

**UNIVERSIDADE DE BRASÍLIA**  
**FACULDADE DO GAMA / FACULDADE DE TECNOLOGIA**  
**PROGRAMA DE MESTRADO EM INTEGRIDADE DE MATERIAIS**  
**DA ENGENHARIA**

**AVALIAÇÃO EXPERIMENTAL DO EFEITO DA RAZÃO DE  
CARREGAMENTO SOBRE O CÁLCULO DA DISTÂNCIA  
CRÍTICA – UM ESTUDO PARA O AÇO ASTM A743 CA6NM.**

**MARCUS VINÍCIUS COSTA SÁ**

**ORIENTADOR: JORGE LUIZ DE ALMEIDA FERREIRA**

**DISSERTAÇÃO DE MESTRADO EM INTEGRIDADE DE  
MATERIAIS DA ENGENHARIA**

**PUBLICAÇÃO: FGA/DM 002A - 2013**

**BRASÍLIA/DF: MARÇO – 2013**

**UNIVERSIDADE DE BRASÍLIA**  
**FACULDADE DO GAMA / FACULDADE DE TECNOLOGIA**  
**PROGRAMA DE MESTRADO EM INTEGRIDADE DE MATERIAIS**  
**DA ENGENHARIA**

**AVALIAÇÃO EXPERIMENTAL DO EFEITO DA RAZÃO DE  
CARREGAMENTO SOBRE O CÁLCULO DA DISTÂNCIA  
CRÍTICA – UM ESTUDO PARA O AÇO ASTM A743 CA6NM.**

**MARCUS VINÍCIUS COSTA SÁ**

**DISSERTAÇÃO SUBMETIDA AO DEPARTAMENTO DE  
INTEGRIDADE DE MATERIAIS DA ENGENHARIA DA  
FACULDADE DO GAMA DA UNIVERSIDADE DE BRASÍLIA  
COMO PARTE DOS REQUISITOS NECESSÁRIOS PARA A  
OBTENÇÃO DO GRAU DE MESTRE EM INTEGRIDADE DE  
MATERIAIS DA ENGENHARIA.**

**APROVADA POR:**

**Prof<sup>o</sup>. Jorge Luiz de Almeida Ferreira, Doutor (ENM-UnB)  
(Orientador)**

**Prof<sup>o</sup>. Cosme Roberto Moreira da Silva, PhD (ENM-UnB)  
(Examinador Externo)**

**Prof<sup>o</sup>. Antônio Carlos de Oliveira Miranda, Doutor (ENM-  
UnB)  
(Examinador Interno)**

**BRASÍLIA/DF, 27 DE MARÇO DE 2013.**



## **FICHA CATALOGRÁFICA**

### **REFERÊNCIA BIBLIOGRÁFICA**

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, 127 p.

### **CESSÃO DE DIREITOS**

AUTOR: Marcus Vinícius Costa Sá

TÍTULO: Avaliação Experimental do Efeito da Razão de Carregamento Sobre o Cálculo da Distância Crítica - Um Estudo Para o Aço ASTM A743 CA6NM.

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.

---

Marcus Vinícius Costa Sá  
HIGS 709, BLOCO S, CASA 04  
70360-719, Brasília, DF, Brasil.

## AGRADECIMENTOS

*Agradeço primeiramente a Deus por ter concedido a oportunidade de vencer esta etapa.*

*Agradeço aos meus pais (Sônia e Delmar) por terem proporcionado todo apoio emocional, psicológico e material que sempre precisei. Sem vocês eu nada seria.*

*Agradeço aos meus avós (Genésio, Arlinda, Mamédio e Maria) por todas as emanações positivas e orações.*

*Agradeço aos meus padrinhos (Ivaldo, Joana Bosco, Tarcísio e Sandra) por acreditarem no meu sucesso.*

*Agradeço as minhas irmãs (Carol e Paulinha) por terem sempre me incentivado nos momentos mais difíceis.*

*Agradeço aos professores da UnB (Jorge, Alex, Cosme, Fábio, Aida, Edgar, Gurgel, Pimenta, Piratelli, Walter, Robocop, Diniz, Taigoara e Douglas) por terem contribuído de maneira significativa na minha formação profissional e moral.*

*Agradeço aos INMENSOS –alunos de primeiro semestre de 2003 do Curso de Engenharia Mecânica da UnB (Gollum, Miguelito, Caverna, Snoop, Cabeludo, Judá, Goiano, Grisalho, Zé Pequeno, Gustavo-perninha, Dedé Roraima, Dedé vaquinha, Chico Buarque, Diego Gordo, Jamanta, Estranho, Guilhermão, Waldirene, Liliam, Glonca, Meu Brother, Matheus, Abdalla, Dalysson, Topeira e Brunão-in memorian) por todos os momentos inesquecíveis durante o curso.*

*Agradeço aos amigos (Toninho, Maíra, Renata, Léo Brant-Tico, Julio Mandai-Juliete, Braitner Lobato, Arthur Chicletinho, Thales, Túlio, Alessandra, Flavinho, Cowboy, Menin, Nunão e Dedé) por sempre estarem ao meu lado quando eu mais precisei.*

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

*Agradeço aos porteiros do prédio SG 09 (Seu Wilson, Ribamar, Dona Carminha e Raimunda) por zelarem pela minha segurança nas madrugadas de estudo.*

*Agradeço a minha namorada Cinthia Rebouças pelo carinho e apoio nas horas mais difíceis.*

*Agradeço ao Governo brasileiro pelos investimentos realizados nos meus estudos.*

*Agradeço a todos que de alguma forma direta e indireta contribuíram para minha vitória.*

## RESUMO

Este trabalho avaliou a influência da razão de carregamento,  $R$ , sobre a distância crítica do aço martensítico ASTM A743 CA6NM. Nesse sentido, foram conduzidos dez ensaios válidos de propagação de trincas com controle de  $\Delta K$ , segundo a norma ASTM E647, com fins de obter os valores do limiar de propagação de trincas,  $\Delta K_{th}$ , em corpos de prova do tipo C(T). As razões utilizadas foram  $R=0,05$ ;  $0,1$ ;  $0,33$ ;  $0,5$  e  $0,66$ . Avaliou-se também a influência de  $R$  sobre o limite de resistência a fadiga segundo a abordagem S-N, para as seguintes razões:  $-1$ ;  $-0,66$ ;  $-0,33$ ;  $0$ ;  $0,33$  e  $0,66$ . Com base nesses valores obtidos experimentalmente, foi possível, relacionar a distância crítica e  $R$ , segundo o método do ponto.

*Palavras-chave: Propagação de trincas, Limiar de Propagação de Trinca, Aço ASTM A743 CA6NM, Norma ASTM E647, Distância Crítica, Método do Ponto.*

## ABSTRACT

The present work evaluated the influence of the load ratio,  $R$ , on the critical distance of the ASTM A743 CA6NM martensitic alloy steel. In this way, ten valid crack growth tests were conducted controlling the range of stress intensity factor,  $\Delta K$ , according to the standard ASTM E 647, in order to find the value of  $\Delta K_{th}$ , using compact tension specimens, C(T). Fatigue crack growth tests were conducted in the following ratio levels  $R=0,05; 0,1; 0,33; 0,5$  e  $0,66$ . The influence of  $R$  on the fatigue limit residence of this material was also evaluated, according to the stress-life approach, in the following ratio levels:  $-1; -0,66; -0,33; 0; 0,33$  and  $0,66$ . Based on these values, it was possible to correlate the  $R$  and the critical distance, using the Point Method.

*Keywords: Crack propagation, Fracture Mechanics, Crack Propagation Threshold, ASTM A743 CA6NM Steel, ASTM E647 Standard, Critical Distance, Point Method.*



# SUMÁRIO

<b>1. INTRODUÇÃO</b>	<b>01</b>
1.1 Objetivos	03
1.2 Organização da tese	03
<b>2. FADIGA</b>	<b>05</b>
2.1 Conceitos	05
2.2 Mecanismos físicos da fadiga	05
2.2.1 Iniciação da Trinca	06
2.2.2 Propagação da Trinca	06
2.2.3 Falha Catastrófica	08
2.3 Abordagens da fadiga	09
2.3.1 Abordagem em Termos de Vida Total	09
2.3.2 Abordagem de Tolerância ao Dano	10
2.3.3 Conceitos de Vida Segura e Falha Segura	10
2.4 Abordagem tensão vida	11
2.4.1 A Curva S-N	11
2.4.2 Limite da Fadiga	12
2.4.3 O Efeito da Tensão Média	13
<b>3. MECÂNICA DA FRATURA</b>	<b>25</b>
3.1 Tipos de fratura	30
3.2 Aspectos históricos da mecânica da fratura	31
3.3 Concentrados de tensões	33
3.4 Modelos de abertura de trincas	35
3.5 Fatores de intensidade de tensão	36
3.6 Tenacidade à fratura	38
3.7 Mecânica da fratura linear elástica	38
3.7.1 Zona Elástica	39
3.8 Propagação de trincas por fadiga	42
3.8.1 Diagramas para o crescimento de Trincas por Fadiga	44
3.8.2 Influência da razão de carregamento	46
<b>4. TEORIA DA DISTÂNCIA CRÍTICA</b>	<b>56</b>
4.1 Introdução	56
4.1.1 Método de Ponto	57
4.1.2 Método da Linha	58
4.1.3 Medida da Área e do Volume	58
4.2 Diagrama de Kitagawa-Takahashi	59
<b>5. MATERIAIS E MÉTODOS</b>	<b>60</b>
5.1. Metodologia dos ensaios de fadiga	60
5.1.1. Dimensionamento dos Corpos de Prova	60
5.1.2. Número de ensaios	61
5.2. Metodologia dos ensaios de propagação de trinca	63
5.2.1. Metodologia Generalidades sobre a norma ASTM E 647	63
5.2.1.1. Corpos de Prova	63
5.2.1.2. Entalhe e Pré – Trinca	65

5.2.1.3. Aparatos Experimentais	68
5.2.1.4. Variáveis do Ensaio	69
5.2.1.5. Métodos Experimentais	70
5.2.1.6. Critérios de Avaliação	73
5.2.1.7. Análise dos dados observados	74
5.2.1.8. Limiar de Propagação	75
5.2.1.9. Técnicas de Redução de Dados	76
5.2.1.10. Leitura do Tamanho de Trinca	77
5.2.2. Metodologias de Ensaio e Análise	78
5.2.2.1. Corpos de Prova e Material	78
5.2.2.2. Polimento e Marcação dos Corpos de Prova	79
5.2.2.3 Número de Ensaios	80
5.2.2.4 Máquina e Ensaio	80
5.2.2.5 Medição do Tamanho da Trinca e Critério de Parada	81
5.2.2.6 Parâmetros de Ensaio	81
5.2.2.7 Ajuste de Curvas	82
<b>6. RESULTADOS E ANÁLISE</b>	<b>83</b>
6.1 Descrição dos resultados experimentais dos ensaios de propagação de trinca	83
6.1.1. Análise do comportamento da curva da/dN versus $\Delta K$ na Região 1	84
6.1.2. Análise do comportamento da curva da/dN versus $\Delta K$ na Região 2	86
6.2. Descrição dos resultados experimentais dos ensaios de fadiga baseados na metodologia tensão-vida - S-N	88
6.2.1. Análise do efeito da razão de carregamento sobre o limite de resistência a fadiga do Aço ASTM A743 CA6NM	90
6.3. Análise do efeito da razão de carregamento sobre a distância crítica do aço ASTM A743 CA6NM	91
<b>7. CONCLUSÕES</b>	<b>94</b>
<b>8. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS</b>	<b>95</b>
<b>REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS</b>	<b>96</b>
<b>APÊNDICES</b>	<b>104</b>

## LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1 Definições de carregamentos cíclicos com amplitude constante.....	11
Tabela 2.2 Soluções Particulares do Modelo Generalizado de Kwofie .....	24
Tabela 3.1 Resumo dos Modelos de Previsão da Taxa de Propagação de Trincas em Função do Fator Intensidade de Tensões.....	51
Tabela 3.2 Resumo dos Modelos de Previsão da Taxa de Propagação de Trincas em Função do Fator Intensidade de Tensões – Continuação.....	52
Tabela 5.1 Características Básicas dos Corpos de Prova Cilíndricos – ASTM E-466.....	61
Tabela 5.2 Dimensões Nominiais dos Corpos de Prova.....	61
Tabela 5.3 Tamanho necessário de uma amostra. (Norma ASTM E 739-91) .....	62
Tabela 5.4 Replicações necessárias. (Norma ASTM E 739-91).....	62
Tabela 5.5 Dimensões características para o corpo de prova utilizado, do tipo C(T).....	78
Tabela 5.6 Composição química em % de peso da liga.....	79
Tabela 5.7 Propriedades mecânicas para o Aço ASTM A743 CA6NM. Fonte: ASTM (2012) <i>apud</i> Mandai (2010).....	79
Tabela 5.8 Razões de carregamento para os CPs ensaiados.....	75
Tabela 6.1 Valores Estimados para o Fator Intensidade de Tensões Limiar, $\Delta K_{th}$	85
Tabela 6.2 Estimativas para os Coeficientes da Equação de Paris – Região II ( $\Delta a = 0,25$ mm).....	87
Tabela 6.3 (a) – Constantes da Curva S-N ( $S_a = AN^b$ ).....	89
Tabela 6.3 (b) – Expoente da Curva S-N ( $S_a = AN^b$ ).....	89
Tabela 6.4 (a) – Estimativas para o Limites de Resistência a Fadiga ( $N = 10^6$ ciclos).....	89
Tabela 6.4 (b) – Estimativas para o Limites de Resistência a Fadiga ( $N = 2 \cdot 10^6$ ciclos).....	90
Tabela 6.5 Estimativas para os Coeficientes da Equação Walker.....	91
Tabela 6.6 Síntese dos Resultados dos Ensaio e Estimativas da Distância Crítica	91

## LISTA DE FIGURAS

Figura 1.1. Trinca em pá de turbina hidrogeradora fabricada em aço ASTM A 743	2
Figura 2.1. Estágio de nucleação (modificado de Halford e Manson,2006)	6
Figura 2.2. Estágios de propagação da trinca por fadiga (modificado de Halford e Manson, 2006)	7
Figura 2.3. Superfície de fratura num alumínio 7075-T6 (modificado de Halford e Manson, 2006)	8
Figura 2.4. Macrografia de um trilho de trem que falhou por fadiga (fonte: ASM Metals Handbook- Fractography, 1987)	9
Figura 2.5. Curvas S-N típicas para metais ferrosos e não-ferrosos	12
Figura 2.6. Aderência das relações de Gerber e de Goodman para os dados de Wohler	16
Figura 2.7. Representação Esquemática das Relações de Goodman e Gerber quando as mesmas são plotadas no diagrama de Haigh	17
Figura 2.8. Representação Esquemática das Relações de Goodman modificada quando plotada no diagrama de Haig	18
Figura 2.9. Representação Esquemática das Relações de Goodman e de Morrow.	19
Figura 2.10. Comportamento da Curva de Falha em Função do Fator de Sensibilidade a Tensão Média	20
Figura 2.11. Efeito da Resistência a Tração, $S_u$ , sobre o Fator de Sensibilidade a Tensão Média, $M$	20
Figura 2.12 – Comportamento típico da Eq. de Walker para diversos valores de $\gamma$	22
Figura 2.13 – Comportamento típico da Eq. de Kwofie para diversos valores de $\alpha$	23
Figura 3.1. Tanque de propano que explodiu devido a uma trinca que se originou no cordão de solda	25
Figura 3.2. Trinca que se propagou numa longarina da asa de um avião	26
Figura 3.3. Ponte que desabou por fadiga em Ashtabula: (a) antes; (b) depois do acidente	27
Figura 3.4. Tanque de armazenagem de melaço que se rompeu devido a propagação de um trinca a partir da janela de inspeção: (a) antes ; (b) depois	28
Figura 3.5. Destroços nas proximidades do tanque de gás liquefeito em Cleveland,	28

Figura 3.6. Navio <i>Liberty</i> em colapso estrutural	29
Figura 3.7. Falha encontrada no avião Comet I	29
Figura 3.8. Microcavidades na seção de ruptura	30
Figura 3.9. Facetas de clivagem, indicando o sentido de propagação da trinca	30
Figura 3.10. Mecanismo de separação intergranular	31
Figura 3.11. (a) Furo elíptico em placa sob tensão remota uniforme.(b) Distribuição de tensão ao longo do eixo x nas proximidades de furo	34
Figura 3.12. Frentes de trincas em diferentes tipos materiais	35
Figura 3.13. Diferentes modos de abertura em uma trinca	36
Figura 3.14. Sistema de coordenadas polares no plano x-y para uma região próxima á ponta da trinca	36
Figura 3.15. Distribuição da tensão na região da trinca	37
Figura 3.16. Esquema tridimensional da região da zona plástica	39
Figura 3.17. Crescimento de trincas por fadiga	42
Figura 3.18. Curva da/dN esquemática	44
Figura 3.19. Zona de Deformação Plástica na Ponta da Trinca	46
Figura 3.20. Comportamento da Razão de Fechamento em função da Razão de Carregamento	48
Figura 3.21. Comportamento Típico da Curva $da/dN$ versus $\Delta K$ para Diferentes Razões de Carregamento	49
Figura 3.22. Curvas Utilizadas por Smidth e Paris (1973) para justificar a independência de $\Delta K_{th}$ em relação a R a partir de um determinado valor de R – (a) Curva $\Delta K_{th}$ versus R e (b) Curva $K_{max}$ versus R – Curvas Extraídas de Smidth e Paris (1973)	53
Figura 3.23. Relação entre $\Delta K_{th}$ e $K_{max}$ proposta por Smidth e Paris (1973) – Curva adaptada de Boice e Ritchie (2001)	54
Figura 3.24. Comportamento típico da dependência de $\Delta K_{th}$ em relação a R – Dados Compilados de Zhao(1990)	55
Figura 4.1. Formalização esquemática do método do ponto	57

Figura 4.2. Formalização esquemática do Método do Ponto	58
Figura 4.3. Formalização esquemática do Método da Área	59
Figura 4.4. Representação esquemática do diagrama de Kitagawa-Takahashi	59
Figura 5.1. Representação do CP Cilíndrico tipo Ampulheta	60
Figura 5.2. Dimensões do Corpo de Prova para Ensaio de Fadiga	61
Figura 5.3. Corpo de prova Compacto de Tração – C(T) – para ensaios de taxa de propagação de trinca. Fonte: ASTM, 2011 [adaptado]	64
Figura 5.4. Detalhes de entalhe e pré-trinca para diversas configurações de entalhe em C(T). Fonte: ASTM, 2011 [adaptado]	66
Figura 5.5. Manilha e pinos para a configuração de ensaio com C(T). Fonte: ASTM, 2011 [adaptado]	68
Figura 5.6. <i>Displacement Gage</i>	78
Figura 5.7. Posições de encaixe do <i>clip gage</i>	78
Figura 5.8. Máquina de Ensaio Universal MTS 810	80
Figura 6.1. Curvas $da/dN$ versus $\Delta K$	83
Figura 6.2. Curvas $da/dN$ versus $\Delta K$ - estágio I	84
Figura 6.3. Gráfico apresentando a Relação de Dependência entre $\Delta K_{th}$ e R	85
Figura 6.4. Curvas $da/dN$ versus $\Delta K$ - estágio II	86
Figura 6.5. Gráficos correlacionando os parâmetros da Curva de Paris com a razão de carregamento – (a) R versus A e (b) R versus m	87
Figura 6.6. Diagrama de Box-Whisker representando as estimativas para o expoente de Paris, m, em relação as razões de carregamento estudadas	88
Figura 6.7. Gráfico correlacionando os Resultados de Ensaio de Fadiga para diversas razões de carregamento	88
Figura 6.8. Curvas $S_a$ versus R: (a) $1 \times 10^6$ ciclos; (b) $2 \times 10^6$ ciclos	90
Figura 6.9. Curvas representativas do efeito da Razão de Carregamento, R, sobre a Distância Crítica, $a_c$	92

## LISTA DE SÍMBOLOS

$A$	coeficiente da equação de Paris
$A_{Bsq}$	coeficiente de resistência a fadiga
$a$	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
$B$	espessura do corpo de prova C(T)
$b$	expoente de resistência a fadiga
$c$	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
$\varepsilon-N$	abordagem deformação-vida
$F$	fator de forma
$f$	constante de ajuste da equação de Gerber
$K_a$	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
$K_t$	fator de concentrador 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

$L$	comprimento característico do material
$M$	fator sensibilidade a tensão média
$m$	expoente da equação de Paris
$N$	número de ciclos
$P_{máx}$	carga ou força máxima
$P_{op}$	carga ou força de abertura da trinca
$R_c$	razão de carregamento crítico
$S$	tensão
$S_a$	amplitude de tensão
$S_{ar}$	limite de resistência à fadiga para a condição de carregamento reverso, $R = -1$
$S'_f$	limite de resistência a fadiga
$S_e$	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 tração
$\sigma_0$	valor de $\sigma_{máx}$ que gera falha de fadiga em $R=0$
$\sigma_{-1}$	tensão máxima observada nos ensaios com $R=-1$
$\sigma_m$	tensão média
$\sigma_{máx}$	tensão máxima
$\sigma_{min}$	tensão mínima
$\sigma_m$	tensão média
$\sigma_u$	tensão de última ou tensão de ruptura
$\sigma_y$	tensão na direção do eixo y.
$S-N$	abordagem tensão-vida
$\Delta\sigma$	amplitude de tensão
$\Delta\sigma_0$	limite de resistência a fadiga
$\Delta\sigma_{eff}$	tensão efetiva
$R$	razão de carregamento
$r$	raio no sistema de coordenadas polares
$\rho$	raio do entalhe
$\theta$	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
$W$	comprimento entre o centro do furo de aplicação de carga e a face traseira num corpo de prova C(T)
$U$	razão de intensidade de tensões ou razão de fechamento

## LISTA DE ABREVIACÕES

C(T)- COMPACT TENSION SPECIMEN

CP – CORPO DE PROVA

EPD- ESTADO PLANO DE DEFORMAÇÃO

EPT- ESTADO PLANO DE TENSÃO

FAC- FADIGA DE ALTO CICLO

FBC- FADIGA DE BAIXO CICLO

M(T)- MEDDLE TENSION SPECIMEN

MA- MÉTODO DA ÁREA

MF- MECÂNICA DA FRATURA

MFEP- MECÂNICA DA FRATURA ELASTO PLÁSTICA

MFLE- MECÂNICA DA FRATURA LINEAR ELÁSTICA

ML- MÉTODO DA LINHA

MP- MÉTODO DO PONTO

MV-MÉTODO DO VOLUME

TDC – TEORIA DA DISTÂNCIA CRÍTICA

## 1 - INTRODUÇÃO

Quando empregados em situações reais, componentes mecânicos estão frequentemente sujeitos a solicitações cíclicas de esforços. Mesmo que essas cargas estejam abaixo do valor da tensão de escoamento, elas podem gerar danos progressivos e permanentes no material, fenômeno conhecido como fadiga. Esse fenômeno é mais comum do que imaginamos num primeiro momento. A compreensão desse fenômeno torna-se importante à medida que a fadiga é a maior causa individual de falhas em metais, sendo estimado que ela compreende aproximadamente 90% de todas as falhas metálicas (Calister,2002). Inúmeros são os relatos históricos de tragédias ocasionadas por fadiga. Nesse âmbito, compreender esse fenômeno significa evitar perdas materiais e, principalmente, humanas. Ainda nesse contexto, esse tipo de falha pode ser observado em navios, aeronaves, pontes e inúmeras outras estruturas.

Observa-se que as trincas de fadiga se iniciam, na maioria das vezes, em regiões onde existem concentradores de tensão, tais como descontinuidades geométricas ou ainda pontos de fragilidade do material como, por exemplo, vazios ou certos tipos de inclusões (Dowling, 2007). Nesse contexto a Teoria das Distâncias Críticas tem se mostrado uma importante ferramenta para prever o limite de resistência a fadiga de componentes que apresentam intensos gradientes de tensões minimizando, assim, tempo de ensaios experimentais e, conseqüentemente, economizando recursos financeiros.

Os primeiros pesquisadores a desenvolver a TDC foram Neuber e Peterson, cujos trabalhos foram publicados em 1958 e 1959, respectivamente. Entretanto, nessa época, os métodos não podiam ser aplicados explicitamente aos componentes uma vez que o campo de tensões nas proximidades dos entalhes não podia ser predito com uma precisão considerável. Para formalizar essa teoria, considerou-se que as tensões elásticas na vizinhança do entalhe não alcançavam os valores preditos pela mecânica do contínuo, principalmente quando se tratava de um entalhe severo e com altos gradientes de tensão. A fim de quantificar a tensão que causa dano na zona de processo de fadiga, Neuber sugeriu calcular a tensão média sobre uma unidade material da ordem do tamanho dos grãos. Esse cálculo se dá numa região próxima a borda do entalhe considerando volumes finitos e não volumes infinitesimais.

Na década de 70, quando os Métodos das Distâncias Críticas foram usados para prever a fratura em materiais compósitos, foi possível estabelecer uma relação com a teoria da Mecânica da Fratura Linear Elástica (MFLE) para determinar o parâmetro do comprimento característico do material,  $L$ , importante para o cálculo da distância crítica (Silva, 2009). Tanaka (1983) apresentou relações teóricas que diziam que a TDC é igualmente válida para fadiga de alto ciclo, contudo não apresentou resultados experimentais para validação e por isso caiu em descrédito. Anos depois, Atzori (1992), Lazzarin et al (1997), Taylor (1999) e Wang (2000) independentemente também desenvolveram propostas para resolver o problema de fadiga com entalhe e chegaram a conclusões similares, porém com amparo experimental (Silva, 2009).

Neste sentido, a Teoria da Distância Crítica (TDC) foi desenvolvida em diferentes formas para prever a fratura frágil (Novozhilov, 1969), fratura frágil em aços a baixas temperaturas (Taylor, 2006), fratura em polímeros (Kinloch e Williams, 1980; Kinloch et al, 1982 e Taylor et al, 2004), falha em cerâmicos (Taylor, 2004), concreto (Taylor et al, 2005), compósitos (Whitney e Nuismer, 1974), inclusive em ossos (Hazenberg et al., 2006; Kasiri e Taylor, 2008). Atualmente, tem sido veementemente ressaltada como poderosa ferramenta para a avaliação de falhas em componentes entalhados (Taylor, 2008 e Susmel, 2008) e usada em fadiga por fretting tal como Ferro (2005), Araújo et al (2007) e Martins et al (2007). Além disso, a TDC foi tida com sucesso na predição da resistência à fadiga de componentes entalhados feitos de materiais particulares como, por exemplo, ligas de titânio (Lanning et al., 2005), bem como na presença de altos valores para razão de carregamento,  $R$ , (Chiandussi et al., 2005).

Nesta dissertação, o material estudado será o aço ASTM A 743 CA6NM, utilizado na fabricação de pás de turbinas hidrogeradoras. A Fig. (1.1) ilustra uma pá de turbina fabricada em aço ASTM A 743 CA6NM com uma trinca que surgiu após 10.000 horas de operação.



Figura 1.1. Trinca em pá de turbina hidrogeradora fabricada em aço ASTM A 743.

## 1.1 - OBJETIVOS

Este trabalho tem como objetivo principal investigar a Teoria da Distância Crítica com base no método do ponto para o aço ASTM A 743 CA6NM considerando a influência da razão de carregamento.

A fim de atingir o foco proposto, como objetivos secundários, têm-se o estudo do efeito da razão de carregamento sobre o limiar de propagação de trincas,  $\Delta K_{th}$ , e sobre o limite de resistência a fadiga do aço em análise.

## 1.2 - ORGANIZAÇÃO DA TESE

Esta dissertação foi organizada nos oito capítulos descritos abaixo:

**Capítulo 1** - Apresenta uma introdução abordando as necessidades e os objetivos.

**Capítulo 2** – Tem como objetivo a apresentação de uma revisão geral sobre Fadiga de materiais, com enfoque na metodologia S-N.

**Capítulo 3** – Introduz conceitos no campo da Mecânica da Fratura, partindo de um breve histórico. São explicados conceitos básicos, como o fator de concentração de tensões causadas por entalhes, o fator de intensidade de tensões, a zona plástica formada na ponta da trinca e o diagrama  $da/dN \times \Delta K$ .

**Capítulo 4** – São apresentadas e discutidas as metodologias da Teoria da Distância Crítica.

**Capítulo 5** – São apresentados os procedimentos e materiais utilizados para teste e análise dos resultados. As recomendações relevantes da norma E647 estão colocadas neste capítulo.

**Capítulo 6** – Destina-se a apresentação dos resultados obtidos e das análises realizadas sobre os dados e informações.

**Capítulo 7** – São apresentadas as principais conclusões que foram feitas após as análises do quarto capítulo. São feitas, finalmente, algumas sugestões para trabalhos futuros nesta mesma linha de estudo.

**Capítulo 8** – São apresentadas sugestões para trabalhos futuros.

No fim deste trabalho estão disponíveis dois apêndices. O primeiro apêndice apresenta passo-a-passo como operar o software desenvolvido pela MTS para realização do ensaio de propagação de trincas. O segundo apêndice exhibe o código fonte desenvolvido no MATLAB pra fins de tratamento de dados

obtidos experimentalmente e determinação de coeficientes.

## **2 - FADIGA**

### **2.1 - CONCEITOS**

No âmbito da engenharia, o termo fadiga é amplamente utilizado para se referir a dano ou falha de materiais sob carregamento cíclico (Suresh,1998). Esse termo foi aplicado pela primeira vez por Poncelet em 1839. Segundo a norma ASTM (2012), a fadiga é um processo de alteração permanente, progressivo e localizado que ocorre num material sujeito a condições que produzem tensões e deformações num ponto ou em vários pontos e que pode culminar em trincas ou em fratura completa do componente após um número suficiente de ciclos de solicitações.

A maioria das falhas em máquinas acontece devido a cargas que variam no tempo, e não a esforços estáticos. Essas falhas ocorrem, tipicamente, em níveis de tensão significativamente inferiores aos valores da resistência ao escoamento dos materiais. Assim a utilização de teorias de falha estática pode levar a projetos sem segurança quando as solicitações são dinâmicas. A compreensão desse fenômeno torna-se importante à medida que a fadiga é a maior causa individual de falhas em metais, sendo estimado que ela compreende aproximadamente 90% de todas as falhas metálicas. Os polímeros e os cerâmicos (exceto os vidros) também são suscetíveis a esse tipo de falha (Callister, 2002).

### **2.2 - MECANISMOS FÍSICOS DE FADIGA**

As falhas por fadiga têm início com uma pequena trinca, que pode estar presente no material desde a sua manufatura ou desenvolver-se ao longo do tempo devido às deformações cíclicas ao redor das concentrações de tensões. Praticamente todas as partes de uma estrutura contêm descontinuidades, variando de microscópicas até macroscópicas, introduzidas nos processos de fabricação ou de manufatura das mesmas (Fisher e Yen, 1972). As trincas de fadiga geralmente tem início em um entalhe ou em outro elemento de concentração de tensão. Existem três estágios na falha por fadiga: a *(i)* nucleação da trinca, a *(ii)* propagação da trinca, fenômeno lento, e a *(iii)* falha catastrófica, fenômeno rápido.

### 2.2.1 - Iniciação da trinca

As trincas têm início em planos cisalhantes localizados, em regiões de alta concentração de tensão ou em regiões de baixa resistência local. Inclusões, contornos de grão, porosidade acentuada, defeitos de solidificação, concentração acentuada de defeitos na estrutura cristalina devido a processos de conformação e pontos de corrosão também representam elementos potenciais para a nucleação de trincas de fadiga (Garcia *et al*, 2000).

Para regiões livres de defeitos, pode ocorrer escoamento local devido à concentração de tensão, mesmo que a tensão nominal no local esteja bem abaixo do valor da tensão de escoamento do material. A deformação plástica localizada causa distorções e cria bandas de deslizamento, regiões de intensa deformação devido a movimentos cisalhantes, ao longo dos contornos dos cristais do material. Por outro lado, a presença de defeitos internos deve reduzir o tempo necessário para a nucleação de trincas, uma vez que esses defeitos já apresentam a conduta de concentrar localmente a tensão aplicada. À medida que os ciclos de tensão ocorrem, bandas de deslizamento adicionais aparecem e agrupam-se em trincas microscópicas. Materiais frágeis podem pular esse estágio inicial e proceder diretamente para propagação da trinca em locais de existência de vazios ou inclusões, que atuam como trincas microscópicas (Norton, 2004). A Fig. (2.1) ilustra as bandas de deslizamento geradas no estágio de nucleação.

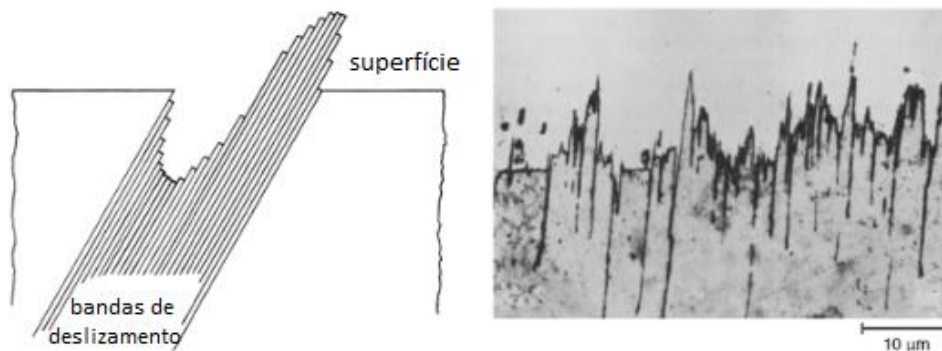


Figura 2.1. Estágio de nucleação (modificado de Halford e Manson, 2006).

### 2.2.2 - Propagação da trinca

Uma vez que a trinca nucleia e o carregamento persiste, a mesma tende a crescer ao longo do plano máximo de cisalhamento e através dos contornos de grãos. O processo de propagação é dividido em dois estágios, Fig. (2.2). No



estágio 1, uma pequena trinca propaga através de um comprimento da ordem de poucos grãos ao longo do plano de máxima tensão cisalhante. O estágio 2 envolve o crescimento da trinca na direção normal ao plano do carregamento (Silva, 2009).

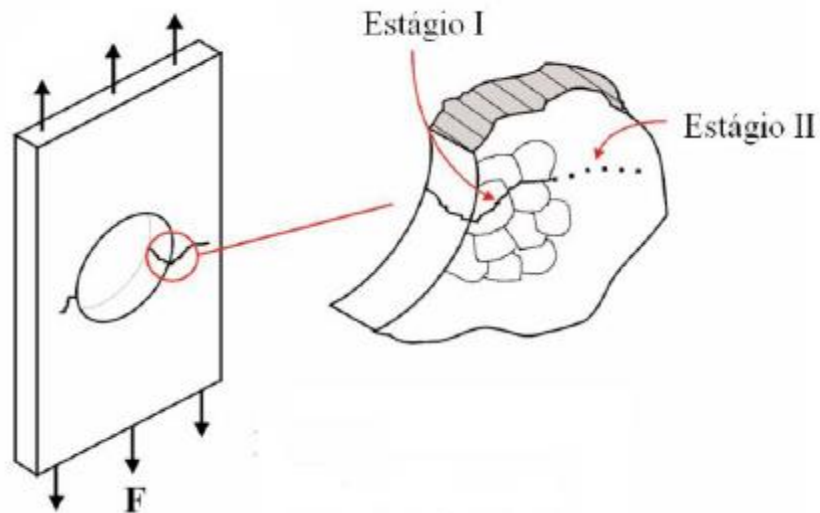


Figura 2.2. Estágios de propagação da trinca por fadiga (modificado de Fadel, 2010).

A trinca mais pontiaguda gera uma concentração de tensões maior que a proporcionada pelo entalhe original. Nesse ínterim, uma zona plástica se desenvolve na ponta da trinca cada vez que uma tensão de tração alonga a mesma. Isso faz com que no estágio 2 a trinca seja menos afetada pelas propriedades microestruturais, pois a formação dessa zona é maior que a microestrutura do material. Por outro lado, essa zona ameniza as tensões na ponta da trinca e reduz a concentração de tensão efetiva. Assim a trinca cresce um pouco mais. Quando a tensão de fadiga passa a ser compressiva ou nula, a trinca se fecha, o escoamento momentaneamente cessa e a trinca se torna novamente pontiaguda, agora com comprimento maior. Esse processo continua enquanto a tensão está variando de valores abaixo da tensão de escoamento para outros acima da tensão de escoamento, na ponta da trinca, (Norton, 2004).

A trinca se propaga em planos normais aos de tensão máxima de tração e o seu crescimento se deve à tensão de tração, ainda que tensões cisalhantes iniciem o processo de fadiga em materiais dúcteis. Além disso, tensões de compressão não contribuem com o desenvolvimento da trinca, visto que as mesmas tendem a fechá-las (Garcia *et al.*, 2000). A trinca em fadiga avança de

maneira cíclica. A cada novo ciclo de tensão ou etapa de abertura e fechamento esse avanço deixa na superfície de fratura marcas características que podem ser observadas ao microscópio eletrônico como marcas de praia e estrias. Deve-se observar que as estrias se encontram dentro das marcas de praia, que podem ser dezenas ou centenas. A Fig. (2.3) apresenta a superfície de falha num alumínio 7075-T6 com a formação característica de estrias e a orientação da propagação das marcas de praia.

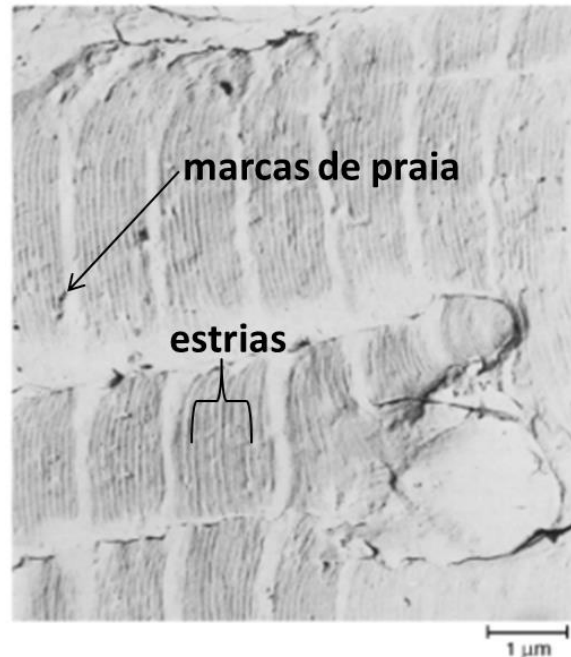


Figura 2.3. Superfície de fratura num alumínio 7075-T6 (modificado de Halford e Manson, 2006)

### 2.2.3 - Falha catastrófica

A trinca permanecerá crescendo enquanto houver tensões trativas suficientes. Em um dado momento, a trinca assume um tamanho grande o bastante para elevar o fator de intensidade de tensão do material,  $K$ , na extremidade da trinca até o nível de tenacidade à fratura,  $K_c$ , quando ocorre uma falha repentina de maneira instantânea. O exame a olho nu de peças que falharam por fadiga exibe um padrão típico. A região próxima à origem da microtrinca tem aparência polida e freqüentemente exibe as marcas de praia. A região áspera, semelhante a uma fratura frágil, corresponde à porção do material que rompeu catastroficamente quando a trinca atingiu seu tamanho limite. A Fig (2.4) ilustra a macrografia da superfície de um trilho de trem que falhou por fadiga: uma trinca se formou na parte superior esquerda, a fratura rápida ocorreu ao

longo da área que possui uma textura opaca e fibrosa.



Figura 2.4. Macrografia de um trilho de trem que falhou por fadiga (fonte: ASM Metals Handbook- Fractography, 1987)

### 2.3 - ABORDAGENS DE FADIGA

O fenômeno da fadiga pode ser tratado segundo duas abordagens: uma em termos da vida total (*Total-life approaches*) e outra em termos da tolerância ao dano (*Defect-tolerant approach*). Estas filosofias de projeto divergem quanto à quantificação da iniciação e propagação de trincas. Sendo que a nucleação e a taxa de avanço das mesmas dependem de fatores microestruturais, mecânicos e ambientais (Silva, 2009).

#### 2.3.1 - Abordagens em termos de vida total

As duas abordagens clássicas com base na vida total são aquelas caracterizadas em termos da tensão (curva  $S-N$ ) e da deformação (curva  $\epsilon-N$ ). Através de ensaios conduzidos em laboratório, para espécimes inicialmente sem trinca e sob amplitudes controladas por tensão ou deformação, tais métodos visam prever a vida em número de ciclos,  $N$ , até a ocorrência de falha.

A abordagem baseada em níveis de tensão é indicada para  $N > 10^3$ , também conhecido como fadiga de alto ciclo (FAC). Todavia, é o procedimento menos preciso principalmente em aplicações onde a vida é de  $1 \leq N \leq 10^3$ , esses casos são denominados de fadiga de baixo ciclo (FBC). Essas abordagens também se

diferem pelo nível de tensão envolvido. Nos casos em que o nível de tensão está próximo do limite de escoamento, envolvendo deformações plásticas significantes, a abordagem por deformação é recomendada. Em contrapartida, quando o nível de solicitação está abaixo da tensão de escoamento a abordagem por tensão é indicada (Silva, 2009).

### **2.3.2 - Abordagem de tolerância ao dano**

O uso da mecânica da fratura para o projeto de fadiga parte do pressuposto de que os componentes já contêm falhas intrinsecamente. Estas podem ser determinadas por ensaios não-destrutivos como líquido penetrante, raio-X, métodos ultra-sônicos, magnéticos ou acústicos. A vida a fadiga é definida através do número de ciclos para a propagação de uma trinca a partir de um tamanho inicial até uma dimensão crítica (Suresh, 1998).

