

**UNIVERSIDADE DE BRASÍLIA  
FACULDADE DE TECNOLOGIA  
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIAS  
MECÂNICAS**

**ESTUDO COMPARATIVO DA RESISTÊNCIA À FADIGA DO  
AÇO API 5L GRAU B SUBMETIDO A TRATAMENTO  
CRIOGÊNICO**

**ALEXANDRE GOMES NASCIMENTO**

**ORIENTADOR: JORGE LUIZ DE ALMEIDA FERREIRA**

**DISSERTAÇÃO DE MESTRADO EM CIÊNCIAS MECÂNICAS**

**BRASÍLIA/DF: DEZEMBRO – 2013**

**UNIVERSIDADE DE BRASÍLIA  
FACULDADE DE TECNOLOGIA  
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIAS  
MECÂNICAS**

**ESTUDO COMPARATIVO DA RESISTÊNCIA À FADIGA DO AÇO  
API 5L GRAU B SUBMETIDO A TRATAMENTO CRIOGÊNICO**

**ALEXANDRE GOMES NASCIMENTO**

**DISSERTAÇÃO SUBMETIDA AO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIAS MECÂNICAS DA FACULDADE DE TECNOLOGIA DA UNIVERSIDADE DE BRASÍLIA, COMO PARTE DOS REQUISITOS NECESSÁRIOS PARA A OBTENÇÃO DO GRAU DE MESTRE EM CIÊNCIAS MECÂNICAS.**

**APROVADA POR:**

---

**Profº. Jorge Luiz de Almeida Ferreira, Dr. (ENM-UnB)  
(Orientador)**

---

**Profª. Palloma Vieira Muterlle, Dra. (ENM-UnB)  
(Examinadora Interno)**

---

**Profº. Edson Paulo da Silva, Dr. (ENM-UnB)  
(Examinador Externo)**

**BRASÍLIA/DF, 16 DE DEZEMBRO DE 2013.**

## FICHA CATALOGRÁFICA

NASCIMENTO, ALEXANDRE GOMES

Estudo Comparativo da Resistência à Fadiga do Aço API 5L Grau B Submetido a Tratamento Criogênico [Distrito Federal] 2013.

65p., 210 x 297 mm (ENM/FT/UnB, Mestre, Ciências Mecânicas, 2013).

Dissertação de Mestrado – Universidade de Brasília. Faculdade de Tecnologia.

Programa de Pós-Graduação em Ciências Mecânicas.

1.Mecânica da Fratura

2.Propagação de Trincas

3.Fadiga

4.Criogenia

**I. ENM/FT/UnB**

**II. Título ENM. DM – 207A/2013**

## REFERÊNCIA BIBLIOGRÁFICA

NASCIMENTO, A. G (2013). Estudo Comparativo da Resistência à Fadiga do Aço API 5L Grau B Submetido a Tratamento Criogênico. Dissertação de Mestrado em Ciências Mecânicas. Publicação ENM.DM - 207A/2013, Programa de Pós-Graduação em Ciências Mecânicas, Universidade de Brasília – Faculdade de Tecnologia, Brasília, DF, 65p.

## CESSÃO DE DIREITOS

AUTOR: Alexandre Gomes Nascimento

TÍTULO: Estudo Comparativo da Resistência à Fadiga do Aço API 5L Grau B Submetido a Tratamento Criogênico.

GRAU: Mestre ANO: 2013

É concedida à Universidade de Brasília permissão para reproduzir cópias desta dissertação de mestrado e para emprestar ou vender tais cópias somente para propósitos acadêmicos e científicos. O autor reserva outros direitos de publicação e nenhuma parte dessa dissertação de mestrado pode ser reproduzida sem autorização por escrito do autor.

---

Alexandre Gomes Nascimento  
alexandre.enm@gmail.com

## **AGRADECIMENTOS**

*Agradeço primeiro à Deus por ter me dado saúde e força durante essa importante etapa de minha vida.*

*Agradeço a minha mãe, Vera Lúcia, por todo carinho e apoio dado durante toda minha vida. Mãe, sem você eu nada seria.*

*Agradeço ao meu irmão, Engenheiro Mecânico Lúcio, pela companhia como colega e irmão durante esses anos de curso.*

*Agradeço a toda a minha família, em especial à minha avó (Elita) e aos meus tios por terem ajudado minha mãe em minha formação.*

*Agradeço ao meu orientador Professor Jorge pela imensa ajuda, ensinamentos e orientações durante toda a etapa do projeto.*

*Agradeço aos meus colegas Engenheiros Marquito, Nunão, Digu e todos os outros que participaram de alguma forma, pela força que sempre deram em todos os momentos desde a graduação.*

*Agradeço aos membros da Equipe Técnica do SG 09 (Seu Arthur, Marcão, Tarsis, Wesley, Xavier, Pereira e Edson) pela amizade, pelo companheirismo e pelo profissionalismo.*

*À Kryos Tecnologia, pela realização do Tratamento Criogênico.*

*À Petrobras, pela disponibilização de recursos para o financiamento da bolsa de mestrado.*

*Alexandre Gomes Nascimento*

# SUMÁRIO

ÍNDICE DE FIGURAS .....	vii
ÍNDICE DE TABELAS .....	ix
LISTA DE SÍMBOLOS .....	x
RESUMO .....	xii
ABSTRACT .....	xiii
1 INTRODUÇÃO.....	1
2 AÇOS API 5L .....	2
2.1 HISTÓRICO .....	2
2.2 PROCESSO DE LAMINAÇÃO DE TUBOS API 5L .....	5
2.3 FABRICAÇÃO DE TUBOS API 5L .....	7
3 CRIOGENIA.....	10
3.1 EFEITOS DO TRATAMENTO CRIOGÊNICO NAS PROPRIEDADES	
MECÂNICAS .....	12
3.1.1 Dureza .....	12
3.1.2 Resistência à Tração e à Flexão.....	13
3.1.3 Resistência à Fadiga .....	13
3.1.4 Tenacidade à Fratura.....	14
4 O FENÔMENO DA FADIGA.....	15
4.1 ESTÁGIOS DO PROCESSO DE FADIGA.....	15
4.1.1 Nucleação da Trinca em Fadiga.....	15
4.1.2 Propagação da Trinca em Fadiga.....	17
4.1.3 Região de Fratura.....	18
4.2 FATORES QUE AFETAM A VIDA EM FADIGA DOS MATERIAIS .....	18
4.3 CARACTERIZAÇÃO PRÁTICA DA FADIGA – CURVA S-N.....	19
5 MECÂNICA DA FRATURA.....	22
5.1 ASPECTOS HISTÓRICOS DA MECÂNICA DA FRATURA .....	24
5.2 TIPOS DE FRATURA .....	25
5.3 CONCENTRADORES DE TENSÃO.....	27
5.4 MODOS DE ABERTURA DE TRINCAS .....	28
5.5 PROPAGAÇÃO DE TRINCAS POR FADIGA.....	29
5.6 DIAGRAMA PARA O CRESCIMENTO DE TRINCAS POR FADIGA.....	31
6 MATERIAS E MÉTODOS .....	33
6.1 ASPECTOS GERAIS .....	33
6.2 MATERIAL UTILIZADO NOS ENSAIOS EXPERIMENTAIS .....	33
6.3 DESCRIÇÃO DA MÁQUINA DE ENSAIO .....	34
6.4 DIMENSIONAMENTO DOS CORPOS DE PROVA .....	35
6.4.1 CP de Fadiga.....	35
6.4.2 CP de Fratura .....	37
6.5 METODOLOGIA .....	38
6.5.1 Ensaio de Fadiga .....	38
6.5.2 Obtenção da Curva S-N.....	39
6.5.3 Ensaio de Propagação de Trinca por Fadiga .....	40
6.5.3.1 Critérios de Validação do Ensaio de Propagação de Trincas .....	41
6.5.3.2 Curva $da/dN$ versus $\Delta K$ .....	42
6.5.3.3 Leitura do Tamanho da Trinca.....	43
6.5.4 Ensaio de Dureza.....	44
6.5.5 Microscopia.....	44
7 RESULTADOS E ANÁLISE .....	45
7.1 DESCRIÇÃO DOS RESULTADOS EXPERIMENTAIS DOS ENSAIOS DE	
FADIGA .....	45
7.1.1 Sem Tratamento .....	45
7.1.2 Com Tratamento Criogênico .....	46

7.2	DESCRIÇÃO DOS RESULTADOS EXPERIMENTAIS DOS ENSAIOS DE PROPAGAÇÃO DE TRINCA.....	48
7.2.1	Sem Tratamento .....	48
7.2.2	Com Tratamento Criogênico .....	49
7.3	ENSAIO DE DUREZA .....	50
7.4	ANÁLISE .....	51
7.4.1	Comparação dos Resultados dos Ensaios de Fadiga .....	51
7.4.2	Comparação dos Resultados dos Ensaios de Propagação de Trinca .....	53
7.4.2.1	Comparação dos Resultados dos Ensaios de Propagação de Trinca no Estágio I de Propagação – Limiar de Propagação.....	53
7.4.2.2	Comparação dos Resultados dos Ensaios de Propagação de Trinca no Estágio II de Propagação	56
7.4.3	Comparação dos Resultados dos Ensaios de Fadiga .....	57
8	CONCLUSÕES .....	58
9	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	60
10	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS .....	61
11	SITES CONSULTADOS .....	65

# ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 1 - Oleoduto – exemplo de aplicação [1].....	2
Figura 2 - Evolução dos aços utilizados na fabricação de tubos para transporte de gás e petróleo (GORNI, 2009) .....	5
Figura 3 - Fases da transformação da austenita na laminação controlada (KOZASU, 1992).....	6
Figura 4 - Transformações metalúrgicas durante a laminação (PAXTON, 1980).....	6
Figura 5 - Etapas do processo de fabricação de tubos UOE (TORRICO, 2006). .....	8
Figura 6 - Efeito da temperatura e tempo de permanência do tratamento criogênico na dureza de aços (MOORE, 1993).....	12
Figura 7 - Efeito do tratamento criogênico no endurecimento secundário de aços ferramentas (a) AISI D2, (b) Vanadis 4 (MOORE, 1993). .....	13
Figura 8 - Representação das superfícies características de uma fratura em fadiga, com distinção da nucleação, propagação e instabilidade da trinca (MEYERS, 1998).....	15
Figura 9 - Formação de Intrusão e Extrusão nas bandas de escorregamento (MEYERS, 1998). .....	16
Figura 10 - Extrusões e intrusões em uma chapa de cobre (MEYERS, 1998).....	16
Figura 11 - Estágios I, II e III da propagação de trinca em fadiga.....	17
Figura 12 - Estágios da falha por fadiga.....	18
Figura 13 - Curva S-N. (a) ligas ferrosas e ligas de titânio; (b) ligas não ferrosas (NORTON, 2000). .....	21
Figura 14 - Resultado da inundação de melação em Boston (GLOBE NEWSPAPER CO., 1919).....	22
Figura 15 - Microcavidades na seção de ruptura (ASM METALS HANDBOOK-FRACTOGRAPHY, 1987) .....	26
Figura 16 - Facetas de clivagem, indicando o sentido de propagação da trinca (ASM METALS HANDBOOK- FRACTOGRAPHY, 1987). .....	26
Figura 17 - Mecanismo de separação intergranular (ASM METALS HANDBOOK-FRACTOGRAPHY, 1987) .....	26
Figura 18 - (a) Furo elíptico em placa sob tensão remota uniforme. (b) Distribuição de tensão ao longo do eixo x nas proximidades de furo (DOWLING, 2007). ....	27
Figura 19 - Frentes de trincas em diferentes tipos materiais (DOWLING, 2007). ....	28
Figura 20 - Diferentes modos de abertura em uma trinca (MANDAI, 2010). .....	29
Figura 21 - Crescimento de trincas por fadiga (MANDAI, 2010). .....	30
Figura 22 - Curva da/dN esquemática (MANDAI, 2010). .....	31
Figura 23 - Máquina de ensaio universal MTS 810.....	35
Figura 24 - Dimensões dos CP's segundo a norma ASTM E 606-04 (WINCK, 2011). .....	36
Figura 25 - Representação do CP Cilíndrico tipo Ampulheta (mm).....	36
Figura 26 - Dimensões e tolerâncias para o <i>Compact Tension Specimen</i> . .....	37
Figura 27 - Representação do CP CTS ( <i>mm</i> ). .....	37
Figura 28 - Limites para inclinação do plano da trinca (adaptado de ASTM, 2011).42	
Figura 29 - <i>Clip Gage</i> .....	43
Figura 30 - Posições de encaixe do <i>clip gage</i> (adaptado de ASTM, 2011). .....	44
Figura 31 - Curva S-N do Aço API 5L Grau B Não Tratado (NT).....	45
Figura 32 - Curva S-N do Aço API 5L Grau B com Tratamento Criogênico (CRIO)..47	
Figura 33 - Curva da/dN versus $\Delta K$ do Aço API 5L Grau B Não Tratado (NT). .....	48
Figura 34 - Curva da/dN versus $\Delta K$ do Aço API 5L Grau B com Tratamento Criogênico (CRIO).....	49
Figura 35 - Curvas S-N do Aço API 5L Grau B.....	51
Figura 36 - Curva da/dN versus $\Delta K$ no Limiar de Propagação para o Aço API 5L Grau B Não Tratado (NT). .....	53

Figura 37 - Curva $da/dN$ versus $\Delta K$ no Limiar de Propagação para o Aço API 5L Grau B com Tratamento Criogênico (CRIO). .....	54
Figura 38 - Curva $da/dN$ versus $\Delta K$ no Limiar de Propagação para o Aço API 5L Grau B com e sem o Tratamento Criogênico. ....	55
Figura 39 - Comparação entre as Curvas $da/dN$ versus $\Delta K$ no Estágio II de Propagação para o Aço API 5L Grau B com e sem Tratamento Criogênico. ....	56
Figura 40 - Microscopia do Aço API 5L Grau B com e sem Tratamento Criogênico (Ótico 100x e MEV 750x). .....	57

## ÍNDICE DE TABELAS

Tabela 1 – Propriedades Mecânicas dos Aços API (adaptado de API 5L, 2000). .....	4
Tabela 2 - Composição química dos Aços API (adaptado de API 5L, 2000). .....	4
Tabela 3 - Definições de carregamentos cíclicos com amplitude constante. ....	20
Tabela 4 - Propriedades mecânicas do Aço API 5L Grau B. ....	33
Tabela 5 – Composição química em % de peso do Aço API 5L Grau B utilizado (Fonte: Laboratório de Análise e Ensaio de Materiais - QvalyService) .....	34
Tabela 6 - Composição química em % de peso do Aço API 5L Grau B admissível pela Norma API 5L (adaptado de API 5L, 2000). ....	34
Tabela 7 - Dimensões do CP Tipo Ampulheta.....	36
Tabela 8 - Tamanho necessário de uma amostra. (Norma ASTM / E 739-91, 2004) .....	38
Tabela 9 - Replicações necessárias. (Norma ASTM / E 739-91, 2004).....	38
Tabela 10 - Níveis de Tensão para os ensaios com e sem tratamento Criogênico ..	39
Tabela 11 - Ciclos de vida em fadiga para o Aço API 5L Grau B Não Tratado. ....	45
Tabela 12 - Comportamento Estatístico das Vidas de Fadiga do Aço Não Tratado. .	46
Tabela 13 - Parâmetros de Fadiga com os Respectivos Limites de Confiança de 95% do Aço Não Tratado.....	46
Tabela 14 - Limites de Fadiga com os Respectivos Limites de Confiança de 95% do Aço Não Tratado. ....	46
Tabela 15 - Ciclos de vida em fadiga para o Aço API 5L Grau B com Tratamento Criogênico.....	46
Tabela 16 - Comportamento Estatístico das Vidas de Fadiga do Aço com Tratamento Criogênico.....	47
Tabela 17 - Parâmetros de Fadiga com os Respectivos Limites de Confiança de 95% do Aço com Tratamento Criogênico. ....	47
Tabela 18 - Limites de Fadiga com os Respectivos Limites de Confiança de 95% do Aço com Tratamento Criogênico.....	48
Tabela 19 - Microdureza das amostras com tratamento Criogênico e do aço não tratado. ....	50
Tabela 20 – Comparação entre os Níveis de Tensão Alternadas que Induziriam a Iniciação de trincas de fadiga no Aço API 5L Grau B com Tratamento Criogênico e não tratado.....	51
Tabela 21 - Ganho na vida em fadiga para o Aço API 5L Grau B com Tratamento Criogênico e não tratado.....	52
Tabela 22 - Valores Estimados para o Fator Intensidade de Tensões Limiar ( $\Delta K_{th}$ ) para o Aço API 5L Grau B Não Tratado e Tratado. ....	55
Tabela 23 - Coeficientes da Equação de Paris – Região II ( $\Delta a = 0,25 \text{ mm}$ ). ....	56

# LISTA DE SÍMBOLOS

- $a$  - comprimento da trinca
- $\alpha$  - sensibilidade do material a presença de tensão média
- $a_i$  - comprimento inicial da trinca
- $a_f$  - comprimento final da trinca
- $a_c$  - distância crítica
- $A_{BSq}$  - coeficiente de resistência a fadiga
- $b$  - expoente de resistência a fadiga
- $B$  - espessura do corpo de prova C(T)
- $c$  - semi-eixo principal de uma elipse
- $d$  - semi-eixo secundário de uma elipse
- $d_{MP}$  - distância crítica pelo método do ponto
- $d_{ML}$  - distância crítica pelo método da linha
- $\mathcal{E}-N$  - abordagem deformação-vida
- $F$  - fator de forma
- $K_a$  - fator de condição de superfície
- $K_b$  - fator de tamanho
- $K_{car}$  - fator de carregamento
- $K_d$  - fator de temperatura
- $K_e$  - fator de confiabilidade
- $K_f$  - fator de efeitos variados
- $K_r$  - fator de intensidade de tensão
- $K$  - fator de intensidade de tensão
- $K_{máx}$  - fator de intensidade de tensão máxima
- $K_{mín}$  - fator de intensidade de tensão mínimo
- $K_{op}$  - fator de intensidade de tensão de abertura da trinca
- $K_{cl}$  - fator de intensidade de tensão de fechamento da trinca
- $\Delta K$  - faixa do fator de intensidade de tensão
- $\Delta K_{th}$  - limiar de propagação de trincas
- $\Delta K_{eff}$  - fator de intensidade de tensão efetiva
- $L$  - distância característica do material
- $M$  - fator sensibilidade a tensão média
- $N$  - número de ciclos
- $P_{máx}$  - carga ou força máxima

$P_{op}$  - carga ou força de abertura da trinca  
 $R_c$  - razão de carregamento crítico  
 $\sigma_{-1}$  - tensão máxima observada nos ensaios com  $R = -1$   
 $\sigma_{m\acute{a}x}$  - tensão máxima  
 $\sigma_{m\acute{i}n}$  - tensão mínima  
 $\sigma_{m\acute{e}d}$  - tensão média  
 $\sigma_y$  - tensão na direção do eixo y.  
 $S$  - tensão  
 $S_a$  - amplitude de tensão  
 $S_{ar}$  - limite de resistência à fadiga para a condição de carregamento reverso,  $R = -1$   
 $S_e^`$  - limite de resistência do corpo de prova  
 $S_e$  - limite de resistência do ponto crítico do corpo de prova  
 $S_y$  - tensão de escoamento do material  
 $S_{rt}$  - limite de resistência a traço  
 $S-N$  - abordagem tensão-vida  
 $\Delta\sigma$  - amplitude de tensão  
 $\Delta\sigma_0$  - limite de resistência a fadiga  
 $R$  - razão de carregamento  
 $r$  - raio no sistema de coordenadas polares  
 $\theta$  - ângulo no sistema de coordenadas polares  
 $x$  - direção  $x$  no plano cartesiano  
 $y$  - direção  $y$  no plano cartesiano  
 $z$  - direção  $z$  no plano cartesiano  
 $\gamma$  - expoente da equação de Walker  
 $W$  - espessura do corpo de prova C(T)  
 $U$  - razão de intensidade de tensões ou razão de fechamento

## RESUMO

Dentre as várias classes de aço existentes, a mais utilizada pela indústria de petróleo e gás é a classe API 5L, por ser utilizada na fabricação de tubos para condução de gás e petróleo e seus derivados, pois possuem as seguintes características: alta resistência aos esforços mecânicos, boa tenacidade e boa soldabilidade (devido ao baixo teor de carbono equivalente nestes aços). Com a combinação destes fatores é possível trabalhar em maiores pressões e fluxo de produto utilizando menores espessuras devido às melhores propriedades mecânicas registradas por estes materiais. A pesquisa em questão procura avaliar o efeito do Tratamento Criogênico sobre a resistência à fadiga e à fratura de um dos aços mais usado na indústria petrolífera, o aço API 5L Grau B, com o objetivo primário de permitir a utilização desta material na fabricação de meios de ligação e conexões não soldadas. Nesse sentido, foram conduzidos ensaios de fadiga uniaxial, segundo a norma ASTM E 739-91 seguindo a abordagem *S-N* com razão de carregamento igual a  $R = -1$ . Avaliou-se também a propagação de trincas com controle de  $\Delta K$ , segundo a norma ASTM E 647, a fim de obter os valores do limiar de propagação de trincas,  $\Delta K_{th}$ . A razão utilizada foi  $R = 0,1$ . Esses ensaios foram conduzidos em corpos de prova com e sem Tratamento Criogênico. Com base nos valores obtidos experimentalmente, o Tratamento Criogênico fez com que o Aço API 5L Grau B aumentasse sua vida em fadiga, e fez com que a trinca, uma vez iniciada propagasse mais rápido do que em relação a este mesmo aço sem tratamento. Os limites de resistência à fadiga do Aço API 5L Grau B obtidos foram:  $183 \pm 3 \text{ MPa}$  – Corpos de prova sem tratamento e  $184 \pm 7 \text{ MPa}$  – Corpos de prova com Tratamento Criogênico. Já os valores médios obtidos de  $\Delta K_{th}$  foram:  $6,3 \pm 1,3 \text{ MPa}\sqrt{m}$  – Corpos de prova sem tratamento e  $4,2 \pm 0,4 \text{ MPa}\sqrt{m}$  – Corpos de prova com Tratamento Criogênico.

Palavras chave: *fadiga; curva S-N; propagação de trincas; fator intensidade de tensões; Aço API 5L Grau B, Norma ASTM E647; Norma ASTM E 739-91; tratamento criogênico;*

# ABSTRACT

Among the various classes of existing steel, the most commonly used by the petroleum industry is the API 5L class, for use in the manufacture of pipes for conducting oil and its derivatives, because they have the following characteristics: high resistance to mechanical stress, good toughness and weldability (due to low carbon equivalent steels these). With the combination of these factors can work in higher pressures and greater product flow using smaller thicknesses due to improved mechanical properties reported for these materials. The research project seeks to assess the effect of cryogenic treatment on the fatigue strength and fracture in this material commonly used in the oil industry, API 5L Grade B steel, with the primary purpose of enabling the use of this material in the manufacture of means of binding and non-welded connections. In this sense, uniaxial fatigue tests were conducted according to ASTM E 739-91 standard according to *S-N* approach with loading rate equal to  $R = -1$ . Was evaluate too the crack propagation with control  $\Delta K$ , according to ASTM E647 standard, for purposes of obtaining the values of the threshold crack propagation,  $\Delta K_{th}$ . The ratio used was  $R = 0,1$ . These tests were conducted on specimens with and without Cryogenic Treatment. Based on these values obtained experimentally, Cryogenic Treatment has made the Steel API 5L Grade B increase its fatigue life, and making the crack, once initiated to propagate faster than that for the same steel without treatment. The limits of fatigue resistance of steel API 5L Grade B obtained were  $183 \pm 3$  MPa - Specimens without treatment and  $184 \pm 7$  MPa - Specimens with Cryogenic Treatment. Have average values of  $\Delta K_{th}$  were:  $6.3 \pm 1.3$  MPa  $\sqrt{m}$  - Specimens without treatment and  $4.2 \pm 0.4$  MPa  $\sqrt{m}$  - Specimens with Cryogenic Treatment.

*Keywords: fatigue; S-N curve; crack propagation; crack propagation threshold, API 5L Grade B Steel, ASTM E647 standard, ASTM E 739-91 standard; cryogenic treatment;*

# 1 INTRODUÇÃO

Com o aumento da demanda energética no setor industrial brasileiro se faz necessário o incremento das tecnologias para distribuição de petróleo e seus derivados. A evolução tecnológica no setor offshore tem gerado uma expectativa crescente de utilização de aços de alta resistência, tanto para risers quanto para tubulações de transporte em geral, embora as condições de serviço e de desempenho necessária para os dois sistemas sejam diferentes. Esta tendência é justificada tanto por razões econômicas quanto técnicas, porque a extração de petróleo e gás em águas profundas gera a demanda pela utilização de materiais mais resistentes com o desafio de conter ou reduzir os custos de projeto.

