

**UNIVERSIDADE DE BRASÍLIA
FACULDADE DE TECNOLOGIA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA**

**ESTRATÉGIA ALTERNATIVA PARA A DETERMINAÇÃO
DO LIMIAR DE PROPAGAÇÃO DE TRINCAS ATRAVÉS
DA TEORIA DA DISTÂNCIA CRÍTICA**

BRAITNER LOBATO DA SILVA

ORIENTADOR: JORGE LUIZ DE ALMEIDA FERREIRA

DISSERTAÇÃO DE MESTRADO EM CIÊNCIAS MECÂNICAS

PUBLICAÇÃO: ENM.DM - 137A/09

BRASÍLIA/DF: AGOSTO - 2009

**UNIVERSIDADE DE BRASÍLIA
FACULDADE DE TECNOLOGIA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA**

**ESTRATÉGIA ALTERNATIVA PARA A DETERMINAÇÃO
DO LIMIAR DE PROPAGAÇÃO DE TRINCAS ATRAVÉS
DA TEORIA DA DISTÂNCIA CRÍTICA**

BRAITNER LOBATO DA SILVA

**DISSERTAÇÃO SUBMETIDA AO DEPARTAMENTO DE
ENGENHARIA MECÂNICA DA FACULDADE DE TECNOLOGIA
DA UNIVERSIDADE DE BRASÍLIA COMO PARTE DOS
REQUISITOS NECESSÁRIOS PARA A OBTENÇÃO DO GRAU DE
MESTRE EM CIÊNCIAS MECÂNICAS.**

APROVADA POR:

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

**Prof. José Alexander Araújo, PhD (ENM-UnB)
(Examinador Interno)**

**Prof. Cássius Terra Ruchert, Ds.C. (USP)
(Examinador Externo)**

**Prof. Fábio Comes de Castro, Ds.C. (ENM-UnB)
(Examinador Suplente)**

BRASÍLIA/DF, 10 DE AGOSTO DE 2009

FICHA CATALOGRÁFICA

SILVA, BRAITNER LOBATO DA

Estratégia alternativa para a determinação do limiar de propagação de trincas através da Teoria da Distância Crítica [Distrito Federal] 2009.

xvii, 88p., 210 x 297 mm (ENM/FT/UnB, Mestre, Ciências Mecânicas, 2009).

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

Departamento de Engenharia Mecânica.

1. Limiar de propagação de trincas

2. Distância Crítica

3. Limite de fadiga

I. ENM/FT/UnB

II. Título (série)

REFERÊNCIA BIBLIOGRÁFICA

SILVA, B. L. (2009). Estratégia alternativa para a determinação do limiar de propagação de trincas através da Teoria da Distância Crítica. Dissertação de Mestrado em Ciências Mecânicas, Publicação EMM.DM-137A/09, Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade de Brasília, Brasília, DF, 88p.

CESSÃO DE DIREITOS

AUTOR: Braitner Lobato da Silva.

TÍTULO: Estratégia alternativa para a determinação do limiar de propagação de trincas através da Teoria da Distância Crítica.

GRAU: Mestre

ANO: 2009

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.

Braitner Lobato da Silva

QNP 34 conjunto J casa 49.

72.236-410 Ceilândia – DF – Brasil.

Correio Eletrônico: lobatodecristo@yahoo.com.br

DEDICATÓRIA

“Porque dEle, e por Ele, e para Ele são todas as coisas; glória, pois, a Ele eternamente. Amém!” (Romanos 11.36). Dedico esta obra ao engenheiro mestre que projetou a minha vida, aquele que é o princípio e o fim, autor e consumidor da minha fé: Deus.

“Portanto, quer comais, quer bebais ou façais qualquer outra coisa, fazei tudo para a glória de Deus” (1 Coríntios 10.31). Esta dissertação, bem como a utilidade de seus resultados, é para a honra, a glória e o louvor do nome de Deus: Maravilhoso Conselheiro, Deus Forte, Pai da Eternidade.

“Tudo quanto te vier à mão para fazer, faze-o conforme as tuas forças, porque na sepultura, para onde tu vais, não há obra, nem indústria, nem ciência, nem sabedoria alguma.” (Eclesiastes 9.10). A satisfação de produzir e desenvolver a ciência é inestimável e incomensurável. Em vida temos a rica oportunidade de servir a Deus com nossas habilidades, dons e talentos para o engrandecimento de Seu nome e servir à sociedade.

“O temor do Senhor é o princípio da ciência; os loucos desprezam a sabedoria e a instrução” (Provérbios 1.7). A ciência é um poço profundo onde quanto mais respondemos mais perguntas surgem. Não considero a ciência um fim em si mesmo, mas junto às obras de Suas mãos expressam a glória de Deus e exaltam Seu poderio e soberania.

“Porque Deus amou o mundo de tal maneira que deu seu único Filho (Jesus Cristo), para que todo o que nEle crê não pereça, mas tenha a vida eterna” (João 3.16). A mais completa satisfação só é encontrada em Deus. Através de Jesus Cristo temos o livre acesso à verdadeira e transparente felicidade de sermos realizados com seres racionais.

“Porém em nada considero a vida preciosa para mim mesmo, contanto que complete a minha carreira e o ministério que recebi do Senhor Jesus para testemunhar o evangelho da graça de Deus.” (Atos 20.24). O fato de produzir ciência com excelência não encerra o meu ciclo de realizações se eu não cumprir a carreira, o chamado ministerial, que recebi do Senhor: compartilhar com criatividade, simplicidade e naturalidade as boas novas da mensagem salvífica do sacrifício vicário de Cristo por amor de todos nós.

“Mas, pela graça de Deus, sou o que sou; e a sua graça, que me foi concedida, não se tornou vã; antes, trabalhei muito mais do que todos eles; todavia, não eu, mas a graça de Deus comigo” (1 Coríntios 15.10). Tudo o que sou e tenho de bom é fruto da graça transformadora de Deus em minha vida e das escolhas que fiz ao longo da jornada que trilhei até aqui.

AGRADECIMENTOS

Sou grato aos meus pais, Carmelinda Lobato e Raimundo Dico Lourenço, pelo incentivo e suporte dedicados a mim e à minha irmã Maria Grazielle Lobato pelo apreço reservado e comedido. Sem sombra de dúvidas eu tenho um passado, uma história, uma formação que passa pelos meus progenitores. Aproveite a Deus me concedê-los e ser privilegiadamente enriquecido com seus ensinamentos e testemunho de vida. *“O filho sábio alegra o seu pai, mas o filho insensato é a tristeza de sua mãe.”* (Provérbios 10.1)

À Nina, Rayssa Cristina, por seu apoio inestimável e amor indubitável na singeleza dos instantes simples e do sorriso sincero; na aflição dos momentos adversos e no abraço revigorante; nos questionamentos sem respostas e na fé inabalável; na partilha das conquistas e na superação de minhas limitações. Mulher virtuosa e de raro valor inquestionável. Auxiliadora fiel para que alcançasse grande êxito nessa etapa da minha jornada acadêmica, profissional e pessoal. *“Mulher virtuosa, quem a achará? O seu valor muito excede o de finas jóias.”* (Provérbios 31.10).

“Em todo tempo ama o amigo, e na angústia se faz o irmão.” (Provérbios 17.17). Ao longo do processo algumas pessoas se destacam e vão deixando pequenas parcelas de contribuição que se somam e fortalecem o caminhar na direção da realização de nossos sonhos. Dentre essas cito Ana Lídia Cardoso e família, Raquel Santiago e família, Débora Torquato e família, Mauro Vieri e em menor escala, mas não com menos importância, Renata Santiago. Por vezes com palavras, por vezes com um abraço, por vezes com um simples sorriso foram aliviando momentaneamente o fardo de minha responsabilidade.

“Por causa dos meus irmãos e amigos, direi: haja paz em ti!” (Salmos 122.8). O Núcleo de Vida Cristã tem espaço cativo e reservado. Por anos e gerações, fui bênção e abençoado por um povo que verdadeiramente reconhece o nome de Deus na universidade e vibra com o Seu mover. Sou agradecido pela geração de 2007 a 2009 que com tanta estima, carinho e espontaneidade me acolheu, motivou, orou e se fez presente em dias adversos e em instantes de festa, alívio e júbilo.

“Ouvi o ensino, sede sábios e não o rejeiteis.” (Provérbios 8.33). Essa conquista não seria possível sem o suporte do professor Dr. Jorge Luiz. Como um instrumento nas mãos de Deus, abriu-me as portas da ciência e compartilhou o seu conhecimento: informação mais experiência. Sou grato também ao professor Dr. J. Alexander Araújo pelo testemunho profissional e rigor exigido na qualidade dos resultados. Agradeço ao professor Cássius T. Ruchert por participar de maneira incisiva na minha banca de avaliação. Suas contribuições foram relevantes, plausíveis e enriquecedoras. Dedico menção especial ao professor Fábio Comes C., sua colaboração foi imprescindível, sua prestatividade foi crucial para a obtenção dos dados necessários para a validação de nossa proposta científica.

“E Ele mesmo concedeu uns para apóstolos, outros para profetas, outros para evangelistas e outros para pastores e mestres,” (Efésios 4.11). Segundo Sua soberana vontade e pura misericórdia, recebo a titulação de mestre com a missão de compartilhar o conhecimento e continuamente desenvolver a ciência para o louvor do Seu nome reconhecendo e satisfazendo necessidades: servindo! *“Porque até o Filho do Homem não veio para ser servido, mas para servir e dar a sua vida para salvar muita gente.”* (Mateus 20.28).

RESUMO

ESTRATÉGIA ALTERNATIVA PARA A DETERMINAÇÃO DO LIMIAR DE PROPAGAÇÃO DE TRINCAS ATRAVÉS DA TEORIA DA DISTÂNCIA CRÍTICA

Este trabalho propõe uma estratégia numérico-experimental para determinar o valor do limiar de propagação de trincas, ΔK_{th} , importante parâmetro da mecânica da fratura. Em particular, o Método do Ponto e o Método da Linha foram usados em conjunto com a resistência à fadiga de corpos com e sem entalhe permitindo formular uma metodologia híbrida para predição de fratura. A fim de checar a precisão da estratégia proposta, 40 conjuntos de dados experimentais foram selecionados a partir da literatura disponível para vários materiais metálicos. O valor do limiar de propagação de trincas foi predito através do pós-processamento dos resultados da análise linear-elástica em Elementos Finitos. As análises mostraram uma estreita relação entre as predições e os dados experimentais. Em particular, esta estratégia permitiu predições dentro de um intervalo de erro de $\pm 20\%$, independente da forma do corpo de prova. Os resultados obtidos mostraram que raio de entalhe menor que 1 mm e coeficiente adimensional (raio do entalhe / dimensão associada à seção transversal) menor ou igual a 0,01 são mais indicados pois apresentam menor tendência de erro. Além disso, o Método da Linha prevê estimativas mais conservadoras que o Método do Ponto. Por fim, propriedades de fadiga em conjunto com a Teoria da Distância Crítica podem ser usadas para prever parâmetro de mecânica da fratura e serem usadas em situações de interesse prático, reduzindo o tempo e o custo de projeto.

ABSTRACT

ALTERNATIVE STRATEGY FOR DETERMINING THE THRESHOLD OF THE STRESS INTENSITY FACTOR THROUGH THE THEORY OF CRITICAL DISTANCE

This work proposes a numerical-experimental strategy to determine the threshold of the stress intensity factor, ΔK_{th} , an important parameter of fracture mechanic. In particular, Point Method and Line Method were used in conjunction with the notched and unnotched fatigue limits allowing the formulation of a fracture prediction methodology. In order to check the accuracy of the proposed strategy, 40 sets of experimental data were selected from the technical literature for several metallic materials. The threshold of the stress intensity factor value was predicted by post-processing the results of linear-elastic Finite Element Analysis. The performed analyses showed a sound agreement between predictions and experimental data. In particular, the obtained estimations were found to be accurate within an error interval about $\pm 20\%$, regardless the specimen geometrical feature. The obtained results show that a notch root radius smaller than 1 mm and a geometrical relation (notch root radius / net cross section) smaller or equal to 0.01 are more indicated. Moreover, the Line Method gives more conservative predictions than the Point Method. Finally, the fatigue properties in conjunction with linear-elastic Theory of Critical Distances can successfully be used to predict the threshold of the stress intensity factor in situations of practical interest, reducing the time and costs of the design process.

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO	1
1.1. MOTIVAÇÃO	1
1.2. OBJETIVOS	2
1.3. ESTADO DA ARTE	2
1.4. NOTAS HISTÓRICAS	6
1.5. CONTEÚDO	9
2. FADIGA	10
2.1. CONCEITOS	10
2.2. MECANISMOS FÍSICOS DE FADIGA	10
2.2.1. Iniciação da trinca	11
2.2.2. Propagação da trinca	13
2.2.3. Falha catastrófica	14
2.3. ABORDAGENS DE FADIGA	14
2.3.1. Abordagens em termos de vida total	15
2.3.2. Abordagem de tolerância ao dano	15
2.3.3. Conceito de vida segura e falha segura	16
2.4. ABORDAGEM TENSÃO-VIDA	16
2.4.1. Curva S-N	16
2.4.2. Limite de fadiga	18
2.4.2.1. Métodos Acelerados (<i>Accelerated methods</i>)	18
2.4.2.2. Métodos da Escada (<i>Staircase methods</i>)	19
2.5. ABORDAGEM DEFORMAÇÃO-VIDA	22
2.6. ABORDAGEM DA MECÂNICA DA FRATURA LINEAR ELÁSTICA	23
2.6.1. Relação entre MFLE e mecânica do contínuo	27
3. FADIGA EM CORPOS ENTALHADOS	29
3.1. MECANISMO DE FADIGA EM ENTALHE	29
3.2. FATOR CONCENTRAÇÃO DE TENSÃO	29

3.3. ANÁLISE DE FADIGA COM ENTALHE	32
3.3.1. Noções preliminares.....	32
3.3.2. Abordagem de Deformação Local.....	33
3.3.3. Método de Energia de Deformação Equivalente (ESED).....	34
3.3.4. Método de Smith e Miller	34
3.3.5. Métodos de Zona de Processo.....	37
4. TEORIA DA DISTÂNCIA CRÍTICA.....	38
4.1. NOÇÕES PRELIMINARES.....	38
4.2. MÉTODO DO PONTO	39
4.3. MÉTODO DA LINHA	40
4.4. MÉTODOS DA ÁREA E DO VOLUME	41
4.5. MÉTODO DA TRINCA IMAGINÁRIA.....	42
4.6. MÉTODO DA MECÂNICA DA FRATURA FINITA.....	43
5. METODOLOGIA	45
5.1. INTRODUÇÃO	45
5.2. METODOLOGIA NUMÉRICO-EXPERIMENTAL	45
5.2.1. Identificação dos Casos Analisados.....	46
5.2.2. Modelagem	46
5.2.3. Simulação numérica.....	48
5.2.4. Análise Numérica.....	48
5.2.5. Validação da Teoria da Distância Crítica	50
5.2.6. Determinação indireta do limiar de propagação de trincas, ΔK_{th}	51
6. RESULTADOS E DISCUSSÕES	52
6.1. VALIDAÇÃO DA TEORIA DA DISTÂNCIA CRÍTICA.....	53
6.1.1. Influência do material na determinação do comprimento característico, L	53
6.1.2. Influência do método de distância crítica na predição da constante material, L	56
6.1.3. Influência do raio do entalhe na determinação do comprimento característico, L	57

6.1.4. Análise da Teoria da Distância Crítica com base na predição de L	58
6.1.5. Predição da Resistência à Fadiga, ΔS_f	60
6.2. DETERMINAÇÃO INDIRETA DO ΔK_{th}	62
6.2.1. Análise da estimativa do ΔK_{th} versus o raio do entalhe	62
6.2.2. Análise da correlação entre o ΔK_{th} e o coeficiente adimensional (r/dn)	63
6.2.3. Análise da correlação de ΔK_{th} em relação à forma e o coeficiente adimensional	66
6.2.4. Estimativa do limiar de propagação de trincas, ΔK_{th}	67
7. CONCLUSÕES	69
7.1. CONSIDERAÇÕES FINAIS	69
7.2. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	70
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	71
APÊNDICE A. PROPRIEDADES DOS MATERIAIS USADOS.....	81
A.1. PROPRIEDADES MECÂNICAS	82
A.2. CARACTERÍSTICAS GEOMÉTRICAS.....	83
A.3. PROPRIEDADES DE FADIGA	84
APÊNDICE B. RESULTADOS NUMÉRICOS.....	85
B.1. ESTIMATIVA DO COMPRIMENTO CARACTERÍSTICO, L	86
B.2. PREDIÇÕES DO LIMITE DE FADIGA, ΔS_f	87
B.3. DETERMINAÇÃO DO VALOR DO LIMAR DE PROPAGAÇÃO DE TRINCAS, ΔK_{th}	88

LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1. Definições de carregamentos cíclicos com amplitude constante.	17
Tabela 6.1. Dados experimentais gerados sob fadiga uniaxial.....	52
Tabela A.1. Propriedades Mecânicas.....	82
Tabela A.2. Características geométricas	83
Tabela A.3. Propriedades de Fadiga	84
Tabela B.1. Resultados numéricos para o comprimento característico, L	86
Tabela B.2. Resultados numéricos para a predição do limite de fadiga, ΔS_f	87
Tabela B.3. Resultados numéricos para a determinação do valor do limiar de propagação de trincas, ΔK_{th}	88

LISTA DE FIGURAS

Figura 1.1. Turbina Francis	1
Figura 1.2. Turbina Kaplan	1
Figura 2.1. Início de trinca de fadiga em uma liga de níquel: (a) inclusão não-metálica; (b) em um poro. (modificado de Flinn, 1990).	12
Figura 2.2. (a) Região de intenso deslizamento durante fadiga em uma liga de níquel e (b) formação de trincas na superfície devidas às bandas de deslizamento (modificado de Flinn, 1990).....	12
Figura 2.3. Estágios de propagação da trinca por fadiga (modificado de Lee <i>et al.</i> , 2005).13	
Figura 2.3. Microestrutura de cobre trabalhado a frio, 5000x (Adaptado de Dieter, 1988) 14	
Figura 2.4. Curvas $S-N$ típicas para metais ferrosos e não-ferrosos	18
Figura 2.5. Exemplo do método da escada.....	20
Figura 2.6. Curva $\varepsilon - N$	22
Figura 2.7. Placa trincada sujeita a carregamento cíclico uniaxial.....	24
Figura 2.8. Taxa de crescimento da trinca <i>versus</i> faixa do fator de intensidade de tensão .25	
Figura 2.9. Representação esquemática do diagrama de Kitagawa e Takahashi	27
Figura 2.10. Diagrama de Atzori e Lazzarin	28
Figura 3.1. Efeito da geometria na distribuição de tensão.	31
Figura 3.1. Distribuição de tensões em uma placa com furo central: (a) placa carregada, (b) modelo fotoelástico e (c) distribuição de tensões.....	32

Figura 3.5. Diagrama de Smith-Miller para um espécime entalhado	37
Figura 4.1. Formalização esquemática do Método do Ponto	40
Figura 4.2. Formalização esquemática do Método da Linha	41
Figura 4.3. (a) Modelo de trinca introduzida e imaginária (b) No MMFF a taxa da energia de deformação é calculada durante o crescimento do incremento Δa de trinca	42
Figura 5.2. Estrutura do elemento finito usado na modelagem.....	46
Figura 5.3. Etapas associadas à modelagem do espécime	47
Figura 5.1. Procedimento numérico-experimental em termos do Método do Ponto e do Método da Linha para componentes entalhados: (a) e (c) são estimativas das respectivas distâncias críticas a partir do limite de fadiga experimental, (b) e (d) são as respectivas estimativas da resistência à fadiga a partir do parâmetro L_{EH}	49
Figura 6.1. Geometrias analisadas	53
Figura 6.1. Comprimento característico, L , em termos da estimativa de El Haddad versus a predição pelo Método do Ponto para diversos materiais.	53
Figura 6.2. Comprimento característico, L , em termos da estimativa de El Haddad versus a predição pelo Método da Linha para diversos materiais.	54
Figura 6.3. Comprimento característico, L , em termos da estimativa de El Haddad versus a predição pelo Método do Ponto para ligas de aço e de alumínio.	54
Figura 6.4. Comprimento característico, L , em termos da estimativa de El Haddad versus a predição pelo Método da Linha para ligas de aço e de alumínio.	55
Figura 6.5. Comprimento característico, L , em termos da estimativa de El Haddad versus a predição pelo Método do Ponto para ligas de ferro.....	55
Figura 6.6. Comprimento característico, L , em termos da estimativa de El Haddad versus a predição pelo Método da Linha para ligas de ferro.	56
Figura 6.7. Comparação do comprimento característico, L , predito pelo MP em termos do ML normalizado em relação à aproximação de El Haddad.	56
Figura 6.8. Comparação entre o raio na ponta do entalhe e o comprimento característico predito pelo MP normalizado em relação à aproximação de El Haddad.....	57
Figura 6.9. Comparação entre o raio na ponta do entalhe e o comprimento característico predito pelo ML normalizado em relação à aproximação de El Haddad.....	57

Figura 6.10. Avaliação do erro do parâmetro característico, L , predito pelo MP (a) e pelo ML (b) para a liga de aço 2.25Cr.1Mo.	59
Figura 6.11. Avaliação do erro do parâmetro característico, L , predito pelo MP (a) e pelo ML (b) para a liga de aço Mild Steel 0.15%C.....	59
Figura 6.12. Avaliação do erro do parâmetro característico, L , predito pelo MP e (a) pelo ML (b) para o aço SAE 1045.	60
Figura 6.13. Avaliação do erro do parâmetro característico, L , predito pelo MP e (a) pelo ML (b) para a liga de aço Mild Steel 0.22%C.....	60
Figura 6.14. Limite de fadiga experimental versus limite de fadiga obtido pela aplicação do Método do Ponto.	61
Figura 6.15. Limite de fadiga experimental versus limite de fadiga obtido pela aplicação do Método da Linha.....	61
Figura 6.16. Comparação entre o MP e o ML quanto à predição do limite de fadiga.....	62
Figura 6.17. Investigação entre a razão do limiar de propagação de trincas predito pelo Método do Ponto normalizado e o raio na ponta do entalhe.....	63
Figura 6.18. Investigação entre a razão do $\Delta K_{th,ML}$ e o raio na ponta do entalhe.....	63
Figura 6.19. Coeficiente adimensional versus limiar de propagação de trincas determinado pelo MP normalizado para diversos materiais.	64
Figura 6.20. Coeficiente adimensional versus limiar de propagação de trincas determinado pelo ML normalizado para diversos materiais.	65
Figura 6.21. Coeficiente adimensional, r/dn , versus ΔK_{th} normalizado para o MP e o ML: (a) 2.25Cr-1Mo, (b) Mild Steel 0.15%C.....	65
Figura 6.21. Coeficiente adimensional, r/dn , versus ΔK_{th} normalizado para o MP e o ML: (a) SAE 1045, (b) Mild Steel 0.22%C.....	66
Figura 6.22. Coeficiente adimensional, r/dn , em termos do limiar de propagação de trincas predito pelo MP normalizado.....	66
Figura 6.23. Coeficiente adimensional, r/dn , em termos do limiar de propagação de trincas predito pelo ML normalizado.....	67
Figura 6.24. Limiar de propagação de trincas predito pelo MP versus o ΔK_{th} experimental.	68
Figura 6.25. Limiar de propagação de trincas predito pelo MP versus o ΔK_{th} experimental.	68

NOMENCLATURA

SÍMBOLOS LATINOS

a	Comprimento de trinca
a_0	Tamanho inicial de trinca
a^*	Distância crítica
D	Comprimento
d	Incremento de tensão
dn	Dimensão associada à seção resistente
d_{MP}, d_{ML}	Distância crítica
E	Módulo de elasticidade
e	Módulo de elasticidade
K', n'	Propriedades mecânicas
K	Tenacidade à fratura
K_f	Fator intensidade tensão
K_c	Fator intensidade tensão crítico
L	Comprimento característico
n_i	Número de eventos menos freqüentes
N, N_f	Número de ciclos de fadiga
r, r_n	Raio na ponta do entalhe
S_e	Limite de resistência à fadiga
S_i	Níveis de tensão
w_σ, w_s	Densidade de energia de deformação

SÍMBOLOS GREGOS

ΔK	Variação do fator intensidade tensão
ΔK_{th}	Limiar de propagação de trincas
$\Delta\sigma$	Variação de tensão
$\Delta\sigma_{gross}$	Amplitude de tensão na seção bruta
$\Delta\sigma_0$	Limite de resistência à fadiga
ΔS_f	Limite de fadiga de espécime sem entalhe
ΔS_{fe}	Limite de fadiga de espécime entalhado
ε	Deformação na raiz do entalhe
ε_a	Amplitude de deformação total
ε_a^e	Amplitude de deformação elástica
ε_a^p	Amplitude de deformação plástica
ε_a^p	Coefficiente de ductilidade à fadiga
ε_f	Coefficiente de ductilidade à fadiga

μ_{DM}	Limite de fadiga médio segundo Dixon-Mood
σ_a	Amplitude de tensão
σ_ε	Tensão na raiz do entalhe
σ_r, σ_0	Resistência à tração
σ_{DM}	Desvio do limite de fadiga segundo Dixon-Mood
σ_m	Tensão média
σ_f, A	Coefficiente de resistência à fadiga

GRUPOS ADIMENSIONAIS

b	Expoente de resistência à fadiga
C	Constante da lei de Paris
c	Expoente de ductilidade à fadiga
F	Fator de forma
K_f	Fator de redução da resistência à fadiga
K_t	Fator de concentração de tensões
m	Expoente da lei de Paris
R	Razão de carregamento

SUBSCRITOS

a	Amplitude
DM	Dixon-Mood
$máx$	Máximo
$mín$	Mínimo
th	Threshold

SIGLAS

BEC	Barra com Entalhe Circunferencial
FAC	Fadiga de Alto Ciclo
FBC	Fadiga de Baixo Ciclo
MA	Método da Área
MDM	Método de Dixon-Mood
MEF	Método de Elementos Finitos
MFLE	Mecânica da Fratura Linear Elástica
ML	Método da Linha
MMFF	Método da Mecânica da Fratura Finita
MP	Método do Ponto
MV	Método do Volume
MZK	Método de Zhang-Kececioglu
PDEL	Placa com Duplo Entalhe Lateral
PEC	Placa com Entalhe Central
PUEL	Placa com Único Entalhe Lateral
TDC	Teoria da Distância Crítica
$S-N$	Tensão-vida
$\varepsilon-N$	Deformação-vida

1. INTRODUÇÃO

1.1. MOTIVAÇÃO

Componentes mecânicos e diversas estruturas são constantemente sujeitos a carregamentos dinâmicos que podem provocar alterações macroscópicas em seus materiais. Estas podem se acumular e se desenvolver em trincas, de forma a comprometer a integridade estrutural. Este processo de dano é conhecido por fadiga e é responsável por falhas de aviões, navios, automóveis e turbinas (Meyers *et al*, 1982). Estudos realizados nos Estados Unidos e na Europa levaram à conclusão de que os efeitos econômicos da fratura, num país medianamente industrializado, ascendiam anualmente a 4% do seu Produto Interno Bruto sendo que de 70 a 90% destes custos são atribuídos a falhas por fadiga (*apud* Brito, 2000).

Nos setores de produção e de distribuição de energia elétrica, a fadiga é um problema freqüente. Encontram-se na literatura diversos exemplos de falhas em pás, rotores, carcaças, cabos e tubulações (Herman, 1999; Price, 1998 e Zhou *et al*, 1998). Nesse ínterim, inserem-se os hidrogeradores e seus respectivos componentes. Apesar destes serem projetados para vida infinita, durante a inspeção e a manutenção é comum encontrar trincas nas raízes das pás de turbinas Francis, Figura (1.1), e Kaplan, Figura (1.2). Tendo em vista a rigorosa avaliação através de ensaios não-destrutivos para identificação de trincas, resultantes do processo de soldagem, conclui-se que o desenvolvimento dessas trincas está associado ao fenômeno de fadiga.



Figura 1.1. Turbina Francis



Figura 1.2. Turbina Kaplan

A definição das condições de iniciação e propagação de trincas de fadiga em pás de turbinas hidráulicas, por exemplo, é de grande importância. Do ponto de vista econômico, ela se

justifica pelo fato de que caso as pás hidrogeradoras, com capacidade de 375 MWh, apresentem trincas e as mesmas tenham de ficar inoperantes por 1 mês para os devidos reparos, o lucro cessante seria da ordem de R\$ 20.000.000,00. Considerando uma falha catastrófica, somente em lucro cessante as perdas poderiam alcançar cifras da casa dos R\$ 200.000.000,00.

Os resultados deste trabalho fornecerão subsídios à comunidade científica e a projetistas quanto à definição de critérios de dimensionamento estrutural e seleção de materiais. Além disso, os procedimentos de inspeção e manutenção poderão ser atualizados no sentido de minimizar falhas por fadiga, evitando eventos catastróficos e melhorando a confiabilidade de sistemas mecânicos.

1.2. OBJETIVOS

Dentro do contexto apresentado acima, o principal objetivo desta dissertação é o seguinte:

- Propor e validar uma estratégia alternativa para determinar o limiar de propagação de trincas, ΔK_{th} , através da Teoria da Distância Crítica.

Para tanto é necessário investigar a consistência da Teoria da Distância Crítica e como objetivo secundário tem-se:

- Investigar o domínio de validade da Teoria da Distância Crítica

1.3. ESTADO DA ARTE

O problema de distribuição de tensão, devido aos efeitos de descontinuidades geométricas, na redução da resistência à fadiga é avaliado há bastante tempo através de dois métodos: (i) distância crítica e (ii) deformação local. A primeira metodologia considera que o nível de tensão na região do entalhe seja elevado o suficiente não somente no ponto de máxima tensão, mas também a certa distância deste ponto. A segunda, baseia-se na existência de escoamento na raiz do entalhe. Portanto, a tensão máxima será atenuada nessa região.

Susmel (2008) aponta Neuber como o pioneiro na utilização da Teoria da Distância Crítica (TDC) para prever a resistência à fadiga de componentes mecânicos entalhados, na Alemanha, na década de 30 (Neuber, 1936). Na mesma época, o americano Peterson também atuava no sentido de prever falhas em componentes com concentradores de tensão (Peterson, 1938). Suas idéias foram completamente desenvolvidas nos anos 50 e descritas em duas importantes publicações: Neuber em “*Theory of notch stresses*” (1958) e uma contribuição de Peterson em “*Metal Fatigue*” editado por Sines e Waisman (Neuber, 1958; Peterson, 1959).

Para formalizar esta teoria, ele considerou a idéia de que as tensões elásticas na vizinhança da raiz do entalhe não alcançavam os valores preditos pela mecânica do contínuo, principalmente quando o entalhe era severo e com altos gradientes de tensão. A fim de quantificar a tensão que causa dano na zona de processo da 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 concentrador de tensão considerando volumes finitos e não volumes infinitesimais.

Em 1958, Neuber formalizou a idéia em termos do denominado Método da Linha (ML). Ele 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 uma distância crítica é igual ao limite à fadiga de um corpo de prova não entalhado do mesmo material. No ano seguinte, Peterson (1959) sugeriu uma maneira simplificada de aplicar a idéia de Neuber (1958). Ele mostrou que resultados semelhantes podem ser obtidos medindo a tensão em um ponto localizado a uma distância crítica do entalhe. Este método é conhecido como Método do Ponto (MP). 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. O cálculo do campo médio de tensão pode ser feito, também, sobre uma área ou volume: estes dois métodos são chamados de Método da Área (MA) e Método do Volume (MV), respectivamente. O comprimento característico, L , define que o tamanho do domínio de integração é uma propriedade material (Bellett *et al*, 2005).

No entanto, estes pioneiros enfrentaram dois grandes problemas. O primeiro foi a dificuldade de descrever o campo de tensão linear elástica na vizinha das discontinuidades geométricas,

na década de 50. Nesse sentido, Neuber e Peterson formalizaram relações simplificadas e representadas por equações empíricas para descrever os Métodos da Linha (ML) e do Ponto (MP). O segundo problema foi determinar com precisão a distribuição das tensões elásticas em componentes reais. Isso dificultou a aplicação industrial dos métodos citados acima.

Tomando como ponto de partida a idéia de que o raio da raiz do entalhe, r_n , é o parâmetro mais importante no controle da distribuição do campo de tensões ao longo do raio, propuseram aproximações razoáveis com base no fator de redução de resistência à fadiga, K_f , envolvendo o fator de concentração de tensões, K_t , e o raio do entalhe. Portanto, as Equações (1.1) e (1.2) apresentam as propostas de Neuber e Peterson, respectivamente. Onde a^* e a' são constantes empíricas que dependem do material. No entanto, Peterson notou que a Equação (1.2) não é recomendada na presença de valores muito pequenos de r_n (Lee *et al*, 2005).

$$K_f = 1 + \frac{K_t - 1}{1 + \sqrt{\frac{a^*}{r_n}}} \quad (1.1)$$

$$K_f = 1 + \frac{K_t - 1}{1 + \frac{a'}{r_n}} \quad (1.2)$$

Durante a década de 60 os métodos propostos por Neuber e Peterson foram muito aplicados em fadiga de metais. Os mesmos foram sugeridos para a predição de fratura frágil usando o espaçamento atômico como distância crítica (McClintock e Irwin, 1965; Novozhilov, 1969). Uma abordagem que utiliza a média das deformações em detrimento das tensões foi sugerida como critério de falha para situações de grande plasticidade (McClintock, 1958).