A tenacidade a fratura define o tamanho crítico da trinca para cada material. De acordo com as simplificações admitidas pela Mecânica da Fratura Linear Elástica (MFLE), o método de tolerância ao dano é aplicável somente onde a zona de plastificação na ponta da trinca é bem pequena em relação às dimensões do componente em análise (Silva, 2009). Os conceitos da Mecânica da Fratura serão apresentados com maior detalhe no Capítulo 3 desta dissertação.

### **2.3.3 - Conceito de vida segura e falha segura**

As abordagens de vida segura e falha segura foram desenvolvidas por engenheiros aeroespaciais (Suresh, 1998). Gurney (1968) notou que métodos de vida segura se fundamentam na prevenção do início de trinca para uma vida prevista em projeto. Ou seja, um componente pode estar submetido a solicitações dinâmicas e alcançar uma vida específica sem o desenvolvimento de trincas de fadiga até a fratura. Contudo, o conceito de falha segura é fundamentado no argumento de que se existir uma falha na estrutura a mesma deve ter integridade estrutural suficiente para operar seguramente até que a trinca seja detectada (Suresh, 1998).

## **2.4 - ABORDAGEM TENSÃO-VIDA**

### **2.4.1 - A curva S-N**

A abordagem *Tensão-Vida* consiste na caracterização da vida à fadiga em termos da tensão nominal. Wöhler (1870), analisando o processo de fadiga em eixos ferroviários, sugeriu um diagrama, denominado de curva *S-N*, que relaciona a amplitude de tensão nominal em um corpo de prova padrão com o número de ciclos até a fratura, conforme a Fig. (2.5). Em 1910, Basquin notou que os dados gerados poderiam ser descritos por um modelo linear, em escala log-log, para os casos em que os dados de fadiga são provenientes de amostras aleatórias, como mostra a Eq. (2.1). Onde  $S_a$  é a amplitude de tensão,  $N$  é o número de ciclos de fadiga,  $A_{Bsq}$  é o coeficiente de resistência à fadiga e  $b$  é o expoente de resistência à fadiga. Estes dois últimos são determinados experimentalmente. A notação comumente utilizada para caracterizar um carregamento cíclico com amplitude constante é mostrada na Tabela (2.1).

$$S_a = A_{Bsq} \cdot (N)^b \quad (2.1)$$

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 (Callister, 2002).

Tabela 2.1. Definições de carregamentos cíclicos com amplitude constante.

Amplitude de tensão	$\sigma_a = \frac{\sigma_{m\acute{a}x} - \sigma_{m\acute{i}n}}{2}$	Representação gráfica
Tensão média	$\sigma_m = \frac{\sigma_{m\acute{a}x} + \sigma_{m\acute{i}n}}{2}$	
Variação de tensão	$\Delta\sigma = \sigma_{m\acute{a}x} - \sigma_{m\acute{i}n}$	
Razão de carregamento	$R = \frac{\sigma_{m\acute{i}n}}{\sigma_{m\acute{a}x}}$	

Entretanto, uma vez que esses resultados são obtidos em condições atentamente controladas, é irreal esperar que o limite de resistência de um componente mecânico ou estrutural seja igual ao determinado em laboratório para corpos padronizados. Shigley (2005) aponta algumas diferenças: material (composição, base de falha e variabilidade), manufatura (método, tratamento

térmico, corrosão por microabrasão, condição de superfície e concentração de tensão), ambiente (corrosão, temperatura, estado de tensão e tempo de relaxação) e projeto (tamanho, forma, vida, estado de tensão, concentração de tensão, velocidade, microabrasão e escoriação).

No entanto, Marin (1962) identificou fatores que quantificavam os efeitos da condição de superfície,  $K_a$ ; tamanho,  $K_b$ ; carregamento,  $K_{carr}$ ; temperatura,  $K_d$ ; confiabilidade,  $K_e$  e efeitos variados,  $K_f$ , na tentativa de ajustar o limite de resistência por correções subtrativas ou multiplicativas. A proposta de Marin é então descrita pela Eq. (2.2), onde  $S_e$  é o limite de resistência do corpo de prova e  $S_e$  é o limite de resistência no local crítico de uma peça de máquina na geometria e na condição de uso.

$$S_e = K_a K_b K_{carr} K_d K_e K_f S_e \quad (2.2)$$

#### 2.4.2 - Limite de fadiga

Para alguns tipos de material, como os metais ferrosos, verifica-se experimentalmente um patamar de vida constante abaixo do qual se tem teoricamente vida infinita. Este patamar é conhecido como limite de resistência à fadiga, *endurance limit*, e ocorre em torno de  $2 \cdot 10^6$  ciclos. Todavia, para metais não-ferrosos tal limite não é bem definido, como mostra a Fig. (2.5). Para tanto, em geral, define-se o limite de fadiga acima de  $10^7$  ciclos.

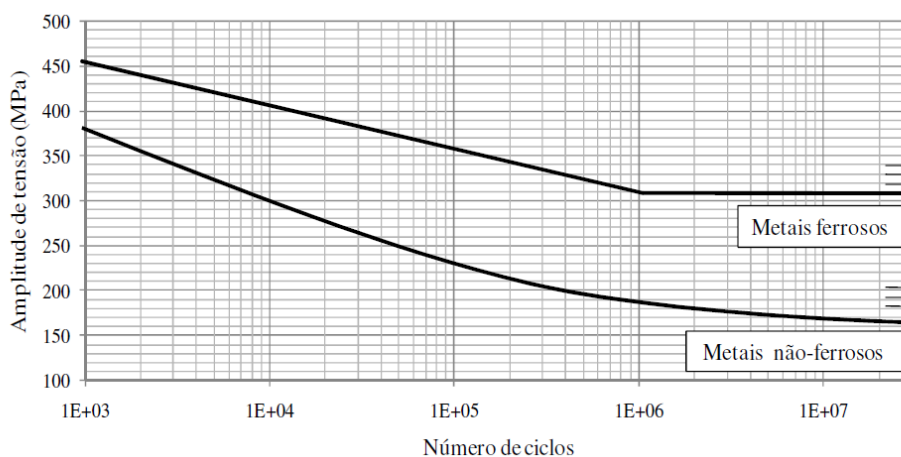


Figura 2.5. Curvas S-N típicas para metais ferrosos e não-ferrosos (Silva, 2009).

A resistência à fadiga é a tensão correspondente a uma vida específica de fadiga de alto ciclo. Os experimentos de resistência à fadiga têm como objetivo estimar a sua distribuição estatística e são muito usados na determinação do

limite de resistência à fadiga dos materiais

### 2.4.3 - O Efeito da Tensão Média

Em 1870, Wöhler (1870) enuncia uma lei geral para descrever o efeito do carregamento sobre a resistência a fadiga, nesse enunciado ele afirma que "Rupturas podem ser causadas, não só pela aplicação de cargas estáticas que ultrapassem a resistência mecânica do componente, mas também pela aplicação de esforços repetidos". Segundo Wöhler, quando a carga atua de forma repetida, a máxima carga que pode ser aplicada sobre o componente mecânico, depende da amplitude do esforço, conforme representado na Eq. (2.3).

$$\sigma_{\max} = f(\Delta\sigma) \quad (2.3)$$

Em 1873, Launhardt (1873) apresenta a relação descrita na Eq. (2.4) para descrever a dependência entre  $\sigma_{\max}$  e  $\Delta\sigma$ .

$$\sigma_{\max} = \left( \frac{S_{rt} - \sigma_0}{S_{rt} - \sigma_{\max}} \right) \cdot \Delta\sigma \quad (2.4)$$

onde  $S_{rt}$  é o limite de resistência a tração e  $\sigma_0$  é o valor de  $\sigma_{\max}$  que gera falha em ensaios de fadiga com  $R = 0$ .

Substituindo  $\Delta\sigma$  por  $\sigma_{\max} - \sigma_{\min}$  e manipulando a Eq. (2.4), chega-se facilmente a relação apresentada na Eq. (2.5)

$$\sigma_{\max} = S_{rt} + (S_{rt} - \sigma_0) \cdot R \quad (2.5)$$

Tal expressão é conhecida como *fórmula de Launhardt*. Por observação, pode-se verificar que a validade da Eq. (2.5) limita-se ao intervalo  $0 \leq R \leq 1$ . Em 1877, Weyrauch (1877) propõem uma nova formulação para a Eq. (2.5), escrevendo não mais em função de  $\sigma_0$ , mas em função de  $\sigma_{-1}$  (tensão máxima observada nos ensaios para  $R = -1$ ), conforme representação é apresentada na Eq. (2.6). Tal modificação torna-se interessante por possibilitar entender a faixa de validade da relação para o intervalo  $-1 \leq R \leq 0$ .

$$\sigma_{\max} = S_{rt} + (\sigma_0 - \sigma_{-1}) \cdot R \quad (2.6)$$

Essas duas expressões são conhecidas como fórmulas de Launhardt-Weyrauch e invariavelmente apresentam resultados muito conservativos.

Em 1885, Merriman (1885) argumentou que o fim dos pontos das equações propostas por Launhardt e Weyrauch deveriam ser ligados por uma curva suave. Com base nesta argumentação ele propôs a Eq. (2.7) para a utilização para fins

projeto.

$$\sigma_{\max} = \sigma_0 + \frac{S_{rt} - \sigma_{-1}}{2} \cdot R + \frac{S_{rt} - \sigma_{-1} + 2 \cdot \sigma_0}{2} \cdot R^2 \quad (2.7)$$

Em 1889, Fowler (1889) apresenta a seguinte fórmula para o dimensionamento de componentes de pontes:

$$\sigma_{\max} = \frac{S_y \cdot (1 + R)}{2} \quad (2.8)$$

onde  $S_y$  é a tensão de escoamento do material.

Johnson (1897) criticou a fórmula Weyrauch-Launhardt e propôs a utilização da Eq. (2.9) como sua substituta.

$$\sigma_{\max} = \frac{S_{rt}}{(2 - R)} \quad (2.9)$$

Rearranjando a expressão acima, pode-se mostrar que em termos de  $\sigma_{\min}$  e  $\Delta\sigma$  a fórmula de Weyrauch-Launhardt assume a seguinte forma:

$$\sigma_{\min} + 2 \cdot \Delta\sigma = S_{rt} \quad (2.9.1)$$

Que pode ainda ser reescrita como:

$$\sigma_a = \frac{S_{rt}}{3} \cdot \left( 1 - \frac{\sigma_m}{S_{rt}} \right) \quad (2.9.2)$$

ou como:

$$\sigma_{\max} = \frac{S_{rt}}{2} \cdot \left( 1 + \frac{\sigma_{\min}}{S_{rt}} \right) \quad (2.9.3)$$

Com base em uma linha de raciocínio diferente, Gerber usou os resultados experimentais de Wöhler na elaboração das especificações sobre as tensões admissíveis que poderiam ser aplicadas nos projetos de ponte ferroviária. Tais especificações foram aprovadas pelo Governo da Baviera em 1872 e publicado em 1874 (Gerber, 1874). Nesse trabalho, Gerber assume que os resultados experimentais de Wöhler podem ser representados pela parábola descrita pela Eq. (2.10).

$$\left( \frac{\sigma_{\min}}{S_{rt}} \right)^2 + \frac{1}{4} \cdot \left( \frac{\Delta\sigma}{S_{rt}} \right)^2 + \left( \frac{\sigma_{\min} \cdot \Delta\sigma}{S_{rt}^2} \right) + \left( \frac{\Delta\sigma}{S_{rt}} \right) \cdot f = S_{ar} \cdot k \quad (2.10)$$

onde  $f$  é uma constante de ajuste e  $S_{ar}$  é o limite de resistência à fadiga para a condição de carregamento reverso,  $R = -1$ , tal que a relação entre  $S_{ar}$  e a vida  $N_L$  pode ser descrita pela equação de Basquin, representada matematicamente pela



seguinte expressão:

$$S_{ar} = S'_{f_{R=1}} \cdot (2N_L)^{b_{R=1}} \quad (2.10.1)$$

Ressalta-se aqui que  $\sigma_{min}$  e  $\Delta\sigma$  foram as variáveis inicialmente utilizadas por Gerber, pois as mesmas correspondem correspondiam às cargas *vivas* (cargas dinâmicas devido ao vento e a passagem de veículos) e *mortas* (peso próprio) aplicadas em pontes. A mesma descrição fenomenologia descrita pela Eq. (2.10), após algumas simplificações, pode ser representada em termos das tensões média e alternada, por meio da Eq. (2.11).

$$\frac{\sigma_a}{S_{ar}} + \left( \frac{\sigma_m}{S_{rt}} \right)^2 = 1 \quad (2.11)$$

Em 1899, Goodman propôs que a máxima carga de segurança operacional que pode ser aplicada em uma estrutura seria determinada usando a *teoria dinâmica*. Tal teoria supõe que as cargas variantes são equivalentes às aplicadas repentinamente e, conseqüentemente, uma peça de material não irá romper com cargas repetidas, a menos que a tensão dinâmica equivalente não exceda a resistência estática do material. Segundo Goodman, se a teoria dinâmica fosse verdadeira "... então a tensão mínima (tomada como sendo a resultante da aplicação da carga *morta*), mais do dobro da gama de tensão (originada devido as cargas *vivas*) deveriam ser iguais à resistência estática do material, ou seja, deveria respeitar a Eq. (2.9.1). Goodman justifica a utilização da teoria dinâmica por achar que a mesma era fácil de lembrar e simples de usar, e dava resultados tão bons ou melhores do que as outras fórmulas de projeto disponíveis na época. A representação gráfica das condições de funcionamento seguro segundo a teoria dinâmica, definida pela Eq. (2.9.1), foi chamada de diagrama de Goodman por Gough (Gough, 1926) e Moore e Kommers (Moore, 1927).

A teoria dinâmica não era a época de Goodman uma idéia nova, quase uma década antes de Goodman, Fidler (1877) publicou uma derivação de tal teoria e propôs a sua utilização no projeto de pontes. Ele comparou os resultados dessa teoria com os dados experimentais obtidos por Wöhler, demonstrando a existência de uma boa aderência entre o modelo e os dados experimentais disponíveis. Nesse mesmo trabalho, Fidler ressalta que a utilização da fórmula de Launhardt-Weyrauch necessita da adição de um fator de segurança de modo que seja considerada a natureza dinâmica dos esforços, enquanto a dinâmica dessa

teoria não exigia um fator.

Em 1917, Haigh (1917) mostrou que, considerando níveis de vida constante, a relação entre os parâmetros que descrevem a história de carregamento e o comportamento de fadiga do material poderia ser expresso pela relação apresentada na Eq. (2.12).

$$\sigma_a = S_{ar} \cdot \left( 1 - \frac{\sigma_m}{S_{rt}} \right) \quad (2.12)$$

onde  $S_{ar}$  é o limite de resistência a fadiga sob condições de carregamento reverso. Esta equação é erroneamente conhecida como a *equação Goodman* e o diagrama que correlaciona os parâmetros de carregamento e de material segundo essa relação como o diagrama de Goodman.

Na Fig. (2.6) é ilustrado o comportamento dos modelos de Goodman e de Gerber para os dados de Wohler e visualizados no diagrama proposto por Gerber em 1874.

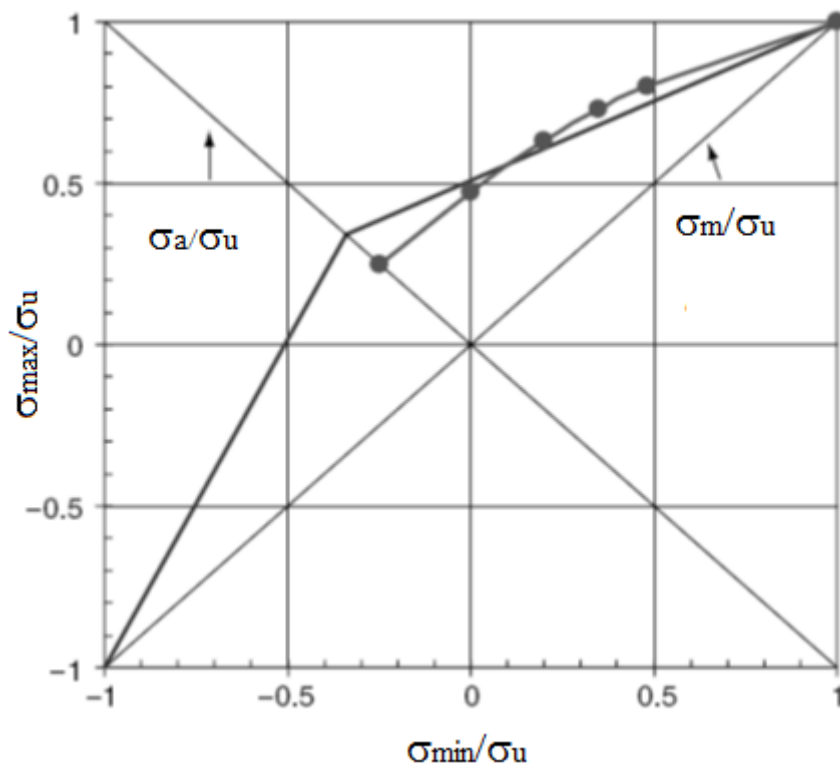


Figura 2.6 – Aderência das relações de Gerber e de Goodman para os dados de Wohler

Em 1923, Wilson e Haig propuseram a modificação do diagrama  $\sigma_a$  versus  $\sigma_m$ , incluindo a linha que define a condição de escoamento do material, ou seja, incluem a linha descrita pela Eq. (2.13)

$$\sigma_a + \sigma_m = S_y \quad (2.13)$$

como um limite de segurança adicional do *diagrama de Goodman*. O diagrama assim construído ficou conhecido como *diagrama de Goodman modificado*. De modo a simplificar a estrutura do *diagrama de Goodman modificado*, Soderberg (Soderberg, 1930) sugeriu a alteração da equação de Goodman, substituindo o termo associado ao limite de resistência à tração do material,  $S_{rt}$ , pelo limite de escoamento do material,  $S_y$ . Como consequência, a Eq. (2.12), assumirá a seguinte forma:

$$\sigma_a = S_{ar} \cdot \left( 1 - \frac{\sigma_m}{S_y} \right) \quad (2.14)$$

Na Fig. (2.7) é ilustrado a forma geral das relações de Goodman e de Gerber quando as mesmas são visualizadas utilizando-se o diagrama de Haig. Na Fig. (2.8) é apresentado de forma esquemática a relação de Goodman modificada quando a mesma é plotada no diagrama de Haig.

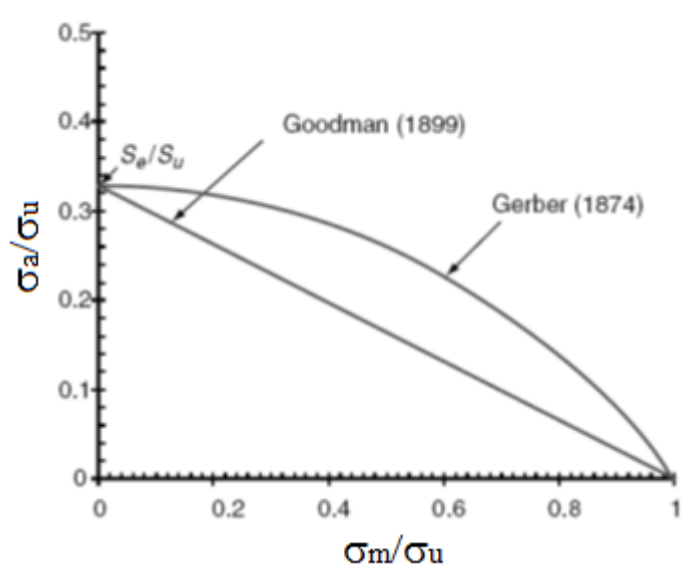


Figura 2.7 – Representação Esquemática das Relações de Goodman e Gerber quando as mesmas são plotadas no diagrama de Haigh.

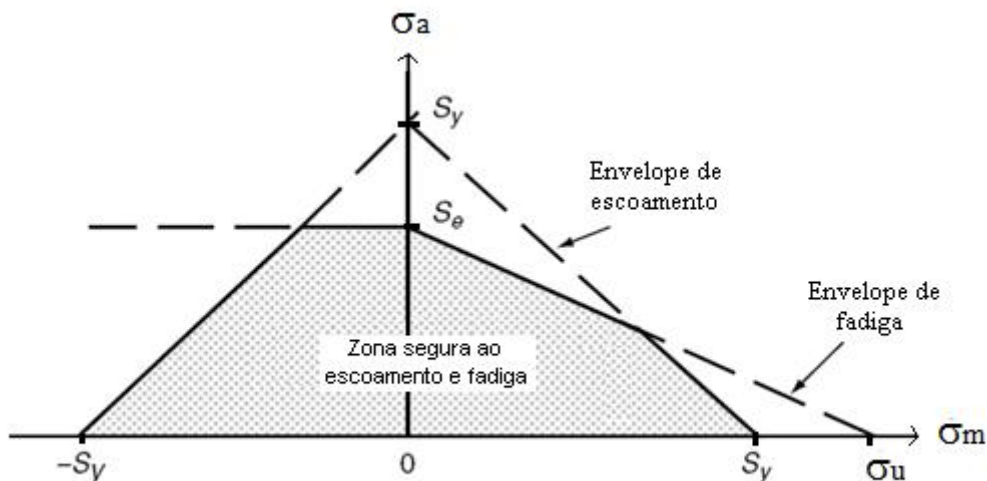


Figura 2.8 – Representação Esquemática das Relações de Goodman modificada quando plotada no diagrama de Haig.

Passaram-se aproximadamente 30 anos sem nada de novo em relação a modelagem de efeito da tensão média até que na década de 60 são propostos alguns modelos que apresentam melhorias em relação a modelos anteriores. Com um melhor controle dos ensaios de fadiga, pode-se verificar que as propriedades de fadigas monotônicas não são apropriadas para descrever a fadiga sob algumas condições específicas de carregamento. Em 1968 Morrow sugeriu que  $\sigma_{max}$  não poderia exceder o coeficiente de resistência a fadiga do material,  $S'_f$ , em uma reversão. Representado em um diagrama de vida constante, o modelo proposto por Morrow assume a forma da Eq. (2.15).

$$\sigma_a = S_{ar} \cdot \left(1 - \frac{\sigma_m}{S'_f}\right) \quad (2.15)$$

e a equação que correlaciona o par  $(\sigma_a, \sigma_m)$  à vida será expressa pela Eq (2.15.1).

$$\sigma_a = (S'_f - \sigma_m) \cdot (2N)^b \quad (2.15.1)$$

A diferença entre as relações de Goodman e de Morrow pode ser observada a partir do diagrama apresentado na Fig. (2.9). Nesse diagrama, o valor negativo do declive da linha é denominado como o fator sensibilidade a tensão média,  $M$ . Se o fator de  $M$  for conhecido, a equação para a correção da tensão média será expressa pela Eq. (2.15.2).

$$S_{ar} = \sigma_a + M \cdot \sigma_m \quad (2.15.2)$$

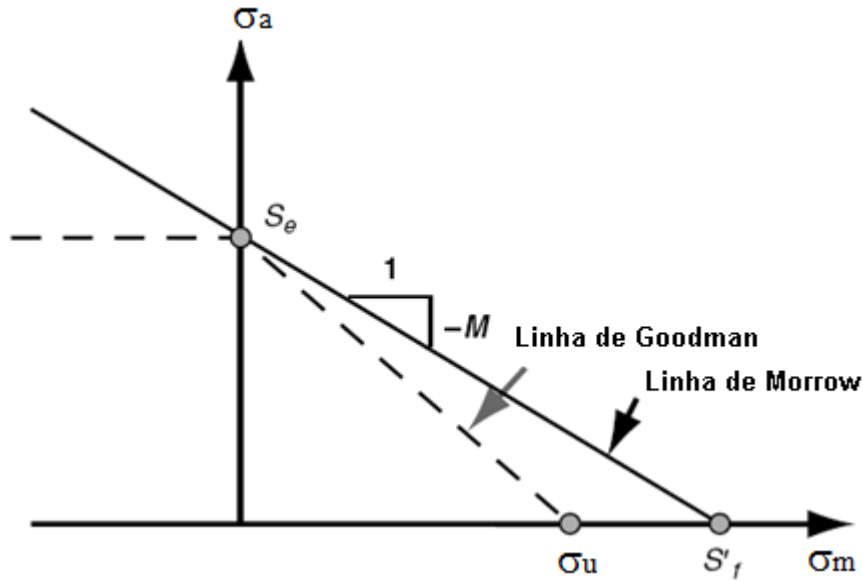


Figura 2.9 – Representação Esquemática das Relações de Goodman e de Morrow

Para níveis de tensão média relativamente elevadas, foi introduzido um modelo empírico baseado no conceito do fator de sensibilidade da tensão média. Sonsino e Radaj diferentes (Radaj e Sonsino, 1998) verificaram que o fator  $M$  pode variar em função dos níveis de tensão média. Por exemplo, para razões de carregamento variando entre  $-1$  e  $0$ ,  $M$  pode ser estimada por meio da Eq. (2.15.3).

$$M = \frac{S'_f|_{R=-1} - S'_f|_{R=0}}{S'_f|_{R=0}} \quad (2.15.3)$$

Para níveis de tensão média baixas e compressivas ( $-\infty < R < -1$ ), o fator de sensibilidade, denotado por  $M_2$ , poderá variar entre  $0$  a  $M$ . Já para níveis de tensão média elevados ( $0 \leq R \leq 1$  ou  $\sigma_m > \sigma_a$ ), o fator de sensibilidade, denotado por  $M_3$ , será da ordem de  $1/3$  de  $M$ . Tal comportamento é ilustrado na Fig. (2.10).

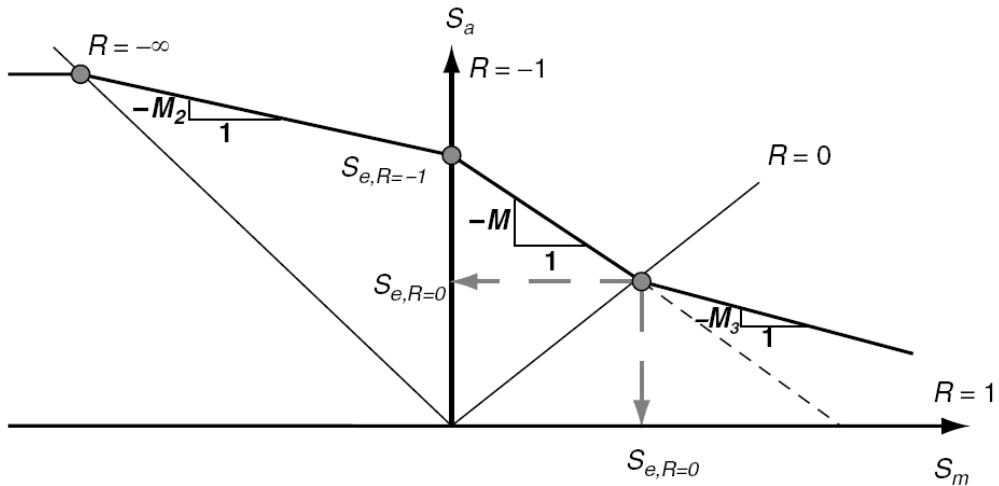


Figura 2.10 – Comportamento da Curva de Falha em Função do Fator de Sensibilidade a Tensão Média.

Baseando-se ainda em observações empíricas verifica-se que carregamentos com amplitudes de tensão relativamente baixas e tensões médias relativamente elevadas induzem o aparecimento da falha antes do previsto pelo uso do fator de sensibilidade a tensão média. Tal comportamento está descrito em Schutz (1968), que pode verificar com base em resultados experimentais que fator  $M$  aumenta com o aumento da tensão de resistência do material, conforme ilustrado na Fig. (2.11).

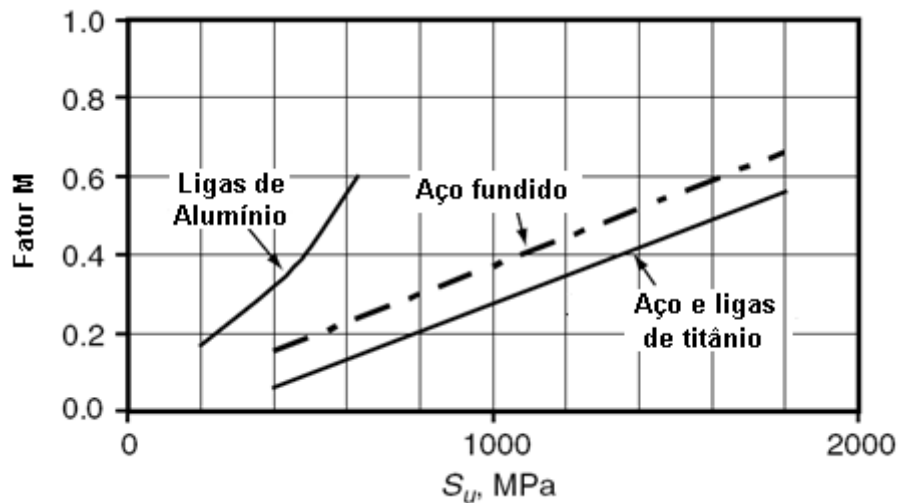


Figura 2.11 – Efeito da Resistência a Tração,  $S_u$ , sobre o Fator de Sensibilidade a Tensão Média,  $M$ .

A fim de contornar o problema da previsão de falha sob condições de carregamentos com amplitudes de tensão relativamente baixas e tensões médias relativamente elevadas é indicado o uso da relação proposta por Smith, Watson, e

Topper (SWT) (Smith et al., 1970). Nessa relação, a tensão equivalente ao limite de resistência à fadiga para a condição  $R = -1$ ,  $S_{ar}$ , podem ser expressas das seguintes formas:

$$S_{ar} = \sqrt{\sigma_{\max} \cdot \sigma_a} \quad (2.16.1)$$

$$S_{ar} = \sigma_{\max} \sqrt{\frac{1-R}{2}} \quad (2.16.2)$$

$$S_{ar} = \sigma_a \sqrt{\frac{2}{1-R}} \quad (2.16.3)$$

Ainda em 1970 Walker (1970) apresentou um critério muito parecido com de SWT, mas utilizando um fator  $\gamma$  que possibilita um ajuste da curva em relação aos dados experimentais, Eq. (2.17). O modelo de Walker se difere de SWT, pois possui um fator,  $\gamma$ , que permite ajustar a curva do critério aos dados experimentais. Note-se que quando  $\gamma = \frac{1}{2}$  o seu é exatamente igual ao modelo proposto por Smith-Watson-Topper.

$$S_{ar} = \sigma_{Max}^{1-\gamma} \cdot \sigma_a^\gamma \quad (2.17.1)$$

$$S_{ar} = \sigma_{\max} \cdot \left(\frac{1-R}{2}\right)^\gamma \quad (2.17.2)$$

$$S_{ar} = \sigma_a \cdot \left(\frac{2}{1-R}\right)^{1-\gamma} \quad (2.17.3)$$

Para tensões médias relativamente pequenas, as abordagens propostas o Smith, Watson e Topper (SWT) e de Morrow podem ser consideradas melhores do que a relação de Goodman. Em geral, o modelo SWT adere de forma muito satisfatória a dados experimentais de fadiga para a maioria dos metais estruturais e parece funcionar muito bem para ligas de alumínio. Na Fig. (2.12) é apresentado o comportamento da equação de Walker para diversos valores de  $\gamma$ .

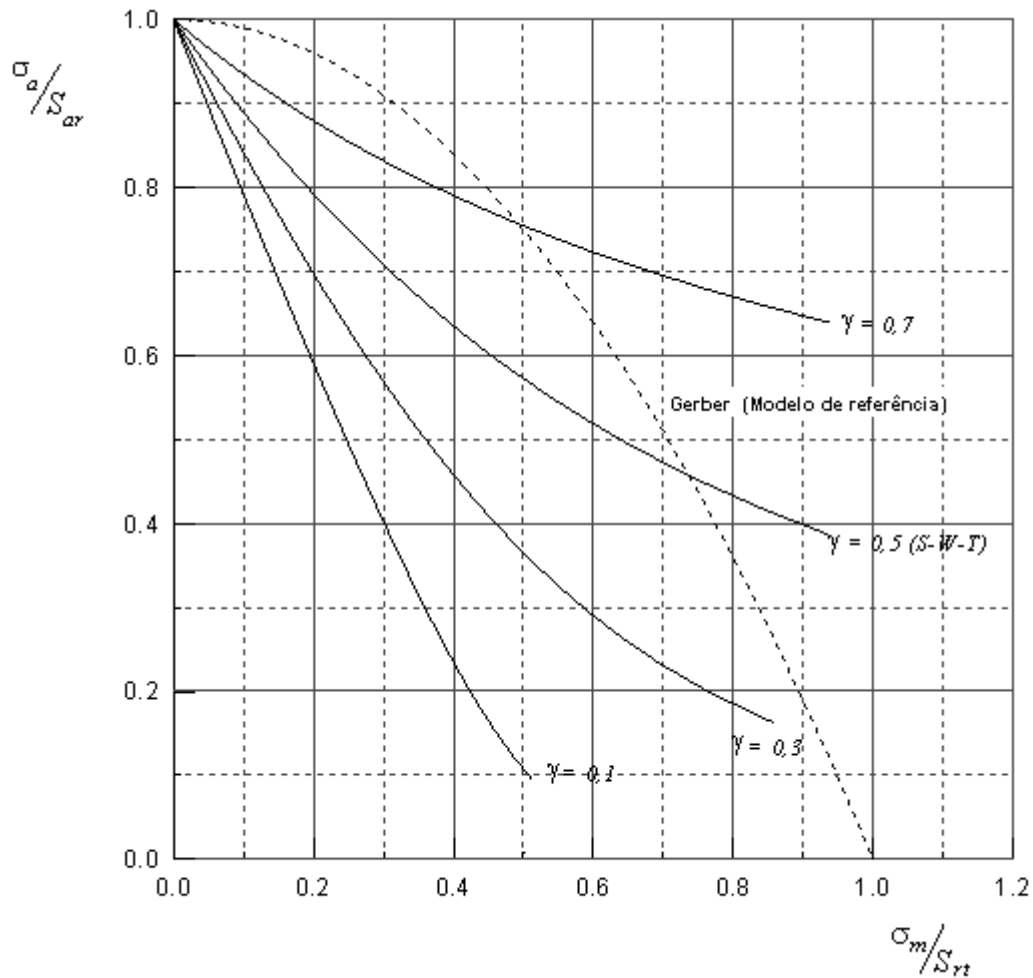


Figura 2.12 – Comportamento típico da Eq. de Walker para diversos valores de  $\gamma$ .

Também com base em considerações empíricas, Berkovits e Fang (1993) e mais recentemente Kwofie (2001) propuseram relações matemáticas generalizadas para descrever o efeito da tensão média sobre a resistência a fadiga. Tal modelo consiste na substituição da constante da equação de Basquin por uma função que dependerá da tensão média,  $\sigma_m$ , do limite de resistência à fadiga para a condição de carregamento reverso,  $S_{ar}$ , e de uma propriedade de resistência obtida por meio de um ensaio de tração,  $S_{rt}$  ou  $S_y$ . Assim, segundo esse modelo, a relação tensão vida será representada pela Eq. (2.18).

$$S_a = S'_{f_{R=1}} \cdot e^{\left(-\alpha \frac{\sigma_m}{S_{rt}}\right)} \cdot (N)^{b_{R=1}} \quad (2.18)$$

onde  $S'_{f_{R=1}}$  é o coeficiente de resistência a fadiga  $\alpha$  é um parâmetro que representa a sensibilidade do material a presença da tensão média. Segundo Kwofie, o valor desse parâmetro é da ordem de 1 - Se ele tende para zero, o material tende a apresentar insensibilidade a presença da tensão média,



enquanto que a se ele tende a ser maior do que 1 o material apresenta uma forte sensibilidade a presença da tensão média.

Escrevendo as equações (2.10.1) e (2.18) para uma determinada vida  $N_L$  e resolvendo o sistema resultante é possível mostrar sem muita dificuldade que a relação entre os parâmetros que controlam o efeito da tensão média serão relacionados pela Eq. (2.19).

$$\sigma_a = S_{ar} \cdot e^{\left(-\alpha \frac{\sigma_m}{S_{rt}}\right)} \quad (2.19)$$

Na Fig. (2.13) é apresentado o comportamento da equação de Kwofie para diversos valores de  $\alpha$ .

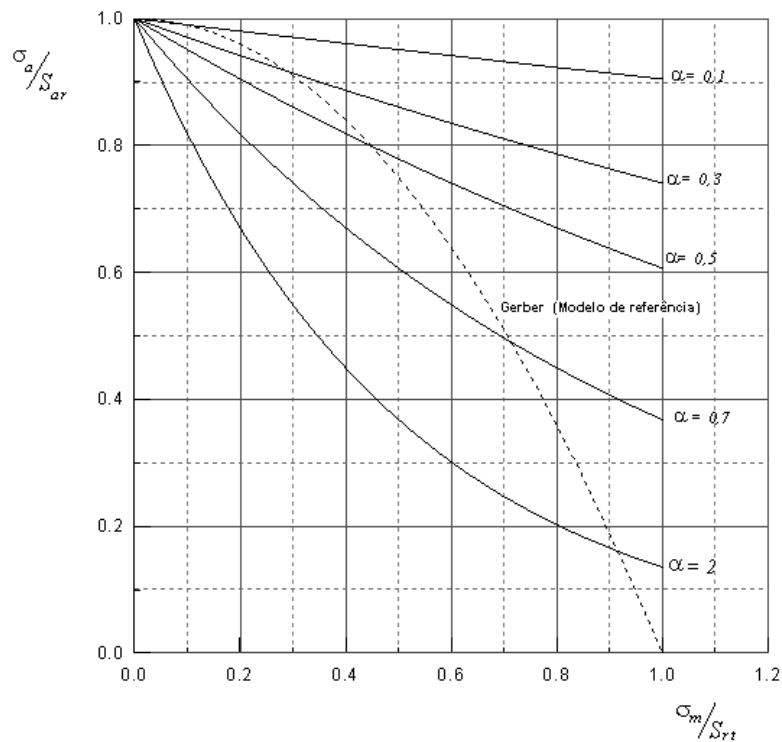


Figura 2.13 – Comportamento típico da Eq. de Kwofie para diversos valores de  $\alpha$ .

Expressa em termos de série de potências, a Eq. (2.19) poderá ser representada pela Eq. (2.19.1).

$$\sigma_a = S_{ar} \cdot e^{\left(-\alpha \frac{\sigma_m}{S_{rt}}\right)} \cong S_{ar} \cdot \sum_{i=0}^N \frac{1}{i!} \cdot \left(-\alpha \frac{\sigma_m}{S_{rt}}\right)^i \quad (2.19.1)$$

Admitindo que o argumento da função exponencial tende para zero,  $\alpha \frac{\sigma_m}{S_{rt}} \rightarrow 0$ , tem-se como consequência que os termos de ordem superior da Eq. (2.19.1)

convergirão rapidamente para zero. Assim, nessa condição específica, a Eq. (2.19) assumirá a seguinte forma:

$$\sigma_a \cong S_{ar} \cdot \left( 1 - \alpha \cdot \frac{\sigma_m}{S_{rt}} \right) \quad (2.19.2)$$

Dessa última expressão, pode-se verificar com facilidade que dependendo do valor de  $\alpha$ , o modelo generalizado descreverá alguns modelos clássicos apresentados na Tab.(2.2).

Tabela 2.2 – Soluções Particulares do Modelo Generalizado de Kwofie

Hipóteses	Equação Resultante	Modelo
$\alpha = 1$	$\frac{\sigma_a}{S_{ar}} + \frac{\sigma_m}{S_{rt}} = 1$	Goodman
$\alpha = 1$ $S_y$ controla o efeito da tensão média	$\frac{\sigma_a}{S_{ar}} + \frac{\sigma_m}{S_y} = 1$	Soderberg
$\alpha = f\left(\frac{\sigma_m}{S_{rt}}\right) = \frac{\sigma_m}{S_{rt}}$	$\frac{\sigma_a}{S_{ar}} + \left(\frac{\sigma_m}{S_y}\right)^2 = 1$	Gerber
$\alpha = f\left(\frac{\sigma_m}{S'_f}\right) = \frac{\sigma_m}{S'_f}$	$\frac{\sigma_a}{S_{ar}} + \left(\frac{\sigma_m}{S'_f}\right)^2 = 1$	Morrow
$\alpha = f(R, S_{rt}, \sigma_m) = -\frac{S_{rt}}{2 \cdot \sigma_m} \cdot \text{Ln}\left(\frac{1-R}{2}\right)$	$\sigma_a = S_{ar} \cdot \left(\frac{1-R}{2}\right)^{\frac{1}{2}}$	Smith-Watson-Topper
$\alpha = f(R, S_{rt}, \sigma_m) = -\frac{S_{rt}}{\gamma \cdot \sigma_m} \cdot \text{Ln}\left(\frac{1-R}{2}\right)$	$\sigma_a = S_{ar} \cdot \left(\frac{1-R}{2}\right)^\gamma$	Walker

### 3 - MECÂNICA DA FRATURA

A presença de uma trinca num componente veicular, numa máquina ou estrutura pode fragilizá-los de modo a ocasionar sua falha por fratura. Esse processo acontece mesmo quando tensões abaixo da tensão de escoamento são aplicadas, situação na qual falhas não seriam esperadas. Como exemplo, a Fig. (3.1) ilustra a falha ocorrida num tanque de armazenagem de propano, devido a presença de uma trinca pré-existente. Em situações nas quais trincas são difíceis de ser evitadas, a metodologia da Mecânica da Fratura (MF) pode ser utilizada para auxiliar a seleção de materiais assim como o projeto de componentes, minimizando a possibilidade de falhas catastróficas por fratura.

