema de monitoramento de *strain-gages*.

Foram obtidas duas curvas de fadiga para cada material, uma para corpos de prova íntegros e outra para aqueles contendo o defeito. Cada uma contou com, no mínimo, oito pontos, cada qual correspondente a um nível de carregamento.

O programa de simulação por elementos finitos *Abaqus* foi utilizado para avaliar a influência da geometria e profundidade de diferentes defeitos na concentração de tensões junto ao corpo de prova, além de estimar os valores de K_t relativos ao entalhe selecionado para cada um dos materiais.

Dos dados de simulação numérica para a estimativa de K_t , juntamente com os obtidos para obtenção das curvas deformação-vida, foi possível estimar experimentalmente o fator de concentração de tensão de fadiga, K_f , e da sensibilidade ao entalhe para cada um dos materiais em estudo.

4.5. Análise de superfícies de fratura

As superfícies de fratura dos corpos de prova foram observadas tendo como finalidade: identificar os pontos de iniciação, regiões de crescimento estável de trincas e ruptura final para os testes de fadiga; e identificar as regiões de fratura e os micromecanismos de envolvidos para os testes de tenacidade à fratura.

Para tal, foram utilizados os seguintes equipamentos: lupa de baixo aumento da marca Olympus, modelo SZ4045 TR CTV, com equipamento de aquisição de imagens; Microscópio eletrônico de varredura (MEV), marca SHIMADZU, modelo SSX-550 SUPERSCAN, com sistema de análise de imagens.

5. RESULTADOS E DISCUSSÕES

5.1. Caracterização mecânica e metalúrgica

5.1.1. Composição química

A Tabela 5.1 apresenta os resultados de análise química dos materiais P (arame comercial) e M (aço martensítico).

Tabela 5.1. Resultados de análise química dos materiais perlítico (P) e martensítico (M).

Composição química (% em massa)								
Elemento	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni
P	0,608	0,26	0,73	0,0104	0,023	0,016	<0,005	0,007
M	0,264	0,24	0,82	0,002	0,001	0,462	0,318	0,88
Elemento	Al	Co	Cu	Nb	Ti	V	B	Fe
P	<0,001	<0,01	0,038	0,001	0,001	<0,001	<0,0001	Balanço
M	0,053	0,013	0,207	0,003	0,002	0,021	0,001	Balanço

Dentre os materiais em análise, aquele identificado como P (normalmente empregado como aço para a fabricação da armadura de tração de dutos flexíveis) apresentou alto teor de carbono; cerca de 0,6% em massa. Sua composição química é típica de um aço classificado segundo a designação SAE (*Society of Automotive Engineers*) como aço carbono 1060.

Já o material martensítico (M) apresenta um teor de carbono muito menor; cerca de 0,26%. Contudo, apresenta uma composição mais complexa, com pequenas quantidades de alguns elementos de liga como o Cromo, Molibdênio, Níquel e Cobre, conferindo-lhe características de um aço baixa liga. A presença destes elementos contribui na formação de uma microestrutura cuja característica principal é a elevada resistência mecânica.

Os teores de P e S são muito menores para o material martensítico do que para o material perlítico, resultando em um material final de pureza superior.

5.1.2. Inclusões

Para o arame comercial (P – perlítico), foi possível identificar a presença de inclusões refinadas, ainda que em quantidades reduzidas, bem dispersas na matriz. Na Figura 5.1.a, é visível a presença de pequenos pontos escuros dispersos no material, enquanto que na Figura 5.1.b, estes estão organizados em linhas virtuais, resultado do processo de laminação ao qual este aço foi submetido.

De acordo com a classificação de inclusões segundo sua morfologia para o material P (JOHANSSON, 1988), seu aspecto é visualmente semelhante ao tipo óxido globular (ou tipo D), quando analisada a imagem de sua seção transversal (Figura 5.1.a).

O material martensítico caracteriza-se pelo pouquíssimo teor de inclusões. Aquelas presentes são muito pequenas e estão esparsas na matriz, como mostra a Figura 5.2.

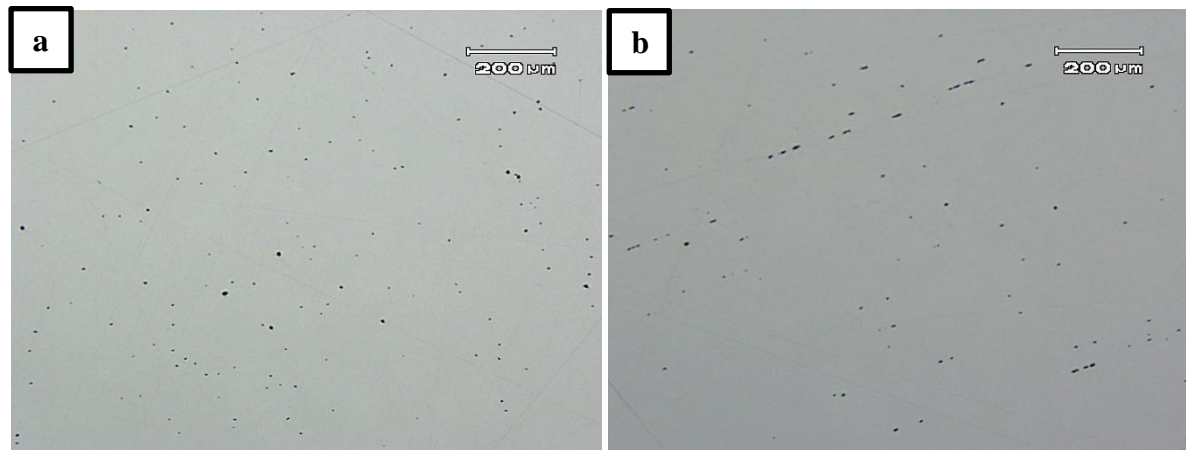


Figura 5.1. Macrografias das seções (a) transversal e (b) longitudinal do material P (perlítico).

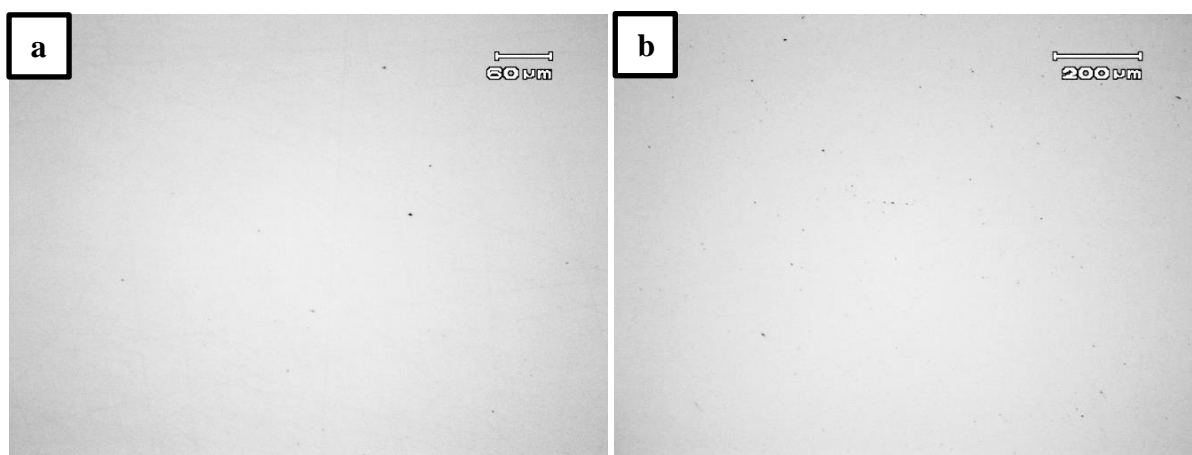


Figura 5.2. Macrografias das seções (a) transversal e (b) longitudinal do material M (martensítico).

5.1.3. Microestrutura

O arame da armadura de tração (material P) apresenta uma microestrutura caracterizada pela presença predominante de perlita refinada e pequenas quantidades de ferrita em contornos de grão. Devido ao processo de fabricação deste componente, sua estrutura apresenta considerável deformação, evidenciada pelo seu “achatoamento”, o que indica encruamento do material, vide Figura 5.3.

A Figura 5.4 corresponde à imagem da microestrutura a partir de uma análise metalográfica do material retirado de chapas (M). Essa é caracterizada por uma refinada martensita revenida, correspondente a um baixo teor de carbono, o que indica um grão austenítico também refinado antes do processo de têmpera.

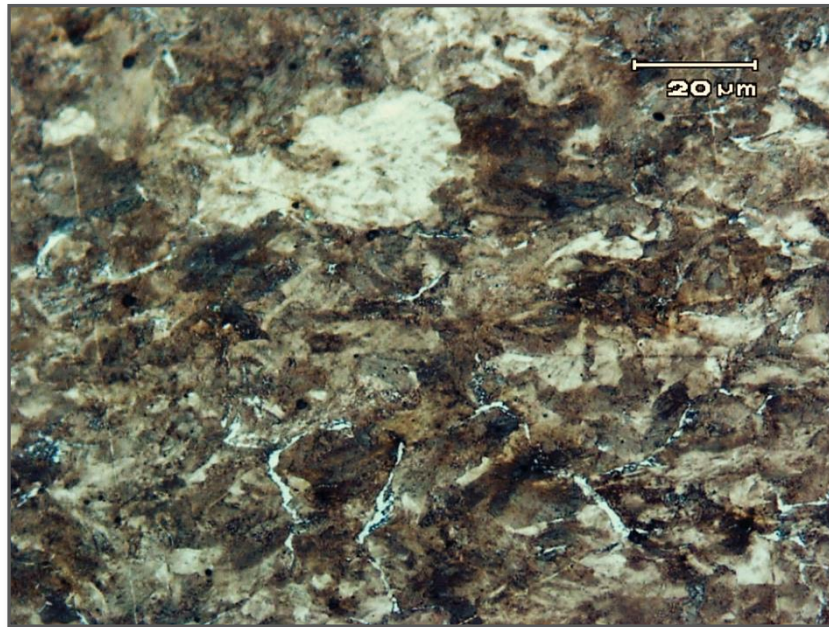


Figura 5.3. Microestrutura do material P. Seção transversal. Ataque Nital 2%.

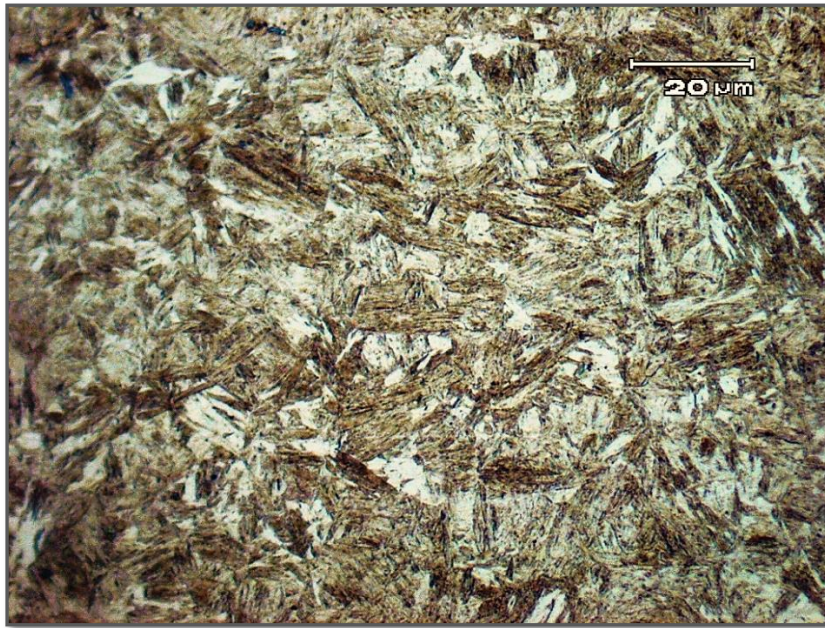


Figura 5.4. Microestrutura do material M. Seção transversal. Ataque Nital 2%.

5.1.4. Dureza

Os materiais analisados apresentaram diferenças consideráveis em relação à dureza, já esperadas quando levadas em conta as diferenças microestruturais de cada um. A Figura 5.5 apresenta os resultados de dez medidas de microdureza ao longo da seção transversal dos componentes.

A dureza média para o material M, de aproximadamente 520 Vickers, evidencia a microestrutura martensítica com baixa temperatura de revenimento. Já o material P, apresentou dureza muito maior do que a prevista para o respectivo teor de carbono, considerando sua microestrutura perlítica. Seu refinamento e o alto encruamento induzido pelo processo de conformação contribuem para o valor elevado.

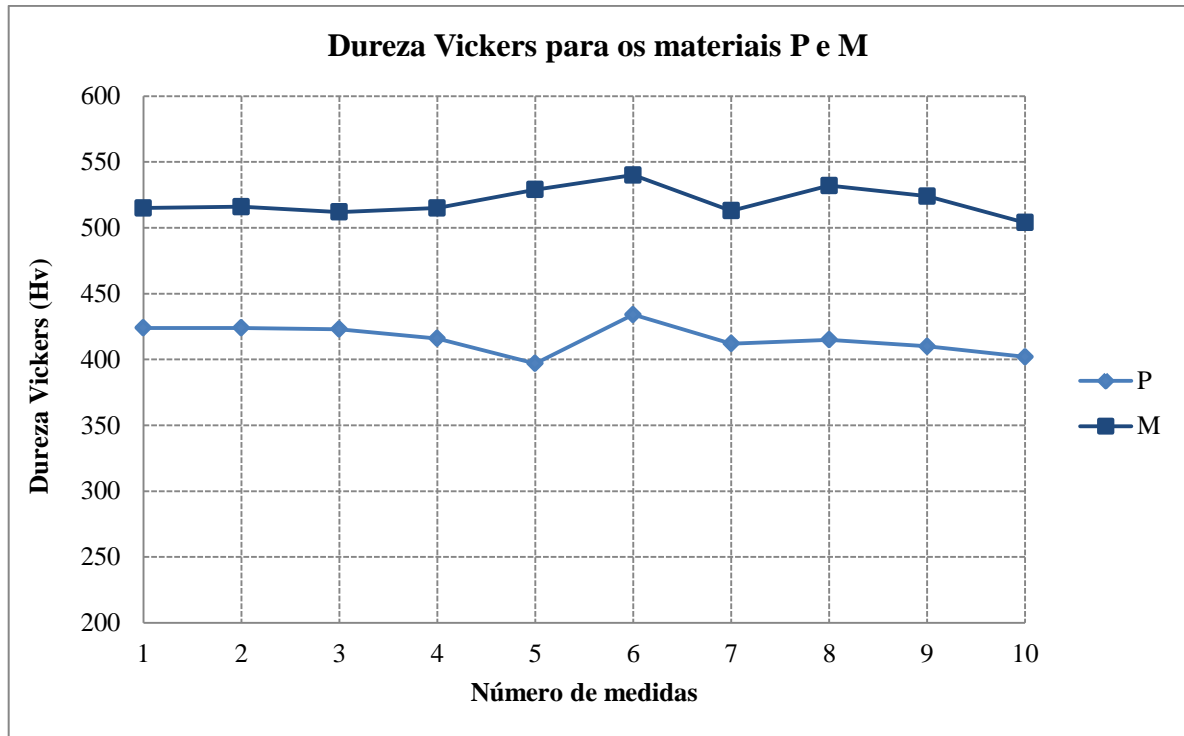


Figura 5.5. Dureza Vickers para os materiais perlítico (P) e martensítico (M).

5.1.5. Curvas tensão-deformação

Analogamente à dureza, o material martensítico (M) apresentou uma maior resistência mecânica do que material perlítico (P). As curvas tensão-deformação de engenharia obtidas para este material evidenciam sua alta resistência mecânica e moderado alongamento (ver Figura 5.6). A resistência ao escoamento média para este material foi de 1490 MPa, enquanto que a resistência à tração foi de 1707 MPa. Já o alongamento foi de 6,6%. É nítido na respectiva figura um comportamento anômalo para o corpo de prova M-3. Uma pré-carga excessiva antes do início do teste pode ter ocasionado o seu encruamento, já que este corpo de prova praticamente não apresentou deformação plástica.

Para o material perlítico, a resistência ao escoamento média foi de 1290 MPa, enquanto que a resistência à tração foi de 1507 MPa e o alongamento de 9,5%. As curvas tensão-deformação de engenharia para os diferentes corpos de prova deste material estão apresentadas na Figura 5.7. Nela é possível perceber que o corpo de prova P-2 apresenta um comportamento diferente dos demais, aparentando menor rigidez. Como os corpos de prova requerem cargas muito altas para que sejam ensaiados e rompidos, sua fixação inadequada nas garras da máquina de ensaios pode ter influenciado no resultado do teste para este caso.

