

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL
ESCOLA DE ENGENHARIA

Departamento de Metalurgia

EFEITO DO PRÉ-TRINCAMENTO COMPRESSIVO E DA RAZÃO DE
CARREGAMENTO NO LIMAR DE PROPAGAÇÃO DE TRINCAS DO AÇO API 5L
X60

Rômulo Fernando Guerra Rigoni

Trabalho de Diplomação

Orientador: Prof. Dr. Telmo Roberto Strohaecker

Porto Alegre
2015

Dedico este trabalho a minha família e amigos.

AGRADECIMENTOS

Ao professor Dr. Telmo Roberto Strohaecker, pela orientação durante os impasses encontrados durante a elaboração do trabalho.

Ao Laboratório de Metalurgia Física(LAMEF), particularmente aos grupos GECOR e GEM pelo apoio durante todas etapas do estudo. Em especial Ricardo Ribeiro e Jefferson Haag, pela paciência extrema enquanto procurávamos tempo para fazer os ensaios, soluções para os problemas e explicações para os fenômenos.

Aos meus amigos, que me mantiveram são nos momentos em que a carga de trabalho se mostrou excessiva.

E a minha mais profunda gratidão à minha família, que me possibilitou me mudar e estudar, mas sempre presentes e um modo ou outro.

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS.....	VI
LISTA DE TABELAS.....	VIII
LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS.....	IX
RESUMO.....	XI
ABSTRACT.....	XII
1.0 INTRODUÇÃO.....	1
2.0 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	2
2.1 Materiais para a indústria de óleo e gás.....	2
2.2 Concentração de tensões em defeitos.....	3
2.3 Mecânica da fratura.....	4
2.3.1 Fator de intensidade de tensões.....	5
2.3.2 Estado de tensões.....	6
2.3.3 Zona plástica na ponta da trinca.....	7
2.4 Fadiga dos materiais.....	9
2.5 Aplicação da mecânica da fratura à fadiga.....	10
2.5.1 Estágio I de crescimento: Próximo ao limiar...12	
2.5.2 Estágio II de crescimento: Propagação estável.....	13
2.5.3 Estágio III de crescimento: Ruptura final.....	13
2.6 Limiar de propagação e sua obtenção.....	14
2.6.1 Metodologia do K-Decrescente segundo ASTM E647.....	15
2.6.2 Metodologia do pré-trincamento compressivo seguido de amplitude constante.....	16
2.6.3 Critério de extensão de trinca.....	18
2.6.4 Fenômeno de fechamento de trinca e efeito da amplitude de carregamento.....	20

3.0 MATERIAIS E MÉTODOS.....	22
3.1 Caracterização do material.....	22
3.2 Matriz de ensaios.....	23
3.2.1 Geometria dos corpos de prova.....	23
3.2.2 Orientação do plano de propagação.....	24
3.3 Ensaio de K-Decrescente.....	24
3.3.1 Pré-trincamento trativo.....	25
3.3.2 Propagação em redução de carga.....	25
3.4 Ensaio de pré-trincamento compressivo seguido de amplitude constante.....	26
3.4.1 Pré-trincamento compressivo.....	27
3.4.2 Propagação em amplitude de carga constante.....	29
3.5 Tratamento de dados.....	30
3.6 Análise fractográfica.....	31
4.0 RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	32
4.1 Caracterização do material.....	32
4.2 Curvas da/dN x Delta K.....	33
4.2.1 Resultados para LR 0,5.....	33
4.2.2 Resultados para LR 0,8.....	34
4.2.3 Resultados para CPCA 0,5.....	34
4.3 Comparações entre os métodos.....	36
4.4 Análise fractográfica.....	38
4.4.1 Frentes de propagação.....	38
4.4.2 Análise dos micromecanismos via MEV.....	40
4.5 Considerações finais.....	41
5.0 CONCLUSÕES.....	42
6.0 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	43
7.0 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	44

LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1 Esquematização das linhas de fluxo de tensão na presença de descontinuidades. a) Descontinuidade aguda; b) Descontinuidade amena.....	4
Figura 2.2 Modos de abertura I, II e III de uma trinca.....	5
Figura 2.3 Estado de tensões próximo à ponta da trinca.....	6
Figura 2.4 Geometria da zona plástica a frente da trinca.	7
Figura 2.5 Evolução da zona plástica ao longo do crescimento da trinca. a) Trinca curta b) Trinca de tamanho mediano c) Trinca de tamanho superior. Nota-se o aumento da zona plástica com um aumento do comprimento de trinca ao longo de sua propagação.....	8
Figura 2.6 Formação e intrusões e extrusões.	10
Figura 2.7 Curva $a \times N$, representação do crescimento da trinca para diferentes níveis de carregamento.....	11
Figura 2.8 Curva característica do ensaio de propagação de trinca e seus estágios.....	12
Figura 2.9 Aspecto da curva $da/dN \times \Delta K$ para diferentes razões de carregamento.....	14
Figura 2.10 Fluxograma esquemático dos comando de carregamentos para obtenção de valores de ΔK próximos ao limiar, segundo metodologia ASTM E647.....	15
Figura 2.11 Comportamento de ΔP e ΔK durante o ensaio de K-decrescente.....	16
Figura 2.12 Zonas durante o crescimento sob compressão e tensões atuantes.....	17
Figura 2.13 Resultados de Kuhn comparando as metodologias de K-Decrescente e CPCA para o aço API 5L X60.....	18
Figura 2.14 Resultado de Charles Kuhn para a metodologia de CPCA. O ponto vermelho demarca o ΔK a partir do qual os resultados não sofrem efeito da transição de regime.....	20
Figura 2.15 Diferenças entre ΔK e ΔK_{Eff} quando se atinge K_{Cl}	21
Figura 3.1 Equipamento utilizado para determinação da composição química.....	22

Figura 3.2 Geometria dos corpos de prova.....	23
Figura 3.3 Orientação do corpo de prova em relação ao tubo.....	24
Figura 3.4 Fluxograma do pré-trincamento trativo.....	25
Figura 3.5 Fluxograma do ensaio de propagação em K-Decrescente.....	25
Figura 3.6 Dispositivo em contato com o corpo de prova.....	27
Figura 3.7 Arranjo experimental.....	27
Figura 3.8 Determinação do tamanho da trinca auxiliado por ImageJ.....	28
Figura 3.9 Fluxograma para o pré-trincamento compressivo.	28
Figura 3.10 Fluxograma para o ensaio de amplitude de carga constante.....	29
Figura 4.1 Microestrutura do material estudado, sendo o ataque feito com Nital 2%.....	32
Figura 4.2 Curva de propagação para o ensaio LR 0,5.....	33
Figura 4.3 Curva de propagação para o ensaio LR 0,8.....	34
Figura 4.4 Curva de propagação para o ensaio CPCA 0,5. Os dados brutos apresentam ruído excessivo na região do estágio I.....	35
Figura 4.5 Curva de propagação para o ensaio CPCA 0,5, uma vez aplicados os filtros.....	36
Figura 4.6 Curvas de propagação sobrepostas.....	37
Figura 4.7 Aspecto macrográfico das frentes de propagação. a)LR 0,5. b)LR 0,8 e c) CPCA 0,5.....	39
Figura 4.8 Aspectos das superfícies de fratura. A região inferior das fotos corresponde à pré-trinca, enquanto a superior à propagação. a)LR 0,5. b)LR 0,8 e c) CPCA 0,5.....	40

LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1 Especificações de composição química e propriedades mecânicas do aço API 5L X60.	3
Tabela 3.1 Matriz de ensaios.....	23
Tabela 3.2 Parâmetros para a execução dos ensaios de propagação com K-decrescente.As dimensões $a_{entalhe}$ e a_{pt} representam o comprimento do entalhe com e sem pré-trinca, respectivamente.	26
Tabela 3.3 Parâmetros do pré-trincamento compressivo.....	29
Tabela 3.4 Passes de carregamento utilizados.....	30
Tabela 4.1: Comparação das composições químicas(Em % Peso) das amostragens com as especificações da <i>Specification for Line Pipe</i> (AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE, 2004).....	32
Tabela 4.2: Comparação de limiares para LR 0,5.....	33
Tabela 4.3: Comparação de limiares para LR 0,8.....	34
Tabela 4.4: Comparação de limiares para CPCA 0,5.....	36
Tabela 4.5 Comparações dos limiares de propagação.....	37
Tabela 4.6 Fatores secundários a serem considerados.....	41

LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS

API: *American Petroleum Institute*;

PSL: *Product Specification Level*;

ASTM: ASTM International, originalmente conhecida como American Society for Testing and Materials;

CPCA: *Compression Precracking Constant Amplitude*;

LR: *Load Reduction*, redução de carga;

σ : Tensão aplicada;

$\sigma_{M\acute{a}x}$, $\sigma_{M\acute{i}n}$: Tensões máxima e mínima aplicadas;

$\Delta\sigma$: Amplitude de tensão aplicada;

P: Força ou carga aplicada;

$P_{M\acute{a}x}$, $P_{M\acute{i}n}$: Forças máxima e mínima aplicadas;

ΔP : Amplitude de carregamento, de carga;

R: Razão de carregamento;

a: Comprimento da trinca;

a_0 : Comprimento da trinca inicial;

a_c , a_f : Comprimento de trinca crítico, para qual há falha;

$a_{entalhe}$: Profundidade do entalhe;

a_{pt} : Comprimento de trinca considerando somente pré-trinca e entalhe;

a^* : comprimento de saturação da trinca;

K: Fator de intensidade de tensões;

K_{Ic} : Fator de intensidade crítico de tensões, propriedade do material;

$K_{M\acute{a}x}$, $K_{M\acute{i}n}$: Fatores de intensidade de tensões máximo e mínimo;

ΔK : Amplitude de fator de intensidade de tensões na fadiga;

ΔK_{Th} : Limiar de propagação;

K_{CP} : Fator de intensidade de tensões mínimo durante o pré-trincamento em compressão.

K_{CI} : Fator de intensidade de tensões durante o fechamento de trinca;

ΔK_{Eff} : Amplitude de fator de intensidade de tensões efetiva na fadiga;

ΔK_{LR} : ΔK inicial para o ensaio em K-decrescente;

ΔK_i : Passe de carregamento para o ensaio CPCA;

Y : Fator dependente da geometria para determinação de K ;

N : Número de ciclos;

N_f : Ciclo para o qual há falha da estrutura;

da/dN : Taxa de crescimento de trinca;

A, m : Constantes da Lei de Paris;

C : Gradiente de K normalizado;

Δc : Critério de extensão de trinca;

ρ_c : Raio plástico formado na compressão;

σ_x : Média entre a tensão de escoamento e a resistência à tração;

$C(T)$: Corpo de prova *Compact Tension*;

B : Espessura do corpo de prova;

W : Altura do corpo de prova;

RESUMO

Neste estudo foram avaliadas três diferentes técnicas de obtenção de limiares de propagação para o aço API 5L X60. Como comparação com a metodologia tradicional para pré-trincamento e propagação de trincas foram realizados ensaios com diferentes metodologias, a fim de se determinar limiares isentos da influência de tensões residuais compressivas e do efeito de fechamento de trinca.

Para a amenização da influência de tensões residuais compressivas, foi testada a metodologia de pré-trincamento compressivo seguido de amplitude de carga constante com razão de carregamento de 0,5. Para a amenização do efeito de fechamento de trinca foi utilizado o método de pré-trincamento convencional seguido de propagação em K-decrescente, porém com alta razão de carregamento de 0,8. Ambos os testes foram comparados ao método tradicional de K-decrescente com uma razão de carregamento moderada de 0,5.

Através da análise das curvas $da/dN \times \Delta K$, aliada à análise fractográfica, foi possível determinar o método que obtém o limiar de propagação mais conservador, assim como a avaliação de aspectos vantajosos de cada método e sua influência no comportamento do crescimento de trincas.

ABSTRACT

In the present work, three different techniques for determining fatigue crack growth thresholds of API 5L X60 steel were studied. In comparison to the traditional methodology for pre-cracking and crack propagation, experiments with different methodologies were conducted in order to determine thresholds exempt from the influence of compressive residual stresses and the crack closure effect.

Aiming to minimize the influence of compressive residual stresses, the study verified the methodology composed of compression pre-cracking followed by constant load amplitude, with a loading ratio of 0.5. For the mitigation of crack closure effect the method of conventional pre-cracking followed by propagation in K-decreasing was used, but with a high load ratio of 0.8. Both tests were compared to the traditional K-decreasing with a moderate load ratio of 0.5.

By analyzing the curves $da/dN \times \Delta K$, coupled with fractographic analysis it was possible to determine the method that determines the most conservative fatigue crack growth threshold, and also indicate the advantageous aspects of each method and their influence on the behavior of fatigue crack growth.

1.0 INTRODUÇÃO

Em estruturas empregadas na indústria do óleo e gás, componentes complexos de engenharia sofrem uma série de solicitações que acabam por limitar o tempo de operação dos mesmos. A presença de defeitos é inerente ao sistema o que, associado ao fenômeno de fadiga, gera a maioria das falhas. Por meio de métodos de inspeção ou monitoramento, em conjunto aos estudos de mecânica da fratura, é possível prever a falha das estruturas e efetuar as manobras necessárias com a segurança adequada, otimizando o tempo de operação e reduzindo a necessidade de custosas paradas de produção.

Para defeitos crescentes em fadiga, um parâmetro de relevância na avaliação de integridade estrutural é o limiar de propagação de trinca, que representa as condições operacionais para a qual uma trinca não apresenta crescimento. Em escala laboratorial, a metodologia tradicional que permite a obtenção deste parâmetro afeta de forma significativa seu valor numérico, por conta das tensões residuais compressivas formadas durante a propagação e do fenômeno de fechamento de trinca.

O presente trabalho propõe o método de carregamento compressivo e da alteração da razão de carregamento utilizada em ensaios para obter valores de limiares de propagação mais conservadores em relação às práticas tradicionais. Também se mostra de interesse deste estudo avaliar as taxas de crescimento atingidas nos estágios característicos, a geometria das frentes de propagação para os métodos, assim como a averiguação dos micromecanismos de falha para as diferentes forças motrizes para a propagação.

2.0 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Materiais para a indústria de óleo e gás

A necessidade de transporte de óleo e gás representa uma considerável força motriz para o desenvolvimento de aços que apresentem melhor desempenho nas condições operacionais existentes. As solicitações nas tubulações de grande extensão consistem em um combinação de carregamento elevado, ciclos de pressurização interna, esforços dinâmicos devido a correntes marítimas e ação dos meio interno e externo.

Uma família de aços que apresenta vasta utilização em tubulações de transporte de óleo e gás é a de aços microligados classificados pela American Petroleum Institute(API), por apresentarem alta resistência, alta tenacidade à fratura, boa soldabilidade e baixo nível de inclusões (CHARLES GUILHERME KUHN, 2011; JUCIELE LEYTER ZILIO, 2013).