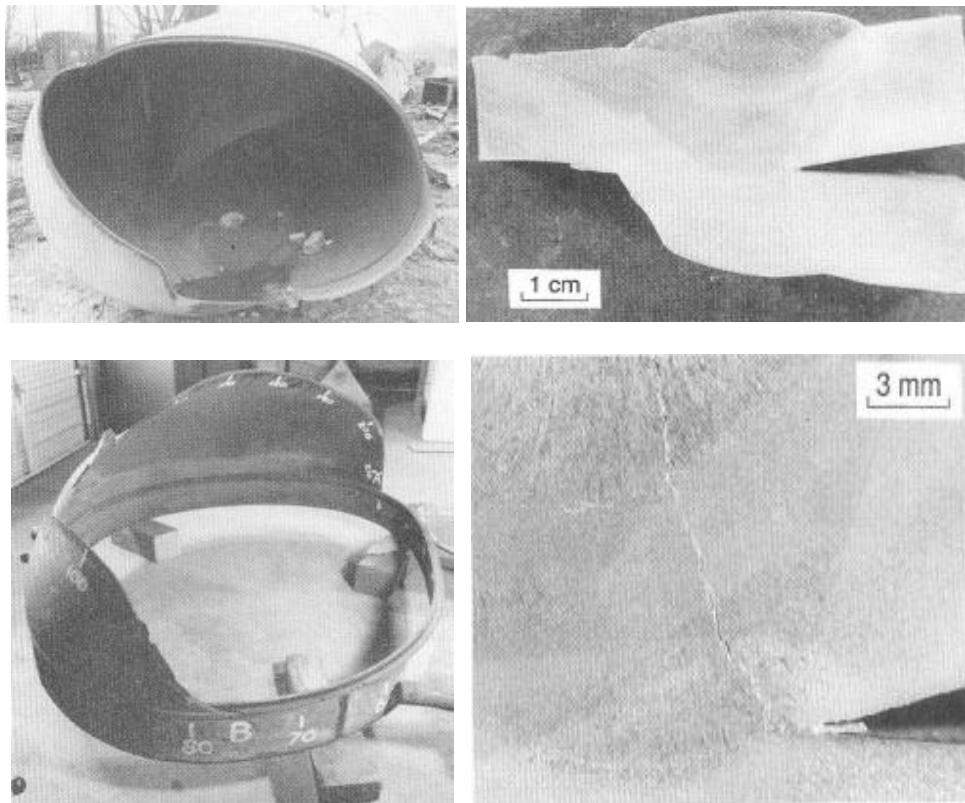


Figura 3.1- Tanque de propano que explodiu devido a uma trinca que se originou no cordão de solda.

Além das trincas propriamente ditas, outros tipos de defeitos cujos formatos se assemelham às trincas, devem ser tratados como se trincas fossem. Nesse contexto estão inseridos os vazios em soldas, inclusões de substâncias estranhas em materiais fundidos e forjados, entre outros. Como exemplo, a Fig. (3.2) ilustra uma trinca que se propagou na longarina da asa de um avião.

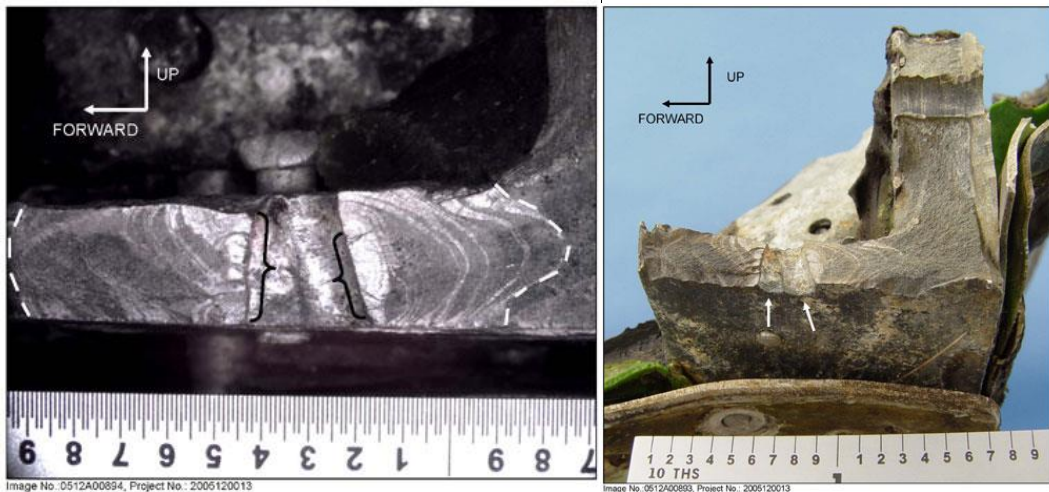


Figura 3.2- Trinca que se propagou numa longarina da asa de um avião. Fonte: <http://www.flightglobal.com/news/articles>

O estudo e a aplicação da Mecânica da Fratura tornam-se importantes à medida em que as trincas são mais frequentes do que imaginamos num primeiro momento. No ramo da aviação comercial, realizam-se inspeções periódicas para a detecção e reparo de trincas as quais também são frequentemente encontradas em estruturas de navios, pontes, vasos de pressão, tubulações e, principalmente, em plantas nucleares.

Até as décadas de 1950 e 1960 a análise de trincas em componentes de engenharia não era possível. Os projetos baseavam-se em testes de tração, compressão e flexão, além de considerar o material isento de nenhum defeito intrínseco. Em contrapartida, a Mecânica da Fratura fornece propriedades do material que podem ser relacionadas ao seu comportamento mecânico, permitindo assim, analisar a resistência e a vida de um componente na presença de trincas de formas e tamanhos diversos. Dessa forma, a Mecânica da Fratura fornece subsídios para a seleção de matérias e detalhes de projeto de modo a minimizar a possibilidade de falhas relacionadas à presença de trincas.

O uso efetivo da Mecânica da Fratura requer periódicas inspeções nos componentes, para tanto, utilizam-se de diversas metodologias dentre as quais podem-se destacar o ultrassom, o raio-x ou até mesmo uma simples inspeção visual por meio de lentes de aumento. Dependendo do tamanho da trinca encontrada, a peça deverá ser reparada ou até mesmo substituída (Dowling, 2007).

Dessa forma, sob a ótica da Mecânica da Fratura a tolerância ao dano é uma propriedade que uma estrutura possui de suportar a presença de um trinca

de maneira segura. A modelagem matemática para fazer esse tipo análise em estruturas com trincas é feita pela Mecânica da Fratura, que fornece os conceitos e equações necessárias para a determinação do crescimento da trinca e o quanto a estrutura pode suportar. Toda essa abordagem procura considerar o campo de tensões e deformações junto a defeitos em componentes (Dowling, 2007).

A MF pode ser dividida em Mecânica da Fratura Linear Elástica (MFLE) e Mecânica da Fratura Elasto-Plástica (MFEP). A MFLE provê excelentes resultados para materiais mais frágeis, como aços de alta resistência, vidro, concreto, entre outros. Já para materiais muito dúcteis, plastificação sempre irá preceder a fratura (Wang, 1996). Mesmo assim, em casos de cargas mais baixas e onde podem acontecer carregamentos cíclicos – fadiga – a MFLE tem uma boa aproximação aos casos reais.

O desenvolvimento e a aplicação da MF estão relacionados à ocorrência de inúmeros acidentes que envolveram perdas humanas e materiais. Por exemplo, em 1876, na cidade de *Ashtabula*, Michigan, uma ponte de ferro fundido desabou durante a passagem de um trem que transportava 159 pessoas, das quais 92 morreram. A Fig. (3.3) ilustra a ponte que falhou por fadiga.

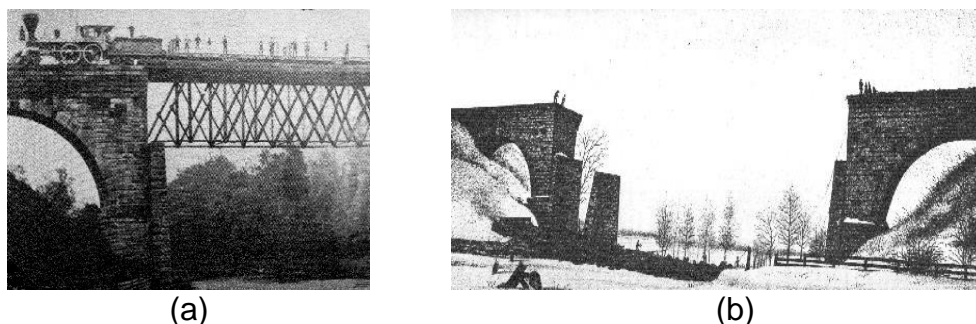


Figura 3.3- Ponte que desabou por fadiga em Ashtabula: (a) antes; (b) depois do acidente.

No inverno de 1919, na cidade de Boston, o tanque de ferro-fundido de uma destilaria de álcool com 9000000 litros de melaço se rompeu, gerando uma onda de 5 metros de altura que se propagou a uma velocidade de 56 km/h, provocando a morte de 21 pessoas e outras 150 feridas (Park, 1983). A empresa responsável foi obrigada a pagar o equivalente a 6,6 milhões de dólares atuais apenas em processos (Adams, 2004). A Fig.(3.4) ilustra o tanque que se rompeu devido a propagação de um trinca oriunda numa janela de inspeção.

Em 1944, na cidade de Cleveland, ocorreu a ruptura de um tanque de gás

natural liquefeito. Com a ruptura, houve a vaporização do gás que se incendiou, causando uma gigantesca bola de fogo. A Fig. (3.5) ilustra os destroços nas proximidades do tanque.



Figura 3.4 - Tanque de armazenagem de melão que se rompeu devido a propagação de um trinca a partir da janela de inspeção: (a) antes ; (b) depois.



Figura 3.5- Destroços nas proximidades do tanque de gás liquefeito em Cleveland, 1944.

Durante a 2<sup>a</sup> Guerra Mundial, quando os estaleiros norte-americanos estavam a todo vapor produzindo navios cargueiros para abastecer a Europa, dos 2500 navios *Liberty* fabricados, 145 se partiram e e aproximadamente 700 sofreram sérias avarias estruturais (Anderson, 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 Fig. (3.6) ilustra um navio *Liberty* partido ao meio. Tem-se início então as

primeiras investigações sistemáticas patrocinadas pela American Bureau of Shipping, onde conclui-se que a fratura catastrófica era relacionada a 3 fatores: má qualidade do aço, concentradores de tensão e soldas defeituosas. Surge, em 1947, primeira norma restritiva quanto a composição química dos aços empregados na construção naval.

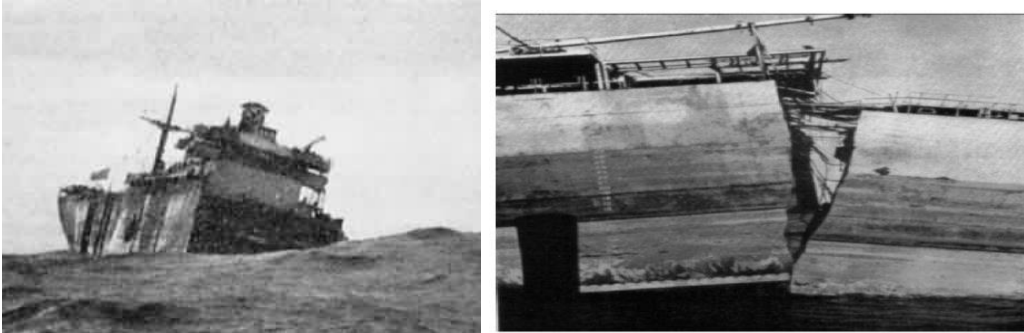


Figura 3.6- Navio *Liberty* em colapso estrutural.

Nos anos de 1953-54, 3 aviões Comets caíram. Ele foi o primeiro avião a jato comercial, introduzido em 1949 e colocado em operação em 1952. Posteriormente descobriu-se que as quedas ocorreram por propagação de trincas que se originaram nas proximidades dos cantos das janelas quadradas do avião e que se propagavam por fadiga causada pela pressurização/despressurização da cabine (Duncan, 1955). Após a descoberta, nenhum avião pressurizado usaria janelas sem cantos arredondados. A Fig. (3.7) ilustra a falha ocorrida no avião Comet I.

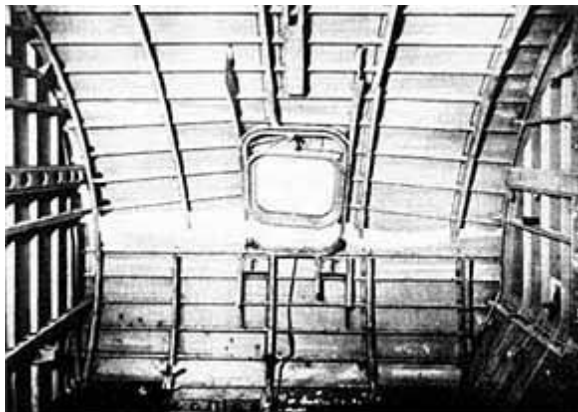


Figura 3.7- Falha encontrada no avião Comet I.

No contexto da aviação militar, podem ser citados o caso do caça F-111 que perdeu a asa durante o vôo após apenas cem horas de operação e os acidentes do mísseis Polaris.

### 3.1 - 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 Fig. (3.8) e o crescimento dessas microcavidades (coalescimento) é que provocará a ruptura.

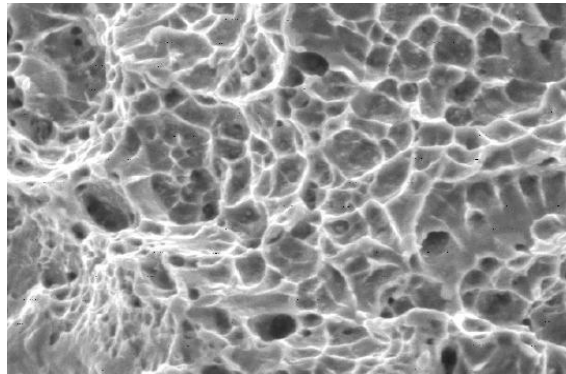


Figura 3.8- Microcavidades na seção de ruptura (fonte: ASM Metals Handbook- Fractography, 1987).

- Fratura frágil: ocorre pouca deformação do material, envolvendo a separação dos planos cristalinos, esse tipo de fratura é mostrado na Fig. (3.9);

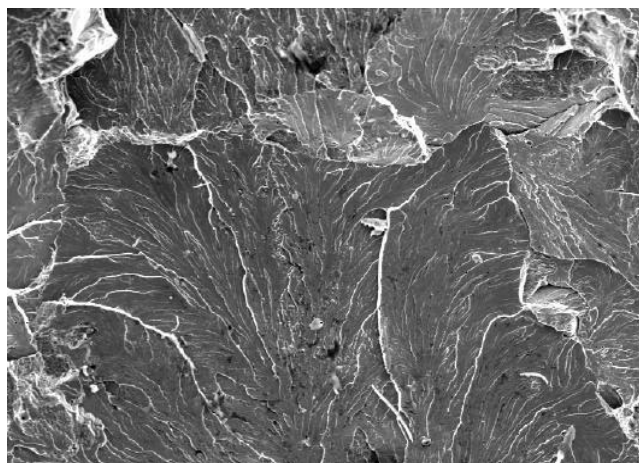


Figura 3.9- Facetas de clivagem, indicando o sentido de propagação da trinca (fonte: ASM Metals Handbook- Fractography, 1987).



- Fratura intergranular: ocorre a separação do material ao longo dos contornos de grão, mostrada na Fig. (3.10) E esse mecanismo é extremamente frágil, facilitado pela presença de grãos grosseiros.

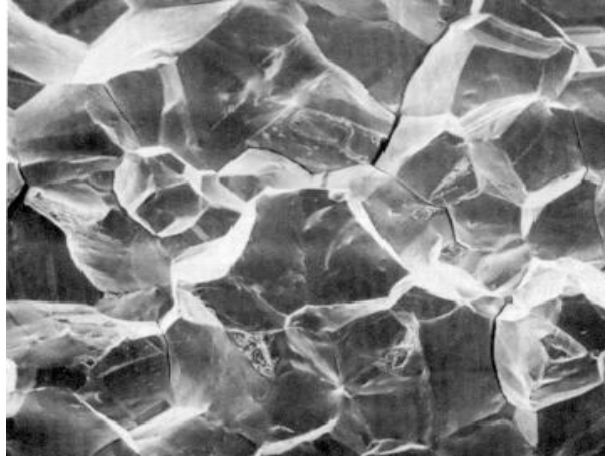


Figura 3.10- Mecanismo de separação intergranular (fonte: ASM Metals Handbook- Fractography, 1987).

### 3.2 - ASPECTOS HISTÓRICOS DA MECÂNICA DA FRATURA

Logo abaixo são enumerados diversos acontecimentos que contribuíram para o desenvolvimento da mecânica da fratura, e ajudaram a consolidá-la como uma nova área de estudo.

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 e Goodier, 1970).

2. Enquanto investigava falhas inesperadas em navios, Inglis (Inglis, 1913) estendeu a solução do problema de concentração em uma placa plana com furo circular para o caso de um furo elíptico.

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 (Gordon, 1988), 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.

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 (Westergaard, 1939) formulou uma expressão para o campo de tensões próximo da zona da trinca.

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 idéias 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 subseqüentemente 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 (Wells,

1961), 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.

9. Erdogan e Sih nos anos 60 introduziram o primeiro modelo para propagação de trinca em diferentes modos.

10. Outros avanços foram feitos subseqüentemente 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.

### 3.3 - CONCENTRADORES DE TENSÕES

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 (3.11) 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 semi-eixo 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.

O efeito mais notável da presença do furo é a influencia sobre a tensão  $\sigma_y$ , paralela a  $S$ . Analisando ao longo do eixo  $x$  na Figura (3.11 (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 Eq.(3.1).

$$\sigma_y = S \left( 1 + 2 \frac{c}{d} \right) = S \left( 1 + 2 \sqrt{\frac{c}{\rho}} \right) \quad (3.1)$$

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 semi-eixo secundário  $d$  tenda á zero, de modo que o raio do entalhe também tenda á zero, aproxima-se de uma trinca idealizada.

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 á presença de uma trinca, de modo que a tensão infinita prevista teoricamente se reduz a um valor finito. Isso é ilustrado na Figura (3.12). 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.

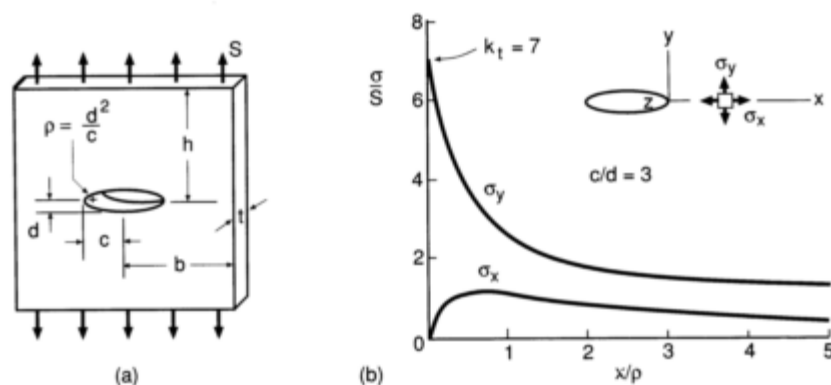


Figura 3.11- (a) Furo elíptico em placa sob tensão remota uniforme.(b) Distribuição de tensão ao longo do eixo x nas proximidades de furo (Dowling, 2007).

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.

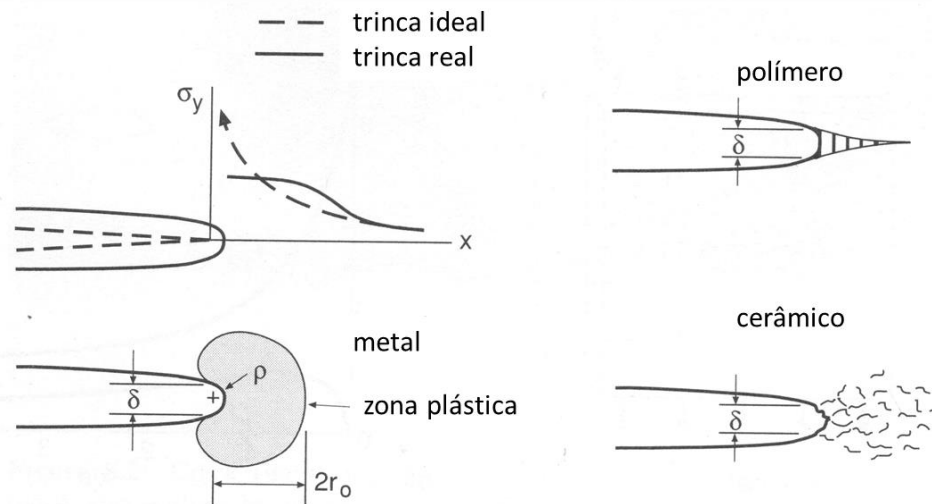


Figura 3.12- Frentes de trincas em diferentes tipos materiais (Dowling, 2007).

### 3.4 - 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 (3.13). 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 (rasgamento), 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).

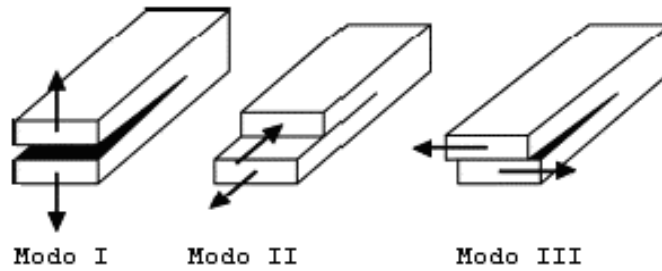


Figura 3.13 – Diferentes modos de abertura em uma trinca (Mandai, 2010).

### 3.5 - FATOR DE INTENSIDADE DE TENSÃO

O fator de intensidade de tensão,  $K$ , caracteriza a magnitude ou ainda a severidade das tensões existentes na frente de trinca para um material linear elástico e isotrópico. A Figura (3.14) ilustra o sistema de coordenadas que descreve o campo de tensões nas proximidades da frente de trinca. As coordenadas polares  $r$  e  $\theta$  são projetadas sobre o plano x-y, que é normal ao plano da trinca enquanto a direção z é paralela á frente da trinca. Nas situações em que ocorre o MODO I de propagação, as tensões nessa região podem ser descritas pelas equações abaixo.

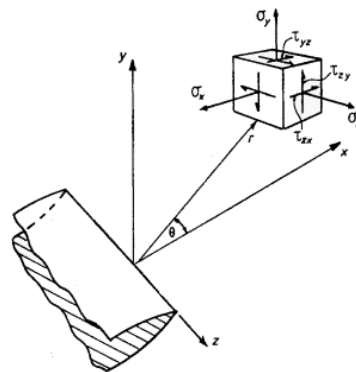


Figura 3.14 – Sistema de coordenadas polares no plano x-y para uma região próxima á ponta da trinca (Mandai, 2010).

$$\sigma_x = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi}} \cos \frac{\theta}{2} \left( 1 - \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right) - \frac{K_I}{\sqrt{2\pi}} \left( \frac{\rho}{2r} \right) \cos \frac{3\theta}{2} \quad (3.2)$$

$$\sigma_y = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi}} \cos \frac{\theta}{2} \left( 1 + \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right) + \frac{K_I}{\sqrt{2\pi}} \left( \frac{\rho}{2r} \right) \cos \frac{3\theta}{2} \quad (3.3)$$

$$\tau_{xy} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi}} \sin \frac{\theta}{2} \cos \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2} - \frac{K_I}{\sqrt{2\pi}} \left( \frac{\rho}{2r} \right) \sin \frac{3\theta}{2} \quad (3.4)$$

$$\sigma_z = 0 \quad EPT \quad (3.5)$$

$$\sigma_z = \vartheta(\sigma_x + \sigma_y) \quad EPD \quad (3.6)$$

$$\tau_{yz} = \tau_{zx} = 0 \quad (3.7)$$

Essas equações são baseadas na teoria da elasticidade linear e elas descrevem o campo de tensões nas proximidades da ponta da trinca, tais soluções foram propostas por Westergaard em 1939. A partir dessas equações pode-se inferir que as tensões aumentam rapidamente nas proximidades da trinca.

As componentes não-nulas nas Eqs. (3.2), (3.3) e (3.4) se aproximam de infinito na medida em que  $r$  se aproxima de zero, como mostra a Figura (3.15). Isso é causado especificamente devido às tensões serem proporcionais ao inverso de  $\sqrt{r}$ . Portanto, existe uma singularidade matemática na ponta da trinca, assim nenhum valor de tensão na ponta da trinca pode ser previsto por estas equações. Verifica-se também que todas as componentes não nulas das Eqs. (3.2), (3.3) e (3.4) são proporcionais à quantidade  $K_I$ , e os fatores restantes simplesmente dão a variação com  $r$  e  $\theta$ . Assim, a magnitude do campo de tensões próximo à ponta da trinca pode ser caracterizada pelo valor do fator  $K_I$ . Esse fator é uma medida da severidade da trinca. Sua definição em um senso matemático formal é:

$$K_I = \lim_{r, \theta \rightarrow 0} (\sigma_y \sqrt{2\pi r}) \quad (3.8)$$

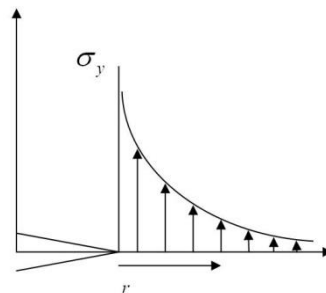


Figura 3.15 – Distribuição da tensão na região da trinca (Mandai, 2010).

Porém, na prática os materiais (principalmente metais) possuem uma tensão de escoamento acima da qual eles se deformam plasticamente. Isso significa que sempre haverá uma região ao redor da ponta da trinca onde a deformação plástica ocorrerá, implicando que a singularidade no campo de tensões não ocorrerá (Mandai, 2010).

### **3.6 - TENACIDADE À FRATURA**

A tenacidade à fratura,  $K_{IC}$ , de um material pode ser considerada como uma propriedade que caracteriza sua resistência ao crescimento de uma trinca, ou seja, a quantidade de energia que o material pode absorver até o momento da falha. Esta propriedade é uma maneira quantitativa de expressar a resistência à fratura frágil de um material quando uma trinca está presente. A fratura irá ocorrer quando as tensões na ponta da trinca superarem as tensões que o material pode suportar, ou seja, quando o valor de  $K$  (fator de intensidade de tensões) superar o valor de  $K_{IC}$ . Valores baixos de tenacidade à fratura costumam ocorrer em materiais frágeis, enquanto que valores altos de tenacidade à fratura ocorrem em materiais dúcteis.

O valor de  $K_{IC}$  também é conhecido como tenacidade à fratura, tipicamente obtido sob condições de estado plano de deformações. O mesmo valor de  $K_{IC}$  pode ser obtido testando corpos de prova de um mesmo material, porém com diferentes geometrias e sob combinações críticas de tamanhos e formas de trinca. Essa é uma característica que define a universalidade das equações para o estado de tensões na ponta da trinca, como mostrado na seção (3.5), que podem ser aplicadas a qualquer tipo de entalhe (Mandai, 2010).

### **3.7 - MECÂNICA DA FRATURA LINEAR ELÁSTICA**

A MFLE normalmente é utilizada em situações em que a fratura ocorre ainda no regime linear-elástico. Isto pode ocorrer para ligas de altíssima resistência mecânica ou mesmo em ligas com resistência moderada desde que empregadas em uma espessura de dimensão razoável. É a espessura que ditará se o regime é o estado plano de deformação (estado triaxial de tensões) em que a mecânica da fratura linear-elástica é aplicável, ou o estado plano de tensão (estado biaxial de tensões) em que a mecânica da fratura elasto-plástica é



aplicável.

A MFLE pode ser empregada com sucesso à medida que a zona plástica for pequena em relação ao tamanho da trinca e das dimensões da estrutura que a contém. O sucesso da MFLE em estabelecer um tamanho de trinca crítico, desenvolvido teoricamente e comprovado na prática, fica restrito para casos em que não há uma deformação plástica apreciável acompanhando a fratura. É importante ressaltar ainda que tanto a espessura como o comprimento da trinca devem obedecer a uma relação para que o estado plano de deformações seja considerado (ASTM E399). Tal relação é a seguinte:

$$B, a, (W - a) \geq 2.5 \left( \frac{K_{IC}}{S_y} \right)^2 \quad (3.9)$$

Onde  $B$  é a espessura,  $a$  é o comprimento da trinca,  $W$  é a largura do espécime,  $K_{IC}$  é o valor de tenacidade à fratura do material e  $S_y$  é o valor da tensão de escoamento do mesmo.

Ao ocorrer o fraturamento de um corpo, para alguns tipos de materiais, sempre há uma região plastificada na ponta da fissura. Apesar disso, em muitas vezes a existência dessa plastificação pode ser negligenciada sem prejudicar a simulação do comportamento da fissura, quando esta tem dimensão pequena em relação à região  $K$  dominante. Nesses casos, é possível aplicar a mecânica da fratura linear elástica. Nos casos em que estas condições não se verificam, é preciso considerar a plastificação, aplicando-se então os conceitos da mecânica da fratura elasto-plástica (Mandai, 2010).

### 3.7.1 - Zona Plástica

Como visto na solução do campo de tensões para a região da ponta de trinca mostrada na Eq. (3.3), foi mostrado que matematicamente sempre existirá uma singularidade nessa região. Porém, em um caso prático, quando submetidos a uma tensão acima da tensão de escoamento os metais tendem a escoar, o que provoca uma deformação plástica na região. E como discutido anteriormente, sempre haverá uma região próxima da ponta da trinca onde o material se deformará plasticamente e a tensão nunca alcançará o infinito. O caso de tensões infinitas na ponta da trinca é válido apenas do ponto de vista da teoria da

elasticidade, pois a Lei de Hooke não impõe limitações para tensões e deformações (Broek, 1988).

Considerando o interior de uma geometria onde exista o caso de estado plano de deformação, sempre haverá o caso de estado plano de tensões em sua superfície. Com a existência do estado plano de deformações no interior da geometria, a tensão  $\sigma_3$  aumentará gradualmente de zero (na superfície) até o valor do estado plano de deformações no interior (Dixon, 1965) como visto na Fig. (3.16). Conseqüentemente, a zona plástica diminui gradualmente do tamanho do estado plano de tensões na superfície até o tamanho do estado plano de deformações no interior da geometria.

O estado de tensões influencia o tamanho da zona plástica, por outro lado, o tamanho da zona plástica influencia o estado de tensões. A ocorrência do estado plano de deformação implica que a deformação plástica só vai ocorrer quando o nível de tensões exceder em muito a tensão de escoamento.

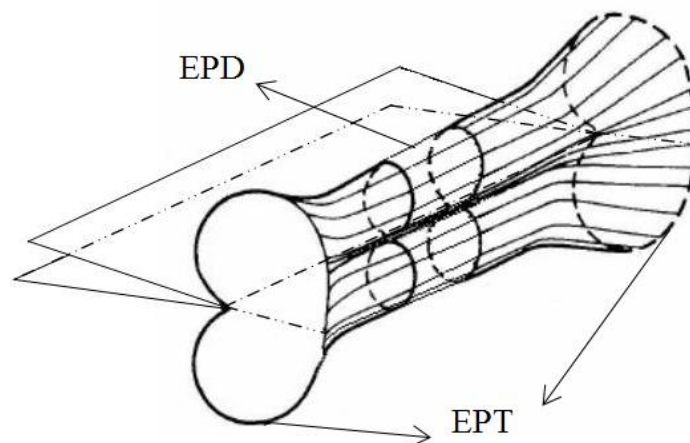


Figura 3.16. Esquema tridimensional da região da zona plástica (Mandai, 2010).

Para uma abordagem mais acurada a respeito do formato da zona de plastificação na ponta da trinca deve-se impor um critério de escoamento do material, podendo ser o critério de Von Mises ou de Tresca. Adotando-se o critério de Von Mises, tem-se:

$$(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2 = 2s_y^2 \quad (3.10)$$

Onde  $S_y$  é a tensão de escoamento no caso uniaxial. No plano onde  $\theta = 0^\circ$  e na condição  $r > 0$  as tensões principais  $\sigma_1$  e  $\sigma_2$  são iguais e atuam nas direções X e Y, como mostrado na Fig. (3.14). Assim, a fronteira que define a zona plástica como função de  $\theta$  é obtida substituindo-se as equações que definem o campo de tensões na ponta da trinca na equação de Von Mises (3.10).

$$\frac{K^2}{2\pi r} \left[ \frac{3}{2} \sin^2 \theta + (1 - 2\vartheta)^2 (1 + \cos \theta) \right] = 2S_y^2 \text{ EPD} \quad (3.11)$$

$$\frac{K^2}{2\pi r} \left[ 1 + \frac{3}{2} \sin^2 \theta + \cos \theta \right] = 2S_y^2 \text{ EPT} \quad (3.12)$$

Portanto, o raio da zona plástica em função de  $\theta$  pode ser escrita como:

$$r_p(\theta) = \frac{K^2}{4\pi S_y} \left[ \frac{3}{2} \sin^2 \theta + (1 - 2\vartheta)^2 (1 + \cos \theta) \right] \text{ EPD} \quad (3.13)$$

$$r_p(\theta) = \frac{K^2}{4\pi S_y} \left[ 1 + \frac{3}{2} \sin^2 \theta + \cos \theta \right] \text{ EPT} \quad (3.14)$$

A região que define as zonas plásticas para o estado plano de tensões e estado plano de deformações pode então ser plotada partindo-se das Eqs. (3.13) e (3.14) e assim define-se o tamanho da zona plástica para o caso em questão.

A relação entre o raio da região da zona plástica com a espessura ( $r_p/B$ ) é um importante fator para a condição do estado de tensões na ponta da trinca. O estado plano de tensões prevalecerá caso o tamanho da zona plástica seja da mesma ordem da espessura da geometria (Broek, 1982). Essa relação  $r_p/B$  deve ser apreciavelmente menor que um valor unitário para que o estado plano de deformações prevaleça por toda espessura da placa. Experimentalmente foi visto que o comportamento da trinca se comporta no estado plano de deformações se  $r_p/B$  for da ordem de 0.025 (Broek, 1982). Foi visto também que a espessura afeta diretamente no estado de tensões na ponta da trinca, para manter o estado plano de deformações ao longo da maior parte da região da trinca a espessura da geometria deve ser suficientemente larga.

### 3.8 - 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.

Um mecanismo para crescimento de trincas por fadiga é mostrado na Fig. (3.17) 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.

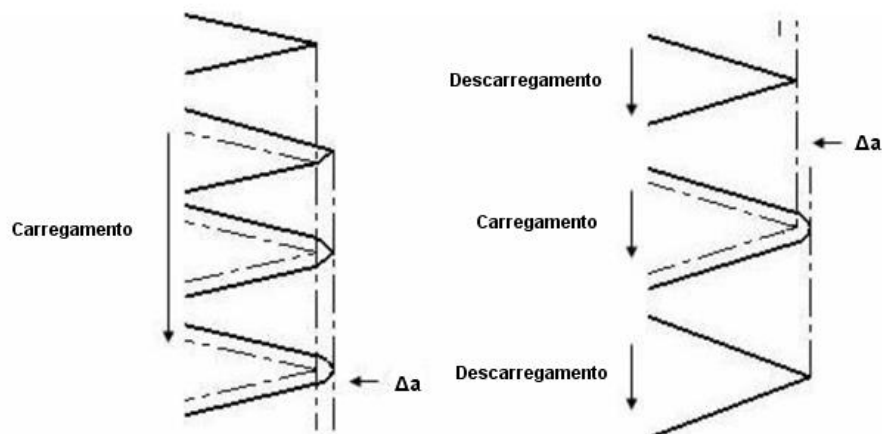


Figura 3.17. Crescimento de trincas por fadiga (Mandai, 2010).

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 (Broek, 1988). 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.

A preocupação principal a cerca 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  $R = \sigma_{min}/\sigma_{máx.}$  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, temos que a taxa de crescimento da trinca pode ser escrita como uma função de  $\Delta K$  e de  $a$ .

$$\frac{da}{dN} = f(\Delta K, a) \quad (3.15)$$

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

$$\frac{da}{dN} = A(\Delta K)^m \quad (3.16)$$

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.

### 3.8.1 - Diagrama para o crescimento de Trincas por Fadiga

Na Fig. (3.18) mostrada a seguir, é apresentado um diagrama esquemático representando o comportamento detalhado para o crescimento de trincas.

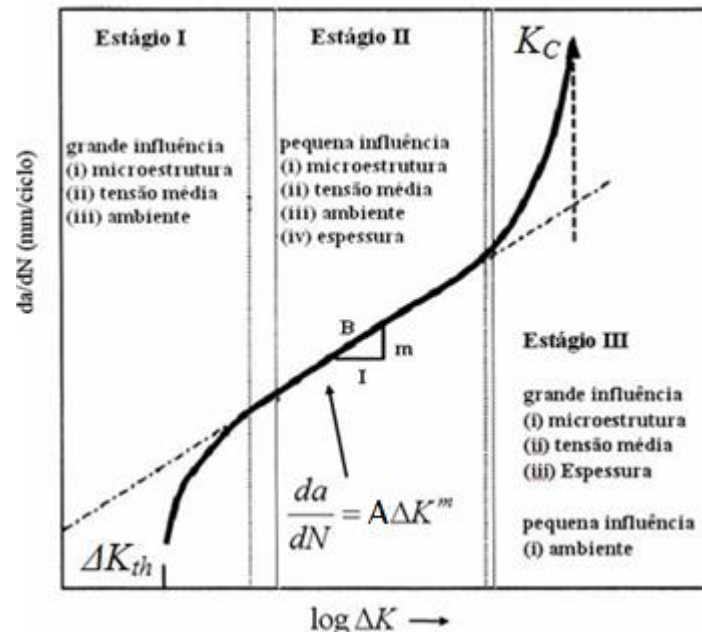


Figura 3.18. Curva  $da/dN$  esquemática (Mandai, 2010).

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  $da/dN$  temos que:

**Estádio 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 Eq. (3.15) que depois das operações algébricas necessárias resultará na Eq. (3.17).

$$N = \int_{a_i}^{a_f} \frac{da}{f(\Delta K, a)} \quad (3.17)$$

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 Eq. (3.16) 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 crítica onde ocorre o  $K_{máx}$  é dado pela seguinte equação:

$$a_c = \frac{1}{\pi} \left( \frac{K_c}{F \sigma_{máx}} \right)^2 \quad (3.18)$$

### 3.8.2 - Influência da Razão de Carregamento sobre o Comportamento da Curva $da/dN$ versus $\Delta K$ e do Parâmetro $\Delta K_{th}$

A influência da razão de carregamento sobre o fator de intensidade de tensões limiar tem sido estudada por diversos pesquisadores nas últimas décadas (Ostash et al, 2010; Noroozi et al, 2007; Kujawski e Dinda, 2004; Boyce e Ritchie, 2001; Kardomiatias e Carlson, 1998). Até o final dos anos 60, imaginava-se que a curva  $da/dN$  era basicamente função de  $\Delta K$ , porém, existem outros fatores que influenciam na curva e que por vezes são negligenciados. Experimentalmente foi constatado que a taxa de carregamento,  $R$ , pode afetar o comportamento do crescimento da trinca para diversos tipos de materiais, ou seja: Um aumento em  $R$  causa um aumento na taxa de crescimento da trinca para um dado  $\Delta K$ , tal efeito é mais evidente em materiais frágeis. Por outro lado, a variação de  $R$  para materiais dúcteis não apresenta grande influência na região intermediária da curva  $da/dN$  versus  $\Delta K$  (Dowling, 2007).

Somente no início da década de 70 constatou-se que o efeito da razão de carregamento  $R$  possui relevante importância no fenômeno conhecido como fechamento de trinca, descoberto por Elber em meados de 1970 (Elber, 1971). Ele descobriu que as trincas por fadiga “fecham” durante parte do carregamento cíclico, isso ocorre devido a uma deformação plástica residual no momento em que o crescimento da trinca se inicia. A deformação plástica residual é resultado do carregamento cíclico necessário para se obter a trinca por fadiga. No momento que é aplicado o carregamento uma zona plástica monotônica é criada, e durante o descarregamento permanece uma zona plástica que é aproximadamente  $\frac{1}{4}$  da zona plástica monotônica. Essa zona plástica menor dá origem à zona plástica residual. A Fig. (3.19) mostra o rastro de deformação plástica residual deixada pela trinca à medida que ela vai crescendo.

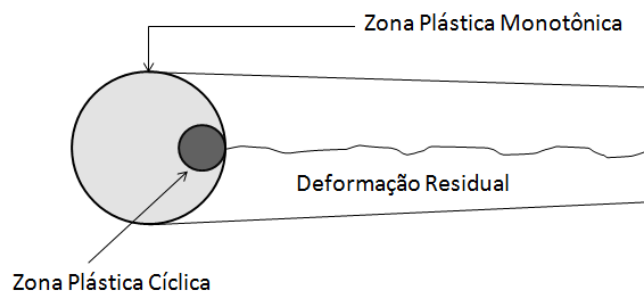


Figura 3.19. Zona de Deformação Plástica na Ponta da Trinca (Mandai, 2010).