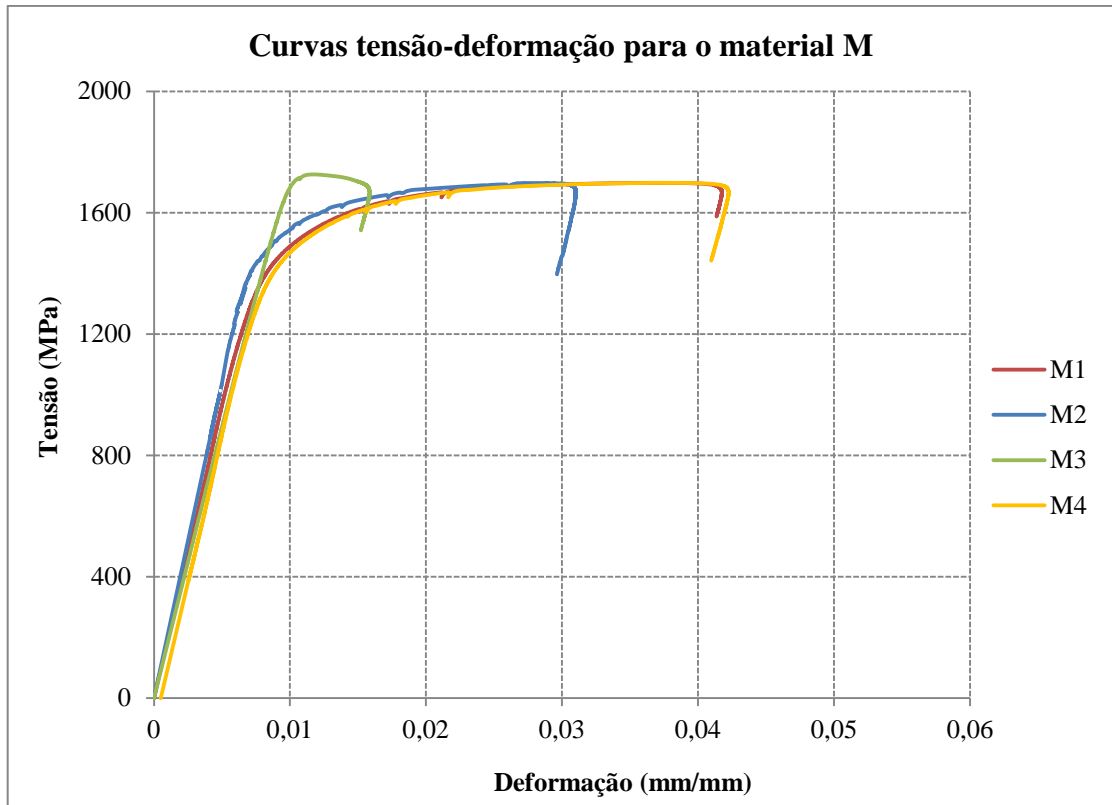


Figura 5.6. Curvas de tensão-deformação para o material martensítico (M).

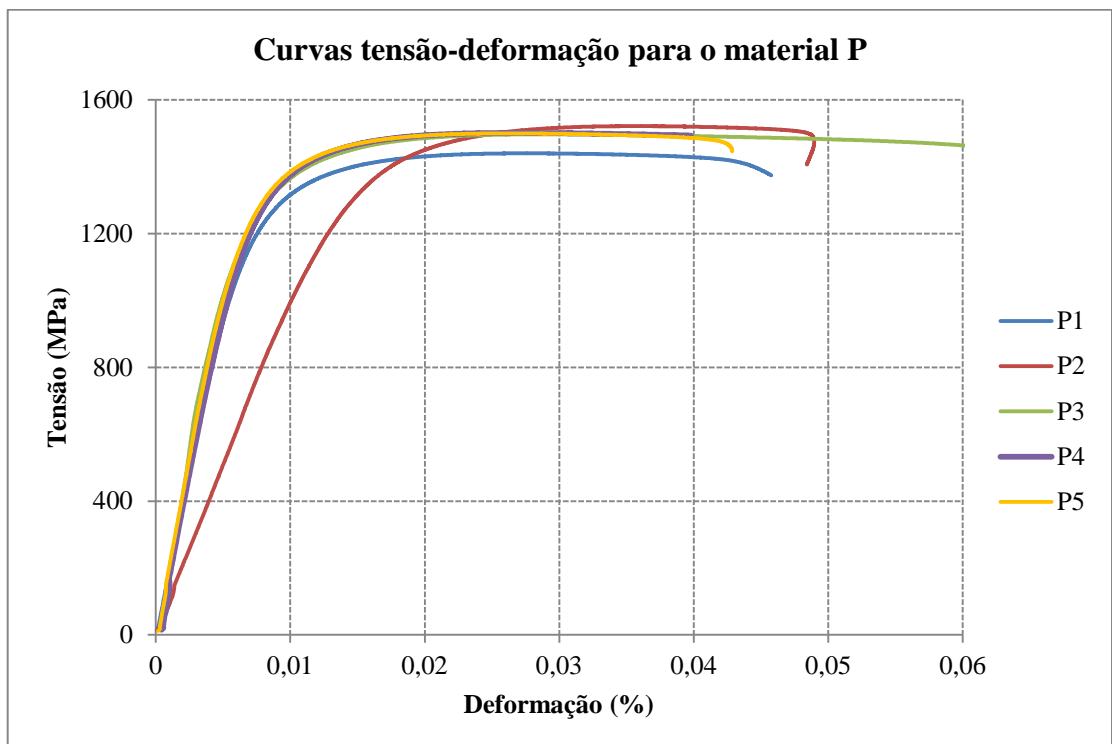


Figura 5.7. Curvas de tensão-deformação para o material perlítico (P).

5.2. Tenacidade à fratura

A Figura 5.8 apresenta as curvas de força em função da abertura da boca da trinca (*CMOD*) para os cinco corpos de prova testados do material P. Em todos os casos, o valores de F foram de carga máxima. A determinação destes é identificada graficamente, conforme exemplo mostrado na Figura 5.9. A notação F_m refere-se justamente ao valor associado a F , analogamente à notação empregada na Figura 3.15 da Revisão Bibliográfica.

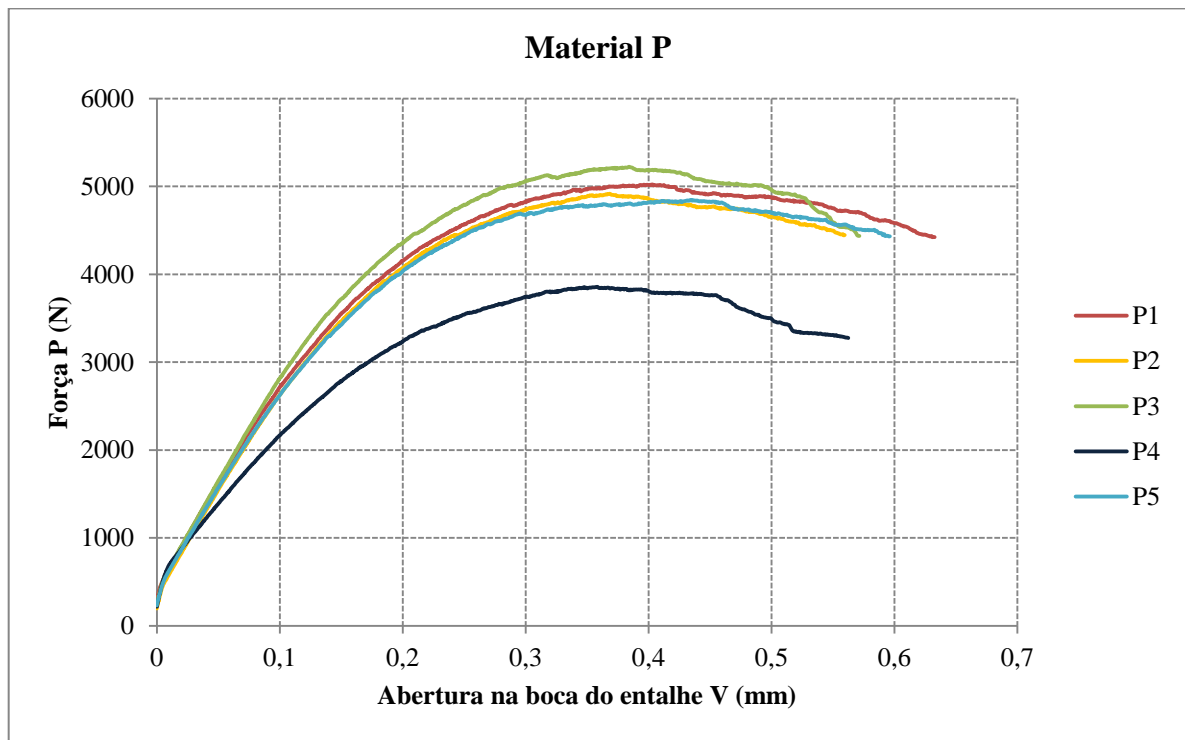


Figura 5.8. Curvas de abertura da boca do entalhe (*CMOD*) em função da carga aplicada para o material perlítico (P) para corpos de prova do tipo SE(B).

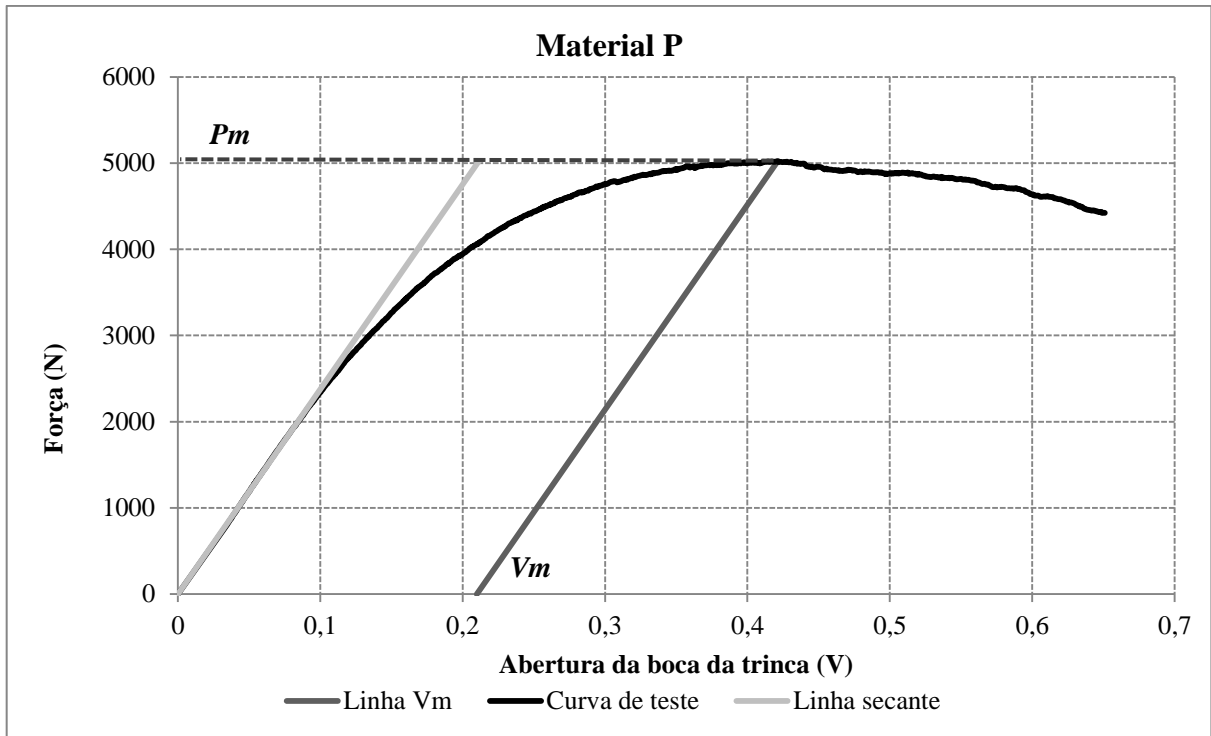


Figura 5.9. Avaliação de F_m e V_m a partir de uma curva típica de força em função do $CMOD$ para um corpo de prova P1 - tipo SE(B) – material perlítico (P).

A partir dos dados de ensaio e dimensões dos corpos de prova, não foi possível obter um valor de K_{IC} válido. Assim, para quantificação da tenacidade à fratura dos materiais, foram calculados seus valores de $CTOD$.

A síntese dos valores obtidos para cada um dos corpos de prova, assim como o valor de $CTOD$ calculado, estão contidos na Tabela 5.2. Não foi encontrada nenhuma norma específica que estabelecesse um valor de tenacidade como aceitável para esta aplicação específica.

Tabela 5.2. Resultados a partir de testes de tenacidade à fratura e $CTOD$ calculado para corpos de prova do tipo SE(B) – material perlítico (P).

Corpo de prova	B (mm)	W (mm)	a_0 (mm)	V_m (mm)	P_m (mm)	K_m (MPa.m ^{0,5})	$CTOD$ δ_m (mm)
P – 1	4,98	14,98	8,05	0,21	5022	3102,4	0,070
P – 2	4,98	15,01	8,02	0,17	4916	2998,6	0,060
P – 3	5,7	14,98	7,92	0,19	5222	2740,1	0,062
P – 4	4,99	14,8	8,64	0,16	3856	2859,1	0,049
P – 5	5	14,97	8,17	0,24	4846	3071,6	0,076

A superfície de fratura apresenta regiões que diferem em relevo e coloração. A título de ilustração, já que representa o comportamento de todos os corpos de prova, a Figura 5.10 apresenta uma superfície de fratura típica para o material perlítico (P). Nela, a evolução do

defeito segue a seguinte ordem da direita para a esquerda: entalhe usinado por eletroerosão, correspondente à região marrom escura (1); crescimento de pré-trinca por fadiga, região cinza clara (2); região referente ao teste de tenacidade à fratura (3) e fratura final (4). A superfície de fratura, do ponto de vista macroscópico, não apresentou sinais claros de deformação plástica antes da ruptura final.

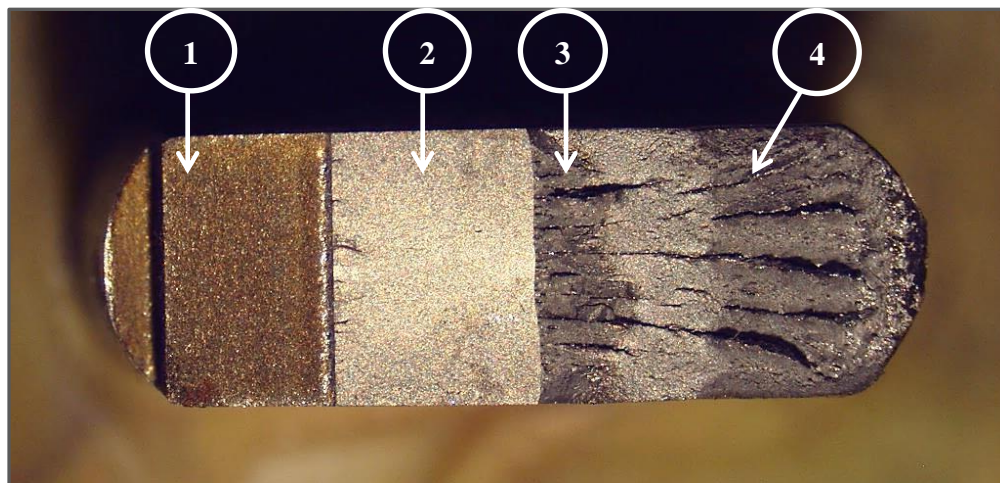


Figura 5.10. Imagem ampliada de uma superfície de fratura após teste de *CTOD* para o material perlítico (P).

Entretanto, são claramente identificáveis delaminações na região. Estas ocorreram provavelmente pela formação de uma textura cristalográfica preferencial durante o processo de laminação e a presença de microestruturas bandeadas ao longo da direção longitudinal do componente. Contudo, não é evidente a sua influência na curva de abertura da boca da trinca, já que não há indícios de grandes instabilidades, caracterizadas pelos *pop-in*.

A partir das fractografias obtidas por microscopia eletrônica de varredura (MEV), as regiões de término da superfície da pré-trinca de fadiga e de início da fratura puderam ser investigadas com o intuito de identificar os micromecanismos envolvidos. Para o material perlítico, estão presentes características típicas de uma fratura dúctil na região inicial. Os *dimples* são predominantes, como mostra a Figura 5.11. É este micromecanismo que confere a este aço a sua tenacidade. Contudo, a região em que os *dimples* ocorrem é muito reduzida e esses são bastante rasos. Em soma a eles, há a presença de trincas secundárias, oriundas da delaminação, identificadas anteriormente.