Segunda a norma API 5L – Specification for Line Pipe, de 2004, os aços para dutos possuem classificação dependente, entre outras características, da composição química e propriedades mecânicas do material (Mais precisamente, a tensão de escoamento e resistência à tração). São ainda subdivididos em nível de especificação do produto (Product Specification Level, PSL). Produtos de PSL1 possuem faixas de composição e propriedades mais brandas se comparados aos PSL2 (JUCIELE LEYTER ZILIO, 2013). Os aços utilizados em tubulações pressurizadas são os da série X, cuja denominação consta API 5L X seguido pelo limite inferior de tensão de escoamento, em ksi.

No presente trabalho estudou-se o comportamento do material API 5L X60, um aço de baixo carbono que apresenta 60 ksi (ou 414 MPa) de tensão de escoamento mínima, apresentando microestrutura de ferrita e perlita em bandas sob a condição de laminado. As especificações deste aço segundo a API 5L(2004) encontram-se na tabela 2.1.

Tabela 2.1 Especificações de composição química e propriedades mecânicas do aço API 5L X60.

Fonte: Adaptado de (API, 2004).

Composição Química		Propriedades Mecânicas		
Elemento	Especificação [% massa]	Propriedade	Especificação mínima [MPa]	Especificação máxima [MPa]
C	0,28	Tensão de escoamento	414	565
Mn	1,4	Resistência a Tração	517	758
P	<0,03			
S	<0,03			
Nb				
Ti	<0,15			
V				

2.2 Concentração de tensões em defeitos

Um ponto importante para a determinação da severidade de um defeito é o entendimento de como a presença do mesmo afeta o material com a aplicação de esforços. A abordagem das linhas de fluxo ilustra o comportamento da tensão sofrida pelo material próximo à descontinuidades, como entalhes, reduções abruptas de seção, inclusões ou trincas.

Como se pode observar na figura 2.1, em regiões afastadas da descontinuidade, as linhas de fluxo estão igualmente espaçadas, demonstrando uma homogeneidade da tensão sofrida pela seção transversal. Entretanto, ao se aproximar do entalhe, as linhas de fluxo se agrupam, demonstrando a concentração das solicitações em determinados pontos da seção (CARLOS A. G. MOURA BRANCO; ANTÓNIO AUGUSTO FERNANDES; PAULO MANUEL SALGADO TAVARES DE CASTRO, 1986; JAAP SCHIJVE, 2004).

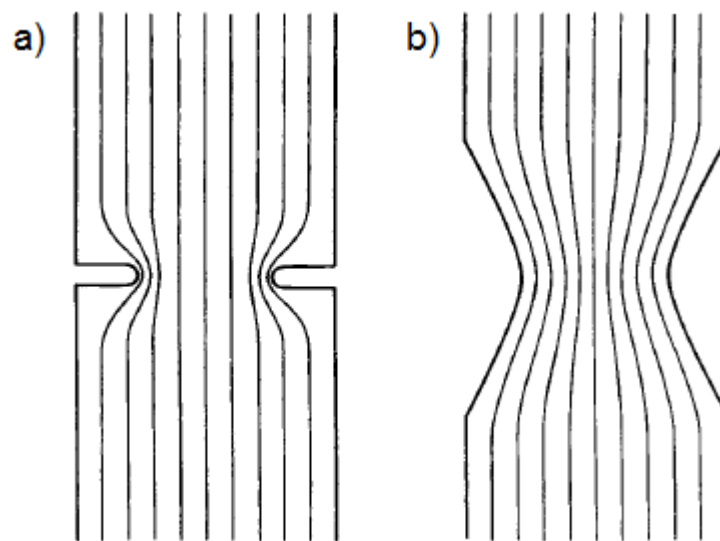


Figura 2.1 Esquemática das linhas de fluxo de tensão na presença de descontinuidades. a) Descontinuidade aguda; b) Descontinuidade amena.

Fonte: (STEPHENS; FUCHS, 2001).

Da mesma figura se pode observar que uma descontinuidade mais aguda (à esquerda) tende a concentrar tensões de modo mais severo que uma transição mais gradual (À direita). Ou seja, quanto menor o raio de curvatura de um defeito, mais severa é a condição. Isto possibilita o entendimento de que o tipo de defeito mais crítico é a trinca uma vez que a separação das faces da trinca se dá de forma que a ponta é extremamente aguda, apresentando alta concentração de tensões.

2.3 Mecânica da fratura

A mecânica da fratura é o campo da engenharia que aborda os componentes de acordo com a filosofia de projeto de tolerância ao defeito, na qual se quantifica a severidade da presença de uma trinca – o tipo mais agressivo de defeito – e o seu efeito na integridade do material. Esta abordagem possibilita a aceitação de componentes com a presença de descontinuidades, e determina parâmetros de operação para a qual a falha do componente pode ser prevista e, conseqüentemente, controlada.

2.3.1 Fator de intensidade de tensões

O fator de intensidade de tensões (K) é um parâmetro que é capaz de quantificar a severidade da presença de trincas em componente sob determinados esforços. Divide-se a abordagem em 3 modos, classificados pelos esforços que realizam a abertura da trinca, conforme ilustrado na figura 2.2:

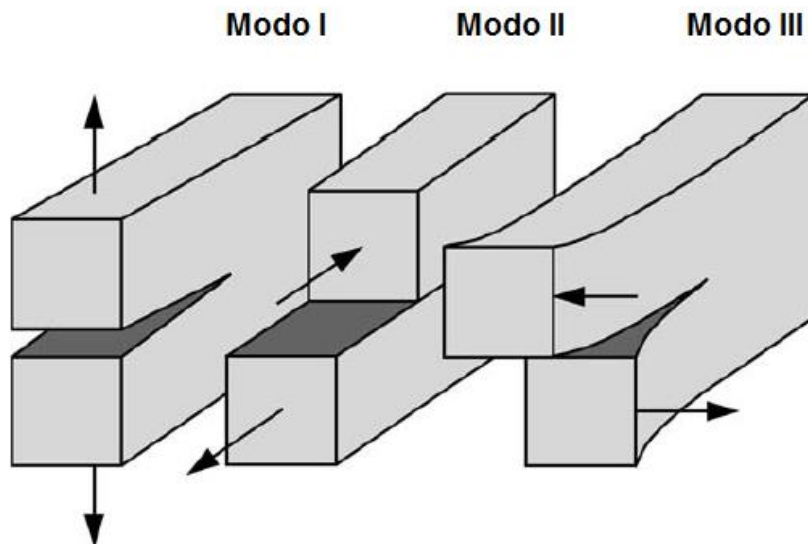


Figura 2.2 Modos de abertura I, II e III de uma trinca.

Fonte: Adaptado de (TED L. ANDERSON, 2004).

Sendo o modo I o mais observado em casos reais. O fator de intensidade de tensões para este modo, K_I , é dado por:

$$K_I = \sigma \cdot Y \cdot \sqrt{a} \quad (1)$$

Sendo σ a tensão aplicada, a o comprimento da trinca e Y um fator dependente da geometria. Existe um valor crítico (K_{IC}) tal qual existe a ruptura, e é característico para cada material (JAAP SCHIJVE, 2004; TED L. ANDERSON, 2004). É a partir deste dado que é possível - para uma geometria específica e um carregamento conhecido - determinar o tamanho máximo que uma trinca pode atingir sem comprometer a segurança da estrutura.

2.3.2 Estado de tensões

Como mencionado, a tensão local em frente a trinca é superior à nominal, porém deve-se levar em consideração o estado de tensões, uma vez que pode alterar o comportamento dúctil ou frágil do material.

Novamente fazendo uso da abordagem das linhas de fluxo da figura 2.1, a partir da tensão aplicada na direção x (Suponha-se ela como trativa, σ_{xx}), forma-se uma componente de tensão na direção y (σ_{yy}) próximo à descontinuidade. Tendo esforços trativos em ambas as direções, o material tenderia a deformar compressivamente na direção z , porém, como há a constrição provocada pelo material adjacente, surge uma componente de tensão nesta direção (σ_{zz}). A triaxialidade de tensões caracteriza o estado plano de deformações (EPD), que faz com que o material tenda a apresentar comportamento frágil. Na figura 2.3 está ilustrada a formação das componentes.

Na região próxima a borda do material, não há a constrição pelo material adjacente, já que está em contato com o meio externo, de modo que a deformação é possibilitada e a componente de tensão σ_{zz} inexistente, caracterizando o estado plano de tensões (EPT) (TED L. ANDERSON, 2004). Este estado faz com que o material tenda a se comportar de maneira dúctil.

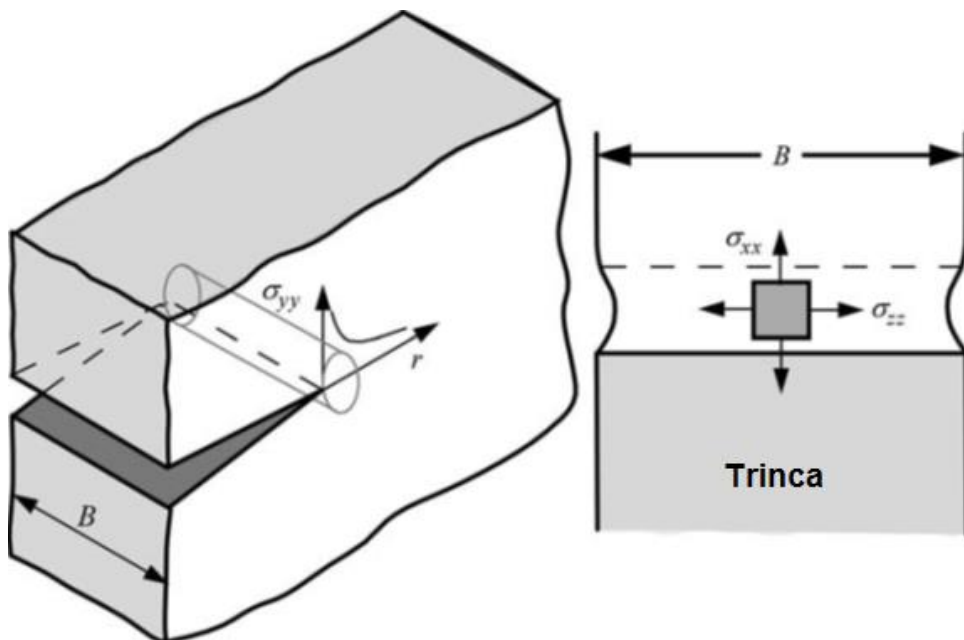


Figura 2.3 Estado de tensões próximo à ponta da trinca.

Fonte: Adaptado de (TED L. ANDERSON, 2004).

Esta diferença no estado de tensões causa um crescimento preferencial pelo centro do componente, que apresenta maior triaxialidade. A frente de propagação se apresenta de forma elíptica, caracterizando esse fenômeno como tunelamento (CARLOS A. G. MOURA BRANCO; ANTÓNIO AUGUSTO FERNANDES; PAULO MANUEL SALGADO TAVARES DE CASTRO, 1986; TED L. ANDERSON, 2004).

2.3.3 Zona plástica na ponta da trinca

A região próxima à ponta do defeito apresenta uma zona que sofreu deformação plástica devido à alta tensão local, chamada de zona plástica. A biaxialidade do estado plano de tensões favorece a deformação, enquanto a triaxialidade favorece a ruptura, de forma que a zona plástica tenha um maior diâmetro na borda no corpo de prova. Esta geometria de zona está representada na figura 2.4, para o caso de carregamento monotônico trativo.

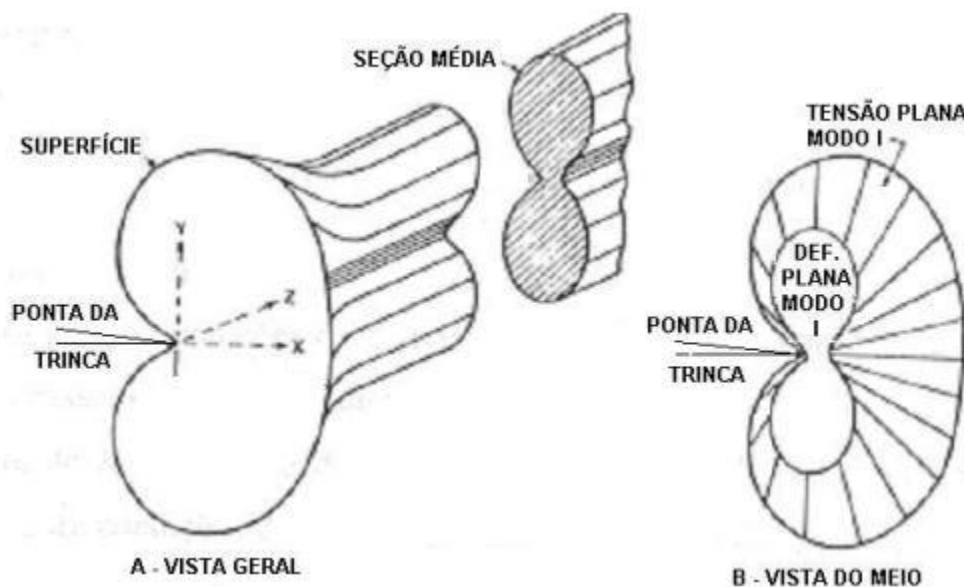


Figura 2.4 Geometria da zona plástica a frente da trinca.

Fonte: Adaptado de (STEPHENS; FUCHS, 2001)

O dimensionamento desta região é dado pelo raio plástico, que aumenta conforme aumenta-se o K_I aplicado e diminui com a diminuição da tensão e escoamento do material.

Para uma trinca propagante, esta sempre atravessa a zona plástica e cria uma nova zona logo adiante. Considerando-se tensão nominal constante, o K é

crescente, e a zona plástica formada posteriormente é de maior dimensão. Assim, uma trinca propagada em tração possui um envelope de material deformado ao longo da extensão, assim como uma região dominada por tensões residuais compressivas oriundas do material adjacente não deformado - que sofre retorno elástico (CHARLES GUILHERME KUHN, 2011; RICARDO FEYH RIBEIRO, 2011). A figura 2.5 demonstra a evolução da zona plástica.