Esse conceito de fechamento da trinca baseia-se em um novo parâmetro chamado de fator intensidade de tensão efetiva,  $\Delta K_{eff}$ , definido originalmente por Elber pela Eq. (3.19).

$$\Delta K_{eff} = K_{Max} - K_{Op} \quad (3.19)$$

onde  $K_{max}$  é o valor máximo do fator intensidade de tensões, calculado com base na carga máxima aplicada sobre o componente,  $P_{max}$ , e  $K_{op}$  é o valor do fator intensidade de tensão associado à carga de abertura,  $P_{op}$ . Na seção X.2 da norma ASTM E 647 discute-se de forma detalhada os procedimentos necessários para a medição de  $P_{op}$  durante a realização dos ensaios de propagação.

Além de  $K_{op}$ , também pode ser utilizado o parâmetro  $K_{Cl}$ , que representa o fator de intensidade de tensão associado a carga de fechamento da trinca durante o descarregamento,  $P_{Cl}$ . (Liaw et al., 1982; Suresh, 1982; Packiaraj, 1994, Baptista et al, 2012). Assim, reescrevendo a Eq. (3.19) considerando esse novo parâmetro resultará na Eq. (3.20).

$$\Delta K_{eff} = K_{Max} - Sup(K_{Op}, K_{Cl}, K_{Min}) \quad (3.20)$$

onde a função  $Sup$  representa o maior valor entre as três de ensaio, respectivamente: abertura da trinca, fechamento da trinca e carga mínima (observadas a cada ciclo de carregamento). Por questões de simplicidade e de padronização do ensaio, é mais razoável utilizar-se o valor de  $K_{Op}$ , em especial pelo fato da diferença entre  $K_{Op}$  e  $K_{Cl}$  ser geralmente pequena e as vezes até insignificante (Blom, 1985, Apud Singh, 2010).

Ainda de acordo com Elber (Elber, 1971) os valores de  $\Delta K_{eff}$  e  $\Delta K$  relacionam-se segundo a equação abaixo:

$$U = \frac{\Delta K_{eff}}{\Delta K} \quad (3.21)$$

onde  $U$  é denominado razão de intensidade de tensões ou razão de fechamento.

Na Fig. (3.20), apresenta-se de forma ilustrativa o comportamento da razão de fechamento em função da razão de carregamento para dois materiais utilizados de forma intensiva em projetos de engenharia.

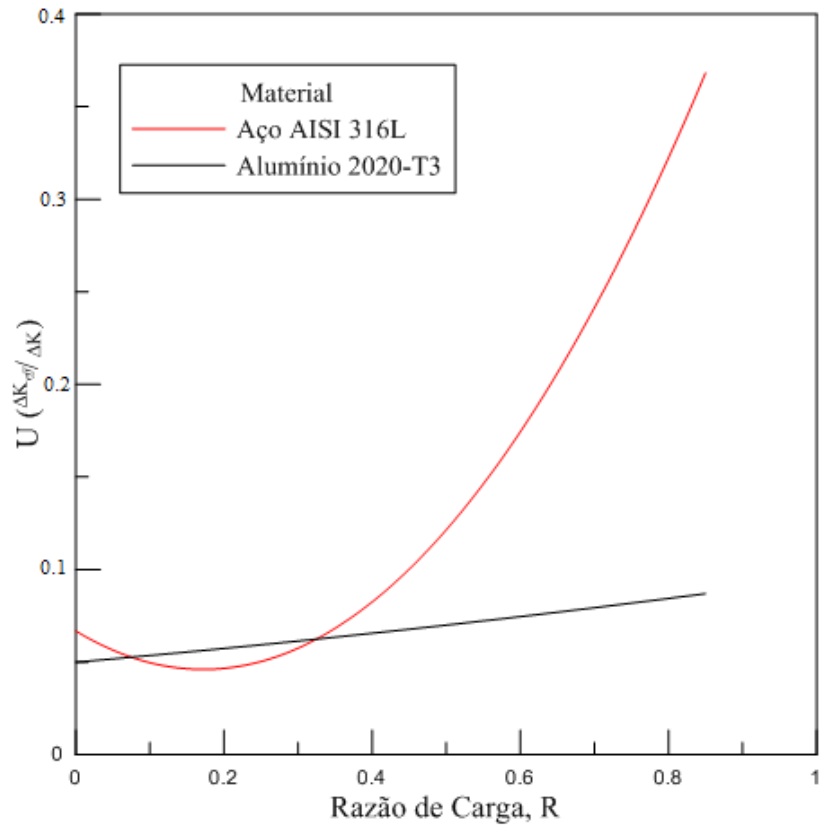


Figura 3.20 – Comportamento da Razão de Fechamento em função da Razão de Carregamento.

Após intenso trabalho de revisão de dados experimentais, McClung (McClung, 1991 apud Kujawski e Dinda, 2004) o processo de fechamento da trinca se comporta de forma distinta em relação às regiões I, II e III da curva  $da/dN - \Delta K$  e que  $U$  varia nessas 3 regiões da seguinte forma:

- i) próximo ao limiar, Região I,  $U$  diminui com o aumento de  $K_{max}$ ,
- ii) na região de Paris, Região II,  $U$  independe de  $K_{max}$ , e
- iii) na região de altos valores de  $\Delta K$ , região III,  $U$  diminui com o aumento de  $K_{max}$ .

Na Fig. (3.21) apresenta-se de forma ilustrativa o comportamento típico da curva  $da/dN \times \Delta K$  para diferentes razões de carregamento.

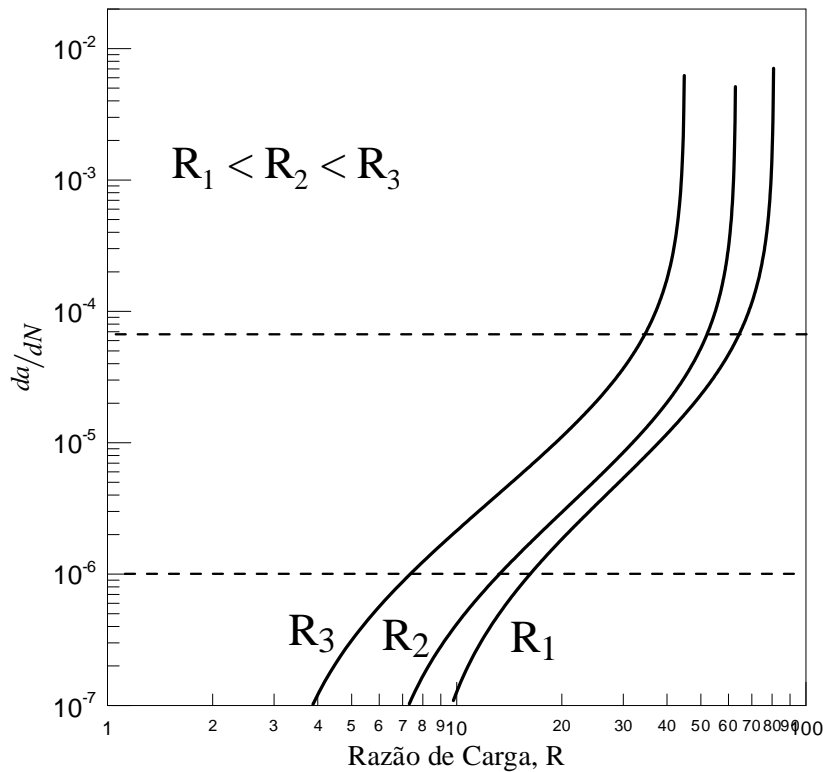


Figura 3.21– Comportamento Típico da Curva  $da/dN$  versus  $\Delta K$  para Diferentes Razões de Carregamento.

Conforme pode ser observado nas Figs. (3.20) e (3.21), o modelo de Paris não representa de forma fiel o comportamento da curva  $da/dN$ . Assim, foram propostos outros modelos que visam obter uma melhor aproximação para um caso real. Esses modelos são modificações realizadas em cima da equação original proposta por Paris e levam em consideração alguns fatores que o modelo de Paris, tais como o  $\Delta K_{eff}$ ,  $K_{max}$ ,  $R$ , dentre outros.

O modelo de Elber (Elber, 1971), descrito na Eq. (3.22), apesar de sua aparência semelhança com a Eq. de Paris, por embutir o conceito de fechamento da trinca, permite descrever qualitativamente bem os estágios I e II da curva  $da/dN \times \Delta K$ . Entretanto, gera resultados não-conservativos em  $\Delta K$  baixos de  $R$  alto e em  $\Delta K$  altos.

$$\frac{da}{dN} = A_e (\Delta K - \Delta K_{th})^{m_e} \quad (3.22)$$

Para justificar a Eq. (3.22), Elber argumentou que as faces trinca permanecem em contacto durante uma parte do ciclo de carregamento. Então  $\Delta K_{eff}$ , que conforme discutido anteriormente depende de  $R$ , corresponde a fração de  $\Delta K$  em que a trinca permanece aberta. Assim, teoricamente a Eq. (3.22)

permitiria estimar os parâmetros  $A_e$  e  $m_e$  independentemente da razão de carregamento,  $R$ . Entretanto, conforme relatado por Batista et al. (2012), o conceito de fechamento da trinca proporciona uma explicação física para os chamados efeitos de  $R$ , mas as discussões ainda persistem sobre a eficácia desta abordagem na modelagem da curva  $da/dN$  versus  $\Delta K$ . Louat et al. (1993) apresentaram as dificuldades conceituais e experimentais associadas a avaliação do fechamento da trinca. Análises comparativas indicaram que o valor de carga de abertura depende da posição e da técnica de medição. Portanto, a descrição do comportamento da curva  $da/dN$ , em termos de  $\Delta K_{eff}$  é prejudicada pelas várias dificuldades experimentais e conceituais associados com a estimativa de fechamento da trinca. Apesar destas dificuldades, Batista et al., (2012) relatam que ainda assim o fenômeno de fechamento de trinca tem sido amplamente aceito para explicar muitos aspectos do comportamento da propagação de trincas em materiais metálicos, incluindo os seguintes efeitos: i) razão de carregamento, ii) carregamento de amplitude variável, iii) micro-estrutura, iv) meio ambiente e v) do limite de fadiga .

Batista et al., (2012) citam que outra clara deficiência na utilização da equação de Elber reside no fato de que a troca de  $\Delta K$  por  $\Delta K_{eff}$ , não altera de forma significativa a hipótese da taxa de variação do crescimento de trincas ser controlada unicamente pela variação do fator intensidade de tensões. Além disso, conforme ressaltado em Sadananda e Vasudévan, 2004, para a caracterização inequívoca de uma história de carregamento cíclico são necessários a definição de pelo menos dois parâmetros, ou seja, dos cinco parâmetros que podem ser utilizados para a definição do carregamento ( $K_{max}$ ,  $K_{min}$ ,  $K_{médio}$ ,  $\Delta K$  e  $R$ ) dois deles devem ser escolhidos para descreverem perfeitamente a história de carregamento. Assim, como as Eqs. (2.33) e (2.23) só utilizam um único parâmetro para caracterizar a história de carregamento, as constantes e os expoentes dessas equações, ou seja, os parâmetros que definem o comportamento da propagação de trincas em determinado material podem sofrer variações significativas se a história de carregamento for alterada. Nesse sentido, diversos pesquisadores tem estudado esse problema específico e propostos relações matemáticas que permitam descrever de forma consistente o comportamento de propagação de trincas. Na Tab. (3.1) apresentam-se, de forma

resumida, breve histórico da evolução dos modelos de propagação de trincas ao longo dos últimos 40 anos.

Tabela 3.1 – Resumo dos Modelos de Previsão da Taxa de Propagação de Trincas em Função do Fator Intensidade de Tensões

Modelo	Equação Governante	Características	Eq.
Weertman (1966)	$\frac{da}{dN} = \frac{C(\Delta K)^4}{(K_{IC} + K_{max})(K_{IC} - K_{max})}$	Modela as regiões II e III, mas não captura os efeitos da carga média e gera previsões conservativas quando $\Delta K$ localiza-se na região I	3.23
Forman et al (1967)	$\frac{da}{dN} = \frac{A(\Delta K)^n}{(1-R)(K_{IC} - K_{max})}$	Modela as regiões II e III e os efeitos da carga média, mas gera previsões conservativas quando $\Delta K$ localiza-se na região I.	3.24
Walker (1970)	$\frac{da}{dN} = C\Delta K^n (1-R)^{n(m-1)}$	Não modela bem os estágios I e III, é válido para $R \geq 0$ , mas é capaz de descrever bem o efeito da carga média.	3.25
Donahue et al (1972)	$\frac{da}{dN} = A(\Delta K - \Delta K_{th})^m$	Modelo construído com base na constatação experimental de que na região I, a taxa de crescimento da trinca converge assintoticamente para zero à medida $\Delta K$ que se aproxima de $\Delta K_{th}$	3.26
Klesnil e Lukas (1972)	$\frac{da}{dN} = C(\Delta K^m - K_{th}^m)$	Modela as regiões I e II, mas não captura os efeitos da carga média nessas regiões, além disso, quando $\Delta K$ localiza-se na região III gera previsões inconsistentes.	3.27
Priddle (1976)	$\frac{da}{dN} = A_p \left( \frac{\Delta K - \Delta K_{th}}{K_C - K_{max}} \right)^{m_p}$	Um dos primeiros modelos a inserir o efeito de $\Delta K_{th}$ e $K_{IC}$ , por isso, modela as três regiões, mas não captura os efeitos da carga média nessas regiões.	3.28
McEvily, e Ritchie (1988)	$\frac{da}{dN} = C(\Delta K - \Delta K_{th})^2 \left( 1 + \frac{K_{max}}{K_{IC} - K_{max}} \right)$	De forma semelhante ao modelo de Priddle, esse modelo representa bem as três regiões, mas não captura os efeitos da carga média nessas regiões.	3.29
Parida e Nicholas (1991)	$\frac{da}{dN} = C(\Delta K_{medio}^m - K^{1-m})^n$	Foi um dos primeiros a introduzir o fator intensidade de tensão médio, $K_{medio}$ , e $\Delta K$ , para descrever o comportamento da taxa de crescimento de trincas. Segundo Noroozi (2007) apresentou boa resposta na descrição do crescimento de trincas na liga Ti-24Al-11b com a razão de carregamento variando entre o 0,1 e 0,8	3.30

Tabela 3.2 – Resumo dos Modelos de Previsão da Taxa de Propagação de Trincas em Função do Fator Intensidade de Tensões - Continuação

Modelo	Equação Governante	Características	Eq.
Kujawski e Dinda (2004)	$\frac{da}{dN} = C \left( K_{max}^{\alpha} (\Delta K^+)^{1-\alpha} \right)^n$	Esse modelo introduz o conceito de $\Delta K^+$ , que representa a parte positiva associada à variação do fator intensidade de tensões, ou seja: $\Delta K^+ = K_{max}$ se $R \leq 0$ e $\Delta K^+ = \Delta K$ se $R > 0$ . Os autores utilizaram como premissa para justificar o modelo o seguinte argumento: “ <i>para relações razões de carregamento negativas, a parte negativa de <math>\Delta K</math> não contribui para o crescimento da trinca. Em outras palavras, o dano cíclico está associado com a plasticidade reversa induzida por <math>\Delta K^+</math> enquanto que o comprimento real da trinca depende também de <math>K_{max}</math>.</i> ”	3.31
NASGRO (2006)	$\frac{da}{dN} = C \left[ \left( \frac{1-f}{1-R} \right) \Delta K \right]^n \left( \frac{1 - \frac{\Delta K_{th}}{\Delta K}}{\frac{1 - K_{max}}{K_{IC}}} \right)^p$	É um dos modelos mais completos que podem ser utilizados para representar todas as três regiões da curva de propagação de trincas. Especificamente os parâmetros empíricos $C$ e $n$ são usados para descrever a região linear da curva (semelhante à Paris e modelos de Walker), e $p$ e $q$ descrevem o comportamento da curva na Região I e perto de instabilidade (Região III), respectivamente. A definição da função de abertura da trinca, $f$ , pode ser encontrada em Belov (2012)	3.32

Análise das equações apresentadas na Tab. (3.1) verifica-se a preocupação de diversos pesquisadores em quantificar influência da razão de carregamento (expressa em termos do próprio valor de  $R$  ou por relações funcionais entre  $\Delta K$ ,  $K_{max}$ ,  $K_{medio}$  ou mesmo de  $\Delta K^+$ ). Diversos estudos também indicam: i) ao se manter  $\Delta K$  constante e aumentar a razão de carregamento ocorre invariavelmente em um aumento na taxa de propagação e ii) o limiar do fator de intensidade de tensões,  $\Delta K_{th}$ , diminui a medida que a razão de carregamento aumenta. Schmidt e Paris (1973) e Ritchie e Knott (1973) justificam que esses comportamentos são causados respectivamente pelos seguintes motivos: a) a ocorrência de modos de fratura estática quando o valor do fator intensidade de tensão máxima,  $K_{max}$ , aproxima-se a tenacidade à fratura,  $K_{IC}$  e b) a ocorrência do fechamento da trinca quando o fator intensidade de tensões assume valores inferiores a um valor mínimo.

Conforme relatado por Boice e Ritchie (2001), o comportamento clássico que relaciona a razão de carregamento ao limiar do fator intensidade de Tensões é apresentado nas Figs. 3.22.(a) e (b). Schmidt e Paris (Schmidt e Paris,1973 apud Boice e Ritchie, 2001) justificaram esse comportamento com base no conceito de fechamento da trinca. Supondo-se que tanto o limiar do fator intensidade de tensões corrigido,  $\Delta K_{eff_{th}}$ , e o fator intensidade de tensões observado no fechamento da trinca,  $K_{cl}$ , não são afetados pela razão de carregamento, então existe uma razão de carregamento crítico,  $R_c$ , no qual  $K_{min} = K_{cl}$  tal que a seguinte relação seja respeitada:

$$\Delta K_{eff_{th}} = \begin{cases} K_{max} - K_{cl} < \Delta K_{th} \leftrightarrow R < R_c (K_{min} < K_{cl}), \\ K_{max} - K_{min} < \Delta K_{th} \leftrightarrow R > R_c (K_{min} > K_{cl}). \end{cases} \quad (3.33)$$

Assim, sob estas condições, a máxima intensidade de tensão limiar,  $K_{max}$ , é independente de  $R$  abaixo de  $R_c$  e a variação do fator intensidade de tensão limiar,  $\Delta K_{th}$ , é independente de  $R$  acima  $R_c$ . Esse comportamento é ilustrado na Fig. (3.23), que apresenta um gráfico correlacionando os parâmetros  $K_{max}$  e  $\Delta K_{th}$  utilizados para a construção dos gráficos da Figs (3.22). A combinação dos parâmetros utilizados para construir as curvas apresentadas na Fig. (3.23) mostra que a correlação entre  $K_{max}$  e  $\Delta K_{th}$  é composta por dois segmentos de retas.

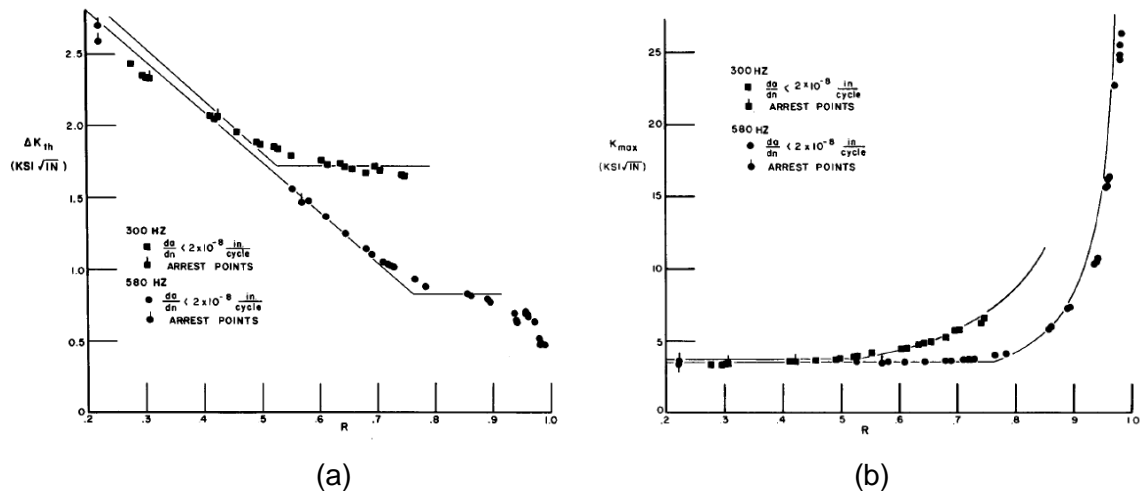


Figura 3.22 – Curvas Utilizadas por Smidth e Paris (1973) para justificar a independencia de  $\Delta K_{th}$  em relação a  $R$  a partir de um determinado valor de  $R$  – (a) Curva  $\Delta K_{th}$  versus  $R$  e (b) Curva  $K_{max}$  versus  $R$  – Curvas Extraídas de Smidth e Paris (1973).

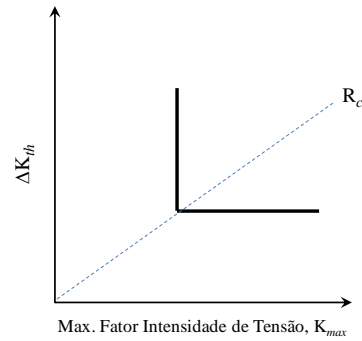


Figura 3.23 – Relação entre  $\Delta K_{th}$  e  $K_{max}$  proposta por Smidth e Paris (1973) – Curva adaptada de Boice e Ritchie (2001)

Este comportamento, no entanto, não é universal, como mostrado pela compilação dos dados apresentados na Fig. (3.24). Pode-se verificar com base nos resultados apresentados, somente a liga de cobre apresenta um comportamento de  $\Delta K_{th}$  que pode ser considerado estável a partir de um valor de  $R$  ( $R > R_c$ ) conforme proposto em Smidth e Paris (1973). Os outros materiais estudados apresentam na verdade uma tendência a diminuir à medida que  $R$  aumenta – ressalta-se ainda que, desses materiais, excetuando-se a liga 4,5%Cu-Al, os outros materiais tendem a ter o valor de  $\Delta K_{th}$  reduzido de forma não-linear em relação a  $R$ . Comportamentos similares a esse aqui discutido, podem ser observados em Radhakrishnan (1990), Boice e Ritchie (2001), Kwofie (2004), Shahani *et al* (2009). Assim, com base nesses e outros resultados experimentais, diversos pesquisadores propuseram relações empíricas para descrever a relação de dependência entre  $\Delta K_{th}$  e  $R$ , as mais utilizadas são a apresentadas a seguir:

Walker (1970) apud Dowling (2007)

$$\Delta K_{th} = \Delta K_0 (1 - R)^{1-\gamma} \quad (3.34)$$

Klesnil e Lukas (1972)

$$\Delta K_{th} = \Delta K_0 (1 - R)^\gamma \quad (3.35)$$

Grant e Gallagher (1974)

$$\Delta K_{th} = \Delta K_0 (1 - R^2) \quad (3.36)$$



Masounave et al (1975)

$$\Delta K_{th} = \Delta K_0 (1 - R) \quad (3.37)$$

McEvily (1977)

$$\Delta K_{th} = \Delta K_0 \left( \frac{1 - R}{1 + R} \right)^2 \quad (3.38)$$

Davenport e Brook (1979)

$$\Delta K_{th} = \Delta K_0 \sqrt{1 - R} \quad (3.39)$$

Kwofie (1970) apud Dowling (2004)

$$\Delta K_{th} = \Delta K_0 e^{\left\{ -\alpha \frac{\Delta K_0}{2K_c} \left[ \left( \frac{\Delta K_{th}}{\Delta K_{th0}} \right) \left( \frac{1+R}{1-R} \right) - 1 \right] \right\}} \quad (3.40)$$

Essas expressões por suas características empíricas devem ser testadas para cada situação específica para verificar se ajustam bem aos dados experimentais.

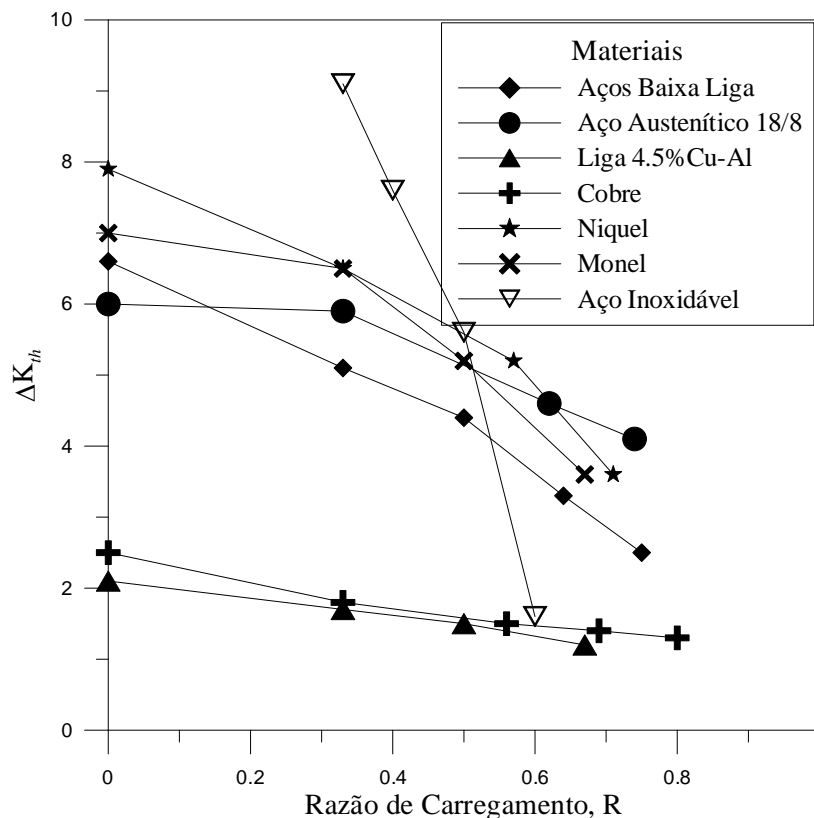


Figura 3.24 – Comportamento típico da dependência de  $\Delta K_{th}$  em relação a R – Dados Compilados de Zhao(1990)

## 4 - TEORIA DA DISTÂNCIA CRÍTICA

### 4.1 - INTRODUÇÃO

Os métodos da distância crítica foram propostos por Neuber (1958) como um avanço na análise de tensões. Ele afirmou que as tensões elásticas próximas à raiz de um entalhe agudo não crescem a valores previstos inicialmente pela teoria do contínuo, pois essas tensões são distribuídas entre os cristais ou grãos do material, precipitados etc. Ele propôs que as derivações matemáticas de valores de tensões em áreas com elevados gradientes de tensão poderiam ser feitas através de volumes finitos (isto é, do volume dos grãos) ao invés de volumes infinitesimais, como é feito normalmente na mecânica.

Neuber também desenvolveu sua aproximação como um método de prever o limite à fadiga policíclica em corpos de prova entalhados, propondo que o limite à fadiga será atingido quando a tensão média atuante sobre o tamanho de um “grão” do material é igual ao limite à fadiga de um corpo de prova não entalhado do mesmo material. Para simplificar a análise matemática, ele considerou a tensão ao longo de uma linha até a raiz do entalhe. Este método é conhecido como o Método da Linha (ML). Mais tarde, Peterson (1959) simplificou esta análise, mostrando que estes mesmos resultados podem ser obtidos medindo a tensão em um ponto, localizado a uma distância crítica do entalhe. Nos dois casos o princípio é o mesmo: o efeito do gradiente de tensão é levado em conta usando a tensão obtida a uma distância crítica, que é uma característica do material.

De acordo com Taylor (2007), a Teoria da Distância Crítica (TDC) não é um método, mas sim um conjunto de métodos que tem certas características em comum e que fazem uso da análise linear elástica e de um parâmetro material constante,  $L$ , denominado comprimento característico, para prever o efeito de entalhes e outros concentradores de tensão pela consideração de um campo de tensões na região próxima a ponta do entalhe. Ou seja, a TDC leva em consideração a máxima tensão e o gradiente de tensão para a determinação do volume do material altamente solicitado e passivo de iniciação e crescimento de trincas (Kasiri e Taylor, 2008).

A TDC tem como idéia inicial o fato de que o dano por fadiga na presença de concentradores de tensão pode ser estimado usando uma quantidade de

tensão a qual é representativa de todo o campo de tensão elástico-linear na zona de fadiga. Em particular, os entalhes são assumidos na condição limite de fadiga quando a tensão efetiva,  $\Delta\sigma_{eff}$ , se iguala ao limite de fadiga,  $\Delta\sigma_0$ , que é:

$$\Delta\sigma_{eff} = \Delta\sigma_0 \quad (4.1)$$

A tensão efetiva acima pode ser calculada simplesmente definindo uma distância crítica conveniente e um domínio de integração. Particularmente, independente da definição adotada para  $\Delta\sigma_{eff}$  todas as formalizações de distância crítica assumem que a mesma é uma propriedade do material, podendo ser definida como (Tanaka,1983; Atzori et. al.,1992; Lazzarin et. al.,1997; Taylor,1999):

$$L = \frac{1}{\pi} \left( \frac{\Delta K_{th}}{\Delta\sigma_0} \right)^2 \quad (4.2)$$

onde  $\Delta K_{th}$  é o limiar de propagação de trincas e  $\Delta\sigma_0$  é o limite de fadiga, sendo ambas as propriedades determinadas para uma mesma razão de carregamento,  $R$ . A TDC pode ser formalizada de várias formas variando o domínio de integração utilizado para calcular a tensão efetiva.

#### 4.1.1 - Método do ponto

Em particular, se a  $\Delta\sigma_{eff}$  é calculada a partir de uma determinada distância do ápice do concentrador de tensão, de acordo com o Método do Ponto (MP) um componente entalhado estará no seu limite de fadiga quando a seguinte condição é assegurada (Tanaka, 1983; Taylor,1999):

$$\Delta\sigma_{eff} = \Delta\sigma_1(d_{MP} = L/2, \theta = 0) = \Delta\sigma_0 \quad (4.3)$$

A Fig. (4.1) mostra a aplicação do Método do Ponto quando um componente entalhado é submetido a um carregamento uniaxial.

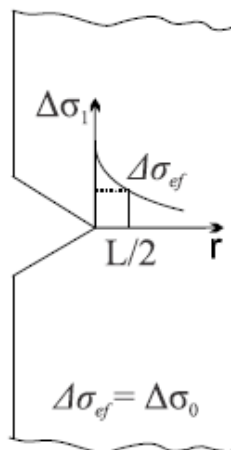


Figura 4.1- Formalização esquemática do método do ponto (Pires, 2012).

#### 4.1.2 - Método da linha

De acordo com a idéia de Neuber, no lugar de determinar a  $\Delta\sigma_{eff}$  a uma distância fixa da ponta do entalhe, faz-se o cálculo da média da máxima tensão principal ao longo do entalhe bissector sobre uma distância de  $2L$  (Tanaka,1983; Lazzarin et. al., 1997; Taylor,1999). Em outras palavras, o método da linha (ML) postula que a condição limite de fadiga para um componente entalhado sob comportamento cíclico pode ser calculado conforme expresso na Eq.(4.4) e ilustrado na Fig.(4.2).

$$\Delta\sigma_{eff} = \frac{1}{2L} \int_0^{2L} \Delta\sigma_1(r, \theta = 0) dr = \Delta\sigma_0 \quad (4.4)$$

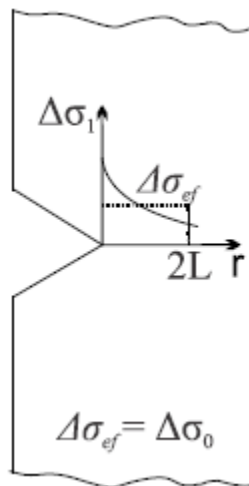


Figura 4.2- Formalização esquemática do Método da Linha (Pires, 2012).

#### 4.1.3 - Métodos da área

De acordo com a idéia de Sheppard (Sheppard,1991), Taylor (1991) explicou que a faixa da tensão efetiva também pode ser calculada pela média de  $\Delta\sigma_{eff}$  sobre uma área semicircular centrada na ponta do entalhe tendo raio igual a  $L$ . Este método está ilustrado na Fig. (4.3) e postula que um componente entalhado está no seu limite de fadiga quando:

$$\Delta\sigma_{eff} = \frac{4}{\pi L} \int_0^{\pi/2} \int_0^L \Delta\sigma_1(r, \theta = 0) dr = \Delta\sigma_0 \quad (4.5)$$

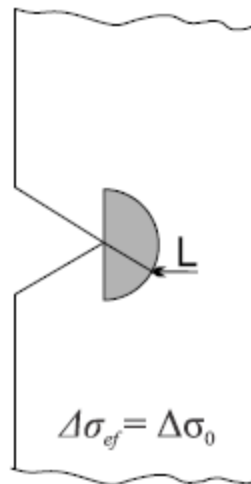


Figura 4.3- Formalização esquemática do Método da Área (Pires, 2012).

## 4.2 - DIAGRAMA DE KITAGAWA-TAKAHASHI

De acordo com o diagrama de Kitagawa-Takahashi *et al* (1976) na Fig. (4.4), o tamanho das trincas pode ser classificado através da variação do comprimento  $a$  em relação ao parâmetro  $L$ , sendo que para trinca longa o valor de  $a$  deve ser maior que  $L$ .

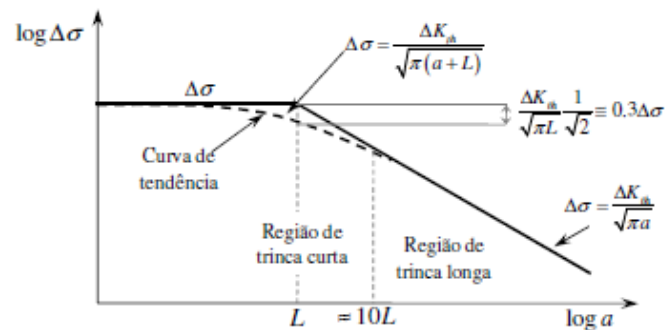


Figura 4.4- Representação esquemática do diagrama de Kitagawa-Takahashi.

O diagrama mostra claramente que quando  $a=L$ , a redução do limite á fadiga é da ordem de 30%, se o material obedece à relação de El Haddad e as tensões nominais são calculadas com referência a área bruta. Observa-se ainda que as trincas podem crescer até  $L$  sem que ocorra prejuízo no limite de resistência a fadiga do material. Portanto é válido considerar que as dimensões do volume estrutural são da ordem de  $L$  e que o processo de iniciação e propagação de trincas deve estar nesse domínio afim de que o limite de resistência a fadiga não seja reduzido.

## 5 - MATERIAIS E MÉTODOS

### 5.1 - METODOLOGIA DOS ENSAIOS DE FADIGA

#### 5.1.1 - Dimensionamento dos corpos de prova

Nos ensaios experimentais para obtenção das curvas *S-N*, foram utilizados dois tipos de corpos de prova. O primeiro modelo foi projetado segundo a norma ASTM (1992) que define as principais dimensões, dimensões mínimas e especifica as condições de fabricação. Embora seja uma norma voltada para ensaios com controle de deformação, não há prejuízos usar estes CP's para ensaios na abordagem *S-N*. Dessa forma, foram produzidos espécimes cilíndricos 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 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 a 6,35mm. Com base nas relações existentes nesta norma, as dimensões características do CP foram determinadas. A Fig. (5.1) ilustra o desenho técnico do respectivo corpo de prova com suas principais dimensões e tolerâncias.

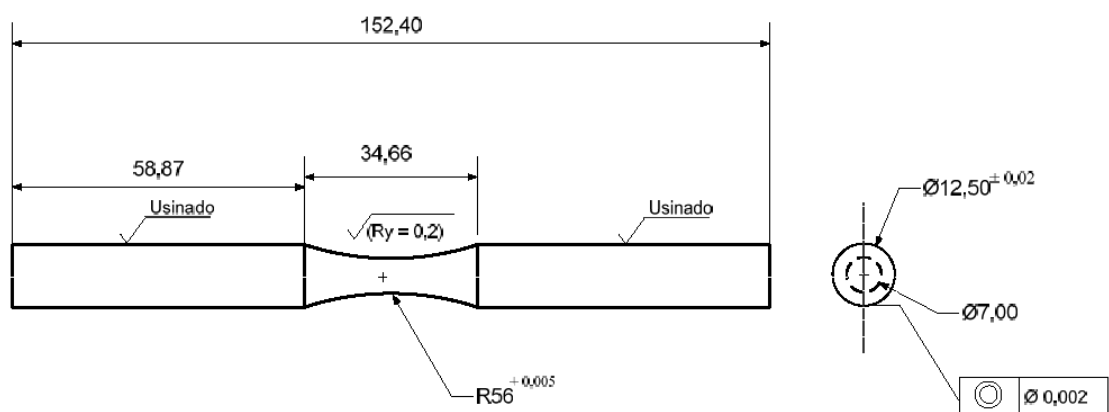


Figura 5.1. Representação do CP Cilíndrico tipo Ampulheta (Souza, 2011).

O outro modelo de corpo de prova utilizado para a obtenção da curva *S-N* foi projetado seguindo as especificações estabelecidas na norma ASTM (1996). A

Tab. (5.1) apresenta as principais exigências determinadas por esta norma.

Tabela 5.1 – Características Básicas dos Corpos de Prova Cilíndricos - ASTM (1996)

Parâmetro	Limites
Diâmetro, $d$ [mm]	$5,08 \leq d \leq 25,4$
Área da Seção de Fixação, $A_D$	$1,5A_d \leq A_D \leq 4A_d$
Raio do Entalhe na Redução de Seção, $R$	$R > 8d$
Comprimento da Seção de Teste, $L$	$3d < L < 4d$

Na Tab.(5.2) são apresentadas as dimensões básicas dos corpos de prova usados nos ensaios. O desenho técnico deste CP está apresentado na Figura (5.2).

Tabela 5.2 – Dimensões Nominais dos Corpos de Prova

D [mm]	d [mm]	$A_D$ [mm <sup>2</sup> ]	$A_d$ [mm <sup>2</sup> ]	$A_D/A_d$	R [mm]	L [mm]
10	6	78,54	28,27	2,78	48	24

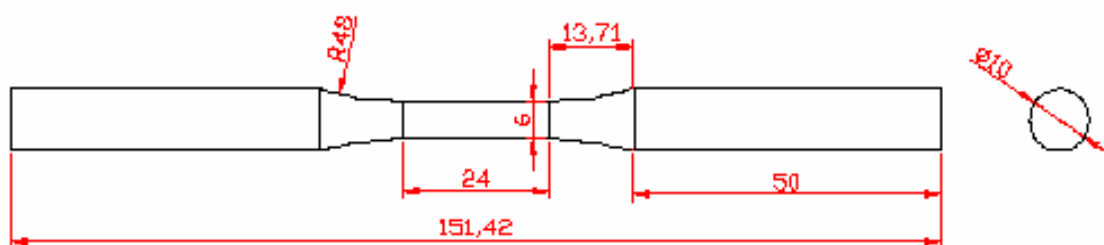


Figura 5.2 – Dimensões do Corpo de Prova para Ensaio de Fadiga (Souza, 2011).

### 5.1.2 - Número de ensaios

Para a quantificação do número de espécimes necessários para a realização dos ensaios, geralmente utiliza-se a metodologia proposta pela Norma ASTM (1991). 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. Tais informações encontram-se resumidas nas Tabelas (5.3) e (5.4).

Tabela 5.3 Tamanho necessário de uma amostra - ASTM (1991)

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 5.4- Replicações necessárias- ASTM (1991)

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 88 %

### 5.1.3 - Metodologia

Conforme recomendado pelas normas ASTM (1990) e ASTM (1991), 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 %.



Os corpos de prova foram ensaiados nas seguintes razões de carregamento,  $R$ : -1, -2/3, -1/3, 0, 1/3 e 2/3. Com o objetivo de levantar a curva S-N, para cada  $R$  utilizou-se no mínimo quatro níveis de tensão. A partir destes testes, foram determinados os parâmetros  $A_{basq}$  e  $b$  da equação de Basquim, bem como os limites do intervalo de confiança. Com os parâmetros definidos, utilizou-se o método da projeção paralela para determinar o limite de resistência a fadiga do material.

## 5.2 - METODOLOGIA DOS ENSAIOS DE PROPAGAÇÃO DE TRINCAS

Os métodos, corpos de provas, aparatos, sugestão de análise de dados e modelos de relatório para ensaios de obtenção da taxa de propagação de trinca ( $da/dN$ ) e limiar de taxa de propagação ( $\Delta K_{th}$ ) são regidos pela norma E647 da *American Society for Testing and Materials* (ASTM).

### 5.2.1 - Generalidades sobre a norma ASTM E 647

A norma E647 foi desenvolvida para padronizar os métodos experimentais utilizados em testes de obtenção de taxas de propagação de trincas em regime permanente de fadiga. Permitindo, através da correta obtenção de resultados, a seleção de materiais e parâmetros de inspeção para projetos baseados em tolerância ao dano. A norma considera toda a faixa do diagrama de  $da/dN \times \Delta K$  desde o limiar inferior de propagação no estágio I,  $\Delta K_{th}$ , até o limite de ruptura do material no estágio III. Os conceitos da MFLE discutidos neste trabalho são considerados e servem de base para a norma.

Diversos procedimentos de teste são propostos pela norma, para três tipos de corpos de prova (CPs) distintos. A adaptabilidade da norma a CPs diferentes destes é prevista, contanto que uma calibração correta seja feita, e as limitações da MFLE consideradas e respeitadas.