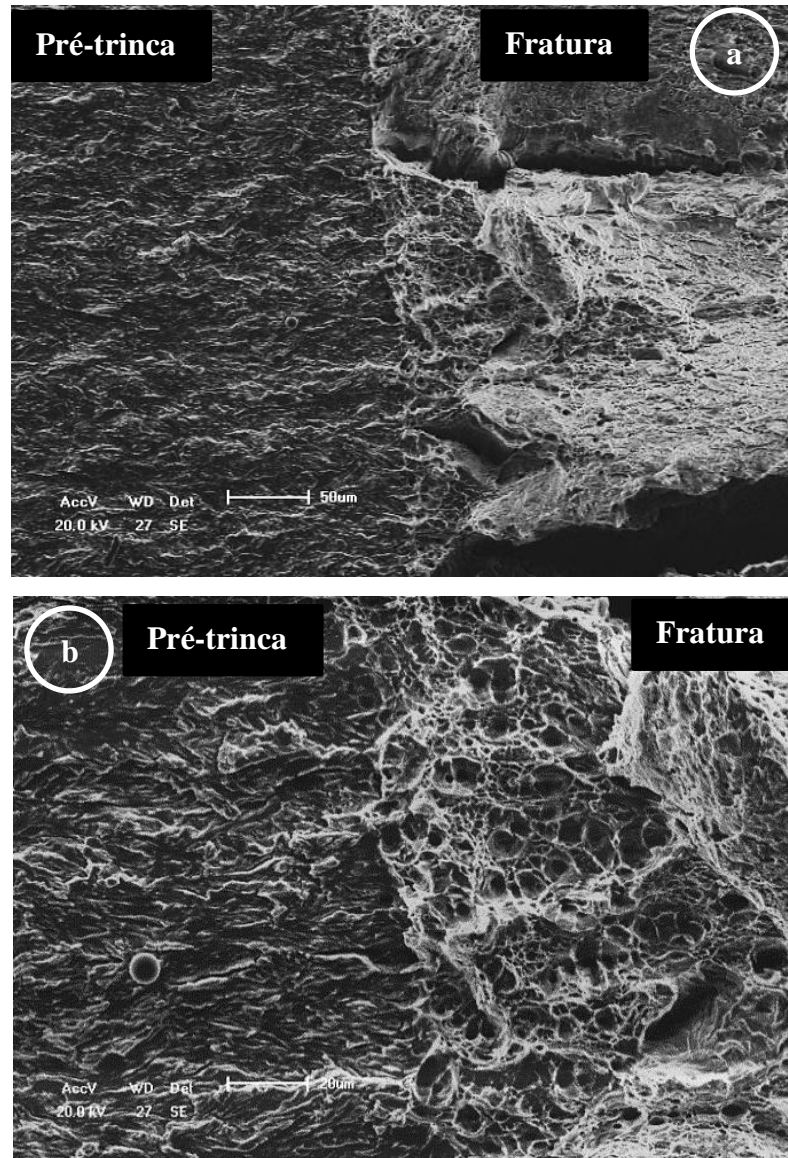


Figura 5.11. Material perlítico (P). (a) Final da trinca de fadiga e início da fratura do teste de *CTOD*. (b) Região de transição aumentada entre a pré-trinca de fadiga e a região de fratura, onde há a presença de microcavidades.

O material martensítico (M) apresentou um aspecto gráfico diferente do material perlítico (P). Os resultados, mostrados na Figura 5.12, indicaram a presença de pequenos picos e vales (*pop-in*) durante a linha de construção das curvas, o que sinaliza pequenas instabilidades durante o crescimento da trinca até sua ruptura final. Estas instabilidades determinaram os valores de F e V para o cálculo do valor de *CTOD* (Figura 5.13). Por esse motivo, foi utilizada a notação de F_u para a força máxima, de forma análoga àquelas utilizadas na Figura 3.15 da Revisão Bibliográfica.

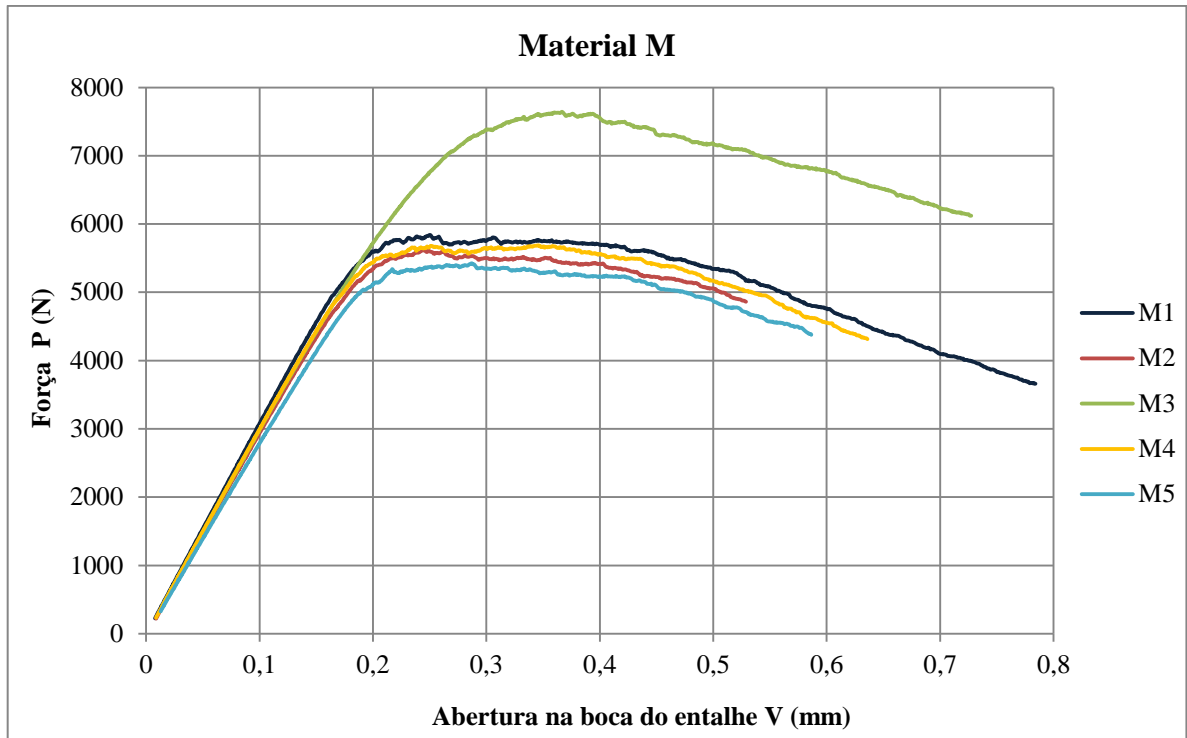


Figura 5.12. Curvas de abertura da boca do entalhe (V) em função da carga aplicada para o material martensítico (M).

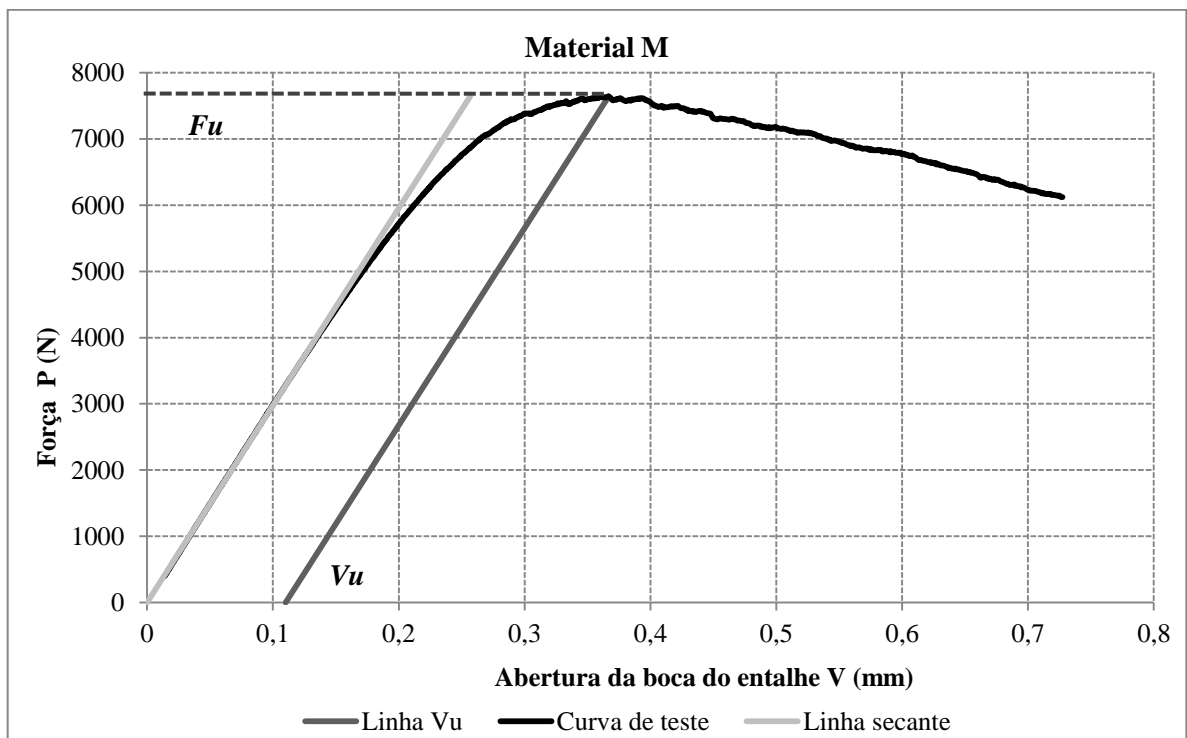


Figura 5.13. Avaliação de F_u e V_u a partir de uma curva típica de força em função do $CMOD$ para o corpo de prova M-3 – tipo SE(B) – material martensítico (M).

A maior resistência mecânica, associada à microestrutura martensítica, confere a este material menor tenacidade à fratura. Seus valores de *CTOD*, além de apresentarem maior dispersão, foram sensivelmente menores (ver Tabela 5.3).

Tabela 5.3. Resultados a partir de testes de tenacidade à fratura e *CTOD* calculado para corpos de prova do tipo SE(B) – material martensítico (M).

Corpo de prova	B (mm)	W (mm)	a_0 (mm)	V _u (mm)	P _u (mm)	K (MPa.m ^{1/2})	<i>CTOD</i> δ _m (mm)
M – 1	5,48	15,04	7,80	0,06	5840	3041,9	0,029
M – 2	5,47	14,95	7,91	0,05	5620	3064,3	0,027
M – 3	5,43	15,13	7,95	0,11	7643	4073,9	0,052
M – 4	5,44	15,02	7,84	0,16	5688	3025,3	0,054
M – 5	5,49	14,99	7,90	0,09	5425	2914,4	0,036

A superfície de fratura típica, idêntica para todos os corpos de prova ensaiados - mostrada na Figura 5.14 - apresenta um aspecto plano e uniforme. As regiões 1 a 4 são análogas àsquelas identificadas anteriormente na Figura 5.10.

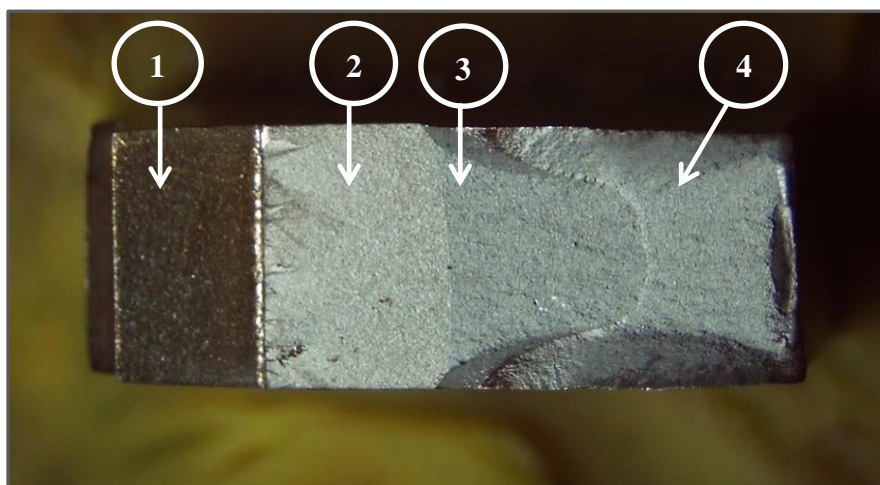


Figura 5.14. Superfície de fratura típica de um corpo de prova do tipo SE(B) – corpo de prova M3 – material martensítico (M).

As fractografias (Figura 5.15) mostram que o micromecanismo de fratura é dúctil, constituído pelo coalescimento de microcavidades, ainda que estes sejam bem rasos e com um certo alinhamento.

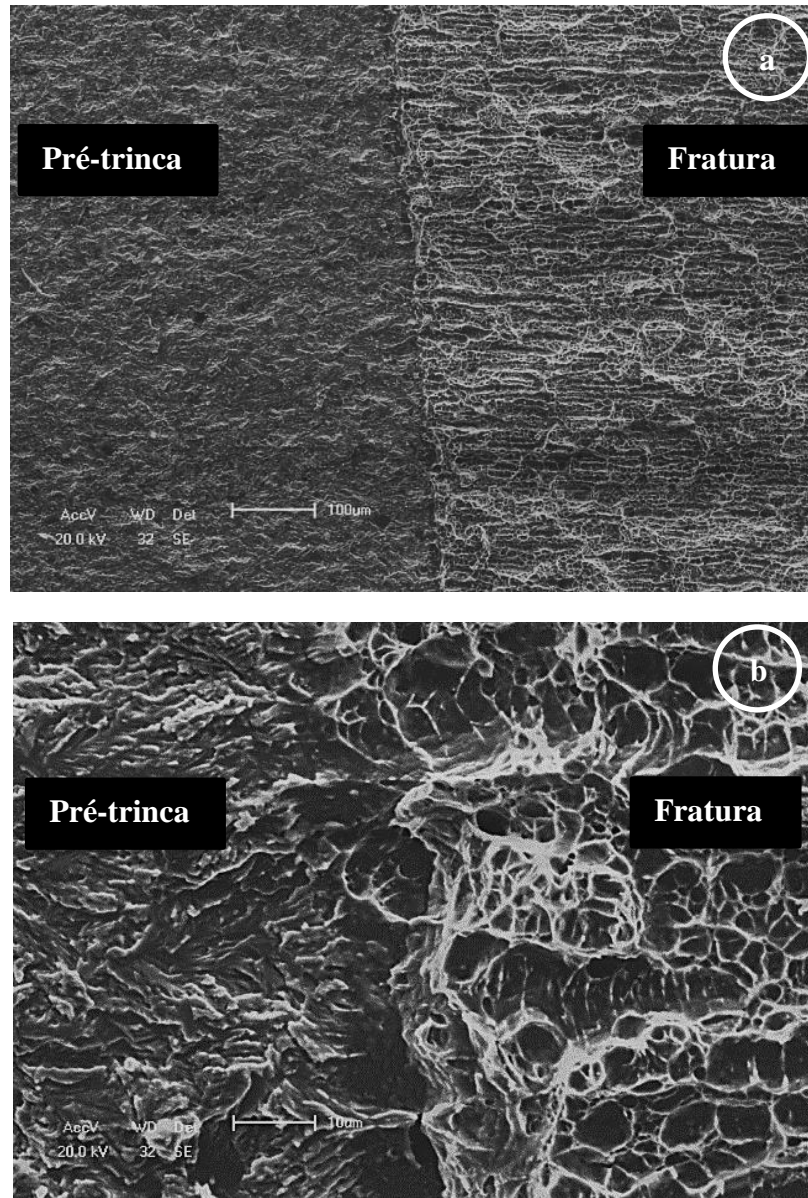


Figura 5.15. a) Fim da pré-trinca por fadiga e início da região de fratura, que possui aspecto de fratura mista pela presença de microcavidades em planos preferenciais de crescimento da fratura. (b) Fractografia aumentada da região de início da fratura. Presença de microcavidades.

Apesar de valores de $CTOD$ sensivelmente menores para o aço martensítico, sob um aspecto qualitativo, pode-se perceber pela comparação entre as curvas das Figuras 5.8 e 5.12 que os níveis de deformação plástica para os dois aços são semelhantes. A maior resistência atua em detrimento da tenacidade para o material martensítico. Contudo, há uma boa capacidade de deformação plástica antes da ruptura. Já o material perlítico apresenta maior tenacidade em contrapartida de menor resistência mecânica.

Uma compilação dos principais resultados obtidos até agora está apresentada na Tabela 5.4.

Tabela 5.4. Valores médios dos principais resultados experimentais para os materiais P (perlítico) e M (martensítico).

Material	P	M
Microestrutura	Perlita	Martensita revenida
Dureza (HV 0,5)	415,7	520
Resistência ao escoamento (MPa)	1311,8	1490
Resistência à tração (MPa)	1492,3	1707
Deformação na ruptura (%)	6,6	4,5
CTOD (mm)	0,063	0,043

5.3. Estimativa de K_t

A geometria do entalhe proposto, assim como a configuração de carregamento dos corpos de prova, dificulta a estimativa de K_t de maneira analítica. No teste de fadiga, segundo o conceito de flexão a quatro pontos, há um gradiente de tensões na seção transversal do arame, sendo máxima em uma extremidade e mínima em outra, contendo ainda uma linha neutra. Tais aspectos podem ser identificados na Figura 5.16. Já na Figura 5.17 pode-se notar que a face inferior do corpo de prova possui as tensões trativas máximas, estando uniformemente distribuídas dentro da região entre os roletes superiores.