Para que esse aumento de produção seja possível, é necessário o investimento em pesquisas de técnicas e materiais a serem utilizados em condições de extrema adversidade, como na prospecção do petróleo no Pré-Sal. O Plano de Negócios e Gestão 2012-2016 da Petrobras (BARBASSA, 2011) prevê um total de US\$ 236,7 bilhões em investimentos no setor, sendo que o segmento de Exploração e Produção receberá investimentos de US\$ 147,5 bilhões somente no Brasil, divididos em 73% para desenvolvimento da produção, 16% para exploração e 11% para infraestrutura e suporte. A participação do Pré-Sal na produção nacional de petróleo passará da estimativa de 2% em 2011 para 40,5% em 2020. Além disso, na área de Pesquisa e Desenvolvimento serão investidos US\$ 4,6 bilhões [2].

Dentre as várias classes de aço existentes, a mais utilizada pela indústria de petróleo é a classe API 5L, por ser utilizado na fabricação de tubos para a condução de petróleo e seus derivados, pois possuem as seguintes características: alta resistência aos esforços mecânicos, boa tenacidade e boa soldabilidade (devido ao baixo teor de carbono equivalente nestes aços). Com a combinação destes fatores é possível trabalhar em maiores pressões e com maior fluxo de produto utilizando menores espessuras devido às melhores propriedades mecânicas registradas por estes materiais. Ressalta-se que a melhoria na resistência desses tipos de aços pode diminuir a espessura da parede de forma significativa, resultando em um projeto mais eficiente e com um custo de logística menor. Nesse sentido, a pesquisa em questão procurará avaliar o efeito do Tratamento Criogênico sobre a resistência à fadiga e à fratura de um dos materiais mais usados na indústria petrolífera, o aço API 5L Grau B com o objetivo primário de permitir a utilização deste material na fabricação de meios de ligação e conexões não soldadas.

## 2 AÇOS API 5L

Aços microligados, e aços alta resistência e baixa liga (ARBL) ou do inglês (HSLA - *High-Strength Low-Alloy Steel*) são aços que possuem baixo teor de carbono aliado a pequenos teores de nióbio, titânio e/ou vanádio, elementos que apresentam uma característica peculiar durante a conformação a quente (GORNI, 2009).

De um modo geral, são classificados como aços ARBL os aços resultantes de um processo de manufatura que incorpora na rota de produção destes aços a aplicação de conceitos como endurecimento por precipitação, refino de grão, adição de elementos microligantes associados a diferentes escalas de passes de temperaturas de laminação. Os aços ARBL foram desenvolvidos pela indústria do aço e atualmente atendem diversos setores industriais como o automobilístico e o de estruturas, devido ao seu elevado limite de resistência, boa tenacidade a baixas temperaturas, boa conformabilidade e boa soldabilidade devido ao baixo carbono equivalente (ORDÓÑEZ, 2004). A Figura 1 ilustra um tipo de utilização deste aço.



Figura 1 - Oleoduto – exemplo de aplicação [1]

### 2.1 HISTÓRICO

Com o crescimento da demanda mundial por energia, tornou-se necessária a construção de dutos mais resistentes, com pressões de operação mais elevadas, que trabalhassem com a melhor eficiência possível e que ainda permitissem uma redução nos custos de transporte e de construção dos dutos. As soluções foram aumentar o diâmetro dos dutos ou aumentar a pressão

de operação dos mesmos. Para isso, foi necessário o desenvolvimento de aços de alta resistência que possibilitassem a maior eficiência desejada e ao mesmo tempo não exigissem que as paredes dos tubos fossem cada vez mais grossas (HILLENBRAND *et al*, 2002).

Os aços ARBL possibilitaram a redução nos custos de construção, devido a uma redução significativa na espessura da parede dos tubos, gerando um impacto considerável na quantidade de material utilizado, nos custos de transporte e de soldagem. Além disso, estes aços viabilizaram a operação de dutos com pressões maiores do que aquelas utilizadas anteriormente, resultando em um maior volume de gás, petróleo e seus derivados transportados (HILLENBRAND *et al*, 2002).

No início dos anos 70, o aço API 5L grau X-70 foi introduzido pela primeira vez na Alemanha para a construção de dutos de transporte de gás. Isso foi possível com o desenvolvimento da prática de laminação controlada. Desde então, o grau X-70 provou ser um material confiável para a implementação de vários projetos de dutos. O material foi melhorado conforme a técnica de laminação controlada foi sendo aprimorada, e pode ser soldado sem problemas, com eletrodos celulósicos, cuidadosamente para evitar a formação de trincas induzidas por hidrogênio (CALOI, 2008).

Seguindo esta experiência bem sucedida do aço X-70 e com o desenvolvimento do processo de laminação controlada com resfriamento acelerado, o aço API 5L grau X-80 entrou em uso pela primeira vez em 1985, com a construção de uma seção de 3,2 Km de dutos feitos com este material. O processo de laminação controlada com resfriamento acelerado permitiu a produção de materiais com grau X-80 microligado com nióbio e vanádio, com quantidade de carbono mais baixa e boa soldabilidade (HILLENBRAND, 2002).

Finalmente, em 1992, houve a primeira construção de duto feita inteiramente de aço X-80. A distância da construção foi de 250 km, realizada na Alemanha, onde foram utilizadas 145.000 toneladas para este projeto. O fator que incentivou esta grande obra foi a redução da espessura dos tubos necessária para a operação com uma pressão de 100 bar (HILLENBRAND *et al*, 2002).

Mais recentemente, adições de elementos de liga como o molibdênio, o cobre e o níquel, além de processos modificados de resfriamento controlado, possibilitaram o desenvolvimento de aços de grau X-100 e X-120 (NETO, 2003).

Apesar de no mundo já existirem estudos avançados com dutos de grau X-100 e até X-120, no Brasil, os dutos de maior resistência existentes atualmente são fabricados com aço API 5L X-70, cuja tecnologia já está bem desenvolvida e consolidada (CALOI, 2008).

A Tabela 1 mostra os graus dos aços API e suas respectivas propriedades mecânicas, segundo a norma:

Tabela 1 – Propriedades Mecânicas dos Aços API (adaptado de API 5L, 2000).

Grau	Resistência ao Escoamento Mínimo		Resistência ao Escoamento Máximo		Resistência à Tração Mínimo		Resistência à Tração Máximo		Alongamento Mínimo <sup>2</sup> %
	kSI	MPa	kSI	MPa	kSI	MPa	PSI	MPa	a
B	35	241	65	448	60	414	110	758	A
X42	42	290	72	496	60	414	110	758	A
X46	46	317	76	524	63	434	110	758	A
X52	52	359	77	531	66	455	110	758	A
X56	56	386	79	544	71	490	110	758	A
X60	60	414	82	561	75	517	110	758	A
X65	65	448	87	600	77	531	110	758	A
X70	70	483	90	621	82	565	110	758	A
X80	80	552	100	690	90	621	120	827	A

A composição química dos aços para tubos API pode ser variada para fornecer propriedades específicas. Teores máximos e mínimos para os elementos microligantes *Mn*, *Co*, *V*, *Ti* são descritos na especificação API 5L para os vários graus. Nem todos esses elementos estão presentes em todos os graus. Alguns deles são adicionados a certos graus de aços para dutos para proporcionar características específicas. Pode-se dizer que a quantidade de manganês requerida em tubos para dutos aumenta quanto maior for o grau do aço. A composição química típica dos aços ARBL pode ser vista na Tabela 2:

Tabela 2 - Composição química dos Aços API (adaptado de API 5L, 2000).

Grau	Carbono Máximo <sup>a</sup>	Manganês Máximo <sup>a</sup>	Fósforo Máximo	Enxofre Máximo	Titânio Máximo	Outros
Sem Costura						
B	0,24	1,20	0,025	0,015	0,04	b, c
X42	0,24	1,30	0,025	0,015	0,04	c, d
X46, X52, X56	0,24	1,40	0,025	0,015	0,04	c, d
X60, X65, X70, X80	0,24	1,40	0,025	0,015	0,06	c, d
Soldado						
B	0,22	1,20	0,025	0,015	0,04	b, c
X42	0,22	1,30	0,025	0,015	0,04	c
X46, X52, X56	0,22	1,40	0,025	0,015	0,04	c
X60	0,22	1,40	0,025	0,015	0,04	c
X65	0,22	1,45	0,025	0,015	0,06	c
X70	0,22	1,65	0,025	0,015	0,06	c
X80	0,22	1,85	0,025	0,015	0,06	c

Notas

- a Para cada redução de 0,01% abaixo do máximo especificado para o carbono, um aumento de 0,05% acima do máximo especificado para manganês
- b Nióbio, Vanádio ou Titânio podem ser usados se acordado com o comprador e fornecedor.
- c A Soma de Nióbio, Vanádio e Titânio não deve exceder a 0,15%.

## 2.2 PROCESSO DE LAMINAÇÃO DE TUBOS API 5L

A evolução metalúrgica ocorrida no processo de laminação e tratamento térmico de chapas utilizadas na fabricação de tubos para transporte de gás, petróleo e seus derivados pode ser vista na Figura 2. A partir dela pode-se observar que já eram produzidas chapas de aço para produção de tubos API 5L – X 60 na década de 70 apresentando teor de carbono relativamente alto – 0,20% - e contendo também adições de vanádio para aumentar a sua resistência mecânica. O processo de laminação a quente destas chapas tinha como objetivo somente obter as dimensões necessárias para a chapa, cujas propriedades mecânicas eram definidas posteriormente ao se aplicar tratamento térmico de normalização (GRIMPE, 2004).

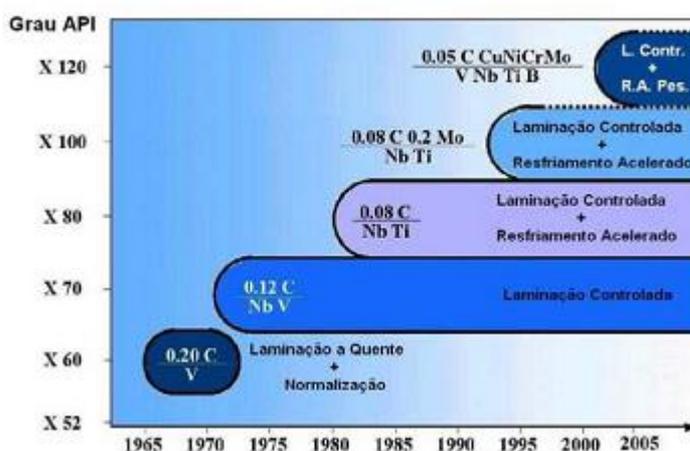


Figura 2 - Evolução dos aços utilizados na fabricação de tubos para transporte de gás e petróleo (GORNI, 2009)

O processo de fabricação era utilizado em chapas de carbono relativamente alto, o que dificulta o processo de soldagem, e também se fazia necessária à realização de tratamento térmico posterior, o que demandava um novo acréscimo de energia. Com isso, na década de 60, pesquisadores ingleses deram início ao estudo de um novo material, os aços microligados (GORNI, 2009).

Em aços convencionais submetidos ao processo de conformação a quente ocorre a recristalização logo após cada passe de deformação. Isto também ocorre no caso de aços microligados, mas somente até um certo ponto, sendo que abaixo da temperatura de não-recristalização ( $T_{nr}$ ), parte dos elementos microligantes se precipita na austenita, estes precipitados ancoram os contornos de recristalização que varrem a microestrutura após cada passe de deformação, ela deforma progressivamente à medida que é laminada, formando grãos achatados. A transformação da austenita deformada que ocorre durante o resfriamento da chapa após sua laminação a quente, gera uma microestrutura com tamanho de grão extremamente refinado. O refino de grão promovido pela laminação controlada pode ser entendido com maior clareza observando a Figura 3 (GORNI, 2009).

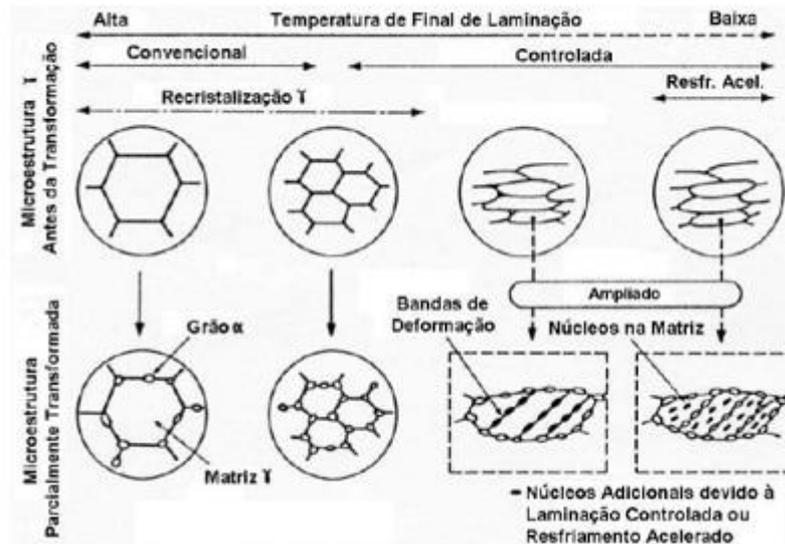


Figura 3 - Fases da transformação da austenita na laminação controlada (KOZASU, 1992).

O endurecimento proporcionado pelo refino de grão também é complementado por outros fenômenos metalúrgicos. Os elementos microligantes, ainda que em solução, também podem se precipitar simultaneamente com a transformação da austenita em ferrita durante o resfriamento da chapa, aumentando ainda mais sua resistência mecânica, ainda que comprometendo um pouco a tenacidade do material (PAXTON, 1980).

Por outro lado, o fato da laminação definir as propriedades finais do produto impõe que seus parâmetros de processos sejam controlados com muito maior rigor, uma vez que é necessário aplicar os passes de laminação de forma coordenada com a evolução da temperatura do laminado. Neste caso, o tratamento é conhecido como laminação controlada. O processo ocorre basicamente em duas etapas: esboçamento a alta temperatura (ocorre à recristalização plena da austenita a cada passe de laminação) e acabamento a baixas temperaturas (sem recristalização da austenita entre passes), conforme mostrado na Figura 4 (PAXTON, 1980).

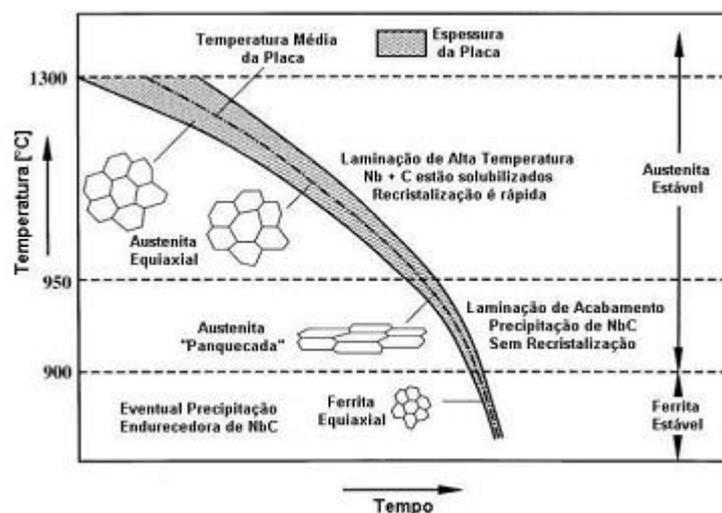


Figura 4 - Transformações metalúrgicas durante a laminação (PAXTON, 1980).

A contínua busca por aços com níveis ainda mais elevados de resistência mecânica e tenacidade, mas teores ainda menores de carbono e elementos de liga, levaram à pesquisas sobre novas abordagens para se refinar ainda mais o tamanho de grão do material. Uma das maneiras de se alcançar esse objetivo consiste em se promover a transformação da austenita sob menores temperaturas, onde a nucleação dos novos grãos de ferrita é ainda mais acelerada. Isso pode ser conseguido resfriando-se a chapa com jatos de água logo após sua laminação a quente (GORNİ, 2009).

O encruamento da austenita na fase de acabamento da laminação controlada faz com que as cargas de laminação no final do processo atinjam valores muito altos. Isto inviabiliza a aplicação desse processo em linhas mais antigas, as quais não foram originalmente concebidas para a aplicação desse novo tratamento termomecânico. Uma das soluções para este inconveniente é a adoção de aços com teores relativamente altos de *Nb*, entre 0,060 e 0,100%, os quais permitem elevar as temperaturas da laminação controlada, minimizando as cargas de laminação. Esse tipo de laminação é conhecido como processamento sob alta temperatura (*High Temperature Processing*, HTP) (HULKA, 2004).

Outra possibilidade é a chamada laminação controlada com recristalização (*Recrystallization Controlled Rolling*, RCR), onde se usam aços ao *V-Ti-N*. Neste caso, não se usa *Nb*, pois não se deseja encruar a austenita durante a laminação. A intenção aqui é promover sucessivas recristalizações estáticas plenas da austenita entre os passes de laminação para refinar a microestrutura (LAGNEBORG, 1999).

Deve-se observar que o menor grau de refino de grão e endurecimento por precipitação tende a reduzir a tenacidade do produto (GORNİ, 2009).

## **2.3 FABRICAÇÃO DE TUBOS API 5L**

Os tubos API são utilizados no transporte de água, gás e óleo nas indústrias de petróleo e gás natural. As suas especificações são regidas pela norma API 5L que tem por objetivo proporcionar padrões para a fabricação destes produtos.

A norma API 5L (*Specification for Line Pipe Steel*) classifica os tubos com base nas suas propriedades mecânicas, dimensões, peso, composição química, carbono equivalente e ensaios hidrostáticos, podendo ser fabricados com costura ou sem costura seguindo as exigências da norma diante a cada processo. Os graus que indicam as diferentes classes de tubos são baseados na sua tensão de escoamento em *ksi*, e são descritos como grau A25, A, B e X sendo que este último indica aços de alta resistência. Os aços de alta resistência da classe X que são abrangidos pela norma em questão são X42, X46, X52, X56, X60, X65, X70 e X80 sendo possíveis classes intermediárias de resistência quando acordado com o comprador (HAUPT, 2013).

Existem dois níveis de especificação de tubos. Estes são o PSL 1, fornecidos em uma faixa de diâmetros externos de 11,4 mm (0,405'') até 2000 mm (80''), já os tubos classificados como PSL 2 são fornecidos em uma faixa de diâmetros externos de 115 mm (4,5'') até 2000 mm (80''). Os tubos são geralmente fornecidos com comprimentos de 6 ou 12 m. A diferença entre estes níveis de especificação PSL 1 e PSL 2 são requisitos como tenacidade, limite de escoamento e carbono equivalente que tem maior rigor na especificação PSL 2 (HAUPT, 2013).

A especificação referente ao limite de resistência tem sido realizada através da razão elástica ( $LE/LR$ ). Em um aço de grau X65 este valor será de 0,85, para o aço grau X70 ou superior, o valor da razão elástica passa para 0,90 (OLIVEIRA FORTES 1993).

Os tubos utilizados para fabricação de dutos de transporte de produtos da indústria de óleo e gás podem ser fabricados por dois processos (HASHMI, 2006). Um envolve a fabricação sem etapas de soldagem (*seamless* – sem costura), realizado normalmente via extrusão a quente, fundição por centrifugação ou fundição convencional (VALIM, 2005). Porém, este é o processamento menos viável economicamente.

Já um segundo caminho, mais frequentemente utilizado, é via processo de conformação a frio UOE de uma chapa, que envolve uma soldagem (*welded* – tubos com costura) (TORRICO, 2006). Resumidamente, este último processo envolve o dobramento em U, fechamento em O e expansão E (SILVA, 2004). A Figura 5 ilustra as etapas de fabricação do tubo através do uso de chapas.

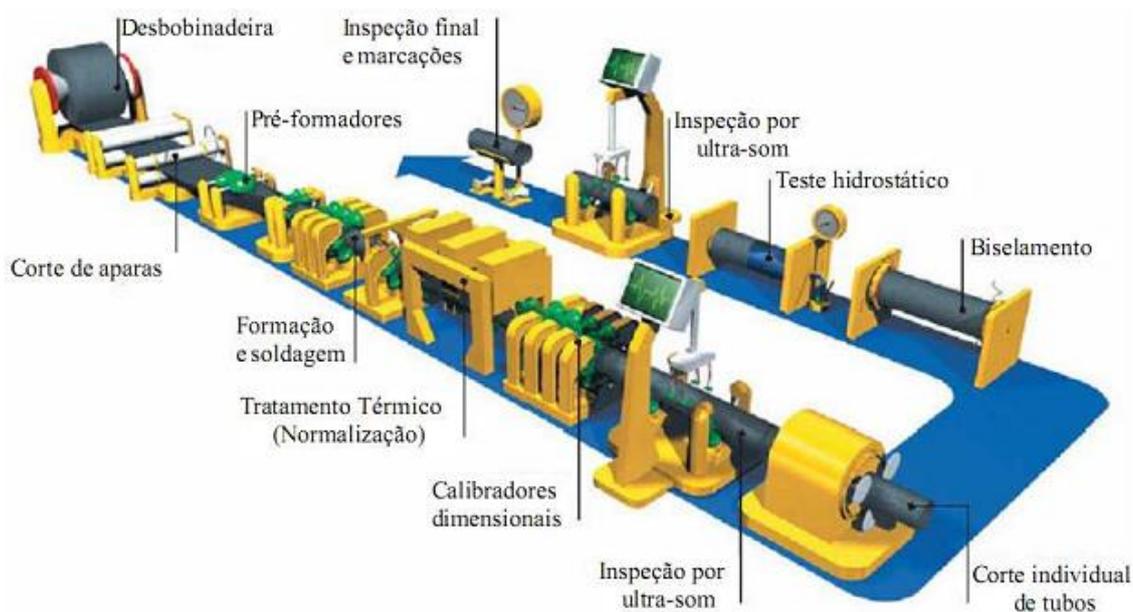


Figura 5 - Etapas do processo de fabricação de tubos UOE (TORRICO, 2006).

A soldagem (costura) é realizada principalmente pelo processo de arco submerso (SAW – *submerged arc welding*), onde o primeiro passe é interno e o segundo externo. Após, é realizada uma extensiva inspeção da solda longitudinal (LEMOS, 2009).

Após a fabricação das chapas e conformação dos tubos, os dutos são construídos através da união de segmentos, utilizando-se soldas circunferenciais. Os processos de soldagem empregados são por arco elétrico com eletrodo não consumível de tungstênio para o passe de raiz, e o restante do preenchimento por arco elétrico com eletrodo revestido (PARGETER, 2008).

A soldagem entre seções de tubos para fabricação de dutos, usados em transporte de produtos na indústria petrolífera de óleo e gás, se dá em terra (*onshore*) ou no mar (*offshore*), dependendo do local onde será instalado o duto (NETTO, 2008). Se a soldagem e fabricação ocorrem dentro de barcos (*offshore*), ocorrerá subsequentemente a imersão do duto (acomodação no leito do mar). Apesar da praticidade desse processo, que envolve a instalação logo após a fabricação do duto, o processo mais economicamente eficiente é a soldagem *onshore*, pois permite a inspeção mais detalhada das soldas realizadas. Este último processo é utilizado para dutos que serão instalados não somente no mar, mas também em terra. No caso de dutos instalados em alto mar, o transporte do duto fabricado é realizado por barcos específicos (NETTO, 2008).

### 3 CRIOGENIA

Proposto na antiga URSS em 1937, o método de tratamento a baixas temperaturas de Gulyaev foi um dos primeiros métodos usados para eliminar a austenita retida presente nos aços temperados. A célula de resfriamento usada por Gulyaev consistia de uma caixa revestida de cobre e isolada externamente com aço, sendo que o espaço entre estes dois materiais era preenchido com dióxido de carbono sólido (gelo seco) ou outras substâncias como etano, etileno e freon, obtendo temperaturas entre  $-80$  e  $-100$  °C (GULYAEV, 1937).

Nas últimas décadas, um interesse especial tem sido demonstrado pelo efeito de baixas temperaturas no tratamento térmico dos aços. Alguns trabalhos indicam que, dentre outros benefícios, a vida das ferramentas de corte pode aumentar significativamente após estas serem submetidas ao tratamento térmico subzero. Diferentemente dos revestimentos, o tratamento criogênico é aplicado em todo o volume e não apenas superficialmente, o que garante a manutenção de suas propriedades ao longo de toda a vida da ferramenta. Porém, a falta de consenso sobre os fenômenos metalúrgicos envolvidos no aumento da resistência ao desgaste e alguns resultados contraditórios encontrados na literatura colocam em dúvida os reais benefícios deste tratamento.

Tem-se teorizado bastante sobre a causa da melhoria dos diferentes aços sob tratamento criogênico, fundamentalmente sobre os aços rápidos. Felizmente, já existem pontos de concordância sobre a transformação da austenita retida em martensita, como tem sido demonstrado desde o começo da utilização do tratamento subzero, que fica na casa dos  $-80$  °C. A utilização de diferentes ensaios sofisticados como MEV, EDS, raios X, assim como da simples microscopia ótica, tem comprovado essa transformação. As melhorias nos materiais também são baseadas no aparecimento de carbonetos, microcarbonetos e micronitretos devido às temperaturas extremamente baixas aplicadas e mantidas. A homogeneização das microestruturas e a redução das tensões internas completam o grupo de argumentos para justificar as gigantescas melhorias dos diferentes materiais (REASBECK, 1992).