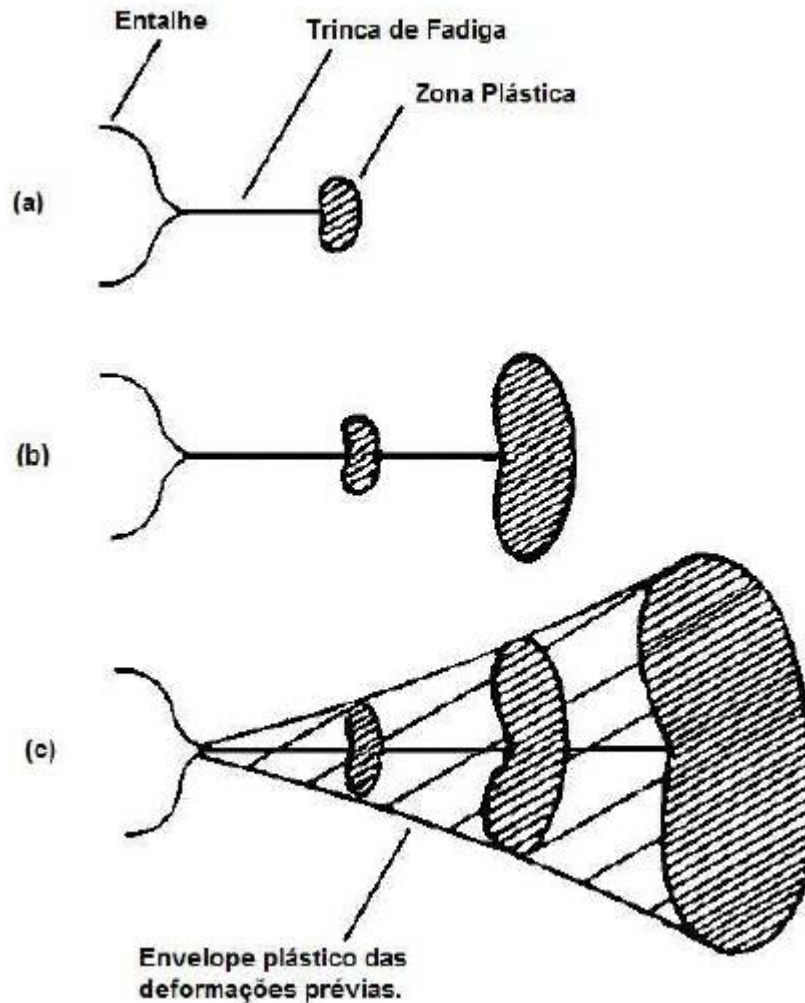


Figura 2.5 Evolução da zona plástica ao longo do crescimento da trinca.
a) Trinca curta b) Trinca de tamanho mediano c) Trinca de tamanho superior.
Nota-se o aumento da zona plástica com um aumento do comprimento de trinca ao longo de sua propagação.

Fonte: Adaptado de (SURESH, 1998)

2.4 Fadiga dos materiais

A fadiga é um processo de mudança progressiva dos materiais, envolvendo esforços ou deformações repetidamente aplicados, geralmente associados com trincamento e falha do componente (SURESH, 1998).

A fadiga pode se originar de múltiplas formas, sendo a mais comum a oscilação de esforços mecânicos aplicados no componente. É o modo mais característico, e os parâmetros que caracterizam o carregamento são a amplitude de tensão ($\Delta\sigma$) e a razão de carregamento (R), que também pode ser dado em função da força aplicada (P):

$$\Delta\sigma = \sigma_{Máx} - \sigma_{Mín} = \sigma_{Máx} \cdot (1 - R) \quad (2)$$

$$R = \frac{\sigma_{Máx}}{\sigma_{Mín}} = \frac{P_{Máx}}{P_{Mín}} \quad (3)$$

Outros modos podem ser originados de gradientes de temperatura em um mesmo componente, ou de movimento relativo oscilante entre superfícies, por exemplo.

A etapa inicial do fenômeno consta na nucleação de uma trinca frente ao carregamento imposto. A movimentação alternada do material – mesmo que esteja imposto a tensões inferiores a tensão de escoamento – é capaz de deslocar planos atômicos de forma permanente, formando microintrusões e microextrusões (JAAP SCHIJVE, 2004), como visto na figura 2.6. Esta deformação plástica localizada acaba por se tornar um ponto concentrador de tensões, ou seja, um ponto em que a tensão real é superior à nominal, e facilita a nucleação de trincas que propagarão e levarão o material à ruptura.

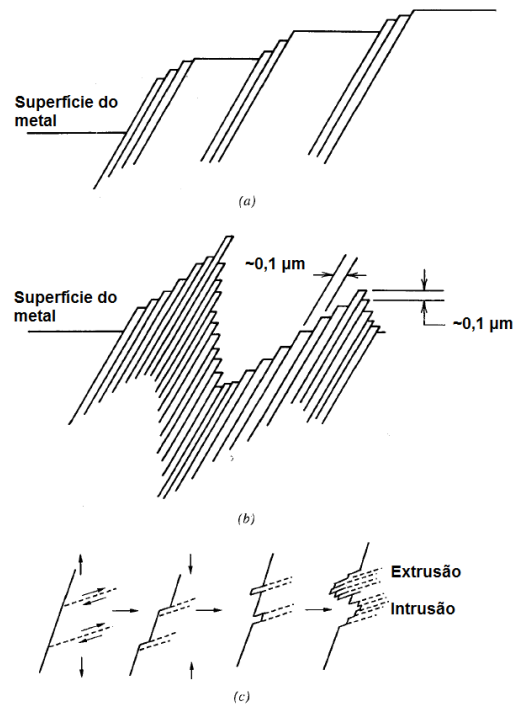


Figura 2.6 Formação e intrusões e extrusões.

Fonte: Adaptado de (STEPHENS; FUCHS, 2001).

Entretanto, nem sempre os defeitos que ocasionam a falha são advindos da deformação plástica localizada, mas já estão presentes na estrutura como defeitos de fabricação ou instalação, provenientes da laminação ou soldagem, por exemplo.

Desta forma, nota-se que a falha do componente acontece após decorrido certo tempo, mesmo que indícios do fenômeno já estejam presentes (como deformação localizada na superfície do material, ou trincas visíveis).

Disto se pode inferir que é possível operar com uma estrutura com defeitos, uma vez que a falha catastrófica só se dará quando uma trinca atingir um determinado tamanho crítico.

2.5 Aplicação da mecânica da fratura à fadiga

Para se determinar a vida remanescente de um componente trincado que sofre esforços cíclicos, deve-se estudar o comportamento do crescimento da trinca em todo o intervalo de comprimento. Parte-se do tamanho de trinca detectado tipicamente na estrutura, ou assume-se que haja um defeito presente cujo tamanho é o menor detectável pela técnica de inspeção. Esta trinca cresce

até que se atinja o tamanho crítico (a_c), alcançando o K_{Ic} . A figura 2.7 representa o comprimento da trinca (a) em relação ao número de ciclos em fadiga (N), para três tensões aplicadas distintas.

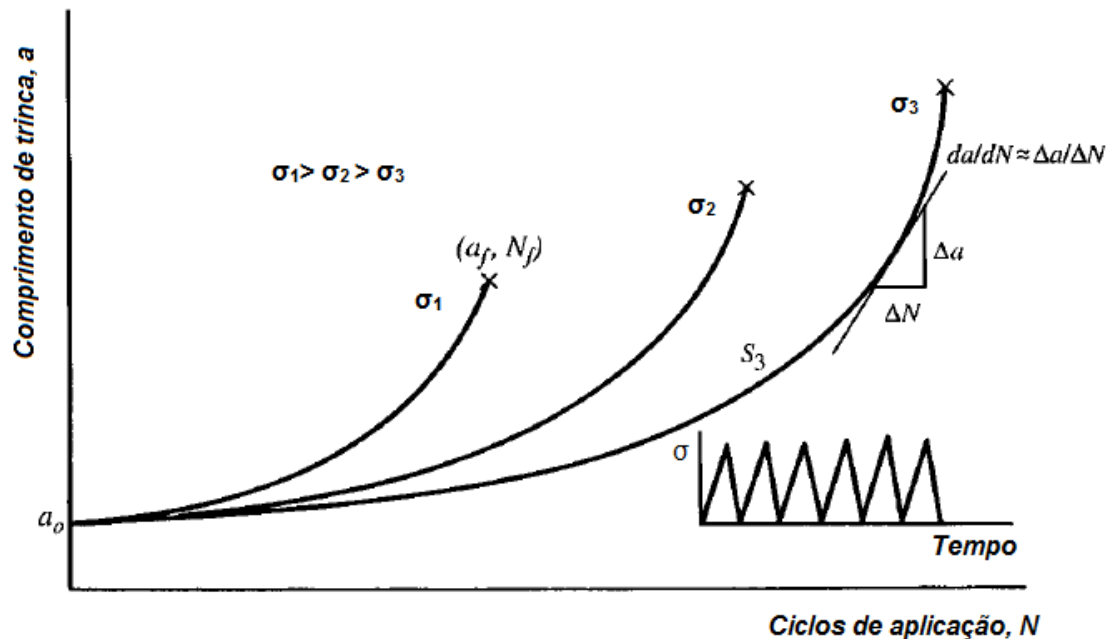


Figura 2.7 Curva $a \times N$, representação do crescimento da trinca para diferentes níveis de carregamento.

Fonte: Adaptado de (STEPHENS; FUCHS, 2001).

Evidentemente, trincas crescem mais rapidamente para carregamentos mais severos, uma vez que K_I aumenta com o aumento da tensão. A curva típica e mais descritiva para o comportamento da taxa de propagação é a curva $da/dN \times \Delta K$ (Figura 2.8), que representa a taxa de propagação (da/dN , a inclinação instantânea da curva $a \times N$) versus a amplitude do concentrador de tensões:

$$\Delta K = K_{Máx} - K_{Mín} = K_{Máx} \cdot (1 - R) \quad (4)$$

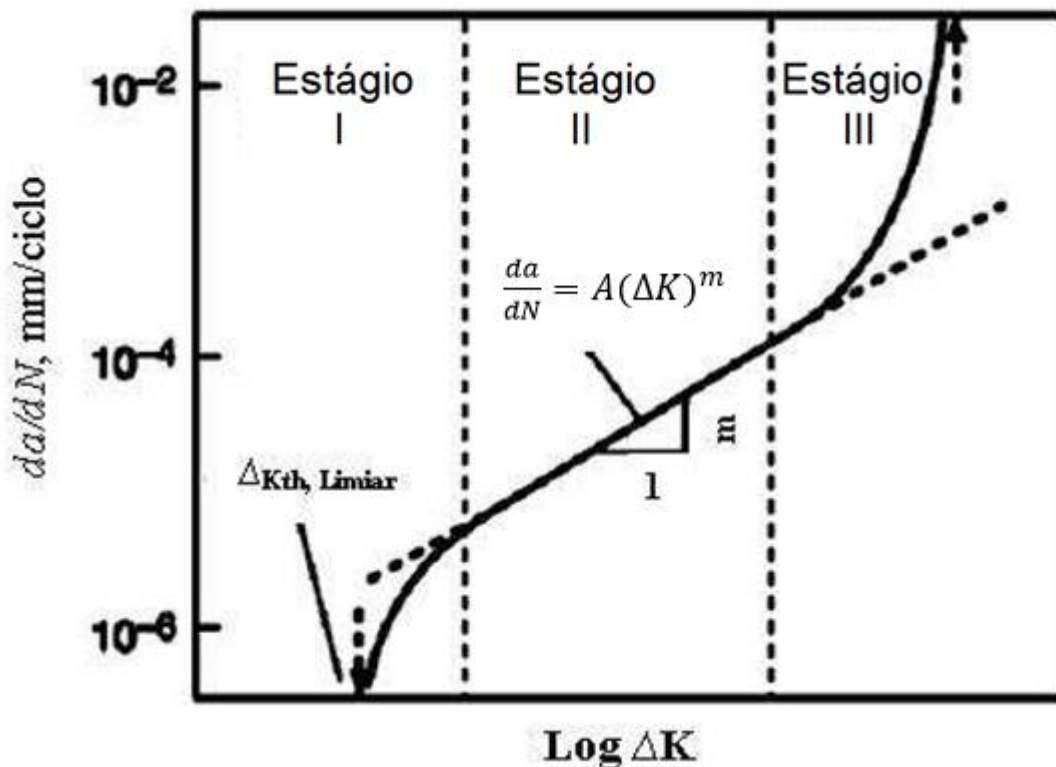


Figura 2.8 Curva característica do ensaio de propagação de trinca e seus estágios.

Fonte: Adaptado de (SURESH, 1998).

A curva é subdividida em 3 estágios distintos(I, II e III), com fenômenos característicos e pontos de interesse distintos:

2.5.1 Estágio I de crescimento: Próximo ao limiar

Corresponde à região próxima ao limiar de propagação(ΔK_{Th} , de *Threshold*, do inglês). As implicações deste ponto específico serão discutidas mais adiante. Este estágio se caracteriza por um crescimento de trinca ao longo de poucos grãos metálicos, com taxas lentas mas crescentes, da ordem de 10^{-7} a 10^{-6} mm/ciclo. Duas características relevantes da região são a maior sensibilidade ao meio externo e o maior efeito da microestrutura.(STEPHENS; FUCHS, 2001; SURESH, 1998)

Trincas crescentes nesta região são fortemente afetadas pelo fenômenos de fechamento de trinca, destacadamente o induzido por plasticidade, em que as

tensões residuais compressivas ao redor do envelope plástico retardam o crescimento (RICARDO FEYH RIBEIRO, 2011; TED L. ANDERSON, 2004).

2.5.2 Estágio II de crescimento: Propagação estável

O segundo estágio é característico pelo comportamento linear no gráfico em escala logarítmica, que é representado pela Lei de Paris na figura 2.8 (CARLOS A. G. MOURA BRANCO; ANTÓNIO AUGUSTO FERNANDES; PAULO MANUEL SALGADO TAVARES DE CASTRO, 1986; JAAP SCHIJVE, 2004):

$$\frac{da}{dN} = A(\Delta K)^m \quad (5)$$

Sendo A e m constantes do material. As taxas neste estágio são da ordem de 10^{-6} a 10^{-2} mm/ciclo. A vida remanescente de um componente pode ser calculada de acordo com a equação referente à integral da equação 6:

$$\int_{a=a_0}^{a=a_f} \frac{1}{\sqrt{a^m}} da = A \Delta \sigma^m \left(\frac{2}{\pi} \right)^m \sqrt{\pi}^m \int_{N=0}^{N=N_f} dN \quad (6)$$

Sendo a_0 a trinca detectada no processo de inspeção, ou o defeito inicial encontrado na estrutura, a_f a trinca correspondente a K_{IC} , N o ciclo correspondente a a_0 e N_f o ciclo em que a estrutura falhará.

Durante este estágio a trinca é menos sensível à microestrutura e ao meio externo.

2.5.3 Estágio III de crescimento: Ruptura final

Uma vez atingido o estágio III, o material apresenta uma diminuta vida útil remanescente, e a trinca cresce a velocidades elevadas, da ordem de 10^{-2} mm/ciclo e acima (JAAP SCHIJVE, 2004). Isto ocorre pelo fato do material já apresentar um $K_{Máx}$ próximo de K_{IC} , podendo até mesmo mudar os micromecanismos de fratura para clivagem, intergranular ou falha fibrosa (SURESH, 1998).

Uma vez que razões de carregamento mais elevadas aumentam a tensão média e, conseqüentemente, o $K_{Máx}$, estes ensaios fazem com que K_{IC} seja

atingido mais cedo (Como especificado na equação 7), de forma que a curva tenha um ruptura final prematura, conforme indicado na figura 2.9:

$$K_{Máx} = \frac{\Delta K}{1-R} \rightarrow K_{IC} \quad (7)$$

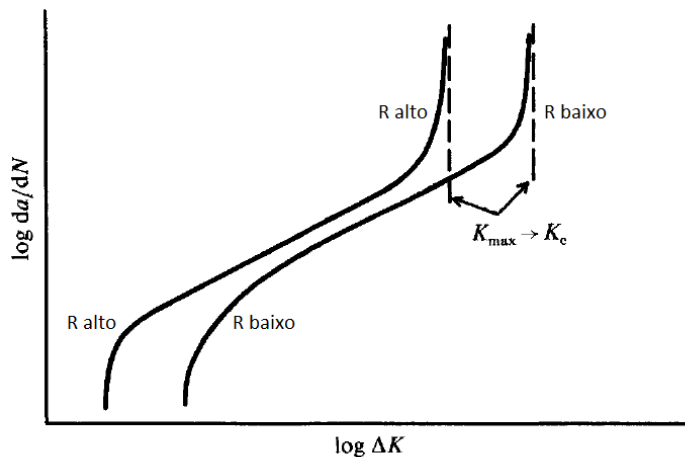


Figura 2.9 Aspecto da curva $da/dN \times \Delta K$ para diferentes razões de carregamento.