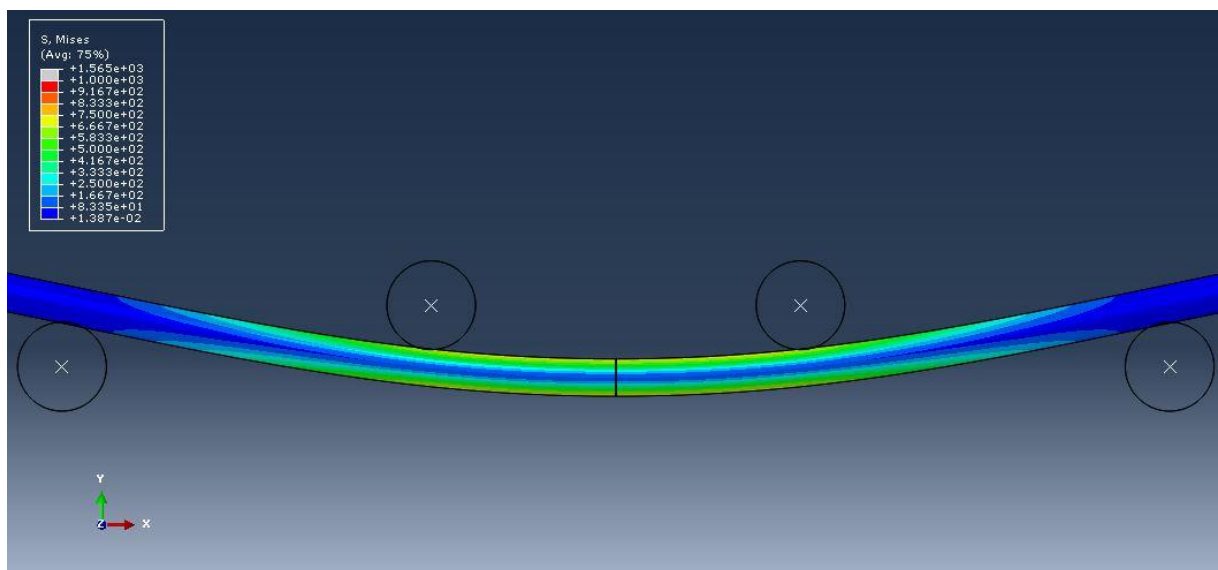


Figura 5.16. Distribuição de tensões e linha neutra no arame para flexão a quatro pontos.

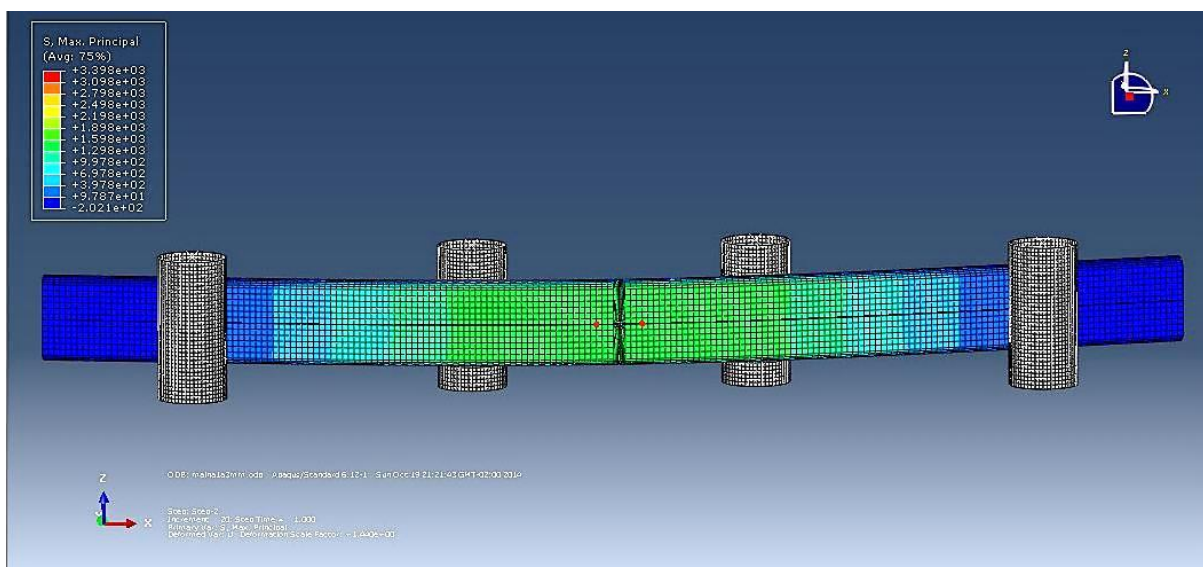


Figura 5.17. Tensões trativas na face inferior do arame.

A alternativa encontrada para a estimativa das tensões globais e locais na região do defeito foi através do método de elementos finitos. A precisão do método depende da quantidade de nós e elementos, e do tamanho e tipo de elementos presentes na malha. Embora seja um método aproximado, para uma malha consistente a solução obtida converge para a solução exata do problema à medida que o tamanho dos elementos finitos tende a zero.

Foram testadas diferentes configurações de malhas variando-se a quantidade e o tipo do elemento tendo em vista a convergência do modelo. Desta forma, a malha utilizada para quase todo o corpo do arame foi hexaédrico enquanto que, na região do furo, foi tetraédrico. Esta última, quando utilizada, se aproxima melhor da forma ideal e pode ser mais facilmente refinada para geometrias um pouco mais complexas, como no caso do furo.

Comparando as Figuras 5.18 e 5.19, é possível visualizar diferenças acentuadas entre as malhas. A utilização de elementos hexaédricos em todo modelo impacta na qualidade da malha ao longo do corpo e dificulta o aumento no número de nós na região do defeito. Já quando há uma região de transição de um tipo de elemento para outro, é possível refinar a malha e formá-la com elementos mais regulares.

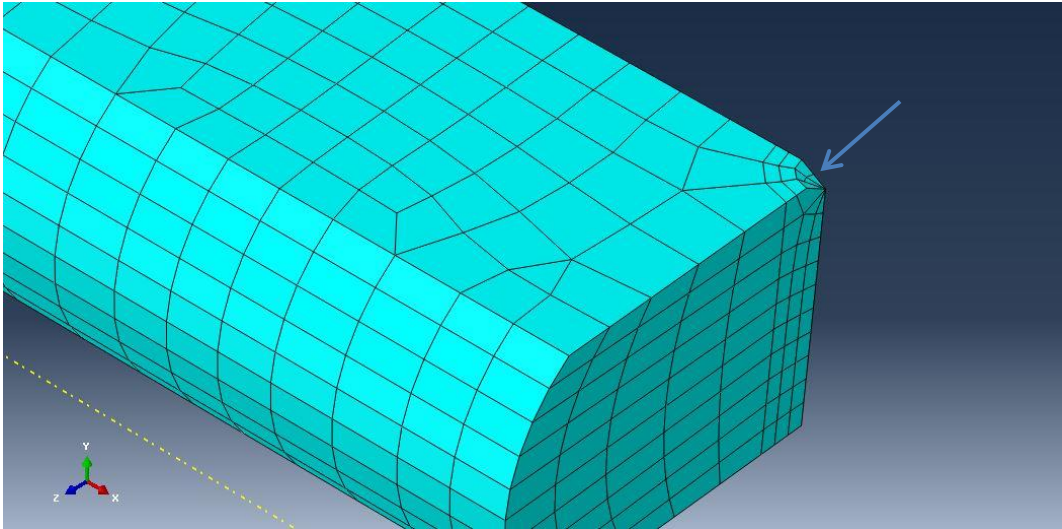


Figura 5.18. Malha hexaédrica na região do furo, indicada pela seta, e ao longo de toda seção do arame.

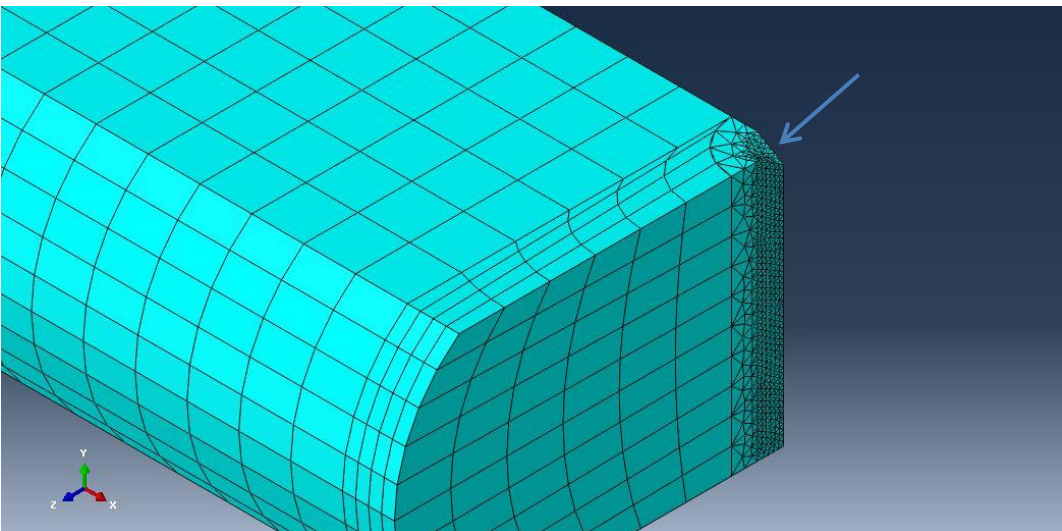


Figura 5.19. Refinamento da malha na região do defeito pela utilização de elementos tetraédricos.

Como o trabalho está voltado para a avaliação dos materiais perante defeitos, maiores aprofundamentos relativos à análise por elementos finitos são dispensados.

A distribuição da tensão máxima principal na raiz do defeito é apresentada na Figura 5.20. As maiores tensões desenvolvem-se próximas à região mais profunda do furo, no mesmo sentido da seção transversal do arame. Contudo, as tensões não são homogêneas por toda a geometria do defeito, sendo consideravelmente menores no sentido longitudinal, próximo à borda.

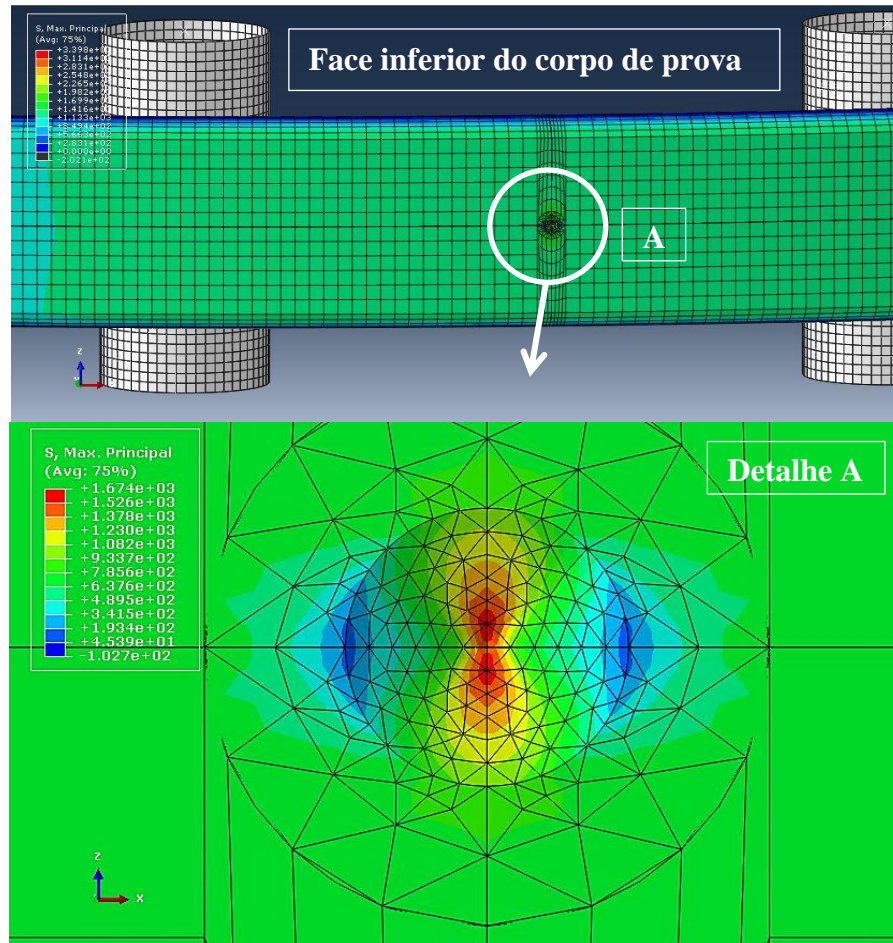


Figura 5.20. Distribuição de tensões máximas principais na raiz do defeito, conforme detalhe A.

A tensão máxima principal desenvolvida dentro do defeito foi de 1697 MPa. Já a tensão nominal máxima, desenvolvida na face inferior do corpo de prova onde o defeito está contido, foi de 785 MPa. A partir da definição do fator de concentração de tensões, e utilizando-se a Equação 3.21, o produto das respectivas tensões gera $K_t = 2,13$.

Tomando como premissa que os dois materiais possuem o mesmo módulo de elasticidade e a mesma geometria, o K_t para ambos é o mesmo.

5.4. Fadiga

A metodologia para obtenção de dados de fadiga foi determinada a partir da limitação de corpos de prova para os testes. Cada corpo de prova foi submetido a uma variação de deformação específica, próxima à testada anteriormente. Para corpos de prova rompidos fora da região de maior concentração de tensão (entre os roletes superiores do dispositivo de flexão a 4 pontos), seu resultado foi descartado, assim como resultados anômalos. Cada ponto

do gráfico corresponde a um corpo de prova testado. Assim, neste trabalho, não há uma abordagem estatística dos dados, apenas uma estimativa do comportamento das curvas de fadiga para arames íntegros e com defeitos.

Para a determinação do número de ciclos de ruptura para cada corpo de prova, foi analisada a resposta da força obtida para a deformação imposta. A Figura 5.21 apresenta esta resposta em função do tempo de teste para os materiais P e M.

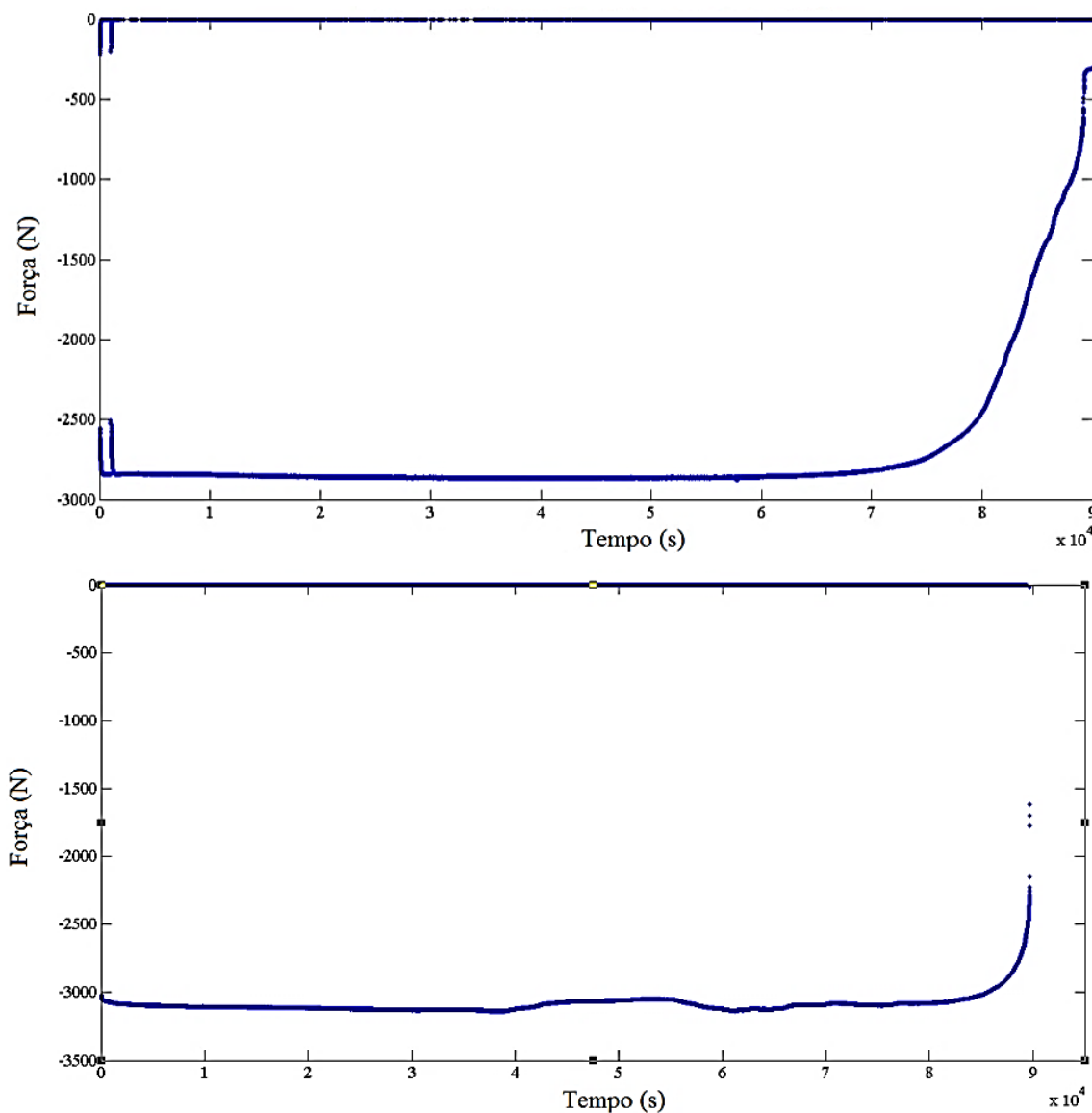


Figura 5.21. Resposta da força para deformação imposta para corpos de prova do materiais perlítico (P) e martensítico (M), respectivamente, sob mesmo nível de deformação.