A criogenia é um tipo de tratamento que consiste na utilização de temperaturas próximas à do nitrogênio líquido ( $-196$  °C), com o propósito de se obter determinadas propriedades, tais como elevada resistência ao desgaste, tenacidade, dureza e dureza a quente, tensões residuais compressivas, dentre outras. No caso particular da resistência ao desgaste, este é reconhecidamente um fenômeno complexo, uma vez que muitos fatores influenciam o desgaste de um componente em serviço e várias combinações dos quatro mecanismos básicos (adesivo, abrasivo, por fadiga e corrosivo) podem estar envolvidos em uma situação particular (BARRON, 1982). Este fato aumenta de importância deste tratamento em aços para mancais de rolamentos devido às condições especiais de utilização, durante as quais os elementos são submetidos a pressões de contato muito altas associadas a temperaturas relativamente elevadas.

O chamado Tratamento Criogênico Profundo (TCP) consiste no resfriamento a uma taxa muito baixa, da temperatura ambiente até a temperatura do nitrogênio líquido. O ciclo de criogenia pode ser feito em atmosfera gasosa de nitrogênio ou utilizando a imersão direta no líquido. Este esfriamento é mantido durante aproximadamente 24 horas (podendo ser superior) e depois se retorna à temperatura ambiente novamente a taxas igualmente baixas, evitando assim mudanças bruscas de temperatura que possam provocar o aparecimento de trincas e tensões internas. É comum a combinação da criogenia com ciclos de revenimento, que podem ser simples ou múltiplos, obtendo-se diferentes resultados finais (ASM METALS HANDBOOK, 1969).

Existem duas hipóteses que buscam explicar os efeitos dos tratamentos criogênicos nas propriedades mecânicas (resistência ao desgaste e tenacidade) dos aços. Uma defende que a única mudança que ocorre no aço durante o processo criogênico é a transformação da austenita retida em martensita e a outra defende que além da transformação da austenita retida, o condicionamento da martensita em temperaturas criogênicas gera condições para a precipitação de carbonetos ultrafinos no revenimento.

A fragilização intergranular é um dos fenômenos importantes que pode ocorrer durante o tratamento térmico dos aços inoxidáveis martensíticos de baixo carbono. Portanto, quando submetidos a baixas taxas de resfriamentos, os aços CA6NM também são suscetíveis a este tipo de fragilização, como é o caso, por exemplo, do resfriamento do núcleo de peças de grandes seções. Pesquisas assinalam que o principal fator desta fragilização é a presença de carbonetos do tipo  $Cr_{23}C_6$  nas interfaces  $\gamma/\delta$ , nos contornos de grãos austeníticos anteriores e revertidos, ou seja, nos contornos de austenita antes da têmpera e aquela formada no revenido, respectivamente (IWABUCHI, 1982).

A baixa energia de coesão entre a interface dos contornos dos grãos com os precipitados e impurezas é um fator que influencia a existência da fragilização intergranular. Neste caso, assume-se que trincas se iniciam ao redor dos carbonetos, localizados nos contornos de grãos e se propagam ligando-se umas às outras (SMITH, 1993).

Como muitas vezes é inevitável um resfriamento mais lento no núcleo de peças de maiores volumes, procura-se otimizar a composição química de modo a minimizar a suscetibilidade a esta fragilização. Elementos como carbono, níquel, silício e molibdênio influenciam na cinética de precipitação de  $Cr_{23}C_6$ , afetando, portanto, a tenacidade - esta que, normalmente, é referida com o aumento da temperatura de transição dúctil-frágil ou FATT (*fracture appearance transition temperature*) e a fração de fratura intergranular (LESLIE, 1981).

### 3.1 EFEITOS DO TRATAMENTO CRIOGENICO NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS

#### 3.1.1 Dureza

Quanto à influência da criogenia em diferentes valores de temperaturas, em estudos realizados para vários tipos de aços-ferramenta, como o AISI D2, AISI H13 e Vanadis 4 (nome comercial), verificou-se que a  $-40^{\circ}\text{C}$  não eram encontradas melhorias nos valores de dureza, já entre os tratados a  $-100$  e  $-196^{\circ}\text{C}$  encontrou-se aumento maior na dureza, embora não fossem encontradas diferenças significativas entre estas duas temperaturas (Figura 6). Atribuiu-se esta diferença a uma transformação incompleta da austenita para martensita nos aços tratados a temperaturas mais altas. Foi também comprovado que não existe uma relação direta entre a dureza e a duração do processo criogênico. Considerou-se que este fato é devido à transformação instantânea de austenita em martensita quando o resfriamento ocorre abaixo da temperatura  $M_s$  (MOORE, 1993).

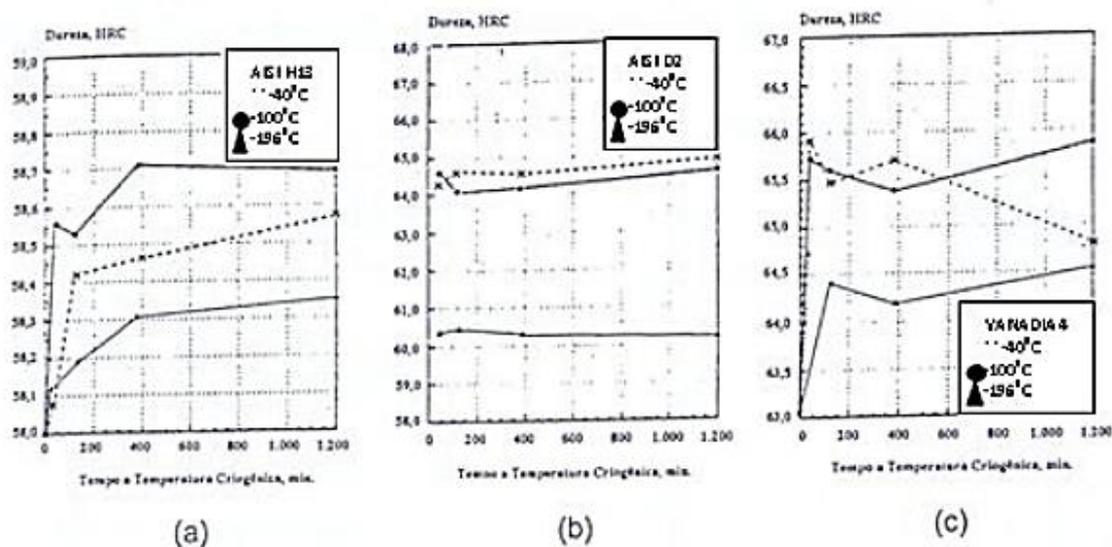


Figura 6 - Efeito da temperatura e tempo de permanência do tratamento criogênico na dureza de aços (MOORE, 1993).

Em outras experiências envolvendo os mesmos materiais tratados com têmpera e têmpera mais DCT, aplicou-se revenimento em diferentes patamares de temperaturas durante duas horas. Com estes ensaios verificou-se a influência da criogenia sobre o endurecimento secundário, provocado pelo revenimento. Observou-se um endurecimento secundário característico nas amostras só temperadas. Nas criogenicamente tratadas, a dureza registrada foi superior às outras, devido à diferença na quantidade de martensita, embora os valores de dureza secundária fossem menores. Como observado na Figura 7 (MOORE, 1993).

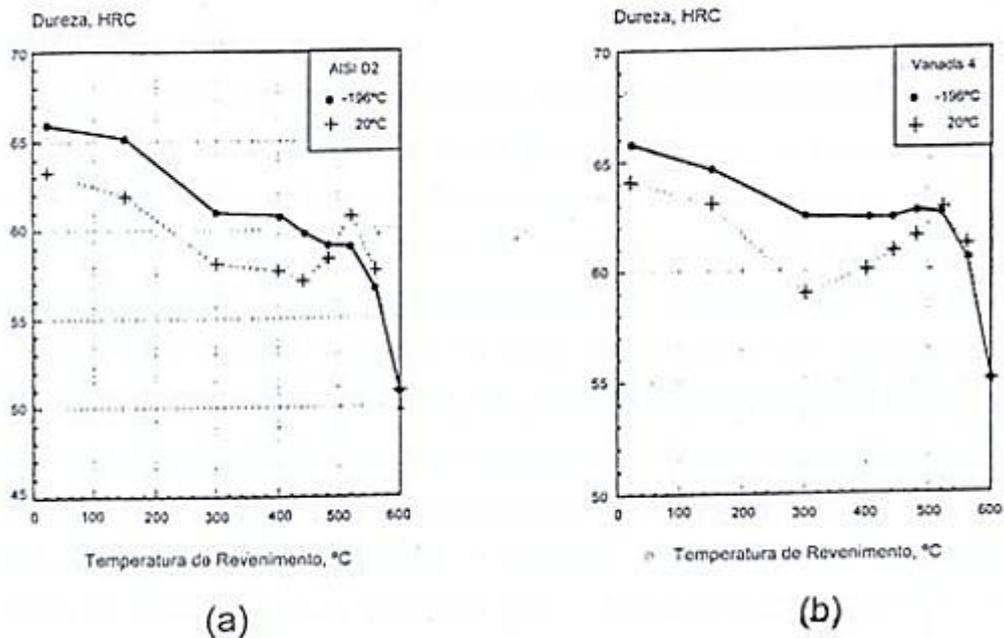


Figura 7 - Efeito do tratamento criogênico no endurecimento secundário de aços ferramentas (a) AISI D2, (b) Vanadis 4 (MOORE, 1993).

Existem estudos onde são reportados pequenos aumentos na dureza depois do tratamento criogênico, na faixa de 1 a 3 pontos da escala Rockwell. O que demonstra que com este objetivo o mencionado tratamento não proporciona grandes vantagens, no entanto a resistência ao desgaste apresenta aumentos significativos (FRANCO, 2009).

### 3.1.2 Resistência à Tração e à Flexão

Pouco se tem de informação sobre a resistência à flexão e a resistência à tração na literatura, visto que esses parâmetros são menos importantes do que a dureza e a resistência ao desgaste em aços ferramentas, que são os principais alvos de pesquisa com tratamento criogênico. Além disso, não se espera que as propriedades estáticas sejam fortemente influenciadas pela fração de austenita retida, enquanto em relação ao fortalecimento por precipitação supõe-se que os pequenos precipitados podem ser facilmente contornados pelos altos níveis de tensão na estrutura (BALDISSERA *et al*, 2008).

Resultados publicados sobre aços ferramentas que se referem ao AISI M2 e o T1 indicam um impressionante aumento por volta de 20% e 25% para resistência à flexão, respectivamente (YUN *et al*, 1998). Em KOLLMER (1999) foi relatado o aumento de 7% a 16% na resistência à tração do Aço 4140 (TORRES, 2013).

### 3.1.3 Resistência à Fadiga

O estudo da vida em fadiga dos materiais tem sido um dos principais tópicos em pesquisas relacionado à resistência dos materiais. Todas as mudanças microestruturais

anteriormente citadas tem relação com o comportamento do material sob fadiga. Um campo de carbonetos finos ou nano partículas de martensita numa matriz austenítica podem ser mecanismos efetivos no atraso ou bloqueio de movimento de discordâncias em baixas amplitudes de tensão. Por um lado, a precipitação de carbonetos finos devido ao tratamento criogênico pode levar a uma fase de nucleação de trincas prolongada. Entretanto, a fração de austenita retida é dúctil e pode atuar como um supressor da fase de propagação de trincas e sua redução pode ter um efeito negativo na vida em fadiga (BALDISSERA *et al*, 2008).

Na avaliação de vida à fadiga do aço ASTM A743 CA6NM, (WINCK, 2011) constatou que não houve mudança significativa no limite de resistência à fadiga, a diferença encontrada foi de -5%. ZHIRAFAR *et al* (2007) publicou resultados que mostram uma pequena melhora no limite de fadiga do aço AISI 4340 submetido ao teste de fadiga rotativa, seus resultados indicam um aumento de 25 a 30 MPa no limite prévio de 600 MPa (TORRES, 2013).

### **3.1.4 Tenacidade à Fratura**

LESKOVSEK *et al* (2002) sugeriram que a fração de carbonetos, dimensões e fração de austenita retida tem papel importante na otimização da razão entre dureza e tenacidade de aços rápidos. Os autores utilizaram uma equação empírica proposta por eles, em que utilizam esses três parâmetros para estimar o  $K_{IC}$  do material.

Testes de impacto, ou Charpy, foram realizados por MOLINARI *et al* (2001) e MOLINARI *et al*. (1999) e mostraram um aumento de 14% do  $K_{IC}$  no aço AISI H13 após duas têmperas e o tratamento criogênico profundo, sem nenhum efeito na dureza (*HRC*) ou na energia de impacto (antes do tratamento: 46,5 *HRC* e Energia de Impacto=17,9J; após o tratamento: 46,7*HRC* e Energia de Impacto=18,1J). Já YUN *et al* (1998) testaram a tenacidade ao impacto de antes e depois do tratamento criogênico nos aços M2 e T1, obtendo o aumento de 43% e 58%, respectivamente (TORRES, 2013).

## 4 O FENÔMENO DA FADIGA

Fadiga mecânica é a degradação das propriedades mecânicas levando à falha do material ou de um componente submetido a carregamento cíclico. No geral, fadiga é um problema que afeta qualquer componente estrutural ou parte que se move. Exemplos: automóveis, aviões (principalmente nas asas), navios, constantemente em choque com as ondas, reatores nucleares etc.

Pode-se afirmar que 90% das falhas em serviço de componentes metálicos que experimentam movimento são devido à fadiga. Frequentemente, a superfície de fratura por fadiga irá mostrar algumas características macroscópicas de fácil identificação e associação ao fenômeno da fadiga (WINCK, 2011).

A Figura 8 mostra um esquema da superfície de fratura de um aço que falhou por fadiga. Os três estágios de desenvolvimento a serem observados neste tipo de falha são: um ponto ou sítio de iniciação da trinca encontrado geralmente na superfície, período de nucleação da falha, onde a iniciação ocorre devido à máxima tensão principal de cisalhamento a 45° com a tensão principal de tração aplicada (estágio I); uma região de propagação de trinca, na direção ortogonal à tensão de tração, mostrando as marcas de praia (estágio II) e uma região de fratura rápida, onde o comprimento de trinca excede um valor crítico (estágio III). Tipicamente, a falha por carregamento cíclico ocorre a níveis de tensões muito mais baixos do que por carregamento monotônico (ensaio de tração).

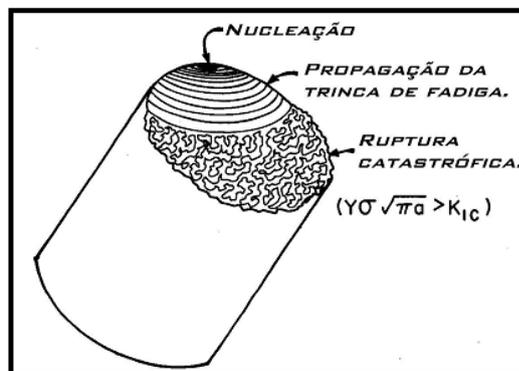


Figura 8 - Representação das superfícies características de uma fratura em fadiga, com distinção da nucleação, propagação e instabilidade da trinca (MEYERS, 1998).

### 4.1 ESTÁGIOS DO PROCESSO DE FADIGA

#### 4.1.1 Nucleação da Trinca em Fadiga

Corresponde ao início de uma ou mais microtrincas causadas por deformação plástica cíclica seguida de propagação cristalográfica estendendo-se por dois a cinco grãos relativamente à origem. As trincas do estágio I não são normalmente discerníveis a olho nu. Trincas de fadiga

nucleiam em singularidades ou descontinuidades na maioria dos materiais. Descontinuidades podem estar na superfície ou no interior do material.

As singularidades podem ser estruturais (inclusões ou partículas de segunda fase) ou geométricas (tais como riscos). Uma explicação para a nucleação preferencial de trincas de fadiga na superfície deve-se ao fato que a deformação plástica é mais fácil na superfície e que os degraus de escorregamento ocorrem também na superfície, além do fato que a máxima tensão estará quase sempre posicionada em algum ponto da superfície.

Contudo, trincas de fadiga também podem iniciar-se no interior do corpo de prova (em descontinuidades ou defeitos internos). Degráus de escorregamento sozinhos podem ser responsáveis pela nucleação de trincas ou estes podem interagir com defeitos estruturais ou geométricos para formar as trincas. Singularidades superficiais podem estar presentes desde o começo ou podem se desenvolver durante a deformação cíclica, como por exemplo, a formação de intrusões e extrusões, as quais são chamadas de bandas de escorregamento persistentes em metais.

Estas intrusões e extrusões são sítios ou locais preferenciais de nucleação de trincas por fadiga. Um modelo de formação destas imperfeições é apresentado na Figura 9. A Figura 10 apresenta uma foto real destas imperfeições.

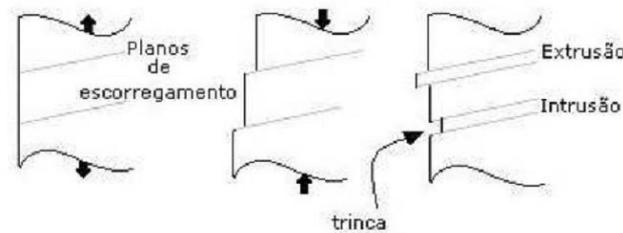


Figura 9 - Formação de Intrusão e Extrusão nas bandas de escorregamento (MEYERS, 1998).



Figura 10 - Extrusões e intrusões em uma chapa de cobre (MEYERS, 1998).

Estes defeitos ocorrem durante carregamento cíclico e podem crescer e formar uma trinca através de contínua deformação plástica. Desde que a maioria das falhas por fadiga ocorre

na superfície de um material, a condição da superfície é muito importante. Justamente, o polimento da superfície pode aumentar significativamente a vida em fadiga de um material.

#### 4.1.2 Propagação da Trinca em Fadiga

Compreende a progressões de micro a macrotrincas, formando superfícies de fratura com platôs paralelos, separados por sulcos também paralelos. Tais platôs são normalmente lisos e normais na direção da máxima tensão de tração. Essas superfícies podem ser onduladas e escuras e ter bandas leves conhecidas como marcas de praia ou marcas de concha de ostra (WINCK, 2011).

A propagação corresponde ao crescimento da trinca num plano perpendicular à direção da tensão normal principal (plano de carregamento). Este segundo estágio é o mais característico da fadiga. É sempre visível a olho nu e pode corresponder a uma grande parte da seção resistente. A superfície de fratura tem uma textura lisa e avança de forma semicircular (formação das estrias de fadiga).

Para grandes amplitudes de tensão, uma fração muito grande da vida em fadiga (por volta de 90%) ocorre no estágio de crescimento ou propagação da trinca. Para um componente que possui um entalhe, esta parcela torna-se ainda maior. Visto que, intrinsecamente os processos de fabricação formarão trincas ou defeitos nos materiais, a parte de propagação pode ser uma das etapas mais importantes no processo de fadiga (WINCK, 2011).

Algumas trincas nuclearão na superfície e propagarão de acordo com direções preferenciais nos planos orientados, aproximadamente, a 45° do plano de carregamento (ver Figura 11).

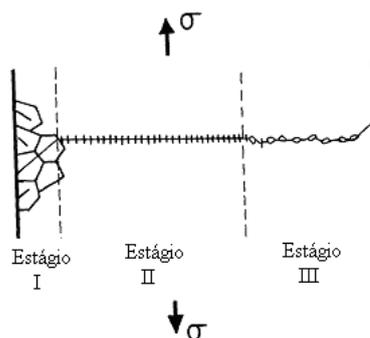


Figura 11 - Estágios I, II e III da propagação de trinca em fadiga.

Durante este estágio, a propagação de trinca é da ordem de poucos micrômetros por ciclo. Após este estágio, uma trinca dominante de poucas dezenas de milímetros começa a propagar numa direção perpendicular ao plano de carregamento. Este é chamado de estágio II e a superfície de fratura apresenta marcas de estrias ou estriações. Frequentemente, cada estria representa um ciclo de carregamento.

Existe outra importante característica no estágio II de fadiga, isto é, as chamadas “marcas de praia”. Assim como as estrias, as marcas de praia também são semicirculares, mas são, entretanto, visíveis a olho nu. As marcas de praia podem ser originadas através dos diferentes graus de oxidação produzidos nas sucessivas paradas para repouso do equipamento ou pela variação nas condições de carregamento. Estas marcas representam milhões de ciclos e elas apontam para o local de início de propagação de trinca (ver Figura 8). A proporção entre a etapa de propagação e a ruptura final indica o grau de sobrecarga da peça ou o coeficiente de segurança aplicado (WINCK, 2011).

#### 4.1.3 Região de Fratura

Ocorre no ciclo de carga final, quando o material remanescente não pode suportar as cargas, resultando em fratura rápida e repentina. Uma falha de estágio III pode ser frágil, dúctil ou uma combinação de ambas. Peças que falham por fadiga apresentam um padrão típico, sendo este constituído de duas regiões, uma de aspecto polido, correspondente à região onde a microtrinca original foi criada e outra região de aparência áspera, onde ocorreu a ruptura.

A primeira região geralmente apresenta marcas de praia, – também conhecidas como linhas de divisa – que servem de indicação do local de origem da microtrinca inicial e são formadas pelos ciclos de início e parada do crescimento da trinca. Frequentemente as linhas circundam algum entalhe ou intensificador de tensão interna. A Figura 12 mostra os processos de ruptura do material desde o estágio I.

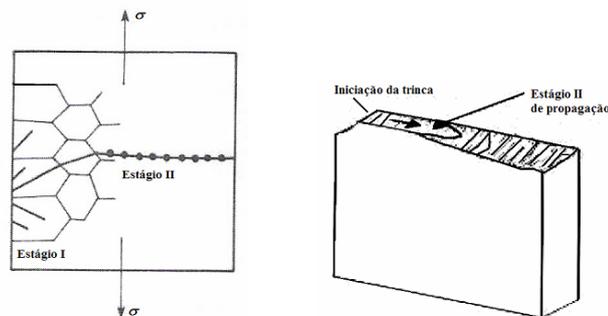


Figura 12 - Estágios da falha por fadiga.

Percebe-se nas figuras que o estágio I não apresenta direção preferencial de propagação, até que as bandas de deslizamento cresçam e tenha início o estágio II, onde o crescimento da trinca se dá na direção normal à tensão principal.

## 4.2 FATORES QUE AFETAM A VIDA EM FADIGA DOS MATERIAIS

Muitos são os fatores que afetam a vida em fadiga dos materiais. Podem ser considerados os expostos a seguir:

**Acabamento superficial:** Quanto melhor for o acabamento superficial, do componente, maior é a resistência à fadiga.

**Tamanho da peça:** Quanto maior é o componente, menor é a sua resistência à fadiga. De uma maneira mais simples, pode-se associar a influência do tamanho da peça na vida em fadiga, simplesmente, considerando o efeito do acabamento superficial. Assim, é possível imaginar a diminuição da resistência à fadiga com o aumento da dimensão do componente.

**Temperatura:** Considerando temperaturas abaixo da ambiente, tem sido observado que os metais apresentam um aumento na sua resistência à fadiga com o decréscimo da temperatura. Para mais altas temperaturas, a deformação plástica, torna-se mais intensa, diminuindo a vida em fadiga.

**Concentração de tensões:** Todas as discontinuidades tais como entalhes, furos e ranhuras modificam a distribuição de tensões, acarretando um aumento de tensões localizadas. Com este aumento de tensão localizado, o carregamento torna-se mais severo, diminuindo a vida em fadiga do material.

**Efeitos microestruturais:** O comportamento em fadiga dos aços é uma função da microestrutura apresentada, bem como do nível de inclusões não metálicas presentes. Um material temperado e revenido tem melhores características quanto à fadiga, que no seu estado normalizado ou recozido. Estes efeitos observados são diretamente relacionados ao aumento no limite de escoamento do material, uma vez que a iniciação de trincas por fadiga envolve deformação plástica localizada. Variações metalúrgicas que dificultem a deformação plástica levam a um aumento na resistência à fadiga. Maiores quantidades de inclusões diminuem a resistência à fadiga dos materiais.

### **4.3 CARACTERIZAÇÃO PRÁTICA DA FADIGA – CURVA S-N**

Os estudos iniciais efetuados por Wöhler, entre 1858 e 1860 (GARCIA *et al*, 2000), foram realizados em componentes estruturais sujeitos à flexão, torção e carregamentos axiais. Estes estudos permitiram concluir que a vida à fadiga aumenta com a diminuição da intensidade de tensão aplicada. Por outro lado, constatou-se que a vida à fadiga era drasticamente reduzida pela presença de entalhes.

Destes estudos resulta a caracterização do comportamento à fadiga em termos de amplitude de tensão versus vida à fadiga, e tem origem numa curva clássica para caracterização da fadiga nos materiais, a chamada “curva S-N”. Tal curva relaciona um valor de tensão alternada (S) ao número de ciclos (N) que pode levar a peça, sob ensaio, à ruptura. A curva S-N é também denominada “curva de fadiga” (UCHÔA, 2007).