Fonte: Adaptado de (Suresh, 1998)

2.6 Limiar de propagação e sua determinação

Segundo a norma ASTM E647, o limiar de propagação (ΔK_{Th}) se define como o valor assintótico da amplitude do fator de intensidade de tensões (ΔK) tal qual a taxa de crescimento da trinca equivale a zero. Por questões operacionais e de limite de detecção, seria de difícil obtenção o valor a partir de um ensaio, de forma que a norma estabelece o valor operacional de 10^{-7} mm/ciclo como a taxa de crescimento correspondente ao limiar.

É um ponto de extrema relevância, uma vez que torna possível a determinação do tamanho de defeitos que não crescerão (ou crescerão a taxas muito baixas) em uma estrutura, ou, no caso de componentes cuja tensão pode ser modificada, pode definir o carregamento que garante a estagnação da trinca.

2.6.1 Metodologia do K-Decrescente segundo ASTM E647

A norma ASTM E647 (2014) recomenda a seguinte metodologia para a obtenção de valores de taxa de crescimento baixos. Parte-se de uma pré-trinca (tipicamente obtida por fadiga em carregamento trativo) cujo tamanho permita valores de K dentro da região de validade da equação para os corpos de prova.

Aplica-se uma carga inicial que resulte em um $K_{\text{máx}}$ superior ao último valor aplicado durante o pré-trincamento, e se reduz a carga conforme a trinca cresce, até que se obtenha uma taxa de crescimento nula ou de interesse. A metodologia está ilustrada simplificada segundo o fluxograma da figura 2.10 O gradiente de K normalizado (C) especifica a taxa com que a carga é reduzida conforme a trinca cresce, utilizado comumente em controle automatizado:

$$C = \frac{1}{K} \cdot \frac{dK}{da} \quad (8)$$

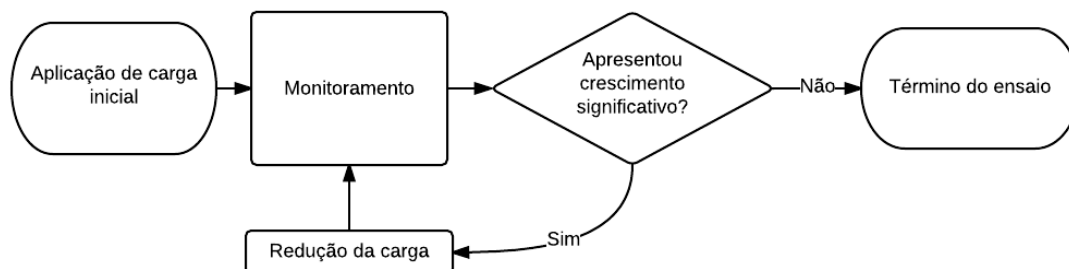


Figura 2.10 Fluxograma esquemático dos comandos de carregamentos para obtenção de valores de ΔK próximos ao limiar, segundo metodologia ASTM E647.

A figura 2.11 retrata o comando de força e o efeito no fator de intensidade de tensões durante o crescimento:

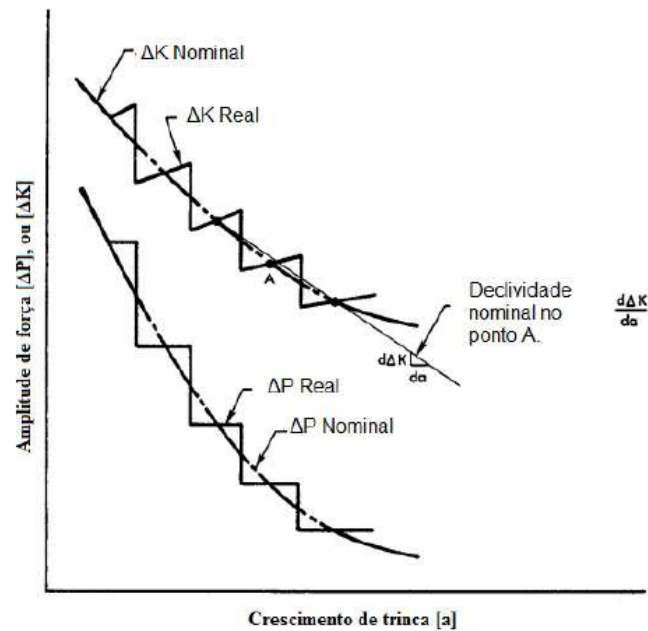


Figura 2.11 Comportamento de ΔP e ΔK durante o ensaio de K-decrescente.

Fonte: Adaptado de (ASTM, 2014).

O contraponto desta metodologia envolve a geração de tensões residuais compressivas ao longo da extensão da trinca, que tendem a fechá-la e mascaram o limiar de propagação para um valor mais elevado e menos conservador.

2.6.2 Metodologia do pré-trincamento compressivo seguido de amplitude constante

Proposto por Hubbard (HUBBARD, 1969), o método envolve a propagação de trincas sob regime compressivo, o que se opõe ao caráter inofensivo habitualmente atribuído a esse modo de carregamento. Segundo Pippan, a força motriz para o crescimento não é a tensão aplicada, mas as tensões residuais trativas que se formam ao redor da zona plástica (CHU et al., 1983; NEWMAN; YAMADA, 2010; REINHARD PIPPAN et al., 1994; SURESH; RITCHIE, 1984).

Durante a primeira aplicação de carga se forma uma zona plástica na ponta da trinca devido à compressão, chamada de monotônica. Durante o alívio de carga, o material adjacente à zona provoca tensões residuais trativas devido ao retorno elástico (REID; WILLIAMS; HERMANN, 1979).

Durante um segundo ciclo de aplicação de carga, as faces da descontinuidade se encostam, transmitindo a força como se não existisse, assim concentrando tensões no mesmo ponto do primeiro ciclo. Logo, a zona monotônica permanece inalterada, e a trinca se afasta da mesma nos ciclos subsequentes (acompanhada de uma diminuta zona plástica), de forma que a força motriz para a propagação diminui gradativamente, resultando que haja uma estagnação natural. O tamanho máximo atingido é dito distância de saturação, a^* (SUBRA SURESH, 1985).

A figura 2.12 ilustra o comportamento das tensões a ponta de um entalhe simulando um defeito crescente.

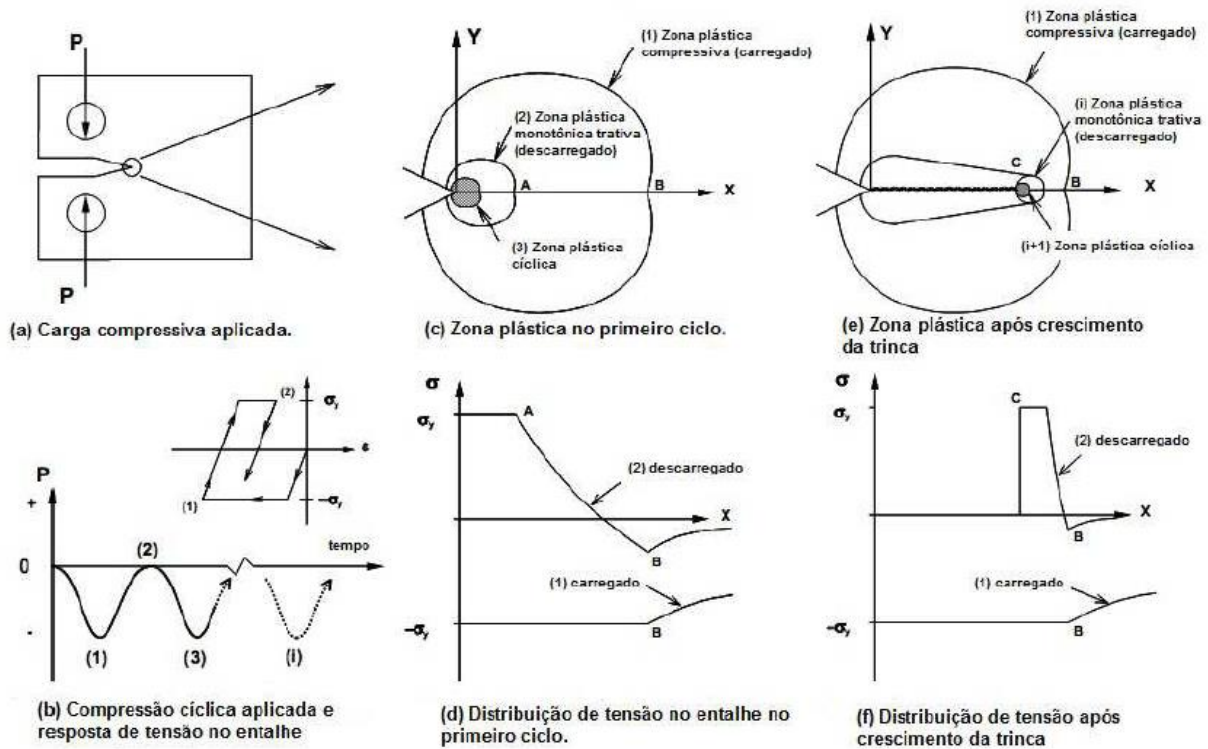


Figura 2.12 Zonas durante o crescimento sob compressão e tensões atuantes.

Fonte: Adaptado de (JAMES; FORTH; NEWMAN, 2005)

Após a obtenção da pré-trinca por compressão, a metodologia envolve o início de um ensaio de amplitude de carga (ΔP) constante, de forma que ΔK cresce somente com o crescimento de a . Subestima-se o valor de ΔK_{Th} de forma a aplicar um ΔK inferior e monitora-se o crescimento da trinca. Caso não haja crescimento

significativo e estável, faz-se um passe de carregamento mais elevado, assim repetindo até que a trinca cresça continuamente.

O diferencial desta metodologia consiste na possibilidade de nuclear uma pré-trinca que, ao atingir a^* , estará livre da influência de tensões residuais que mascaram o crescimento na região próxima ao limiar, obtendo um valor mais conservador, como visto no trabalho de Kuhn(2011), cujos resultados se encontram na figura 2.13.

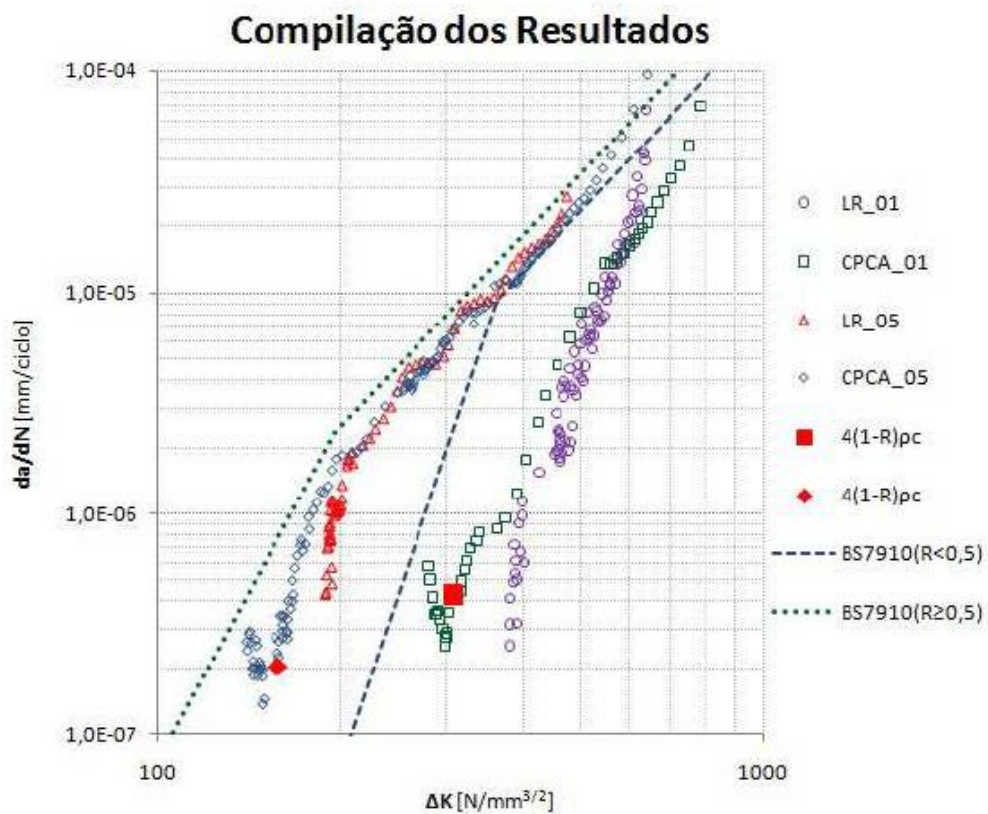


Figura 2.13 Resultados de Kuhn comparando as metodologias de K-Decrescente e CPCA para o aço API 5L X60.

Fonte: (CHARLES GUILHERME KUHN, 2011).

2.6.3 Critério de extensão de trinca

Para se evitar efeitos oriundos da transição de regime compressivo para trativo durante o início do ensaio, estabeleceu-se o critério de extensão de trinca - Δc (CHARLES GUILHERME KUHN, 2011; NEWMAN; YAMADA, 2010; VELLOSO, 2009), que prevê uma certa distância que deve ser propagada até que se possa adquirir dados de ensaio válidos, sendo esta distância comparável ao raio plástico do primeiro carregamento compressivo.