O critério de definição do ponto de falha de cada corpo de prova foi arbitrado em 80% da resposta inicial de força à correspondente deformação imposta. Este critério foi definido considerando-se os seguintes aspectos: Conforme a especificação técnica da Petrobras I-ET-3500.00.6500-291-PAZ-001, seção 5.2.9, arames trincados são considerados arames rompidos

em testes de dinâmicos de *risers* flexíveis; a escolha de 80% da resposta inicial de força como ponto de falha garante que trincas de fadiga tenham nucleado e crescido componente adentro. Durante testes prévios, foi observado que valores maiores que este não garantem a presença de trincas por fadiga no componente para todos os casos e, portanto, podem gerar dados não representativos.

Inicialmente, foram construídas curvas de deformação-vida para os materiais perlítico e martensítico na condição íntegra. A comparação entre o comportamento em fadiga dos materiais em estudo pode ser feita visualmente na Figura 5.22. Como previsto, o material martensítico, por possuir maior resistência mecânica, apresentou um maior limite de resistência à fadiga. Para esse material (M), não foram identificadas falhas por fadiga em amplitudes de deformação menores do que 0,0054. O material perlítico (P) falha em amplitudes de deformação muito menores, na ordem de 0,004.

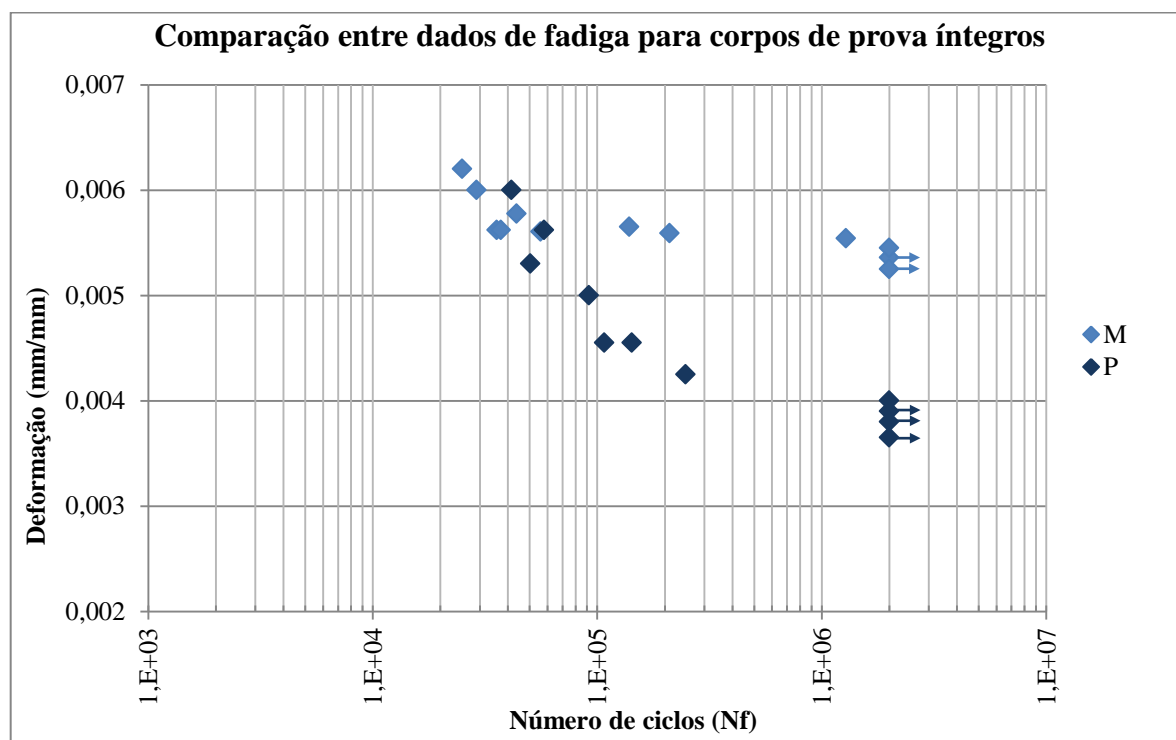


Figura 5.22. Comparação entre pontos de deformação-vida para corpos de prova íntegros dos materiais P (perlítico) e M (martensítico).

Quando observados os dados da resposta de força para cada um dos testes (Figura 5.21), é visível uma redução abrupta no momento da ruptura para o aço martensítico, o que evidencia um comportamento frágil e baixa capacidade de propagação de trinca por deformação plástica. Sua vida útil está relacionada basicamente ao tempo de iniciação da trinca por fadiga. Depois de formada, o material rompe em poucos ciclos.

O material perlítico (P) possui um tempo de iniciação de trinca menor. Por outro lado, uma vez nucleada a propagação é consideravelmente mais lenta. Este indício é constatado na redução gradual na resposta de força.

Detalhes dos pontos de iniciação de trincas por fadiga estão ilustrados nas Figuras 5.23 e 5.24. Na primeira, correspondente ao material martensítico (M), é possível identificar pontos de iniciação de trincas subsuperficiais, caracterizadas por pequenos círculos. A superfície de fratura que os circunda é praticamente toda de aspecto frágil.

A iniciação da trinca por fadiga foi nucleada em um ponto no interior do material, como uma possível inclusão não metálica. O crescimento estável da trinca é pequeno, o que evidencia fragilidade do material perante a mesma. Contudo, não foi observada em todos os casos a iniciação desta forma. Para alguns corpos de prova submetidos a carregamentos de alto ciclo, foi observada a iniciação na superfície do corpo de prova.

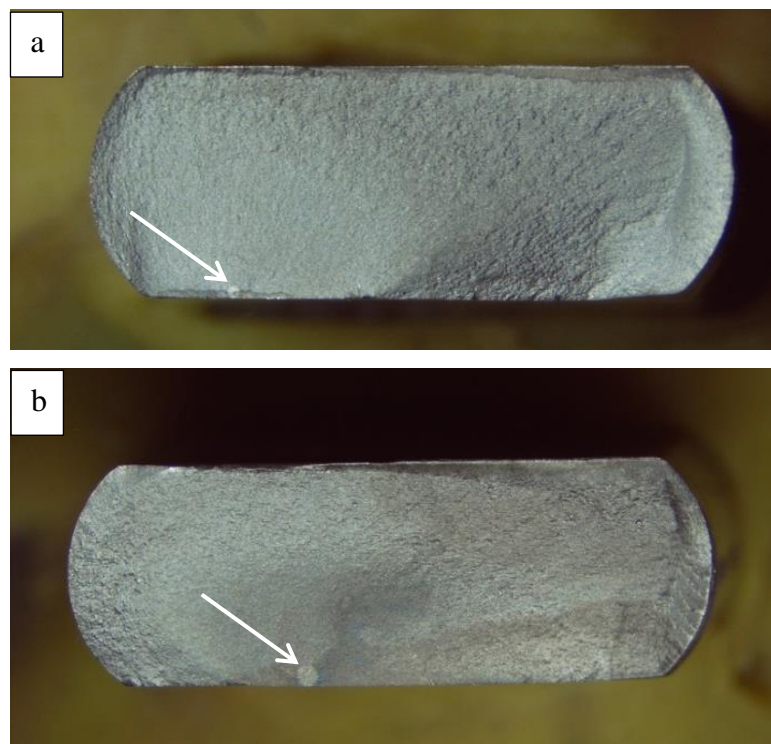


Figura 5.23. Superfícies de fratura para corpos de prova de fadiga íntegros. As regiões de iniciação de trincas por fadiga estão indicadas pelas setas. Material M (martensítico).

As superfícies de fratura para o material perlítico, representadas pela Figura 5.24, se mostraram de um modo de falha complexo. Na Figura 5.24 ‘a’, uma região de iniciação e crescimento estável de trinca por fadiga (indicada pela seta) é precedida por uma fratura frágil paralela à seção transversal do arame. De forma similar, na Figura 5.24 ‘b’, há a iniciação da

trinca por fadiga na superfície e uma região considerável de sua propagação estável. Contudo, a propagação instável se dá em planos paralelos à direção de laminação do material.

Vale ressaltar que o processo de iniciação da trinca por fadiga se deu na superfície da face inferior dos corpos de prova. Uma região de crescimento estável maior em relação ao material M evidencia maior capacidade de deformação plástica localizada na frente da trinca.

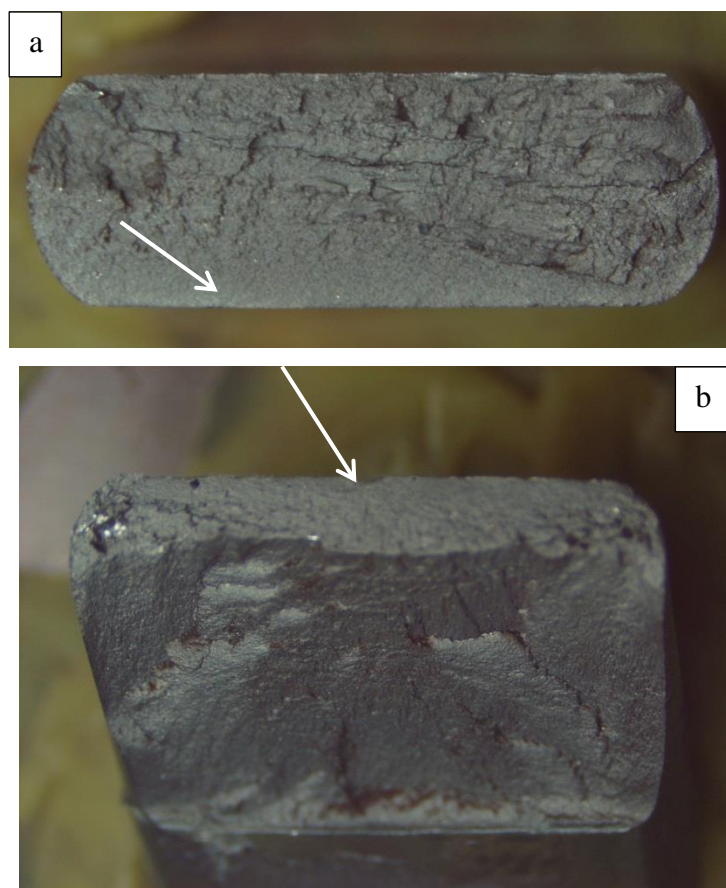


Figura 5.24. Superfícies de fratura para corpos de prova de fadiga íntegros. Regiões de iniciação de trincas por fadiga indicadas pela seta – Material P (perlítico).

5.5. Kf e sensibilidade ao entalhe

Como esperado, o entalhe foi o agente iniciador de trincas de fadiga. A análise das superfícies de fratura indica a iniciação de trincas no defeito introduzido, tendo um crescimento considerável até a ruptura final para ambos os materiais. Mesmo o material martensítico, de maior resistência mecânica e dureza, se mostrou tolerante ao crescimento de trinca de fadiga, conforme mostram as Figuras 5.25 e 5.26.

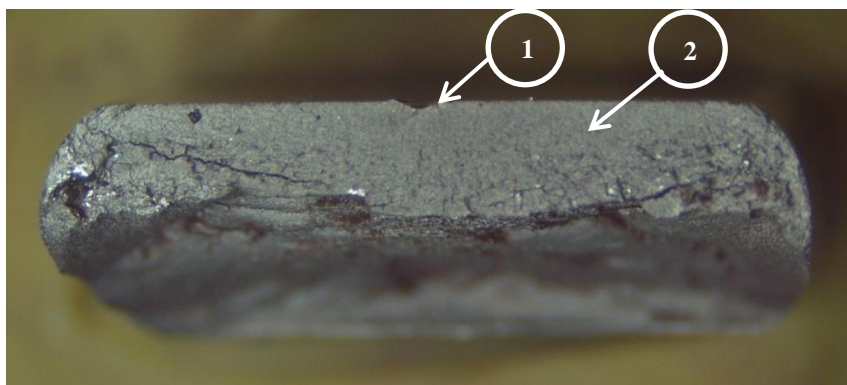


Figura 5.25. Superfície de fratura de um corpo de prova entalhado para o material perlítico (P). 1) Defeito; 2) Região de crescimento de trinca de fadiga.

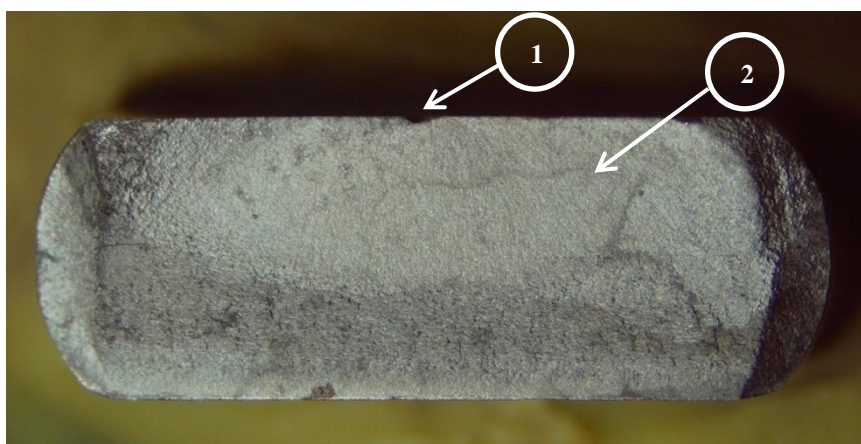


Figura 5.26. Superfície de fratura de um corpo de prova entalhado para o material martensítico (M). 1) Defeito; 2) Região de crescimento de trinca de fadiga.

A Figura 5.27 apresenta resultados dos testes de fadiga (pontos de deformação-vida) para o material perlítico. Nessa, é nítida a diferença no comportamento em fadiga entre corpos de prova íntegros e aqueles com defeito. Mesmo pequeno, o defeito provoca uma redução drástica na vida em fadiga deste aço, sobretudo em fadiga de alto ciclo.

Os resultados para este material apresentaram evidente tendência à formação de uma curva $S-N$ típica. Aplicando-se logaritmo tanto nos valores de deformação quanto no número de ciclos, os pontos obtidos podem ser aproximados por uma reta, como mostrado na Figura 5.28.

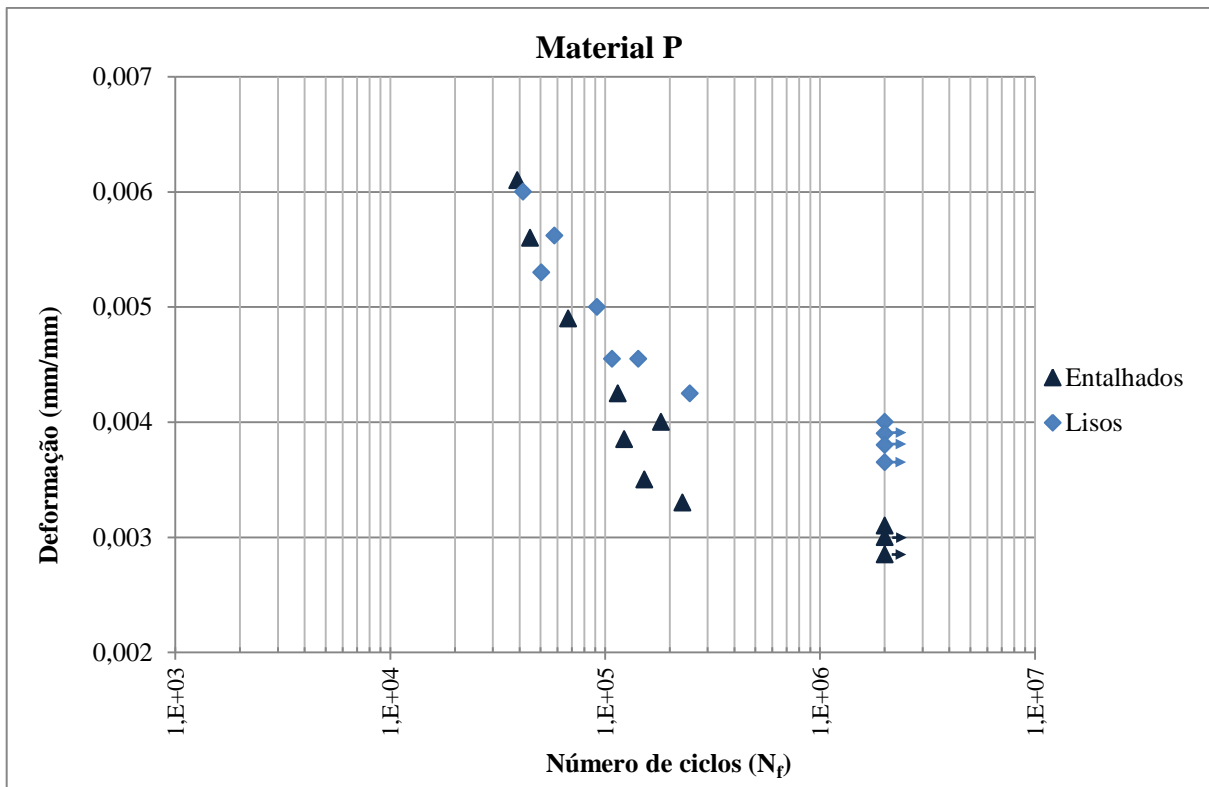


Figura 5.27. Pontos de deformação-vida para corpos de prova íntegros e entalhados - material P (perlítico).