Para conhecer o comportamento de uma peça à fadiga, precisa-se definir o tipo de carregamento, a frequência de variação deste carregamento e a razão entre os carregamentos

máximos e mínimos. Um carregamento senoidal é comumente usado em ensaios de fadiga para a obtenção da curva  $S-N$ .

Basquin (1910) notou que os dados gerados poderiam ser descritos por um modelo linear, em escala logarítmica, para os casos em que os dados de fadiga são provenientes de amostras aleatórias, como mostra a Equação 1. Onde a  $S$  é a amplitude de tensão,  $N$  é o número de ciclos que levam à falha por fadiga,  $A$  é o coeficiente de resistência à fadiga e  $b$  é o expoente de resistência à fadiga. Estes dois últimos são determinados experimentalmente.

$$S = A \cdot (N)^b \quad (1)$$

A notação comumente utilizada para caracterizar um carregamento cíclico com amplitude constante é mostrada na Tabela 3, que mostra também um carregamento cíclico típico, idealizado como um carregamento senoidal.

Tabela 3 - Definições de carregamentos cíclicos com amplitude constante.

Amplitude de tensão	$\sigma_a = \frac{\sigma_{máx} - \sigma_{mín}}{2}$	Representação gráfica
Tensão média	$\sigma_m = \frac{\sigma_{máx} + \sigma_{mín}}{2}$	
Variação de tensão	$\Delta\sigma = \sigma_{máx} - \sigma_{mín}$	
Razão de carregamento	$R = \frac{\sigma_{mín}}{\sigma_{máx}}$	

Devido a heterogeneidades nas propriedades microestruturais, diferenças superficiais, variáveis metalúrgicas, alinhamento do corpo de prova no equipamento, presença de tensão média e a frequência dos ensaios, por exemplo, os resultados de vida à fadiga são bem dispersos. Essa variação no valor da vida em fadiga,  $N$ , para vários corpos sob o mesmo nível de tensão pode levar a incertezas de projeto significativas quando a vida em fadiga e/ou a resistência à fadiga estiverem sendo considerados (WINCK, 2011).

As curvas  $S-N$  das normas representam 95% de um intervalo de confiança da vida à fadiga, isto é, 95% não irão falhar com relação à fadiga. Assim cada curva representa aproximadamente a pior condição, ou seja, o detalhe com a mais severa descontinuidade geométrica ou imperfeição. A grande variabilidade de ocorrência de defeitos provoca uma grande dispersão dos resultados mesmo que sejam testados detalhes idênticos em decorrência da diferença de tamanho das imperfeições iniciais existentes nos corpos de provas.

Análises estatísticas feitas no levantamento de dados para a construção das curvas de projeto mostraram que a variação de tensão é o parâmetro principal que rege o crescimento da trinca. Parâmetros como a tensão mínima, a razão de tensão e o tipo de material tiveram uma influência secundária na resistência à fadiga. As curvas  $S-N$  para aços também apresentam uma linha horizontal limite, correspondente a uma vida maior que  $2,0 \times 10^6$  ciclos. A variação de

tensão correspondente a esta vida ponto é conhecida como limite de resistência à fadiga (WINCK, 2011).

Para determinar a curva  $S-N$  de um material, Figura 13, um corpo de prova normalizado é submetido a tensões cíclicas e mede-se o número de ciclos que o material resiste antes de falhar. Este teste é repetido para vários corpos de prova com tensões de diferentes magnitudes.

Como indica a Figura 13, quanto maior a amplitude de tensão, menor o número de ciclos que o material resiste antes de falhar. Para ligas ferrosas e ligas de titânio, a curva  $S-N$  se torna constante para valores elevados de  $N$ , como mostra a Figura 13(a), indicando que abaixo deste nível de amplitude de tensão, chamado de limite de fadiga, a falha não ocorrerá por fadiga, ou seja, a vida a fadiga é dita infinita. A curva  $S-N$  de ligas não ferrosas representada na Figura 13(b), observa-se que não existe um valor abaixo do qual a falha não ocorre, isto porque não existe limite a fadiga para ligas não ferrosas.

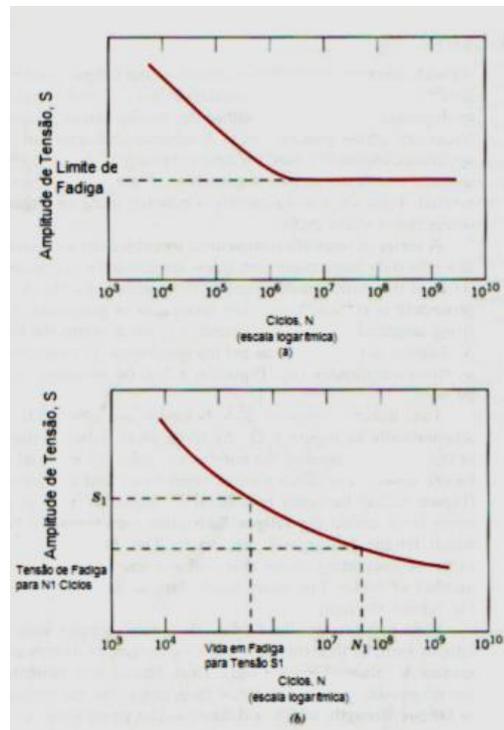


Figura 13 - Curva S-N. (a) ligas ferrosas e ligas de titânio; (b) ligas não ferrosas (NORTON, 2000).

## 5 MECÂNICA DA FRATURA

O campo de estudos de Mecânica da Fratura (MF) é um conjunto de teorias que descreve o comportamento de componentes estruturais que contenham descontinuidades (WANG, 1996). Apesar dos primeiros estudos sobre a MF terem começado no final do século XIX e de encontrar-se em pleno desenvolvimento (com várias vertentes de estudo), a MF já é utilizada amplamente no ambiente industrial.

A demanda que impulsionou o desenvolvimento do campo da MF surgiu num período que engloba o início da Segunda Guerra Mundial e o final da Guerra Fria. Naquele momento, diversas máquinas e outras importantes estruturas de engenharia começaram a apresentar falhas catastróficas por razões anteriormente ignoradas.

Entretanto, um dos primeiros casos relatados de falhas associadas a MF foi a inundação de melão de Boston (Figura 14). Ocasionado por uma falha catastrófica iniciada por uma trinca em um tanque de armazenamento, ondas gigantes de melão causaram grande destruição numa destilaria e sua vizinhança (o melão é utilizado na produção de álcool). O desastre ocorreu durante o inverno de 1919, e investigações apontam que o tanque fora internamente pressurizado devido a um aumento súbito de temperatura (entre outras possíveis causas). O aumento de pressão aliado ao frio causou a propagação de uma trinca numa janela de inspeção na base do tanque. O tanque possuía 15 m de altura por 27 m de diâmetro. Estimou-se que no momento do desastre, ondas de melão de até 4,5 m de altura se propagaram numa velocidade de até 56 km/h (PARK, 1983). Foram registradas 21 mortes humanas, entre crianças e trabalhadores do local, além de muitos animais. A empresa responsável foi obrigada a pagar o equivalente a 6,6 milhões de dólares atuais apenas em processos (ADAMS, 2004). A fotografia da Figura 14 permite ter uma ideia do prejuízo causado.



Figura 14 - Resultado da inundação de melão em Boston (GLOBE NEWSPAPER CO., 1919).

Outro caso amplamente comentado em livros e artigos envolvendo MF é dos navios Liberty. Dentre os 2.751 navios fabricados, durante a Segunda Guerra quase 1.500 casos de fraturas frágeis foram registrados nos navios, sendo que 30 % apresentaram falhas catastróficas. Doze dos navios partiram pela metade, com algumas mortes (WRIGHT, 2005). As falhas foram atribuídas ao uso de um aço que possuía alta temperatura de transição dúctil-frágil operando em água fria, aliado a uma estrutura predominantemente soldada que permitia que trincas se propagassem desimpedidas por grandes distâncias (TIPPER, 1962).

A curva  $da/dN \times \Delta K$  (taxa de propagação de trinca por fadiga versus o fator de intensidade de tensões) é uma das ferramentas mais importantes para o desenvolvimento de projetos para falha segura. Esta curva é fundamental a estudos de Mecânica da Fratura e pode ser dividida em três regiões: na região I se determinam valores limiares onde as taxas de propagação ( $da/dN$ ) são tão baixas que se espera que não ocorra falha; a região II, amplamente estudada e onde ocorre uma propagação estável da trinca, e; a região III, onde pode ocorrer a propagação instável da trinca e súbita ruptura do material. Este estudo pretende considerar principalmente parâmetros envolvidos nas regiões I e II (MANDAI, 2010).

A determinação da variabilidade de parâmetros experimentais de propagação de trinca por fadiga está relacionada aos conceitos básicos de Mecânica da Fratura e também aos de Probabilidade e Estatística. Embora os conceitos relacionados à Mecânica da Fratura já viessem sendo estudados por algumas centenas de anos, o campo só veio a se estabelecer no último século (DI TOMMASO, 1998). Inglis (1913) divulgou um estudo que serviu como ponto de partida para muitos outros pesquisadores na área, como Griffith (1920), Westergaard (1939), Irwin (1957), etc. Deste ponto até hoje o estudo de Mecânica da Fratura passou por avanços consideráveis, incluindo a automação de ensaios. Diversas fontes podem ser encontradas na literatura, explicando desde aspectos básicos e teóricos a alguns mais avançados e aplicáveis da Mecânica da Fratura (DOWLING, 2007; SCHREURS, 2011; WANG, 1996).

Os ensaios experimentais de propagação de trinca são regidos principalmente pela norma E647 da ASTM (2011), originalmente de 1978. A norma provê orientação para o cálculo e análise de diversos parâmetros envolvidos e tem sido atualizada à medida que são feitas novas descobertas. Um grande avanço nestes estudos aconteceu em meados dos anos 80, com a popularização dos microcomputadores e automação de diversas etapas dos ensaios (DONALD, 1980; SAXENA, 1978; WILLIAMS, 1983). O uso da norma E647 com corpos de prova do tipo C(T) – *Compact Tension* – é bastante difundido para estudos em propagação de trinca.

A investigação do valor limiar de propagação ( $\Delta K_{th}$ ) começou, ou ao menos se consolidou, apenas no início da década de 1970. Com a publicação da norma E647 e a automação dos ensaios, o estudo do fenômeno ganhou força. Atualmente, mais estudos sobre este parâmetro têm sido publicados, investigando diversas relações entre os fatores envolvidos.

## 5.1 ASPECTOS HISTÓRICOS DA MECÂNICA DA FRATURA

Abaixo estão descritos diversos acontecimentos que ajudaram a consolidar a Mecânica da Fratura como uma nova área de estudo e contribuíram, assim, para o seu desenvolvimento:

1. Em 1889, um engenheiro alemão chamado Kirsch mostrou que uma placa plana com furo circular submetida a uma tensão uniforme possuía uma concentração de tensão da ordem de três. (TIMOSHENKO *et al*, 1970);
2. Enquanto investigava falhas inesperadas em navios, Inglis estendeu a solução do problema de concentração em uma placa plana com furo circular para o caso de um furo elíptico (INGLIS, 1913);
3. Os trabalhos de Inglis foram seguidos pelos clássicos estudos de Griffith, que originalmente não estava interessado na resistência de estruturas trincadas (a mecânica da fratura ainda não era considerada uma disciplina), estava interessado na resistência à tração de sólidos cristalinos. Enquanto pesquisava a resistência de barras de vidro para diferentes diâmetros e diferentes temperaturas, Griffith sugeriu que pequenas falhas internas agiam como concentradores de tensões nos sólidos, afetando fortemente em suas resistências. Assim, Griffith determinou que a presença de pequenas falhas elípticas fosse responsável drasticamente na redução da resistência do vidro, do valor teórico para o valor real (GORDON, 1988);
4. A segunda contribuição de Griffith derivou de um critério termodinâmico para fratura, considerando a variação total da energia durante o trincamento da estrutura. Durante a propagação da trinca a energia potencial (tanto trabalho externo e energia interna de deformação) é liberada e transferida para criar uma nova superfície de trinca;
5. Após o trabalho de Griffith, as pesquisas no campo da mecânica da fratura se tornaram inativas por aproximadamente 20 anos, até que em 1939 Westergaard formulou uma expressão para o campo de tensões próximo da zona da trinca (WESTERGAARD, 1939);
6. Até esse ponto a mecânica da fratura ainda era relativamente obscura e uma ciência “esotérica”. Entretanto, mais do que qualquer outro fator, o grande número de acontecimentos repentinos e catastróficos de fratura ocorridos em navios durante e após a 2ª guerra mundial, deu o grande impulso para o desenvolvimento da mecânica da fratura. Após a guerra, George Irwin, um pesquisador da Marinha Americana, utilizando as ideias de Griffith, fez três grandes contribuições à mecânica da fratura:

- i) Estendeu a teoria original de Griffith para metais, considerando o escoamento na ponta da trinca. Isso resultou no que é conhecida como Teoria Modificada de Griffith.
  - ii) Alterou a solução generalizada de Westergaard introduzindo o conceito do fator de intensidade de tensão.
  - iii) Introduziu o conceito de taxa de liberação de energia, G.
7. O crescimento subcrítico de trincas foi subsequentemente estudado. Essa forma de propagação de trincas é dada pela aplicação de carregamento cíclico (fadiga) em uma trinca, ou pela presença de um ambiente corrosivo. Em ambos os casos o tamanho de trinca original e a condição de carregamento, tomados separadamente, estão abaixo do seu valor crítico. Paris em 1961 propôs a primeira equação empírica relacionando a variação do fator de intensidade de tensão com a taxa de crescimento da trinca (PARIS, 1962);
8. Considerações não lineares foram realizadas por Wells, que por volta de 1960 utilizou o COD (*crack opening displacement*) como um parâmetro para caracterizar a resistência de uma trinca em um sólido elasto-plástico, e por Rice, que introduziu a integral J em 1968. Rice introduziu o conceito de uma integral de linha com caminho independente que é a taxa de variação da energia potencial para um sólido elástico não linear ao longo da extensão da trinca (WELLS, 1961);
9. Erdogan e Sih nos anos 60 introduziram o primeiro modelo para propagação de trinca em diferentes modos;
10. Outros avanços foram feitos subsequentemente em diversas sub-disciplinas da mecânica da fratura: (i) crescimento dinâmico da trinca; (ii) fratura de laminados e compósitos. (iii) técnicas numéricas; (iv) metodologias de projetos, e outros (MANDAI, 2010).

## 5.2 TIPOS DE FRATURA

A fratura pode acontecer basicamente de três maneiras:

- Fratura dúctil: ocorre a deformação substancial do material até a falha. Primeiramente ocorre o descolamento das inclusões, que em seguida dará lugar a microcavidades, mostrada na Figura 15 e o crescimento dessas microcavidades (coalescimento) é que provocará a ruptura.

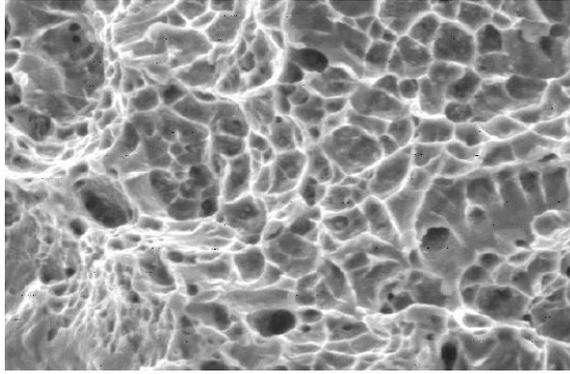


Figura 15 - Microcavidades na seção de ruptura (ASM METALS HANDBOOK- FRACTOGRAPHY, 1987)

- Fratura frágil: ocorre pouca deformação do material, envolvendo a separação dos planos cristalinos, esse tipo de fratura é mostrado na Figura 16;

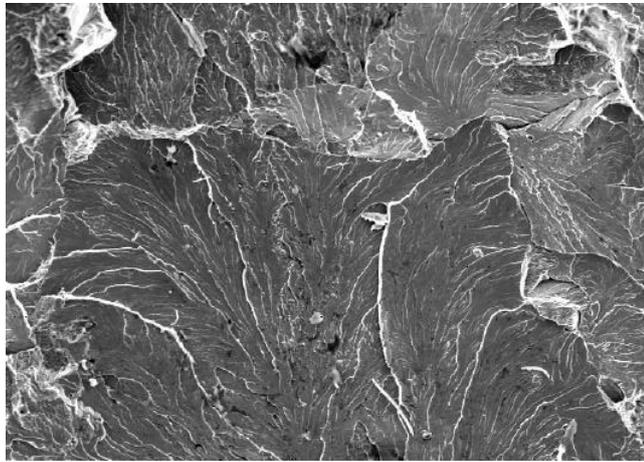


Figura 16 - Facetas de clivagem, indicando o sentido de propagação da trinca (ASM METALS HANDBOOK- FRACTOGRAPHY, 1987).

- Fratura intergranular: ocorre a separação do material ao longo dos contornos de grão, mostrada na Figura 17. E esse mecanismo é extremamente frágil, facilitado pela presença de grãos grosseiros.

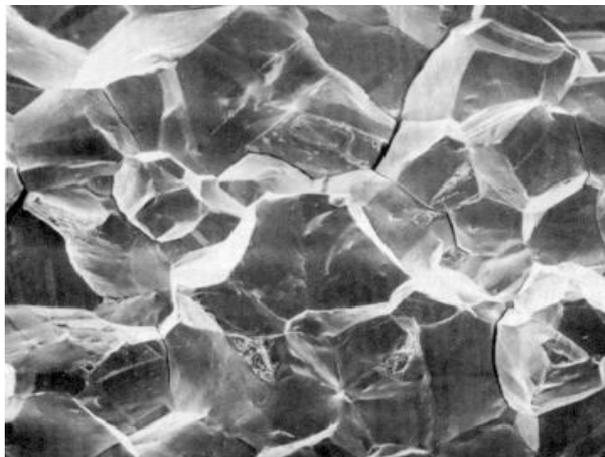


Figura 17 - Mecanismo de separação intergranular (ASM METALS HANDBOOK- FRACTOGRAPHY, 1987)

### 5.3 CONCENTRADORES DE TENSÃO

Antes de introduzir os detalhes acerca da Mecânica da Fratura, torna-se necessário realizar algumas observações sobre a natureza da trinca e seus efeitos. A Figura 18 ilustra um furo elíptico numa placa. Para os fins desta análise, assume-se que o furo é relativamente pequeno quando comparado ao comprimento da placa além do seu semieixo principal estar perpendicularmente alinhado com a direção da tensão uniforme  $S$ , aplicada remotamente. O campo de tensão uniforme é alterado nas vizinhanças do furo, conforme ilustrado neste caso particular (SÁ, 2013).

O efeito mais notável da presença do furo é a influência sobre a tensão  $\sigma_y$ , paralela a  $S$ . Analisando ao longo do eixo  $x$  na Figura 18(b), o valor de  $S$ , aplicada remotamente cresce rapidamente à medida que se aproxima do furo, atingindo um valor máximo na borda do mesmo. Esse valor máximo depende das proporções da elipse e do raio,  $\rho$ , da raiz deste entalhe, conforme expresso pela Equação 2.

$$\sigma_y = S \left( 1 + 2 \frac{c}{d} \right) = S \left( 1 + 2 \sqrt{\frac{c}{\rho}} \right) \quad (2)$$

O fator de concentrador de tensão para uma elipse pode ser definido pela razão entre a tensão máxima sobre a tensão remota:  $K_t = \sigma_y/S$ . Dessa forma, uma elipse cujo semieixo secundário  $d$  tenda a zero, de modo que o raio do entalhe também tenda a zero, aproxima-se de uma trinca idealizada.

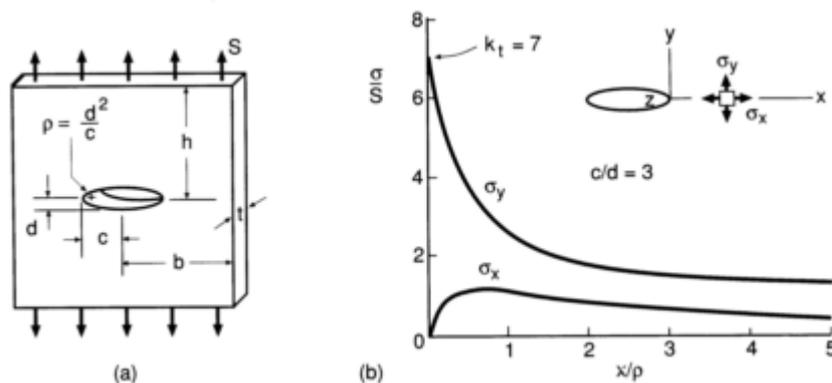


Figura 18 - (a) Furo elíptico em placa sob tensão remota uniforme. (b) Distribuição de tensão ao longo do eixo  $x$  nas proximidades de furo (DOWLING, 2007).

Obviamente, tensões infinitas não podem ser aplicadas em materiais empregados na engenharia. Se a carga aplicada não for muito elevada, o material pode se acomodar a presença de uma trinca, de modo que a tensão infinita prevista teoricamente se reduz a um valor finito. Isso é ilustrado na Figura 19. Em materiais dúcteis, tais como muitos metais, extensas deformações plásticas ocorrem nas proximidades da frente da trinca. A região na qual o material escoou é denominada zona plástica. As intensas deformações verificadas nesta região formam

uma frente de trinca bem aguda, com um raio muito pequeno, mas diferente de zero. Dessa forma, a tensão na frente da trinca não atinge valor infinito (SÁ, 2013).

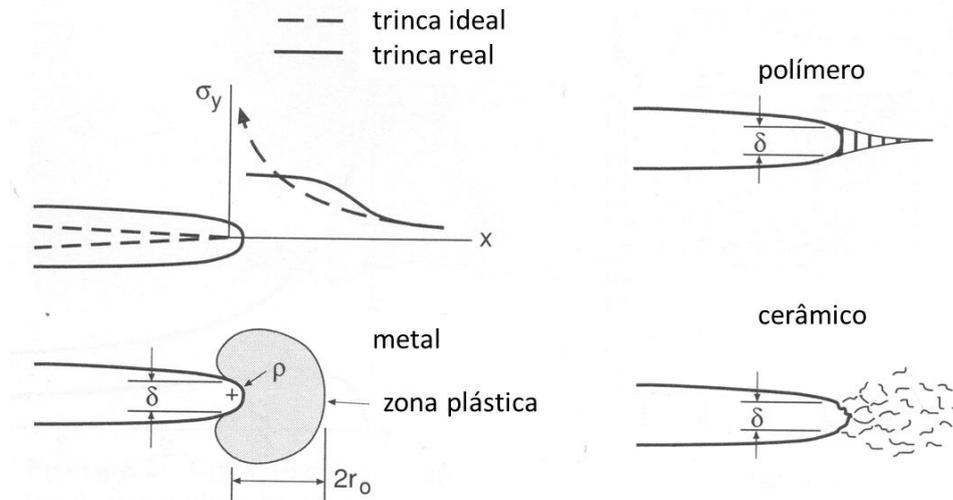


Figura 19 - Frentes de trincas em diferentes tipos materiais (DOWLING, 2007).

Em outros tipos de materiais, diferentes fenômenos ocasionam o similar efeito de alívio da teórica tensão infinita por meio da modificação do formato agudo da frente da trinca. Em alguns polímeros, tal região é caracterizada pelo desenvolvimento de vazios alongados e estruturas fibrosas ligando as faces da trinca. Em materiais frágeis como os cerâmicos, uma região contendo alta densidade de micro-trincas desenvolve-se a frente da trinca principal.

Em todos os três casos, ocorrem intensas deformações na frente da trinca. As altas tensões que, teoricamente deveriam existir, são redistribuídas por uma extensa região material. Desse modo, verifica-se nesta região um valor finito de tensão que pode ser suportado pelo material (DOWLING,2007).

#### 5.4 MODOS DE ABERTURA DE TRINCAS

Um membro trincado pode ser carregado por um dos modos ou por uma combinação dos modos de deslocamento ilustrados na Figura 20. O modo I é chamado de modo de abertura ou ainda, modo de tração, com deslocamentos das superfícies da trinca na direção do plano ortogonal ao sentido de propagação da trinca. Já no modo II, também chamado de modo de deslizamento, ocorre um carregamento em cisalhamento, com deslocamentos das superfícies da trinca no plano que a contém. Por fim, no modo III, carregamento em cisalhamento (rascamento), ocorre deslocamento das superfícies das trincas no plano da trinca, promovendo um empenamento relativo entre as duas partes divididas pela trinca. O modo I é causado por tensões de tração ao passo que os demais modos são causados por tensões de cisalhamento, entretanto em diferentes direções. A maior parte dos problemas de engenharia relacionados à propagação de trincas envolve o Modo I. Para cada modo de carregamento existe um fator de

intensidade de tensão associado, de tal forma que os fatores de intensidade de tensão  $K_I$ ,  $K_{II}$  e  $K_{III}$  estão associados aos modos I, II e III (MANDAI, 2010).