Com os avanços na mecânica computacional, os problemas com a determinação do campo de tensão linear-elástico, principalmente em aplicações caracterizadas por geometrias complexas, têm sido superados com o uso sistemático do Método de Elementos Finitos (MEF). Na década de 70, quando Métodos da Distância Crítica (MDC) foram propostos para predizer a fratura em materiais compósitos (Withney e Nuismer, 1974), foi possível fazer um *link* com a teoria

da Mecânica da Fratura Linear Elástica (MFLE) para determinar o parâmetro de comprimento material, L , importante para o cálculo da distância crítica, a . 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.

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 (Hazenber *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). Ultimamente a TDC também tem sido empregada na predição da resistência à fadiga de corpos soldados, obtendo resultados bastante precisos (Taylor *et al.*, 2002 e Crupi *et al.*, 2005).

Considerando os métodos baseados na deformação local, a presença da plasticidade pode induzir condições de iniciação de trincas de fadiga, redistribuição de tensões, degradação das propriedades do material e aparecimento de elevados gradientes de tensão e deformação. Isso pode resultar em catástrofes e prejuízos financeiros conforme Fillippini (2000) e Visvanatha *et al* (2000). Portanto, a fim de avaliar os danos nos pontos em que a tensão atuante supera a tensão de escoamento e as deformações plásticas predominam, faz-se uso da análise elastoplástica. Todavia, cálculos precisos das tensões e deformações atuantes nas descontinuidades geométricas, para carregamentos longos e arbitrários, são dispendiosos. Nesses casos, em razão do reduzido esforço computacional, métodos aproximados que levam em conta abordagens de deformação local são empregados na engenharia. A regra de Neuber

é a mais usada dentre os métodos existentes, ainda que seja deduzida para geometria e carregamento específico (Neuber, 1961).

Outros autores como Seeger *et al* (1980), Glinka (1985) e Ye *et al.* (2003) também propuseram métodos alternativos e/ou complementares. Todavia, o maior inconveniente da utilização dessas abordagens reside na impossibilidade de avaliar a redistribuição das tensões associadas ao escoamento e a variações geométricas localizadas. Uma maneira de contornar esse problema é a utilização do Método de Elementos Finitos (MEF) a partir de não linearidades geométricas e comportamento elastoplástico do material.

1.4. NOTAS HISTÓRICAS

Acredita-se que o primeiro estudo de fadiga em metais fora conduzido por volta de 1829 pelo engenheiro alemão W. A. J. Albert em correntes de ferro (Albert, 1838). Todavia, em meados de 1840, August Wöhler, conduziu pesquisas em eixos de locomotivas cujas falhas eram comuns na indústria ferroviária alemã. Em 1842, após um acidente ferroviário próximo a Versailles, França, com muitas mortes, um estudo minucioso foi executado. Os relatórios finais deste sinistro indicaram fratura por fadiga do eixo frontal da locomotiva. Há relatos de falhas anteriores a essas datas, no entanto com a explosão da revolução industrial e, conseqüentemente, com o surgimento de novas máquinas, o estudo da fadiga se desenvolveu impulsionado pelo impacto econômico gerado pelas falhas estruturais e pela tentativa de domínio da tecnologia vigente.

Entre 1850 e 1875, Wöhler realizou exaustivos ensaios, à escala natural e em corpos de prova, no sentido de determinar o número de ciclos de carregamento que o material poderia suportar a cada nível de tensão antes de fraturar. Reproduzindo os resultados obtidos sob a forma de um gráfico tensão-vida (curva *S-N*), verificou-se que o número de ciclos aumentava com a redução da tensão aplicada. Observou também que para o ferro e o aço havia um nível de tensão alternada abaixo do qual não ocorria fratura qualquer que fosse o número de ciclos. Assim estabeleceu-se o conceito de tensão limite de fadiga. Mais tarde verificou-se que metais não ferrosos, como o alumínio, não apresentavam esse patamar nas suas curvas *S-N*, ou seja, a tensão é sempre decrescente para o aumento do número de ciclos. Para estes casos, é usual definir uma tensão limite convencional acima de 10^6 ciclos.

Nos cem anos que se seguiram aos trabalhos de Wöhler, diversos investigadores deram valiosas contribuições para o desenvolvimento da fadiga: Gerber (1874) tratando do efeito de tensões médias; Bauschinger em 1885 no campo das deformações cíclicas; Goodman (1899) também em tensões médias. Em 1901, Moore, Kommers e Basquin avançaram nos conceitos de fadiga. Ewing e Humpre contribuíram sobre mecanismos de fadiga em 1903. Haigh (1817), Jenkin em 1923 e Soderberg em 1930, avaliando o efeito da tensão média. Em 1920, a propagação de trincas e a mecânica da fratura se desenvolveram com Griffith *et al* (1920). O mecanismo físico de dano por fadiga através da microscopia ótica foi estudado por Gough (1924). Três anos depois, a fadiga de metais avançou com Moore *et al* (1927). Outros campos de investigação também progrediram como os conceitos de danos cumulativos (Miner, 1945), efeitos de entalhes concentradores de tensão (Neuber, 1946), falhas por fadiga envolvendo deformações plásticas (Coffin *et al*, 1962; Manson, 1962), crescimento e propagação de trincas de fadiga (Paris, 1963) entre tantos outros.

Até a Segunda Guerra, a maior parte dos resultados experimentais dizia respeito à fadiga com alto número de ciclos, pouca atenção sendo prestada ao estudo da fadiga para a gama de baixo número de ciclos. Porém, foi constatado que certos tipos de equipamentos como reservatórios de pressão, fuselagens, mecanismos de trem de pouso, flaps, mísseis, equipamentos de lançamento de naves espaciais submetidos a esforços muito elevados exigiam uma vida relativamente curta (Brito, 2000). Conseqüentemente, o interesse por esse tipo de fadiga - *fadiga oligocíclica* - aumentou visivelmente. Introduziu-se, então, uma abordagem da fadiga através da relação $\epsilon - N$ (deformação/vida), mais adequada ao estudo desse caso. Coffin e Manson estabeleceram, nos anos cinquenta, as relações quantitativas entre a extensão plástica e a vida de fadiga, complementando o que no início do século Basquin havia formulado para a extensão elástica. Morrow e outros investigadores modificaram essas expressões levando em conta a tensão média, o que é realmente importante. Significantes contribuições foram feitas na década seguinte: Irwin e diversos outros investigadores foram os pioneiros na aplicação da Mecânica da Fratura à Fadiga. Em 1963, Paris quantificou a relação que permite calcular a velocidade de propagação das trincas de fadiga.

Atualmente, as aplicações da fadiga são vastas e abrangem múltiplos ramos da engenharia. Ela pode se apresentar na forma de ciclos térmicos, dando origem à fadiga térmica; cargas cíclicas em ambientes sob altas temperaturas; variações nas tensões e deformações externas; aplicação de cargas repetidas com contato por rolamento, fadiga superficial; fadiga por

fretting, resultado de tensões pulsantes associado ao movimento relativo oscilatório e deslizamento de fricção entre superfícies. Ou seja, os danos por fadiga são responsáveis por grande parte das falhas em componentes estruturais. Portanto, o entendimento de seus mecanismos e suas conseqüências é fundamental para projeto e seleção de materiais.

A Mecânica da Fratura constitui a área da engenharia que melhor avalia quantitativamente os fatores que influenciam o grau de segurança de uma estrutura. O estudo e a aplicação da mecânica da fratura tornaram-se, portanto, de importância crucial, uma vez que a presença de trincas e imperfeições sempre ocorre nos materiais. Naves espaciais, aviões de capacidade cada vez maior e voando a velocidades crescentes, turbinas de altas temperaturas, superpetroleiros, gigantescas plataformas *off-shore*, centrais nucleares, complexos petroquímicos, caldeiras e reservatórios de pressão, *pipe-lines*, pontes de vãos inimagináveis, arranha-céus e hidrelétricas são exemplos de estruturas modernas cujo projeto e serviço não podem deixar de atender aos princípios da Mecânica da Fratura (Brito, 2000).

Inglis (1913) e Griffith (1920) foram pioneiros no estudo da propagação de trincas de forma instável em materiais frágeis. Inglis mostrou isso através da análise em uma placa com um furo elíptico, propondo que a tensão na raiz do entalhe estava diretamente relacionada ao raio desta elipse. Griffith postulou que a abertura de uma trinca estava associada à liberação de certa quantidade de energia, através do balanço de energia. O objetivo destes métodos é corrigir ou atenuar os efeitos dos gradientes de tensão, que segundo Taylor (1999), raramente fornecem previsões confiáveis, sobretudo para entalhes com elevado fator de concentração de tensões, K_t .

As interações entre os avanços tecnológicos no domínio dos materiais e dos métodos de ensaiá-los e caracterizá-los e o seu relacionamento com as causas imediatas e remotas dos desastres que foram ocorrendo constituem importantes fontes de investigação e desenvolvimento. Muitos dos trabalhos de investigação desenvolvidos na segunda metade do século XX foram possíveis pela introdução de sofisticados sistemas e métodos de ensaio, bem como pela introdução da informática na resolução dos problemas de engenharia.

A seqüência de desastres em diversos tipos de estruturas demonstrou que a inevitável presença de trincas, de várias origens, e a sua propagação é responsável pela deterioração e a conseqüente perda de confiabilidade estrutural. Os acidentes ocorridos com os navios *Liberty*,

construídos nos Estados Unidos na década de 40 do século XX, época da segunda guerra mundial, tiveram grande repercussão. Dos 2500 navios construídos, 1289 sofreram algum tipo de problema causado por fratura. Desses, 233 tiveram proporções catastróficas sendo que muitos chegaram a partir-se em dois (Teixeira, 2004). Na década de 50, uma série de catástrofes envolvendo os primeiros jatos comerciais marcou o cenário mundial. As falhas por fadiga nos famosos aviões *Comet*, projetados pela *Havilland Aircraft Company*, além de muitas mortes acelerou o crescimento da emergente americana *Boeing Aircraft Company*, que veio a ser líder de alguns setores no mercado da aviação.

Um enorme esforço tem sido desenvolvido pela ciência e pela tecnologia no sentido de minimizar os efeitos catastróficos que podem resultar desses fenômenos. Os custos devidos à falha dos materiais e estruturas tomam diversos aspectos, de maior ou menor gravidade tais como: (i) perda de vidas humanas e outros danos pessoais; (ii) impacto ecológico; (iii) parada de produção; (iv) perda de produtos; (v) custos de reposição de equipamentos; (vi) danos em equipamentos; (vii) litígios, problemas jurídicos, indenizações e (viii) perda de imagem comercial e de confiança de contratos futuros.

1.5. CONTEÚDO

O trabalho está dividido em sete capítulos. O primeiro capítulo contextualiza o trabalho, introduz a importância desta pesquisa, apresenta os objetivos a serem atingidos e relata a evolução dos processos de falha ao longo da história. O segundo capítulo revisa os mecanismos físicos da fadiga, descreve os tipos de abordagem de fadiga e trata do método tensão-vida, deformação-vida e da Mecânica da Fratura Linear Elástica. O capítulo três destina-se a abordar o mecanismo de falha por fadiga em corpos entalhados. Nesse sentido, a Teoria da Distância Crítica se destaca e é descrita em detalhes no capítulo quatro. O quinto capítulo descreve a metodologia numérico-experimental proposta como alternativa para a determinação do ΔK_{th} . No capítulo seis todos os resultados são apresentados graficamente e devidamente discutidos. O sétimo capítulo encerra o trabalho apontando as principais conclusões e fazendo sugestões para trabalhos futuros.

2. FADIGA

2.1. CONCEITOS

A palavra fadiga tem origem na expressão latina *fatigare* que significa cansar. Embora associada ao cansaço físico e mental em humanos, o termo “fadiga” também se tornou uma terminologia largamente aceita no vocabulário da engenharia para o dano e falha de materiais sob carregamento cíclico (Suresh, 1998). Esse termo foi aplicado pela primeira vez por Poncelet em 1839. A ASTM (1972) definiu clara e objetivamente a fadiga como 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.

Os materiais metálicos quando submetidos a tensões flutuantes ou repetitivas rompem-se a tensões muito inferiores àquelas determinadas nos ensaios estáticos de tração e compressão. A ruptura que ocorre nessas condições de esforço é reconhecida como falha por fadiga. Esse fenômeno ocorre após um tempo considerável do material em serviço. À medida que o desenvolvimento tecnológico incorporou novos componentes e equipamentos, como por exemplo, na indústria automobilística e aeronáutica, submetidos continuamente a esforços dinâmicos e a vibrações, o fenômeno da fadiga passou a representar uma das maiores causas de falha em serviço de componentes de materiais metálicos. Os materiais poliméricos e os cerâmicos, com exceção dos vidros, são também suscetíveis à ruptura por fadiga. A falha por fadiga é particularmente imprevisível, pois acontece sem que haja qualquer aviso prévio (Garcia *et al*, 2000).

2.2. MECANISMOS FÍSICOS DE FADIGA

Todos os materiais são anisotrópicos e não homogêneos. Metais de engenharia são compostos por agregados de pequenos grãos de cristal. Dentro de cada grão a estrutura também é anisotrópica devido à variação da orientação dos planos cristalinos. Estas heterogeneidades não são oriundas apenas de características microestruturais, elas também são provenientes de inclusões de outros materiais. Como resultado, tem-se uma distribuição de tensões não uniforme. Nas regiões em que os níveis de tensão são elevados encontram-se os pontos

preferenciais para o início do dano por fadiga. O mecanismo de fadiga pode ser dividido em três estágios: 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

O entendimento do período de nucleação da trinca ainda não está bem consolidado e é objeto de muitos estudos e pesquisas tanto no âmbito acadêmico quanto industrial. Envolve o estudo das ligações atômicas, contornos e formas de grãos da estrutura cristalina, bandas de escorregamento e interação da matriz metálica com as partículas não metálicas (Teixeira, 2004).

As trincas têm início em planos cisalhantes localizados, em regiões de alta concentração de tensão ou em regiões de baixa resistência local. Fisher e Yen (1972) mostraram que praticamente todas as partes de uma estrutura contêm descontinuidades, variando de microscópicas até macroscópicas, introduzidas nos processos de fabricação ou de manufatura das mesmas. Inclusões (Figura 2.1a), contornos de grão, porosidade acentuada (Figura 2.1b), 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, Figura (2.2), 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 à 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).

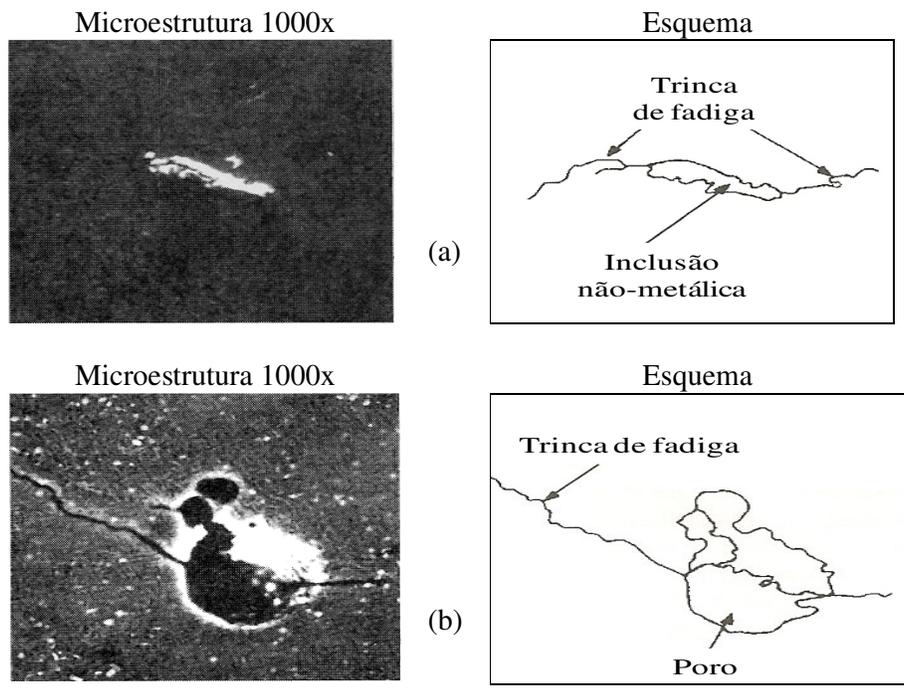


Figura 2.1. Início de trinca de fadiga em uma liga de níquel: (a) inclusão não-metálica; (b) em um poro. (modificado de Flinn, 1990).