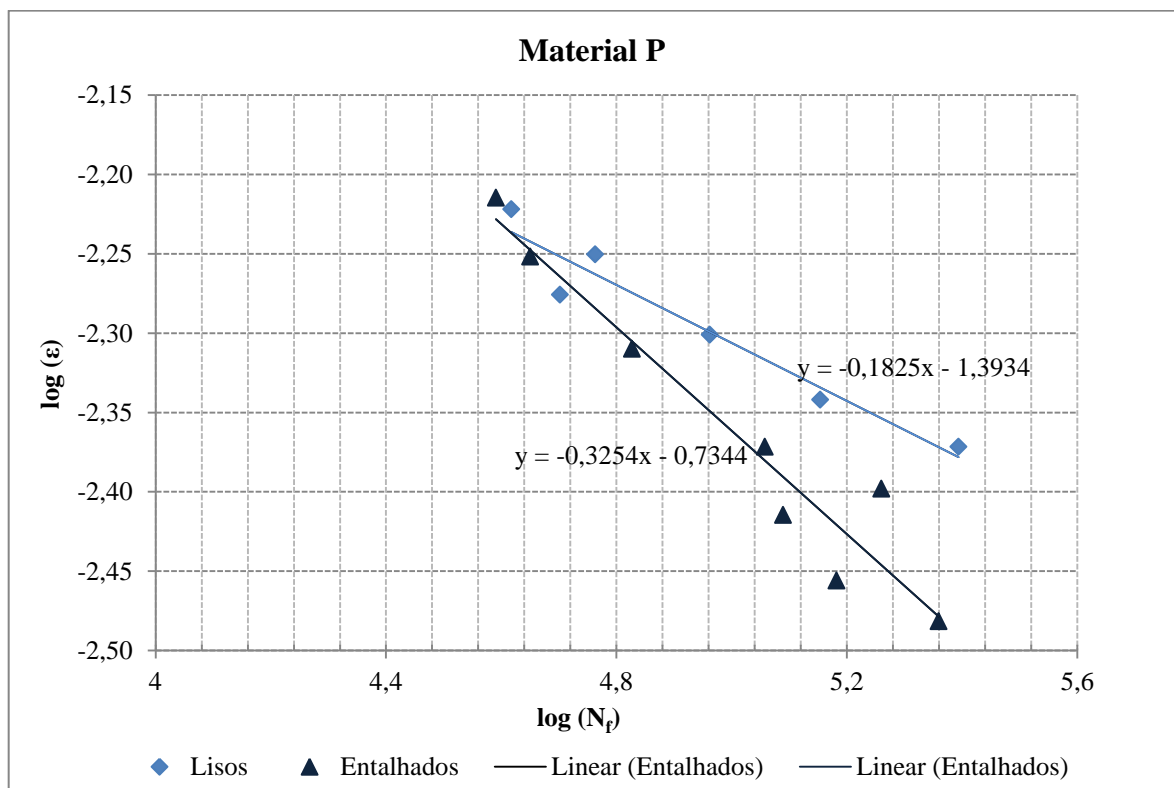


Figura 5.28. Pontos de deformação-vida aproximados por retas – material P (perlítico).

Esta abordagem evidencia a diferença entre as retas à medida que o número de ciclos para a falha aumenta. O aumento gradual desta diferença indica um aumento no fator de intensidade de tensões em fadiga (K_f) e, conseqüentemente, na sensibilidade ao entalhe.

Como no caso anterior, o material M também apresentou diferenças evidentes entre as curvas para corpos de prova íntegros e com defeitos (ver Figura 5.29), quando em regime de baixa deformação ou em alto ciclo. Em baixo ciclo, esta diferença não é visível.

Os resultados para este material foram mais dispersos, o que dificultou a estimativa de uma tendência razoável, principalmente tratando-se de corpos de prova íntegros. Ao se observar a Figura 5.30, é possível identificar vários pontos fora da linha de tendência de íntegros. Podem ter influência nesta dispersão o aparato experimental e a usinagem dos corpos de prova.

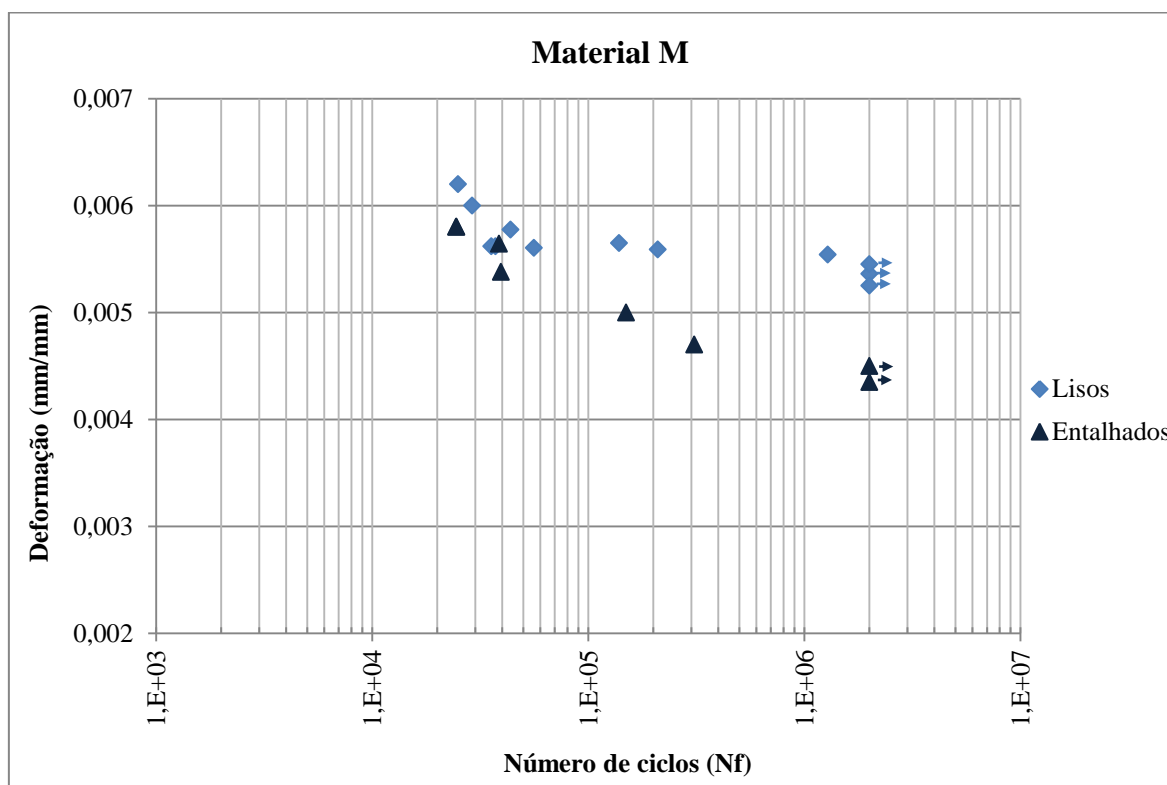


Figura 5.29. Pontos de deformação- vida para corpos de prova íntegros e entalhados - material M (martensítico).

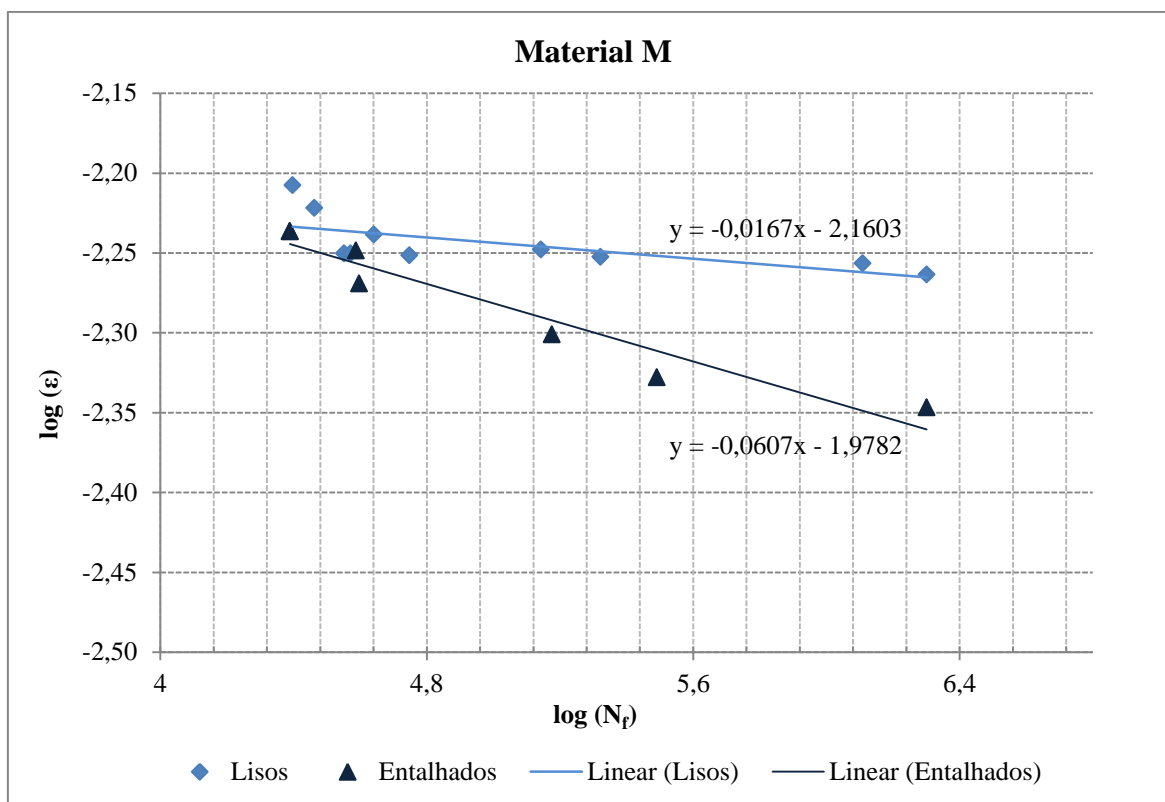


Figura 5.30. Pontos de deformação-vida aproximados por retas – material M (martensítico).

A partir do K_t calculado por elementos finitos e da diferença entre as curvas (ou retas) experimentais de corpos de prova íntegros em entalhados para cada um dos materiais, foi estimado o valor de K_f como forma de possibilitar quantitativamente a comparação entre a sensibilidade ao entalhe de cada qual. Através da Equação 3.23, calculou-se o q . Os valores obtidos estão na **Erro! Fonte de referência não encontrada..**

Tabela 5.5 Valores obtidos a partir das curvas de fadiga para corpos de prova íntegros e entalhados

Material	N_f	K_t	K_f	q
P (perlítico)	2×10^6	2,13	1,57	0,51
M (martensítico)	2×10^6	2,13	1,21	0,18

Como citado em ASM HANDBOOK (1990), o fator K_f varia de acordo com o número de ciclos para a ruptura do material e a tensão média aplicada. Em níveis de carregamento elevados, que correspondem a um baixo número de ciclos, o fator K_f é muito pequeno. Já em níveis de baixo carregamento e alto ciclo seu valor é alto, sendo máximo no limite de fadiga para cada um dos materiais na condição testada. Sua variação em função do número de ciclos, assim como a variação q , estão apresentadas na Figura 5.31. Esta variação foi baseada em

dados experimentais a partir das curvas de fadiga apresentadas anteriormente. É evidente a grande diferença entre os valores de cada um dos materiais para K_f e q , muito maiores para o material perlítico.

A sensibilidade ao entalhe destes materiais está diretamente relacionada com a capacidade de iniciação da trinca por fadiga e praticamente não tem relação com a capacidade de propagação por um período maior ou menor, já que o critério de falha elimina em grande parte a região de propagação da trinca.

As altas tensões desenvolvidas na raiz do defeito induzem deformação plástica localizada na região em torno desse. Logo, há um aumento na tensão de escoamento naquele ponto, o que pode contribuir para o retardo do processo de iniciação de trinca.

O material martensítico, mesmo com superior resistência mecânica, apresentou uma maior resistência ao defeito imposto, muito superior ao material perlítico. Levando em conta as curvas dos testes de *CTOD* para o material martensítico, é evidente que há certa capacidade de deformação plástica frente a um defeito agudo. Esta deformação, ocorrendo de fato, promove um alívio de tensões na raiz do entalhe e um aumento na resistência mecânica local, fazendo com que o fenômeno de iniciação de trinca na raiz do defeito seja retardado e, portanto, que este material seja menos sensível ao defeito introduzido.

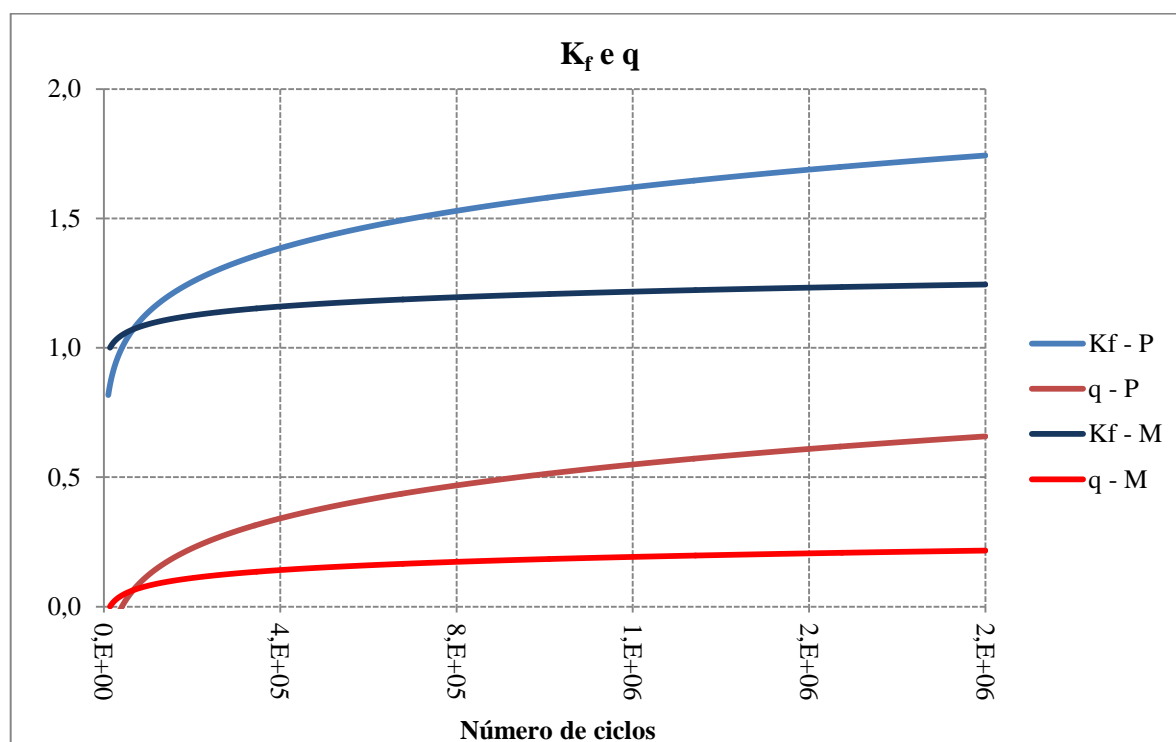


Figura 5.31. Evolução de K_f e q em função do número de ciclos para os materiais P (perlítico) e M (martensítico).

Seguindo a mesma lógica, os resultados indicam que o material perlítico não possui uma capacidade de deformação plástica tal que possa promover encruamento na raiz do defeito e compensar sua menor tensão de escoamento e resistência mecânica no fenômeno de iniciação de trinca por fadiga.

Uma característica típica deste material, a delaminação, facilmente identificável nas superfícies de fratura, sugere que há planos outros não contidos na seção transversal do arame onde a trinca propaga mais facilmente, o que indica menor qualidade microestrutural em relação ao material martensítico.

6. CONCLUSÕES

Os arames de aço empregados na armadura de tração de *risers* flexíveis são submetidos a elevados níveis de carregamento mecânico em serviço e, em muitos casos, aos efeitos da corrosão, sendo que existe um histórico consolidado de rupturas desses arames em operação dos respectivos equipamentos. Este trabalho buscou fundamentalmente avaliar o comportamento em fadiga e a susceptibilidade ao entalhe de um aço alternativo, sendo que as seguintes conclusões podem ser apresentadas:

- A microestrutura predominantemente perlítica com presença de ferrita em contornos de grão é predominante para o material P, cuja composição típica é de um aço SAE 1060.
- O material usinado (M) apresentou uma composição típica de um aço baixa liga e uma microestrutura de uma refinada martensita revenida.
- Ambos apresentaram baixo teor de inclusões, sendo o material martensítico se apresentou mais limpo, ou seja, com um baixíssimo teor de inclusões em relação ao material perlítico.
- O material perlítico apresentou menor resistência mecânica do que o material martensítico.
- O material perlítico apresentou maior tenacidade à fratura do que o material martensítico.
- A iniciação da trinca por fadiga determinou o tempo de vida em fadiga dos materiais;
- O material martensítico (M) apresentou desempenho em fadiga superior ao material perlítico (P) tanto para os corpos de prova íntegros quanto para os entalhados, resultando em menor sensibilidade ao entalhe deste material.
- A presença de defeitos, mesmo pequenos, prejudica consideravelmente o desempenho em fadiga dos materiais, principalmente no caso do material comercialmente utilizado (P - perlítico).