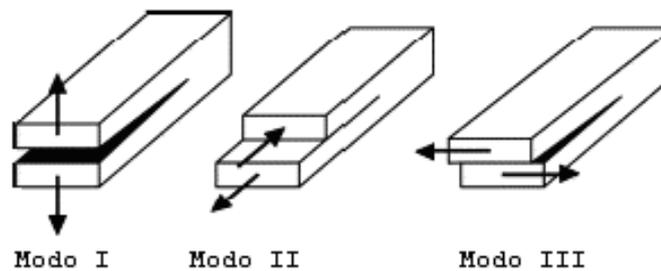


Figura 20 - Diferentes modos de abertura em uma trinca (MANDAI, 2010).

## 5.5 PROPAGAÇÃO DE TRINCAS POR FADIGA

Componentes de engenharia geralmente operam sob condições de carregamentos alternados que podem ser suficientemente severos a ponto do projeto de resistência à fadiga ser fundamental à sua confiabilidade, de tal forma que o projetista deva assegurar uma vida à fadiga adequada do componente.

A teoria da mecânica da fratura linear elástica fornece um bom modelo para descrever a propagação de trincas por fadiga, onde geralmente este é aplicado em regimes de fadiga com baixos níveis de deformação plástica. Tensões cíclicas de amplitude constante são definidas por três parâmetros, tensão média,  $\sigma_m$ , amplitude de tensão,  $\sigma_a$ , e a frequência  $\omega$ , onde apenas dois parâmetros são necessários para descrever as tensões em um carregamento cíclico de amplitude constante (MANDAI, 2010).

Um mecanismo para crescimento de trincas por fadiga é mostrado na Figura 21 onde mesmo sob carregamentos de baixa intensidade ainda há deformação plástica na ponta da trinca causada pelo concentrador de tensões. Essa deformação plástica é provocada pelo escorregamento dos planos cristalinos e o resultado do escorregamento desses planos complementares é uma ponta de trinca não pontiaguda. No momento do descarregamento (ou carregamento de compressão) a ponta da trinca se torna pontiaguda novamente. Esse processo é irreversível, sendo provocado pela oxidação e desordem do material recentemente exposto ao longo dos escorregamentos dos planos. Para os próximos ciclos de carregamento esse processo é repetido diversas vezes, causando um aumento de trinca da ordem de  $\Delta a$  para cada ciclo (DOWLING, 2007).

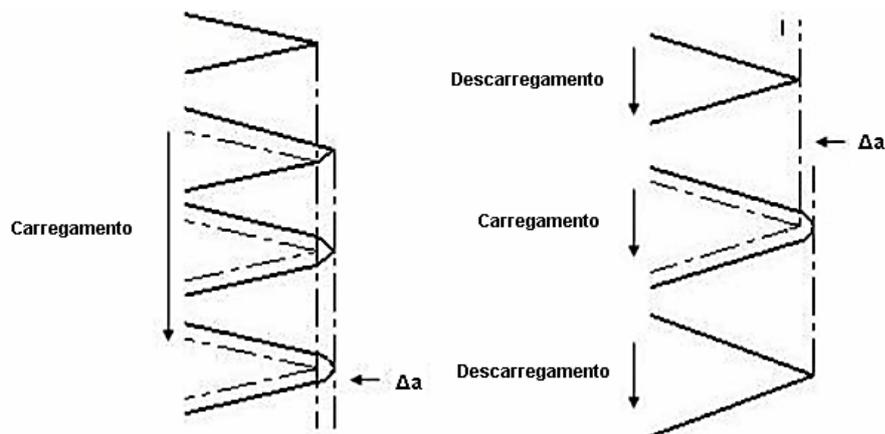


Figura 21 - Crescimento de trincas por fadiga (MANDAI, 2010).

Com base na teoria da Mecânica da Fratura Linear Elástica pode-se verificar que para um espécime padrão a distribuição de tensões é única para cada tamanho de trinca e condição de carregamento, resultando em um valor do fator de intensidade de tensões. Se duas diferentes trincas de mesmo material possuem o mesmo fator de intensidade de tensão, pode-se dizer que elas se comportarão da mesma maneira. Por conseguinte, se os fatores de intensidade de tensão são iguais, a resposta das trincas será a mesma. Isso significa que a taxa de crescimento da trinca será a mesma para os dois casos, desde que  $\Delta K$  seja o mesmo (BROEK, 1988).

A preocupação principal acerca da presença de uma trinca em uma peça é quanto tempo vai levar para a trinca crescer de um tamanho inicial a um certo tamanho máximo permissível, isto é, um tamanho de trinca onde seja possível garantir que a propagação não seja catastrófica e, conseqüentemente, as falhas sejam evitáveis.

Em geral, observações experimentais mostram que uma trinca se propaga a uma pequena quantidade a cada ciclo de carregamento e que o seu crescimento será tanto maior quanto maior for a amplitude do carregamento. Essa amplitude de carregamento pode ser relacionada com a taxa de carregamento, que é dada por  $R = \sigma_{min}/\sigma_{max}$ . Sob a ação de carregamentos cíclicos trincas podem ser iniciadas como resultado de uma deformação plástica induzida. Mesmo que a tensão nominal seja abaixo da tensão limite, em certas regiões a tensão pode estar acima da tensão de escoamento do material devido a concentradores de tensões. Outro fator que influencia a taxa de crescimento da trinca é o fator de intensidade de tensão  $K$ , e essa influência é diretamente proporcional ao crescimento da trinca. Assim, tem-se que a taxa de crescimento da trinca pode ser escrita como uma função de  $\Delta K$  e de  $a$  (DOWLING, 2007).

$$\frac{da}{dN} = f(\Delta K, a) \quad (3)$$

Paris e Erdogan (PARIS *et al*, 1963) relacionaram a taxa de propagação de uma trinca com o fator de intensidade de tensões, essa relação ficou conhecida como equação de Paris:

$$\frac{da}{dN} = A(\Delta K)^m \quad (4)$$

onde para a maioria dos materiais metálicos o valor de  $m$  varia entre 2 e 4. O valor de  $A$  é fortemente dependente do material, o que leva a diferentes valores. O valor de  $a$  é o comprimento da trinca e  $N$  o número de ciclos do processo (SÁ, 2013).

## 5.6 DIAGRAMA PARA O CRESCIMENTO DE TRINCAS POR FADIGA

Na Figura 22 mostrada a seguir, é apresentado um diagrama esquemático representando o comportamento detalhado para o crescimento de trincas.

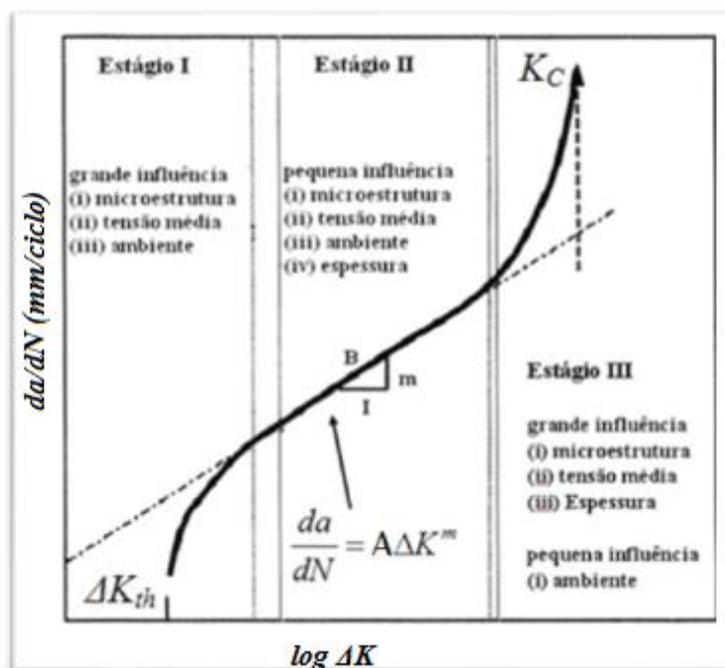


Figura 22 - Curva  $da/dN$  esquemática (MANDAI, 2010).

Para diversos materiais existe um valor limite do fator de intensidade de tensão, conhecido como  $\Delta K_{th}$ , para o qual não há propagação de trinca por fadiga ou onde o crescimento não é detectável para fins práticos. Um bom conhecimento de  $\Delta K_{th}$  permite estimar um valor permissível de tamanho da trinca e/ou carregamento aplicado para se evitar o crescimento da trinca. Porém, pouco ainda se sabe do ponto de vista mecânico e metalúrgico sobre os micro-mecanismos associados à propagação de trincas nas proximidades desse limiar de  $\Delta K$ . Fazendo uma análise dos estágios do diagrama  $da/dN$  tem-se que (MANDAI, 2010):

**Estágio I:** Esse é um processo onde o crescimento da trinca ocorre bem lentamente, onde a trinca passa a crescer depois que o fator de intensidade de tensões alcança o valor limiar  $\Delta K_{th}$ . Geralmente a taxa de crescimento fica na ordem de  $10^{-7}$  mm/ciclo. No estágio I o crescimento da trinca é descontínuo, gerado por micro-mecanismos intragranulares que dependem fortemente de parâmetros micro-estruturais, das tensões médias, da agressividade do

meio ambiente e do dano superficial. Conforme será discutido mais adiante, o limiar da trinca por fadiga é um valor que depende de diversos fatores: tipo de material, razão de carregamento  $R$ , e as condições do ambiente. Esse valor limiar,  $\Delta K_{th}$ , é o valor assintótico de  $\Delta K$  onde a taxa  $da/dN$  se aproxima de zero. No entanto esse valor da taxa  $da/dN$  pode ser considerado nulo quando a taxa de crescimento da trinca estiver próxima de  $10^{-7} \text{ mm/ciclo}$ . Tal taxa de crescimento de trinca é extremamente lenta, onde para valores em que essa taxa é considerada nula tem-se um crescimento entre  $1 \text{ mm/dia}$  e  $1 \text{ mm/semana}$  para uma frequência de ensaio de  $50 \text{ Hz}$ .

**Estágio II:** Esse processo é caracterizado pela equação de Paris e depende pouco da microestrutura, da carga média, do meio ambiente e da espessura do espécime. Nessa fase ocorre a propagação estável da trinca, ou seja, é a região onde se pode fazer a previsão da vida do componente trincado. As estriações, que são parâmetros superficiais de fadiga vistos apenas em um microscópio de escaneamento eletrônico, representam sucessivamente o avanço de cada ciclo de carregamento. A estimativa de número de ciclos pode ser realizada a partir da Equação 3 que depois das operações algébricas necessárias resultará na Equação 5.

$$N = \int_{a_i}^{a_f} \frac{da}{f(\Delta K, a)} \quad (5)$$

Essa integral fornece o número de ciclos necessários para a trinca crescer de um tamanho inicial  $a_i$  até um tamanho final  $a_f$ . A Equação 4 é válida para um caso bem geral, outras equações para casos específicos podem ser encontradas na literatura.

**Estágio III:** Esse estágio depende fortemente dos parâmetros micro-estruturais do estágio I e da espessura do espécime. Quando a trinca atinge o estágio III ocorre seu crescimento instável, ou seja, a trinca alcançou um determinado tamanho crítico. Ocorre quando o fator de intensidade de tensão atinge um valor máximo,  $K_{máx}$ , que coincide com a tenacidade à fratura do material em questão. O valor do tamanho de trinca crítico onde ocorre o  $K_{máx}$  é dado pela seguinte equação:

$$a_c = \frac{1}{\pi} \left( \frac{K_c}{F \sigma_{máx}} \right)^2 \quad (6)$$

## 6 MATERIAS E MÉTODOS

### 6.1 ASPECTOS GERAIS

Os ensaios experimentais foram realizados no Laboratório de Ensaios Mecânicos da Universidade de Brasília por meio da utilização da máquina universal de tração MTS 810. Os ensaios necessários para o levantamento das curvas  $S-N$  e  $da/dN$  são padronizados pelas normas *ASTM* (*American Society for Testing and Materials*). Nas seções seguintes são apresentadas as normas específicas utilizadas para os ensaios de fadiga, bem como para a obtenção da curva  $da/dN$  versus  $\Delta K$  através do ensaio de propagação de trincas.

### 6.2 MATERIAL UTILIZADO NOS ENSAIOS EXPERIMENTAIS

O Aço API 5L Grau B é vastamente utilizado na indústria de transporte de óleo e gás derivados da exploração de petróleo devido à alta resistência aos esforços mecânicos, boa tenacidade e boa soldabilidade devido ao baixo carbono equivalente nestes aços. Com a combinação destes fatores é possível trabalhar em maiores pressões e com maior fluxo de produto utilizando menores espessuras devido às melhores propriedades mecânicas registradas nestes materiais. A utilização de aços de alta resistência pode diminuir significativamente a espessura da parede, resultando em um projeto mais eficiente. Suas propriedades mecânicas, bem como sua composição química encontram-se nas tabelas a seguir obtida através de ensaios de tração realizados no material sem tratamento:

Tabela 4 - Propriedades mecânicas do Aço API 5L Grau B.

Propriedades Mecânicas Básicas	Lote de Material Analisado	Valores Mínimos Admissíveis pela Norma API 5L
Tensão de Escoamento, $S_y$ [MPa]	249	241
Resistência à Tração, $S_{rt}$ [MPa]	424	414
Módulo de Elasticidade [GPa]	207	207
Coefficiente de Poisson	0,30	0,30

Tabela 5 – Composição química em % de peso do Aço API 5L Grau B utilizado (Fonte: Laboratório de Análise e Ensaio de Materiais - QalyService)

Composição (% peso)		C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu	Al
Especificado	(min.) (máx.)	- -	- -	- -	- -	- -	- -	- -	- -	- -	- -
Resultado		0,083	0,280	0,780	0,017	0,007	0,015	0,010	0,002	0,022	0,038

Composição (% peso)		Co	Ti	Nb	V	W	Pb	B	Sn	Zn	Zr
Especificado	(min.) (máx.)	- -	- -	- -	- -	- -	- -	- -	- -	- -	- -
Resultado		0,009	0,001	0,003	0,001	0,033	0,099	0,001	0,001	0,002	0,002

Tabela 6 - Composição química em % de peso do Aço API 5L Grau B admissível pela Norma API 5L (adaptado de API 5L, 2000).

Grau	Carbono Máximo <sup>a</sup>	Manganês Máximo <sup>a</sup>	Fósforo Máximo	Enxofre Máximo	Titânio Máximo	Outros
Sem Costura						
B	0,24	1,20	0,025	0,015	0,04	b, c

Pelas Tabelas 4, 5 e 6 observa-se que os valores obtidos pela análise química e pelo ensaio de tração feitos no material utilizado estão dentro dos valores admissíveis pela Norma API 5L.

### 6.3 DESCRIÇÃO DA MÁQUINA DE ENSAIO

O equipamento no qual foi realizado os ensaios mecânicos citados é a máquina de ensaio universal MTS 810. Através dela, podem ser feitos o ensaio de tração, de fadiga e propagação de trinca com qualquer tipo de carregamento, seja ele alternado, flutuante ou pulsante. Há também a possibilidade de realizar ensaios de fadiga com controle de deslocamento, característica importante para o levantamento da curva  $\mathcal{E}$ - $N$  do material.

Seu funcionamento é governado por um computador central, que liga a bomba principal, a qual provê a ‘força’ desempenhada pelo atuador hidráulico. Além disso, é nele que se programa o ensaio desejado. Existem também comandos que são realizados manualmente por intermédio do reservatório hidráulico, tais como: a elevação da travessa para o encaixe do CP, a abertura e o fechamento das garras e a escolha de sua pressão de agarramento. A célula de carga envia para o computador informações sobre a força que está sendo exercida no corpo de prova. O atuador hidráulico da MTS 810 possui um sensor de deslocamento que envia tais informações ao computador. A MTS 810 é muito versátil, podendo realizar ensaios com controle de carga, força, deslocamento, amplitude e frequência de ciclagem. A Figura 23, ilustra as principais partes deste equipamento a menos do computador e da bomba hidráulica.

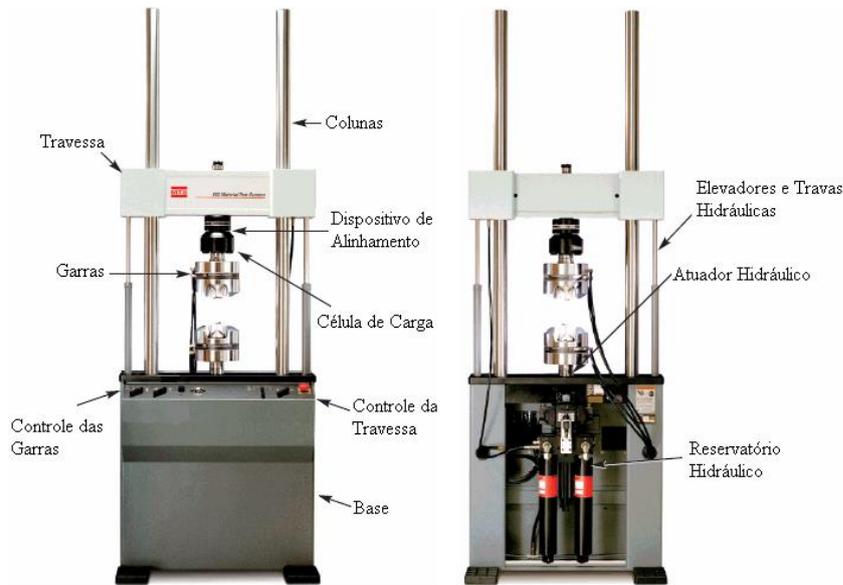


Figura 23 - Máquina de ensaio universal MTS 810.

## 6.4 DIMENSIONAMENTO DOS CORPOS DE PROVA

### 6.4.1 CP de Fadiga

Para se realizar os ensaios para avaliar o efeito da resistência a fadiga do aço API 5L Grau B há a necessidade de utilizar corpos de prova que estejam de acordo com a norma ASTM E 606-04 ou com a ASTM E 466. Estas normas definem as principais dimensões, dimensões mínimas e especificam as condições de fabricação e de realização dos testes.

Os corpos de prova usados nesta análise de fadiga foram fabricados segundo a norma ASTM E 606-04, a qual especifica CP's para testes de fadiga de carregamento uniaxial com controle de deformação, sendo estes aplicáveis tanto para o levantamento da curva S – N quanto curvas  $\epsilon$  - N deste material. A prática estabelecida por essa norma serve de guia para o teste de fadiga em atividades como: pesquisa e desenvolvimento de materiais, projetos mecânicos, controle de processos e qualidades, controle de performance e análise de falhas. Os dois tipos básicos de corpos de provas previstos por essa norma são: cilíndrico com seção de teste de perfil reto e cilíndrico com seção de teste inteiramente definida por um raio de concordância (Tipo Ampulheta). O corpo de prova tipo ampulheta exige cuidados especiais na sua fabricação, visto que devido a sua geometria pode haver incertezas na análise e na interpretação dos dados. Basicamente a maior recomendação que a norma faz sobre o projeto do CP diz respeito ao diâmetro mínimo da seção de teste. Ela recomenda que ele seja superior à 6,35mm. A garra da máquina de ensaios possui cunhas para fixação dos corpos de prova cilíndricos cujo diâmetro D varia entre 10,9 a 12,7mm. A partir daí, as outras dimensões devem seguir os limites apresentados na Figura 24.

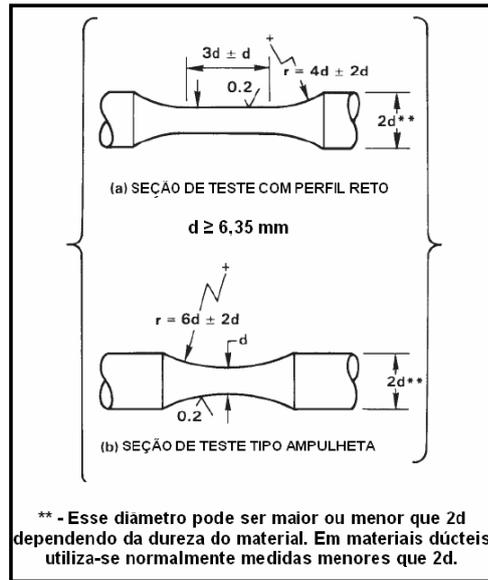


Figura 24 - Dimensões dos CP's segundo a norma ASTM E 606-04 (WINCK, 2011).

As especificações das dimensões dos corpos de prova tipo ampulheta usados nesse trabalho são apresentados na Tabela 7 e na Figura 25:

Tabela 7 - Dimensões do CP Tipo Ampulheta.

Parâmetro	Valor	Limite
Diâmetro da seção de teste (dt)	7 mm	$dt > 6,35$ mm
Comprimento	152 mm	N A
Diâmetro de agarramento (Da)	12 mm	$Da \leq 2 \cdot dt$
Comprimento da seção de teste	52 mm	N A

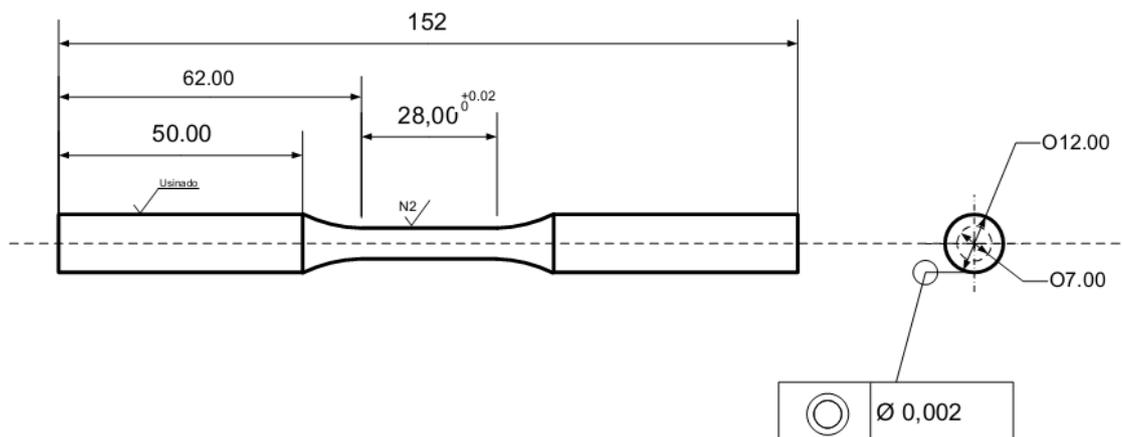


Figura 25 - Representação do CP Cilíndrico tipo Ampulheta (mm).

Os corpos de prova foram usinados em um torno de controle numérico computadorizado (CNC) e posteriormente foram lixados e polidos de acordo com a norma ASTM E 3-95. O tratamento Criogênico realizado nos corpos de provas foi feito durante 36h a uma temperatura de até  $-190$  °C, sendo que dessas 36h, 12h foram para ir da temperatura



## 6.5 METODOLOGIA

### 6.5.1 Ensaio de Fadiga

Para a quantificação do número de espécimes necessários para a realização dos ensaios, geralmente utiliza-se a metodologia proposta pela Norma ASTM E 739-91. Esta norma determina o número mínimo de espécimes para quatro tipos de ensaios específicos e se o número de replicações foi ou não adequado aos ensaios efetuados, apresentados nas Tabela 8 e 9.

Tabela 8 - Tamanho necessário de uma amostra. (Norma ASTM E 739-91, 2004)

Tipo de Ensaio	Número Mínimo de Espécimes
Preliminares e exploratórios (Pesquisa e ensaios para desenvolvimento)	6 a 12
Testes de pesquisas e desenvolvimento de componentes e espécimes	6 a 12
Dados admissíveis para projeto	12 a 24
Dados de confiabilidade	12 a 24

Tabela 9 - Replicações necessárias. (Norma ASTM E 739-91, 2004)

Tipo de Ensaio	Percentual Mínimo de Replicações
Preliminares e exploratórios (Pesquisa e ensaios para desenvolvimento)	17 a 33 %
Testes de pesquisas e desenvolvimento de componentes e espécimes	33 a 50 %
Dados admissíveis para projeto	50 a 75 %
Dados de confiabilidade	75 a 88 %

Conforme recomendado pelas normas ASTM E 739-91, o número mínimo necessário de espécimes para se montar uma curva padrão S-N depende do tipo de programa de ensaio desenvolvido. O programa aqui desenvolvido tem por objetivo o levantamento de dados admissíveis para projeto. Para esse tipo de programa exige-se o uso mínimo de 12 corpos de prova com um percentual de replicação dos testes entre 50 e 75 %. Assim, com base nessas informações, para um levantamento preliminar da curva foram usados 4 níveis de tensão (em cada um desses níveis foram ensaiados inicialmente 4 corpos de prova) tanto para os corpos de prova sem tratamento quanto para os tratados Criogenicamente. Os ensaios de fadiga foram realizados com  $R = -1$ ,  $\sigma_m = 0$  e frequência de 5 Hz.

Na Tabela 10 são apresentados os níveis de tensões usados nos ensaios com os Cps tratados e não tratados. Os valores adotados são os mesmos para os dois grupos de ensaio. Esses níveis de tensão foram escolhidos baseado no ensaio de tração realizado em um Cp sem tratamento, onde os valores do Limite de escoamento e do Limite de Resistência a Tração

foram obtidos. Diante desses dados foram determinados os valores das tensões utilizadas nos ensaios. As mesmas tensões foram utilizadas nos dois grupos de materiais a fim de se comparar os efeitos da criogenia à vida em fadiga para este mesmo aço sem tratamento algum.