Utilizando o método de simulação por elementos finitos, NEWMAN JR et al. (2005) utiliza a seguinte equação, baseada no raio plástico formado na compressão (ρ_c) e nos resultados de (S. C. FORTH; J. C. NEWMAN; R. G. FORMAN3, 2005):

$$\Delta c = 4(1 - R)\rho_c \quad (9)$$

$$\rho_c = \left(\frac{\pi}{8}\right) \left(\frac{|K_{CP}|}{\sigma_x}\right)^2 \quad (10)$$

Sendo K_{CP} o fator de intensidade de tensões mínimo durante o pré-trincamento em compressão e σ_x a média entre a tensão de escoamento e a resistência à tração. Outras análises foram feitas procurando um critério, baseando-se em ensaios de CTOD (NEWMAN JR.; YAMADA, 2010), alterando-se o fator 4 na equação 9 por 3, porém, para o caso do aço API 5L X60, o trabalho de Charles(2011) a equação anterior apresentou resultados mais coerentes com as taxas de crescimento. Para valores inferiores ao critério, notou-se taxas decrescentes de crescimento até que se atingisse o limiar e a trinca propaga-se da maneira esperada, conforme figura 2.14:

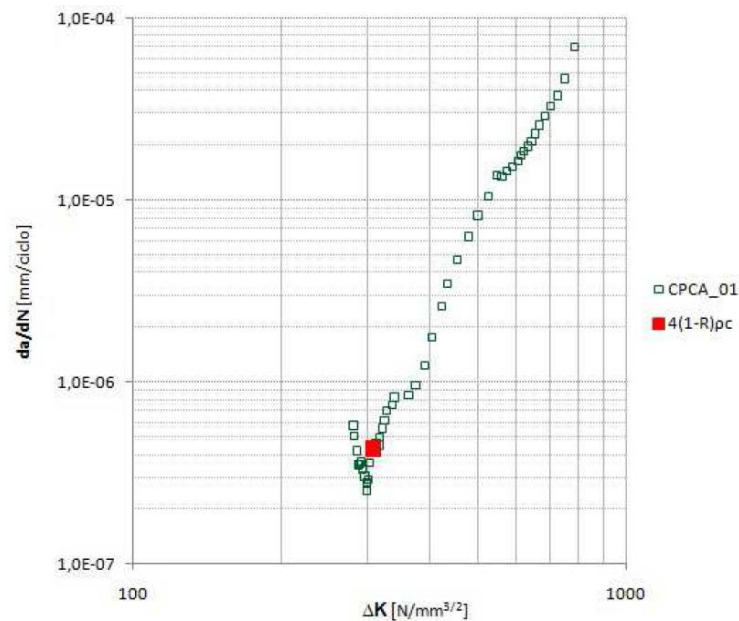


Figura 2.14 Resultado de Charles Kuhn para a metodologia de CPCA. O ponto vermelho demarca o ΔK a partir do qual os resultados não sofrem efeito da transição de regime.

Fonte: (CHARLES GUILHERME KUHN, 2011).

2.6.4 Fenômeno de fechamento de trinca e efeito da amplitude de carregamento

Um fenômeno capaz de interferir nos resultados obtidos é o de fechamento de trinca. Durante um ensaio mecânico dinâmico com tensões trativas, a aplicação da carga mínima permite uma aproximação das superfícies das faces da trinca (SURESH, 1998). Porém, o K_{Min} também é dependente da natureza da interface. Caso haja detritos, óxidos ou asperezas, o contato entre as duas faces não se dá por completo, e a carga mínima atingida é superior à comandada, de forma que haja uma redução na amplitude de tensão e conseqüentemente no ΔK (NEWMAN JR.; YAMADA, 2010). Entretanto, o mecanismo mais presente em ensaios é o de fechamento induzido por plasticidade, em que as tensões residuais compressivas que envolvem a trinca propagada em tração levam a um fechamento prematuro (JAMES; FORTH; NEWMAN, 2005).

Para se diferenciar a amplitude de K teórico aplicado da amplitude que considera o fechamento, chamou-se esta segunda de efetiva (TED L. ANDERSON, 2004; WALLHEAD; EDWARDS; POOLE, 1998) e define-se em termos do K atingido quando as faces se encostam (K_{Cl}), ou seja, o menor valor atingido (ao invés do esperado, como visto na figura 2.15).

$$\Delta K_{Eff} = K_{Máx} - K_{Cl} \quad (11)$$

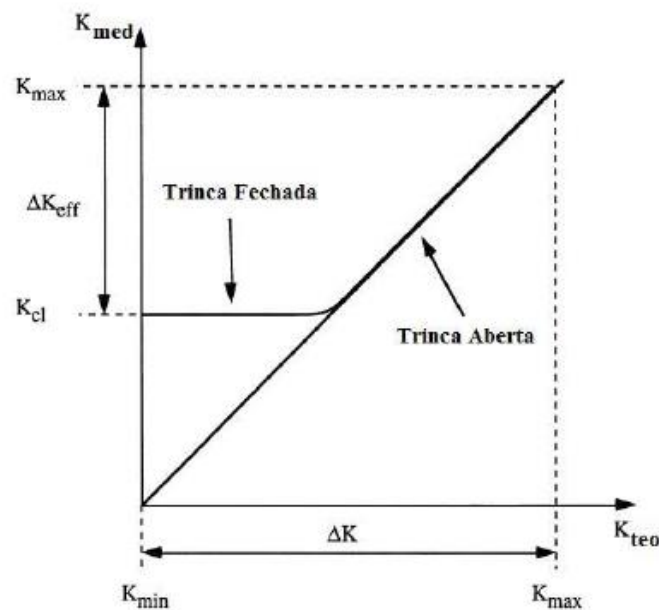


Figura 2.15 Diferenças entre ΔK e ΔK_{Eff} quando se atinge K_{Cl} .

Fonte: Adaptado de (WALLHEAD; EDWARDS; POOLE, 1998).

Logo, um modo de se evitar atingir o valor de K_{Cl} durante um ensaio seria utilizar uma razão de carregamento mais elevada, que eleva o valor de K_{Min} , possivelmente acima de K_{Cl} . Isto é especialmente importante quando o objetivo é uma determinação da região I de crescimento e do limiar de propagação, um vez que já trabalha com valores reduzidos de K .

Assim, como visto no trabalho de Kuhn(2011) – cujos resultados estão apresentados na figura 2.14 em comparação com as curvas de referência da norma BS7910, ensaios realizados com razões de carregamento superiores tendem a obter limiares de propagação inferiores, mais conservadores (BRITISH STANDARDS, 2005; SUBRA SURESH, 1985; VELLOSO, 2009).

3.0 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 Caracterização do material

O material utilizado foi um aço microligado API 5L X60, empregado em tubulações. A composição química foi determinada via espectrometria de emissão ótica pelo equipamento Spectrolab modelo 4L0036, localizado no Laboratório de Metalurgia Física (LAMEF), ilustrado na figura 3.1



Figura 3.1 Equipamento utilizado para determinação da composição química.

Foi considerada a composição química com base na média de três medições em cada corpo de prova, totalizando nove medições.

Após a usinagem dos corpos de prova, foram feitas análises metalográficas para a determinação da microestrutura na direção de interesse, utilizando o reagente Nital 2%.

3.2 Matriz de ensaios

A matriz de ensaios utilizada visava representar o efeito das técnicas e das razões de carregamento frente ao método tradicional. Na tabela 3.1 encontra-se a matriz com a identificação dos corpos de prova com suas respectivas técnicas e razões de escolha.

Tabela 3.1 Matriz de ensaios.

Identificação	LR 0,5	LR 0,8	CPCA 0,5
Pré-trincamento	Trativo	Trativo	Compressivo
Propagação	Redução de carga	Redução de carga	Carga constante
Razão de carregamento	0,5	0,8	0,5
Motivação	Método tradicional	Amenização do fechamento de trinca	Redução do efeito de tensões residuais compressivas

3.2.1 Geometria dos corpos de prova

Os corpos de prova utilizados foram os do tipo *Compact Tension (C(T))* da mecânica da fratura, cujas referências de dimensionamento se encontram presente na norma ASTM E647 (ASTM, 2014). As dimensões utilizadas encontram-se na figura 3.2, destacando-se o uso de dimensão característica W de 60 mm, espessura B de 10 mm e entalhe $V-45^\circ$.

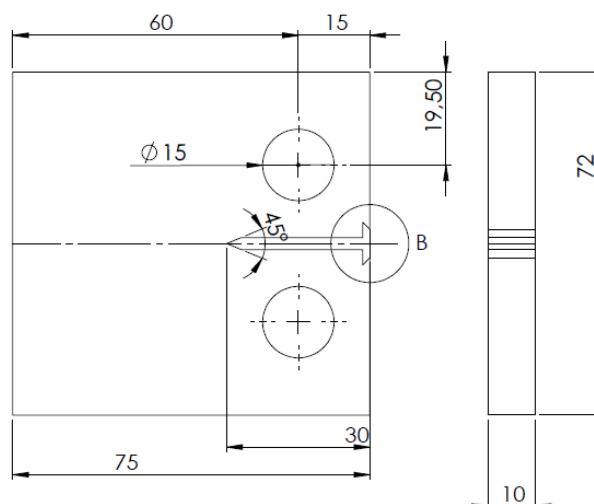


Figura 3.2 Geometria dos corpos de prova.

A solução para o fator de intensidade de tensões para esta geometria se encontra na norma ASTM E399, dada nas equações 12 e 13:

$$K = \frac{P}{B\sqrt{W}} f\left(\frac{a}{W}\right) \quad (12)$$

$$f\left(\frac{a}{W}\right) = \frac{\left(2 + \frac{a}{W}\right) \left[0,886 + 4,64\frac{a}{W} - 13,32\left(\frac{a}{W}\right)^2 + 14,72\left(\frac{a}{W}\right)^3 - 5,6\left(\frac{a}{W}\right)^4\right]}{\left(1 - \frac{a}{W}\right)^{3/2}} \quad (13)$$

3.2.2 Orientação do plano de propagação

Os corpos de prova foram obtidos de um tubo com diâmetro externo de 508 mm e espessura de 14,2 mm. A retirada dos corpos de prova seguiu as recomendações da norma ASTM E399 (ASTM, 2013), de forma que o plano de propagação da trinca segue a designação C-L. Esta orientação simula um crescimento na direção longitudinal do tubo, conforme pode ser visto na figura 3.3:



Figura 3.3 Orientação do corpo de prova em relação ao tubo.

3.3 Ensaio de K-Decrescente

Todos os ensaios foram realizados em uma máquina servo-hidráulica MTS modelo 810, com software de controle integrado MTS Fatigue Crack Growth Testware, que também possibilita a análise imediata dos dados. A medição do tamanho de trinca foi dada pelo *clip gage* MTS também integrado ao sistema.

Todos os ensaios mecânicos foram realizados no Laboratório de Metalurgia Física (LAMEF). Em todas as etapas foi utilizada a frequência de 20 Hz.

3.3.1 Pré-trincamento trativo

Para a nucleação da trinca aplicou-se carregamento trativo flutuante, com razão de carregamento $R=0,1$, mantendo o fator de intensidade de tensões inferior a $K_{m\acute{a}x}=632 \text{ N.mm}^{-3/2}$, até que a trinca propagasse o tamanho desejado próximo a Δa de 3,25 mm. O fluxograma disposto na figura 3.4 explica de maneira esquemática o método.

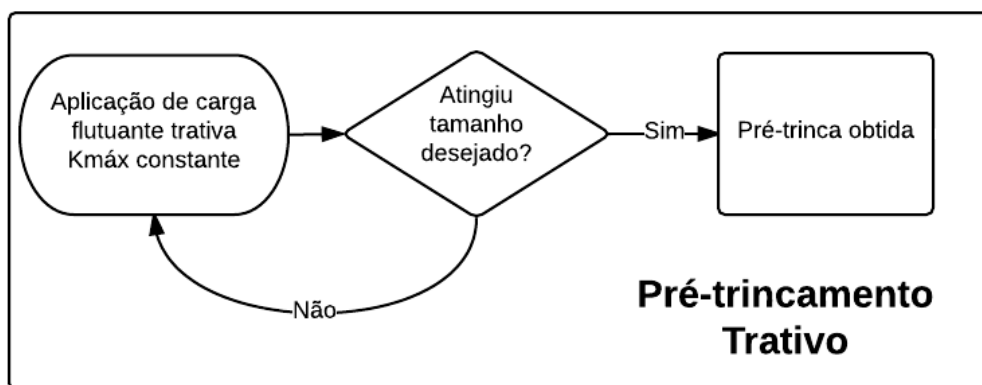


Figura 3.4 Fluxograma do pré-trincamento trativo.

3.3.2 Propagação em redução de carga

Seguiu-se as recomendações da norma E647 (ASTM, 2014) que recomenda que o ΔK inicial para o ensaio (ΔK_{LR}) deve ser tal que o $K_{m\acute{a}x}$ desta amplitude seja igual ou superior ao $K_{m\acute{a}x}$ atingido durante o pré-trincamento. O gradiente de K normalizado (C), dado pela equação (8), indica a taxa de decréscimo de K . O fluxograma da figura 3.5 indica sucintamente o controle automatizado da carga, enquanto a tabela 3.2 indica os parâmetros utilizados para a realização dos ensaios:

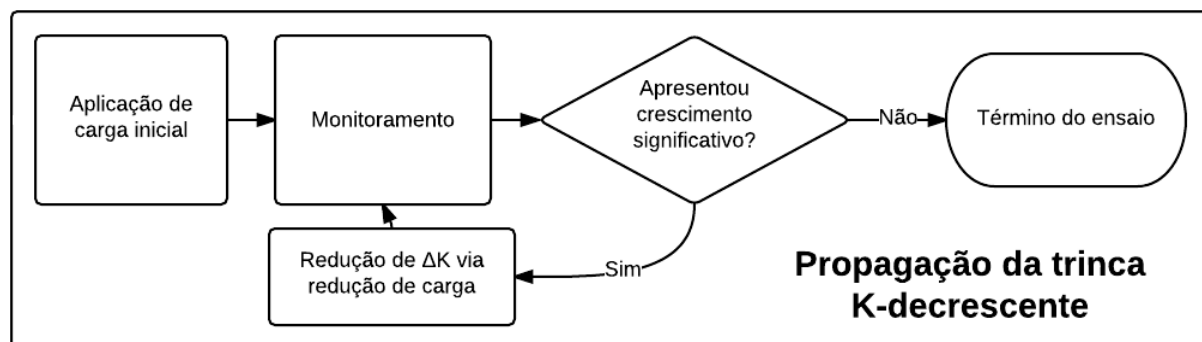


Figura 3.5 Fluxograma do ensaio de propagação em K-Decrescente.

Após a determinação da região correspondente ao estágio I de crescimento, o ΔK foi elevado de forma a se determinar as regiões correspondentes aos estágios II e III.

Tabela 3.2 Parâmetros para a execução dos ensaios de propagação com K-decrescente. As dimensões $a_{entalhe}$ e a_{pt} representam o comprimento do entalhe com e sem pré-trinca, respectivamente.

Corpo de prova	$a_{entalhe}$ [mm]	a_{pt} [mm]	ΔK_{LR} [N.mm ^{-3/2}]	C [mm ⁻¹]
LR 0,5	12,00	15,25	332,01	-0,2
LR 0,8	14,10	17,23	132,80	-0,15

3.4 Ensaio de pré-trincamento compressivo seguido de amplitude constante

Os ensaios também foram realizados no Laboratório de Metalurgia Física (LAMEF), utilizando uma máquina servo-hidráulica MTS modelo 810, entretanto o dispositivo utilizado diverge do tradicional, que tende a nuclear trincas nos pinos e nos furos para os mesmos. A aplicação de carga pelas faces superior e inferior se mostra satisfatória, mesmo que não se possa garantir com certeza a validade da solução para K neste arranjo (REINHARD PIPPAN et al., 1994).

Como se pode visualizar na figura 3.6, o contato se dá pelos ressaltos da base do dispositivo. Na figura 3.7 está representado o sistema montado.