- Os resultados de fadiga, sem e com a presença de defeitos, indicam um potencial de aplicação promissor do material martensítico (M) como arame para a armadura de tração de dutos flexíveis.

7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Comparação do comportamento dos materiais estudados em corrosão-fadiga;
- Comparação do comportamento dos materiais estudados em corrosão sob tensão com a presença de H_2S ;
- Estudo do processo de soldagem, assim como propriedades de juntas soldadas de materiais martensíticos aplicados como arames da armadura de tração de dutos flexíveis;
- Estudo da influência da corrosão generalizada na vida em fadiga de materiais perlíticos e martensíticos;
- Avaliação da aplicabilidade de equações empíricas de K_f e q para fadiga por flexão a quatro pontos para o tipo de defeito proposto;
- Aprofundamento do comportamento à fadiga dos materiais em análise, considerando a fadiga de baixo ciclo.
- Comparação entre resultados de fadiga para a metodologia experimental de flexão a quatro pontos e tração;
- Avaliar o comportamento do material martensítico quando submetido a altas deformações plásticas, como no caso das dobras dos arames da armadura de tração no processo de montagem do *end-fitting*;
- Avaliar a vida em fadiga de baixo ciclo do material martensítico após sofrer o processo de dobra descrito no tópico acima;
- Desenvolvimento de métodos analíticos e analítico-experimentais para a consideração do efeito de entalhes e defeitos geométricos superficiais oriundos do processo de corrosão;
- Ensaio em escala real de uma amostra de um duto flexível com a armadura de tração composta por arames do material martensítico estudado neste trabalho.

8. ASPECTOS GERAIS PARA APLICAÇÃO DE UM NOVO MATERIAL NA INDÚSTRIA

Tendo em vista a aplicabilidade na indústria dos materiais neste trabalho estudados, este capítulo busca levantar os principais aspectos a serem considerados para a implementação de um novo material como arame da armadura de tração de dutos flexíveis, assim como comentar brevemente as implicações nos principais processos industriais.

A norma API 17J/ISO 13628-2 define os requisitos técnicos para o projeto de um duto flexível, seleção de materiais, manufatura, testes, identificação e empacotamento do equipamento e, portanto, é um guia importante para a obtenção de um produto padronizado e alta qualidade. O presente capítulo teve como base esta e outras normas importantes e comenta brevemente as etapas a serem consideradas para a aplicação do um novo material como arame da armadura de tração em dutos flexíveis.

8.1. Qualificação prévia do material

Para que o material esteja qualificado como arame da armadura de tração de um duto flexível, são necessários testes que atestem sua aptidão para tal função. São eles:

- Composição química (ISO8457-2);
- Tensão de escoamento/ deformação no escoamento (ISO 8692);
- Dureza (ISO 6507-1);
- Corrosão sob tensão induzida por H₂S (SSC) e falhas induzidas por hidrogênio (HIC) (API 17J e NACE TM 0177);
- Resistência à corrosão (API 17J);
- Resistência à fadiga (API 17J/ ISO 13628-11);
- Fragilização por hidrogênio (API 17J);

Neste trabalho já foi mostrado que o aço martensítico possui propriedades mecânicas superiores em relação ao material perlítico - este último atualmente empregado na indústria - como maior tensão de escoamento e resistência mecânica, além de maior dureza e maior

resistência à fadiga ao ar. Contudo, testes posteriores de *SSC*, *HIC*, resistência à corrosão e fragilização por hidrogênio são necessários para a avaliação do comportamento deste material em meios que não o ar e para sua qualificação na aplicação em arames da armadura de tração de dutos flexíveis.

A norma NACE MR0175/ISO 15156 especifica a severidade de um meio aquoso contendo H_2S à temperatura ambiente através de sua pressão parcial (PP) e pH do meio, como mostra a Figura 8.1. Cada aço deve ser qualificado de acordo com as condições do meio no qual será exposto. O meio pode apresentar nenhuma ou muito pouca severidade até alta severidade (Região 0 e região 3 da Figura 8.1, respectivamente).

Em casos gerais, aços de elevada resistência mecânica são bastante susceptíveis ao H_2S . Aços resistentes a meios inseridos nas regiões 2 e 3 possuem baixa/média resistência mecânica, assim como baixos teores de carbono e elementos de liga. Já os de elevada resistência geralmente possuem médio a altos teores de carbono, e situam-se nas regiões 0 ou 1 (NACE TM0175, 2001).

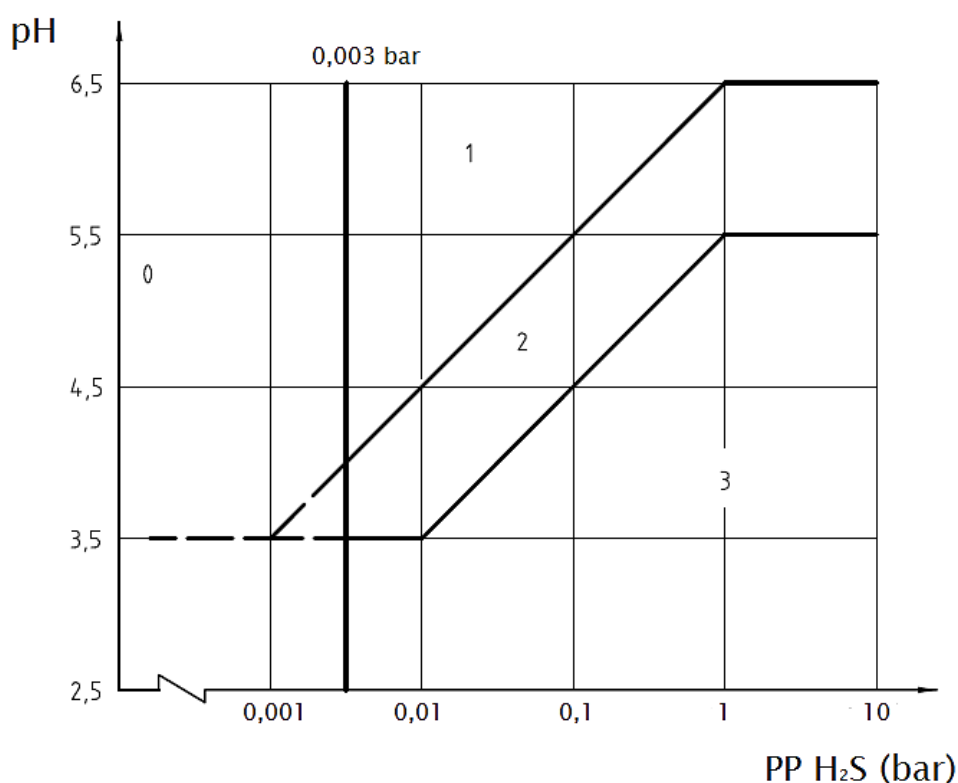


Figura 8.1. Gráfico de severidade do meio com presença de H_2S para aços carbono ou baixa liga. Região 0: nenhuma ou pouca severidade. Região 1: severidade leve. Região 2: severidade intermediária. Região 3: severidade alta.

Fonte: Adaptado de NACE TM0175/ ISO 16156 (2001)

TAGLIARI *et al* (2014) identificou alta susceptibilidade à corrosão sob tensão em um meio com a presença de cloretos, assim como alta fragilização pelo hidrogênio em teste de baixa taxa de deformação sob proteção catódica, de um material de composição típica de uma aço ASTM 1050, de microestrutura martensítica. Ao avaliar o aço de mesma composição, mas de microestrutura composta de perlita e ferrita, os autores identificaram um comportamento dúctil nos testes, sugerindo que não este não apresenta susceptibilidade à corrosão sob tensão e à fragilização pelo hidrogênio.

Defeitos na rede cristalina do aço, como alta densidade de discordâncias, contornos de grão, interfaces entre matriz e precipitados, presença de inclusões não metálicas entre outros, contribuem no aumento da fragilização pelo hidrogênio, assim como microestruturas alinhadas e bandeadas. Além disso, microestruturas martensíticas são mais susceptíveis à fragilização pelo hidrogênio pelo fato da martensita ser uma microestrutura altamente tensionada, tendo em vista o excesso de carbono aprisionado em interstícios cristalinos (ALIVISI, 2010; ELBOUJDANI, M. 2009; RAMÍREZ, E. *et al* 2008).

Contudo, o aço martensítico estudado neste trabalho, por suas características metalúrgicas, apresenta indícios que podem gerar resultados interessantes sob a presença de água do mar, CO₂ e H₂S. Ele apresenta um baixíssimo teor de inclusões, associado à microestrutura martensítica revenida de baixo teor de carbono. Essa microestrutura não apresenta orientações preferenciais ou sinais de bandejamento, que são característicos nos aços de arames da armadura de tração, o que indica menores densidades de discordâncias e tensões internas.

Ainda assim, o material pode ser uma alternativa para a utilização em equipamentos que não transportam fluidos contendo H₂S ou cujo teor seja muito baixo, como dutos flexíveis para a injeção de água.

8.2. Qualificação do processo de solda entre arames

Quando há a troca entre bobinas de arames utilizados na armadura de tração, faz-se necessário o processo de solda deste material. A região compreendida entre o metal base e a região soldada também deve ser qualificada e, portanto, deve possuir propriedades mecânicas muito semelhantes ao restante do componente.

A soldagem do aço martensítico necessita de atenção especial aos parâmetros adequados para que a junta soldada apresente mesmas propriedades do metal base de forma

satisfatória. Tendo em vista que o aço em questão passa por tratamentos termomecânicos especiais durante sua fabricação, até atingir seu estado final, é necessário o desenvolvimento dos métodos adequados de soldagem, de seus parâmetros e tratamentos térmicos, para que seja possível uma junta com as propriedades ideais. A solda também deve ser qualificada e, portanto, deve ser submetido aos mesmos testes estipulados para o arame (API 17B, 2002).

8.3. Impactos no projeto do duto;

Considerando-se que o aço martensítico estudado possui elevada resistência mecânica, elevada resistência à fadiga e menor sensibilidade ao entalhe do que o material empregado atualmente, sua utilização na armadura de tração pode impactar de forma significativa no projeto de um duto flexível.

Ele contribui na direção de projetos que contemplem tubos mais leves, pela redução na utilização de material, e possibilita a obtenção de equipamentos com desempenho em fadiga superior, mesmo com a presença de defeitos geométricos oriundos de processos corrosivos.

A repercussão da utilização de tal aço no custo do projeto também deve ser considerada de forma especial. Não é incomum que aços que são oriundos de processos mecânico-metalúrgicos especiais possuam valor acima de aços considerados comuns. Neste caso, seria plausível considerar sua utilização apenas para a produção de um trecho de duto, que corresponderia ao topo do tramo.

8.4. Impactos da utilização do material considerando a terminação do duto: *end-fittings*;

A montagem da terminação de um duto flexível, chamado de conector ou *end-fitting*, é um processo meramente manual, feita por montadores em fábricas ou a bordo de navios. Para tal, é necessária a dobra do arame da armadura de tração, procedimento chamado de “descabelamento”, para o seu posterior reassentamento sobre a terminação. A Figura 8.2 ilustra tal dobra.

O arame, por sua vez, sofre grandes deformações plásticas, que geram grandes tensões residuais no aço, como mostrado no trabalho de LOPES (2013). Dessa forma, é necessário investigar a capacidade de deformação plástica do aço martensítico.



Figura 8.2. Dobramento dos arames da armadura de tração durante o processo de montagem do conector.
Fonte: CAMPELLO (2014)

A evolução no projeto dos dispositivos conectores tem caminhado para o conceito de ausência de dobra dos arames da armadura de tração durante a montagem – também conhecido como conceito *foldless*. Neste âmbito, merece destaque o trabalho de CAMPELLO (2014), que propõe uma nova tecnologia para o conector baseado neste conceito. Dessa forma, a utilização de aços de maior resistência mecânica e menor capacidade de deformação plástica, como o aço martensítico, não se tornariam inviáveis e nem prejudicariam o processo de montagem do conector.

8.5. Desenvolvimento de fornecedores e custos de matéria-prima.

Para o fornecimento do material, é necessário o desenvolvimento de fornecedores com tecnologia para a sua produção, capazes de atender tecnicamente a indústria. Além disso, o processo adequado de desenvolvimento de fornecedores permite às empresas estabelecer parcerias a longo prazo, tendo em vista o ganho mútuo em qualidade, redução de custos, tempo, redução de desperdício e serviços.

O valor de mercado para o aço martensítico é outro aspecto que impacta diretamente no custo do produto final, podendo inviabilizar sua aplicação. Desta forma, é importante uma análise dos ganhos econômicos com sua aplicação em um determinado projeto, seja pela redução na utilização de material, ou pelo maior valor do duto pelo seu desempenho superior.

8.6. Impacto na manufatura do duto flexível;

Durante a fabricação da armadura de tração, é comum que o material seja desenrolado em uma bobina e enrolado em outra. Em seguida, ele é conformado sobre o corpo tubular para, de fato, compor a armadura de tração. Tais processos promovem acentuada deformação plástica sobre o material. Neste caso, a utilização de um aço martensítico passa pela sua capacidade de deformação plástica, como já citado no item 8.4, que deve ser avaliada para que haja sua compatibilidade com o processo.

Ajustes no processo, como o aumento do raio das bobinas, podem contribuir para redução da deformação plástica do arame. Contudo, mais uma vez torna-se necessária uma avaliação técnica para a viabilidade de alterações no processo e o impacto econômico destas alterações para a empresa.

9. REFERÊNCIAS

4SUBSEA. **Un-bonded Flexible Risers** – Recent Field Experience and Actions for Increased Robustness. 2013. 78 p.

ADEWOLE, K. K.; BULL, S. J. Effect of Miniature Cracks on the Fracture Strength and Strain of Tensile Armour Wires. **World Academy of Science, Engineering and Technology**, v. 61, p. 892-896, 2012.

AL-MASLAMANI, M. D. J. Trials of flexible pipe in sour service reveal degradation. **Oil & Gas Journal**, v. 94, n. 45, 1996.

ALVISI, P. P. Nota sobre a seleção do aço para o serviço com H₂S. **Tecnol. Metal. Mater. Miner.** v. 6, n. 4, p. 192-200. São Paulo, 2010.

AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE. **API 17B**. Recommended Practice for Flexible Pipe. 2002.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E1820-11**. Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness. 2011

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E1823 - 13**. Standard Terminology Relating to Fatigue and Fracture Testing, 2013.

ANDERSON, T. L. **Fracture Mechanics: Fundamentals and Applications**, Second Edition. CRC PressINC, 1995.

ASM HANDBOOK. **Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys**. v1. 10 ed. ASM International. 1990.

BAI, Y.; BAI, Q. **Subsea Pipelines And Risers**. ELSEVIER SCIENCE & TECHNOLOGY, 2005.

BERGE, S. et al. Surface Characterisation and Fatigue Strength of Corroded Armour Wire. ASME 33rd International Conference on Ocean, Offshore and Arctic Engineering, **Proceedings**, v 6B, 2014, San Francisco, California, USA.

BERGE, S. et al. Recent Developments in Qualification and Design of Flexible Risers. 20th International Conference on Offshore Mechanics and Arctic Engineering, **Proceedings**, 2001, Rio de Janeiro, Brazil.

BOSCHEE, P. Best Practices for Flexible Pipe Integrity. **Oil & Gas Facilities**. Society of Petroleum Engineers. v 1, 2012.

BRITISH STANDARD, **BS 7448-1**. Fracture mechanics toughness tests. Part 1: Method for determination of K_{IC} , critical CTOD and critical J values of metallic materials. 2008

BROEK, D. **The Practical Use of Fracture Mechanics**. Kluwer Academic Publishers, OH, USA. 1988.

BUENO, A. F. B. **Avaliação das armaduras de tração de riser flexível durante ensaios axiais de tração e fadiga**. Tese de doutorado. PPGE3M, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre. 2010.

CALLISTER, Jr. W. D. **Ciência e engenharia de materiais: uma introdução**. 7^a ed. Rio de Janeiro - LTC, 2007.

CAMPBELL, F. C. **Elements of Metallurgy and Engineering Alloys**. ASM International, 2008. Available at: < <http://books.google.com.br/books?id=6VdROgeQ5M8C> >.

CAMPELLO, G. C. **Metodologia de projeto para o sistema de ancoragem de conectores de dutos flexíveis e proposição de nova tecnologia**. Tese de doutorado. COPPE, Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro. 2014.

COFFIN JR., L. F. Low cycle fatigue - A review. **Applied Materials Research**, v. 1, n. 3, 1962.