Tabela 10 - Níveis de Tensão para os ensaios com e sem Tratamento Criogênico

R	Níveis de Tensão (MPa)			
	1º	2º	3º	4º
-1	187,7	192,9	200,1	218,2

A curva  $S-N$  foi obtida considerando a propagação total da trinca, ou seja, até a ruptura de vários corpos de prova sob solicitações cíclicas, repetindo o processo para diferentes intensidades de carregamento. A tensão a partir da qual a vida é determinada como infinita é definida como limite de fadiga, e a tensão em que ocorreu falha por fadiga para vida finita denomina-se de resistência à fadiga.

### 6.5.2 Obtenção da Curva S-N

Para o levantamento da curva  $S-N$ , a norma da ASTM E 739-91 foi tomada como base. Segundo esta norma a curva  $S-N$  pode ser linearizada da seguinte forma:

$$\text{Log}(N) = \hat{A} + \hat{B}\text{Log}(Sa) \quad (7)$$

onde  $N$  corresponde ao número de ciclos e  $Sa$  a tensão aplicada, ou seja,  $N$  é a variável dependente e  $Sa$  é a variável independente controlada no ensaio.

Os parâmetros  $\hat{A}$  e  $\hat{B}$  podem ser obtidos pelas Equações 8 e 9, respectivamente:

$$\hat{A} = \bar{Y} - \hat{B}\bar{X} \quad (8)$$

$$\hat{B} = \frac{\sum_{i=1}^k (X_i - \bar{X})(Y_i - \bar{Y})}{\sum_{i=1}^k (X_i - \bar{X})^2} \quad (9)$$

Nas Equações 8 e 9,  $\bar{Y}$  corresponde à média do  $\text{Log}(N)$  e  $\bar{X}$  a média de  $Sa$ .

Aplicando-se os parâmetros  $\hat{A}$  e  $\hat{B}$  na Equação 7 e isolando  $\text{Log}(Sa)$  tem-se:

$$\text{Log}(Sa) = \frac{-\hat{A}}{\hat{B}} + \frac{\text{Log}(N)}{\hat{B}} \quad (10)$$

Com isso temos:

$$Sa = 10^{\frac{-\hat{A}}{\hat{B}}} \times N^{\frac{1}{\hat{B}}} \quad (11)$$

A partir da Equação 11 pode-se obter os dois principais parâmetros para a construção da curva  $S-N$ . São eles:

$$b = \frac{1}{\hat{B}} e S_f = 10^{(-\hat{\Lambda} \times b)} \quad (12)$$

em que  $b$  representa a inclinação da reta e  $S_f$  o ponto em que a reta intercepta o eixo  $y$ .

O erro padrão é calculado por:

$$\sigma^2 = \frac{\sum_{i=1}^k [Y_i - (\hat{A} + \hat{B}X_i)]^2}{k - 2} \quad (13)$$

onde  $k$  corresponde ao número total de corpos de prova.

E os limites de confiança por:

$$\hat{A} + \hat{B}X \pm \sqrt{2F_p} \left[ \frac{1}{k} + \frac{(X - \bar{X})^2}{\sum_{i=1}^k (X_i - \bar{X})^2} \right]^{\frac{1}{2}} \cdot \sigma \quad (14)$$

O fator  $F_p$  é dado pela Tabela 2 da norma ASTM E 743–91. Envolve dois parâmetros de entrada,  $n1$  e  $n2$ , e depende do nível do limite de confiança desejado (95 ou 99%). Para este trabalho foi adotado o nível do limite de confiança como sendo de 95%. Os valores de  $n1$  e  $n2$  podem ser obtidos por:

$$n1 = \sum_{i=1}^k (X_i - \bar{X})^2 \quad \text{e } n2 = (k - 2) \quad (15)$$

### 6.5.3 Ensaio de Propagação de Trinca por Fadiga

A norma ASTM E 647 foi desenvolvida com o intuito de se estabelecer um procedimento para o ensaio de propagação de trincas por fadiga. A partir desse ensaio é possível obter parâmetros importantes tais como:  $\Delta K_{th}$  e a curva  $da/dN$  versus  $\Delta K$  para o material em questão. O crescimento da trinca ocorre por meio de carregamento cíclico, onde os valores de  $K_{min}$ ,  $K_{máx}$  e comprimento da trinca são monitorados durante o ensaio.

A norma ASTM E 647 requer que o comportamento do espécime seja predominantemente elástico durante o teste. Antes de se iniciar o teste o espécime deve ser submetido a uma pré-trinca por fadiga, onde o  $K_{máx}$  final durante a pré-trinca não deve ser superior ao  $K_{máx}$  utilizado no ensaio em si (no intuito de evitar o efeito de retardo no crescimento da trinca). Pela norma ASTM E 647 o tamanho da pré-trinca por fadiga para o ensaio de propagação de trinca deve ter um valor mínimo, que não deve ser menor que  $0,1B$ ,  $h$ , ou  $1 \text{ mm}$ , o que for maior, onde  $B$  é a espessura do espécime e  $h$  é a medida da altura do entalhe do espécime (ASTM, 2011).

O ensaio de propagação é em sua essência um ensaio de fadiga, pois, basicamente consiste em aplicar um carregamento cíclico no espécime. A norma ASTM E 647 descreve duas maneiras para conduzir esse ensaio:

1. Teste de Amplitude de Carregamento Constante onde o  $K$  é crescente: esse é um teste adequado para taxas de crescimento de trinca superiores a  $10^{-5}$   $mm/ciclo$ , mas pode ser de difícil aplicação a baixas taxas de crescimento devido a considerações de pré-trinca por fadiga.
2. Teste de  $K$  decrescente: nesse caso a amplitude de carregamento decresce durante o teste para alcançar um gradiente de  $K$  negativo. Esse tipo de teste é utilizado quando se quer obter o valor de  $\Delta K_{th}$ , onde é definido um valor de  $K_{máx}$  e a partir dele o  $\Delta K$  vai diminuindo até o valor desejado. A determinação do  $\Delta K_{th}$  é feita utilizando uma regressão linear do logaritmo de  $da/dN$  versus o logaritmo de  $\Delta K$  usando no mínimo cinco pontos entre  $10^{-6}$  e  $10^{-7}$   $mm/ciclo$  igualmente espaçados.

Para um efetivo controle de  $\Delta K$  ao longo do ensaio para determinação de  $\Delta K_{th}$ , o gradiente  $K$  normalizado, que é a variação fracionária do  $K$  com o aumento do tamanho da trinca, é necessário para monitorar o comportamento da trinca enquanto o  $K$  varia. Esse gradiente é dado pela seguinte equação:

$$G = \frac{1}{K} \cdot \frac{dK}{da} = \frac{1}{K_{máx}} \cdot \frac{dK_{máx}}{da} = \frac{1}{K_{mín}} \cdot \frac{dK_{mín}}{da} = \frac{1}{\Delta K} \cdot \frac{d\Delta K}{da} \quad (16)$$

O monitoramento do valor de  $G$  é importante para o teste de  $K$  decrescente, pois ciclos prévios resultam em zonas plásticas maiores, o que pode causar retardo da trinca. O retardo da trinca não é um problema significativo para o teste de  $K$  crescente, já que o tamanho da zona plástica em um dado ciclo é menor do que no ciclo anterior. O valor algébrico de  $G$  deve ser maior que  $-0,08 \text{ mm}^{-1}$  no teste de  $K$  decrescente, como recomendação da norma ASTM E 647. No teste de  $K$  decrescente o carregamento deve diminuir até que a taxa de crescimento de trinca desejada seja alcançada, lembrando que a coleta de dados de  $da/dN$  abaixo de  $10^{-7}$   $mm/ciclo$  não é proveitosa, pois a taxa de crescimento é considerada desprezível (ASTM, 2011).

### 6.5.3.1 Critérios de Validação do Ensaio de Propagação de Trincas

Durante o ensaio é importante que seja feito um acompanhamento da tendência de crescimento da trinca. A trinca deve ser simétrica em ambas as faces do espécime e não deve possuir uma inclinação excessiva. Interrupções no carregamento cíclico podem ser feitas para medir visualmente o tamanho da trinca, porém, deve-se tomar cuidado para evitar que defeitos externos sejam introduzidos na trinca. O tempo de intervalo deve ser curto (não maior do que

10 minutos), caso contrário pode haver o depósito de um filme de óxido na superfície da trinca (ASTM, 2011).

Devem ser realizadas medidas da face traseira e frontal, onde os tamanhos das faces da trinca não devem diferir mais do que  $0,25B$  na operação de pré-trinca. Caso a trinca desvie mais do que  $\pm 20^\circ$  do plano de simetria a uma distância de  $0,1W$  ou maior, o ensaio é considerado inválido de acordo com a norma ASTM E 647, conforme ilustra a Figura 28.

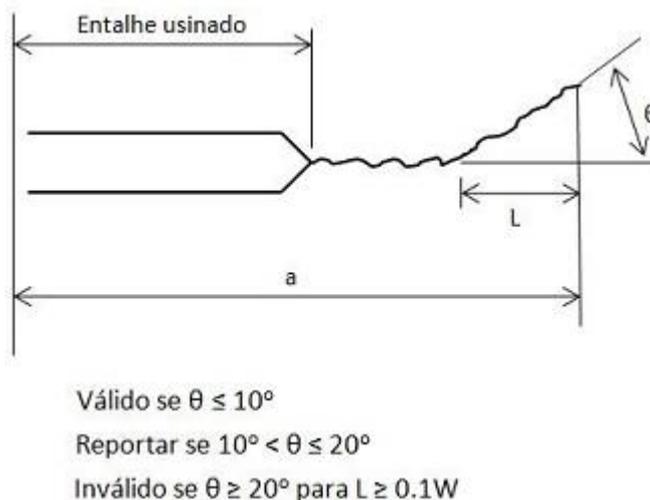


Figura 28 - Limites para inclinação do plano da trinca (adaptado de ASTM, 2011).

### 6.5.3.2 Curva $da/dN$ versus $\Delta K$

A relação de  $da/dN$  versus  $\Delta K$  pode ser considerada de fundamental importância para caracterizar um material. Como exemplo, com o conhecimento dessa propriedade é possível prever o comportamento do crescimento da trinca a um determinado número de ciclos, ou seja, a vida em fadiga.

Para obtenção experimental de  $\Delta K_{th}$  e obtenção da curva  $da/dN$  foi utilizado o Teste de  $K$  decrescente para condução dos ensaios de  $\Delta K_{th}$ . Esse é um ensaio que leva um tempo considerável, pois parte dele acontece a taxas de crescimento de trinca muito pequenas (da ordem de  $10^{-7} \text{ mm/ciclo}$ ). Ao todo, para a realização desse ensaio leva-se algo em torno de 10 milhões de ciclos.

A norma ASTM E647 afirma que o valor de  $\Delta K_{th}$  deve ser estimado a partir de uma regressão linear da curva  $da/dN$  versus  $\Delta K$ , utilizando no mínimo cinco pontos igualmente espaçados entre as taxas de crescimento de  $10^{-6}$  e  $10^{-7} \text{ mm/ciclo}$ . Os resultados obtidos nos ensaios de  $\Delta K_{th}$  foram fornecidos direto pelo software da MTS, sendo que não foi necessário fazer essa regressão linear como determina a norma.

Foram realizados 4 ensaios para obter a curva  $da/dN$ , sendo 2 para o aço submetido ao tratamento Criogênico e 2 para o aço sem tratamento. O ensaio experimental de propagação de trinca é realizado pelo software *Fatigue Crack Growth* da MTS, que permite a condução do

ensaio em acordo com a norma ASTM E647. Os ensaios experimentais foram realizados com uma força constante de 10 KN a uma razão de carregamento R igual a 0,1.

### 6.5.3.3 Leitura do Tamanho da Trinca

Dentre as diversas técnicas sugeridas para efetuar a leitura do tamanho da trinca, uma das mais utilizadas é a da flexibilidade. Esta técnica faz uso de um *clip gage* para obter a leitura da abertura na boca de trinca (CTOD) e a partir deste dado estimar o comprimento da trinca. A montagem experimental do clip gage pode ser visualizada na Figura 29.



Figura 29 - *Clip Gage*

O tamanho da trinca é calculado pelo método da flexibilidade através da seguinte equação (ASTM, 2011):

$$a = \frac{1}{W} (C_0 - C_1 \cdot u_x + C_2 \cdot u_x^2 - C_3 \cdot u_x^3 + C_4 \cdot u_x^4 - C_5 \cdot u_x^5) \quad (17)$$

onde os valores das constantes  $C_i$  foram calculados por Saxena (1977), e são os mesmo que podem ser encontrados na norma. Estes valores são obtidos através da análise de regressão e mudam de acordo com a posição do *clip gage* ao longo do plano de propagação da trinca. A E647 prevê as posições  $V_{XI}$ ,  $V_0$ ,  $V_I$  e  $V_{LL}$ , ilustradas na Figura 30. O valor ótimo para o parâmetro  $u_x$ , uma variação da flexibilidade do material, foi sugerido por Donald (1980) e pode ser calculado pela Equação 18:

$$u_x = \left[ \left( \frac{E v b}{P} \right)^{\frac{1}{2}} + 1 \right]^{-1} \quad (18)$$

onde  $v$  é a diferença entre os valores máximo e mínimo de abertura da boca da trinca em um mesmo ciclo.

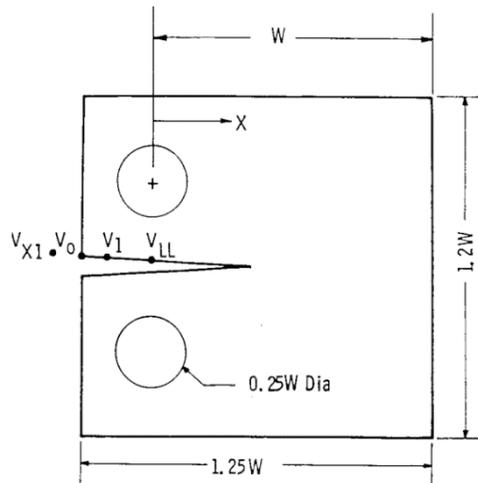


Figura 30 - Posições de encaixe do *clip gage* (adaptado de ASTM, 2011).

#### 6.5.4 Ensaio de Dureza

O ensaio de dureza foi realizado com o objetivo de se comparar a microdureza do aço com o tratamento criogênico e do aço sem tratamento, e com isso verificar a influência do tratamento na dureza do material. Para isso, foi utilizado o Microdurômetro Universal ZWICK/ROELL ZHU250 localizado no Laboratório de Microscopia Óptica do Departamento de Engenharia Mecânica da Universidade de Brasília.

Os corpos de prova do tipo Ampulheta utilizados nos ensaios de fadiga uniaxial, foram cortados paralelamente em relação ao topo. Com isso, obtém-se uma seção reta onde foi realizado o ensaio de dureza. Este procedimento foi adotado tanto para o Cp tratado quanto para o cp sem tratamento, uma vez que o tratamento Criogênico é realizado em todo o material.

A carga aplicada pelo microdurômetro foi de 62,5 *Kgf* durante 15s com um penetrador de 2,5 *mm* e foram realizadas 10 medidas de dureza Brinell (HB) em cada uma das amostra.

#### 6.5.5 Microscopia

A microscopia foi utilizada para verificar possíveis alterações na metalografia do Aço API 5L Grau B após o Tratamento Criogênico. As imagens foram feitas no microscópio ótico do Laboratório de Microscopia Ótica do Departamento de Engenharia Mecânica da Universidade de Brasília, e no microscópio eletrônico de varredura (MEV) localizado no Instituto de Ciências Biológicas da UnB. As amostras foram lixadas, polidas e atacadas com reagente Nital 3%.

## 7 RESULTADOS E ANÁLISE

### 7.1 DESCRIÇÃO DOS RESULTADOS EXPERIMENTAIS DOS ENSAIOS DE FADIGA

#### 7.1.1 Sem Tratamento

Testes de fadiga para a obtenção dos dados necessários ao levantamento da curva  $S-N$  foram realizados em 16 corpos de prova, variando-se os níveis de tensão. Todos os testes foram realizados a uma frequência de 5 Hz e uma razão de carregamento de  $R = -1$ . A Tabela 11 apresenta os valores dos ciclos alcançados para cada nível de tensão aplicado:

Tabela 11 - Ciclos de vida em fadiga para o Aço API 5L Grau B Não Tratado.

Nível de Tensão [MPa]			
187,7	192,9	200,1	218,2
2,11E+06	1,16E+05	3,05E+05	3,94E+04
1,00E+06	6,09E+05	1,66E+05	2,96E+04
5,01E+05	3,33E+05	3,84E+05	2,96E+04
5,52E+05	2,09E+05	3,87E+05	3,25E+04

De posse desses valores e efetuados todos os cálculos, a curva  $S-N$  é mostrada na Figura 31:

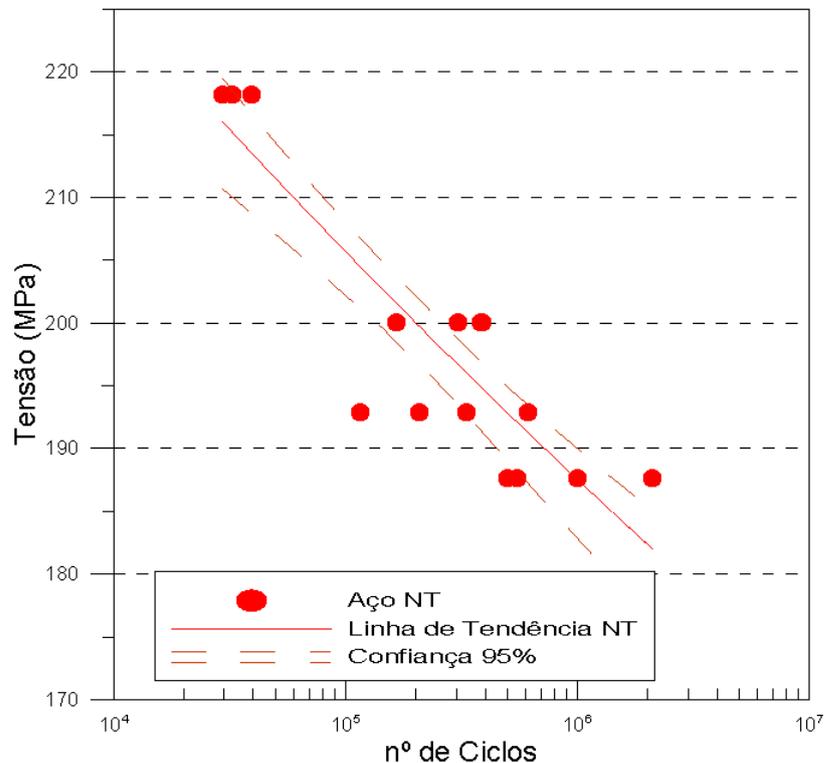


Figura 31 - Curva S-N do Aço API 5L Grau B Não Tratado (NT).

Por fim, as Tabelas 12, 13 e 14 mostram o comportamento estatístico das vidas de fadiga, os parâmetros de fadiga e os limites de fadiga para um nível de confiança de 95%, para cada nível de tensão:

Tabela 12 - Comportamento Estatístico das Vidas de Fadiga do Aço Não Tratado.

<b>Tensão</b>	<b>187,7</b>	<b>192,9</b>	<b>200,1</b>	<b>218,2</b>
<b>Média</b>	1,04E+06	3,17E+05	3,11E+05	3,27E+04
<b>Desvio Padrão</b>	7,47E+05	2,14E+05	1,04E+05	4,60E+03
<b>Coefficiente de Variação (%)</b>	71,80	67,62	33,31	14,06

Tabela 13 - Parâmetros de Fadiga com os Respectivos Limites de Confiança de 95% do Aço Não Tratado.

<b>Parâmetros de Fadiga</b>	<b>Valores Estimados</b>	<b>Limites de Confiança</b>	
		<b>Inferior</b>	<b>Superior</b>
<b>A</b>	326,46	315,75	337,52
<b>b</b>	-0,04	-0,039	-0,041

Tabela 14 - Limites de Fadiga com os Respectivos Limites de Confiança de 95% do Aço Não Tratado.

<b>N (N° de Ciclos)</b>	<b>Tensão de Falha (MPa)</b>	<b>Limites de Confiança (MPa)</b>	
		<b>Inferior</b>	<b>Superior</b>
1,0 E+04	226	220	231
1,0 E+05	206	202	211
1,0 E+06	188	184	192
2,0 E+06	183	179	186

### 7.1.2 Com Tratamento Criogênico

A mesma metodologia foi adotada no levantamento da curva *S-N* para o aço criogenicamente tratado. Aqui também foram utilizados 16 corpos de prova, variando-se os níveis de tensão. Todos os testes foram realizados a uma frequência de 5 Hz com uma razão de carregamento de  $R = -1$ . A Tabela 15 contém os valores dos ciclos alcançados para cada nível de tensão aplicado:

Tabela 15 - Ciclos de vida em fadiga para o Aço API 5L Grau B com Tratamento Criogênico.

<b>Nível de Tensão [MPa]</b>			
<b>187,7</b>	<b>192,9</b>	<b>200,1</b>	<b>218,2</b>
8,50E+05	5,14E+05	2,15E+05	3,92E+04
7,67E+05	1,31E+06	3,90E+05	3,31E+04
8,33E+05	1,10E+06	2,56E+05	4,57E+04
1,00E+06	7,80E+05	9,46E+04	5,86E+04

De posse desses valores e efetuados todos os cálculos, a curva  $S-N$  é mostrada na Figura 32:

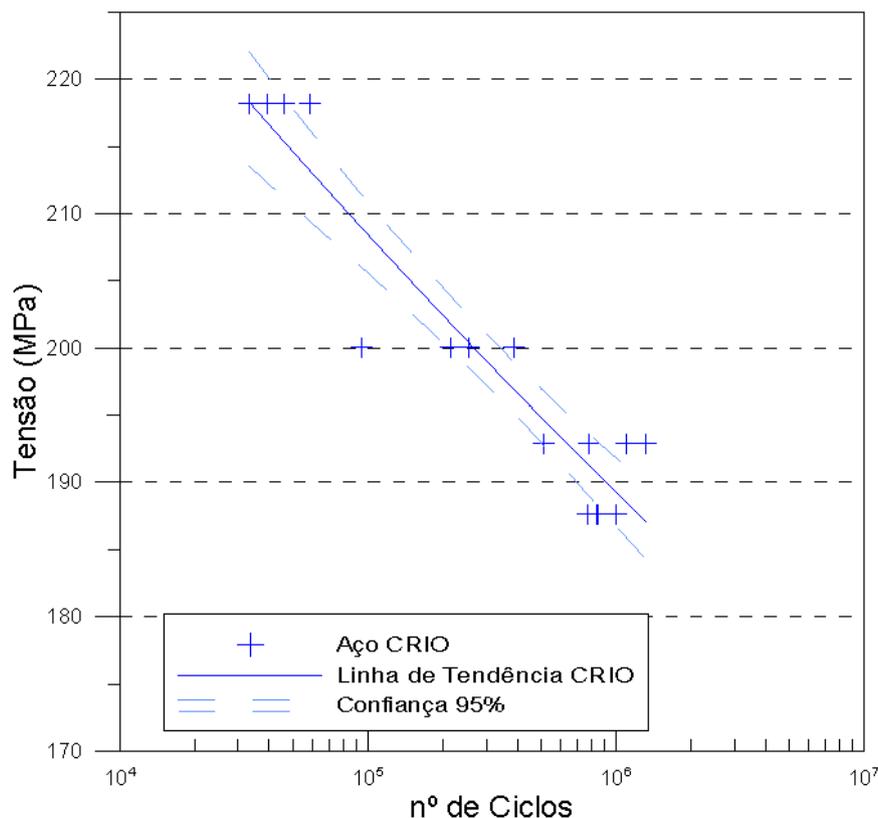


Figura 32 - Curva  $S-N$  do Aço API 5L Grau B com Tratamento Criogênico (CRIO).

Por fim, as Tabelas 16, 17 e 18 mostram o comportamento estatístico das vidas de fadiga, os parâmetros de fadiga e os limites de fadiga para um nível de confiança de 95%, para cada nível de tensão:

Tabela 16 - Comportamento Estatístico das Vidas de Fadiga do Aço com Tratamento Criogênico.

Tensão	187,7	192,9	200,1	218,2
Média	8,63E+05	9,27E+05	2,39E+05	4,41E+04
Desvio Padrão	1,00E+05	3,53E+05	1,22E+05	1,09E+04
Coefficiente de Variação (%)	11,61	38,02	51,01	24,71

Tabela 17 - Parâmetros de Fadiga com os Respectiveos Limites de Confiança de 95% do Aço com Tratamento Criogênico.

Parâmetros de Fadiga	Valores Estimados	Limites de Confiança	
		Inferior	Superior
A	337,80	320,91	355,58
b	-0,042	-0,041	-0,042

Tabela 18 - Limites de Fadiga com os Respectivos Limites de Confiança de 95% do Aço com Tratamento Criogênico.