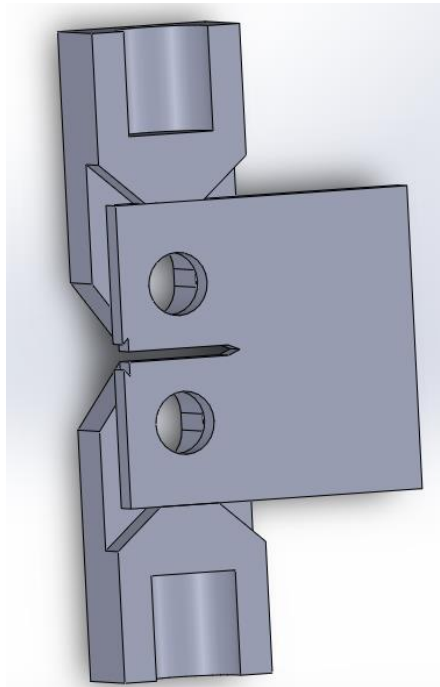


Figura 3.6 Dispositivo em contato com o corpo de prova.

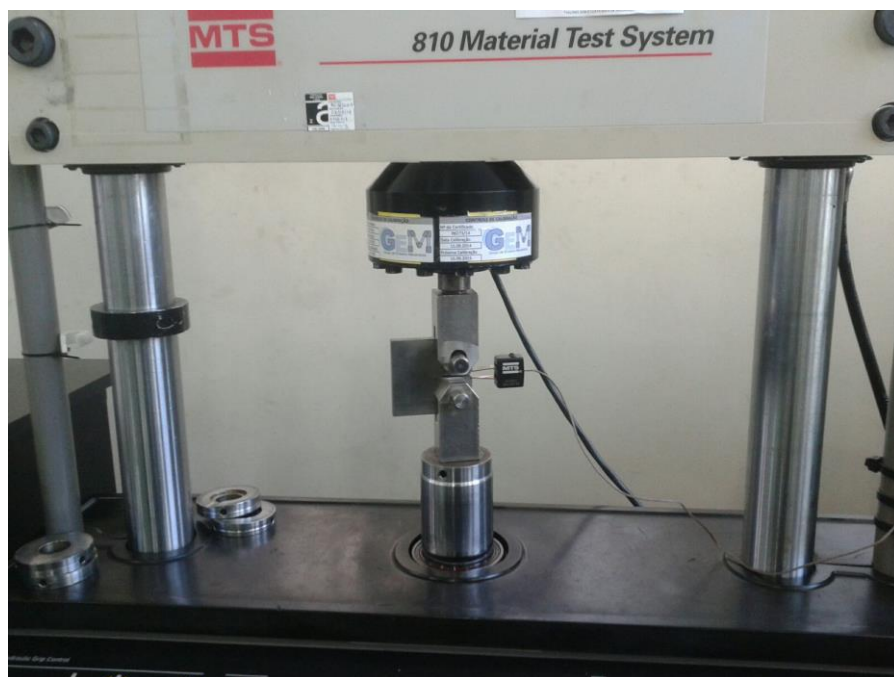


Figura 3.7 Arranjo experimental.

Todos os ensaios foram realizados com frequência de 20 Hz.

3.4.1 Pré-trincamento compressivo

Para o pré-trincamento foi definida um carregamento variando entre -640 N e -12 800 N, com frequência de aplicação de 20 Hz.

Para a medição do tamanho de trinca, testes preliminares não revelaram medições coerentes para as técnicas de queda de potencial e *clip gage*, de modo que a medição se deu por acompanhamento visual com medições em paquímetro. Ocasionais paradas para averiguação permitiram determinação com auxílio do software ImageJ (Como visto na figura 3.8). As etapas para o processo se encontram no fluxograma da figura 3.9.

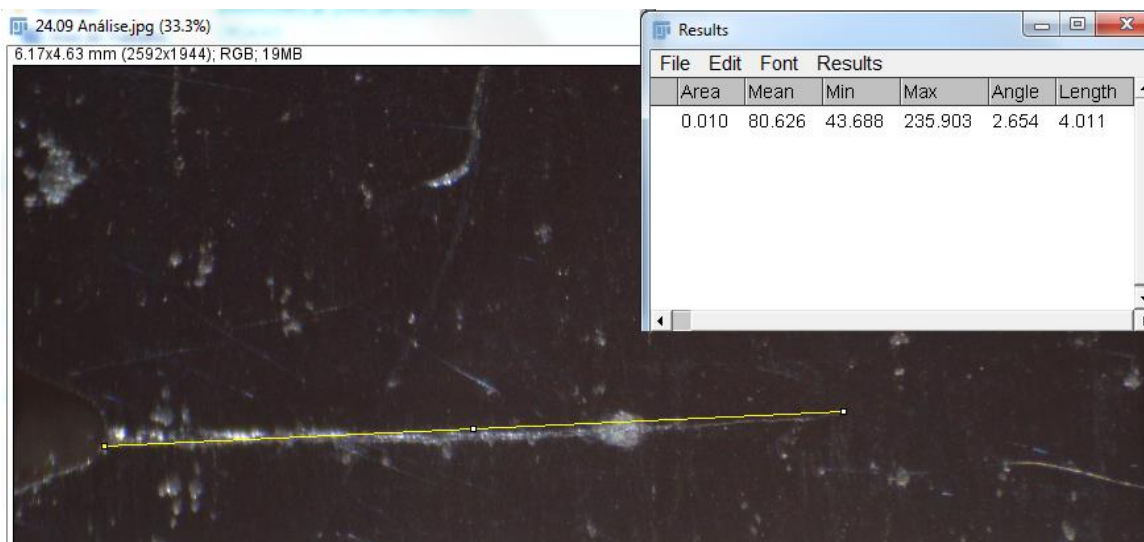


Figura 3.8 Determinação do tamanho da trinca auxiliado por ImageJ.

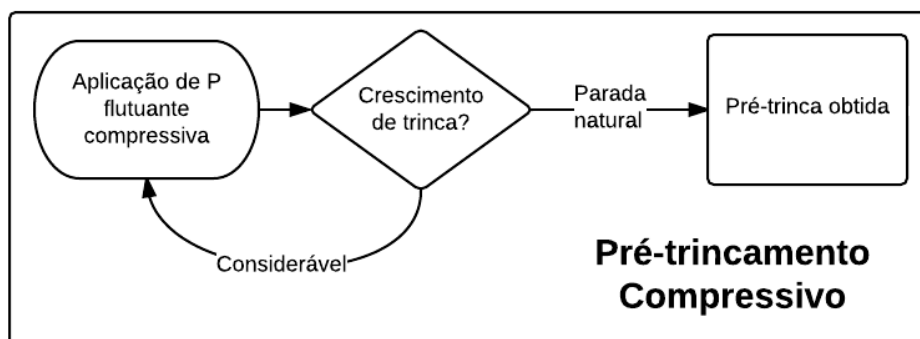


Figura 3.9 Fluxograma para o pré-trincamento compressivo.

Após cerca de 1 200 000 ciclos, aparentemente a trinca teve sua estagnação natural. Considerou-se o comprimento da pré-trinca como o valor apontado pelo *clip gage* no início do ensaio de amplitude constante, uma vez que aponta um valor intermediário entre os tamanhos mensurados ao longo da espessura.

Uma vez que as faces da trinca se encostam durante a compressão, o valor de K_{\min} (que é superior a K_{\max} em módulo) é constante durante o ensaio, e é

determinado levando-se em consideração somente o comprimento do entalhe. Os parâmetros do pré-trincamento se encontram na tabela 3.3:

Tabela 3.3 Parâmetros do pré-trincamento compressivo.

Corpo de prova	a_{entalhe} [mm]	a_{pt} [mm]	$P_{\text{mín}}$ [N]	$K_{\text{mín}}$ [N.mm ^{-3/2}]
CPCA 0,5	14,55	17,80	-12 800	797,3

3.4.2 Propagação em amplitude de carga constante

Uma particularidade deste método para a determinação de limiares de propagação é a necessidade de subestimar do limiar para a aplicação de um ΔK_i para o início do ensaio. Aplica-se, então, este valor ΔK_i mantendo a força e a razão de carregamento ($R=0,5$) constantes, em tração.

Caso não haja crescimento considerável (da ordem de 0,1 mm para cada 10^6 ciclos de carregamento), eleva-se o valor de ΔK via aumento da carga máxima ($P_{\text{máx}}$). Por conta do aumento da carga, há uma abertura inicial da trinca, mas o critério considera somente o crescimento estável da trinca. O fluxograma da figura 3.10 demonstra o ciclo de etapas para o ensaio. A tabela 3.5 indica os passes de carregamento utilizados.

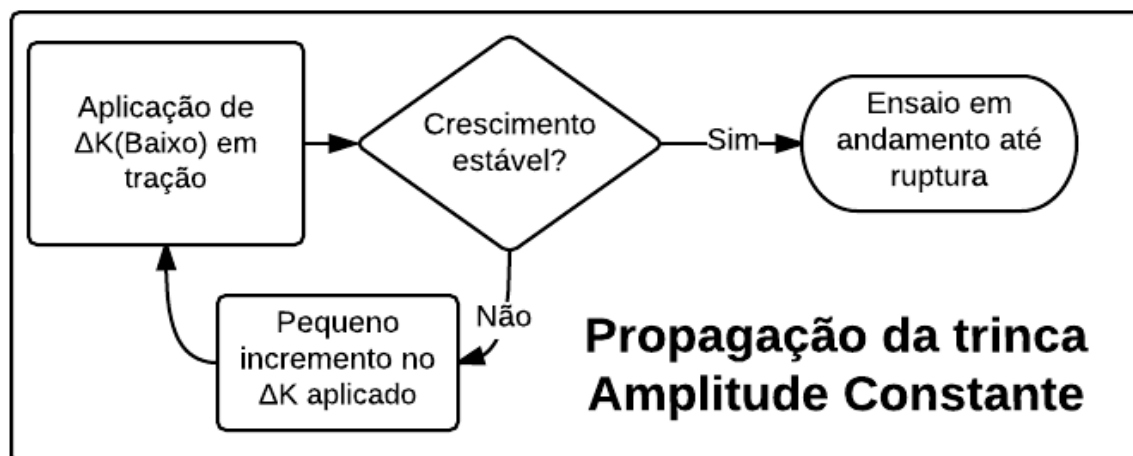


Figura 3.10 Fluxograma para o ensaio de amplitude de carga constante.

Tabela 3.5 Passes de carregamento utilizados.

ΔK_i [N.mm ^{-3/2}]	a [mm]
100	17,80
110	17,83
130	18,02
140	18,11
150	18,50

3.5 Tratamento de dados

A partir dos dados de comprimento de trinca (a) e número de ciclos (N), foi possível obter a taxa de propagação (da/dN) a partir da derivação da curva a x N em cada ponto N. Para a obtenção da função da curva, se utilizou o método do polinômio incremental, que ajusta os 7 pontos mais próximos do ponto de interesse para uma função do segundo grau. Este tratamento de dados está descrito em detalhes na norma ASTM E647.

Os dados de K foram fornecidos pelo software integrado MTS Fatigue Crack Growth Testware, com base nas leituras de a do *clip gage* e de P da célula de carga.

Os limiares de propagação (ΔK_{Th}) foram determinados tomando como base as diretrizes constadas na ASTM E647. Tais diretrizes indicam que primeiramente deve ser feito um ajuste linear para os valores de $\log da/dN$ x $\log \Delta K$ para os valores de da/dN compreendidos entre 10^{-6} e 10^{-7} mm/ciclo. A extrapolação da reta para um da/dN de 10^{-7} corresponde ao limiar de propagação.

Entretanto, trincas propagadas segundo a metodologia CPCA podem atingir taxas de propagação bastante inferiores, de modo que o presente trabalho compara as recomendações com uma extrapolação para 10^{-8} mm/ciclo.

3.6 Análise fractográfica

Após a ruptura dos corpos de prova, analisou-se a superfície de fratura. Macroscopicamente, o objetivo foi analisar a forma da frente de propagação, para comparação entre os métodos utilizados e verificação da conformidade com os desvios tolerados pela norma ASTM E399.

Imagens obtidas via microscopia eletrônica de varredura (MEV) pelo equipamento MEV Shimadzu SSX 550, localizado no Laboratório de Metalurgia Física (LAMEF), permitiram a avaliação dos micromecanismos de fratura e a visualização do aspecto microscópico na região da transição entre o pré-trincamento e o ensaio de propagação.

4.0 RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 Caracterização do material

Na tabela 4.1 estão expostos os resultados da análise química.

Tabela 4.1: Comparação das composições químicas (em % Massa) das amostragens com as especificações máximas da *Specification for Line Pipe* (AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE, 2004).

Elemento	C [%]	Si [%]	Mn [%]	P [%]	S [%]	Cr [%]	Ni [%]	Al [%]	Nb+Ti+V [%]
Média	0,151	0,226	1,43	0,0411	0,0082	0,014	0,0136	0,0304	0,0529
API 2004	0,28	-	1,4	<0,03	<0,03	-	-	-	<0,15

Há de se fazer a ressalva da presença excessiva do fósforo. Os outros elementos encontram-se dentro da faixa, considerando-se que a norma permite teores mais elevados de manganês em 0,05% para cada redução do teor de carbono (em comparação ao limite superior) em 0,01%.

A microestrutura encontrada se apresenta como ferrita e perlita na forma de bandas – como visto na figura 4.1, conforme o esperado para o material como recebido, na orientação em que foi analisado.

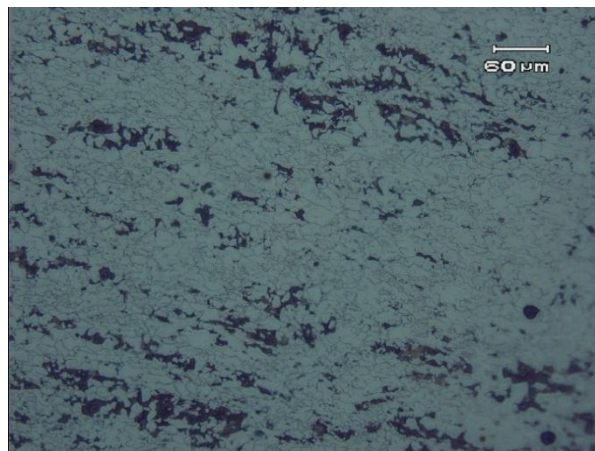


Figura 4.1 Microestrutura do material estudado, sendo o ataque feito com Nital 2%.

4.2 Curvas da/dN x ΔK

Após o tratamento de dados descrito, foram determinadas as curvas de propagação e seus respectivos limiares de propagação para os critérios de limiar operacional de 10^{-7} e 10^{-8} mm/ciclo.