#### 5.2.1.1 - -Corpos de Prova

Os CPs padronizados pela norma são os do tipo *Compact-Tension* – C(T), ou CP compacto de tração – e *Middle-Tension* – M(T), ou CP médio de tração – além de alguns outros considerados em anexo da própria. Para ensaios

experimentais o CP mais utilizado é o do modelo C(T), também utilizado neste estudo e esquematizado na Fig.(5.3). O CP do tipo M(T) não é recomendado para ensaios de obtenção de  $\Delta K_{th}$ , devido à dificuldade de se obter trincas simétricas e válidas pelos critérios da norma. Adicionalmente, recomenda-se que o tipo C(T) não seja utilizado em ensaios de tração-compressão por conta das incertezas envolvidas com a ponta da trinca. Mas uma vez que a ASTM considera o tipo M(T) como apropriado para ensaios de  $R \leq 0$ , este é naturalmente adequado para obtenção de  $\Delta K_{thR=-1}$ , desde que se garanta a simetria durante a propagação da trinca. (ASTM, 2011).

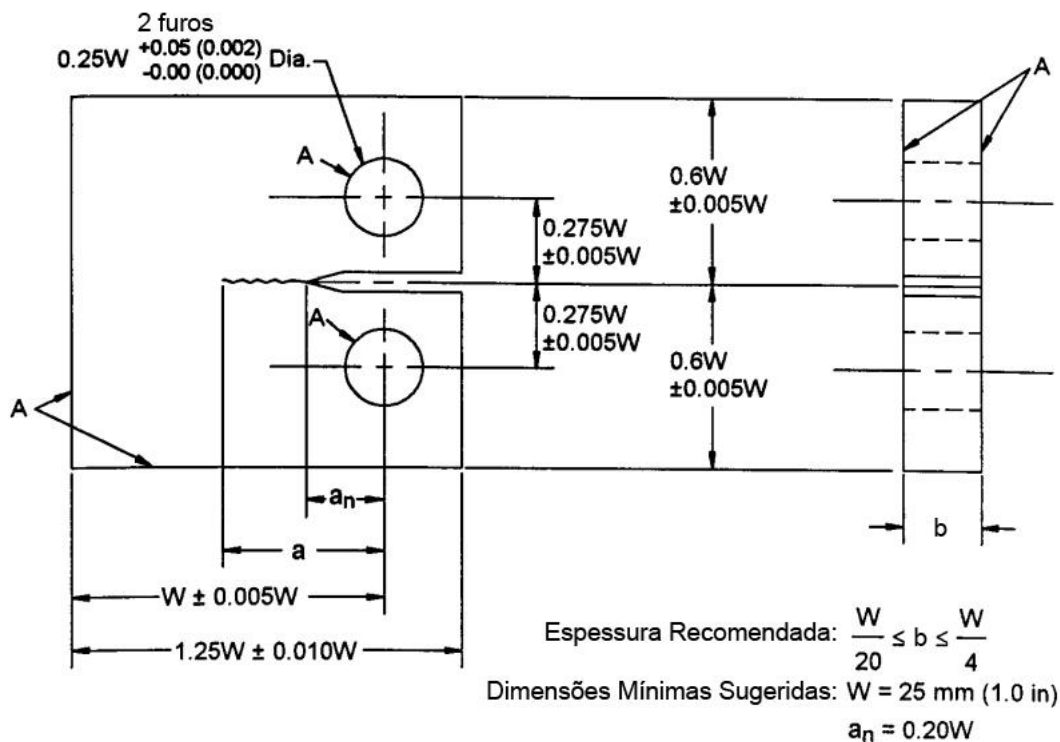


Figura 5.3 – Corpo de prova Compacto de Tração – C(T) – para ensaios de taxa de propagação de trinca. Fonte: ASTM, 2011 [adaptado].

Todas as dimensões do desenho estão em milímetros, sendo o valor entre parênteses a medida em polegadas. As faces identificadas com a letra “A” devem estar perpendiculares e paralelas, quando aplicável, com uma tolerância de até  $\pm 0,002 W$ . A ponta do entalhe deve estar igualmente distante das faces superior e inferior do CP com uma tolerância de até  $0,005 W$ . Acabamentos superficiais e dos furos devem ser de 0,8 ou mais fino (ASTM, 2011). Os detalhes sobre tipos e geometria de entalhes e pré-trinca do CP são considerados no próximo tópico.

A distância da face posterior do corpo de prova até a linha de centro dos furos,  $W$ , é a medida de referência para a confecção do CP. A norma E647,

porém, não oferece nenhuma indicação específica para a escolha do valor  $W$ , apenas um valor mínimo sugerido. Portanto, restrições do material ou da aparelhagem experimental podem ser consideradas para definir as medidas do CP. É apenas sugerido um valor mínimo para  $a_n$ , e o valor definitivo deve ser escolhido com bom senso e conhecimento sobre MF.

Diferentemente dos corpos de prova utilizados para ensaios de obtenção de  $K_{Ic}$ , não há uma restrição tão forte sobre a espessura mínima do CP de propagação. A recomendação da ASTM é que seja utilizada espessura,  $b$ , dentro dos limites  $(W/20) \leq b \leq (W/4)$ . Esta recomendação é baseada em considerações da MFLE. A escolha da espessura também deve considerar os aparatos de fixação da máquina de ensaio. Adicionalmente, ao escolher uma razão pequena  $b/W$ , efeitos de tensões residuais sobre a trinca e a propagação podem ser minimizados (ASTM, 2011).

Estritamente falando, dados sobre propagação de trinca por fadiga não são sempre independentes da geometria. Os dados disponíveis sobre o efeito da espessura na propagação, no entanto, são divergentes. A espessura pode influenciar outras variáveis, como o efeito do ambiente e de tratamentos térmicos sobre o material.

#### 5.2.1.2 - -Entalhe e Pré-trinca

O preparo do entalhe no CP pode ser feito por diversos métodos de usinagem. A escolha de um tipo de método (eletroerosão, serra, brochamento, etc.) depende do tipo de material trabalhado, da geometria do entalhe e do acabamento desejado. Diversas geometrias possíveis de entalhe, assim como algumas recomendações, estão apresentadas na Fig.(5.4).

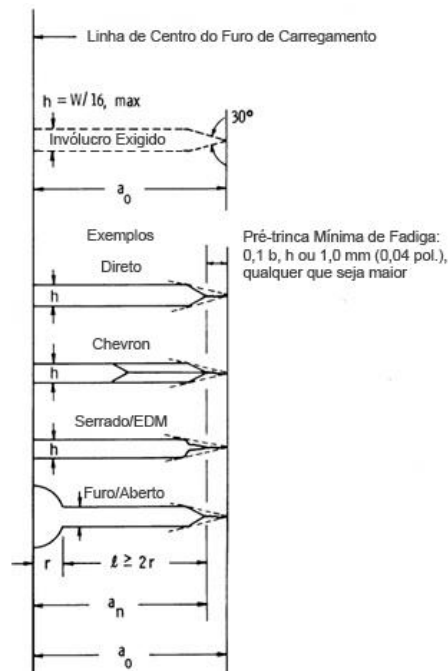


Figura 5.4 – Detalhes de entalhe e pré-trinca para diversas configurações de entalhe em C(T) (adaptado de ASTM, 2011).

O comprimento do entalhe deve ser de pelo menos  $a_n=0,2 W$  para que a calibração de  $K$  não seja influenciada por pequenas variações de localização e dimensões dos furos de encaixe para os pinos de carregamento. O processo de usinagem do entalhe muitas vezes introduz tensões residuais nas proximidades da região entalhada. Para minimizar o efeito das tensões residuais, processos mais sofisticados podem ser utilizados, como eletroerosão. Caso se suspeite da presença de tensões residuais, medições locais de deslocamento podem ser feitas antes e após a usinagem, para dar uma ideia da magnitude do efeito (ASTM, 2011). As tensões podem ainda ser originárias de outros processos de fabricação, como soldagem, forjamento ou extrusão.

Tensões residuais superpostas às tensões geradas pelo ensaio podem fazer com que o fator de intensidade de tensões localizado na ponta da trinca seja diferente do que seria caso fossem aplicadas apenas cargas externas. Elas podem levar a ciclos parcialmente compressivos, mesmo que toda a carga aplicada externamente seja trativa. Indicativos que tensões residuais podem estar afetando a relação  $da/dN \times \Delta K$  observada são o crescimento da trinca fora do plano normal ou a propagação excessiva da frente de trinca.

Para evitar parte do efeito das tensões residuais deve ser feita uma pré-trinca antes do início dos ensaios, que nada mais é do que uma trinca primária.

Além da função de “escapar” da região do material onde se encontram tensões residuais, a pré-trinca tem também as funções de aproximar o comportamento inicial dos ensaios àquele de um trinca ideal (trinca aguda), evitar os efeitos de transição (do entalhe para a trinca), satisfazer as limitações de tamanho mínimo de trinca e permitir a conformidade do comportamento do material com o esperado.

A pré-trinca deve ser feita com o material já nas condições de ensaio. Os dispositivos devem estar configurados de tal modo que a distribuição de carga seja simétrica em relação ao entalhe no CP e o  $K_{max}$  não tenha uma variação maior que 5 %. Qualquer frequência de ensaio pode ser utilizada, contanto que se mantenha a precisão do carregamento. O entalhe somado à pré-trinca devem estar dentro do invólucro mostrado na Fig.(5.4), sendo o comprimento da pré-trinca igual ou superior ao maior dentre:  $0,10b$ ,  $h$  ou  $1,0$  mm (ASTM, 2011).

O  $K_{max}$  final durante a formação da pré-trinca não deve exceder o  $K_{max}$  que será utilizado durante o ensaio de propagação, porém, se necessário, um  $K_{max}$  maior pode ser utilizado para iniciar a pré-trinca no entalhe, contanto que seja reduzido gradualmente para satisfazer tal restrição. Sugere-se que a redução de  $P_{max}$  a cada etapa não seja superior a 20 %, e que ocorra algum incremento mensurável no comprimento da trinca antes de seguir ao próximo passo. Para evitar efeitos de transição em cada passo, tal incremento de comprimento deve ser de pelo menos  $(3/\pi)(K'_{max}/\sigma_0)^2$ , onde  $K'_{max}$  é o valor terminal de  $K_{max}$  para dada etapa (ASTM, 2011).

Para ensaios de  $K$ -decrecente, como é o caso de ensaios de medição de  $\Delta K_{th}$  (explicado adiante), carregamentos anteriores podem influenciar as taxas de propagação medidas, apesar das precauções tomadas. Portanto, é interessante iniciar a pré-trinca na menor intensidade de tensão possível. Taxas de propagação de pré-trinca sugeridas para este caso são da ordem de  $10^{-5}$  mm/ciclo. Cargas compressivas iguais ou inferiores à carga de pré-trinca podem facilitar o crescimento da pré-trinca (ASTM, 2011).

O comprimento da pré-trinca deve ser medido nas faces frontal e traseira do CP com uma precisão de  $0,10$  mm ou  $0,002 W$ , qualquer que seja o maior. A medição do comprimento da trinca pode ser feita através de inspeção visual ou algum meio equivalente. Caso a diferença entre o comprimento da trinca em ambas as faces seja maior que  $0,25b$  o processo de criação da pré-trinca não foi

adequado e o CP é inadequado para continuar testes de propagação.

### 5.2.1.3 - Aparatos Experimentais

Para a realização de ensaios experimentais de taxa de propagação de trinca em fadiga, além do CP, é necessária uma máquina que realize ensaios mecânicos com a maior precisão possível e menor interferência sobre os resultados. Juntamente com a máquina, são necessários aparelhos para leitura e controle do ensaio. Máquinas modernas para a realização de ensaios mecânicos normalmente já possuem os dispositivos e meios necessários para uma integração entre leitura, contagem, atuação, controle e análise durante os ensaios.

A norma define os aparatos para fixação do CP na máquina de ensaio. Para o caso do C(T), uma montagem de pino e manilha deve ser utilizada em ambos os furos, permitindo a rotação do CP no plano normal aos furos quando carregado. A Fig. (5.5) ilustra as proporções sugeridas para os dispositivos. As dimensões da manilha e do pino são baseadas nas dimensões  $W$  e  $b$  do C(T) ensaiado.

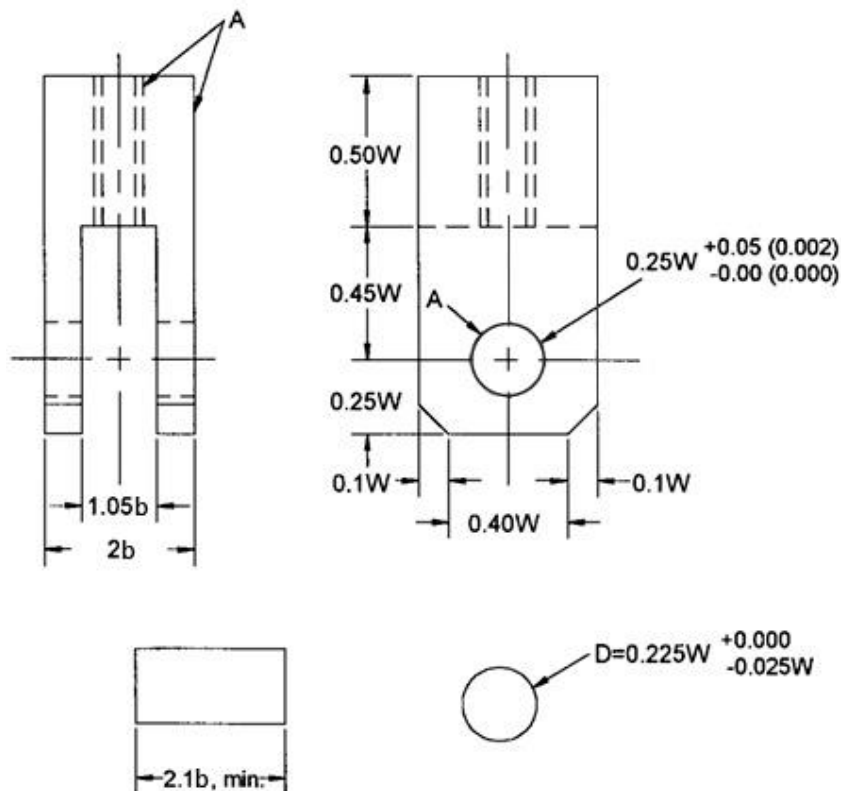


Figura 5.5 – Manilha e pinos para a configuração de ensaio com C(T). (adaptado de ASTM, 2011).

Todas as dimensões do desenho estão em milímetros, sendo o valor entre parênteses a medida em polegadas. As faces identificadas com a letra “A” devem estar perpendiculares ou paralelas, quando aplicável, com uma tolerância de até  $\pm 0,05$  mm. Acabamentos superficiais, dos furos e dos pinos devem ser de 0,8 ou mais fino (ASTM, 2011). A folga entre os furos e os pinos foi projetada para reduzir o efeito do carregamento excêntrico sobre o deslocamento causado pela possível rotação entre CP e pino. O uso de lubrificantes deve ser evitado, pois pode introduzir erros de histerese.

A escolha do material utilizado para a fabricação do pino e manilha deve levar em consideração suas resistências mecânicas assim como as do material do CP. Escoamentos localizados podem ocorrer na manilha ou pino, caso o material seja muito mole em relação ao material do CP. A resistência à fadiga também é crucial.

O bom alinhamento entre as garras também é importante para minimizar o efeito de carregamentos excêntricos. Desalinhamento pode causar crescimento assimétrico da trinca especialmente em regiões próximas ao limiar de propagação, podendo resultar em testes inválidos.

#### 5.2.1.4 - Variáveis do Ensaio

Em ambientes inertes, ou ao desconsiderar efeitos de ambiente e temperatura, o crescimento de trinca por fadiga pode ser definido basicamente como uma função de  $R$  e  $\Delta K$ .  $\Delta K$  por sua vez pode ser definido pelas relações entre  $R$  e  $K_{max}$  das Eqs. (5.1) e (5.2):

$$\Delta K = (1 - R)K_{max} \quad \text{se } R \geq 0 \quad (5.1)$$

$$\Delta K = K_{max} \quad \text{se } R \leq 0 \quad (5.2)$$

Expressar  $da/dN$  como uma função de  $\Delta K$  provê resultados independentes da geometria, permitindo a comparação de dados obtidos através de diferentes combinações de corpos de prova e carregamentos e a aplicação deste conhecimento em projetos de engenharia. Considera-se que trincas de diferentes comprimentos submetidas a um mesmo  $\Delta K$  nominal vão se propagar em incrementos iguais a cada ciclo (ASTM, 2011).

Para relacionar  $da/dN$  a  $\Delta K$  é crucial medir o número de ciclos e o

comprimento da trinca. A contagem de ciclos muitas vezes é feita pela própria máquina de ensaios. A medição do tamanho da trinca, no entanto, muitas vezes necessita de dispositivos adicionais. Fazendo a medição a cada ciclo (se possível), ou a cada certo número de ciclos, é possível obter a relação  $da/dN$ . Para uma boa distribuição de  $da/dN$  em relação a  $\Delta K$  é recomendada a obtenção de dados a cada intervalo de  $\Delta a$  medido. Os intervalos são sugeridos de acordo com a geometria da peça e estão disponíveis na norma.

Um dos métodos mais simples de observação do tamanho de trinca é a inspeção visual, que pode ser auxiliada por marcas feitas previamente (como uma régua), instrumentos de ampliação ótica e outras técnicas, como uso de iluminação indireta. A norma considera apropriados quaisquer métodos que possam detectar um crescimento de até 0,10 mm ou 0,002  $W$ . Medições devem ser feitas em ambas as faces do CP (frontal e traseira) para verificar a simetria da trinca, podendo ser feitas em apenas uma das faces caso ensaios anteriores na mesma configuração tenham demonstrado uma consistência de simetria.

A interrupção do ensaio para a medição do comprimento da trinca também é aceitável. No entanto, cuidado deve ser tomado para evitar a introdução de qualquer dano indesejável. O período de parada também não deve ser superior a 10 minutos para evitar oxidação do material próximo à ponta da trinca.

Um método não visual utilizado na medição da propagação de trincas em fadiga utiliza o CTOD e *displacement gages*. Ao posicionar o *displacement gage* na boca da trinca é possível relacionar a abertura da boca da trinca com o seu comprimento. Para esta configuração o CP deve ter encaixes específicos ao modelo de *displacement gage* utilizado.

Um parâmetro utilizado pela norma é o gradiente- $K$  normalizado,  $C$ , expressado pela Eq. (5.3), cuja utilidade será explicada na próxima seção.

$$C = \frac{1}{K} \frac{dK}{da} = \frac{1}{K_{max}} \frac{dK_{max}}{da} = \frac{1}{\Delta K} \frac{d\Delta K}{da} \quad (5.3)$$

#### 5.2.1.5 - Métodos Experimentais

Os ensaios de propagação de trinca por fadiga podem ser classificados em três tipos distintos: ensaios de  $K$  crescente, ensaios de  $K$  decrescente e ensaios alternativos de controle de  $K$ .

Ensaio de  $K$  crescente também são conhecidos como ensaios de



carregamento em amplitude constante. Uma vez que a amplitude de carregamento é constante, o aumento gradual da trinca faz aumentar o valor de  $K$ . Este tipo de ensaio é adequado para taxas de propagação superiores a  $10^{-5}$  mm/ciclo, tendo aplicabilidade mais difícil para taxas inferiores a este patamar (ASTM, 2011).

Ao realizar ensaios com um carregamento de amplitude constante é preferível que cada CP seja testado a um  $\Delta P$  constante, com um mesmo conjunto de variáveis. No entanto, quando se deseja obter uma grande gama de resultados para um número limitado de CPs, este procedimento pode não ser possível (ASTM, 2011).

Ao modificar as variáveis de teste durante os ensaios, fenômenos de transição podem ser introduzidos aos resultados observados. Estes fenômenos podem ter seu efeito minimizado. Caso se deseje variar  $\Delta P$  em etapas, o ensaio deve ser realizado de tal modo que o valor de  $P_{max}$  seja aumentado, e não reduzido. Tal procedimento visa evitar o retardo na propagação da trinca devido a uma sobrecarga, que é mais nítido do que o efeito de aceleração causado pelo aumento em  $P_{max}$ . Efeitos de transição também existem caso se varie o valor de  $P_{min}$  ou de  $R$ . Assim, recomenda-se permitir um crescimento suficiente da trinca para que as taxas se estabilizem. Um incremento em  $P_{max}$  de 10 % ou menos deve minimizar os efeitos de transição (ASTM, 2011).

Sob a presença de efeitos do ambiente, variação nos níveis de carregamento, frequência de ensaio ou formato de onda (para a aplicação do carregamento ao longo do tempo) podem resultar em efeitos de transição. Da mesma maneira, um crescimento de trinca longo o suficiente deve acontecer para estabilizar as taxas de propagação, antes que se realize nova variação. Efeitos de transição podem ser observados após paradas muito longas no ensaio, mesmo que as variáveis sejam mantidas constantes. Os dados devem ser descartados caso as taxas de propagação sejam inferiores às de antes da parada (ASTM, 2011).

Ensaio de  $K$  decrescente são mais adequados para taxas de propagação inferiores a  $10^{-5}$  mm/ciclo. Geralmente, a taxa de propagação tão baixas o ensaio está na região do limiar de propagação de trinca,  $\Delta K_{th}$ . O procedimento deve ser iniciado a níveis de  $\Delta K$  e  $K_{max}$  iguais ou superiores ao nível terminal da formação de pré-trinca. Os níveis devem ser reduzidos e os dados registrados à medida que

a trinca cresce. Ao atingir o patamar de taxa de propagação de interesse ou alcançar um  $\Delta K$  tão baixo que dar continuidade seja inviável, o ensaio pode ser concluído (ASTM, 2011). Caso se deseje, outros ensaios podem ser realizados no mesmo CP a um valor superior de  $\Delta K$ , se possível.

O  $\Delta K$  de ensaio pode ser reduzido em etapas ou de maneira contínua automatizada, quando possível. A redução deve ocorrer de maneira gradual, de modo que exclua dados anômalos resultantes da diminuição da intensidade de tensões e dos efeitos de transição e permita a obtenção de aproximadamente cinco pontos ( $\Delta K$ ,  $da/dN$ ) a espaçamentos aproximadamente iguais para cada redução. Estes requerimentos podem ser alcançados ao limitar o gradiente  $K$  normalizado à Eq. (5.4) (ASTM, 2011):

$$C = \frac{1}{K} \frac{dK}{da} \geq -0,08 \text{ mm}^{-1} \quad (5.4)$$

Recomenda-se que os valores de  $R$  e  $C$  sejam mantidos constantes durante os ensaios de  $K$  decrescente. Para um ensaio de  $C$  constante a relação entre  $K$  e o tamanho de trinca é dada pela Eq. (5.5) (ASTM, 2011):

$$\Delta K = \Delta K_0 \exp[C(a - a_0)] \quad (5.5)$$

onde  $\Delta K_0$  é o valor de  $\Delta K$  no início do ensaio e  $a_0$  o tamanho de trinca correspondente. Para obter a relação entre a carga e o tamanho de trinca basta substituir a relação da calibração de  $K$  na Eq (5.5). Para o C(T), a calibração de  $K$  pode ser feita pela Eq. (5.6) (ASTM, 2011):

$$\Delta K = \frac{\Delta P}{B\sqrt{W}} \frac{(2 + \alpha)}{(1 - \alpha)^{\frac{3}{2}}} (0,886 + 4,64\alpha - 13,32\alpha^2 + 14,72\alpha^3 - 5,6\alpha^4) \quad (5.6)$$

Ao efetuar a redução de cargas em passos, a redução de  $P_{max}$  a cada passo não deve ser superior a 10 % do  $P_{max}$  anterior. Entre um passo e outro é recomendado um crescimento mínimo de trinca de 0,50 mm. Uma redução contínua da carga é definida quando entre um passo e outro a redução não é superior a 2 % (ASTM, 2011).

Métodos alternativos de controle de  $K$  usam como principal parâmetro de controle o gradiente  $C$ . O controle de  $C$  permite o uso de gradientes muito mais intensos para valores pequenos de  $a/W$  sem os efeitos indesejáveis de gradientes elevados para valores mais altos de  $a/W$  associados à amplitude de carregamento constante. A geração de dados a um valor positivo e constante de  $C$  trás várias vantagens: a obtenção de  $da/dN-\Delta K$  pode ser igualmente distribuída sem o uso de

incrementos variáveis de  $\Delta a$ ; uma gama maior de dados pode ser gerada sem incrementos maiores de carga; o gradiente  $K$  se torna independente de geometria. A finalidade dos dados de análise deve ser considerada ao escolher um modo apropriado de controle de  $K$ . Uma estimativa mais conservativa pode ser obtida para o comportamento próximo ao limiar de propagação (ASTM, 2011).

A variabilidade de  $da/dN$  para um dado  $\Delta K$  em ensaios com taxas superiores a  $10^{-5}$  mm/ciclo para um mesmo lote pode chegar a um fator de dois. Para taxas abaixo de  $10^{-5}$  mm/ciclo a variabilidade em  $da/dN$  pode aumentar para um fator de cinco ou mais. O espalhamento dos pontos de dados pode aumentar graças a diferenças microestruturais, tensões residuais, diferenças na geometria da ponta da trinca ou variedades de controle experimental e técnicas de análise. Em taxas próximas ao limiar pode ser mais significativo expressar a variabilidade em termos de  $\Delta K$  no lugar de  $da/dN$  (ASTM, 2011).

Ensaio devem ser replicados sempre que possível. Quando isto não for possível, os testes devem ser planejados de modo que regiões sobrepostas de  $da/dN-\Delta K$  sejam obtidas em múltiplos testes, particularmente em ambos ensaios de  $K$  crescente e decrescente. O número total de ensaios vai depender da função dos dados coletados (ASTM, 2011).

#### 5.2.1.6 - Critérios de Validação

Alguns critérios devem ser cumpridos para o ensaio ser considerado válido. Um dos critérios exige que o material do CP esteja em regime predominantemente elástico para todos os valores de carga aplicada. Para o C(T) isso pode ser cumprido obedecendo à relação da Eq (5.7):

$$(W - a) \geq \frac{4}{\pi} \left( \frac{K_{max}}{\sigma_0} \right)^2 \quad (5.7)$$

onde  $(W-a)$  é o comprimento do trecho ainda íntegro do CP, e a tensão de escoamento  $\sigma_0$  deve ser obtida nas mesmas condições do ensaio. Para materiais que sofrem endurecimento com a deformação outros critérios devem ser adotados.

Seguindo a recomendação de medições visuais para verificar a simetria da trinca alguns parâmetros devem ser estabelecidos para uma trinca ser considerada simétrica ou não. De maneira semelhante à condição de validação para a pré-trinca, caso a diferença entre os comprimentos medidos da trinca em

ambos os lados do CP seja maior do que  $0,25b$  o ensaio é invalidado. Outro parâmetro é a inclinação da trinca. Se esta se propagar por um plano com  $\pm 20^\circ$  do plano de simetria por uma distância de  $0,1 W$  ou maior o ensaio é invalidado pelos critérios da norma E647. Caso o desvio do plano seja entre  $\pm 10^\circ$  e  $\pm 20^\circ$  ele deve ser relatado, mas não invalida o ensaio (ASTM, 2011).

Requisitos de simetria são normalmente violados em ensaios de materiais monocristalinos ou com grãos grandes. Para estes casos, resultados de análises de anisotropia e tensões em modo misto podem ser necessários para o cálculo de  $K$  (ASTM, 2011).

Ramificação ou bifurcação de trinca pode acontecer. Tal efeito, porém, não é incorporado ao cálculo de  $K$ . É possível que alguma variabilidade da taxa de propagação de trinca seja observada, devido a ramificações de trinca. Os dados observados na presença de ramificação devem ser relatados como tal, mas não são inválidos (ASTM, 2011).

Caso métodos não visuais sejam utilizados para medição do comprimento da trinca e assimetria ou angulação da trinca sejam observadas, métodos de medição visual devem ser utilizados para garantir que os requisitos de validação foram satisfeitos (ASTM, 2011).

#### 5.2.1.7 - Análise dos Dados Observados

Ao término de um ensaio, a superfície de fratura deve ser inspecionada em pelo menos dois locais para determinar a curvatura da trinca ao longo da espessura. Se o contorno da trinca for visível, o comprimento de trinca deve ser medido em três posições: o centro da trinca e as posições intermediárias entre o centro e as faces do CP, como de acordo com a norma E399 (ASTM, 2009). A diferença entre a média dos valores medidos e o comprimento de trinca observado no ensaio é definida como a correção de curvatura da trinca. Ao utilizar técnicas não visuais de medição de comprimento de trinca deve-se verificar se o método já incorpora a correção durante o monitoramento, o que geralmente ocorre.

Caso o fator de intensidade de tensões calculado com a correção de curvatura resulte numa diferença maior que 5 % com o fator encontrado no ensaio, a correção de curvatura deve ser considerada durante a análise dos dados. Para o caso de uma curvatura variável ao longo da trinca, interpolação

deve ser utilizada para determinar a correção (ASTM, 2011).

A taxa de propagação de trinca deve ser determinada através de técnicas de redução de dados. Os métodos recomendados pela norma para ensaios de  $K$  crescente são os métodos da secante e o polinomial incremental. Para ensaios de  $K$  decrescente recomenda-se o método da secante caso a redução seja em etapas. Caso a redução seja contínua, o método polinomial pode ser aplicado (ASTM, 2011). A determinação do  $\Delta K$  deve ser feita pela Eq.(5.6) e os gráficos  $da/dN \times \Delta K$  podem ser plotados considerando os pares de dados obtidos.

A norma assume que a precisão dos ensaios é uma função inerente à variabilidade do material. A precisão requerida no carregamento de  $\pm 2\%$  é facilmente encontrada nas máquinas eletrohidráulicas de ensaio modernas. Esta precisão resulta na variabilidade de  $\pm 2\%$  em  $\Delta K$  e de  $\pm 4\%$  a  $\pm 10\%$  em  $da/dN$  para taxas acima do limiar. Estima-se, no entanto, que o erro na medição do comprimento de trinca contribua de maneira bem mais significativa sobre a variação em  $da/dN$ . Este erro é bem mais difícil de ser isolado já que está acoplado ao procedimento de análise para converter  $a \times N$  em  $da/dN$  (ASTM, 2011).

#### 5.2.1.8 - Limiar de Propagação

A norma E647 define como limiar de propagação de trinca em fadiga “o valor assintótico de  $\Delta K$  no qual  $da/dN$  se aproxima de zero” (ASTM, 2011). O limiar é definido operacionalmente como o valor de  $\Delta K$  correspondente a uma taxa de propagação de  $10^{-7}$  mm/ciclo. É representado por  $\Delta K_{th}$  (do termo *threshold*).

Para a determinação do limiar, a melhor reta de ajuste deve ser encontrada através de uma regressão linear do logaritmo dos pontos ou outro método mais adequado, para um conjunto de pelo menos cinco pontos ( $da/dN$ - $\Delta K$ ) com espaçamento aproximadamente igual para taxas entre  $10^{-6}$  e  $10^{-7}$  mm/ciclo. Estabelecer o ajuste para  $da/dN$  requer que a variável dependente seja  $\log \Delta K$  (ASTM, 2011).

Recomenda-se que as medições de tamanho de trinca sejam realizadas em intervalos mínimos  $\Delta a$  de 0,25 mm. Porém, devem surgir casos nas regiões de ensaio próximas ao limiar de propagação em que o intervalo  $\Delta a$  deva ser reduzido para que se obtenham pelo menos cinco pontos ( $da/dN$ - $\Delta K$ ). Em qualquer caso, o

$\Delta a$  não deve ser inferior a dez vezes a precisão de medição da trinca. A norma define a precisão de medição da trinca como o desvio-padrão sobre o valor médio de um comprimento de trinca determinado para um conjunto de medições replicadas (ASTM, 2011).

O  $\Delta K$  calculado pela reta ajustada para uma taxa de  $10^{-7}$  mm/ciclo é, pela definição utilizada, o limiar do crescimento de trinca por fadiga,  $\Delta K_{th}$ . Caso dados sejam obtidos a taxas mais baixas, estes podem ser utilizados para a determinação do valor limiar e a taxa obtida deve ser relatada.

#### 5.2.1.9 - Técnicas de Redução de Dados

Para a obtenção dos valores  $da/dN$  a ASTM recomenda duas diferentes técnicas de redução de dados, que podem ser implementadas através de métodos computacionais. São elas o método da secante e o método polinomial incremental.

O primeiro método, da secante, se baseia em técnicas de diferenças finitas progressivas. Ele é aplicado ponto a ponto sobre os dados obtidos e envolve o simples cálculo da inclinação da curva entre dois pontos adjacentes na curva  $a$  x  $N$  (ASTM, 2011). Pode ser expresso pela Eq.(5.8):

$$\left(\frac{da}{dN}\right)_{\bar{a}} = \frac{a_{i+1} - a_i}{N_{i+1} - N_i} \quad (5.8)$$

Uma vez que o valor do  $da/dN$  calculado representa a média da taxa sobre o incremento de tamanho de trinca, um valor médio de tamanho de trinca,  $\bar{a} = \frac{a_{i+1} - a_i}{2}$ , pode ser utilizado para o cálculo de  $\Delta K$  (ASTM, 2011).

O segundo método é um pouco mais sofisticado e acaba por permitir um melhor ajuste dos dados (Clark, 1975). O método polinomial se baseia no ajuste de um polinômio de segunda ordem a conjuntos de  $2n+1$  pontos consecutivos de dados, centrados no  $i$ -ésimo ponto. O valor de  $n$  é usualmente 1, 2, 3 ou 4 (ASTM, 2011). A equação do polinômio possui a seguinte forma Eq. (5.9):

$$\hat{a}_i = b_0 + b_1 \left(\frac{N_i - C_1}{C_2}\right) + b_2 \left(\frac{N_i - C_1}{C_2}\right)^2 \quad (5.9)$$

onde os termos entre parênteses devem ter o valor entre  $-1$  e  $1$  e  $b_0$ ,  $b_1$  e  $b_2$  são os parâmetros de regressão determinados pelo método dos mínimos quadrados (ou seja, minimização dos quadrados das diferenças entre os valores observados e ajustados para cada ponto) na faixa  $a_{i-n} \leq a \leq a_{i+n}$ . O valor  $\hat{a}_i$  é o tamanho de

trinca ajustado em  $N_i$ . Os valores  $C_1 = \frac{N_{i-n} + N_{i+n}}{2}$  e  $C_2 = \frac{N_{i+n} - N_{i-n}}{2}$  são utilizados para normalizar os dados (ASTM, 2011). A taxa de propagação pode então ser obtida através da derivada da equação de ajuste, e é dada a seguir Eq (5.10):

$$\left(\frac{da}{dN}\right)_{\hat{a}_i} = \frac{b_1}{C_2} + \frac{2b_2}{C_2^2}(N_i - C_1) \quad (5.10)$$

O valor de  $\Delta K$  neste caso deve ser calculado com o valor de trinca ajustado  $\hat{a}_i$ .

#### 5.2.1.10 - Leitura do Tamanho de Trinca

Dentre as diversas técnicas sugeridas para efetuar a leitura do tamanho de 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 Fig. (5.6).



Figura 5.6 – *Displacement Gage*.

O tamanho da trinca é calculado pelo método da flexibilidade através da seguinte Eq.(5.11) (ASTM, 2011):

$$a = \frac{1}{W}(C_0 - C_1 \cdot u_x + C_2 \cdot u_x^2 - C_3 \cdot u_x^3 + C_4 \cdot u_x^4 - C_5 \cdot u_x^5) \quad (5.11)$$

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  $V_{X1}$ ,  $V_0$ ,  $V_1$  e  $V_{LL}$ , ilustradas na Fig (5.7). O valor ótimo para o parâmetro  $u_x$ , uma variação da flexibilidade do material, foi sugerido por Donald (1980) e pode ser calculado pela Eq. (5.12):

$$u_x = \left[ \left( \frac{E v b}{P} \right)^{\frac{1}{2}} + 1 \right]^{-1} \quad (5.12)$$

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

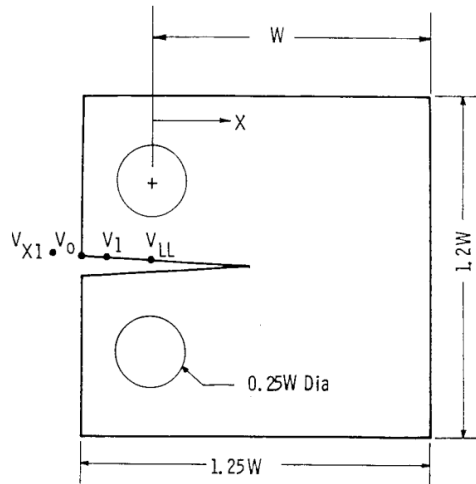


Figura 5.7 – Posições de encaixe do *clip gage*.

## 5.2.2 - Metodologias de Ensaio e Análise

Os ensaios experimentais para determinação do limiar de propagação de trinca foram realizados em corpos de prova do tipo C(T), no Laboratório de Ensaio Mecânicos (SG9 – UnB). Os espécimes foram produzidos por uma empresa de usinagem a partir de tarugos do material como recebido. A máquina utilizada para os ensaios foi a Máquina Universal de Testes MTS 810, da MTS®.

### 5.2.2.1 - Corpos de Prova e Material

Os corpos de prova utilizados do tipo C(T) foram projetados de acordo com as recomendações da norma ASTM E647, seguindo as proporções e tolerâncias representadas na Fig.(5.3). O fator determinante para a decisão das dimensões foi a aparelhagem disponível para testes, no laboratório. As dimensões são apresentadas na Tab (5.5) ( $D$  é o diâmetro do furo).

Tabela 5.5 – Dimensões características para o corpo de prova utilizado, do tipo C(T):

Componente	Dimensão (mm)
$W$	50,0
$b$	12,5
$a_n$	10,0
$D$	12,4



A usinagem do material envolveu o uso de serrote torno de controle por comando numérico, furadeira e máquina de eletroerosão para os detalhes do entalhe.

O material, o aço ASTM A743 CA6NM, é uma liga fundida de aço inoxidável que deve passar por tratamentos térmicos. A têmpera final deve ser a uma temperatura entre 565 e 620 °C. Contém em sua composição química elementos como ferro, carbono, cromo, níquel e molibdênio conforme apresentado na Tab (5.6). O níquel e o molibdênio conferem à liga uma melhor resistência à corrosão em ambientes agressivos, como meios aquosos. A liga é utilizada na fabricação de componentes de turbinas em usinas hidrelétricas.

Tabela 5.6 – Composição química em %peso da liga. Fonte: ASTM (2012):

<b>Elemento Químico</b>	<b>%peso</b>	<b>Elemento Químico</b>	<b>%peso</b>
Ferro, Fe	82,9~88,1	Manganês, Mn	≤ 1,0
Carbono, C	≤ 0,06	Fósforo, P	≤ 0,04
Cromo, Cr	11,5~14,0	Silício, Si	≤ 1,0
Níquel, Ni	3,5~4,5	Enxofre, S	≤ 0,03
Molibdênio, Mo	0,4~1,0		

Algumas propriedades mecânicas do material são listadas na Tab (5.8).

Tabela 5.7 – Propriedades mecânicas para o Aço ASTM A743 CA6NM. Fonte: ASTM (2012) *apud* Mandai (2010):

<b>PROPRIEDADES MECÂNICAS</b>	
Módulo de Elasticidade	201 GPa
Tensão de Escoamento, min	550 MPa
Tensão de Ruptura, min	755 MPa
Dureza Brinell, max	285 HB
Coefficiente de Poisson	0,30

#### 5.2.2.2 - Polimento e Marcação dos Corpos de Prova

O polimento dos corpos de prova nas superfícies laterais é importante para permitir o acompanhamento do crescimento superficial da trinca com máxima precisão. O polimento também visa reduzir irregularidades na superfície que possam interferir na concentração de tensões e na propagação de trincas. Os CPs foram lixados com lixas de granulometrias variadas (#240 a #1200) em ordem crescente. Em seguida tiveram as faces laterais polidas com pasta de diamante. O procedimento foi realizado no laboratório de metalografia do prédio SG9-UnB. Tal polimento é mais fino do que o recomendado pela E647 e, portanto, aceitável.

Para o bom acompanhamento visual do crescimento da trinca, principalmente durante a etapa de pré-trincagem, é interessante fazer marcações devidamente espaçadas nas superfícies laterais dos CPs ao longo do plano de crescimento da trinca. As marcações foram feitas no laboratório de metrologia do prédio SG9-UnB.

### 5.2.2.3 - Número de Ensaios

Onze ensaios de propagação de trinca por fadiga foram realizados entre cinco razões de carregamento,  $R$ , diferentes, sendo dez utilizados para análise deste trabalho. As diferentes razões de carregamento utilizadas em cada ensaio estão indicadas na Tab. (5.8). O CP5 foi invalidado pelos critérios da norma, sendo desconsiderado das análises.

Tabela 5.8 – Razões de carregamento para os CPs ensaiados:

Nome/número	Razão de carregamento, $R$	Nome/número	Razão de carregamento, $R$
CP 01	0,10	CP 07	0,05
CP 02	0,33	CP 08	0,05
CP 03	0,50	CP 09	0,33
CP 04	0,66	CP 10	0,50
CP 06	0,10	CP 11	0,66

### 5.2.2.4 - Máquina e Ensaios

A máquina utilizada para a realização dos ensaios mecânicos foi a MTS 810 Fig.(5.8). Esta máquina possui características, opções de programação e dispositivos adequados para a realização de um ensaio de propagação de trinca de acordo com a norma E647.