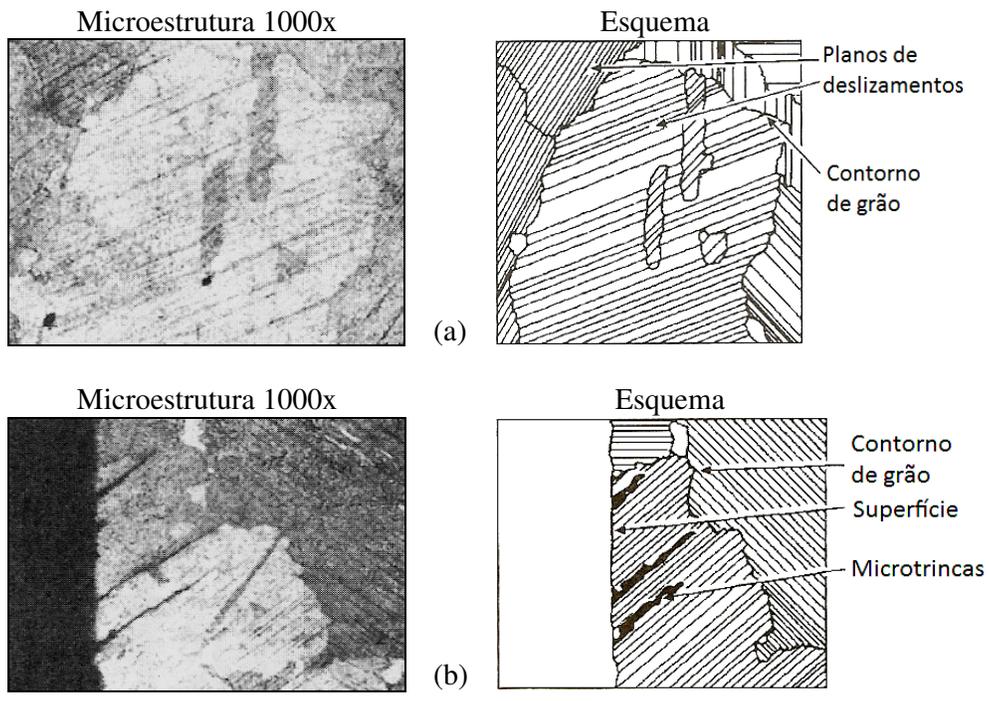


Figura 2.2. (a) Região de intenso deslizamento durante fadiga em uma liga de níquel e (b) formação de trincas na superfície devidas às bandas de deslizamento (modificado de Flinn, 1990).

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, Figura (2.3). 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.

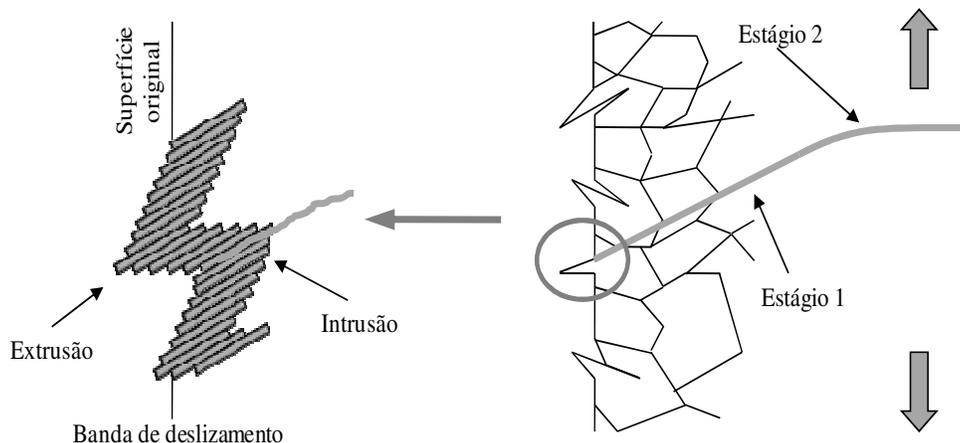


Figura 2.3. Estágios de nucleação e propagação da trinca por fadiga (modificado de Lee *et al.*, 2005)

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, e 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 Figura (2.4) apresenta a superfície de falha de uma microestrutura de cobre trabalhado a frio com a formação característica de estrias e a orientação da propagação das marcas de praia.

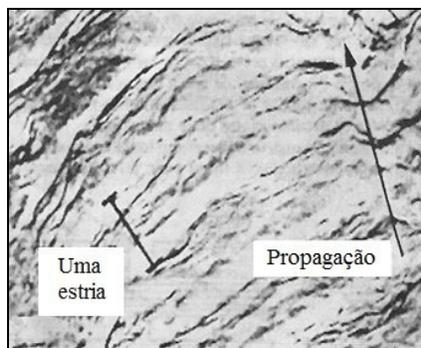


Figura 2.4. Microestrutura de cobre trabalhado a frio, 5000x (Adaptado de Dieter, 1988)

2.2.3. Falha catastrófica

Enquanto houver tensões trativas suficientes a trinca permanecerá a crescer. 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 exhibe um padrão típico. A região próxima à origem da microtrinca tem aparência polida e freqüentemente exhibe as marcas de praia. A região áspera, semelhante a uma fratura frágil, corresponde à porção do material que rompeu catastróficamente quando a trinca atingiu seu tamanho limite.

2.3. ABORDAGENS DE FADIGA

O processo de fadiga é avaliado segundo duas abordagens clássicas: 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.

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 $\varepsilon-N$). Através de ensaios conduzidos em laboratório, para espécimes inicialmente sem trinca, 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 $N > 10^3$, ou seja, 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 sollicitação está abaixo da tensão de escoamento a abordagem por tensão é indicada.

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.

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 quista. 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. Curva S-N

A abordagem *Tensão-Vida* consiste na caracterização da vida à fadiga em termos da tensão nominal. Wöhler (1860), 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 Figura (2.4). 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 Equação (2.1). Onde σ_a é a amplitude de tensão, N_f é o número de ciclos de fadiga, σ_f' 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).

$$\sigma_a = \sigma_f' (N_f)^b. \quad (2.1)$$

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, 2000).

Tabela 2.1. Definições de carregamentos cíclicos com amplitude constante.

Amplitude de tensão	$\sigma_a = \frac{\sigma_{m\acute{a}x} - \sigma_{m\acute{i}n}}{2}$	<p>Representação gráfica</p>
Tensão média	$\sigma_m = \frac{\sigma_{m\acute{a}x} + \sigma_{m\acute{i}n}}{2}$	
Varição 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_c ; 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 Equação (2.2), onde S_e^{\wedge} 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.

$$S_e = K_a K_b K_c K_d K_e K_f S_e^{\wedge}. \quad (2.2)$$

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 Figura (2.4). Para tanto, em geral, define-se o limite de fadiga acima de 10^7 ciclos.

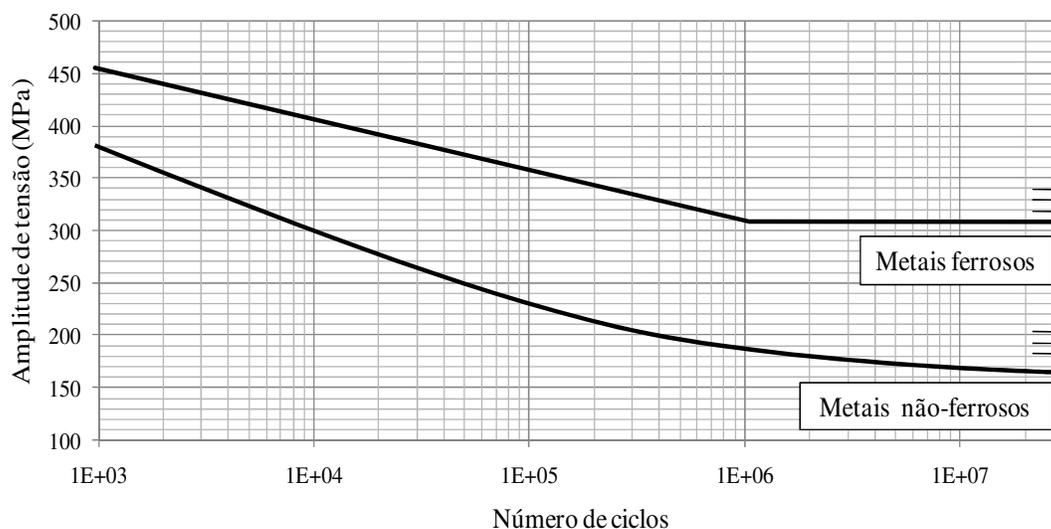


Figura 2.4. Curvas *S-N* típicas para metais ferrosos e não-ferrosos

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. Nesse ínterim, a literatura aponta os (i) métodos acelerados e os (ii) métodos da escada como alternativas para isso (Lin *et al.* 2001).

2.4.2.1. Métodos Acelerados (*Accelerated methods*)

A fim de determinar as características estatísticas do limite de fadiga, dois métodos acelerados foram propostos: (i) método da projeção do raio (Wirshing, 1983) e o (ii) método da projeção paralela. Ambos assumem que os dados do limite de fadiga de alto ciclo podem ser extrapolados a partir de dados de fadiga de baixo ciclo. Os dados típicos de baixo ciclo, a

amplitude de tensão, σ_a , e o número de ciclos de fadiga, N_f , são definidos pela Equação (2.1), a equação de Basquin, que pode ser rescrita como na forma da Equação (2.3).

$$\sigma_a = A(N_f)^b. \quad (2.3)$$

O método proposto por Wirshing admite que a distribuição do limite de fadiga possa ser extrapolada para um dado número de ciclos por linhas de ajuste que relacionam a resistência à fadiga e o conjunto de dados de fadiga de baixo ciclo. Por outro lado, o método da projeção paralela assume que o expoente de resistência à fadiga, b , é uma constante, pois o mesmo está mais relacionado ao mecanismo de falha do que à variabilidade das propriedades materiais (Lin *et al.*, 2001). Sendo assim, os dados experimentais podem ser ajustados pelo método dos mínimos quadrados e o coeficiente, A , e o expoente, b , de resistência à fadiga podem ser determinados. Conseqüentemente, a trajetória de falha com decaimento constante pode ser obtida definindo a distribuição do limite de fadiga para uma vida quista. Lin *et al.* (2001) verificou através de simulações estatísticas que o método da projeção paralela é mais adequado do que o método da projeção do raio para prever a resistência à fadiga.

2.4.2.2. Métodos da Escada (*Staircase methods*)

Duas técnicas de redução de dados são usadas na determinação dos parâmetros estatísticos dos resultados experimentais: o método de Dixon-Mood (1948) e o método de Zhang-Kececioglu (1998). Ambos são derivados da estimativa de máxima verossimilhança e podem assumir para a resistência à fadiga, em uma dada vida, as distribuições Normal e Weibull, respectivamente, para a análise dos dados. Segundo Lin *et al.* (2001), o método de Dixon-Mood (MDM) provê predições melhores e mais conservativas do que o método de Zhang-Kececioglu (MZK).

O MDM, popularizado por Little (1975), utiliza uma metodologia sistemática simples em que o espécime é testado em uma dada tensão inicial para um número específico de ciclos ou até a falha. Inicialmente, o limite de fadiga e o seu desvio padrão são estimados, por exemplo, através do método da projeção paralela ou curva $S-N$. Em seguida, o experimento tem início em uma tensão um pouco acima da média estimada. Se o corpo de prova falhar antes da vida analisada, o próximo espécime será ensaiado em um nível menor de tensão.

Caso contrário, um novo ensaio será conduzido em um nível mais alto de tensão. Dessa forma, cada ensaio é dependente do ensaio anterior e o experimento prossegue com o nível de tensão aumentando ou diminuindo (Lee *et al.*, 2005). Esse procedimento é ilustrado na Figura (2.5). Experimentos conduzidos com os degraus, espaçamento entre os níveis de tensão, não-uniformes podem ser estatisticamente mais eficientes do que os uniformes, entretanto sua análise é mais tediosa, (Little, 1972).

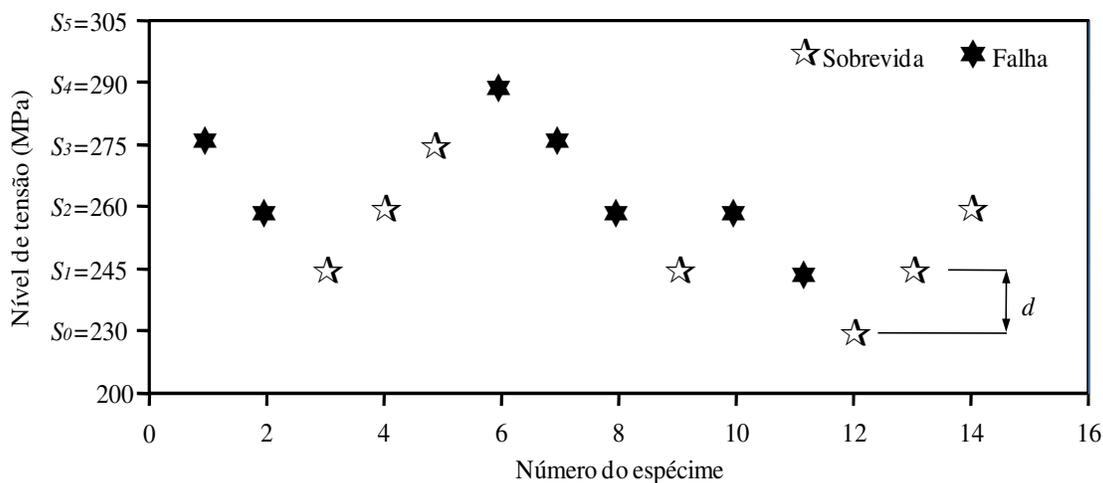


Figura 2.5. Exemplo do método da escada

O MDM requer que a média, μ_{DM} , e o desvio padrão, σ_{DM} , sejam determinados pelo uso dos dados de menor frequência, isto é, ou somente as falhas ou somente as sobrevivências. Os níveis de tensão, S_i , são numerados, i , e igualmente espaçados com um degrau, d , escolhido, onde $i=0$ para o nível de menor tensão, S_0 . O incremento de tensão deve estar dentro de um intervalo que vai da metade ao dobro do desvio padrão do limite de fadiga estimado inicialmente ou ser menor que 5% deste mesmo limite de fadiga.

Denotando por n_i , o número de eventos menos freqüentes em um nível de tensão, i , duas quantidades A e B podem ser calculadas de acordo com a Equação (2.4) e a Equação (2.5), respectivamente.

$$A = \sum in_i, \quad (2.4)$$

$$B = \sum i^2 n_i . \quad (2.5)$$

A Equação (2.6) apresenta a estimativa da média.

$$\mu_{DM} = S_0 + d \left(\frac{A}{\sum n_i} \pm \frac{1}{2} \right) . \quad (2.6)$$

Onde o sinal positivo (+) é usado se o evento menos freqüente é a sobrevida e o sinal negativo (-), se for a falha. O desvio padrão é estimado pela Equação (2.8) ou pela Equação (2.10).

Se

$$\frac{B \sum n_i - A^2}{(\sum n_i)^2} \geq 0.3 , \quad (2.7)$$

então

$$\sigma_{DM} = 1.62d \left[\frac{B \sum n_i - A^2}{(\sum n_i)^2} + 0.029 \right] . \quad (2.8)$$

Caso contrário,

$$\frac{B \sum n_i - A^2}{(\sum n_i)^2} < 0.3 , \quad (2.9)$$

então

$$\sigma_{DM} = 0.53d . \quad (2.10)$$

2.5. ABORDAGEM DEFORMAÇÃO-VIDA

De acordo com Teixeira (2004), a abordagem por deformação tem grande aplicação em vasos de pressão, em componentes sujeitos a altas temperaturas de serviço e em estruturas sujeitas a abalos sísmicos. Empregada em situações em que a parcela de deformação plástica é significativa, ela leva em consideração duas componentes de amplitude: uma de deformação elástica, ε_a^e , e outra de deformação plástica, ε_a^p . Matematicamente elas são relacionadas pela Equação (2.11), onde a amplitude de deformação elástica é relacionada com a amplitude de tensão pela lei de Hooke. A resultante destas componentes de deformação em função do número de ciclos para a falha do material pode ser vista na Figura (2.6).

$$\varepsilon_a = \varepsilon_a^e + \varepsilon_a^p. \quad (2.11)$$

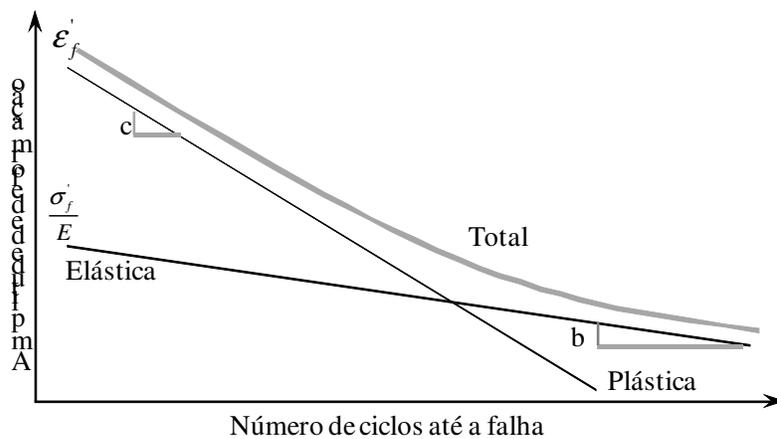


Figura 2.6. Curva $\varepsilon - N$

Através da Figura (2.6) nota-se que para fadiga de baixo ciclo (FBC), a componente plástica é dominante. Contudo, à medida que o número de ciclos aumenta, a componente elástica é preponderante para a falha do material. Analogamente ao raciocínio de Basquin (1910), Coffin (1954) e Manson (1953), trabalhando de forma independente, concluíram que os dados da curva deformação plástica *versus* vida podem ser representados por um modelo linear num sistema log-log. Portanto, considerando a deformação total como a soma da parcela elástica e da plástica, pode-se reescrever a Equação (2.11) na forma da Equação (2.12) que relaciona a vida de fadiga com a deformação total.

$$\frac{\Delta \varepsilon}{2} = \frac{\Delta \varepsilon_{el}}{2} + \frac{\Delta \varepsilon_{pl}}{2} = \frac{\sigma_f}{2} (N)^b + \varepsilon_f (N)^c, \quad (2.12)$$

onde σ_f , ε_f , b e c são propriedades materiais e representam, respectivamente, o coeficiente de resistência e de ductilidade à fadiga e o expoente de resistência e ductilidade à fadiga. Esta relação é conhecida como equação de Coffin-Manson.