4.2.1 Resultados para LR 0,5

Na figura 4.2 pode-se observar a curva característica:

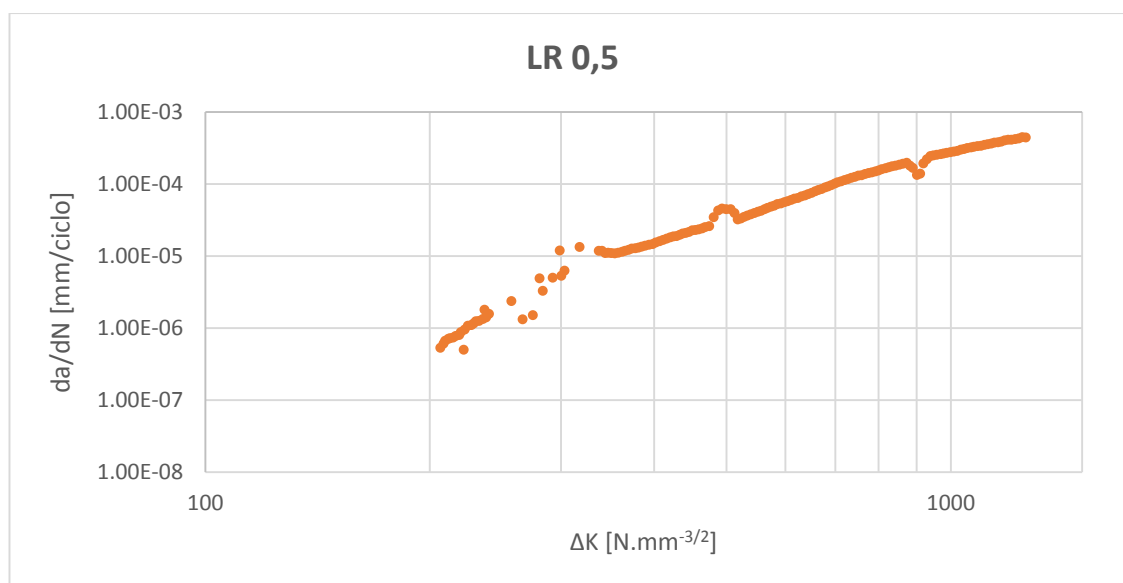


Figura 4.2 Curva de propagação para o ensaio LR 0,5.

Para o estágio II de crescimento, a equação ajustada para a lei de Paris resulta em:

$$\frac{da}{dN} = 2,55 \cdot 10^{-13} (\Delta K)^{2,9161}$$

Considerando-se a extrapolação ambos os critérios, os limiares determinados se encontram na tabela 4.2:

Tabela 4.2: Comparação de limiares para LR 0,5.

da/dN limiar [mm/ciclo]	10^{-7}	10^{-8}
ΔK _{Th} [N.mm ^{-3/2}]	161	114

4.2.2 Resultados para LR 0,8

Na figura 4.3 pode-se observar a curva característica:

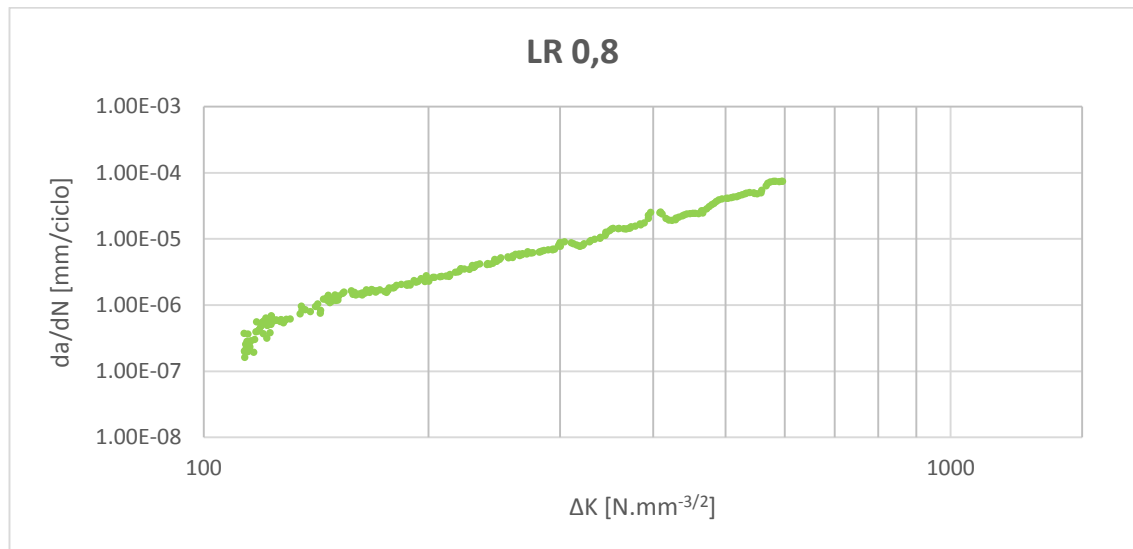


Figura 4.3 Curva de propagação para o ensaio LR 0,8.

Para o estágio II de crescimento, a equação ajustada para a lei de Paris resulta em:

$$\frac{da}{dN} = 4,83 \cdot 10^{-13} (\Delta K)^{2,9224}$$

Considerando-se a extrapolação ambos os critérios, os limiares determinados se encontram na tabela 4.2:

Tabela 4.3: Comparação de limiares para LR 0,8.

da/dN limiar [mm/ciclo]	10 ⁻⁷	10 ⁻⁸
ΔK _{Th} [N.mm ^{-3/2}]	102	78

4.2.3 Resultados para CPCA 0,5

Nas figuras 4.4 pode-se observar a curva característica, que apresenta excessivo ruído. Tal variabilidade é atribuída à sensibilidade da taxa em relação a pequenas variações de ΔK e a diferenças microestruturais, por exemplo (ASTM, 2014). É possível que a pequena amplitude de deslocamento imposto ao corpo de prova provoque vibração no *clip gage*, interferindo na medida.

As linhas vermelhas indicam os limites superior e inferior para a filtragem de dados. O limite superior toma como base a inclinação no ponto de inflexão da curva, na região próxima a $280 \text{ N.mm}^{-3/2}$, enquanto o limite inferior separa – com certa aproximação – regiões com volumes de dados dissimilares. Na figura 4.5 se encontra a curva considerando-se somente os dados filtrados.

Em ambas as curvas encontram-se desconsiderados os pontos correspondentes a tamanhos de trincas que não ultrapassaram $\Delta c=1,6 \text{ mm}$, determinado pela equações (9) e (10) com os valores médios das propriedades normalizadas, presentes na tabela 2.1.

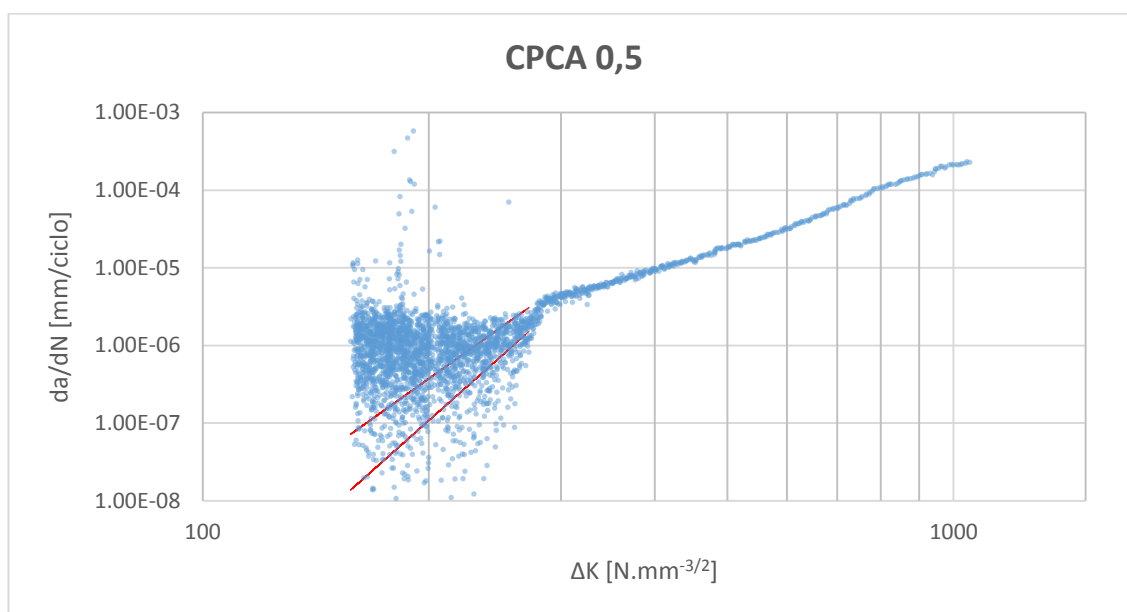


Figura 4.4 Curva de propagação para o ensaio CPCA 0,5. Os dados brutos apresentam ruído excessivo na região do estágio I.

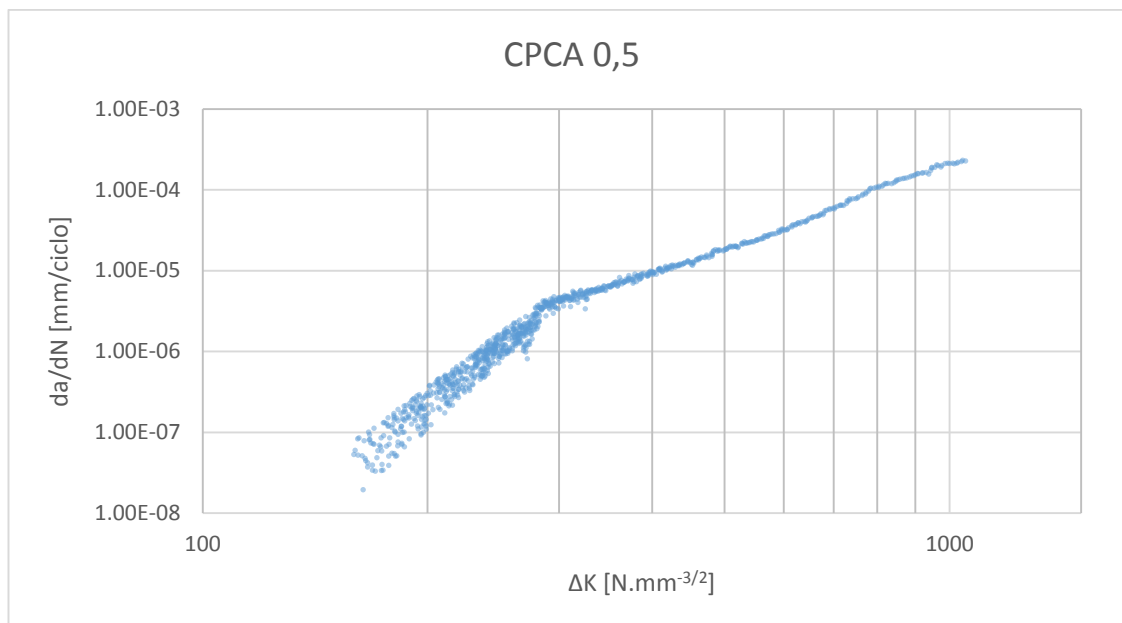


Figura 4.5 Curva de propagação para o ensaio CPCA 0,5, uma vez aplicados os filtros.

Para o estágio II de crescimento, a equação ajustada para a lei de Paris resulta em:

$$\frac{da}{dN} = 4,10 \cdot 10^{-14} (\Delta K)^{3,2214}$$

Considerando-se a extrapolação ambos os critérios, os limiares determinados se encontram na tabela 4.4:

Tabela 4.4: Comparação de limiares para CPCA 0,5.

da/dN limiar [mm/ciclo]	10^{-7}	10^{-8}
ΔK_{Th} [N.mm^{-3/2}]	179	131

É válido ressaltar que já era possível observar crescimento estável durante o passe de carregamento de $150 \text{ N.mm}^{-3/2}$.

4.3 Comparações entre os métodos

Na figura 4.6 encontram-se sobrepostas as curvas obtidas por meio dos três métodos:

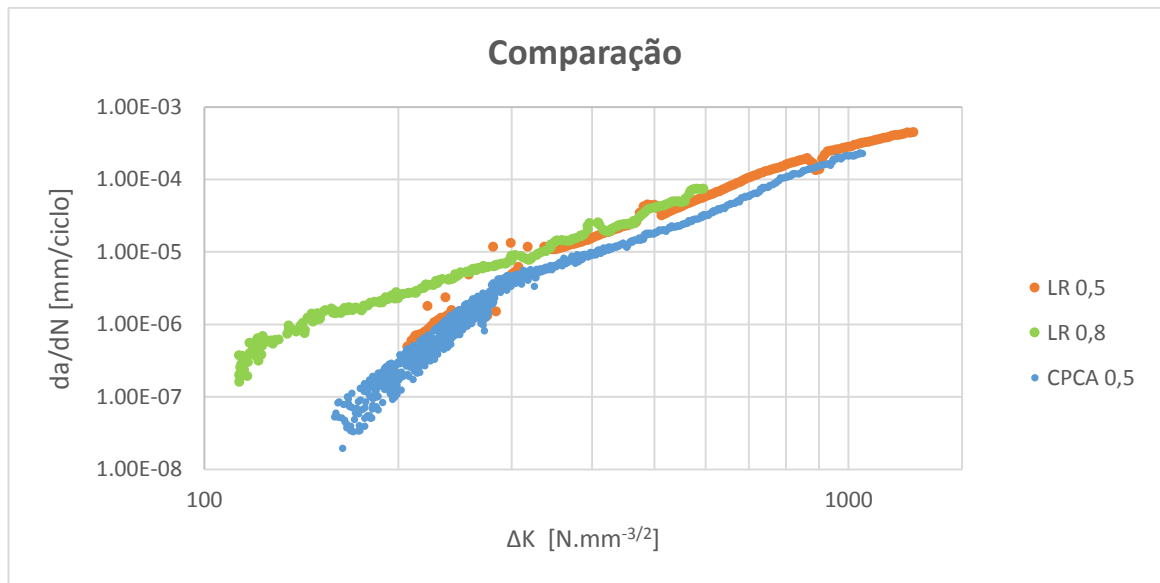


Figura 4.6 Curvas de propagação sobrepostas.

Pode-se notar a similaridade das curvas no estágio de propagação estável, o que condiz com o esperado, uma vez que a força motriz (ΔK) é suficientemente grande para que os efeitos de fechamento de trinca e de tensões residuais compressivas não surtam grande efeito, conforme Suresh (1998).

Quanto aos limiares de propagação, as comparações encontram-se na tabela 4.4:

Tabela 4.5 Comparações dos limiares de propagação.

da/dN limiar [mm/ciclo]		10^{-7}	10^{-8}
ΔK_{Th} [N.mm^{-3/2}]	LR 0,5	161	114
	LR 0,8	102	78
	CPCA 0,5	179	131

Os limiares demasiadamente baixos encontrados para o ensaio LR 0,5 se devem ao fato de que não foi possível definir suficientemente o estágio I de crescimento antes que a trinca parasse de crescer. Deste modo, a extrapolação levou em consideração somente a região final do estágio, que possui uma inclinação maior e portanto determina limiares consideravelmente inferiores. O

nível mais elevado de tensões residuais e efeito de fechamento de trinca foram fatores que contribuíram para que a trinca parasse de propagar prematuramente.

É possível que alterando-se parâmetros de ensaio - como o gradiente de K normalizado – o resultado se mostrasse mais coerente com a realidade.