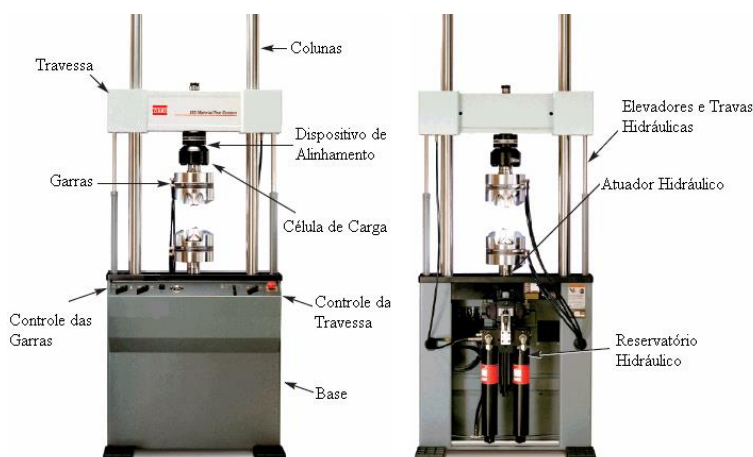


Figura 5.8 – Máquina de Ensaios Universal MTS 810.

Uma unidade central (CPU do computador ligado ao sistema) controla o funcionamento da máquina de acordo com o comportamento programado. A máquina efetua o controle de força ou deslocamento do seu atuador: um pistão hidráulico onde fica acoplada parte do dispositivo de fixação do CP. Isto permite uma gama de configurações de ensaio bastante ampla. A programação da máquina para ensaios de limiar de propagação de trinca será dada em mais detalhes no Apendice A.

Os ensaios foram realizados em duas etapas. A primeira etapa é o ensaio em modo de  $K$  decrescente para determinação do limiar de propagação, como recomendado pela norma. A segunda etapa é o ensaio em  $K$  crescente para a determinação da curva  $da/dN$ .

#### 5.2.2.5 - Medição do Tamanho da Trinca e Critério de Parada

Um dos dispositivos acoplados à CPU é um *displacement gage* próprio da MTS®. Através deste dispositivo o tamanho da trinca pode ser estimado a partir da abertura da boca da trinca pelo método da flexibilidade (*compliance*), como descrito na seção 5.2.1.9 deste trabalho. Uma vez colocadas as variáveis e constantes necessárias a cada ensaio (como valores para a calibração de  $K$ , e dimensões do CP) a máquina automaticamente faz os cálculos para estimativa do tamanho da trinca em tempo real, podendo associar este valor à contagem de ciclos, por exemplo.

A configuração da máquina também permite que se determine o critério de parada do ensaio, como um determinado número de ciclos ou uma taxa específica de crescimento de trinca. Foi determinado como critério de parada para a primeira etapa dos ensaios (determinação do limiar) uma taxa de propagação de trinca de  $10^{-7}$  mm/ciclo, considerada em muitas fontes (inclusive a própria E647) como um valor limiar adequado para o  $\Delta K_{th}$ .

#### 5.2.2.6 - Parâmetros de Ensaio

As razões de carregamento utilizadas para os ensaios estão listadas na Tab (5.9). Os carregamentos foram aplicados sobre os corpos de prova a uma frequência de 25 Hz, senoidal. O valor escolhido para o gradiente  $K$  normalizado,  $C$ , foi de  $-0,078 \text{ mm}^{-1}$  e o  $K_{máx}$  inicial foi de  $10 \text{ MPa(m)}^{1/2}$ , sendo reduzido em alguns ensaios visto que prolongava demasiadamente as fases iniciais do ensaio,

onde as taxas de propagação eram superiores a  $10^{-6}$  mm/ciclo. Todos estes valores foram escolhidos com base em experimentos anteriores realizados neste material, no mesmo laboratório, e seguem as recomendações da ASTM (2011).

#### 5.2.2.7 - Ajuste de Curvas

Os dados fornecidos pelo Software MTS FATIGUE CRACK GROWTH foram tratados por uma rotina numérica elaborada no ambiente MATLAB, denominada `gerador_da_dN_deltaK_teste.m`. Nesta rotina, pode-se estabelecer o valor do incremento do comprimento de trinca,  $\Delta a$ , no qual as informações serão coletadas para fins de cálculo. Através desta, analisam-se as regiões I e II da curva  $dadN$  versus  $\Delta K$ , possibilitando, assim, definir os valores  $\Delta K_{th}$  e os coeficientes de Paris. Maiores detalhes acerca do programa podem ser obtidos no Anexo C desta dissertação, local em que o código fonte é exibido.

## 6 - RESULTADOS E ANÁLISE

### 6.1 - DESCRIÇÃO DOS RESULTADOS EXPERIMENTAIS DOS ENSAIOS DE PROPAGAÇÃO DE TRINCA

Foram realizados 11 ensaios de propagação de trinca em corpos de prova tipo C(T), nas seguintes razões de carregamento,  $R$ : 0.05, 0.1, 0.33, 0.5 e 0.66. Procurou-se replicar, pelo menos uma vez, cada razão de carregamento – totalizando assim 11 ensaios experimentais. Desses 11 ensaios, 10 foram admitidos como *válidos*. Na Fig. (6.1), 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 75%.

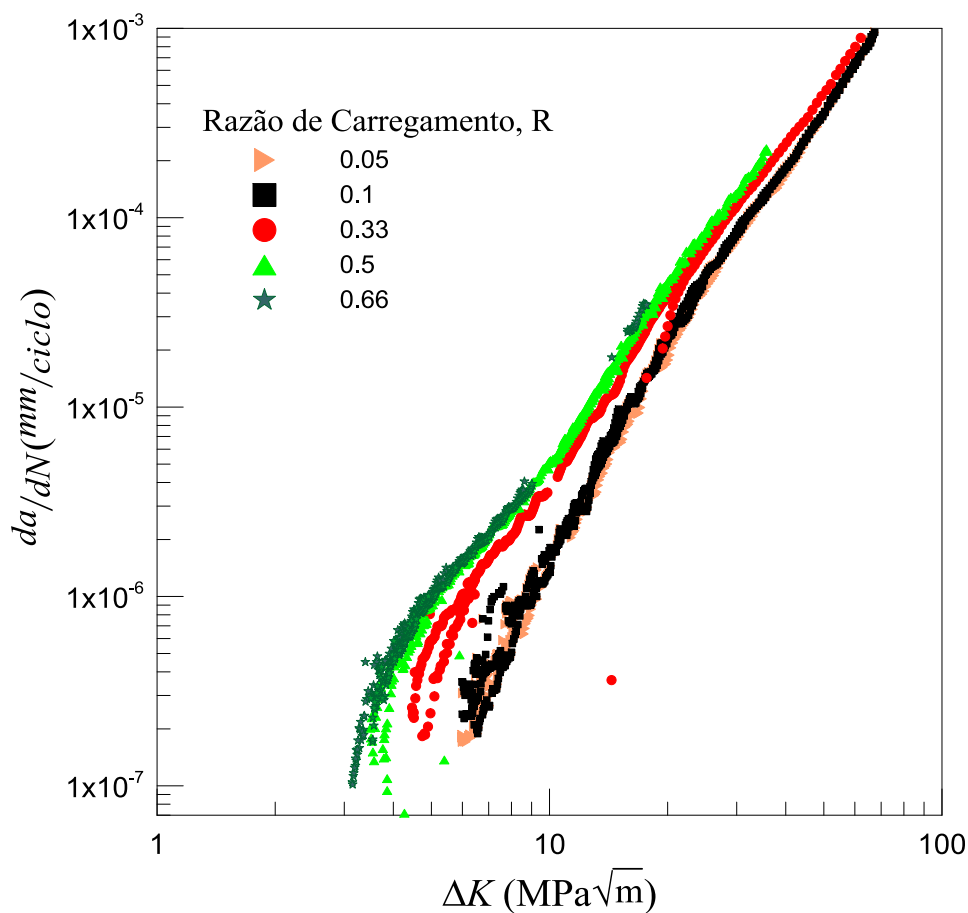


Figura 6.1 – Curvas  $da/dN$  versus  $\Delta K$ .

A análise qualitativa dos resultados apresentados na Fig. (6.1), permite verificar que as curvas obtidas seguem o comportamento esperado para as regiões 1 e 2 da curva  $da/dN$  versus  $\Delta K$ , conforme discutido na seção 3.8.2 dessa dissertação, nas seções seguintes tal comportamento será melhor discutido considerando especificamente as regiões 1 e 2.

### 6.1.1 - Análise do Comportamento da Curva $da/dN$ versus $\Delta K$ na Região 1

Na Fig. (6.2), estão apresentadas as curvas  $da/dN$  versus  $\Delta K$ , com ênfase no estágio I de propagação. Quando a taxa de crescimento de trinca assume valores inferiores a  $1 \times 10^{-6}$  mm/ciclo, a curva passa a assumir um comportamento assintótico, possibilitando a determinação do limiar de propagação,  $\Delta K_{th}$ .

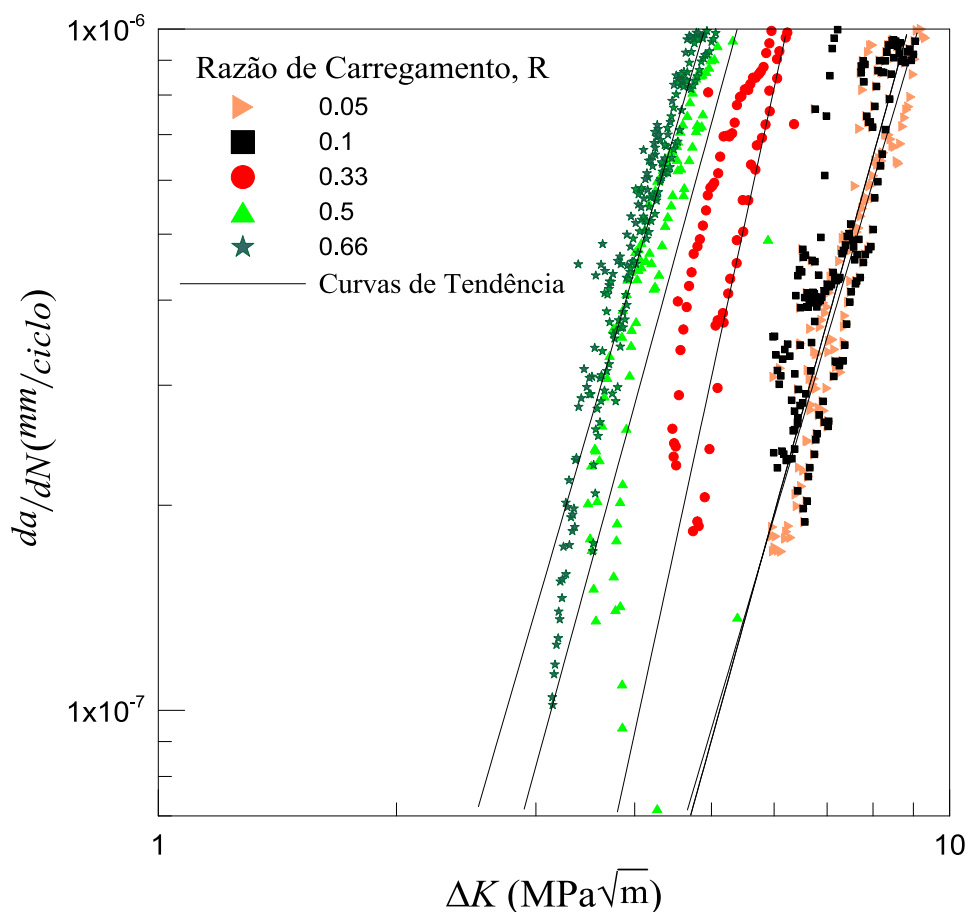


Figura 6.2 – Curvas  $da/dN$  versus  $\Delta K$  - estágio I.

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 respectivos limites de incerteza, são apresentados na Tab.(6.1). Os dados referem-se a um intervalo de confiança

de 95% e a um incremento de crescimento de trinca,  $\Delta a$ , 0,25 mm. Com base nos resultados apresentados na Fig. (6.1) e na Tab.(6.1), verifica-se experimentalmente que o valor de  $\Delta K_{th}$  decresce com o aumento de  $R$ , o que representa um comportamento qualitativamente esperado. A fim de avaliar a relação de dependência de  $\Delta K_{th}$  em relação a  $R$  é apresentado na Fig. (6.2) um gráfico correlacionando essas duas variáveis.

Tabela 6.1 – Valores Estimados para o Fator Intensidade de Tensões Limiar,  $\Delta K_{th}$

R	CP	$\Delta K_{th}$		
		Média	Lim. Inf	Lim. Sup
0,05	7	5,67	4,63	6,94
0,05	8	5,39	4,76	6,12
0,10	1	5,57	5,27	5,88
0,10	6	5,39	4,54	6,39
0,33	2	3,43	2,76	4,28
0,33	9	4,73	2,49	8,99
0,50	3	2,85	2,24	3,63
0,50	10	3,98	2,78	5,72
0,67	4	2,87	2,58	3,19
0,67	11	2,79	2,60	3,00

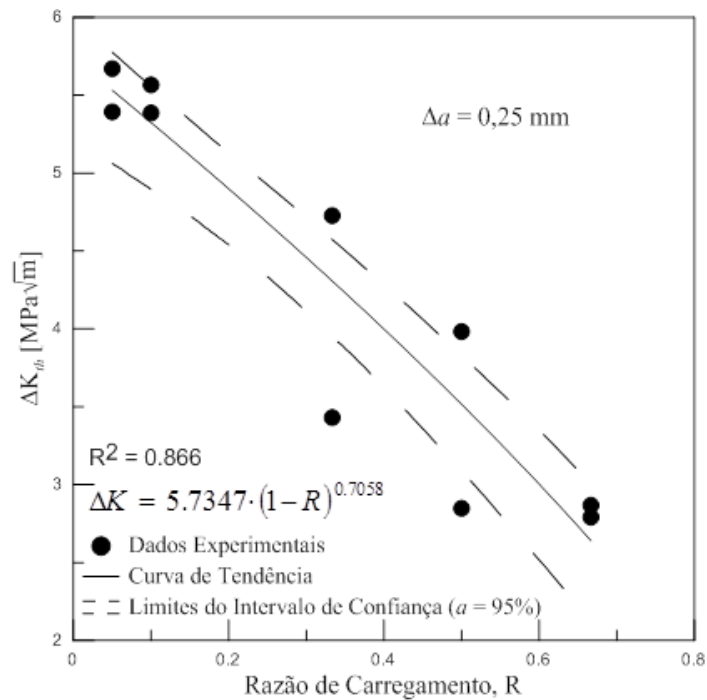


Figura 6.3 – Gráfico apresentando a Relação de Dependência entre  $\Delta K_{th}$  e  $R$ .

Com base nos resultados apresentados na Fig. (6.3) verifica-se que a relação entre  $\Delta K_{th}$  e  $R$  é semelhante a discutida nos trabalhos de Radhakrishnan (1990), Zhao (1990), Boyce (2001) e Kwofie (2004). Ou seja, não se observou, para as condições experimentais estudadas, a presença de um patamar assintótico conforme discutido no trabalho de Schmidt e Paris (1973). Provavelmente esse comportamento se deve ao fato da condição de fechamento da trinca não ter acontecido ao longo dos ensaios.

### 6.1.2 - Análise do Comportamento da Curva $da/dN$ versus $\Delta K$ na Região 2

Na Fig.(6.4), 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  $1 \times 10^{-6}$  mm/ciclo, a curva passa a assumir um aspecto linear quando os eixos estão na escala logarítmica.

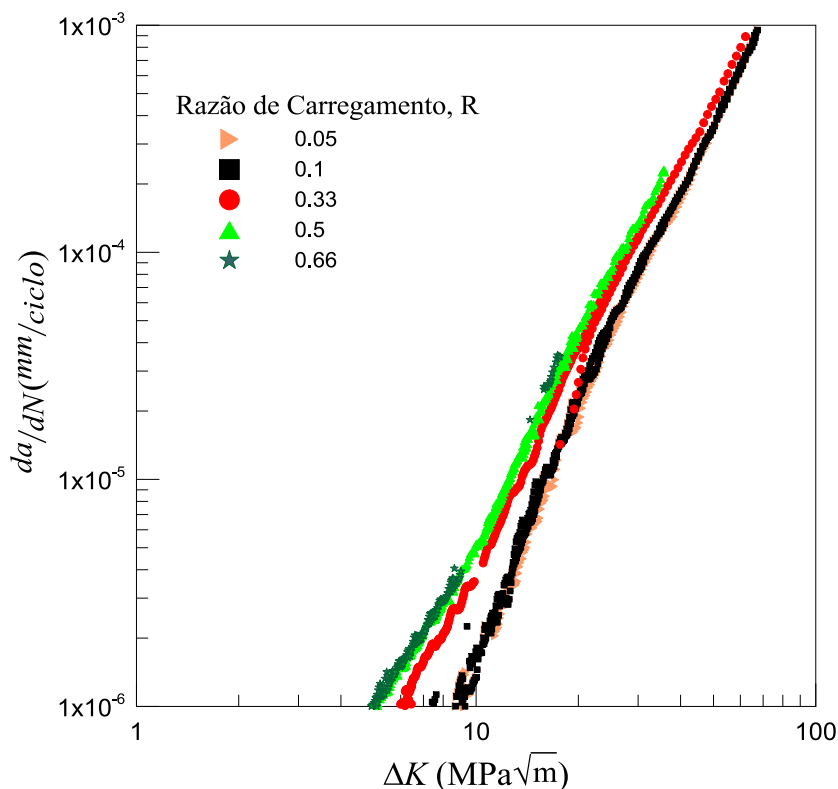


Figura 6.4– Curvas  $da/dN$  versus  $\Delta K$  - estágio II.

A Tab. (6.3) 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 75%. Na Fig.(6.5) são apresentados dois gráficos em que são correlacionados a razão de carregamento,  $R$ , e os valores



estimados para a constante,  $A$ , e para o expoente,  $m$ , da Eq. de Paris, respectivamente. Analisando essas figuras observa-se que existe uma forte dependência entre a constante de Paris,  $A$ , e a razão de carregamento,  $R$  (Coef. de Explicação,  $R^2$ , da ordem de 0,88). Entretanto, o mesmo comportamento não é observado quando se avalia a relação de dependência entre o expoente de Paris e a Razão de carregamento (Coef. de Explicação,  $R^2$ , menor do que 0,60), tais resultados são corroborados pelos resultados apresentados na Fig. (6.6), em que se apresenta o diagrama de Box-Whisker para os valores de  $m$  avaliados com base nos resultados experimentais. Por esse diagrama constata-se uma fraca dependência entre  $m$  e  $R$ , mas que devido à dispersão relativamente elevada observada as estimativas de  $m$ , tal dependência é estatisticamente desprezível.

Tabela 6.2 – Estimativas para os Coeficientes da Equação de Paris – Região II ( $\Delta a = 0,25$  mm)

R	CP	A			m		
		Média	Lim. Inf	Lim. Sup	Média	Lim. Inf	Lim. Sup
0,05	7	6,55E-10	5,52E-10	7,78E-10	3,42	3,37	3,48
0,05	8	4,92E-10	4,07E-10	5,94E-10	3,48	3,42	3,55
0,10	1	2,51E-09	2,18E-09	2,89E-09	3,06	3,01	3,11
0,10	6	8,73E-10	7,43E-10	1,03E-09	3,35	3,30	3,40
0,33	2	3,88E-09	3,53E-09	4,27E-09	3,05	3,01	3,09
0,33	9	4,48E-09	3,81E-09	5,26E-09	2,96	2,92	3,01
0,50	3	9,22E-09	8,04E-09	1,06E-08	2,79	2,72	2,85
0,50	10	4,74E-09	4,30E-09	5,23E-09	3,04	3,00	3,07
0,67	4	1,01E-08	8,49E-09	1,20E-08	2,81	2,72	2,89
0,67	11	2,48E-08	2,34E-08	2,62E-08	2,29	2,26	2,32

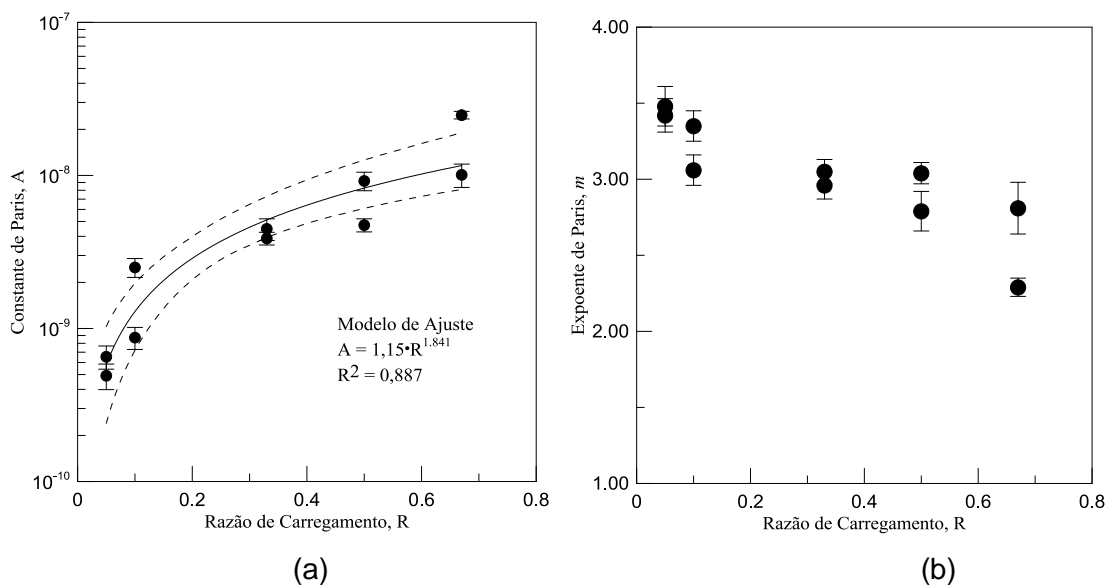


Figura 6.5– Gráficos correlacionando os parâmetros da Curva de Paris com a razão de carregamento – (a)  $R$  versus  $A$  e (b)  $R$  versus  $m$ .

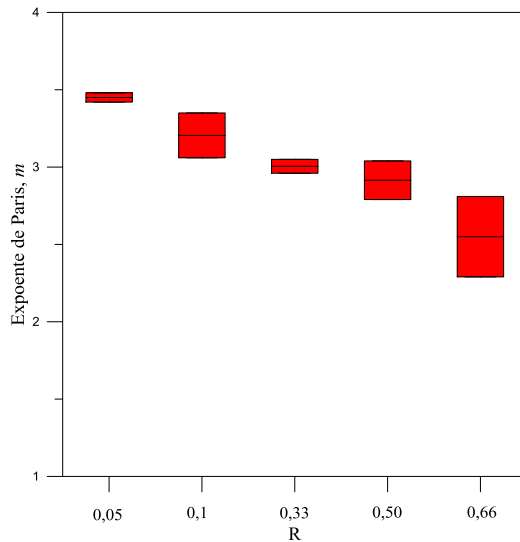


Figura 6.6– Diagrama de Box-Whisker representando as estimativas para o expoente de Paris,  $m$ , em relação as razões de carregamento estudadas.

## 6.2 - DESCRIÇÃO DOS RESULTADOS EXPERIMENTAIS DOS ENSAIOS DE FADIGA BASEADOS NA METODOLOGIA TENSÃO-VIDA - S-N

A Fig. (6.7) apresenta os resultados experimentais obtidos nos ensaios de fadiga realizados no Laboratório de Ensaio de Materiais e relatados por Souza (2011). As curvas S-N foram obtidas para as seguintes razões de carregamento,  $R$ : -1, -2/3, -1/3, 0, 1/3 e 2/3. Os limites de resistência a fadiga foram determinados para dois critérios de vida infinita:  $1 \times 10^6$  e  $2 \times 10^6$  ciclos uma vez que alguns corpos de prova apresentaram falha mesmo após uma vida de um milhão de ciclos.

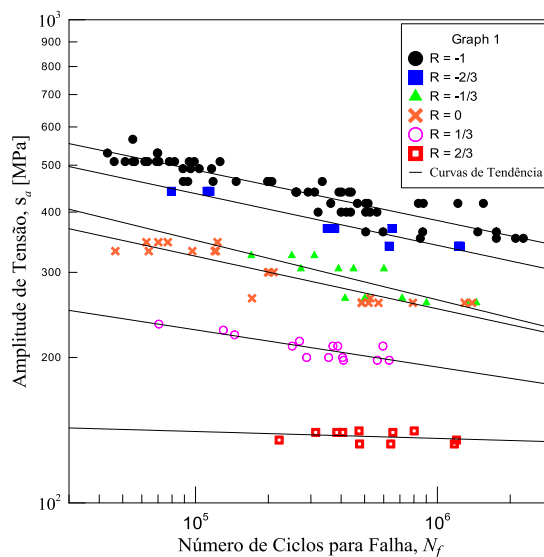


Figura 6.7 – Gráfico correlacionando os Resultados de Ensaio de Fadiga para diversas razões de carregamento.

Na Tab. 6.3 são apresentados as constantes e os expoentes das curvas S-N para cada razão de carregamento ensaiada.

Tabela 6.3 (a) – Constantes da Curva S-N ( $S_a = A_{bsq} N^b$ )

R	$A_{bsq}$					
	S-N (Mod. Linearizado)			S-N (Modelo Real)		
	Média	Lim. Inf	Lim. Sup	Média	Lim. Inf	Lim. Sup
-1,00	1629,09	1416,54	1873,63	1635,72	1416,45	1855,00
-0,67	1497,77	1066,02	2104,38	1534,33	1042,86	2025,80
-0,33	837,01	516,83	1355,54	776,92	444,72	1109,12
0,00	941,75	660,89	1341,97	982,41	642,67	1322,15
0,33	554,06	380,13	807,56	559,50	362,56	756,44
0,67	165,65	101,49	270,36	165,09	84,49	245,69

Tabela 6.3 (b) – Expoente da Curva S-N ( $S_a = A_{bsq} N^b$ )

R	b					
	S-N (Mod. Linearizado)			S-N (Modelo Real)		
	Média	Lim. Inf	Lim. Sup	Média	Lim. Inf	Lim. Sup
-1,00	-0,105	-0,116	-0,093	-0,11	-0,12	-0,09
-0,67	-0,107	-0,134	-0,081	-0,11	-0,13	-0,08
-0,33	-0,082	-0,119	-0,045	-0,08	-0,11	-0,04
0,00	-0,093	-0,122	-0,065	-0,10	-0,13	-0,07
0,33	-0,077	-0,107	-0,047	-0,08	-0,11	-0,05
0,67	-0,014	-0,051	0,023	-0,01	-0,05	0,02

Com base nos resultados apresentados nas Tabs. 6.3 (a) e (b) foram estimadas por meio do método da projeção paralela os valores para os limites de resistência a fadiga considerando as vidas de  $10^6$  e  $2 \cdot 10^6$  ciclos. Tais estimativas são apresentadas nas Tab. 6.4 (a) e (b).

Tabela 6.4 (a) – Estimativas para o Limites de Resistência a Fadiga ( $N = 10^6$  ciclos)

R	$S_a (1E^6)$							
	S-N (Mod. Linearizado)				S-N (Mod. Real)			
	Média	CV(%)	Lim. Inf	Lim. Sup	Média	CV (%)	Lim. Inf	Lim. Sup
-1,00	384,08	4,85	331,73	444,71	384,36	2,15	376,10	392,62
-0,67	341,30	3,61	302,08	385,62	340,71	4,06	326,88	354,54
-0,33	269,73	6,66	217,63	325,30	271,83	5,13	257,89	285,78
0,00	260,54	7,01	208,97	324,83	259,76	5,49	245,49	274,03
0,33	191,04	3,54	170,63	213,89	190,94	3,96	183,38	198,50
0,67	135,98	2,98	123,36	149,90	136,05	2,95	132,03	140,07

Tabela 6.4 (b) – Estimativas para o Limites de Resistência a Fadiga ( $N = 2 \times 10^6$  ciclos)

R	$S_a (2E^6)$							
	S-N (Mod. Linearizado)				S-N (Mod. Real)			
	Média	CV(%)	Lim. Inf	Lim. Sup	Média	CV (%)	Lim. Inf	Lim. Sup
-1,00	357,23	4,92	307,84	414,53	357,43	2,82	347,35	367,50
-0,67	316,89	3,91	277,53	361,84	315,94	5,55	298,40	333,48
-0,33	254,83	7,00	203,27	319,47	257,88	6,96	239,94	275,82
0,00	244,27	7,29	194,08	307,44	242,99	7,23	225,41	260,57
0,33	181,10	4,04	159,13	206,10	180,91	5,76	170,49	191,34
0,67	134,64	3,51	120,03	151,04	134,74	5,20	127,73	141,74

### 6.2.1 - Análise do Efeito da Razão de Carregamento sobre o Limite de Resistência a Fadiga do Aço ASTM A743 CA6NM

Na Fig. (6.8), são apresentadas as curvas que relacionam a amplitude de tensão com a razão de carregamento aplicada, para os dois critérios de vida infinita adotados. Para estimar o expoente do modelo de Walker,  $\gamma$ , foi utilizada a Eq. (2.16.3). A estimativa dos parâmetros  $\gamma$  foi realizada utilizando-se do método de Levenberg-Marquardt. Como ferramenta de análise utilizou-se o software de análise estatística SPSS versão 10.0.1. Como resultado da estimativa do parâmetros chegou-se aos valores apresentados na Tab. 6.5.

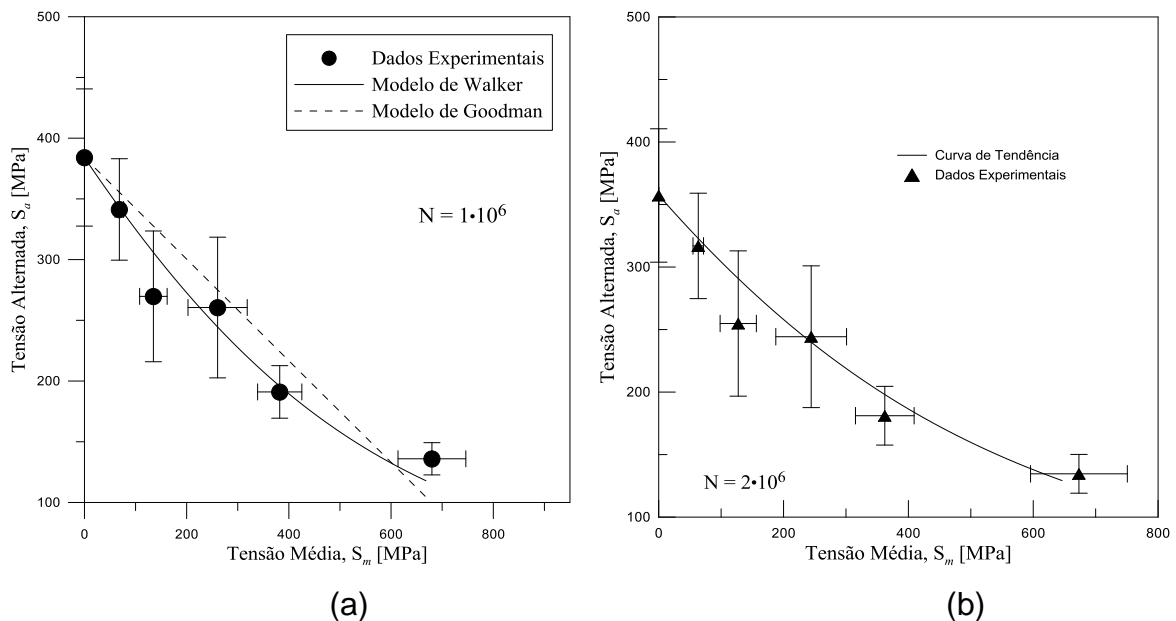


Figura 6.8 – Curvas  $S_a$  versus  $S_m$ : (a)  $1 \times 10^6$  ciclos; (b)  $2 \times 10^6$  ciclos.

Tabela 6.5 – Estimativas para os Coeficientes da Equação Walker.

PARÂMETROS DE WALKER	$1 \times 10^6$	$2 \times 10^6$
$S_a$	384	357
$\gamma$	0,3776	0,4322

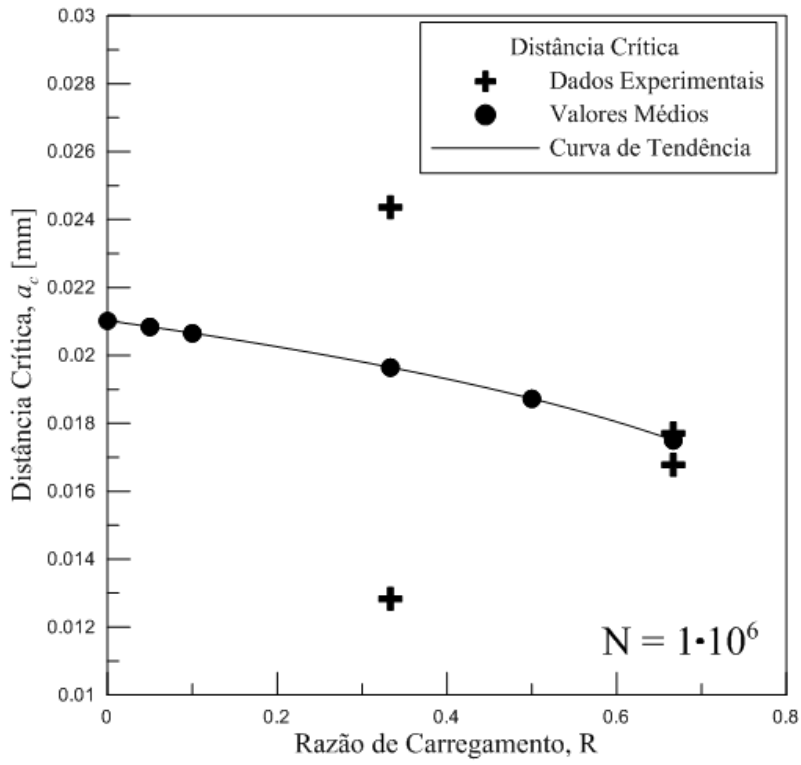
### 6.3 - ANÁLISE DO EFEITO DA RAZÃO DE CARREGAMENTO SOBRE A DISTÂNCIA CRÍTICA DO AÇO ASTM A743 CA6NM

A Tabela (6.6) apresenta a síntese dos resultados de propagação de trincas,  $\Delta K_{th}$ , dos ensaios de fadiga e das estimativas da distância crítica,  $a_c$ . A distância crítica foi calculada pelo método do ponto.

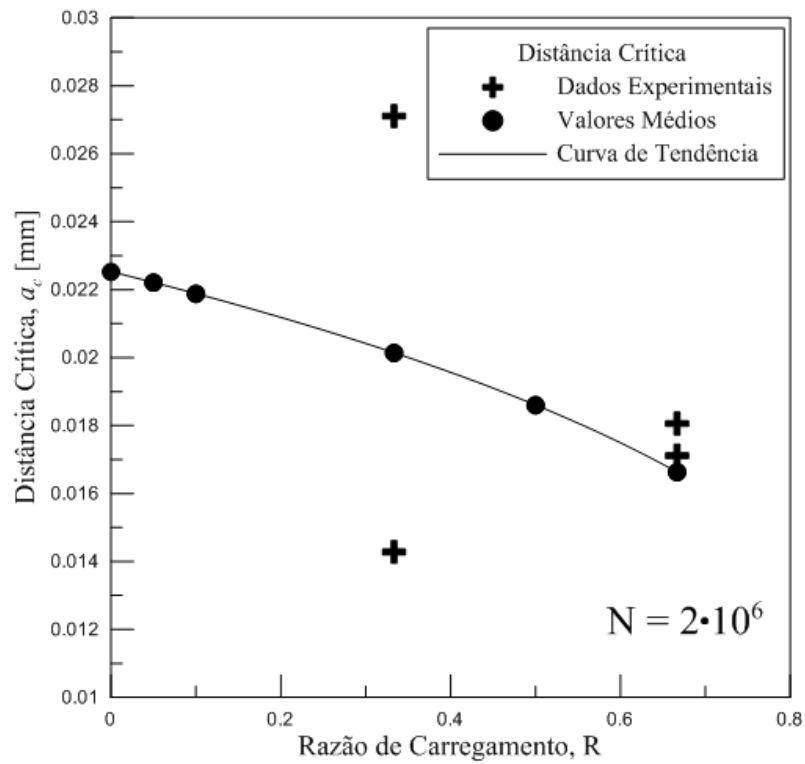
Tabela 6.6 – Síntese dos Resultados dos Ensaios e Estimativas da Distância Crítica.

R	$\Delta K_{th}$		S(1E6)		$a_{crit} (mm)$		S(2E6)		$a_{crit} (mm)$	
	Exp	Prev	Exp	Prev	Exp	Prev	Exp	Prev	Exp	Prev
-1,00			384,08	384,08			357,23	357,23		
-0,67			341,30	342,88			316,89	322,10		
-0,33			269,73	298,41			254,83	283,77		
0,00		5,73	260,54	249,49		0,021	244,27	241,00		0,023
0,05	5,67	5,53		241,65		0,021		234,09		0,022
0,05	5,39	5,53		241,65		0,021		234,09		0,022
0,10	5,57	5,32		233,65		0,021		227,01		0,022
0,10	5,39	5,32		233,65		0,021		227,01		0,022
0,33	3,43	4,31	191,04	193,84	0,013	0,020	181,10	191,44	0,014	0,020
0,33	4,73	4,31	191,04	193,84	0,024	0,020	181,10	191,44	0,027	0,020
0,50	2,85	3,52		162,06		0,019		162,59		0,019
0,50	3,98	3,52		162,06		0,019		162,59		0,019
0,67	2,87	2,64	135,98	125,91	0,018	0,018	134,64	129,16	0,018	0,017
0,67	2,79	2,64	135,98	125,91	0,017	0,018	134,64	129,16	0,017	0,017

Na Fig. (6.9), são apresentadas as curvas que relacionam a distância crítica à razão de carregamento, para os dois critérios de vida infinita adotados.



(a)



(b)

Figura 6.9 – Curvas representativas do efeito da Razão de Carregamento, R, sobre a Distância Crítica,  $a_c$ .

A análise das curvas apresentadas na Fig. (6.9), permite demonstrar que a distância crítica está correlacionada a razão de carregamento, o que implica que para o uso adequada do método da distância crítica é necessário, antes de mais nada, dispor da relação de dependência entre esses parâmetros.

## 7 - CONCLUSÕES

O presente trabalho se propôs a avaliar a influência da razão de carregamento,  $R$ , sobre a distância crítica do aço ASTM A743 CA6NM, segundo o Método do Ponto (MP).

Nesse sentido foram realizados ensaios de propagação de trincas, segundo a norma ASTM E 647, para a obtenção dos valores do limiar de propagação de trincas para as seguintes razões de carregamento: 0,05; 0,1; 0,33; 0,5 e 0,66.

Os dados gerados por Souza (2011) forneceram subsídios para avaliar o efeito da razão de carregamento sobre o limite de resistência a fadiga do aço ASTM A743 CA6NM para as razões de carregamento iguais a: -1; -0,66; -0,33; 0; 0,33 e 0,66.

Com base nesses dados experimentais, foi possível correlacionar o limite de resistência a fadiga e o limiar de propagação de trincas, obtendo a distância crítica do material em análise para algumas razões de carregamento. Observou-se que a distância crítica deste material apresenta uma tendência de decréscimo com o aumento de  $R$ .

No que diz respeito aos ensaios de propagação de trincas, comprovou-se experimentalmente que no intervalo de  $0,05 \leq R \leq 0,66$  o coeficiente da equação de Paris,  $A$ , apresenta uma forte dependência de  $R$ . Entretanto, o mesmo comportamento não é observado quando se avalia a relação de dependência entre o expoente de Paris e a Razão de carregamento tendo em vista o baixo valor do Coeficiente de Explicação,  $R^2$ , menor do que 0,60.

De um modo geral, as curvas  $da/dN$  versus  $\Delta K$  apresentaram um aspecto muito semelhante às demais curvas obtidas na literatura. Ao avaliar, a relação entre  $\Delta K_{th}$  e  $R$ , verificou-se a semelhança discutida nos trabalhos de Radhakrishnan (1990), Zhao (1990), Boyce (2001) e Kwofie (2004). Ou seja, não se observou, para as condições experimentais estudadas, a presença de um patamar assintótico conforme discutido no trabalho de Schmidt e Paris (1973).



## 8 - 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:

- Implementar metodologia para realização de ensaios de propagação de trinca com razões de carregamento negativas;
- 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;
- Executar ensaios de propagação de trinca com razão de carregamento superior a 0,66;
- Calcular a distância crítica por meio de outras metodologias como por exemplo o Método da Linha, da Área e do Volume.

## REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICA

Adams, C. (2004). *Was Boston once literally flooded with molasses?*

Anderson, T. L. (2005). *Fracture Mechanics – Fundamentals and Applications*. Third Edition, CRC Press Publishers.

Araújo, J. A., Susmel, L., Taylor, D., Ferro, J. C. T., Mamiya, E. N. (2007). “On the use of theory of critical distances and the modified Wöhler curve method to estimate fretting fatigue strength of cylindrical contacts”, *Int J Fatigue* 29, 95-107.

ASM (1987). *Metals Handbook-Fractography*. Second Edition. In: ASM International Vol.12.