2.6. ABORDAGEM DA MECÂNICA DA FRATURA LINEAR ELÁSTICA

A mecânica da fratura se desenvolveu baseada no princípio da linearidade elástica, depois foi estendida para o comportamento não-linear elástico. A mesma também pode ser usada para estimar o número de ciclos de carregamento até a fratura. Ela difere da abordagem pela tensão e pela deformação por permitir o cálculo do número de ciclos restantes de um componente estrutural contendo uma trinca a partir de parâmetros geométricos e materiais, tensões atuantes, tamanho inicial e o tamanho crítico da trinca.

A análise de fadiga através da Mecânica da Fratura é um dos meios de maior êxito. Tendo em vista o fato de que as duas primeiras abordagens não incluem o tamanho da trinca. Este método é aplicado em regimes de fadiga de baixo ciclo e em problemas de vida finita nos quais as tensões cíclicas são conhecidas por serem elevadas o suficiente para causarem a formação de trincas. Nesse sentido, a Mecânica da Fratura torna-se uma ferramenta mais realista tornando possível a avaliação da vida residual de uma peça trincada e a elaboração de planos de inspeção e manutenção (Teixeira, 2004).

Considerando uma placa com uma trinca sujeita a um carregamento cíclico uniaxial, esquematizada na Figura (2.7), o campo de tensões na ponta da trinca é função do fator intensidade de tensão, ΔK , conforme a Equação (2.13) onde F é um fator de correção da forma e do carregamento, $\Delta \sigma_{gross}$ é a tensão aplicada desconsiderando o tamanho da trinca e a é o tamanho da trinca. Este campo de tensões pode ser descrito pelas Equações (2.14), (2.15) e (2.16).

$$\Delta K = K_{m\acute{a}x} - K_{m\acute{i}n} = F \Delta \sigma_{gross} \sqrt{\pi a}. \quad (2.13)$$

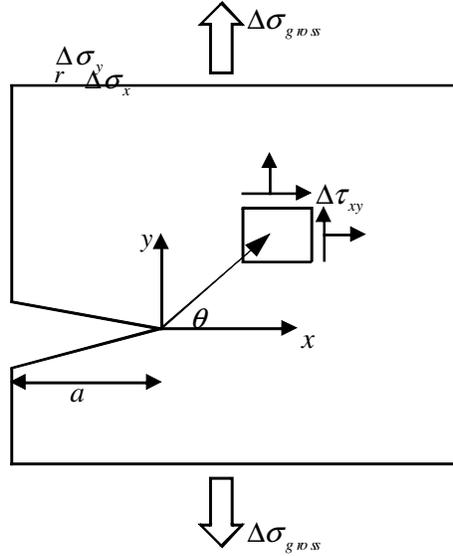


Figura 2.7. Placa trincada sujeita a carregamento cíclico uniaxial

$$\Delta\sigma_x = \frac{\Delta K}{\sqrt{2\pi r}} \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \left[1 - \sin\left(\frac{\theta}{2}\right) \sin\left(\frac{3\theta}{2}\right) \right], \quad (2.14)$$

$$\Delta\sigma_y = \frac{\Delta K}{\sqrt{2\pi r}} \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \left[1 + \sin\left(\frac{\theta}{2}\right) \sin\left(\frac{3\theta}{2}\right) \right], \quad (2.15)$$

$$\Delta\tau_{xy} = \frac{\Delta K_I}{\sqrt{2\pi r}} \sin\left(\frac{\theta}{2}\right) \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \cos\left(\frac{3\theta}{2}\right). \quad (2.16)$$

Esta abordagem foca sua atenção no mecanismo de propagação de trincas de um tamanho inicial, a_0 , até um tamanho crítico, a_c , no qual ocorrerá fratura. A Figura (2.8) mostra a correlação entre a taxa de crescimento da trinca por ciclo de carregamento, da/dN , e a variação do fator de intensidade de tensão, ΔK .

A região I caracteriza-se por condições de fadiga em que não há propagação de trincas. Segundo Paris e Erdogan (1963), o crescimento de uma trinca sob fadiga, na região II, pode ser descrito pela Equação (2.17), também chamada de lei de Paris, onde C e m são constantes materiais. A partir da Figura (2.8) podemos inferir que na região III a trinca cresce de forma rápida e está intimamente relacionada com o início da fratura.

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^m \quad (2.17)$$

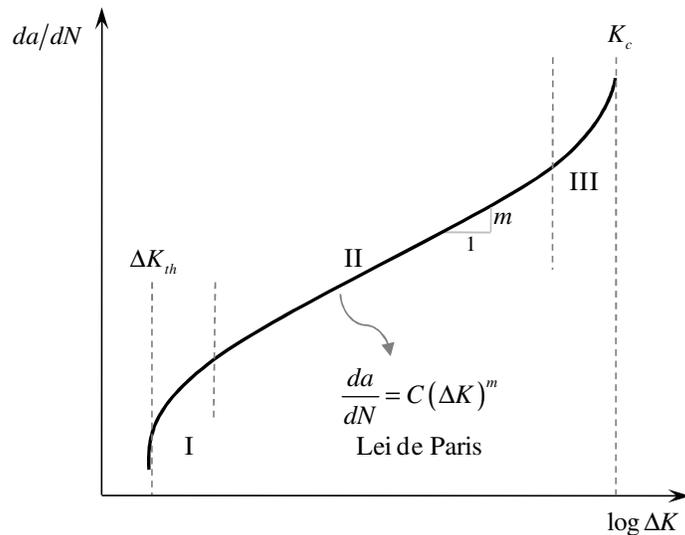


Figura 2.8. Taxa de crescimento da trinca *versus* variação do fator de intensidade de tensão

Frost *et al.* (1957) observou experimentalmente que para valores abaixo de ΔK_{th} não ocorre a propagação de trincas, tendo em vista que as alterações ainda se encontram no âmbito atômico. Suas pesquisas indicaram uma significativa desaceleração na taxa de crescimento de trincas a baixas tensões. Portanto, ele sugeriu a existência de um limiar de propagação de trincas abaixo do qual não deveria haver crescimento das mesmas, ΔK_{th} . Este valor limite é uma propriedade do material que pode ser determinado por um procedimento padrão avaliado por normas específicas de ensaio como a *Standard Test Method for measurement of Fatigue Crack Growth Rates* (ASTM E647, 2008). É importante ressaltar que o comportamento da propagação de uma trinca é fortemente influenciado pelas tensões médias, condições ambientais e pela microestrutura do material na região I, entretanto a região II não depende da microestrutura. A determinação do ΔK_{th} não depende da espessura do corpo de prova utilizado, entretanto a determinar o fator intensidade tensão crítico, K_{Ic} , na região III, exige um estado de deformação plana. Ou seja, o ΔK_{th} é uma propriedade material que é diferente para materiais distintos e para diversas razões de carregamento.

A taxa de crescimento de trincas curtas pode ser significativamente maior que a taxa correspondente para trincas longas quando relacionadas ao mesmo fator intensidade tensão.

Contudo, pequenas trincas crescem a taxas mais elevadas quando o ΔK nominal é menor que o fator intensidade tensão limiar ΔK_{th} obtido para trincas longas. Os primeiros estudos sobre o crescimento de trincas curtas são atribuídos a Pearson (1975) ao examinar os efeitos do tamanho de trinca nas taxas de propagação para uma liga de alumínio. Posteriormente, Lankford (1982 e 1986), Miller *et al.* (1986) e Kitagawa e Tanaka (1990) consideraram diferentes materiais e observaram acelerações e desacelerações transitórias associadas ao crescimento subcrítico de trincas curtas de fadiga. Essas variações na taxa de propagação de trincas são observadas até que as mesmas se tornem longas e tenham o comportamento descrito pela Mecânica da Fratura Linear Elástica (MFLE).

Considerando dados para trincas curtas obtidos de uma variedade de materiais, Kitagawa e Takahashi (1976) propuseram a existência de um tamanho crítico abaixo do qual ΔK_{th} decresce com o decréscimo da trinca. Sendo assim, uma trinca pode ser classificada através de seu comprimento, a , em relação ao parâmetro de El Haddad (1980), L , conforme a Equação (2.18), de forma que uma trinca é considerada longa quando a for maior que L .

$$L = \frac{1}{\pi} \left(\frac{\Delta K_{th}}{\Delta \sigma} \right)^2. \quad (2.18)$$

A Figura (2.9), diagrama de Kitagawa-Takahashi, revela uma diminuição da ordem de 30% do limite de resistência à fadiga caso o material obedeça à relação proposta por de El Haddad a partir de resultados experimentais, sendo as tensões calculadas com base na área bruta. A partir desse diagrama, observa-se que o mesmo pode ser aproximado por duas linhas assintóticas de modo que as trincas podem crescer até o valor L sem prejuízo no limite nominal de resistência á 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 á fadiga não reduza.

Esta abordagem tem dificuldades com a previsão da nucleação de trincas. Em casos reais, esse fato se agrava em virtude de defeitos não evidentes. Outra dificuldade é determinar o fator de intensidade de tensões em geometrias complexas. Além disso, as hipóteses da mecânica da fratura linear elástica são válidas quando a região plastificada na ponta do entalhe é muito pequena. Quando a plasticidade deve ser contabilizada, recomenda-se o uso da mecânica da

fratura elastoplástica, que por sua vez tem um custo maior, é mais demorada e de análise rebuscada.

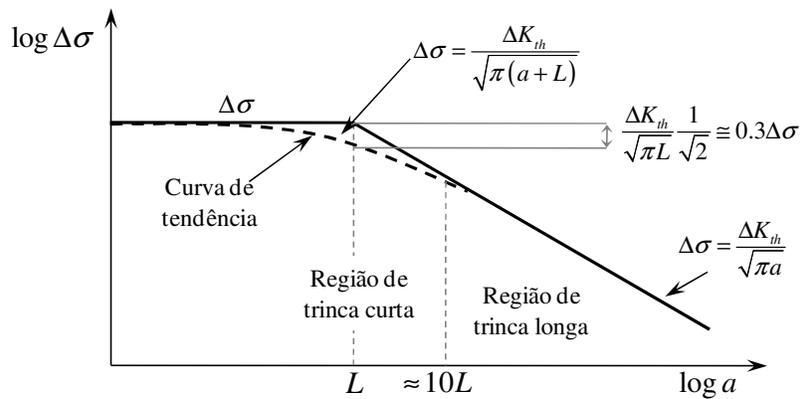


Figura 2.9. Representação esquemática do diagrama de Kitagawa e Takahashi

2.6.1. Relação entre MFLE e mecânica do contínuo

A partir do diagrama de Kitagawa e Takahashi apresentado na Figura (2.9) fica evidente que para valores de a maiores que dez vezes o comprimento característico L , a MFLE é bem sucedida ao predizer o limite de fadiga na presença de trincas longas. Todavia, para valores menores de L , o limite de fadiga estimado pelas relações apresentadas no diagrama são maiores que os resultados experimentais, representados pela curva de tendência, e até maiores que o próprio limite de fadiga do material.

Diferentes critérios foram desenvolvidos ao longo dos anos para estudar o comportamento de trincas curtas, como os propostos por Miller (1982), Tanaka (1987), Usami (1987) e Akinawa *et al.* (2001). Entre estas propostas, Topper e outros autores (El Haddad *et al.*, 1979) merecem destaque, como mostra a Equação (2.19). Nesse caso, L é tida como uma trinca imaginária e, de acordo com Taylor (2007), atualmente é difícil encontrar uma conexão entre esta equação e a realidade física. Nesse sentido, este tema será descrito com mais detalhes no tópico (3.4.5.).

$$\Delta\sigma = \frac{\Delta K_{th}}{\sqrt{\pi(L+a)}}. \quad (2.19)$$

Quando o tamanho de uma trinca é próximo de L o fenômeno de propagação é fortemente influenciado por um comportamento elastoplástico dos grãos e pela morfologia do material na

vizinhança na ponta do entalhe (Miller, 1993). A concepção de uma trinca imaginária força a obediência às leis da MFLE e por conseguinte leva em consideração a natureza empírica dos defeitos intrínsecos formalizados por Topper. A partir desta filosofia de abordagem a Equação (2.22) pode ser estendida para geometrias complexas incorporando um fator de correção geométrica, F , como pode ser visto na Equação (2.20).

$$\Delta\sigma_0 = \frac{\Delta K_{th}}{F\sqrt{\pi(a+L)}}. \quad (2.20)$$

Os resultados mencionados acima podem ser aplicados também para prever o comportamento de entalhes que têm dimensões da ordem de L , entalhes curtos. Segundo estudos de Atzori e Lazzarin, o diagrama de Kitagawa e Takahashi pode ser facilmente modificado para relacionar a sensibilidade dos materiais aos entalhes com a sensibilidade aos seus defeitos como, por exemplo, as trincas. A Figura (2.10) ilustra o comportamento dessas modificações. Pode-se inferir que entalhes se comportam como trincas curtas quando o tamanho de a se aproxima de L . Em contrapartida, quando a é maior que a^* (ver Equação (2.21)) a análise de fadiga pode ser feita através das tensões elásticas determinadas na ponta da trinca (Atzori e Lazzarin, 2000). Finalmente, para tamanhos de trinca, a , que variam entre L e a^* , o limite de fadiga em entalhe pode ser bem previsto através dos conceitos de MFLE, onde os entalhes se comportam como trincas longas.

$$a^* = K_{t, gross}^2 L \quad (2.21)$$

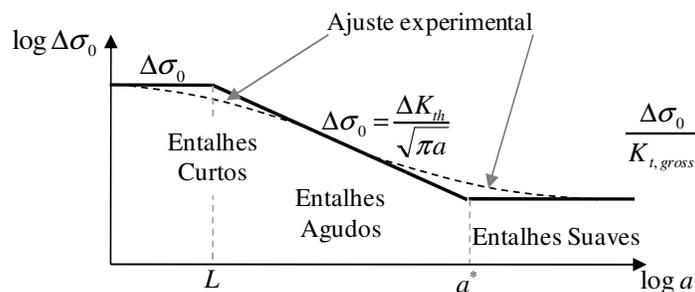


Figura 2.10. Diagrama de Atzori e Lazzarin

3. FADIGA EM CORPOS ENTALHADOS

3.1. MECANISMO DE FADIGA EM ENTALHE

Sabe-se que a matéria não é contínua. Ela é composta de unidades discretas de várias escalas de tamanho: átomos, moléculas, precipitados, grãos etc. No entanto, inúmeros problemas na mecânica podem ser resolvidos assumindo que a matéria se comporta como se fosse contínua. Sendo assim, podemos esperar erros quando atuarmos em escalas da ordem da microestrutura. Parâmetros tais como resistência e tenacidade são fortemente afetados por características microestruturais e plasticidade local (Taylor, 2005).

O comportamento de uma trinca em um material metálico sujeito a carregamento cíclico pode ser observado em três níveis distintos: micro, meso e macro. Precisamente, a microtrinca está localizada dentro de um grão material, a mesotrincas cobre vários grãos e, finalmente, a macrotrinca reúne a maior quantidade de grãos rompidos. Em geral, considera-se um componente falhado quando há trincas visíveis. Todavia, a presença de micro ou mesotrincas pode não oferecer perigo para a integridade do componente desde que o campo de tensões na zona de processamento do dano não seja favorável à propagação destas (Susmel, 2003).

A aproximação com base na MFLE somente é válida para trincas longas admitindo material homogêneo e isotrópico. Caso contrário, a plasticidade dominará o mecanismo de propagação em trincas curtas. Considerando que os processos físicos são basicamente dependentes da distribuição de tensões e da morfologia do material próxima à região crítica, pode-se admitir a possibilidade da falha por fadiga em entalhes se analisada dentro de um volume estrutural.

3.2. FATOR CONCENTRAÇÃO DE TENSÃO

Para todo processo de falha que um dado componente sofra, o ponto de início da falha está localizado onde o nível de sollicitação excedeu o nível de resistência do material. Isto ocorre seja por uma baixa resistência localizada ou por um aumento local na sollicitação atuante no material, na forma de tensão ou deformação.