N (N° de Ciclos)	Tensão de Falha (MPa)	Limites de Confiança (MPa)	
		Inferior	Superior
1,0 E+04	229	220	241
1,0 E+05	208	200	219
1,0 E+06	189	182	199
2,0 E+06	184	177	193

## 7.2 DESCRIÇÃO DOS RESULTADOS EXPERIMENTAIS DOS ENSAIOS DE PROPAGAÇÃO DE TRINCA

### 7.2.1 Sem Tratamento

Foram realizados 9 ensaios de propagação de trinca em corpos de prova tipo *CTS*, com uma razão de carregamento de  $R = 0,1$ . Desses 9 ensaios, apenas 2 foram admitidos como válidos. Uma vez que, condições adversas ao ensaio como por exemplo quedas de energia no laboratório, faziam com que o ensaio parasse e ao retornar o *Cp* não respondia ao ensaio da mesma maneira que vinha fazendo antes da interrupção. Na Figura 33, são apresentadas, sob a forma de diagramas de dispersão, as curvas  $da/dN$  versus  $\Delta K$ . Os resultados aqui apresentados foram obtidos considerando intervalos amostrais de crescimento das trincas,  $\Delta a$ , iguais 0,25 mm, método polinomial incremental com  $n = 2$  para a estimativa da taxa de propagação da trinca e critério de aceitação de dados experimentais dentro de um intervalo de confiança de 95%.

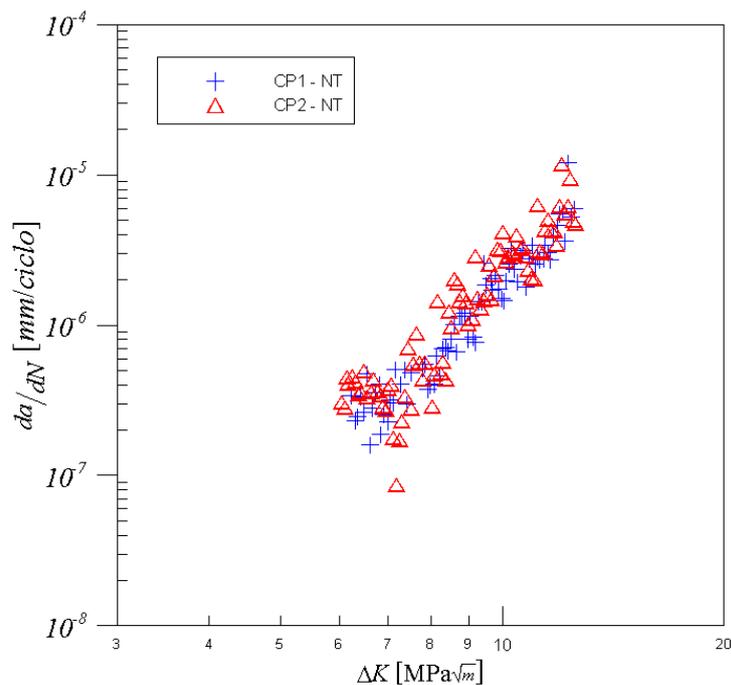


Figura 33 - Curva  $da/dN$  versus  $\Delta K$  do Aço API 5L Grau B Não Tratado (NT).

A análise qualitativa dos resultados apresentados na Figura 33, permite verificar que as curvas obtidas seguem o comportamento esperado para os estágios I e II da curva  $da/dN$  versus  $\Delta K$ , conforme discutido na seção 4.6 dessa dissertação, nas seções seguintes tal comportamento será melhor discutido.

### 7.2.2 Com Tratamento Criogênico

A mesma metodologia foi adotada no levantamento da curva  $da/dN$  versus  $\Delta K$  para o aço criogenicamente tratado. Aqui foram realizados 3 ensaios de propagação de trinca em corpos de prova tipo *CTS*, com uma razão de carregamento de  $R = 0,1$ . Desses 3 ensaios, 2 foram admitidos como válidos. Na Figura 34, são apresentadas, sob a forma de diagramas de dispersão, as curvas  $da/dN$  versus  $\Delta K$ . Os resultados aqui apresentados também foram obtidos considerando intervalos amostrais de crescimento das trincas,  $\Delta a$ , iguais  $0,25 \text{ mm}$ , método polinomial incremental com  $n = 2$  para a estimativa da taxa de propagação da trinca e critério de aceitação de dados experimentais dentro de um intervalo de confiança de 95%.

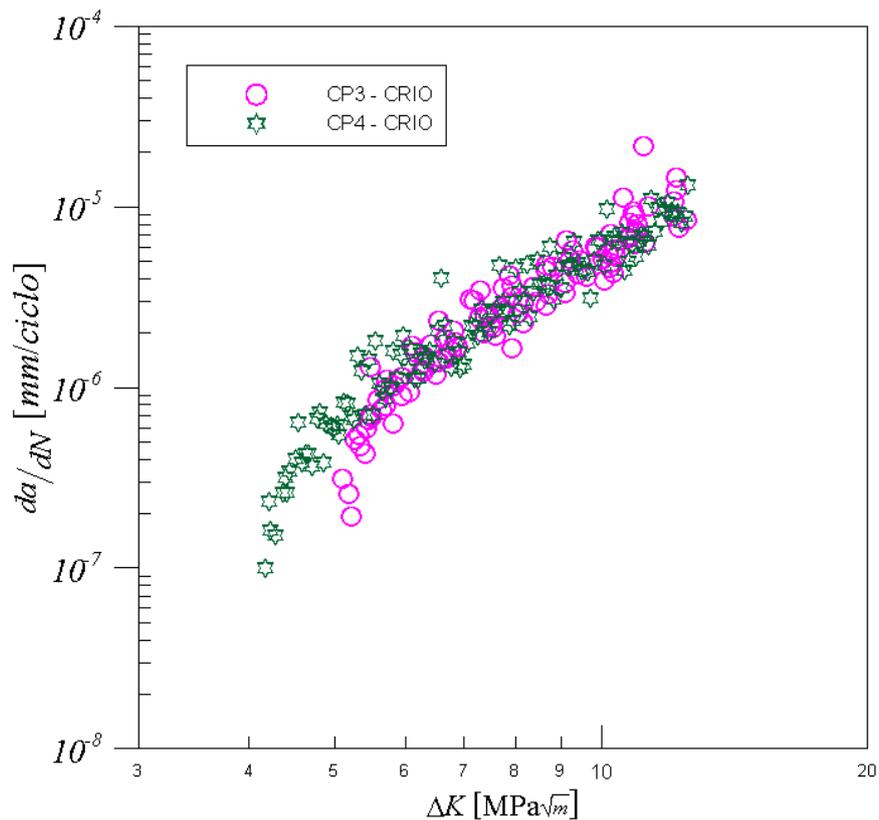


Figura 34 - Curva  $da/dN$  versus  $\Delta K$  do Aço API 5L Grau B com Tratamento Criogênico (CRIO).

A análise qualitativa dos resultados apresentados na Figura 34, permite verificar que as curvas obtidas, assim como na Figura 33, seguem o comportamento esperado para os estados I e II da curva  $da/dN$  versus  $\Delta K$ , conforme discutido na seção 4.6 dessa dissertação, nas seções seguintes tal comportamento será melhor discutido.

### 7.3 ENSAIO DE DUREZA

Os resultados obtidos de acordo com a metodologia descrita no item 6.5.4 desta dissertação, nos ensaio de dureza Brinell realizados nos corpos de prova tratados e não tratados estão ilustrados na Tabela 19:

Tabela 19 - Microdureza das amostras com tratamento Criogênico e do aço não tratado.

	Dureza (HB)	
	Não Tratado	Tratado
<b>Média</b>	124,24	128,68
<b>Desvio Padrão</b>	2,82	3,41
<b>C.V. (%)</b>	2,3	2,7

Com base nos resultados apresentados na Tabela 19, com tratamento Criogênico não foi observado uma significativa melhoria em relação ao aumento de dureza do material sem tratamento. O aumento foi de aproximadamente 3% em relação ao Aço API 5L Grau B sem tratamento, passando de 124,24 HB para 128,68 HB com o tratamento Criogênico (valores médios).

Quanto à influência da criogenia no aumento da dureza, em estudos realizados para vários tipos de aços, como o AISI D2, AISI H13 e Vanadis 4 (nome comercial), verificou-se que a  $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$  não eram encontradas melhorias nos valores de dureza, já entre os tratados a  $-100\text{ }^{\circ}\text{C}$  e  $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$  encontrou-se aumento maior na dureza, embora não foram encontradas diferenças significativas entre estas duas temperaturas. Atribuiu-se esta diferença a uma transformação incompleta da austenita para martensita nos aços tratados a temperaturas mais altas. Foi também comprovado que não existe uma relação direta entre a dureza e a duração do processo criogênico. Considerou-se que este fato é devido à transformação instantânea de austenita em martensita quando o resfriamento ocorre abaixo da temperatura  $M_s$  (MOORE,1993).

## 7.4 ANÁLISE

### 7.4.1 Comparação dos Resultados dos Ensaios de Fadiga

De posse dos dados apresentados no item 7.1, as curvas *S-N* tanto do material tratado quanto do material não tratado são apresentadas na Figura 35.

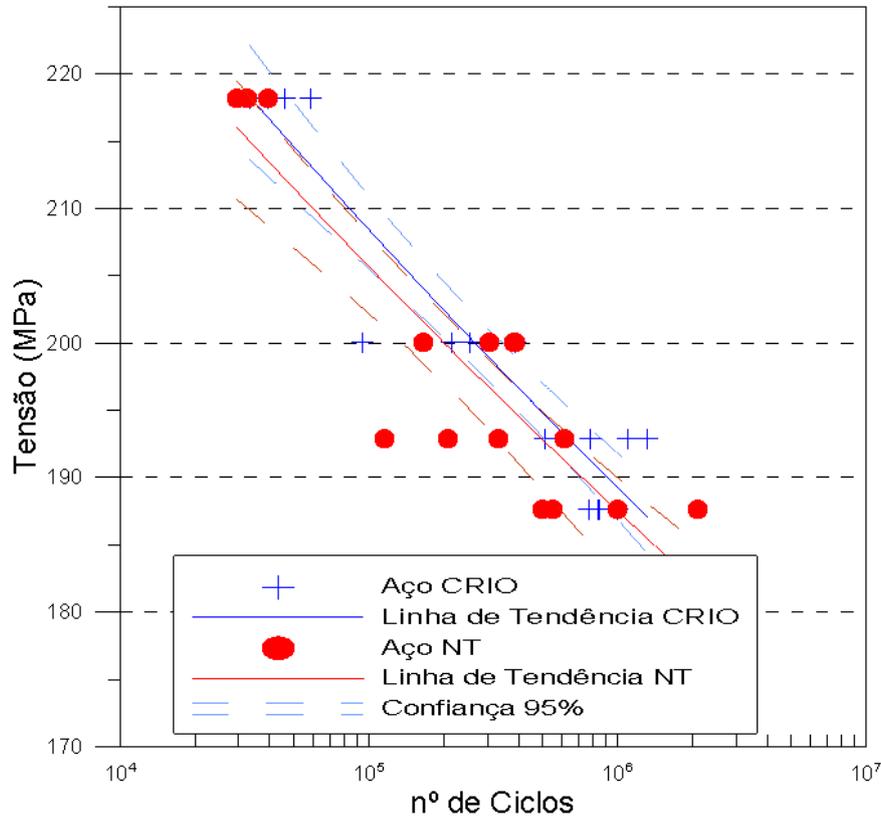


Figura 35 - Curvas *S-N* do Aço API 5L Grau B.

Nota-se na Figura 35 a pouca influência do tratamento Criogênico sobre o ganho na resistência à fadiga do Aço API 5L Grau B. A Tabela 20 apresenta os resultados estatísticos das vidas à fadiga para as amostras tratadas e sem tratamento. A Tabela 21 apresenta os ganhos na vida em fadiga para diversos níveis de tensão.

Tabela 20 – Comparação entre os Níveis de Tensão Alternadas que Induziriam a Iniciação de trincas de fadiga no Aço API 5L Grau B com Tratamento Criogênico e não tratado.

N (Nº de Ciclos)	Não Tratado [MPa]	Criogenia [MPa]
1,0 E+04	226 ± 5	229 ± 10
1,0 E+05	206 ± 4	208 ± 9
1,0 E+06	188 ± 4	189 ± 7
2,0 E+06	183 ± 3	184 ± 7

Tabela 21 - Ganho na vida em fadiga para o Aço API 5L Grau B com Tratamento Criogênico e não tratado.

<b>Tensão [MPa]</b>	<b>Não Tratado [Ciclos]</b>	<b>Criogenia [Ciclos]</b>	<b>Ganho [%]</b>
180	2,00E+06	3,23E+06	61
185	1,08E+06	1,68E+06	56
190	5,87E+05	8,92E+05	52
195	3,25E+05	4,80E+05	48
200	1,83E+05	2,63E+05	44
205	1,04E+05	1,46E+05	40
210	6,03E+04	8,23E+04	36
215	3,53E+04	4,70E+04	33
220	2,10E+04	2,72E+04	30

Com os dados da Figura 35 e da Tabela 20 foi possível calcular, através do método da projeção paralela, os limites de fadiga, para 2 milhões de ciclos, do Aço API 5L Grau B com Tratamento Criogênico e sem tratamento. Os resultados dos limites de fadiga obtidos são:

- $183 \pm 3 \text{ MPa}$  – Corpos de prova sem tratamento;
- $184 \pm 7 \text{ MPa}$  – Corpos de prova com Tratamento Criogênico.

Não foram encontrados na literatura trabalhos que apresentassem o limite de resistência à fadiga para este aço. Grande parte dos trabalhos existentes referem-se a estudos sobre a soldabilidade do Aço API 5L Grau B.

Pela Tabela 20 observa-se que o Tratamento Criogênico pouco influenciou no limite de resistência à fadiga do aço. Para  $1,0\text{E}+06$  de ciclos o limite de resistência à fadiga passou de  $188 \pm 4 \text{ MPa}$  sem tratamento para  $189 \pm 7 \text{ MPa}$  após o Tratamento Criogênico, ganho este inexpressível, uma vez que, corresponde a uma aumento de 0,5% e encontra-se dentro do erro de desvio padrão. Para o número de ciclos de  $2,0\text{E}+06$ , o aumento corresponde a aproximadamente 0,5% no limite de resistência à fadiga do aço sem tratamento, que de  $183 \pm 3 \text{ MPa}$  passou para  $184 \pm 7 \text{ MPa}$  com o Tratamento Criogênico.

Com o Tratamento Criogênico não se obteve uma melhora significativa na resistência à fadiga do Aço API 5L Grau B. Pela Figura 35 pode-se observar que a curva *S-N* levantada com os corpos de prova sem tratamento está dentro do intervalo das curvas de limite de confiança de 95% do aço criogenizado. Além disso, a curva superior do limite de confiança de 95% do Aço API 5L Grau B sem tratamento coincide em parte com a linha de tendência do aço com tratamento. Com isso, os resultados obtidos com o Tratamento Criogênico sugerem que este não exerce uma influência expressiva na resistência à fadiga do Aço API 5L Grau B.

Observa-se também pela Figura 35 e pela Tabela 21 que com a diminuição das vidas de fadiga, aumenta-se a diferença das tensões de falha do material com e sem tratamento, ou seja, pela inclinação das curvas nota-se que supostamente o Tratamento Criogênico tem grande influência no ganho de vida para fadiga de alto ciclo a baixa tensões. Como pode ser observado pela Tabela 23, a uma tensão de 180 MPa a vida em fadiga do aço passa de 2,00E+06 *ciclos* sem tratamento para 3,23E+06 *ciclos* com o Tratamento Criogênico, ou seja, um ganho na vida de 61% com o tratamento. Enquanto que para uma tensão de 220 MPa a vida em fadiga do aço passa de 2,10E+04 *ciclos* sem tratamento para 2,72E+04 *ciclos* com o Tratamento Criogênico, o que corresponde à metade do ganho na vida para uma tensão de 180 MPa, ou seja, um aumento correspondente a 30%.

## 7.4.2 Comparação dos Resultados dos Ensaios de Propagação de Trinca

### 7.4.2.1 Comparação dos Resultados dos Ensaios de Propagação de Trinca no Estágio I de Propagação – Limiar de Propagação

Nas Figuras 36 e 37 estão apresentadas as curvas  $da/dN$  versus  $\Delta K$  para o aço sem e com o Tratamento Criogênico, respectivamente. As figuras representam o estado I da curva  $da/dN$  versus  $\Delta K$ , ou seja, na região limiar de propagação da trinca em que as taxas de crescimento são inferiores a  $10^{-6}$  mm/ciclo. Quando a taxa de crescimento de trinca assume esses valores, a curva passa a assumir um comportamento assintótico, possibilitando a determinação do fator intensidade de tensões,  $\Delta K_{th}$ .

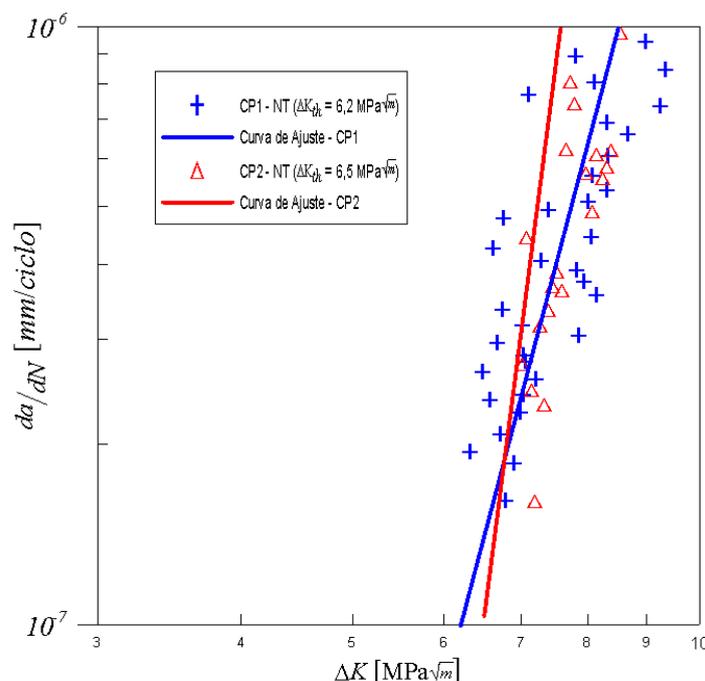


Figura 36 - Curva  $da/dN$  versus  $\Delta K$  no Limiar de Propagação para o Aço API 5L Grau B Não Tratado (NT).

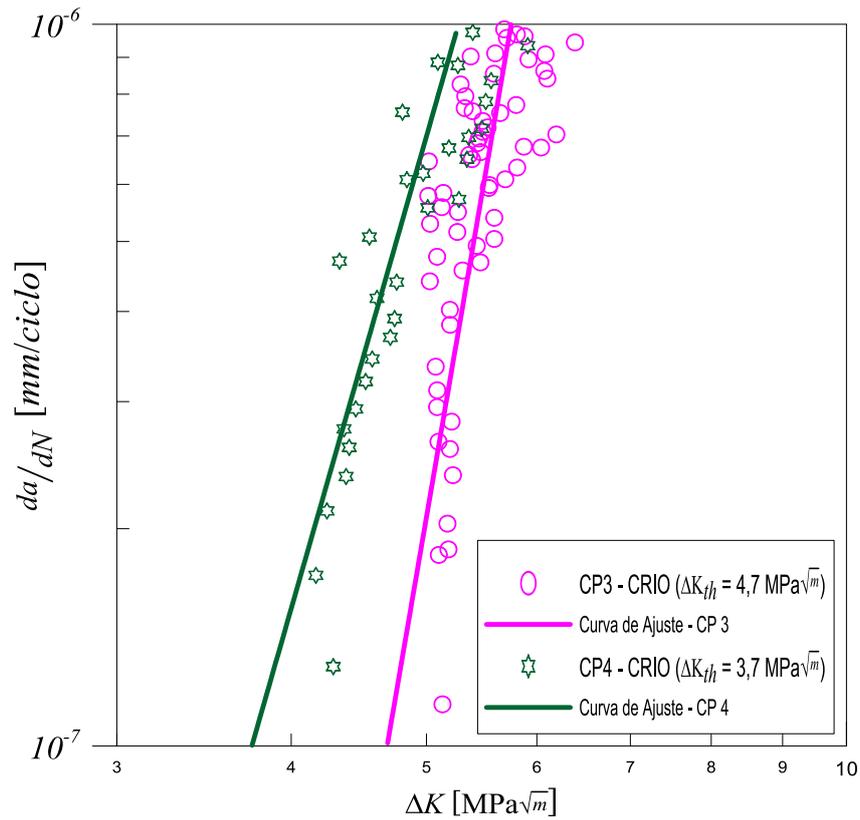


Figura 37 - Curva  $da/dN$  versus  $\Delta K$  no Limiar de Propagação para o Aço API 5L Grau B com Tratamento Criogênico (CRIO).

Com base nos resultados apresentados nas Figuras 36 e 37, verifica-se experimentalmente que o valor de  $\Delta K_{th}$  diminuiu após o tratamento Criogênico. A fim de avaliar melhor essa redução no valor de  $\Delta K_{th}$  é apresentado a Figura 38, um gráfico que correlaciona as curvas  $da/dN$  versus  $\Delta K$  obtidas com e sem tratamento.

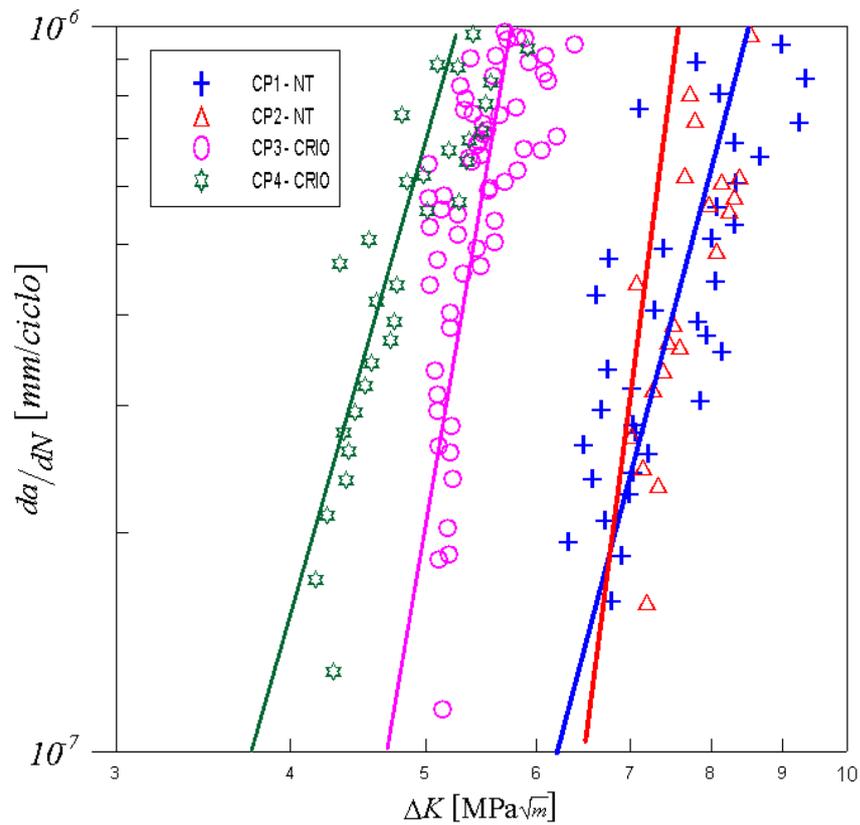


Figura 38 - Curva  $da/dN$  versus  $\Delta K$  no Limiar de Propagação para o Aço API 5L Grau B com e sem o Tratamento Criogênico.

Após o tratamento desses resultados experimentais, foram obtidas as estimativas para os valores de  $\Delta K_{th}$ , segundo a metodologia apresentada na norma ASTM E 647. Tais resultados, com seus limites de incerteza, são apresentados na Tabela 22. Os dados referem-se ao valor de  $da/dN$  igual a  $10^{-7}$  com um intervalo de confiança de 95% e um incremento de crescimento de trinca,  $\Delta a = 0,25 \text{ mm}$ .

Tabela 22 - Valores Estimados para o Fator Intensidade de Tensões Limiar ( $\Delta K_{th}$ ) para o Aço API 5L Grau B Não Tratado e Tratado.

Cps	$\Delta K_{th}$ (MPa $\sqrt{m}$ )
1 - NT	$6,2 \pm 1,3$
2 - NT	$6,5 \pm 1,3$
3 - CRIO	$4,7 \pm 0,5$
4 - CRIO	$3,7 \pm 0,4$

Com base nos resultados apresentados na Tabela 22, verifica-se experimentalmente a redução no valor do fator intensidade de tensões,  $\Delta K_{th}$ , do Aço API 5L Grau B após o Tratamento Criogênico. Ou seja, o tratamento fez com que a trinca se propagasse mais rápido em relação aos corpos de prova não tratados. Os valores médios obtidos de  $\Delta K_{th}$  são:

- $6,3 \pm 1,3 \text{ MPa}\sqrt{m}$  – Corpos de prova sem tratamento;
- $4,2 \pm 0,4 \text{ MPa}\sqrt{m}$  – Corpos de prova com Tratamento Criogênico.