ASTM (1990). *Standard Practice for Presentation of Constant Amplitude Fatigue Test Results for Metallic Materials*. In: ASTM E 468-90.

ASTM (1991). *Standard Practice for Statistical Analysis of Linear or Linearized Stress-Life (S-N) and Strain-Life (e-N) Fatigue*. In: ASTM E 739-90.

ASTM (1991). *Standard Practice for Statistical Analysis of Linear or Linearized Stress-Life (S-N) and Strain-Life (e-N) Fatigue*. In: ASTM E 739-91.

ASTM (1992). *Standard Practice for Strain-Controlled Fatigue Testing*. In: ASTM E 606-92.

ASTM (1996). *Standard Practice for Conducting Force Controlled Constant Amplitude Axial Fatigue Tests of Metallic Materials*. In: ASTM E 466-96.

ASTM (1997). *Standard Test Method for Plane-Strain Fracture Toughness of Metallic Materials*. In: ASTM E 399-97.

ASTM (2011). *Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates*. In: ASTM E 647-2011.

ASTM (2012). *Standard terminology Relating to Fatigue and Fracture Testing*. In: ASTM E 1823-2012.

Atzori, B., Lazzarin, P., Tovo, R. (1992), “Evaluation of the fatigue strength of a deep drawing steel”, *Österreichische Ing Architekten-Zeitschrift (ÖIAZ)*, 137(Heft 11/92):556-61.

Baicchi, P., Collini, L., Riva, E. (2007), “A methodology for the fatigue design of notched castings in gray cast iron”, *Engineering Fracture Mechanics*, 74, pp. 539-548.

Baptista, C.A.R.P., Adib, A.M.L, Torres, M.A.S. and , Pastoukhov, V.A. (2012),

*Describing fatigue crack growth and load ratio effects in Al 2524 T3 alloy with an enhanced exponential model*, Mechanics of Materials 51; 66–73.

Bellett, D.; Taylor, D.; Marco, S.; Mazzeo, E.; Guillois, J.; Pircher T. (2005). *The fatigue behavior of three-dimensional stress concentrations*. Int J Fatigue, 27, pp. 207-21.

Berkovits, A.; Fang, D. (1993). *An analytical master curve for Goodman diagram data*, International Journal of Fatigue, Volume 15, Issue 3, Pages 173-180.

Blom A.F., Holm DK.(1985) *An experimental and numerical study of crack closure*. Eng Fract Mech;22:997–1011.

Boyce , B. L.; Ritchie , R. O. (2001). *Effect of load ratio and maximum stress intensity on the fatigue threshold in Ti-6Al-4V*, Engineering Fracture Mechanics 68.129-147.

Broek, D. (1982). *Elementary Engineering Fracture Mechanics*. 3 ed, Martinus Nijhoff Publishers.

Broek, D. (1988). *The Practical Use of Fracture Mechanics*. 1. Title. Ta409.B773. 620. 1'126.

Callister, W. D. Jr, (2002). *Ciência e Engenharia de Materiais*, 5 ed., Rio de Janeiro: LTC Editora.

Chiandussi, G., Rossetto, M. (2005), *“Evaluation of the fatigue strength of notched specimens by the point and line methods with high stress ratios”*, Int J Fatigue, 27:639-50.

Davenport, R.T. and Brook, R. (1979). *Fatigue Eng Mat Struct* 1p 151.

Dieter. G. E. (1988). *Mechanical Metallurgy*. McGraw-Hill Book Co., 3. ed.

Dixon. J.R. (1965). *Stress and Strain distributions around cracks in sheet materials having various working hardening characteristics*. International Journal Fracture Mechanics, 1 pp. 224-243.

Donahue, R. J., Clark, H. M., Atanmo, P, Kumble, R, McEvily, A. J. (1972) *Crack opening displacement and the rate of fatigue crack growth*.Int J Fracture Mech;8:209–219.Jersey, Estados Unidos.

Duncan, W. (1955). *The Comet and design against fatigue*. *Engineering* 179, p. 196-200.

Elber, W. (1971). *The significance of fatigue crack closure*. Damage Tolerance in Aircraft Structures – STP 486. American Society for Testing Materials, ASTM. Filadélfia. EUA.Fatigue, 21:413-420.

Fadel, A. A. (2010). *Avaliação do efeito do tracionamento em elevados níveis de EDS sobre a resistência em fadiga do condutor IBIS (CAA 397,5 MCM)*.Dissertação de Doutorado em Ciências Mecânicas, UnB. Brasília DF.

Ferro, J. C. (2005), "*Limite de fadiga sob condições de fretting: aplicação de critérios multiaxiais em termos de teorias de distância crítica*", Dissertação de Mestrado em Ciências Mecânicas, Universidade de Brasília.

Fisher, W.J., Yen, B.T. (1972), *Design, Structural Details and Discontinuities in Steel, Safety and Reliability of Metal Structures*, ASCE, Nov.2.

Forman R.G., Kearney V.E. and Engle R.M., (1967). *Numerical Analysis of Crack Propagation in Cyclic-loaded Structures*, Journal of Basic Engineering., Transaction of The ASME, Vol. 89, pp. 459-464.

Fowler CE.(1889) *Allowable strains in old bridges*. Eng News. pp 315.

Garcia, A., Spim, J.A., Santos, C.A. (2000). *Ensaio dos materiais*, Ed. Livros Técnicos e Científicos S.A., Rio de Janeiro, RJ.

Gerber WZ.(1874). *Bestimmung der zulässigen Spannungen in Eisen-Constructionen*. [*Calculation of the allowable stresses in iron structures*]. Z Bayer Archit Ing Ver;6(6):101–10.

Goodman J. (1899). *Mechanics applied to engineering*. 1st ed. London: Longmans, Green and Co.

Gordon, J. (1988). *The Science of Structures and Materials*, Scientific American Library.

Gough HJ.(1926). *The fatigue of metals*. London: Ernst Benn Ltd.

Grant, A.F. • Jr and Gallagher, J.P. (1974). *Fracture toughness and slow stable cracking* ASTM STP 559 (American Society for Testing and Materials) p 283.

Gurney, T. R. (1968). *Fatigue of Welded Structures*, Cambridge University Press.

Haigh, B.P.(1917). *Experiments on the fatigue of brasses*. Engineering (London).

Halford, G.R., Manson, S.S. (2006). *Fatigue and Durability of Structural Materials*, ASM International, pp. 250.

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

Kasiri, S., Taylor, D. (2008). *A critical distance study of stress concentrations in bone*, Journal of Biomechanics, 41:603-609.

Kinlich, A. J., Williams, J. G. (1980). "*Crack blunting mechanisms in polymers*", Journal of Materials Science, 15, pp. 987-996.

Kinloch, A.J., Shaw, S.J., Hunston D. (1982). "*Crack propagation in rubber-*

toughened epoxy". In: International conference on yield, deformation and fracture. London: Cambridge Plastics and Rubber Institute, p. 291-6

Kitagawa, H., Takahashi, S. (1976). *Applicability of fracture mechanics to very small cracks or the cracks in the early stage*, In: Proceedings of the 2<sup>nd</sup> International Conference on Mechanical Behaviour of Materials. Boston, pp. 627-631.

Klesnil M. and Lukas P., (1972). *Influence of Strength and Stress History on Growth and Stabilization of Fatigue Cracks*, Engineering Fracture Mechanics, Vol. 4, pp. 77-92.

Kujawski, D. and Dinda, S. (2004). *Correlation and prediction of fatigue crack growth for different R-ratio using  $K_{max}$  and  $\Delta K^+$  parameters*. Engng. Fract. Mech 71, 1779–1790.

Kwofie, S., (2004). *Equivalent stress approach to predicting the effect of stress ratio on fatigue threshold stress intensity range*, International Journal of Fatigue, Volume 26, Issue 3, March 2004, Pages 299-303.

Kwofie, S. (2001). *An exponential stress function for predicting fatigue strength and life due to mean stresses* International Journal of Fatigue 23:829–83.

Lanning, D. B., Nicholas, T., Haritos, G. K. (2005). "On the use of critical distances theories for the prediction of the high cycle fatigue limit stress in notched Ti-6Al-4V", Int J Fatigue, 27:45-57.

Launhardt W.(1873). *Die Inanspruchnahme des Eisens [The stressing of iron]*. Z Archit Ing Ver Hannover;19(1):139–44.

Lazzarin, P., Tovo, R., Menegheti, G. (1997). "Fatigue crack initiation and propagation phases near notches in metals with low notch sensitivity", Int. J Fatigue, 19, pp. 647-57.

Lee, Y-L., Pan, J., Hathaway, R. B., Barkey, M. E., (2005). *Fatigue Testing and Analysis (Theory and Practice)*", Elsevier Butterworth-Heinemann, Oxford, UK.

Liaw, P.K., Swaminathan, V.P., Leax, T.R., Donald, J.K. (1982). *Influence of load ratio on near-threshold fatigue crack propagation behavior*, Scripta Metall. pp. 871–876.

Louat, N., Sadananda, K., Duesbery, M., Vasudevan, A.K. (1993). *A theoretical evaluation of crack closure*. Metall. Trans. pp. 2225– 2232.

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

Marin, J. (1962). *Mechanical behavior of engineering materials*, Prentice-Hall

Cliffs, N.J., pp.224.

Martins, L. H. L., Ferro, J. C. T., Ferreira, J. L. A., Araújo, J. A., Susmel, L. (2007). "A notch methodology to estimate fretting fatigue strength", Journal of the Brazilian Society of Mechanic, Sci & Eng., Vol. XXIX, No. 1, January-March, 76-84.

Masounave, J. and Bailon, J.P. (1975). *Scr Metall* 9 p 723.

McEvily A.J. (1988). *On Closure in Fatigue Crack Growth*, ASTM STP 982, American Society for Testing and Materials, Newman J.C. and W. Elber: Editors, Philadelphia, pp. 35-43,

McEvily, A.J. (1977) .*Met Sci* 11 p 274.

Merriman M. (1885). *A text-book on the mechanics of materials and of beams, columns, and shafts*. New York: John Wiley and Sons.

Moore HF, Kommers JB. (1968). *The fatigue of metals*. New York: McGraw-Hill, 1927.

Morrow, J., *Fatigue Design Handbook, Advances in Engineering*, Vol. 4, SAE, Warrendale, pp. 21–29.

Neuber H. (1958). *Theory of notch stresses: principles for exact calculation of strength with reference to structural form and material*. 2<sup>nd</sup> ed. Berlin: Springer Verlag.

Noroozi, A.H., Glinka, G., Lambert, S. (2007). *A study of the stress ratio effects on fatigue crack growth using the unified two-parameter fatigue crack growth driving force*. International Journal of Fatigue, 29 (9-11), pp. 1616-1633.

Norton, R. L. (2004). *Projeto de máquinas: uma abordagem integrada*, 2. ed., Porto Alegre: Bookman.

Novozhilov V. V. (1969). "On a necessary and sufficient criterion for brittle strength", *Prik Mat Mek*; 33:201-10.

Oliveira, F.; Silva, B. L.; Ferreira, J. L. A.; Araújo, J. A. (2009). *Determinação Da Resistência À Fadiga Do Aço ASTM A743 – Ca6nm - Efeito Da Presença De Tensão Média Sobre A Vida*, relatório interno.

Ostash, O. P., Chepil, R. V. and Vira, V. V., (2010). *Fatigue crack initiation and propagation at different stress ratio values of uniaxial pulsating loading*, *Fatigue Fract Engng Mater Struct*, 34, pp. 430–437.

Packiaraj, C.C., Ray, S.K. and Mannan, S.L., (1994). *The influence of crack closure on the positive load ratio (R) dependence of fatigue threshold stress intensity factor range (View the MathML source) of AISI 316 stainless steel in air at room temperature*, International Journal of Pressure Vessels and Piping, Volume

57, Issue 1, pp. 65–70.

Parida B.K. and Nicholas T., (1991). *Effect of Stress Ratio on Fatigue Crack Growth in a Titanium Aluminide Alloy*, International Journal of Fracture, Vol.52, p. R51-R54.

Paris, P. C. (1962). *The growth of fatigue cracks due to variations in load*, Ph.D. Thesis, Lehigh University.

Paris, P. C., and Erdogan, F. (1963). *A Critical Analysis of Crack Propagation Laws*. Journal of basic Engineering, pp. 528-534.

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

Peterson, R. E. (1959). *Notch sensivity*. In: Sines G, Waisman JL, editors. Metal Fatigue. New York: McGraw Hill, pp. 293-306.

Pires, M. S. T.(2012). *Estimativa de vida a fadiga sob condições de fretting usando o método das curvas de Wholer modificadas associado com a teoria das distâncias críticas*. Dissertação de mestrado em Ciências Mecânicas. Universidade de Brasília, Brasília, Brasil.

Priddle, E. K., (1976). *High cycle fatigue crack propagation under random and constant amplitude loadings*, Int. Journal of Pres. Ves. & Piping. 4, 89.

Radaj, D. and Sonsino, C. M., (1998). *Fatigue Assessment of Welded Joints by Local Approaches*, Abington Publishing, Cambridge.

Radhakrishnan V.M. (1990). *Endurance diagram*, International Journal of Fatigue, Volume 12, Issue 6, November, Pages 513-517.

Ritchie RO, Knott JF. (1973). *Mechanisms of fatigue crack growth in low alloy steel*. Acta Metall.

Sadananda, K., Vasudévan , A.K., (2004). *Crack tip driving forces and crack growth representation under fatigue*, Int. J. Fatigue, 26 pp. 39–47

Schmidt R.A., Paris P. C. (1973). *Threshold for fatigue crack propagation and the effects of load ratio and frequency*. Progress in Flaw Growth and Fracture Toughness Testing, ASTM STP 536, ASTM, Philadelphia. pp. 79-94.

Schütz, W. (1968). *View points of material selection for fatigue loaded structures* (in German), Laboratorium für Betriebsfestigkeit LBF, Darmstadt, Bericht Nr. TB-80.

Shahani, a. R., kashani h. M., rastegar , M. And dehkordi, B., (2009). *A unified model for the fatigue crack growth rate in variable*, Fatigue Fract Engng Mater Struct, 2009, 32, 105–118.

Sheppard, S. D. (1991). *Field effects in fatigue crack initiation: long life fatigue strength*, Trans ASME J Mech Design, 113:pp. 188-94.

Shi, J. et al. (2010). *Abaqus implementation of extended finite element method using a level set representation for three-dimensional fatigue crack growth and life predictions*. Engineering Fracture Mechanics 77. EUA.

Shigley, J. E., Mischke, C. R., Budynas, R. G. (2005). *Projeto de engenharia mecânica*, 7ed., Bookamn, Porto Alegre, Brasil.

Silva, B. L. (2009). *Estratégia alternativa para determinação do limiar de propagação de trincas através da teoria da distância crítica*. Dissertação de Mestrado em Ciências Mecânicas. Universidade de Brasília, Brasília, Brasil.

Smith KN, Watson P, Topper TH., (1970). *Stress-Strain Function for the Fatigue of Metals*. J Mater, 5 (4): 767-768.

Souza, E.D. (2011). *Análise do efeito da tensão média sobre a resistência à fadiga do aço ASTM A743 CA6NM*. Trabalho de Conclusão de Curso. (Graduação em Engenharia Mecânica) - Universidade de Brasília, Brasília, Brasil.

Suresh, S. (1998). *Fatigue of materials*, 2<sup>nd</sup> ed., Cambridge University Press, Cambridge, UK.

Susmel, L. (2008). *“The theory of critical distances: a review of its applications in fatigue”*, Engineering Fracture Mechanics, 75:1706-1724.

Tanaka, K. (1983). *“Engineering formulae for fatigue strength reduction due to crack-like notches”*, Int. J. Fracture, 22, R39-R45.

Taylor, D. (1999). *Geometrical effects in fatigue: a unifying theoretical model*, Int. J.

Taylor, D. (2004). *“Predicting the fracture strength of ceramic materials using the theory of critical distances”*, Engng Fract Mech, 71:2407-16.

Taylor, D. (2005). *The theory of critical distances applied to the prediction of brittle fracture in metallic materials*, SID, Vol.1, no.2, pp. 145-154.

Taylor, D. (2007). *The theory of critical distances: a new perspective in fracture mechanics*, Elsevier B V, British Library Cataloguing in Publication Data, 1.ed., London, Great Britain.

Taylor, D. (2008). *“The theory of critical distances”*, Engineering Fracture Mechanics 75:1696-1705.

Taylor, D., Wang, G. (2000). *The validation of some methods of notch fatigue analysis*, Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures, 23, pp.



387-394.

Timoshenko, S. And Goodier, J.: (1970). *Theory of Elasticity*, McGraw Hill.

Tipper, C.F.E. (1962). *The brittle fracture story*. Cambridge Eng. University Press. 197f.

Walker, K, (1970). *The Effect of Stress Ratio During Crack Propagation and Fatigue for 2024-T3 and 7075-T6 Aluminum*, STP462 - Effects of Environment and Complex Load History on Fatigue Life.

Wang, C. H. (1996). *Introduction to Fracture Mechanics*. Defence Science and Technology Organisation. 82f. Melbourne, Austrália. 1996.

Wang, C. H. (1996). *Introduction to Fracture Mechanics*. Defence Science and Technology Organisation. 82f. Melbourne, Austrália.

Wang, Y. et al. (2008). *The extended McEvily model for fatigue crack growth analysis of metal structures*. State Key Laboratory of Ocean Engineering. Shanghai, China.

Wanhill, R.; Barter, S. (2011). *Long/Large Fatigue Crack Growth. Fatigue of Beta Processed and Beta Heat-treated Titanium Alloys*.

Weertman J., (1966). *Rate of Growth of Fatigue Cracks Calculated from the Theory of Infinitesimal Dislocations Distributed on a Plane*, International Journal of Fracture Mechanics, Vol. 2, pp. 460-467.

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

Westergaard, H.: (1939). *Bearing pressures and cracks*, *Journal of Applied Mechanics*.

Weyrauch JJ. (1877). *Strength and determination of the dimensions of structures of iron and steel with reference to the latest investigations* [Du Bois AJ, Trans.]. New York: John Wiley and Sons.

Whitney, J. M., Nuismer R. J. (1974). "Stress fracture criteria for laminated composites containing stress concentration". *J Compos Mater*, 8:253-65.

Wilson, J. S., Haigh, B.P. "Stresses in bridges". Engineering (London). 1923.

Wöhler A. (1870). *Über die Festigkeits-Versuche mit Eisen und Stahl* [On strength tests of iron and steel]. *Z Bauwesen*; 20:pp.73–106.

Zhao X., (1990) .*The effects of stress ratio on fatigue threshold*, *International Journal of Fatigue*, Volume 12, Issue 2, March, Pages 127-130.

## **APÊNDICES**

## APÊNDICE A – PROCEDIMENTO PASSO A PASSO PARA O ENSAIO DE PROPAGAÇÃO DE TRINCAS POR FADIGA

Este anexo tem como objetivo servir como um guia passo a passo para o ensaio de propagação de trincas por fadiga regido pela norma *ASTM E647*. O *software* utilizado é *Standard Fatigue Crack Growth Template* que é próprio da MTS, tendo como número de registro KRW 93472.

### O ensaio de propagação de trincas pode servir para os seguintes propósitos:

- Determinar a influência que o crescimento de trinca por fadiga tem na vida de componentes submetidos a um carregamento cíclico.
- Determinar um critério de seleção de materiais e requisitos de inspeção para aplicações de tolerância ao dano.
- Determinar, em termos quantitativos, os efeitos, individuais e combinados no crescimento da trinca, do tipo de fabricação, das condições do ambiente, variáveis de carregamento e características metalúrgicas.

### Ensaio de Propagação de Trincas

(i) Acessar o ***Station Manager*** na área de trabalho;



Figura A.1. Ícone do *Station Manager*.

(ii) Em *Open Station*, selecionar *Teste03Ago.cfg* (ou qualquer outro que esteja funcionando) e em *Parameter Sets* selecionar *default*. Em seguida, abrir a configuração em *Open*;

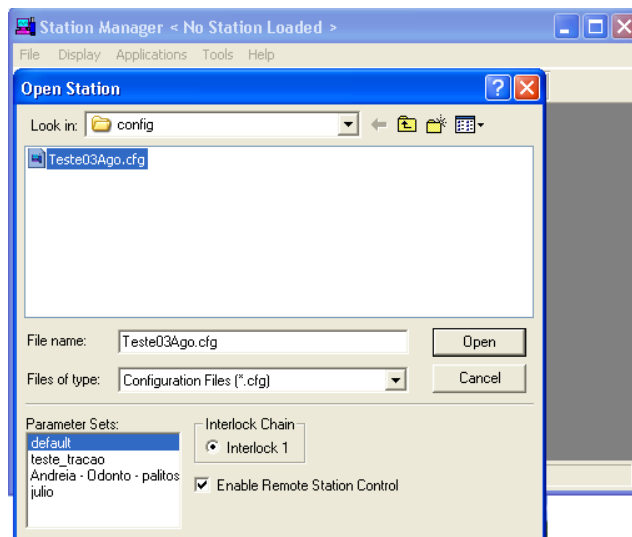


Figura A.2. Janela inicial do *Station Manager*.

(iii) Em *Applications*, clicar em *MTS Fatigue Crack Growth Testware*;

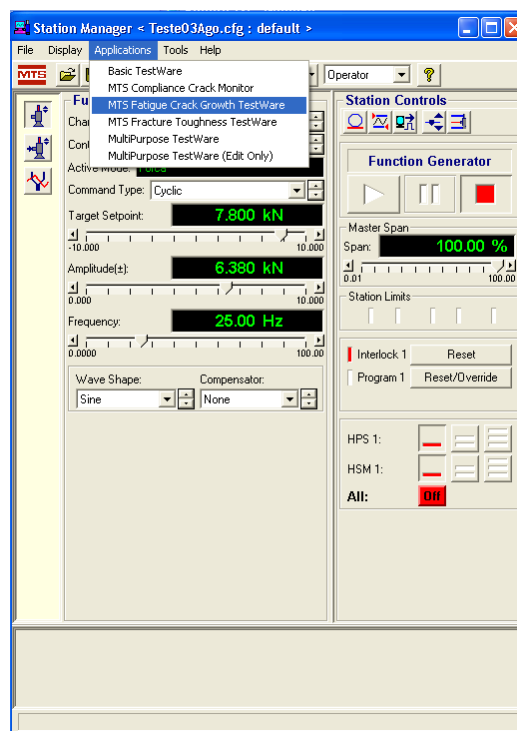


Figura A.3. Atalho para o *MTS Fatigue Crack Growth Testware*.

(iv) Em MTS Fatigue Crack Growth Testware, clicar em Define Specimen;

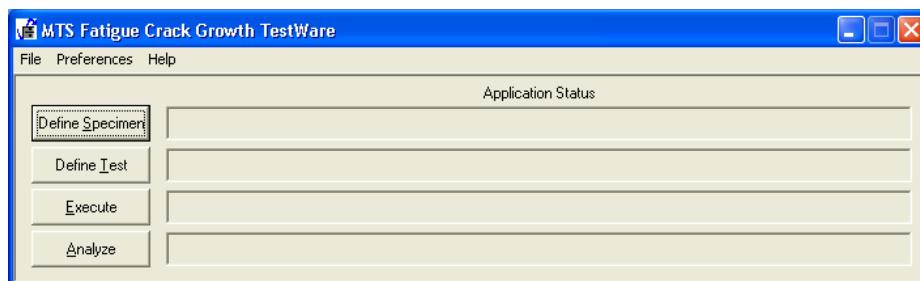


Figura A.4. Janela inicial do *MTS Fatigue Crack Growth Testware*.

(v) Em *Choose a Batch to Edit*, selecionar *Fatigue Crack Growth* em *Template* e selecionar *new batch* em *Batch*; O modo *Fatigue Crack Growth* faz o controle do crescimento da trinca por meio do *Clip Gage* colocado no corpo de prova.

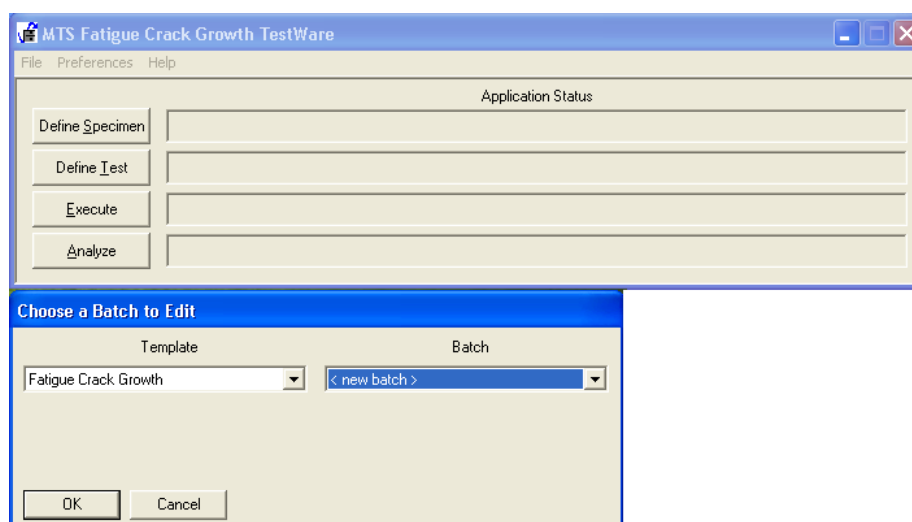


Figura A.5. Escolha do tipo de *Template* do *MTS FCGT*.

(vi) Selecionar o tipo de corpo de prova em *Specimen Geometry*;

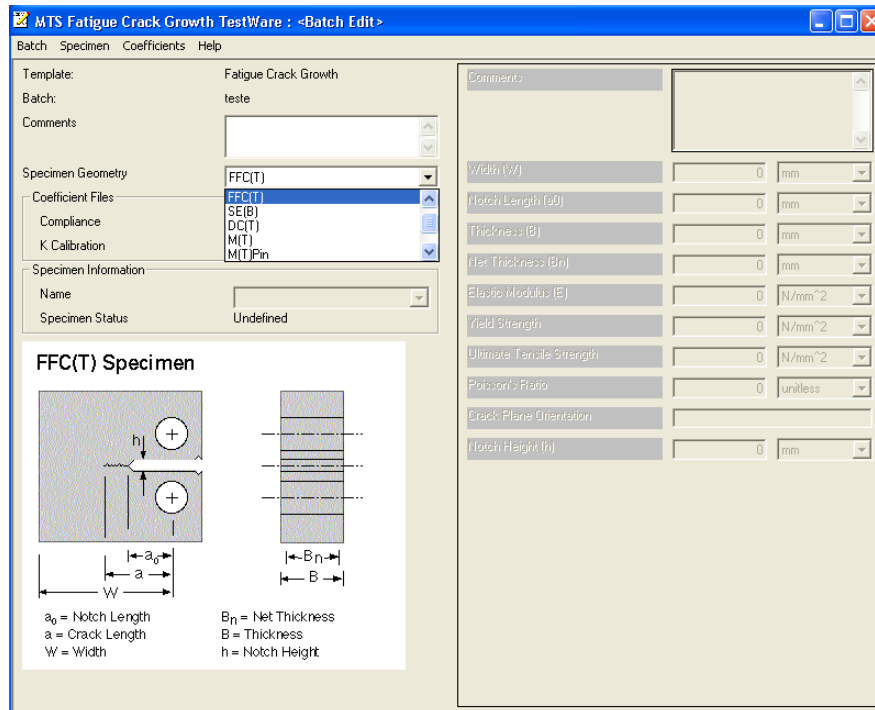


Figura A.6. Definição do tipo de geometria do espécime.

(vii) Clicar em *Specimen – Add* para adicionar um corpo de prova ao ensaio;

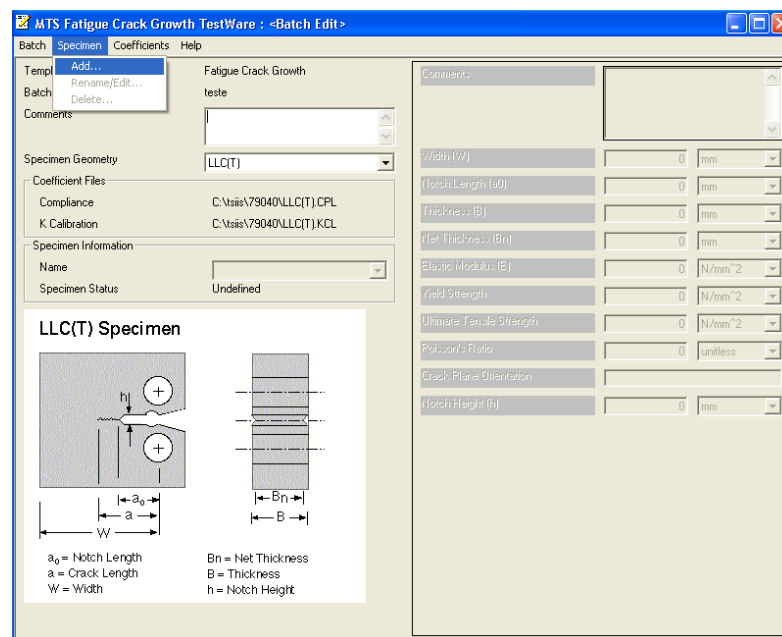


Figura A.7. Atalho para adicionar o espécime ao MTS FCGT.

(viii) Em *Coefficients – Compliance – Edit*, alterar os valores das constantes  $C_0$ ,  $C_1$ ,  $C_2$ ,  $C_3$ ,  $C_4$  e  $C_5$ .

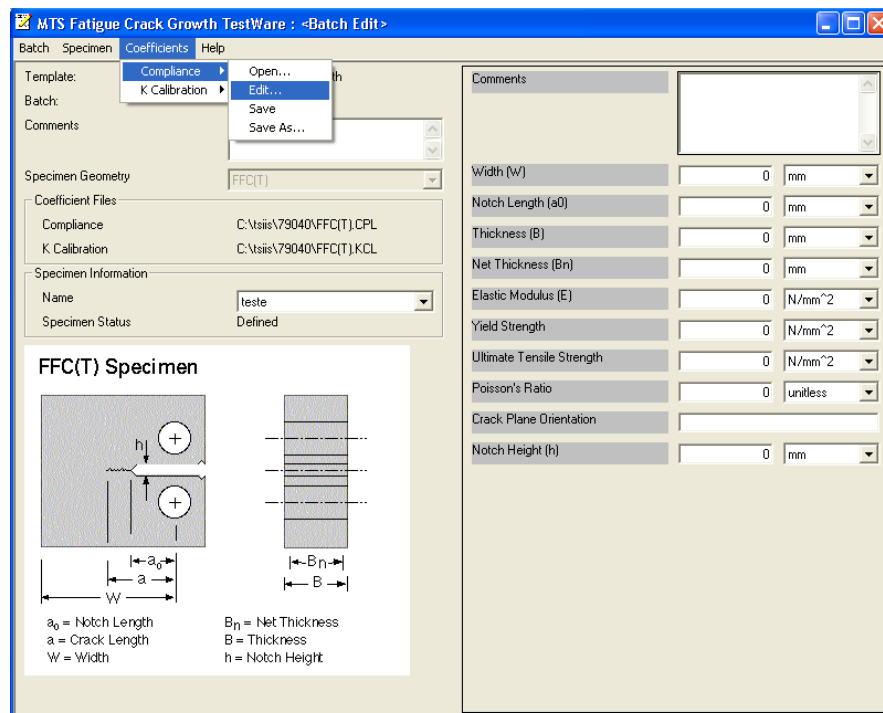


Figura A.8. Atalho para edição dos coeficientes do *Compliance*.

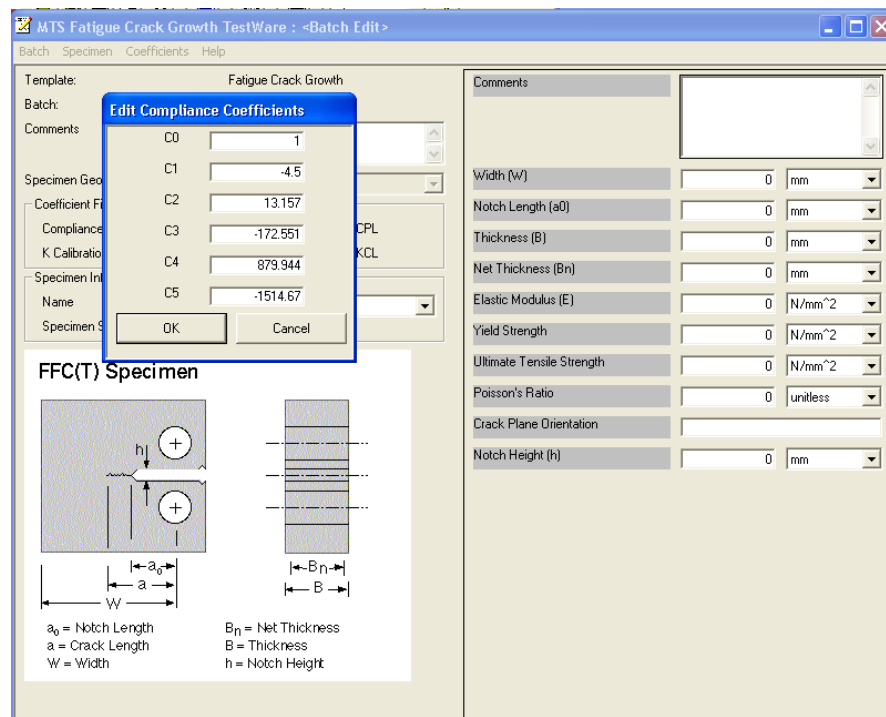


Figura A.9. Janela de edição das constantes do *Compliance*.

- Os valores de *Compliance* são obtidos por meio da tabela fornecida pelo Professor Cassius da EESC-USP. Esses valores são dependentes de  $W$  e da distância entre o centro do furo e a face de montagem do *clip gage*,  $X_T$ .

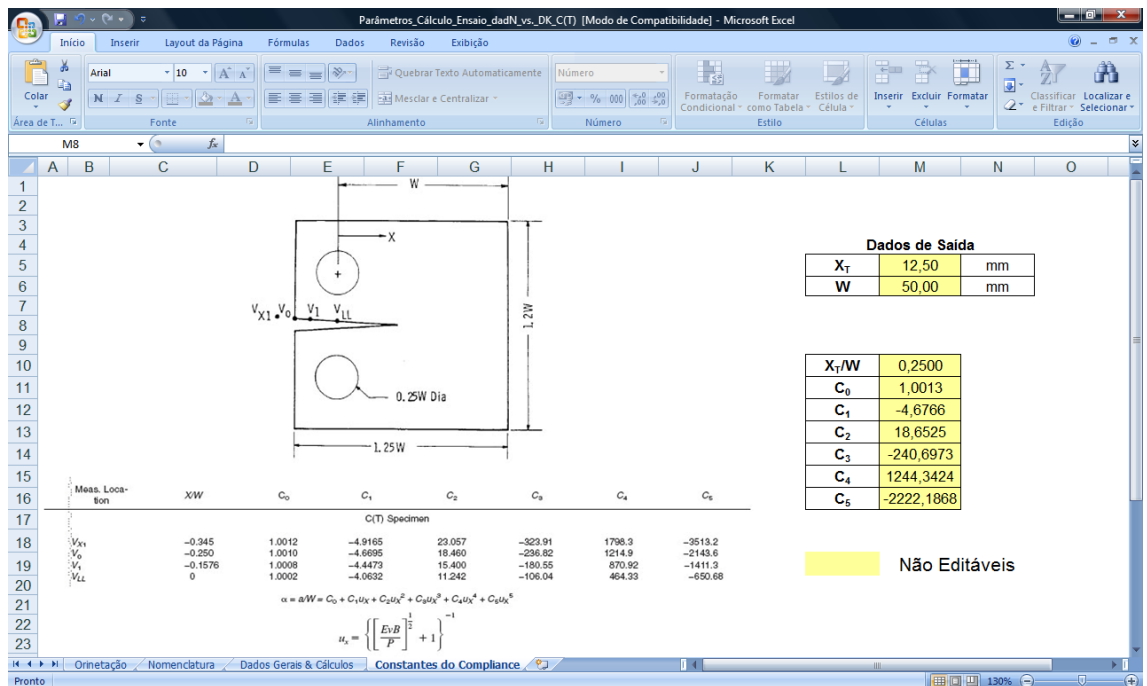


Figura A.10. Tabela com os valores de *Compliance*.



(ix) Preencher os valores das dimensões do corpo de prova e os valores das propriedades do material;

**OBS: ao final de cada procedimento deve-se salvá-lo.**

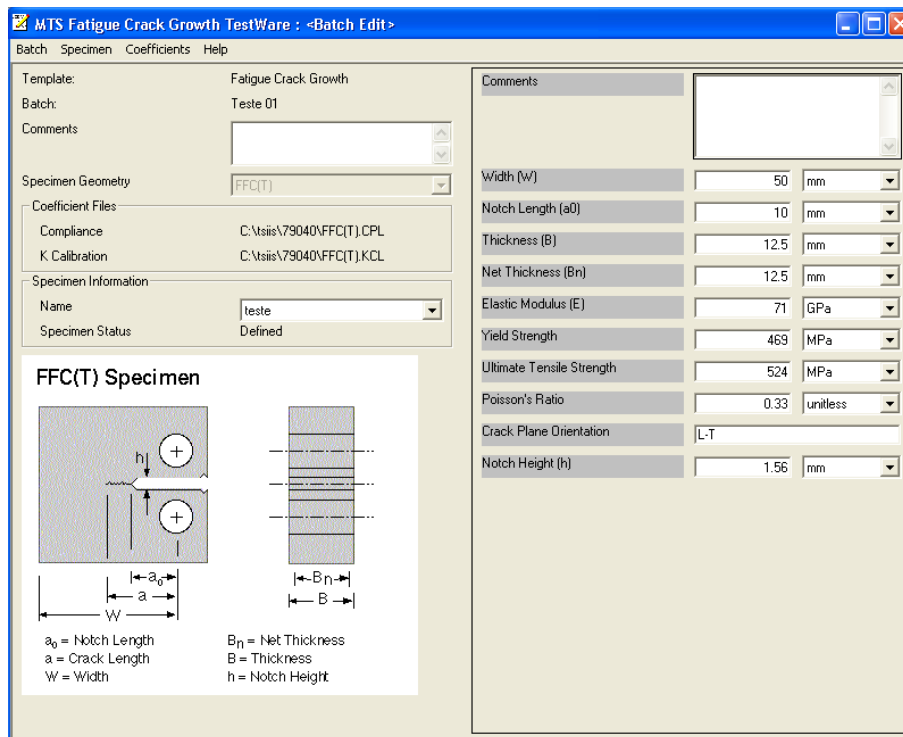


Figura A.11. Definição dos valores da geometria do espécime.

(x) Em MTS Fatigue Crack Growth Testware, clicar em Define Test; Em seguida abrirá uma janela, que é Choose a Procedure for Define, selecionar Fatigue Crack Growth em Template e em Procedure selecionar o procedimento desejado;

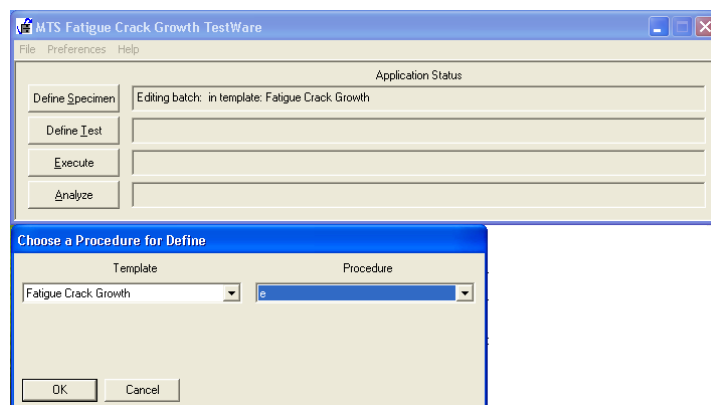


Figura A.12. Janela do *Procedure* do MTS FCGT.

(xi) Em *Definition – Precrack* são definidos os parâmetros para realizar a pré-trinca por fadiga;

- A razão de carregamento  $R$ , *Load Ratio R*, é uma variável do ensaio.
- O valor da frequência, *Test Frequency*, de ensaio foi de 25 Hertz.
- O valor do tamanho final da trinca, *Final Crack Length*, é definido por norma (*ASTM E647*) e deve ser o maior valor entre  $0.1 B$ ,  $h$ , ou  $1.0 \text{ mm}$ . No presente caso o maior valor é de  $h$ , que deve ser somado ao valor inicial do entalhe  $a$  para compor o valor de *Final Crack Length*, que foi de  $11.5 \text{ mm}$ .
- Os outros parâmetros podem ser mantidos como mostra na figura a seguir:

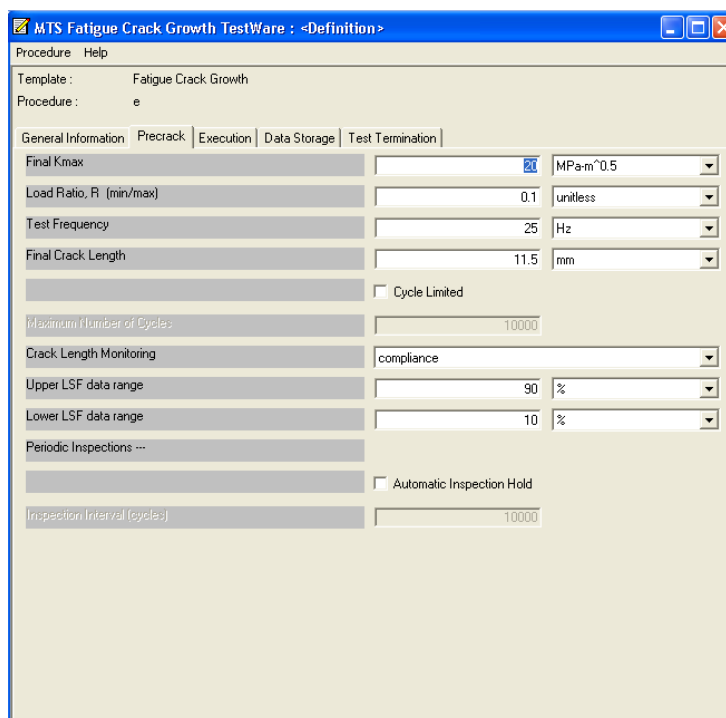


Figura A.13. Definição dos parâmetros da pré-trinca no *Procedure*.