A tensão máxima, $\sigma_{máx}$, que ocorre na região próxima de uma descontinuidade geométrica (orifícios, filetes, rasgos de chavetas, mudanças de secção etc.) é proporcional à tensão

nominal atuante, enquanto o material estiver dentro do regime elástico. O fator de proporcionalidade entre a tensão máxima no local perto da descontinuidade e a tensão nominal é denominado de fator de concentração de tensão, K_t , definido pela Equação (3.1). O fator de concentração de tensão, K_t , depende da geometria do componente e do modo de carregamento. A flexão e a torsão, por exemplo, são modos de carregamento que geram gradientes de tensão e tendem a concentrar tensões na superfície. Todavia, o efeito de descontinuidades geométricas é bem superior.

$$K_t = \frac{\sigma_{m\acute{a}x}}{\sigma_{nom}} \quad (3.1)$$

O fator de concentração de tensão, K_t , pode ser obtido experimentalmente através da fotoelasticidade e da extensometria, por exemplo; numericamente, com métodos de modelagem por elementos finitos; e analiticamente através da teoria da elasticidade.

Considerando uma trinca e um furo circular de mesmo tamanho submetidos à tensão normal, observamos que o gradiente de tensão gerado pela trinca é bem maior que o gerado pelo furo, como mostra a Figura (3.1). Além disso, as tensões geradas na raiz do entalhe são maiores para a trinca do que para o furo. Contudo, as tensões decaem mais lentamente, para o furo, fazendo com que apresente maiores tensões à mesma distância do entalhe em relação à trinca, após certa distância. Ou seja, para entender o efeito de características geométricas em falhas mecânicas é necessário considerar como as tensões se comportam em relação à distância do entalhe e não somente as máximas tensões geradas.

Tensões de contato também exibem altos gradientes de tensão próximos a pontos de contato, os quais decrescem à medida que se distancia da área de contato. Então, as duas ocorrências de concentração de tensões mais comuns são devidas a (i) descontinuidades geométricas e (ii) forças de contato. Descontinuidades no contínuo incluem mudanças na geometria e nas propriedades materiais. Estas mudanças podem ocorrer em nível macroscópico ou microscópico, os quais incluem formações de ligas, tamanho e orientação de grãos entre outros. Na prática, esse fenômeno é responsável por todas as falhas mecânicas.

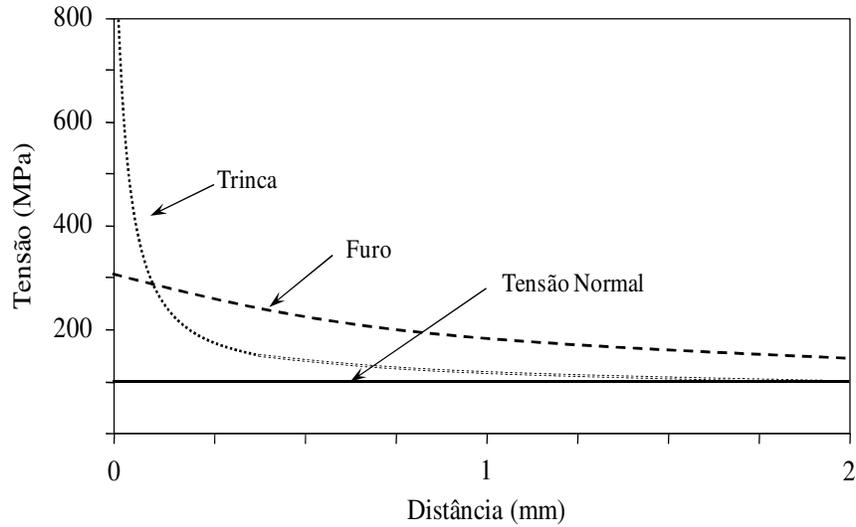


Figura 3.1. Efeito da geometria na distribuição de tensão.

Admitindo uma placa tracionada por uma tensão unitária, σ , esquematizado na Figura (3.2a), considere que a mesma tenha dimensões infinitas quando comparadas com o diâmetro do furo, $2r$. Pode-se mostrar a partir da teoria da elasticidade linear que as tensões tangenciais ao longo da placa são dadas pela Equação (3.2).

$$\sigma_{\theta} = \frac{\sigma}{2} \left[1 + \frac{a^2}{r^2} - \left(1 + 3\frac{a^4}{r^4} \right) \cos 2\theta \right] \quad (3.2)$$

A tensão máxima é vista através do modelo fotoelástico na Figura (3.2b) e assinalada pela distribuição de tensões na Figura (3.2c). Para $\theta = \pm 90^\circ$ e $r = a$, a tensão máxima é 3σ . Ou seja, para esse caso, o $K_t = 3$. A tensão em um ponto suficientemente afastado da descontinuidade geométrica, como o ponto a , equivale à tensão normal aplicada, $\sigma(a) = \sigma$. Na maioria dos casos, a tensão nominal admitida, σ_{nom} , leva em consideração a área resistiva da placa, ou seja, desconta o tamanho do entalhe nos cálculos. Na realidade, o valor de K_t é menor do que o valor predito analiticamente, tendo em vista que o componente real não obedece à condição de dimensões infinitas para a placa em relação ao diâmetro do furo.

As soluções da teoria da elasticidade são baseadas em formulações que assumem que o material é isotrópico e homogêneo quando na realidade não são uniformes, possuem defeitos

e não são homogêneos. Isso faz com que o uso dos fatores de concentração de tensão em projetos não seja tão preciso em condições reais de uso.

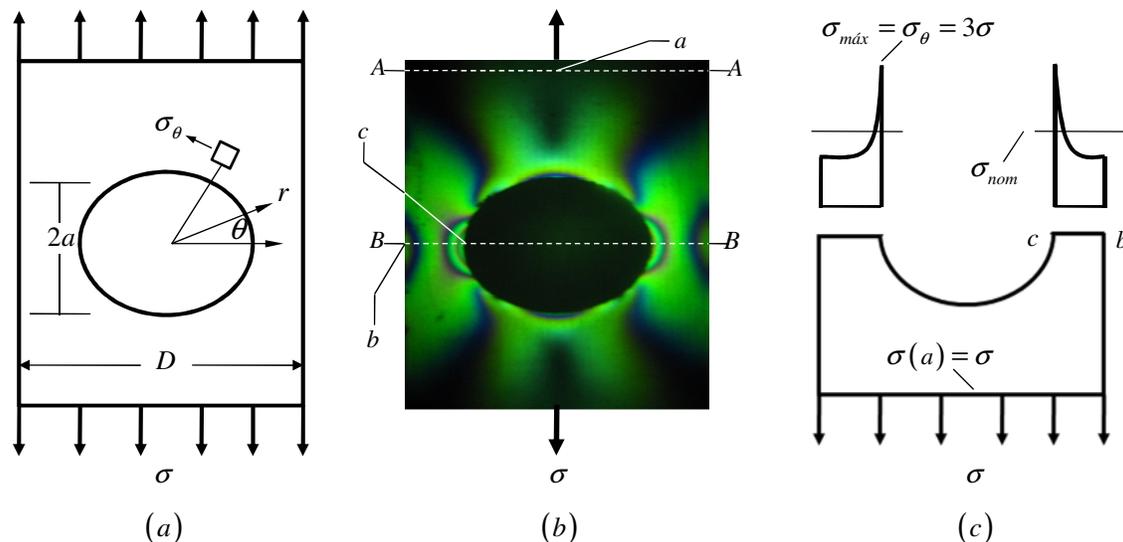


Figura 3.1. Distribuição de tensões em uma placa com furo central: (a) placa carregada, (b) modelo fotoelástico e (c) distribuição de tensões.

3.3. ANÁLISE DE FADIGA COM ENTALHE

3.3.1. Noções preliminares

A introdução de entalhes gera condições intermediárias entre corpos sem entalhe e trincas severas. Alguns corpos com descontinuidade geométrica se comportam como corpos sem entalhe, uma vez que o fator de concentração de tensões é levado em conta. Nestes casos, a falha ocorre quando as tensões na raiz do entalhe alcançam o limite de resistência à tração, σ_r , para o caso de carregamento monotônico, ou o limite de resistência à fadiga, $\Delta\sigma_0$, em situações onde o carregamento é dinâmico. Por outro lado, alguns entalhes são tão acentuados, com raio na raiz do entalhe suficientemente pequeno, que o seu comportamento é semelhante ao de trincas. Para esses casos, espera-se falha estática quando a tenacidade à fratura atingir seu valor crítico, $K = K_c$, ou o seu valor limiar de propagação da trinca, $\Delta K = \Delta K_{th}$, para situações cíclicas de carregamento.

Contudo, muitos entalhes não se comportam nesses extremos. Há casos em que durante a falha a tensão na raiz do entalhe é maior que σ_r e K é menor que K_c , ou seja, o entalhe é

mais resistente do que se esperaria. Para essas situações, as relações citadas no tópico anterior não podem ser usadas nem como estimativas conservativas. Além disso, os entalhes apresentam efeitos complexos relativos ao tamanho do entalhe e do espécime que os contem, de forma que entalhes pequenos podem falhar com tensões locais maiores que σ_n , mas com intensidade de tensão menor que K_c (Taylor, 2007).

De acordo com Taylor *et al.* (2000), o uso da máxima tensão localizada (*hot spot*) geralmente provê estimativas pobres e conservadoras para o limite de fadiga em entalhe. Há inúmeras abordagens que procuram resolver esse problema. Dentre elas, destacam-se a (i) abordagem de deformação local, a (ii) abordagem de energia de deformação equivalente, o (iii) método de Smith e Miller e os (iv) métodos da zona de processo.

3.3.2. Abordagem de Deformação Local

A abordagem de Deformação Local vale-se de soluções elastoplásticas na raiz do entalhe. Para que gere boas predições carece de uma completa análise elastoplástica em Elementos Finitos (EF), entretanto é impraticável em componentes reais. Na prática, a deformação local é aproximada por uma análise elástica através da regra de Neuber (1961) ou outra semelhante. Dado o início da deformação plástica na raiz do entalhe, a razão entre a tensão local na raiz do entalhe, σ_ϵ , e a tensão nominal, S_e , diminui para um valor abaixo de K_t . Entretanto, a razão entre a deformação local na raiz do entalhe, ϵ , e a deformação nominal, e , para o caso de escoamento local, segue a direção oposta excedendo os valores correspondentes a uma condição linear-elástica. A Equação (3.3) mostra a relação proposta por Neuber para o caso de carregamento monotônico uniaxial. No caso de carregamento cíclico, a Equação (3.33) é escrita em função da gama de tensões e deformações remotas e locais, contudo a tensão remota deve se encontrar no regime elástico. A Equação (3.4) expressa esse resultado.

$$\sigma_\epsilon = K_t^2 S_e \quad (3.3)$$

$$\frac{(K_t \Delta S)^2}{4E} = \frac{\Delta \sigma^2}{4E} + \frac{\Delta \sigma}{2} \left(\frac{\Delta \sigma}{2K'} \right)^{1/n'} \quad (3.4)$$

Onde E , K' e n' são propriedades mecânicas dos materiais.

3.3.3. Método de Energia de Deformação Equivalente

Glinka (1985) propôs um modelo fundamentado no fato de que a distribuição da densidade de energia de deformação na zona plástica a frente da ponta da trinca do entalhe é a mesma que aquela determinada com base na solução tensão-deformação elástica pura. Molski e Glinka (1981) desenvolveram um método de cálculo da tensão-deformação local no regime elastoplástico, semelhante ao modelo proposto por Neuber. A Equação (3.5) expressa o método ESED para carregamento monotônico uniaxial.

$$w_{\sigma} = K_t^2 w_s \quad (3.5)$$

De forma que w_{σ} é a densidade de energia de deformação devido à tensão e deformação local, dada pela Equação (3.6), onde w_s é a densidade de energia de deformação devido a tensão e deformação remota dada por $w_s = \int_0^{\epsilon} S d\epsilon$.

$$w_{\sigma} = \int_0^{\epsilon} \sigma d\epsilon = \frac{1}{2} \sigma \epsilon + \frac{1}{2} \sigma \epsilon_p - w_s \quad (3.6)$$

Já a Equação (3.7) descreve o método ESED, na forma cíclica, onde E , K' e n' são propriedades mecânicas dos materiais.

$$\frac{(K_t \Delta S)^2}{4E} = \frac{\Delta \sigma^2}{4E} + \frac{\Delta \sigma}{n' + 1} \left(\frac{\Delta \sigma}{2K'} \right)^{1/n'} \quad (3.7)$$

3.3.4. Método de Smith e Miller

Smith e Miller (1978) valeram-se da Mecânica da Fratura de uma forma diferente. Eles notaram que a trinca é o caso limite de um entalhe agudo. Isso permitiu a definição de duas

expressões, uma para entalhes agudos (*sharp notches*), Equação (3.8), e outra para entalhes suaves (*blunt notches*), Equação (3.9).

$$\Delta\sigma_{non} = \frac{\Delta K_{th}}{F(\pi D)^{1/2}} \quad (3.8)$$

Nesse caso o limite de fadiga é a tensão nominal aplicada ao corpo entalhado. O raio é bem próximo de zero, com comprimento D e F é uma constante geométrica de uma trinca equivalente que produza um raio, ρ , nulo.

$$\Delta\sigma_{non} = \frac{\Delta\sigma_0}{K_t} \quad (3.9)$$

Para entalhes próximos da condição sem entalhe, o limite de fadiga pode ser considerado igual ao limite de fadiga do material. A abordagem de Smith e Miller concorda com o fato de existir dois mecanismos diferentes para a falha de fadiga em corpos entalhados. Componentes com baixo K_t tendem a falhar da mesma forma que espécimes sem entalhe, no entanto para altos valores de K_t ocorre um fenômeno diferente que é denominado de trincas não propagantes (*non-propagating cracks*) como aponta Frost (1960). De acordo com Taylor (2005), trincas podem iniciar facilmente a partir de entalhes agudos, contudo podem parar após uma pequena quantidade de grãos, geralmente menor que 1 mm. Para estes entalhes o limite de fadiga é definido pela habilidade das trincas na raiz do entalhe se propagarem.

Lukas *et al.* (1986) obteve uma simples equação analítica que indica a condição de não propagação para um defeito originado de um entalhe. Esta teoria considera a geometria do entalhe, a amplitude do fator intensidade tensão limiar do material, ΔK_{th} , e seu limite de fadiga para espécime sem entalhe, $\Delta\sigma_0$. Evidências experimentais comprovam a existência de uma condição limite de não propagação de trincas nucleadas a partir de entalhes muito agudos (Baicchi *et al.*, 2007). Esta condição pode ser descrita através do diagrama de Smith-Miller como na Figura (3.5). Ela mostra três campos de comportamento de fadiga. Estes campos são delimitados pela combinação de tensões cíclicas nominais e pela severidade do entalhe, expressa pelo coeficiente elástico de entalhe, K_t , (Frost *et al.*, 1974).

Através do diagrama, nota-se no campo 1 que uma trinca não inicia no espécime se a amplitude de tensão nominal for menor que o limite de fadiga para o espécime sem entalhe. O limite superior desse campo é definido por uma curva hiperbólica dada pela Equação (3.10).

$$\Delta\sigma_a = \frac{\Delta\sigma_0}{K_t} \quad (3.10)$$

A Figura (3.5) nos revela também que para altas as amplitudes de tensão há fratura completa, o que determina o campo 2. Os dados experimentais definidos por círculos vazios apontam que o limite de fadiga para a nucleação em um espécime entalhado diminui rapidamente com a severidade do entalhe. Quando $K_t > K_t^*$, ou seja, para entalhes muito agudos, uma condição de iniciação de trinca que não se propaga pode ser encontrada definindo o campo 3. Nesses casos a vida é infinita. Dessa forma, uma trinca pode se originar em um entalhe severo porque seu limite de fadiga excede localmente, mas não mostra tendência se propagar uma vez que alcançou uma distância específica da ponta do entalhe. A sua área limítrofe depende do comprimento do entalhe e do ΔK_{th} do material. Isso revela que um pico de tensão no entalhe não é suficiente para definir um comportamento de fadiga global, conseqüentemente pode não ser decisivo no projeto de um membro com descontinuidade geométrica, conforme afirma Baicchi *et al.* (2007).