A redução no valor do fator intensidade de tensões foi de aproximadamente 33% após o Tratamento Criogênico. Assim como para o limite de resistência à fadiga, não foram encontrados na literatura trabalhos que apresentassem o fator intensidade de tensões para este aço.

#### 7.4.2.2 Comparação dos Resultados dos Ensaio de Propagação de Trinca no Estágio II de Propagação

Na Figura 39, estão apresentadas as curvas  $da/dN$  versus  $\Delta K$ , com ênfase no estágio II de propagação. Quando a taxa de crescimento de trinca atinge um valor acima de  $10^{-6}$  mm/ciclo, a curva passa a assumir um aspecto linear quando os eixos estão na escala logarítmica. Nesta figura os dados dos CP1-NT e CP2-NT juntos correspondem a curva Material Não Tratado e os CP3-CRIO e CP4-CRIO a curva Material Tratado.

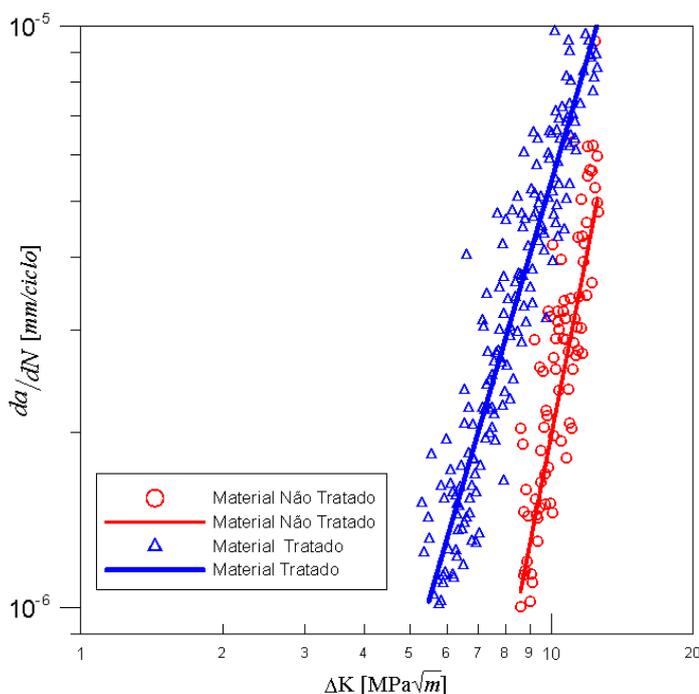


Figura 39 – Comparação entre as Curvas  $da/dN$  versus  $\Delta K$  no Estágio II de Propagação para o Aço API 5L Grau B com e sem Tratamento Criogênico.

Esse processo é caracterizado pela Equação de Paris e depende pouco da microestrutura, da carga média, do meio ambiente e da espessura do espécime. A Tabela 23 apresenta os valores das estimativas dos coeficientes  $A$  e  $m$  da Equação de Paris para um incremento de crescimento de trinca,  $\Delta a$ , de 0,25 mm e um intervalo de confiança de 95%.

Tabela 23 - Coeficientes da Equação de Paris – Região II ( $\Delta a = 0,25$  mm).

Material	$A$	$m$
Tratado	9,15E-09	2,77
Não Tratado	1,52E-10	4,11

### 7.4.3 Comparação dos Resultados dos Ensaios de Fadiga

As imagens obtidas de acordo com a metodologia descrita no item 6.5.5 desta dissertação, realizadas nos corpos de prova tratados e não tratados estão ilustradas na Figura 40:

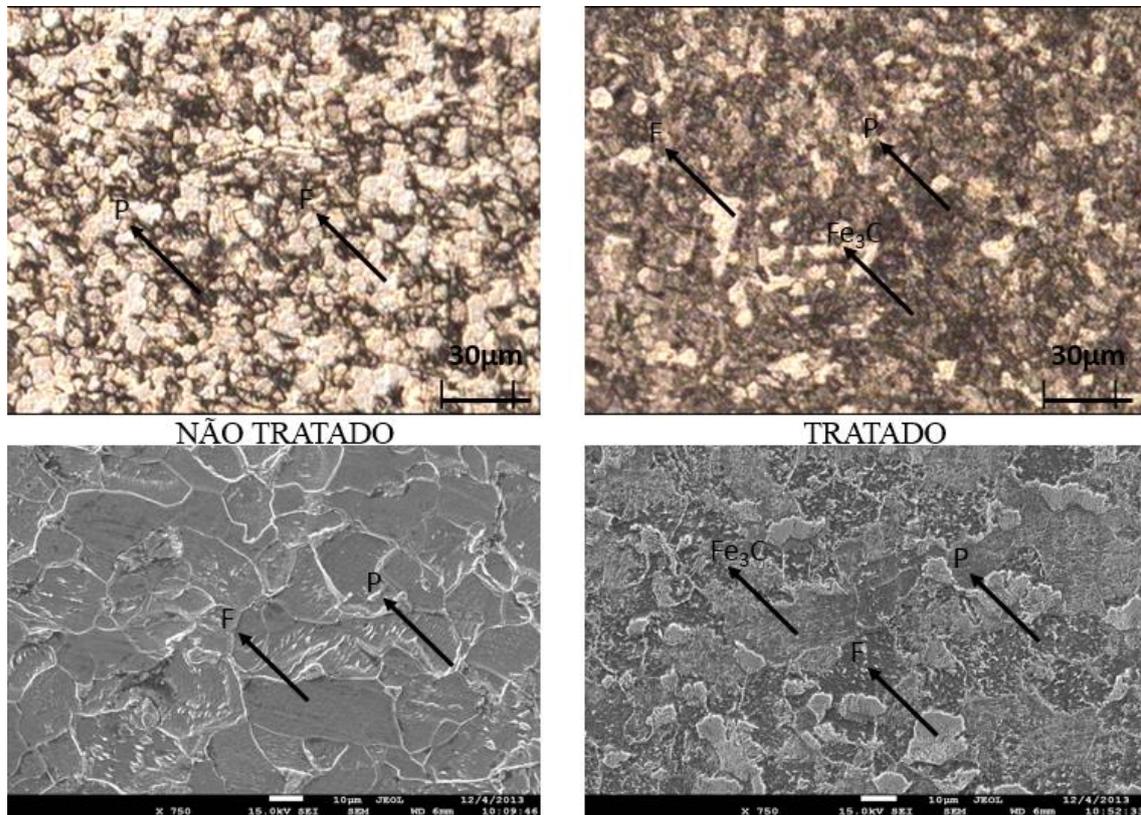


Figura 40 - Microscopia do Aço API 5L Grau B com e sem Tratamento Criogênico (Ótico 100x e MEV 750x).

Através da Figura 40 nota-se que o Tratamento Criogênico proporcionou, provavelmente, o aparecimento de uma perlita mais fina, além de precipitados de carbeto de ferro  $Fe_3C$  dentro dos grãos de ferrita, isso pode ter ocorrido devido à baixa temperatura do Tratamento Criogênico, o que diminuiu ainda mais a taxa de difusão do  $C$  fazendo com que o mesmo saísse da solução sólida de ferrita e se precipite como cementita. Já no caso do não tratado pode-se ver nitidamente os grãos de ferrita sem presença de precipitados e uma perlita mais grosseira.

## 8 CONCLUSÕES

O presente estudo tem como objetivo a avaliar a influência do Tratamento Criogênico na resistência à fadiga do Aço API 5L Grau B. Nesse sentido, foram realizados ensaios de fadiga axial, segundo a norma ASTM E 739-91, com razão de carregamento de  $R = -1$  a fim de se obter a curva  $S-N$  e ensaios de propagação de trincas, segundo a norma ASTM E 647, para a obtenção dos valores do limiar de propagação de trincas,  $\Delta K_{th}$ , para uma razão de carregamento  $R = 0,1$ .

Com base nesses dados experimentais, a curva  $S-N$  obtida através do ensaio de fadiga uniaxial mostrou que o Tratamento Criogênico pouco influenciou no limite de resistência à fadiga deste aço. Os limites de resistência à fadiga do Aço API 5L Grau B obtidos foram:

- $183 \pm 3 \text{ MPa}$  – Corpos de prova sem tratamento;
- $184 \pm 7 \text{ MPa}$  – Corpos de prova com Tratamento Criogênico.

No entanto, com a criogenia observou-se uma grande influência no ganho de vida para fadiga em alto ciclos a baixa tensões. Com uma tensão de  $180 \text{ MPa}$  a vida em fadiga do aço passa de  $2,00\text{E}+06$  ciclos sem tratamento para  $3,23\text{E}+06$  ciclos com o Tratamento Criogênico, um ganho na vida de 61% com o tratamento. Ou seja, mesmo com o limite de resistência à fadiga praticamente inalterado após o Tratamento Criogênico, a uma mesma tensão houve um ganho expressivo na vida em fadiga.

No que diz respeito aos ensaios de propagação de trincas, verifica-se experimentalmente a redução no valor do fator intensidade de tensões,  $\Delta K_{th}$ , do Aço API 5L Grau B após o Tratamento Criogênico. Ou seja, o tratamento fez com que a trinca se propagasse mais rápido em relação aos corpos de prova não tratados. Os valores médios obtidos de  $\Delta K_{th}$  são:

- $6,3 \pm 1,3 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  – Corpos de prova sem tratamento;
- $4,2 \pm 0,4 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  – Corpos de prova com Tratamento Criogênico.

Em relação ao ensaio de dureza, com o Tratamento Criogênico não foi observado uma significativa melhoria em relação ao aumento de dureza do material sem tratamento. O aumento foi de aproximadamente 3% em relação ao Aço API 5L Grau B sem tratamento, passando de  $124,24 \text{ HB}$  para  $128,68 \text{ HB}$  com o tratamento Criogênico (valores médios).

Através da microscopia observou-se que a diferença na microestrutura da liga altera o mecanismo de propagação de trinca, sabe-se da literatura que fases mais dúcteis, ou moles, como no caso da ferrita, impedem a propagação das trincas, faz com que ao chegar nestas fases a velocidade de propagação da trinca diminua podendo até parar. Já na presença de cementita,  $\text{Fe}_3\text{C}$ , que é o constituinte da perlita, por ser mais frágil, acelera a propagação da trinca, com isso é justo que na amostra tratada a trinca se propague mais rapidamente. Por outro lado, no caso do aumento da vida à fadiga da amostra tratada a baixas tensões, pode ser explicado também por outro fator. A trinca se propaga mais rapidamente pela perlita que pela ferrita,

porém se a carga e a velocidade para esta propagação não forem muito grandes, as trincas irão sempre parar nas fronteiras entre ferrita e cementita, e toda vez que a trinca quiser andar de novo ela terá que romper esta barreira de fronteira e continuar a propagação, isso seria igual ao que ocorre no caso de movimento de discordâncias. Já no caso da amostra não tratada existem menos fronteiras, apesar da ferrita absorver mais a propagação da trinca, nada impede o seu movimento, podendo levar a ruptura mais rapidamente.

De um modo geral, conclui-se que o Tratamento Criogênico fez com que o Aço API 5L Grau B aumentasse sua vida em fadiga, e fez com que a trinca, uma vez iniciada propagasse mais rápido do que em relação a este mesmo aço sem tratamento.

## **9 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS**

Ao final dos trabalhos desenvolvidos nesta dissertação, vieram à tona diversas outras possibilidades de trabalho para serem estudadas neste assunto. A seguir são listadas algumas dessas possibilidades:

- Realizar experimentos variando-se outros parâmetros de criogenia como a temperatura e o tempo do tratamento;
- Realizar ensaios de fadiga uniaxial variando-se a razão de carregamento;
- Implementar metodologia para realização de ensaios de propagação de trinca com outras razões de carregamento;
- Operacionalizar um segundo método de medição do tamanho de trinca e comparar os resultados obtidos na medição. Sugere-se realizar a medição por meio da deformação na face traseira;
- Calcular a distância crítica por meio de outras metodologias como por exemplo o Método da Linha, da Área e do Volume.
- Realizar outros tipos de tratamento térmicos (Ex.: Nitretação Iônica).

## 10 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- ADAMS, C. Was Boston once literally flooded with molasses?. 2004.
- AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE. API Specification 5L: Specification for Line Pipe, 2000.
- ASM METALS HANDBOOK. Fractography. Second Edition. In: ASM International Vol.12, 1987.
- ASM METALS HANDBOOK. Heat Treating. Cold treating and cryogenic treatment of steel. Earl A. Carlson, Lindberg ed. Heat Treating Company. Vol. 4, Ninth Edition. Ed. Lyman Taylor, Metals, USA, 1969.
- ASTM E 739-91. Standard Practice for Statistical Analysis of Linear or Linearized Stress-Life (S-N) and Strain-Life (e-N) Fatigue Data, 2004.
- ASTM E 647. Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates I. In: ASTM E 647, 2011.
- BASQUIN, O.H.. The exponential law of endurance tests. Proc. ASTM 10, 625–630. 1910.
- BROEK, D. Elementary Engineering Fracture Mechanics. 3 ed, Martinus Nijhoff Publishers, 1982.
- BALDISSERA, P.; DELPRETE, C.; Deep cryogenic treatment of AISI302 stainless steel: Part II – Fatigue and corrosion. Politecnico di Torino, Corso Duca degli Abruzzi, 24–10129 Torino, Italy. 2010
- BARBASSA, A. G. Plano de Negócios 2012-16, 2011.
- BARRON, R.F., “Cryogenic treatment of metals to improve wear resistance”, Cryogenics, pp. 409-414, August 1982.
- CALOI, G. Análise da soldabilidade do aço API 5L X-80 por meio dos testes Tekken e de implante. Dissertação de Mestrado, Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro, PUC-RIO, Abril 2008.
- DOWLING, N. E. Mechanical Behavior of Materials: engineering methods for deformation, fracture and fatigue / Norman E. Dowling, 2007.
- FRANCO, A. H. Estudo da Influência da Criogenia na Resistência ao Desgaste Abrasivo do Aço ASTM 743 Tipo CA6NM: Avaliação de Resistência ao Desgaste. Dissertação de Mestrado em Ciências Mecânicas, Publicação ENM.DM-127A/09, Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade de Brasília, Brasília, DF, 130p, 2009.
- GARCIA, A., SPIM, J.A., SANTOS, C.A. “Ensaio dos materiais”, Ed. Livros Técnicos e Científicos S.A., Rio de Janeiro, RJ, 2000.
- GORDON, J. The Science of Structures and Materials, Scientific American Library. 1988
- GORNI, A.A., SILVEIRA, J.H.D., REIS, J.S.S. Metalurgia Dos Aços Microligados Usados Na Fabricação De Tubos Soldados Com Grande Diâmetro. Revista Tubo & Companhia, 5:26, p.52-63, Setembro 2009.

GRIMPE, F. Development, Production and Application of Heavy Plates in Grades up to X120. In: 1<sup>st</sup> International Conference on Super-High Strength Steels. Proceedings. Associazione Italiana di Metalurgia/Centro Sperimentali Materiali, Rome, 10 p., November 2004.

GULYAEV, A.P. Improved Methods of Heat Treating High Speed Steels to Improve the Cutting Properties, *Metallurg*, n.º12, pp. 65, 1937.

HASHMI, M.S.J. Aspects of tube and pipe manufacturing processes: Meter to nanometer diameter. *Journal of Materials Processing Technology* 179, pp. 5-10, 2006.

HAUPT, W. Ensaios Mecânicos e Caracterização Microestrutural De Tubos Soldados Por Fricção. Dissertação de Mestrado, Escola de Engenharia, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre RS, 2013.

HILLENBRAND, H. G.; HECKMANN, C. J.; NIEDERHOFF, K. A. X80 line pipe for large-diameter high strength pipelines. *APIA 2002 Annual Conference*, out.2002, 15 p. EP\_TP47\_02.

HILLENBRAND, H. G.; KALWA, C. High strength line pipe for project cost reduction. *World Pipelines*, v. 2, n. 1, jan./fev. 2002.

HILLENBRAND, H. G. et al. Procedures, considerations for welding X-80 line pipe established. *Oil & Gas Journal*, p. 47 – 56, set. 1997.

HULKA, K. Experience with Low Carbon HSLA Steel Containing 0,06 to 0,10 Percent Niobium. *Niobium Technical Report*, nº 1/04, 27 p, August 2004.

INGLIS, C. Stresses in a plate due to the presence of cracks and sharp corners, *Trans. Inst. Naval Architects* 55, 219–241, 1913.

IRWIN, G. R. Plastic zone near a crack and fracture toughness, *Proc. 7th Sagamore Conf.*, p. IV-63, 1960.

IWABUCHI, Y. SAWADA. S. Metallurgical characteristics of a large hydraulic runner casting of type 13Cr-Ni stainless steel. *Melilli AS ed Stainless steel castings*, p332–354. [Resumo online ASTM STP 756], 1982.

KOZASU, I. Processing – Thermomechanical Controlled Processing. In: *Materials Science and Technology – A Comprehensive Treatment: Constitution and Properties of Steels*, vol. 7, VCH, Weinheim, p. 186-217, 1992.

KOLLMER, K. P. Applications & Developments in the Cryogenic Processing of Materials. *The Technology Interface, Electronic Journal for Engineering Technology*, vol. 3, 1999.

LAGNEBORG, R. The Rôle of Vanadium in Microalloyed Steels. *Scandinavian Journal of Metallurgy*, 28:5, p.186-241, October 1999.

LEMOS, M. F. Avaliação da vida em fadiga de juntas soldadas do aço API 5L X65 em meios aquosos salinos saturados com diferentes pressões parciais de CO<sub>2</sub>. Dissertação de Mestrado, Escola de Engenharia, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre RS, 2009.

LESKOVSEK, V.; ULE, B. Influence of deep cryogenic treatment on microstructure, mechanical properties and dimensional changes of vacuum heat-treated high-speed steel. *Heat Treatment of Metals*, vol 2, 72-76., 2002.

LESLIE, W. C. *The physical metallurgy of steels*. McGraw-Hill series in Material Science and Engineering. USA, 1981.

MANDAI, J. T. Determinação dos parâmetros para crescimento de trinca em ligas metálicas: modelagem e experimentação. 155f. Dissertação de Mestrado em Ciências Mecânicas, UnB. Brasília DF, 2010.

MEYERS, M. A. CHAWLA, K. K. Mechanical Behavior of Materials. Prentice Hall, 1.ed p. 592-636, 1998.

MOLINARI, A. et al. Effect of deep cryogenic treatment on the properties of tool steel. Proceedings of Conference of Advances Materials Processes Technologies, 1461-1469, 1999.

MOLINARI, A. et al. Effect of deep cryogenic treatment on the mechanical properties of toolsteels. Journal of Materials Processing Technology, 2001.

MOORE, K. COLLINS, D. N. Cryogenic treatment of three heat-treated tool steels. Key Engineering Materials, 86–87: p47–54, 1993.

NETO, N. F. S. Caracterização de soldas em aço API 5L com diferentes arames tubulares e temperaturas de preaquecimento. Campinas, 2003. 87 p. Tese (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas.

NETTO, T.A.; BOTTO, A.; LOURENÇO, M.I. Fatigue performance of pre-strained pipes with girth weld defects: local deformation mechanisms under bending. International Journal of Fatigue 30, pp. 1080-1091, 2008.

OLIVEIRA FORTES, C.J.F – “Estudo das metodologias de Integral J e CTOD Aplicadas ao Aço ao NiCrMo de especificação HY-80”, Dissertação de M.Sc. Coppe/UFRJ, Rio de Janeiro, RJ, 1993.

ORDÓÑEZ, R. E. C. Soldagem e caracterização das propriedades mecânicas de dutos de aço API 5L-X80 com diferentes arames tubulares. Campinas, 2004. 111 p. Tese (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas.

PARGETER, R. HOLMES, B. BAXTER, D. Corrosion fatigue of steel catenary risers in sweet production. International conference on offshore mechanics and arctic engineering – OMAE: n°57075, 2008.

PARIS, P. C. ERDOGAN, F. A Critical Analysis of Crack Propagation Laws. Journal of basic Engineering, pp. 528-534, 1963.

PARK, E. Without warning, molasses in January surged over Boston. Smithsonian 14, n° 8. pp. 213-230, 1983.

PAXTON, H.W. The Metallurgy of Steels for Large Diameter Linepipe. In: Alloys for the Eighties. Proceedings. Climax Molybdenum Co., Ann Arbor, p.185-211, June 1980.

REASBECK, R. B. Improved tool life by the cryotough treatment, Metallurgia: p178–179, 1992.

SÁ, M.V.C. Avaliação Experimental do Efeito da Razão de Carregamento Sobre o Cálculo da Distância Crítica- Um Estudo Para o Aço ASTM A743 CA6NM. Dissertação de Mestrado em Integridade de Materiais de Engenharia. Publicação FGA.DM - 002/2013, Departamento de Integridade de Materiais da Engenharia, Universidade de Brasília – Faculdade do Gama, Brasília, DF, 129 p., 2013.

SILVA, B. L. Estratégia Alternativa para a Determinação do Limiar de Propagação de Trincas Através da Teoria da Distância Crítica. Dissertação de Mestrado, Faculdade de Tecnologia, Universidade de Brasília, Brasília DF, 2009.

SILVA, B. L., FERREIRA, J. L. A., OLIVEIRA, F., ARAÚJO, J. A. Influence of mean stress on the fatigue strength of ASTM A743 CA6NM alloy steel. Universidade de Brasília, Brasília, 2010.

SILVA, M. C. Caracterização das propriedades mecânicas e metalúrgicas do aço API 5L X80 e determinação experimental de curvas J-R para avaliação da tenacidade a fratura. Dissertação (Mestrado) - Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. Departamento de Engenharia Naval e Oceânica. --São Paulo, 2004.

SMITH, W. F. Structure and properties do engineering alloys. 2<sup>a</sup> ed. McGraw- Hill, Singapore, 1993.

TIMOSHENKO, S. GOODIER, J.: (1970). Theory of Elasticity, McGraw Hill

TIPPER, C.F.E. The brittle fracture story. Cambridge Eng. University Press. 197f, 1962.

TORRES, R. N. Efeitos do Tratamento Criogênico e da Nitretação a Plasma no Coeficiente de Desgaste Abrasivo da Armadura de Pressão de Tubos Flexíveis para Petróleo. Dissertação de Mestrado em Ciências Mecânicas. Publicação ENM.DM - 197/2013, Programa de Pós-Graduação em Ciências Mecânicas, Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade de Brasília, Brasília, DF, 76p., 2013.

TORRICO, I. F. A. Tenacidade à Fratura em Condições Elasto-Plásticas com Corpos de Prova Não Normalizados para Aços API 5L: Análise Numérica e Experimental. Tese. Pós-graduação da Faculdade de Engenharia Mecânica, UNICAMP. Campinas, Brasil. 2006.

UCHÔA, J. C. B. Procedimento numérico e experimental para a avaliação da resistência à fadiga de sistema de revestimento. Dissertação de Mestrado do Programa de Pós-graduação em Estruturas e Construção Civil, Universidade de Brasília, 2007.

VALIM, M. T. Tenacidade a fratura da junta soldada obtida a arco submerso de aço API 5L grau X80. Dissertação. Ciência dos Materiais e Metalurgia/PUC-Rio, 2005.

WANG, C. H. Introduction to Fracture Mechanics. Defence Science and Technology Organisation. 82f. Melbourne, Austrália 1996.

WELLS, A. A. Unstable Crack Propagation in Metals - Cleavage and Fast Fracture, Crack Propagation Symposium Proc., Cranfield College of Aeronautics, 1, pp. 210, cit. ref.15, 1961.

WESTERGAARD, H. Bearing pressures and cracks, Journal of Applied Mechanics, 1939.

WINCK, L. B. Influência da Nitretação a Plasma no Comportamento em Fadiga do Aço ASTM 743 Tipo CA6NM. Dissertação de Mestrado em Ciências Mecânicas, Publicação ENM.DM-158A/11. Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade de Brasília, Brasília, DF, 2011.

YUN, D.; XIAOPING, L.; HONGSHEN, X. Deep cryogenic treatment of high-speed steel and its mechanism. Heat Treatment of Metals, Vol. 25, 55-59, 1998.

ZHIRAFAR, S.; REZAEIAN, A.; PUGH, M. Effect of cryogenic on the mechanical properties of 4340 steel. Journal of Processing Technology, 2007.

## **11 SITES CONSULTADOS**

[1] [www.esab.com.br\\_br\\_por\\_Produtos\\_upload\\_1902161\\_PIPELINE\\_SoldagemTubulacoes\\_rev1\\_pt](http://www.esab.com.br_br_por_Produtos_upload_1902161_PIPELINE_SoldagemTubulacoes_rev1_pt)

Acessado em: 27/09/2013

[2] <http://www.petrobras.com.br/pt/quem-somos/estrategia-corporativa/plano-de-negocios/>

Acessado em: 27/06/2013