(xii) Em *Definition – Execution*, o *Test Method* define o tipo de ensaio a ser realizado, onde foi utilizado o *Constant Load Amplitude* para o ensaio normal de propagação de trincas para obter a curva *da/dN versus ΔK*; e o *Delta-K Control* para o ensaio de  $\Delta K_{th}$ .

- No ensaio **Constant Load Amplitude** a força é mantida constante e o valor de  $\Delta K$  aumenta à medida que a trinca se propaga. O valor do carregamento **Endlevel 2** é definido a partir do valor da razão de carregamento *R*. O valor de **Endlevel 1** é a carga máxima,  $P_{m\acute{a}x}$ , dada por:

$$P_{m\acute{a}x} = \frac{P_Q}{(1-R)}, \text{ onde } P_Q = \frac{\Delta K \cdot B \sqrt{W}}{f(a/W)}. \text{ Esse valor de } \Delta K \text{ é o valor onde se}$$

inicia a região II na curva *da/dN versus ΔK*.

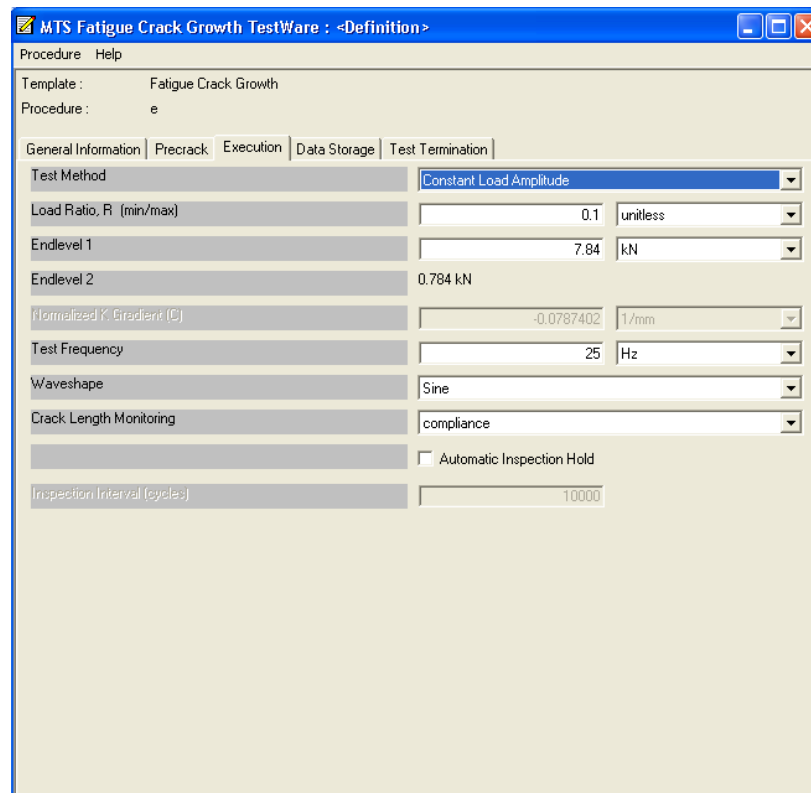


Figura A.14. Definição dos parâmetros de ensaio p/ *Constant Load Amplitude*.

- No ensaio de **Delta-K Control** é escolhido um valor superior de  $\Delta K$ , **Endlevel 1**, e um valor inferior, **Endlevel 2**, que depende da razão  $R$ . Esse valor superior de  $\Delta K$  vai decrescendo até o valor inferior por meio do Gradiente  $C$ , **Normalized K Gradient (C)**, o qual a norma *ASTM E647* exige que seja maior que  $0.08 \text{ mm}^{-1}$ . Trate-se de um tipo de ensaio bastante demorado, podendo levar até alguns dias para ser realizado.

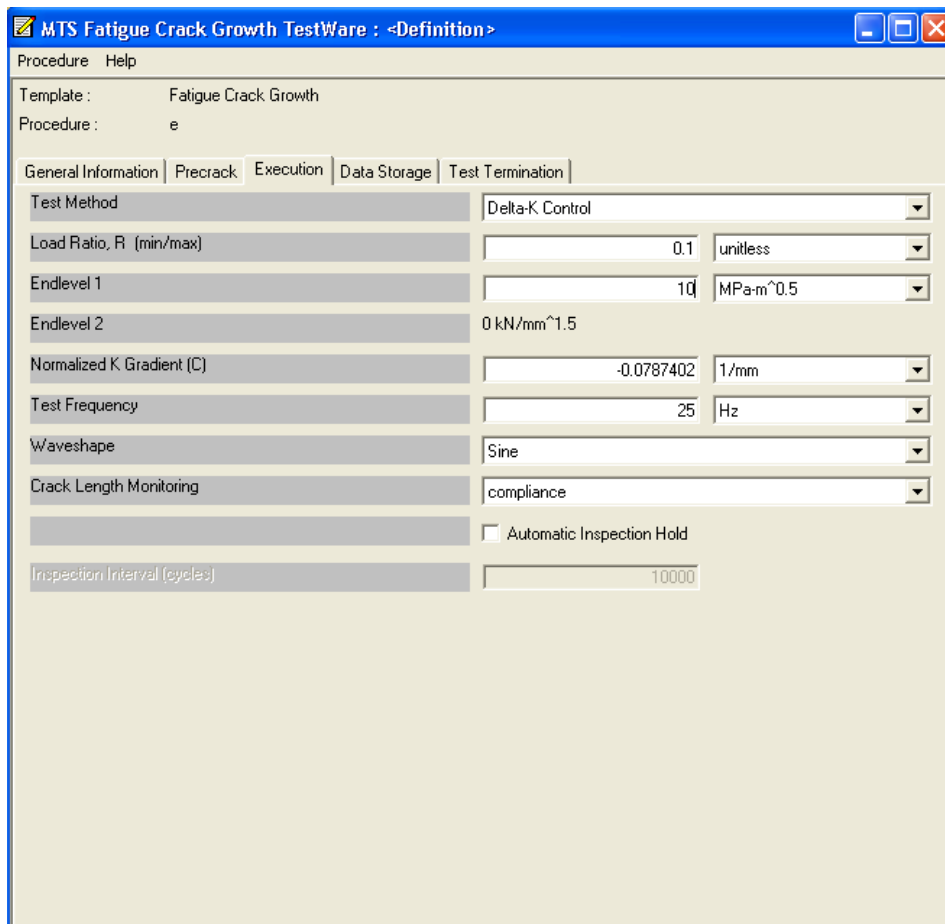


Figura A.15. Definição dos parâmetros de ensaio para *Delta-K Control*.

(xiii) Em Definição – Data Storage, selecionar Crack length update interval – 0.05mm, Crack Length Data – Compliance, Upper LSF data range – 90%, Lower LSF data range – 10%;

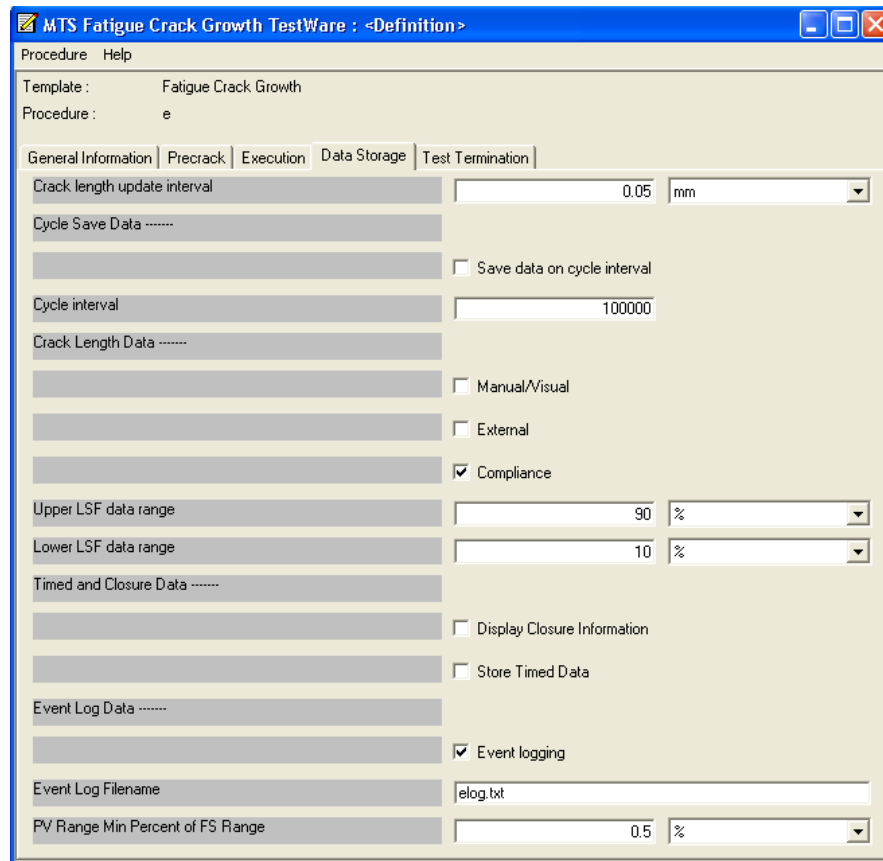


Figura A.16. Janela de *Data Storage*.

(xiv) Em *Test Termination*, selecionar *Crack Length Limited* e em *Final Crack Length* inserir um valor um pouco acima do tamanho de trinca crítico;

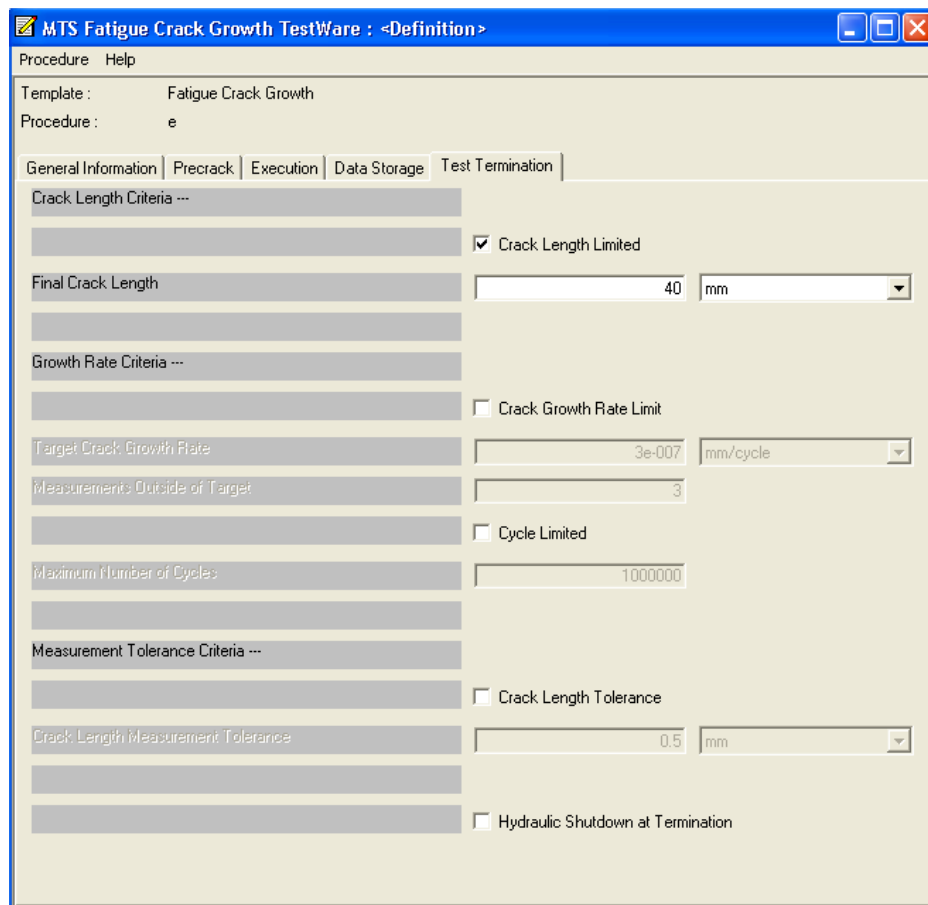


Figura A.17. Janela de *Test Termination*.

(xv) No *Station Manager – Detectors*, habilitar os *Interlocks*. Obs: em *Axial Load*, inserir uma força um pouco maior que  $P_{max}$ ;

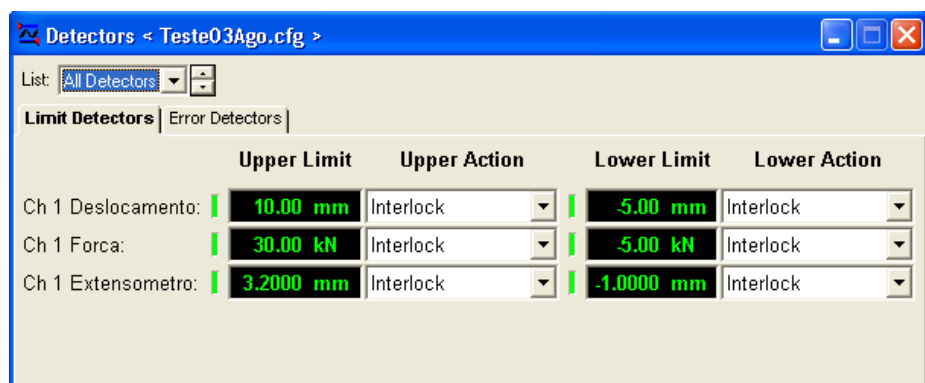


Figura A.18. Definição dos *Interlocks*.

(xvi) Voltando para o *MTS Fatigue Crack Growth*, clicar em *Execute* e selecionar *Template*, *Procedure*, *Batch* e *Specimen* de acordo com o que foi criado;

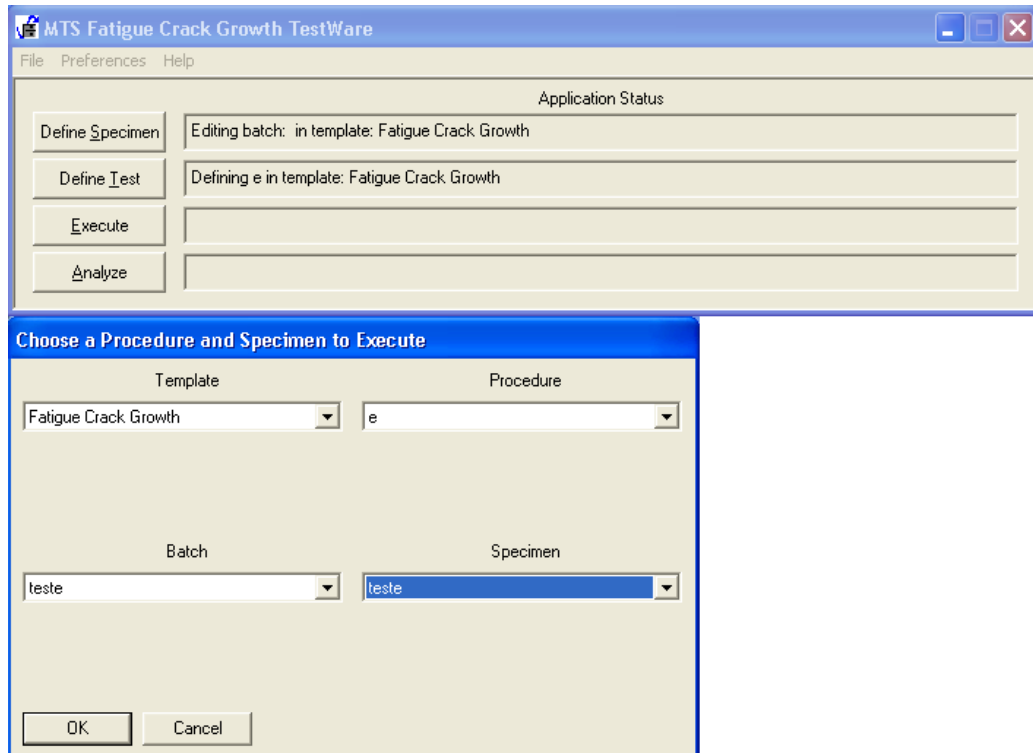


Figura A.19. Janela inicial do *Execute* no *MTS FCGT*.

(xvii) Antes de iniciar o procedimento da pré-trinca por fadiga deve ser feita a checagem de leitura do tamanho da trinca. Isso deve ser feito em *Actions* – *Crack Length Check*;

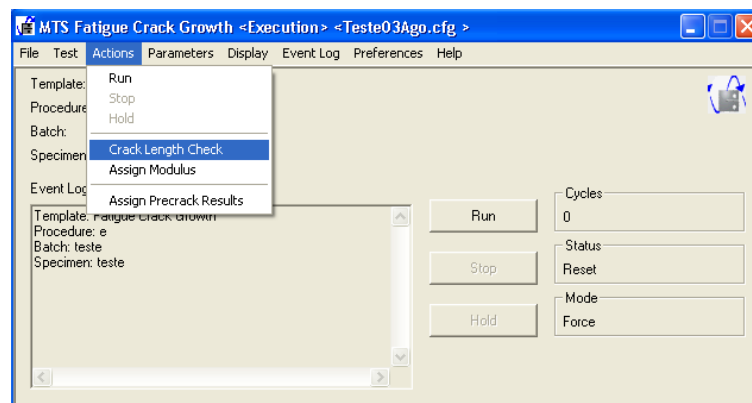


Figura A.20. Atalho para o *Crack Length Check*.

- Para medida do tamanho da trinca, que é feita por meio do *Compliance*, deve-se clicar em **Ramp** e esperar o resultado da leitura.

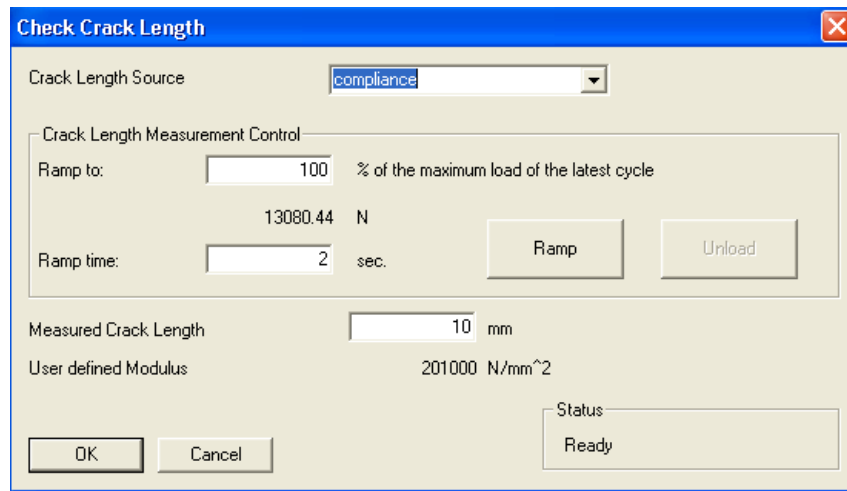


Figura A.21. Janela do *Crack Length Check*.

(xviii) Na maioria dos casos o tamanho lido durante o *Check Crack Length* não é aquele especificado pelo usuário durante a definição das dimensões do espécime. Nesses casos deve ser feita uma correção no módulo de elasticidade do espécime (e na rigidez do sistema como um todo) por meio do *Actions – Assign Modulus*;

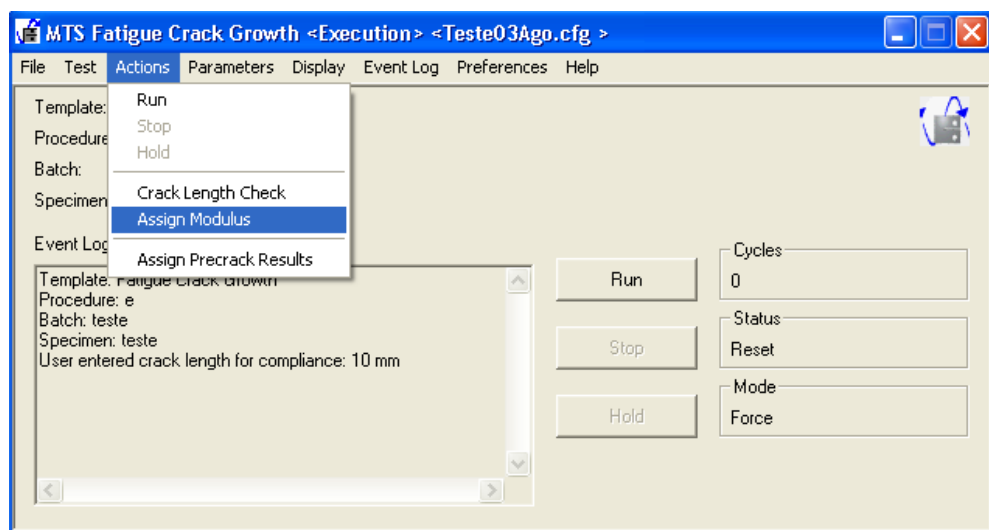


Figura A.22. Atalho para o *Assign Modulus*.



- A correção da rigidez do sistema é feita modificando o valor em **Enter Modulus** e clicando logo em seguida em **Ramp** para fazer a verificação. Esse procedimento deve ser repetido até o valor de **Crack length calculated from entered Modulus** ficar bem próximo do valor de **Enter Crack Length**;

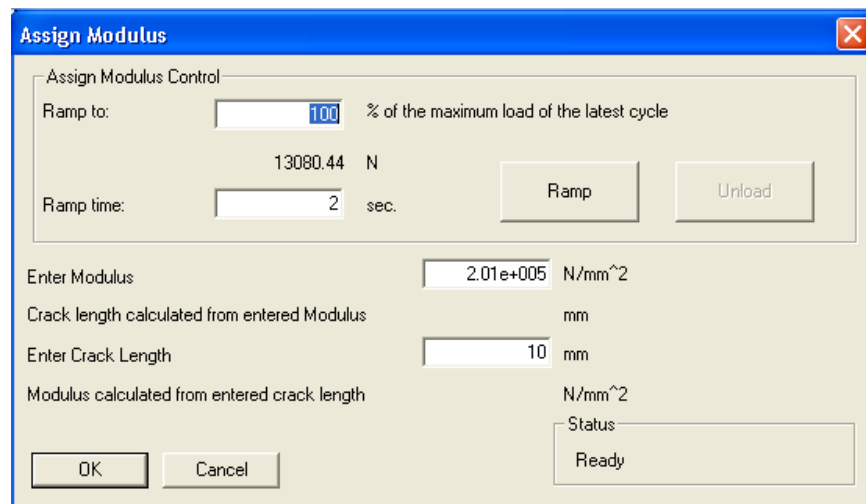


Figura A.23. Janela do *Assign Modulus*.

(xix) Com a verificação da leitura do tamanho de trinca realizada e corrigida, o procedimento para a criação da pré-trinca por fadiga está pronto para começar. Em *Display* há as opções de visualizar o gráfico de *Load vs COD* e de visualizar a tabela *Precrack Data Table*, que são importantes parâmetros para acompanhamento do ensaio. Para começar a pré-trinca por fadiga basta clicar em *Run*.

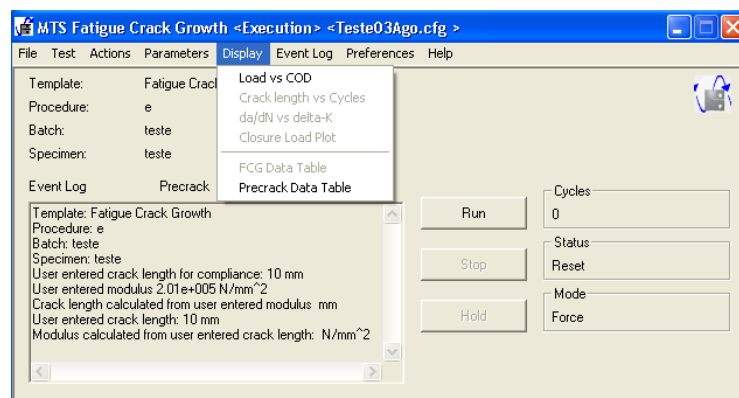


Figura A.24. Atalho para o *Precrack Data Table* para a pré-trinca.

(xx) Com a pré-trinca finalizada o ensaio de propagação de trinca está pronto para começar. Em *Display* pode-se visualizar os importantes parâmetros de acompanhamento do ensaio: *Load vs COD*, *Crack length vs Cycles*, *da/dN vs delta-k* e *FCG Data Table*. Para iniciar o ensaio basta clicar em *Run*;

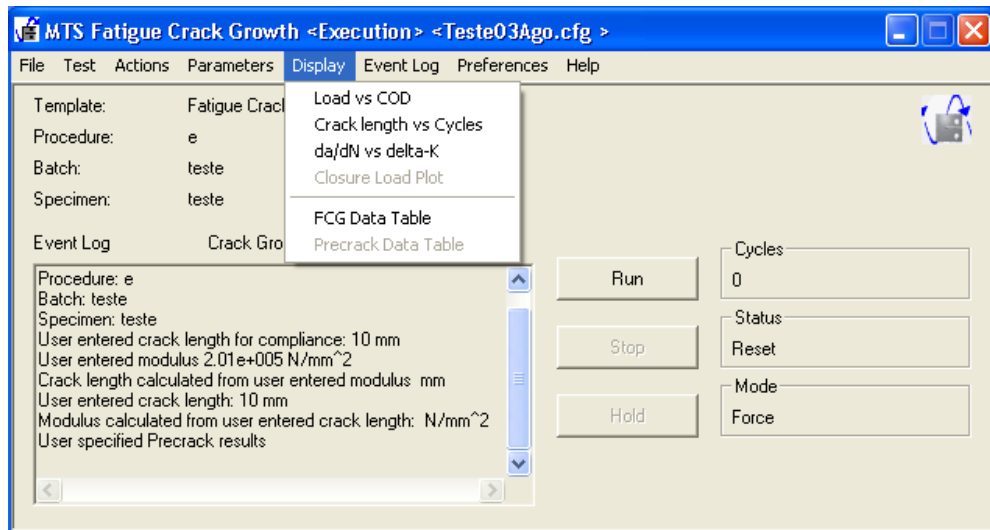


Figura A.25. Atalho para o *FCG Data Table* para o ensaio de propagação de trincas.

(xxi) Ao final do ensaio de propagação de trincas é possível visualizar os resultados obtidos em **Analyze** que fica na janela principal do **MTS FCGT**. Para visualizar os resultados basta escolher o **Template**, o **Procedure** e o **Batch** utilizados no ensaio.

OBS: É possível a visualização da curva *da/dN versus  $\Delta K$* , da curva de *comprimento de trinca versus  $K$* , tabelas de resultados, relatórios do ensaio elaborados pelo software da MTS, dentre outros.

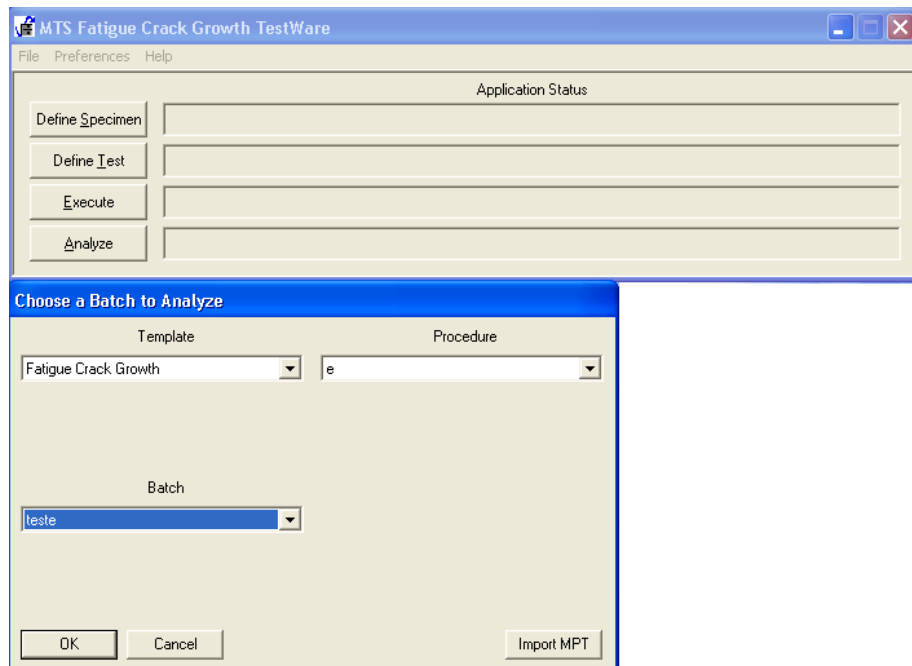


Figura A.26. Janela do *Analyze* do *MTS FCGT*.

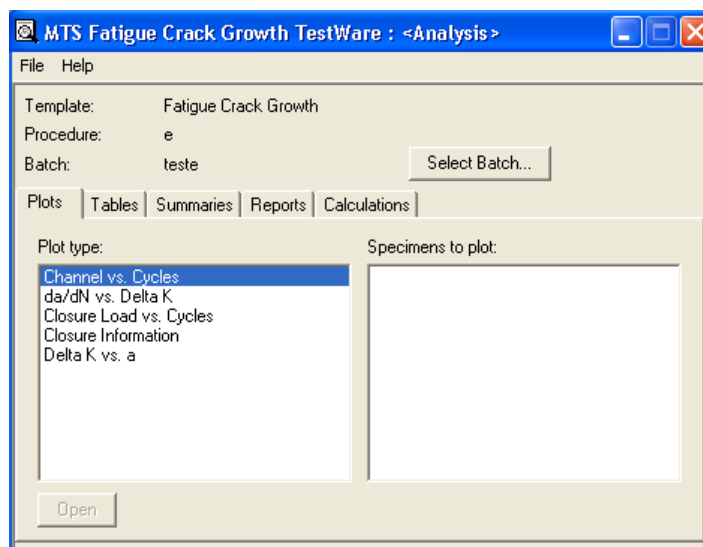


Figura A.27. Janela do *Analyze* do *MTS FCGT*.

## APÊNDICE B – CÓDIGO FONTE DA ROTINA ELABORADA EM MATLAB PARA AJUSTES DAS CURVAS $dA/dN$ versu $\Delta K$

```

%GRUPO DE FADIGA E INTEGRIDADE DE MATERIAIS DE ENGENHARIA
%Propagação de trinca
%CARACTERISTICAS DOS ARQUIVOS LIDOS

% NOME DA COLUNA                               Posição Arquivo
%                                               10 colunas      8 Colunas
%Cycles                                         1                1
%Crack Length                                  . 2              2
%Maximum K                                     3                3
%Minimum K                                     4                4
%K Closure                                     5                -
%Closure Load                                  6                -
%Maximum Force                                 7                5
%Minimum Force                                 8                6
%Maximum Extensometro                          9                7
%Minimum Extensometro                         10               8

close all;
clear all;
clc;

disp('_____');
disp('GRUPO DE FADIGA E INTEGRIDADE DE MATERIAIS DE ENGENHARIA');
disp('_____');
disp('Modelagem da Curva de Propagação de Trincas');
disp(' ');
disp(' ');

DIR = 'C:\Dropbox\ASTM_743\cp 01_r 0,1\';
ARQ = 'a.xlsx';
NOME = strcat(DIR,ARQ);
%Chamando dados;
%tabA=xlsread(NOME);
%DUMMY=importdata(NOME);

DUMMY=xlsread(NOME);
%[LINHAS, COLUNAS] = size(DUMMY);

[MATRIX, taxa, FILTRO] =filtro_a_N(DUMMY,DIR);

[LINHAS, COLUNAS] = size(MATRIX);

a = MATRIX(:,1);
N = MATRIX(:,2);
Kmax = MATRIX(:,3);
Kmin = MATRIX(:,4);
Fmax = MATRIX(:,5);
Fmin = MATRIX(:,6);
dmax = MATRIX(:,7);

```

```

dmax = MATRIX(:,8);
Kfec = MATRIX(:,9);
Ffec = MATRIX(:,10);

clear MATRIX;

razao = zeros(LINHAS,1);
for i = 1:LINHAS
    razao(i) = Kmin(i)/Kmax(i);
end

RAZAO = mean(razao);

clear razao;

%Variáveis geométricas e propriedades - dimensões em mm, tensões em
MPa

W=50;
B=12.5;
c0=1.0010;
c1=-4.6695;
c2=18.460;
c3=-236.82;
c4=1214.9;
c5=-2143.6;
yield=550;
E=201000;
%Parâmetros secundários
DK=Kmax(:,:)-Kmin(:,:);
DF=abs(Fmax(:,:)-Fmin(:,:));

%Variáveis de programação

teste = 1;
while teste == 1
    NN = input('Informe o Número de Pontos, n, que Serão Utilizados
para no Método Polinomial (valores típicos n = 1, 2, 3 ou 4): ');
    if NN <= 0
        NN = input('Valor Não Aceito. Informe novamente (valores típicos
n = 1, 2, 3 ou 4): ');
    if NN > 0
        teste = 0;
    end
else
    teste = 0;
end
end

K = 2*NN+1;

l=1;
%K=11; %Quantidade maxima de Pontos que serão usados para ajustar
a eq. de 2o grau, usualmente são usados 1, 2, 3 ou 4
contador = 9; %num. da coluna que será introduzido da/dN(n = 1)
%Pré-allocando vetores

```

```

M=zeros(LINHAS,7+2*K);
j = 1;
K3 = (B*1e-3)*power(W*1E-3,0.5);

M(:,1)= N;
M(:,2)= a;

%Método Diferenças Finitas Centradas e Diferenças Finitas
Progressiva (Met. Secante)
for k=2:LINHAS-1

%Diferenças Finitas Centradas
%M(k,1)= N(k);
M(k,3)= DK(k);
M(k,5)=(a(k+1)-a(k-1))/(N(k+1)-N(k-1));
if imag(M(k,4))~= 0
    IMAGINARIOS = IMAGINARIOS+1;
end
alfa = (a(k+1)+a(k-1))/(2*W);
K1 = (2+alfa)/power(1-alfa,1.5);
K2 = 0.886+4.64*alfa-13.22*power(alfa,2)+14.72*power(alfa,3)-
5.6*power(alfa,4);
FP = K1*K2;
M(k,4)=FP*DF(k)/(1000000*K3);

%Método da Secante (Diferenças Finitas Atrasada)

M(k-1,7)=(a(k)-a(k-1))/(N(k)-N(k-1));
alfa = (a(k)+a(k-1))/(2*W);
K1 = (2+alfa)/power(1-alfa,1.5);
K2 = 0.886+4.64*alfa-13.22*power(alfa,2)+14.72*power(alfa,3)-
5.6*power(alfa,4);
FP = K1*K2;
M(k-1,6)=FP*((DF(k-1)+DF(k))/2)/(1000000*K3);
if imag(M(k-1,6))~= 0
    IMAGINARIOS = IMAGINARIOS+1;
end

end

%Método Polinomial Incremental

for pontos=1:K
n = pontos;
pontos;

for k=n+1:LINHAS-n
ii = 1;
N1 = zeros(n+1,1);
a1 = zeros(n+1,1);
for kk = k-n:k+n

```

```

        N1(ii,1) = N(kk,1);
        a1(ii,1) = a(kk,1);
        ii = ii+1;
    end
    C1=(N1(1,1)+N1(end,1))/2;
    C2=(N1(end,1)-N1(1,1))/2;
    for kk = 1:2*pontos+1
        x(kk,1) = (N1(kk,1)-C1)/C2;
    end
    y=polyfit(x,a1,2);
    b2=y(:,1);
    b1=y(:,2);
    b0=y(:,3);
    a_fit=b0+((b1*((N1(n+1,1)-C1))/C2)+((b2*(N1(n+1,1)-
C1))/(C2^2)));
    a_fit_poly = polyval(y,N1(n+1,1));
    alfa = a_fit/W;
    K1 = (2+alfa)/power(1-alfa,1.5);
    K2 = 0.886+4.64*alfa-
13.22*power(alfa,2)+14.72*power(alfa,3)-5.6*power(alfa,4);
    FP = K1*K2;
    M(k,contador-1)=FP*DF(k)/(1000000*K3);
    M(k,contador)=(b1/C2)+2*b2*(N1(n+1,1)-C1)/(C2^2);
    if imag(M(k,contador))~= 0
        IMAGINARIOS = IMAGINARIOS+1;
    contador;
    end

    end
    contador = contador + 2;
end
TITULO = strcat('Diagrama de Dispersão - da/dN(mm/Ciclo) versus
{\Delta}K [MPam^{1/2}]');
H = figure;
loglog(M(:,4),M(:,5),'o',M(:,6),M(:,7),'.b',M(:,8),M(:,9),'.g',M(:,
10),M(:,11),'.m');
hold on;
title(TITULO);
xlabel('{\Delta}K [MPam^{1/2}]'), ylabel('da/dN(mm/Ciclo)');
annotation('textbox',[.15 .63, .1, .1],...
    'String',{'{\Delta}a = ' FILTRO 'mm' }},...
    'LineStyle','none');
hold off;
RESPOSTA = input('Salvar Figura ? (S)im ou (N)ao: ', 's');
if strcmpi(RESPOSTA, 's')
    TITULO = strcat('Diagrama de dispersão da_dN_x_K-',FILTRO);
    NOME = strcat(DIR,TITULO);
    saveas(H,NOME,'png');
    saveas(H,NOME,'jpg');
    saveas(H,NOME,'m');
    clear NOME TITULO;
end

ARQ_S = 'Res_a.txt';
NOME_S = strcat(DIR,ARQ_S);

fid = fopen(NOME_S,'a');

[LINHAS_S, COLUNAS_S] = size(M);

```

```

for j=1:LINHAS
    for k=1:COLUNAS_S
        fprintf(fid, '%10.5e ', M(j,k));
    end
    fprintf(fid, '\n');

    %fprintf(fid, '%5.3e %5.3e %5.3e %5.3e %5.3e %5.3e %5.3e %5.3e %5.3e
%5.3e
%5.3e\n', M(j,1), M(j,2), M(j,3), M(j,4), M(j,5), M(j,6), M(j,7), M(j,8), M(j,9), M
(j,10), M(j,11), M(j,12), M(j,13));
end,
fclose(fid);

%ESTRUTURA DA MATRIZ M
% COLUNA 1 - VIDA (NUMERO DE CICLOS)
% COLUNA 2 - TAMANHO DA TRINCA
% COLUNA 3 - DELTA K FORNECIDO PELA MTS
% COLUNA 4 - DELTA K ESTIMADO PELO MÉTODO DIFERENÇAS FINITAS
CENTRADA
% COLUNA 5 - TAXA DE PROPAGAÇÃO ESTIMADA PELO MÉTODO DIFERENÇAS
FINITAS CENTRADA
% COLUNA 6 - DELTA K ESTIMADO PELO MÉTODO DA SECANTE
% COLUNA 7 - TAXA DE PROPAGAÇÃO ESTIMADA PELO MÉTODO DA SECANTE
% COLUNA 8 - DELTA K ESTIMADO PELO MÉTODO POLINOMIAL n = 1
% COLUNA 9 - TAXA DE PROPAGAÇÃO ESTIMADA PELO MÉTODO POLINOMIAL n =
1
% COLUNA 10 - DELTA K ESTIMADO PELO MÉTODO POLINOMIAL n = 2
% COLUNA 11 - TAXA DE PROPAGAÇÃO ESTIMADA PELO MÉTODO POLINOMIAL n
= 2

teste = 0;
while teste == 0
    clc
    disp('');
    disp('GRUPO DE FADIGA E INTEGRIDADE DE MATERIAIS DE ENGENHARIA');
    disp('_____');
    disp('Modelagem da Curva de Propagação de Trincas');
    disp('Para a Construção do Diagrama da/dN, O Programa Utiliza os
Modelos da Informe o Modelo de Construção da Curva');
    disp('Informe o Modelo de Construção da Curva, usando a seguinte
Estrutura:');
    disp('Método das Diferenças Finitas Centrada - digite -1:');
    disp('Método da Secante - digite 0:');
    disp('Método Polinomial com n elementos - digite n:');
    AAA = strcat('Sair - digite',
', num2str(NN+1));
    disp(AAA);

    escolha = input('Informe a sua Escolha: ');

    if escolha == -1
        modelo = '_D_';
        da_dN(M(:,4), M(:,5), DIR, FILTRO, taxa, modelo, RAZAO);
    end

    if escolha == 0
        modelo = '_S_';

```



```

da_dN(M(:, 6), M(:, 7), DIR, FILTRO, taxa, modelo, RAZAO);
end

if escolha > 0 && escolha <= NN
modelo = strcat('_n', num2str(escolha, '%u'));
da_dN(M(:, escolha*2+6), M(:, escolha*2+7), DIR, FILTRO, taxa, modelo, RAZA
0);
end

if escolha > NN || escolha <-1
teste = 1;
end

end

%FINAL DO PROCESSAMENTO

```