É válido ressaltar que Taylor (2001) classificou os entalhes em curtos (*short*) com tamanhos menores que $3L$, em agudos (*sharp*) e suaves (*blunt*), onde para entalhes longos a transição de suave para agudo ocorre em K_t^* dado pela Equação (3.11).

$$K_t^* = \frac{F \Delta\sigma_0 \sqrt{\pi a}}{\Delta K_{th}} \quad (3.10)$$

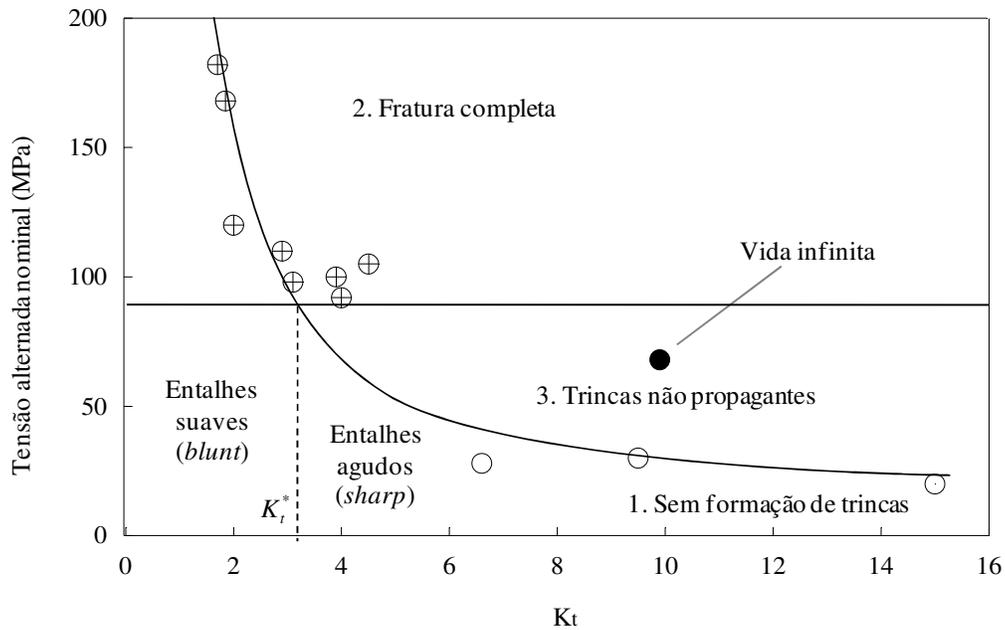


Figura 3.5. Diagrama de Smith-Miller para um espécime entalhado

3.3.5. Métodos de Zona de Processo

Também chamados de métodos de distância crítica, os métodos de zona de processo foram desenvolvidos inicialmente por Seibel e Steiler (1955), Neuber (1958) e Peterson (1959) para a predição do limite de fadiga em entalhes através de soluções elásticas. A idéia central é que o limite de fadiga do material, $\Delta\sigma_0$, não deve ser atingido somente no local de máxima tensão (*hot spot*), mas também dentro de um volume crítico na frente do entalhe. Após o advento da Mecânica da Fratura, Klesnil e Lucas (1980) definiram o limite de fadiga em corpos entalhados em termos da amplitude do limiar do fator intensidade tensão, ΔK_{th} , e da gama de resistência à fadiga, $\Delta\sigma_0$, de forma que o comprimento de trinca foi definido de maneira semelhante ao parâmetro, L , descrito por El Haddad *et al.* (1980). A Equação (3.11) mostra uma versão para condições cíclicas da Equação (2.21).

$$L = \frac{1}{\pi} \left(\frac{\Delta K_{th}}{\Delta\sigma_0} \right)^2 \quad (3.11)$$

Devida a sua simplicidade e praticidade esta abordagem de análise de fadiga em entalhe será utilizada neste trabalho, por isso será pormenorizada no tópico (3.4), a seguir.

4. TEORIA DA DISTÂNCIA CRÍTICA

4.1. NOÇÕES PRELIMINARES

Neuber (1958) afirmou que as tensões elásticas próximas à raiz de um entalhe agudo não se comportam conforme a teoria do contínuo, uma vez que as mesmas se distribuem entre os cristais, grãos e precipitados do material. Ele propôs que as derivações matemáticas dos valores das tensões em áreas com elevados gradientes de tensão poderiam ser feitas através de volumes finitos ao invés de volumes infinitesimais, como na mecânica do contínuo. Nesse sentido, Neuber desenvolveu uma aproximação para prever o limite de fadiga de corpos entalhados. Ele propôs que a resistência à fadiga será atingida quando a média das tensões atuantes sobre uma porção da ordem do tamanho de grãos for equivalente ao limite de fadiga de um corpo não entalhado do mesmo material.

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

Tendo em vista que a TDC se desenvolveu a partir do elo com a MFLE, considere um trinca longa, de comprimento a , sob carregamento nominal, σ , que é bem inferior à tensão de escoamento do material, σ_y . A tensão elástica, $\sigma(r)$, na direção de abertura da trinca em função da distância, $r \ll a$, a partir da raiz do entalhe, onde K é o fator intensidade tensão é dada pela Equação (4.1).

$$\sigma(r) = \frac{K}{(2\pi r)^{1/2}} \quad (4.1)$$

A falha pela propagação da trinca ocorre quando K atinge o valor crítico de tenacidade a fratura, K_c . Para o modo I de carregamento denotamos por K_{Ic} . Isolando r , na Equação (3.9),

para a condição crítica, $r_c = L$, temos a distância característica, L , formalizada na Equação (4.2), onde σ_0 é o limite de resistência à tração.

$$L = \frac{1}{2\pi} \left(\frac{K_c}{\sigma_0} \right). \quad (4.2)$$

Ainda que esta análise seja exata para trincas pontiagudas não há uma derivação simples para entalhes. A partir de comparações com resultados experimentais, Taylor (1999), Taylor e Wang (2000) mostraram que o limite de fadiga para corpos entalhados poderia ser predito apenas substituindo K_c pelo limite de tenacidade a fratura, ΔK_{th} , e tomando σ_0 como sendo igual a amplitude de tensão no limite de resistência à fadiga, $\Delta\sigma_0$, do espécime sem entalhe (Taylor, 2005).

Segundo Susmel (2008) a principal vantagem das formalizações da TDC é que estes métodos são baseados no uso de tensão linear elástica e isto os torna satisfatórios para serem usados em situações de interesse prático pelo simples pós-processamento linear elástico de resultados de Elementos Finitos. A TDC se apresenta de várias maneiras que vai desde a maneira mais simplista, como o Método do Ponto (MP), até a mais trabalhosa como o Método do Volume (MV), passando pelos Métodos da Linha e da Área, (ML) e (MA), respectivamente. Além dessas abordagens clássicas, recentes pesquisas como o Método de Trinca Imaginária (MTI) e o Método de Mecânica da Fratura Finita (MMFF) também são consideradas nesse conjunto de métodos.

4.2. MÉTODO DO PONTO

O MP assume que a falha ocorrerá quando a tensão a uma distância d_{MP} , a partir da raiz do entalhe, como na Figura (4.1), é igual à resistência monotônica do material, σ_0 . A mesma abordagem usada para fratura frágil pode ser usada para prever a resistência à fadiga pela substituição da tensão cíclica apropriada, $\Delta\sigma_0$, como na Equação (4.3) sugerida por Tanaka (1986) e Taylor (1999). Argumentos teóricos (Whitney e Nuismer, 1974; Taylor, 1999; e Tanaka, 1983) têm mostrado que $r_c = L/2$, onde $\Delta\sigma_1$ é gama da máxima tensão principal, conforme a Equação (4.4).

$$\Delta\sigma_1(r = d_{MP}, \theta = 0) = \Delta\sigma_0, \quad (4.3)$$

$$\Delta\sigma_1(r = L/2, \theta = 0) = \Delta S_f. \quad (4.4)$$

Todavia, Lazzarin *et al.* (1997) argumentaram que a aplicação da gama de máxima tensão principal na coordenada $(r = L/2, \theta = 0)$, deve ser corrigida por uma função adimensional a fim de considerar a forma da geometria do entalhe. Esse fator de correção dependente de L e do raio na raiz do entalhe, ρ , como formula a Equação (4.5). Na prática, esta correção não apresentou significativas mudanças nos resultados.

$$\Delta\sigma_1(r = L/2, \theta = 0) \frac{1 + \sqrt{2} \frac{L}{\rho}}{1 + \frac{L}{\rho}} = \Delta\sigma_0. \quad (4.5)$$

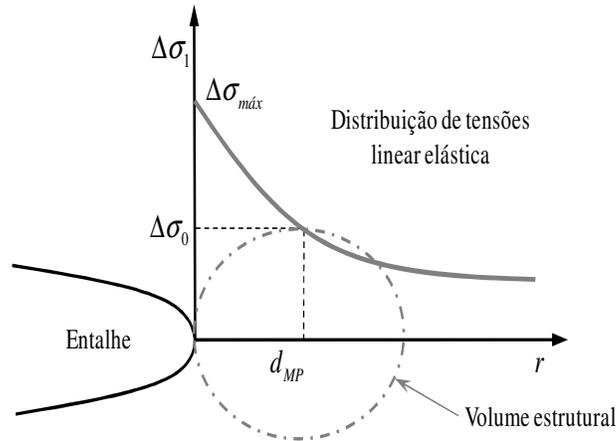


Figura 4.1. Formalização esquemática do Método do Ponto

Atzori *et al.* (2001), após exaustivas investigações experimentais concluíram que as diferentes formalizações da TDC dependem da geometria do entalhe e do valor de L para cada material.

4.3. MÉTODO DA LINHA

O ML determina o campo de tensões que atua próximo ao entalhe através da média sobre uma linha que vai desde a raiz do entalhe, $r = 0$, até uma determinada distância d_{ML} se igualar a

$\Delta\sigma_0$, como expressa a Equação (4.6) e ilustra a Figura (4.2). Novamente, pode-se mostrar por argumentos teóricos que o comprimento desta linha, d , está relacionado com L e vale $2L$, como aponta a Equação (4.7).

$$\frac{1}{d_{ML}} \int_0^{d_{ML}} \Delta\sigma_1(r, \theta = 0) dr = \Delta\sigma_0, \quad (4.6)$$

$$\frac{1}{2L} \int_0^{2L} \Delta\sigma_1(r, \theta = 0) dr = \Delta\sigma_0. \quad (4.7)$$

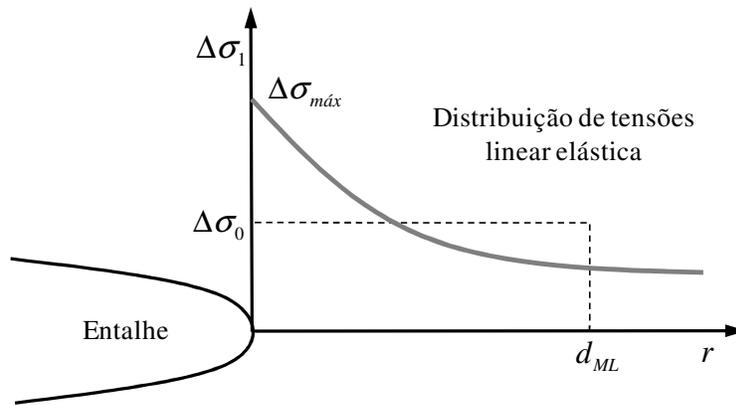


Figura 4.2. Formalização esquemática do Método da Linha

4.4. MÉTODOS DA ÁREA E DO VOLUME

Taylor (1999) propôs de uma forma a idéia sugerida por Sheppard (1991) para uma distância crítica com base na área. De acordo com Susmel e Taylor (2007), o MA envolve a média da gama das máximas tensões principais sobre uma área semicircular na vizinhança do entalhe até uma distância crítica d_{MA} . Taylor (1999) sugere por deduções teóricas que $d_{MA} = L$, assim a Equação (4.8) pode ser escrita na forma da Equação (4.9). Bellett *et al.* (2005) também sugeriu que a gama de tensões efetivas poderia ser calculadas pela média da máxima tensão linear elástica em um hemisfério centrado na raiz do entalhe conhecido com Método do Volume (MV). Através de argumentos teóricos, Bellett *et al.* (2005) sugeriu que os raios do semicírculo e da hemisfera para os MA e o MV sejam $1.32L$ e $1.54L$, respectivamente. Ou seja, a definição de L pode ser usada para as quatro vertentes da TDC apresentadas.

$$\frac{4}{\pi d_{MA}^2} \int_{-\pi/2}^{\pi/2} \int_0^{d_{MA}} \Delta \sigma_1(r, \theta) dr d\theta = \Delta \sigma_0, \quad (4.8)$$

$$\frac{4}{\pi L} \int_0^{\pi/2} \int_0^L \Delta \sigma_1(r, \theta) r dr d\theta \cong \Delta \sigma_0. \quad (4.9)$$

A TDC é uma abordagem empírica, mas Taylor (2001) sugere sua aplicação na predição de propagação ou não de trincas na raiz de entalhes até $2L$. Infelizmente essa idéia só justifica seu uso na presença de entalhes agudos sem fornecer nenhuma explicação de seu bom desempenho na presença de entalhes suaves (Susmel e Taylor, 2006).

4.5. MÉTODO DA TRINCA IMAGINÁRIA

O Método da Trinca Imaginária (MTI) é uma abordagem da mecânica da fratura que analisa um entalhe pela introdução de uma trinca aguda na raiz do entalhe, conforme a Figura (4.3a). Assume-se que o comprimento da trinca é uma constante material. Admite-se a falha do material quando a intensidade de tensão crítica for alcançada, K_c , ou, o limiar de tenacidade à fratura em fadiga, ΔK_{th} . Possivelmente Waddoups *et al.* (1971) foi o pioneiro na aplicação deste método na fratura frágil de materiais compósitos. Em fadiga, o modelo foi usado por Haddad *et al.* (1979) para a análise de pequenas trincas, e por Klesnil e Lucas (1980) para entalhes. Assim como o MP e o ML, o MMFF tem sido descoberto e redescoberto por muitos pesquisadores ao longo dos anos.

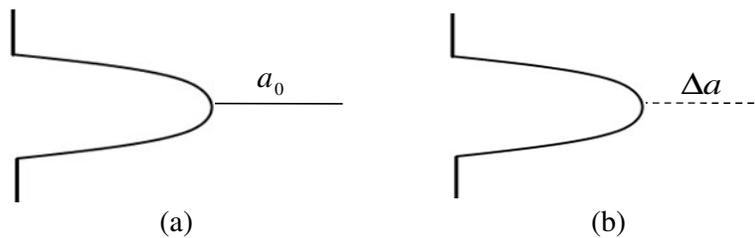


Figura 4.3. (a) Modelo de trinca introduzida e imaginária (b) No MMFF a taxa da energia de deformação é calculada durante o crescimento do incremento Δa de trinca

Examinando a literatura observa-se a existência de duas abordagens ligeiramente distintas. Na primeira, que será chamada de método da trinca introduzida, assume-se que há uma trinca presente na raiz do entalhe. Este é o caso estudado em cerâmicos por Usami *et al.* (1986) que sugeriu a fratura a partir de uma falha pequena e semi circular, e também por Ostash e

Panasyuk (2001) que propuseram que o comportamento de fadiga de metais é afetado pela presença de uma camada frágil de material na superfície.

O comprimento dessa trinca pode ser mostrado como sendo igual a L , embora possa sofrer correções apropriadas. Um exemplo de MTI é o método de El Haddad para trinca curta (El Haddad *et al.*, 1979) que foi desenvolvido por alguns pesquisadores como Ostash e Panasyuk (2001). De acordo com Taylor (2008), esta abordagem provê predições idênticas ao ML para trincas bem pequenas e bastante similares para uma série de entalhes. Esta abordagem apresenta uma inconsistência teórica que é o fato de introduzir uma trinca com tamanho da ordem de L ou menor.

Este problema pode ser evitado com o uso da segunda abordagem, denominado de método da trinca imaginária. Neste caso, a trinca não assume uma existência física real, ela é apenas imaginária, onde a trinca na raiz do entalhe se propaga obedecendo a MFLE. Esta abordagem foi conduzida por El Haddad *et al.* (1979). Waddoups *et al.* (1971) notou que a trinca na raiz do entalhe pode ser uma simples representação da zona de processo desenvolvida na raiz do entalhe.

4.6. MÉTODO DA MECÂNICA DA FRATURA FINITA

Recentemente desenvolvido por Taylor, Cornetti e Pugno (2005), desenvolveram uma abordagem em que a condição de falha é derivada da modificação do tradicional balanço de energia de Griffith usado na mecânica da fratura linear elástica. A modificação envolve o uso de uma quantidade finita de extensão de trinca, Δa , ao invés de uma quantidade infinitesimal, da , para o cálculo da taxa de energia, conforme a Figura (4.3b). Foi proposta uma alteração na equação de Griffith para fratura frágil introduzindo um novo termo $\Delta a/2$. Este termo é chamado de L é tido como uma constante material. Esta modificação é extremamente útil porque permite a MFLE ser usada para fazer predições em casos de trincas muito pequenas e entalhes, situações normalmente inválidas em MFLE.

Os autores mostram experimentalmente que excelentes predições podem ser feitas para fratura frágil e comportamento de fadiga para uma grande gama de diferentes materiais. O valor de L pode ser expresso em função da tenacidade à fratura K_c , ou ΔK_{th} no caso de fadiga, e um

parâmetro de resistência, σ_0 . Para o caso de predições do limite de fadiga de materiais metálicos e fratura frágil em cerâmicos, σ_0 coincide diretamente com a tensão de resistência a tração ou no caso de fadiga, o limite de resistência à fadiga medido para espécimes não entalhados. Esta abordagem conduz a um critério de falha que pode ser expresso pela Equação (4.10). Através deste trabalho foi possível observar que o resultado das predições com o método da Mecânica da Fratura Finita (MMFF) é similar aos fornecidos pelo ML. Neste sentido, abordagens combinadas com o ML foram sugeridas por Hashin (1996) e Leguillon (2002).

$$\int_0^{2L} K^2 da = K_c^2 2L. \quad (4.10)$$

5. METODOLOGIA

5.1. INTRODUÇÃO

O valor do limiar de propagação de trincas, ΔK_{th} , em geral, é obtido através de ferramentas experimentais ou numéricas. Todavia, determiná-lo experimentalmente é oneroso e exige perícia. Este parâmetro da mecânica da fratura pode ser determinado por uma estratégia alternativa que envolve dados experimentais de fadiga disponíveis previamente (limite de fadiga de componentes, ΔS_f , entalhados e sem entalhe, ΔS_{fe}) e simulação numérica via elementos finitos, por exemplo. A Teoria da Distância Crítica, por sua vez, tem a responsabilidade de fazer a ligação entre essas duas ferramentas.