A determinação de um limiar para o método CPCA deve ser posta em questão, uma vez o critério já consolidado para a extrapolação não aparenta se adequar ao observado na realidade. Para quantificar o efeito das tensões residuais compressivas no limiar, seria possível comparar o limiar obtido por CPCA 0,5 com LR0,5, porém há de se fazer a ressalva quanto à acurácia do resultado deste segundo.

O método de K-decrescente se mostrou o método mais conservador, obtendo um limiar de propagação substancialmente inferior a ambos os outros métodos. Comparando com os resultados de Kuhn (2011), exibidos na figura 2.14, nota-se que para o aço API 5L X60 ao ar, há uma influência muito mais significativa da razão de carregamento do que do método CPCA, o que indica que o fator que governa a determinação do limiar nesta situação é o fechamento de trinca.

4.4 Análise fractográfica

Após o término do ensaio, fez-se uma sobrecarga no corpo de prova para possibilitar analisar as superfícies de fratura. Os pontos de interesse foram o aspecto da frente de propagação e o micromecanismo que governa o avanço.

4.4.1 Frentes de propagação

As frentes de propagação estão exibidas na figura 4.7. Na ASTM E647 consta que a diferença de medição entre os dois lados da espessura não deve ter uma diferença superior a $0,25B$, neste caso 2,5 mm.

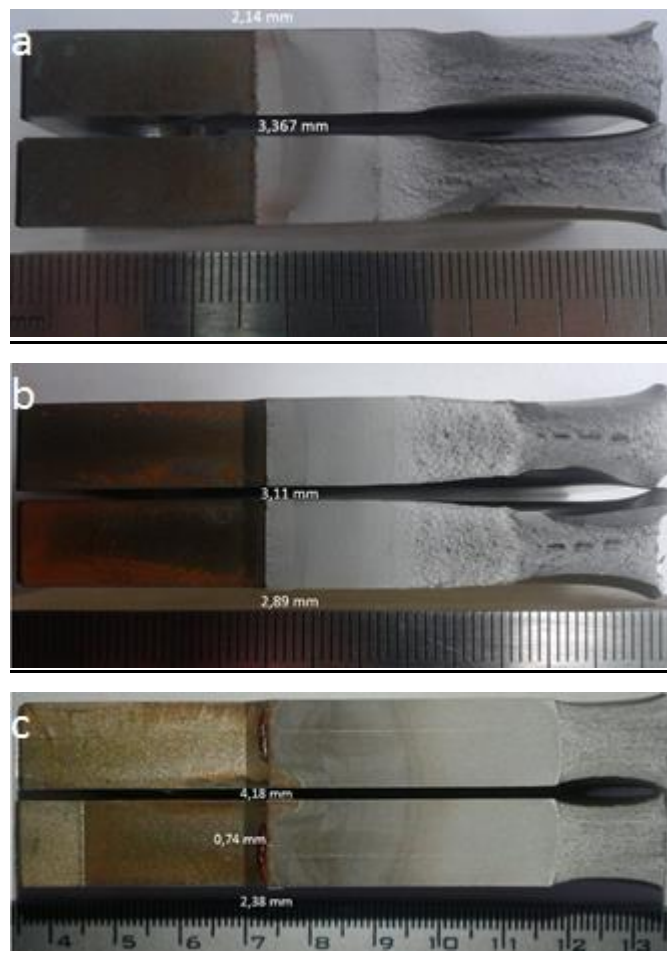


Figura 4.7 Aspecto macrográfico das frentes de propagação. a)LR 0,5. b)LR 0,8 e c) CPCA 0,5.

Seguindo-se este critério, nota-se que o ensaio LR 0,5 encontra resultados comprometidos, uma vez que a presença de um defeito ancorou o avanço da trinca em um dos lados do corpo de prova. Quanto ao corpo de prova do ensaio CPCA 0,5, o erro de comprimento encontra-se dentro da faixa admitida entre os dois lados do corpo. O comprimento ao centro da espessura não é compreendido no critério, e tal aspecto da frente de propagação não é previsto pela norma, que somente cita pré-trincas obtidas em tração.

Nota-se que a pré-trinca produzida por compressão possui uma morfologia oposta à convencional, propagando mais pronunciadamente nas bordas do que no centro. A explicação se deve ao fato de que a frente avança acompanhando o tamanho da zona plástica monotônica, que é maior próxima à superfície (REINHARD PIPPAN et al., 1994). Esta dos comprimentos ao longo da espessura é amenizada durante o carregamento trativo, em que a propagação é mais

acentuada no centro. Os estudos de Pippin também indicam que a frente de propagação tende a uniformidade para maiores ângulos de entalhes.

4.4.2 Análise dos micromecanismos via MEV

Na figura 4.8 estão apresentadas as imagens da superfície de fratura na região da transição da pré-trinca para o ensaio de propagação.

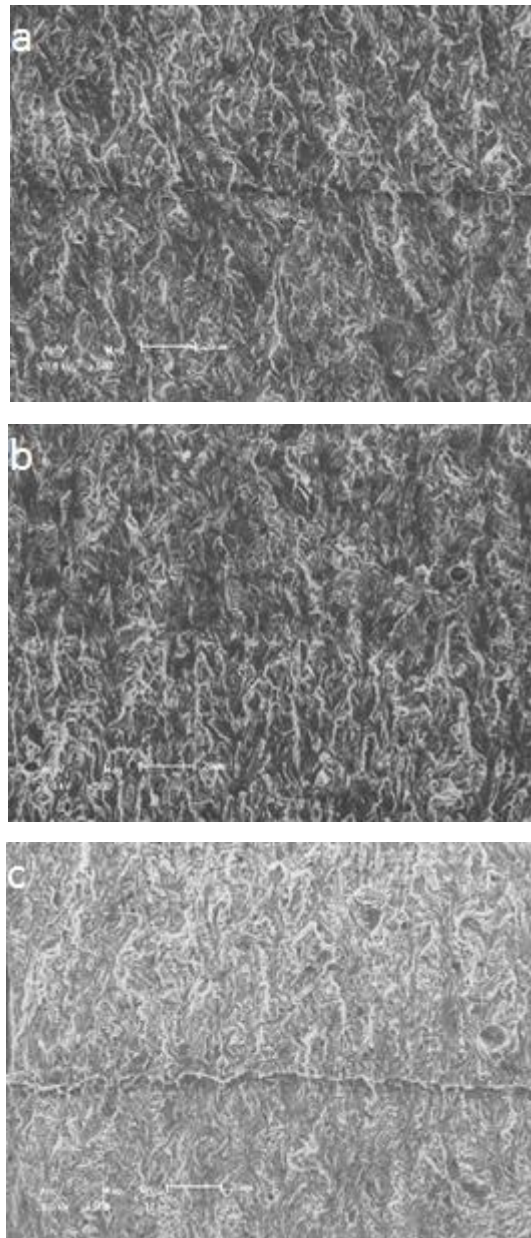


Figura 4.8 Aspectos das superfícies de fratura. A região inferior das fotos corresponde à pré-trinca, enquanto a superior à propagação. a) LR 0,5. b) LR 0,8 e c) CPCA 0,5.

Nota-se a similaridade dos aspectos antes e após o pré-trincamento feito em ambos os métodos, o que sugere que não há diferenças quanto ao tipo de tensão que provoca o avanço da trinca, sendo tratativa em ambos os casos, seja aplicada ou residual (CHARLES GUILHERME KUHN, 2011; SUBRA SURESH, 1985).

4.4 Considerações finais

Além da comparação dos limiares de propagação obtidos, também se faz válida a avaliação de parâmetros operacionais, peculiaridades da interpretação dos resultados e faixas de abrangência dos métodos, de forma a mostrar as dificuldades mediante a escolha de um metodologia de ensaio. Na tabela 4.6 encontram-se alguns fatores considerados:

Tabela 4.6 Fatores secundários a serem considerados.

Ensaio	Ciclos de execução (Aproximado)	da/dN mínimo [mm/ciclo]	Suscetível ao ruído?
LR 0,5	2 220 000	10^{-7}	Não
LR 0,8	6 200 000	10^{-7}	Não
CPCA 0,5	37 000 000	10^{-8}	Sim

Repara-se na diferença substancial no tempo de execução para o método de CPCA, atribuído ao fato de que se inicia o ensaio de propagação com baixas taxas.

A dificuldade de suscetibilidade ao ruído pode ser resolvida com a utilização de uma técnica mais precisa de medição, como a de queda de potencial.

Apesar de neste estudo o método de K-decrescente com razão de carregamento ter se mostrado promissor na determinação de limiares de propagação, por meio da técnica de CPCA é possível se atingir taxas de propagação uma ordem de grandeza menores. Isto se mostra como uma vantagem em situações em que se deseja representar situações reais em que trincas propagam lentamente, como o caso de tubos cladeados ou revestidos.

5.0 CONCLUSÕES

Uma vez estudadas as pré-trincas e comportamentos em propagação por diferentes metodologias e razões de carregamento, seguido da avaliação do aspecto das fraturas, o trabalho permite concluir que, para o aço API 5L X60:

O método de K-decrescente com razão de carregamento 0,8 apresentou o limiar de propagação mais conservador, de $102 \text{ N.mm}^{-3/2}$ de acordo com os critérios consolidados em norma.

Os critérios para determinação de limiares necessitam de adequação para metodologias capazes de obter taxas de propagação inferiores à extrapolação.

A redução acentuada do limiar provocada somente pela elevação da razão de carregamento sugere que o fator governante na determinação é o efeito de fechamento de trinca.

O comportamento durante o estágio de propagação estável se mostrou similar para toda a matriz de ensaios, confirmando que neste período de vida da trinca, a mesma possui menor sensibilidade aos efeitos de fechamento e de tensões residuais compressivas.

As frentes de propagação possuem aspecto dissimilar para diferentes métodos de pré-trincamento.

O aspecto similar das fractografias na transição da pré-trinca obtida por compressão para o ensaio em tração sugere que, mesmo que a tensão aplicada tenha natureza oposta, a propagação ocorre por tensões trativas, sendo essas aplicadas ou residuais.

Apesar da necessidade de maior controle de medição e tratamento de dados, a metodologia CPCA apresenta a característica vantajosa de possibilitar a obtenção de taxas de propagação uma ordem de grandeza inferiores aos métodos clássicos, tendo possível aplicação na representação do regime de trincas curtas

6.0 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Averiguação do efeito combinado do método de CPCA e razão de carregamento 0,8 no limiar de propagação do aço API 5L X60.

Investigação dos parâmetros de pré-trincamento, como a força aplicada.

Estudo do efeito da geometria de entalhe a fim de se desenvolver uma metodologia CPCA que gere frentes de propagação mais uniformes.

Avaliação do comportamento de trincas curtas obtidas pela técnica CPCA quando submetidas a meio agressivo.

7.0 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE. **Specification for Line Pipe**. [s.l: s.n.].

ASTM. **E399 :Standard Test Method for Linear-Elastic Plane-Strain Fracture Toughness K_{Ic} of Metallic Materials**. [s.l: s.n.].

ASTM. **E647: Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates**. [s.l: s.n.].

BRITISH STANDARDS. **BS 7910: Guide to methods for assessing the acceptability of flaws in metallic structures**. [s.l: s.n.].

CARLOS A. G. MOURA BRANCO; ANTÓNIO AUGUSTO FERNANDES; PAULO MANUEL SALGADO TAVARES DE CASTRO. **Fadiga de Estruturas Soldadas**. 1. ed. [s.l.] Fundação Calouste Gulbenkian, 1986.

CHARLES GUILHERME KUHN. **COMPARAÇÃO ENTRE OS MÉTODOS CONVENCIONAL E DE PRÉ TRINCAMENTO COMPRESSIVO PARA A OBTENÇÃO DE CURVAS D E PROPAGAÇÃO DE TRINCA NO AÇO API 5L X60**. [s.l.] UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL, 2011.

CHU, W. et al. **Fatigue crack initiation from a notch tip under a cyclic compressive load**. Scripta metallurgica, v. 17, n. 8, p. 993–996, 1983.

HUBBARD, R. P. **Crack Growth Under Cyclic Compression**. Journal of Basic Engineering, v. 91, 1969.

JAAP SCHIJVE. **Fatigue os Structures and Materials**. [s.l.] Kluwer Academic Publishers, 2004.

JAMES, M. A.; FORTH, S. C.; NEWMAN, J. A. **Load history effects resulting from compression precracking**. Journal of ASTM International, v. 2, n. 9, p. 1–17, 2005.

JUCIELE LEYTER ZILIO. **AVALIAÇÃO DA RESISTÊNCIA À CORROSÃO-FADIGA NO AÇO API 5L X60 EM MEIO AQUOSO SALINO**. [s.l.] UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL, 2013.

NEWMAN, J. C.; YAMADA, Y. **Compression precracking methods to generate near-threshold fatigue-crack-growth-rate data**. International Journal of Fatigue, v. 32, n. 6, p. 879–885, 2010.

NEWMANJR, J. et al. **Compression pre-cracking to generate near threshold fatigue-crack-growth rates in two aluminum alloys**. International Journal of Fatigue, v. 27, n. 10-12, p. 1432–1440, out. 2005.

NEWMAN JR., J. C.; YAMADA, Y. **Compression precracking methods to generate near-threshold fatigue-crack-growth-rate data**. International Journal of Fatigue, v. 32, n. 6, p. 879–885, jun. 2010.

REID, C. N.; WILLIAMS, K.; HERMANN, R. **Fatigue in compression**. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, v. 1, n. 2, p. 267–270, 1979.

REINHARD PIPPAN et al. **The Use of Fatigue Specimens Pre-cracked in Compression for Measuring Threshold Values and Crack Growth**. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 1994.

RICARDO FEYH RIBEIRO. **Efeitos da sobrecarga e da espessura na vida em fadiga de componentes de aço API 2H grau 50**. [s.l.] UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL, 2011.

S. C. FORTH; J. C. NEWMAN; R. G. FORMAN³. **Anomalous Fatigue Crack Growth Data Generated Using the ASTM Standards**. In: *ASTM SYMPOSIUM ON FATIGUE AND FRACTURE MECHANICS*. 2005

STEPHENS, R. I.; FUCHS, H. O. (EDS.). **Metal fatigue in engineering**. 2nd ed ed. New York: Wiley, 2001.

SUBRA SURESH. **Crack initiation in cyclic compression and its applications**. *Engineering Fracture Mechanics*, v. 21, 1985.

SURESH, S. **Fatigue of materials**. 2nd ed ed. Cambridge ; New York: Cambridge University Press, 1998.

SURESH, S.; RITCHIE, R. O. **Propagation of short fatigue cracks**. *International Metals Reviews*, v. 29, n. 1, p. 445–475, 1984.

TED L. ANDERSON. **Fracture Mechanics: Fundamentals and Applications**. 3. ed. [s.l.] CRC Press, 2004.

VELLOSO, I. P. DOS S. **Metodologia de ensaio de fadiga para a região I da curva da/dn- ΔK** . [s.l.: s.n.].

WALLHEAD, I. R.; EDWARDS, L.; POOLE, P. **A study of crack closure using the optical method of caustics and consequences for the use of ΔK_{eff} as a fatigue crack driving force**. *Engineering Fracture Mechanics*, v. 60, n. 3, p. 291–302, 1 jun. 1998.