CUSTODIO, A. B. **Modelo analítico para avaliação de instabilidade nas armaduras de dutos flexíveis**. Tese de doutorado. COPPE, Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro. 2005.

CZICHOS, H. SAITO, T., SMITH, L. **Springer Handbook of Materials Measurement Methods**. Ed Springer, 2006, p. 317.

DIETER, G. E. **Mechanical Metallurgy**. SI Metric. 1988. ISBN 0-07-100406-8.

ELIAZ, N. et al. Characteristics of hydrogen embrittlement, stress corrosion cracking and tempered martensite embrittlement in high-strength steels. **Engineering Failure Analysis**, v. 9, p 167-184. 2002

ELBOUJDANI, M. REVIE, R. W. Metallurgical factors in stress corrosion cracking (SCC) and hydrogen-induced cracking (HIC). **J Solid State Electrochem** v. 13, p. 1091–1099. 2009

GARWOOD, M. F.; ZURBURG, H. H.; ERICKSON, M. A. **Correlation of Laboratory Tests and Service Performance, Interpretation of Tests and Correlation with Service**. p. 1-77, 1951.

GLOMSAKER, T.; BERGE, S. Robust Material Selection in the Offshore Industry - Flexible risers. **Norwegian Marine Technology Research Institute**, p.31. 2004

GREALISH, F.; SMITH, R.; ZIMMERMAN, J. New Industry Guidelines for Fatigue Analysis of Unbounded Flexible Risers. **Proceeding:** OTC - Offshore Technology Conference. Huston, TX - USA: 12 p. 2006.

HAAHR, M. **Sour Qualification of Armour Wires for Flexibles Pipes** - Presentation: NOV Flexibles, 2012.

HEALTH AND SAFETY LABORATORY. **Reinforcing wire corrosion in flexible pipe.** UK. 2009

HEYWOOD, R. B., **Designing Against Failure**, Chapman & Hall, London, 1962.

INTERNATIONAL ORGANIZATION FOR STANDARIZATION. **ISO 6892-1.** Metallic materials — Tensile testing - Part 1: Method of test at room temperature. 2009.

INTERNATIONAL ORGANIZATION FOR STANDARIZATION. **ISO 12135.** Metallic materials — Unified method of test for the determination of quasistatic fracture toughness. 2002.

INTERNATIONAL ORGANIZATION FOR STANDARIZATION. **ISO 13628-2** Petroleum and natural gas industries - Design and operation of subsea production systems -Part 2: Unbonded flexible pipe systems for subsea and marine application. 2006

JANSSEN, M.; ZUIDEMA, J.; WANHILL, R. J. H. **Fracture mechanics.** 2 ed. Spon Press, 2004.

JOHANSSON, S. Inclusion Assessment in Steel Using the New Jernkontoret Inclusion Chart II for Quantitative Measurements. **American Society for Testing and Materials**, p. 250-259, 1988.

KITAGAWA H., TAKAHASHI S. Applicability of fracture mechanics to very small cracks or cracks in the early stage. **Proceedings of 2nd International Conference on Mechanical Behaviour of Materials**, ASM. p. 627–31. Metalspark, Ohio. 1976

KRAUSS, G. **Steels : processing, structure, and performance.** Ohio: ASM International 2005.

KYRIAKIDES, S.; CORONA, E. **Mechanics of Offshore Pipelines**, 448 p., Elsevier, 2007.

LANGUE, H.; BERGE, S. **Material selection in offshore industry.** Report STF24A04223. SINTEF Materials and Chemistry, 2004. 28p.

LEE, Y.-L. et al. **Fatigue Testing and Analysis - Theory and Practice.** Ed. Elsevier Butterworth-Heinemann. USA: 2005. Ed

LEMOES, C. A. D. Análise de fadiga em risers flexíveis. Tese de doutorado. COPPE, Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro. 2005.

LOPES, D. Avaliação das tensões residuais na montagem de conectores em armaduras de tração de dutos flexíveis. Dissertação de Mestrado. CEFET/RJ. Rio de Janeiro. 2013

MANSON, S. S.; HIRCHBERG. **Fatigue behavior in strain cycle in low and intermediate cycle range**. Syracuse Un. Press, 1964.

MARINHO, M. G., CAMERINI, C. S., MORIKAWA, S. R. New Techniques for Integrity Management of Flexible Riser End Fitting Connection. **Proceedings**. International Conference on Offshore Mechanics and Arctic Engineering - OMAE, p 643-648, v 3. Portugal, 2008.

MEYERS, M. A.; CHAWLA, K. K. **Mechanical Behavior of Materials**, 2 ed. Cambridge University Press, UK, 2008.

MIRZAEI, M. **Fracture Mechanics - Theory and Applications**. Lecture Notes: Tarbiat Modares University, 2011.

MURAKAMI, Y. **Metal Fatigue: Effects of Small Defects and Nonmetallic Inclusions**. 1 ed 390 p, Elsevier. 2002.

MUREN, J. **Flexible pipes - Failure modes, inspection, testing and monitoring**. Norway SEAFLEX, 2007.

NATIONAL ASSOCIATION OF CORROSION ENGINEERS. **NACE Standard MR0175/ISO15156-1**, Petroleum and natural gas industries—Materials for use in H₂S-containing environments in oil and gas production — Part 1: General principles for selection of cracking-resistant materials. 2001

NATIONAL ASSOCIATION OF CORROSION ENGINEERS. **NACE Standard TM0177-05**, Laboratory Testing of Metals for Resistance to Sulfide Stress Cracking and Stress Corrosion Cracking in H₂S Environments. 2005

NEUBER, H., **Theory of Notch Stress**, J.W. Edwards, Ann Arbor, MI, USA, 1946.

PE & PNG, **Planejamento Estratégico 2030 e Plano de Negócios e Gestão da Petrobras 2014-2018**.

PEREIRA, H. F. S. G. **Comportamento à fadiga de componentes estruturais sob a ação de solicitações de amplitude variável**. Dissertação de mestrado. Faculdade de Engenharia, Universidade do Porto, Portugal, 2006.

PEREZ, N. **Fracture Mechanics**. Kluwer Academic Publishers, 2004.

PETERSON, R. E. Analytical approach to stress concentration effects in aircraft materials. **Technical Report 59-507, U.S. Air Force - WADC Symposium on Fatigue Metals**, Ohio, 1959.

PETROBRAS. Exploração no Pré-Sal - <http://www.petrobras.com/pt/energia-e-tecnologia/fontes-de-energia/pre-sal/>.

PETROBRAS. **I-ET-3500.00.6500-291-PAZ-001 Rev F**. Non-standardized prototype qualification tests of flexible pipes. Brasil, 2011.

PILKEY, W. D.; PILKEY, D. F. **Peterson's Stress Concentration Factors**. 3rd. John Wiley & Sons, USA, 2008.

PLUVINAGE, G. **Notch effect in high cycle fatigue**. ICF9, Sydney, 1997.

PLUVINAGE, G., GJONAJ, M. **Notch Effects in Fatigue and Fracture**. Springer, 361p., Netherlands, 2001.

RAMÍREZ, E. *et al.* Effect of microstructure on the sulphide stress cracking susceptibility of a high strength pipeline steel. **Corrosion Science**. v. 50, p. 3534–3541. 2008

ROYLANCE, D. **Introduction to Fracture Mechanics**. Massachusetts Institute of Technology, 2001.

SANKARAN, S. *et al.* High cycle fatigue behaviour of a multiphase microalloyed medium carbon steel: a comparison between ferrite–pearlite and tempered martensite microstructures. **Materials Science and Engineering A**, v. 362, p. 249-256, 2003.

SCHIJVE, J. **Fatigue of Structures and Materials**. Publishers, K. A.: 530 p. 2004.

SMALLMAN, R. E.; BISHOP, R. J. **Modern Physical Metallurgy and Modern Materials**. 6 ed. Butterworth-Heinemann, 1999.

SOUSA, J.R.M *et al.* Structural response of a flexible pipe with damaged tensile armor wires under pure tension. **Marine Structures**, v. 39 p.1-38. 2014

SOUSA, J.R.M. **Análise numérica de risers flexíveis**. Tese de doutorado. COPPE, Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro. 1999.

STROHAECKER, T. R. **Mecânica da Fratura**, UFRGS, Porto Alegre, 2010.

TAGLIARI, M. R. *et al.* Characterization of tensile armour wires submitted to slow strain rate tests with corrosive environment. **Proceedings: 33th International Conference on Oceans, Offshore and Arctic Engineering - OMAE**, 24243. USA. 2014.

TROINA, L. M. B. *et al.* An Experimental Investigation on the Bending Behaviour of Flexible Pipes. **Proceedings: International Conference on Offshore Mechanics and Arctic Engineering - OMAE**, p.637-645. Mexico, 2003.

WANG, C. H. **Introduction to Fracture Mechanics**. DSTO Aeronautical and Maritime Research Laboratory, 1996.

ZHANG, Y. *et al.* State of the Art Analytical Tools Improve Optimization of Unbonded Flexible Pipes for Deepwater Environments. **Proceedings: OTC 15169 - Offshore Technology Conference**. TX, U.S.A., 2003.

APÊNDICE I

Dados de fadiga brutos e gráficos de tensão vida para corpos de prova íntegros e entalhados - materiais perlítico e martensítico.

Tabela de dados de fadiga – material perlítico

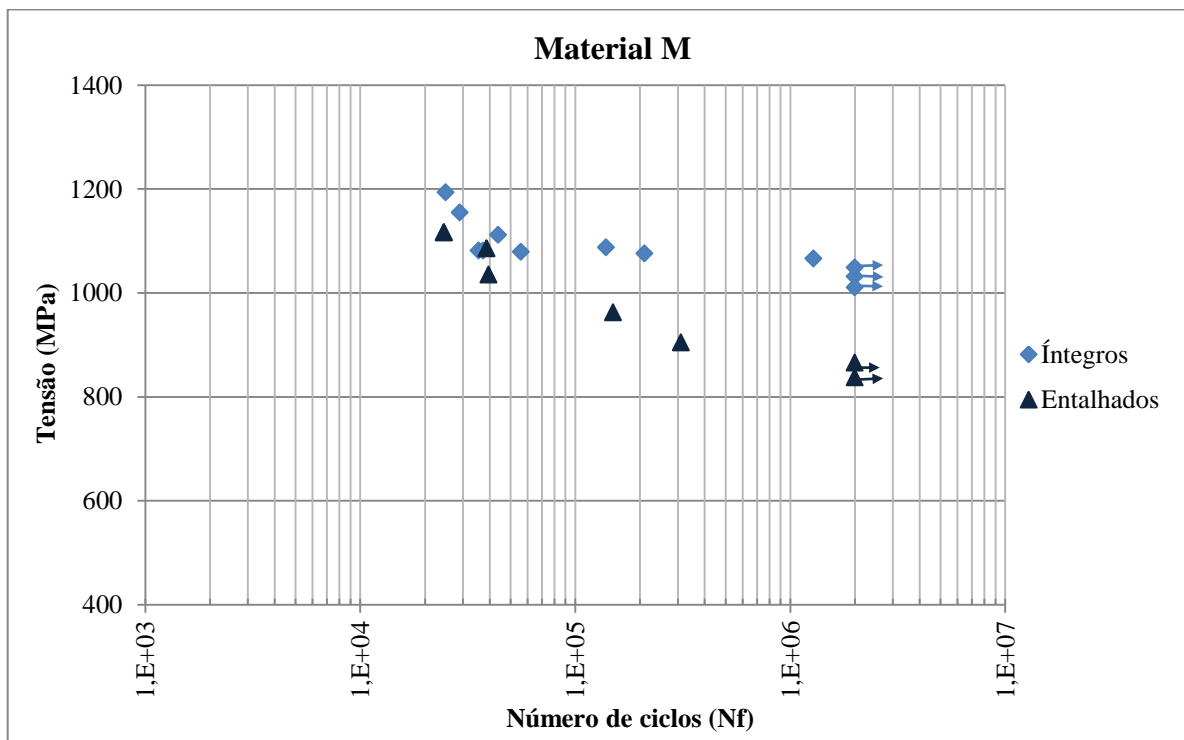
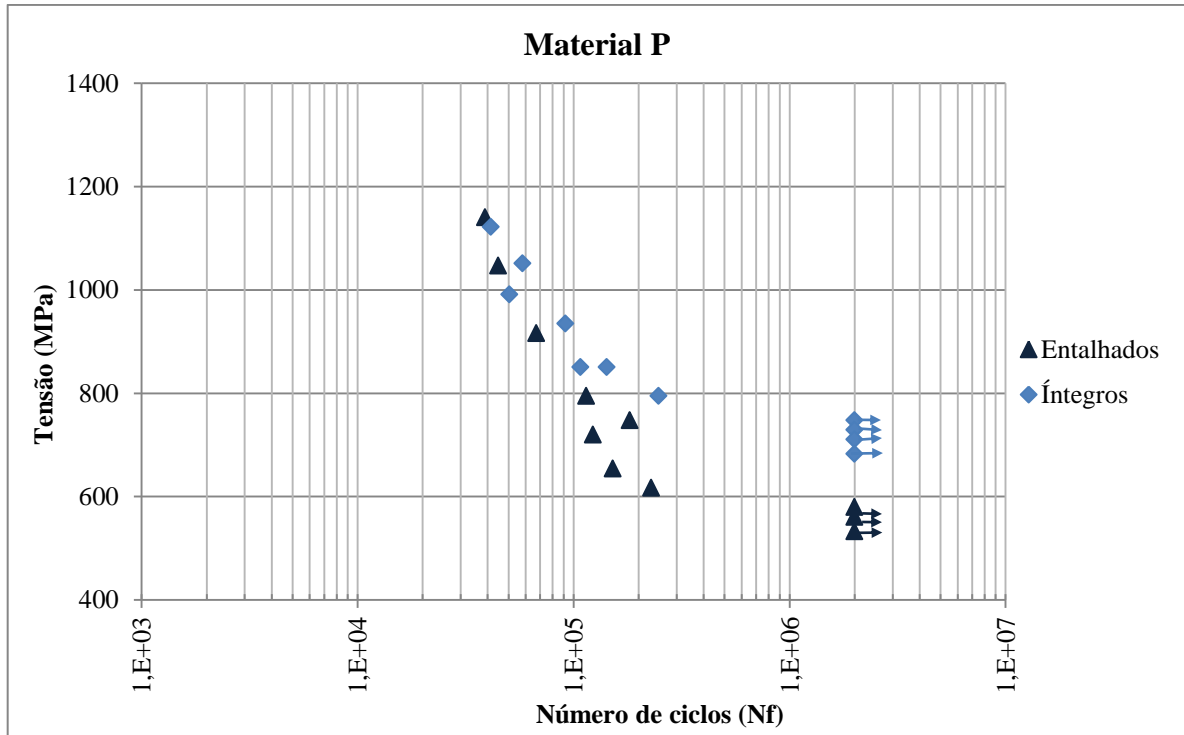
Fadiga – Material perlítico – Corpos de prova íntegros				
Corpo de prova	R	Deformação	Tensão (MPa)	Nº de ciclos
1	0	0,00425	795,0	247.812
2	0	0,00455	851,0	107.575
3	0	0,00455	851,0	142.569
4	0	0,00400	748,0	2.000.000
5	0	0,00500	935,3	91.705
6	0	0,00530	991,4	50.403
7	0	0,00562	1051,3	58.036
8	0	0,00390	729,5	2.000.000
9	0	0,00380	710,8	2.000.000
10	0	0,00365	682,8	2.000.000
11	0	0,00600	1.122,3	41.475
Fadiga – Material perlítico – Corpos de prova entalhados				
1	0	0,00425	795	114.343
2	0	0,00400	748	182.143
3	0	0,00385	720	122.869
4	0	0,00490	917	67.224
5	0	0,00560	1.048	44.759
6	0	0,00330	617	228.947
7	0	0,00610	1.141	39.008

8	0	0,00285	533	2.000.000
9	0	0,00300	561	2.000.000
10	0	0,00310	580	2.000.000
11	0	0,00350	655	152.159

Tabela de dados de fadiga – material martensítico

Fadiga – Material martensítico – Corpos de prova íntegros				
Corpo de prova	R	Deformação	Tensão (MPa)	Nº de ciclos
1	0	0,00620	1193,4	24.985
2	0	0,00562	1.081,8	35.613
3	0	0,00562	1.081,8	37.281
4	0	0,00577	1.111,6	43.779
5	0	0,00554	1.066,4	1.284.026
6	0	0,00536	1.031,7	2.000.000
7	0	0,00545	1.049,1	2.000.000
8	0	0,00565	1.087,6	139.000
9	0	0,00525	1.010,6	2.000.000
10	0	0,00600	1.154,9	29.050
11	0	0,00560	1.078,9	56.000
12	0	0,00599	1.076	210.000
Fadiga – Material martensítico – Corpos de prova entalhados				
1	0	0,00564	1.086	38.714
2	0	0,00538	1.036	39.506
3	0	0,00580	1.116	24.532
4	0	0,00500	962	150.031
5	0	0,00470	905	310.111
6	0	0,00580	1.116	24.479
7	0	0,00435	837	2.000.000
8	0	0,00450	866	2.000.000

Gráficos de tensão – vida para corpos de prova lisos e entalhados



Dados de tensão – vida aproximados por uma reta