A TDC se vale de uma constante material, L , proposta por El Haddad, Equação (3.11), para estimar a distância crítica de acordo com o método adotado. A origem deste parâmetro vem da intersecção de duas curvas assintóticas do diagrama de Kitagawa-Takahashi, Figura (2.9) e por isso ele não é mensurável de forma direta. Além de ser uma aproximação, este parâmetro envolve dados experimentais que possuem erros experimentais intrínsecos que prejudicam a acuracidade de L . Na proposta alternativa em questão, a determinação do ΔK_{th} é uma função direta de L e ΔS_f determinado experimentalmente. Logo, a qualidade da determinação de ΔK_{th} depende diretamente de uma estimativa precisa e consistente de L .

5.2. METODOLOGIA NUMÉRICO-EXPERIMENTAL

Esta etapa do trabalho destina-se a descrever o procedimento para atingir os objetivos propostos. Portanto, a análise dividir-se-á em duas partes principais: (i) investigar o domínio de validade da Teoria da Distância Crítica e (ii) validar uma estratégia numérico-experimental para determinar o limiar de propagação de trincas, ΔK_{th} . Na primeira etapa, a metodologia proposta consiste em comparar o Método do Ponto e o Método da Linha, modelos teóricos de distância crítica, via simulações numéricas através do Método de Elementos Finitos. Na segunda parte do trabalho, a partir dos resultados obtidos para a distância crítica, de acordo com o método adotado no passo anterior, determinar-se-á o limiar do fator intensidade tensão, ΔK_{th} , de maneira simples e eficiente.

O procedimento numérico-experimental proposto será caracterizado da seguinte forma: (i) identificação dos casos analisados; (ii) modelagem, (iii) simulação numérica; (iv) análise de tensões; (v) análise numérica: determinação do comprimento característico, L , e da resistência à fadiga, ΔS_f ; (vi) validação da Teoria da Distância Crítica e (vii) determinação indireta do ΔK_{th} .

5.2.1. Identificação dos Casos Analisados

Para a obtenção dos resultados das duas etapas citadas acima, 40 séries de dados experimentais disponíveis na literatura foram selecionados. Os dados exigidos foram as propriedades mecânicas, as características geométricas e as propriedades de fadiga. Entre os materiais utilizados tem-se 11 tipos de ligas de aço, 3 tipos de ligas de alumínio e 2 tipos de ligas de ferro fundido, 4 formas geométricas de espécime e uma diversidade de tamanhos de entalhes. Todos eles podem ser encontrados no Apêndice A.

5.2.2. Modelagem

A estrutura básica do elemento finito usado em cada caso trata-se de um elemento triangular com 6 nós de forma que o seu comportamento de deslocamento quadrático é o mais adequado para a modelagem de malhas irregulares. Este elemento possui dois graus de liberdade em cada nó e admite modelagem com hipóteses de elemento plano, tensão plana ou deformação plana; ou ainda como um elemento axissimétrico. Ele pode ser visto na Figura (5.2) e também permite a modelagem de problemas que envolvam plasticidade, fluência, dilatação, enrijecimento sob tensão, grandes deslocamentos e deformações.

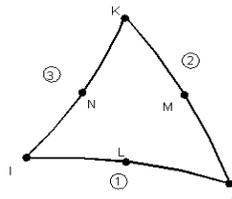


Figura 5.2. Estrutura do elemento finito usado na modelagem

Utilizando a condição de simetria citada anteriormente, a estrutura básica da modelagem consistiu nos passos a seguir:

- (i) Definir os *keypoints* para a definição da geometria: pontos 1,2,3,4,5,6,7 e 100.
- (ii) Construir as linhas que unem os pontos definidos anteriormente: linhas 1,2,3,4,5,6 e 7.
- (iii) Construir o arco que define o entalhe.
- (iv) Gerar a área que define a geometria previamente determinada.
- (v) Subdividir o arco em 6 partes.
- (vi) Definir o controle da malha subdividindo as linhas mencionadas: linhas 1,5,6 e 7 (20 divisões); linha 3 (50 divisões); linha 4 (75 divisões) e linha 2 (100 divisões).
- (vii) Gerar a malha.
- (viii) Definir as condições de contorno de acordo com cada geometria.
- (ix) Definir o carregamento sobre a linha 6.

Os passos de (i) a (vii) citados acima podem ser ilustrados pela Figura (5.3).

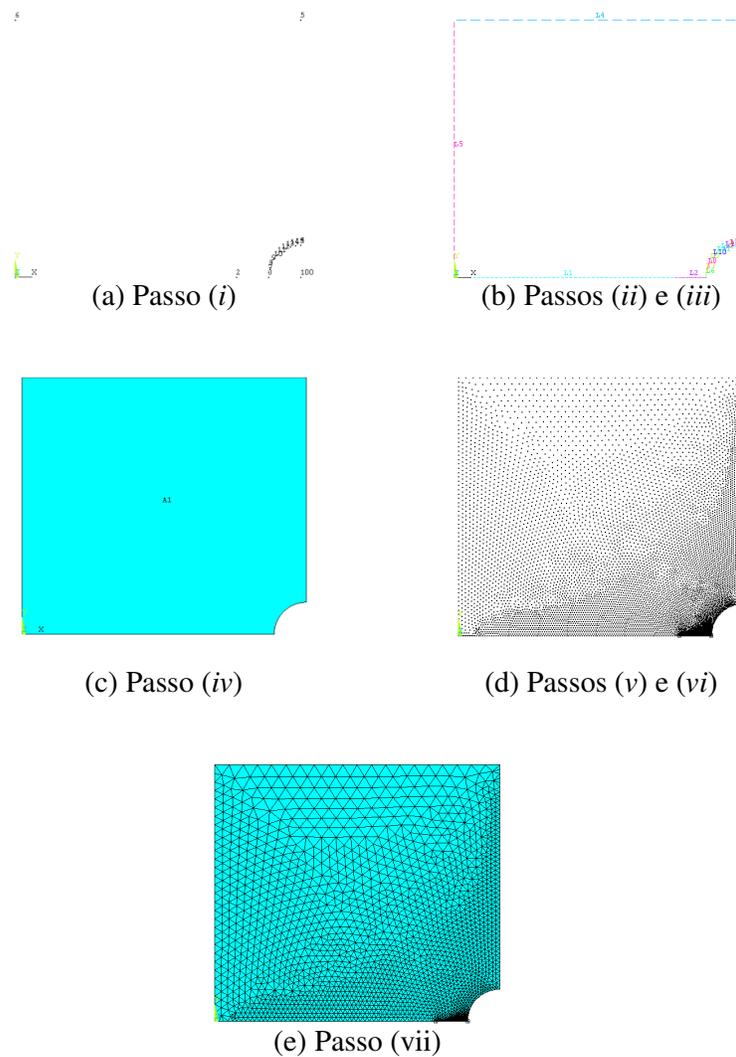


Figura 5.3. Etapas associadas à modelagem do espécime

5.2.3. Simulação numérica

Inicialmente a geometria é modelada no pré-processamento, devidamente refinada até que os resultados convirjam e seja submetida às devidas condições de contorno. Ainda nessa fase o carregamento é imposto como sendo a tensão remota, ou seja, o limite de resistência à fadiga para o espécime do mesmo material com entalhe, ΔS_{fe} . Na fase de pós-processamento tem-se os seguintes resultados: (i) a distribuição de tensões elásticas na frente da descontinuidade geométrica; (ii) a tensão na raiz do entalhe, $\Delta S_{m\acute{a}x}$; (iii) o fator de concentração de tensões, K_t , e o (iv) gradiente de tensões.

As análises do campo das tensões elásticas na vizinhança dos pontos concentradores de tensão foram feitas com o auxílio do *software* ANSYS® versão 11. As simulações dos modelos de distância crítica foram feitas com base na simetria dos corpos de prova sob condições de estado plano de tensão ou axissimétrico e segundo condições de comportamento linear elástico. A vantagem da condição de simetria está no fato de poder simular condições de carregamento utilizando uma malha restrita a apenas um quarto da geometria quista. Conseqüentemente o tamanho da matriz de rigidez do problema diminui.

5.2.4. Análise Numérica

A partir das informações obtidas na etapa anterior, os resultados numéricos quistos são:

- A distância crítica, d_{MP} e d_{ML} , determinada de acordo com o MP e o ML, respectivamente, obtidos a partir do limite de fadiga do material sem entalhe, ΔS_f .
- O limite de fadiga, $\Delta S_{f,MP}$ e $\Delta S_{f,ML}$, estimados segundo o MP e ML, respectivamente, determinados a partir do parâmetro material teórico, L_{EH} , proposto por El Haddad, vide Equação (3.11).

A Figura (5.1) ilustra o procedimento numérico que aplica a Teoria da Distância Crítica para obtenção dos resultados desejados.

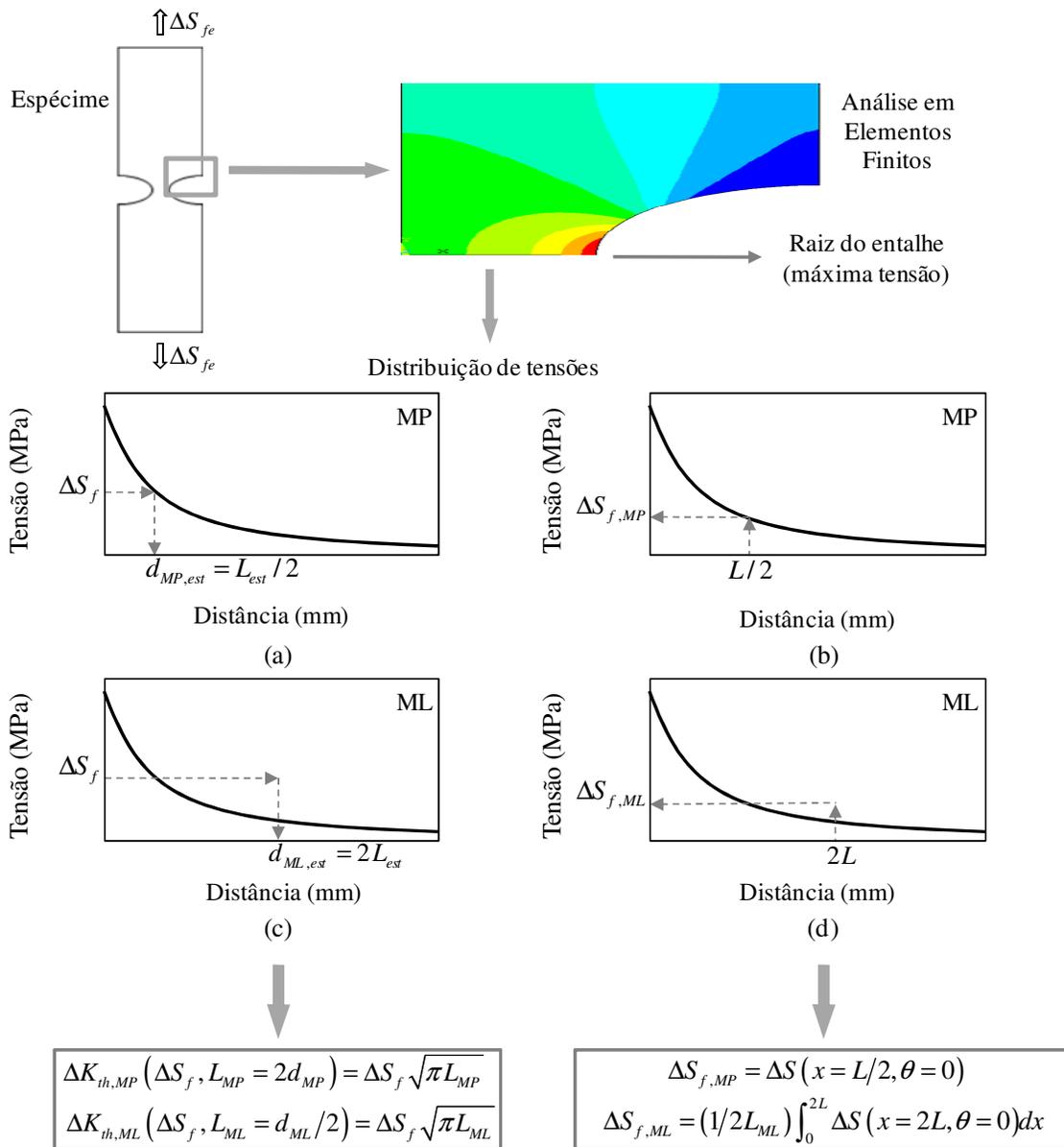


Figura 5.1. Procedimento numérico-experimental em termos do Método do Ponto e do Método da Linha para componentes entalhados: (a) e (c) são estimativas das respectivas distâncias críticas a partir do limite de fadiga experimental, (b) e (d) são as respectivas estimativas da resistência à fadiga a partir do parâmetro L .

5.2.5. Validação da Teoria da Distância Crítica

A revalidação da TDC consiste em duas partes:

(i) Comparar os valores estimados para o comprimento característico, L , segundo o Método do Ponto, $L_{MP} = 2d_{MP}$, e o Método da Linha, $L_{ML} = d_{MP}/2$, com os valores preditos por El Haddad, L_{EH} , Equação (3.11), a partir de dados experimentais do limite de fadiga, ΔS_f , e do limiar do fator intensidade tensão, ΔK_{th} , obtidos para o mesmo material sob a mesma razão de carregamento.

(ii) Avaliar o comportamento da relação entre a predição da resistência à fadiga de acordo com o Método do Ponto, $\Delta S_{f,MP}$, e o Método da Linha, $\Delta S_{f,ML}$, com o limite de fadiga obtido experimentalmente, ΔS_f .

A acuracidade da Teoria da Distância Crítica na forma do MP e do ML foi checada através da predição do comprimento característico, L , e do limite de fadiga, ΔS_f , a partir de dados experimentais de fadiga uniaxial disponíveis na literatura. O índice de erro para o comprimento característico, L , e o limite de resistência à fadiga foi calculado conforme as Equações (5.1) e (5.2), respectivamente, para o MP e o ML.

$$E_L = \frac{L_{MP,ML} - L}{L} [\%]. \quad (5.1)$$

$$E_{\Delta S_f} = \frac{\Delta S_{f,MP,ML} - \Delta S_f}{\Delta S_f} [\%]. \quad (5.2)$$

Valores de $E_L = E_{\Delta S_f} = E_{\Delta K_{th}} = 0$ significam que os dados estimados pela estratégia alternativa proposta são idênticos aos dados experimentais obtidos da literatura. Nesse ínterim, alguns pontos relevantes foram investigados com o intuito de averiguar a consistência da Teoria da Distância Crítica. Estes estão listados a seguir:

(a) Influência do material na determinação do comprimento característico, L .

- (b) Influência do método de distância crítica na predição da constante material, L .
- (c) Influência da forma do raio do entalhe na determinação do comprimento característico, L .
- (d) Análise da Teoria da Distância Crítica com base na predição de L .
- (e) Predição da resistência à fadiga, ΔS_f .

5.2.6. Determinação indireta do limiar de propagação de trincas, ΔK_{th} .

Uma vez que a distância crítica foi determinada anteriormente para o Método do Ponto, $L_{MP} = 2d_{MP}$, e para o Método da Linha, $L_{ML} = d_{MP}/2$, com uma simples manobra algébrica da Equação (3.11) pode-se determinar o ΔK_{th} de acordo com cada método: $\Delta K_{th,MP}$ e $\Delta K_{th,ML}$, como visto nas Equações (5.3) e (5.4), respectivamente. Figura (5.1) mostra um esquema que ilustra o procedimento adotado.

$$\Delta K_{th,MP} = \Delta S_f \sqrt{2\pi d_{MP}}, \quad (5.3)$$

$$\Delta K_{th,ML} = \Delta S_f \sqrt{\frac{\pi}{2} d_{ML}}. \quad (5.4)$$

A confiança da estratégia numérico-experimental proposta foi avaliada considerando os mesmos dados experimentais usados na primeira etapa. O índice erro associado ao valor do limiar do fator intensidade tensão predito e experimental é dado pela Equação (5.5). Os resultados associados a todos os índices de erro citados podem ser encontrados no Apêndice B.

$$E_{\Delta K_{th}} = \frac{\Delta K_{th,MP,ML} - \Delta K_{th}}{\Delta K_{th}} [\%]. \quad (5.5)$$

Com o propósito de investigar a validade da metodologia proposta para a determinação do limiar do fator intensidade tensão, ΔK_{th} , os pontos a seguir foram avaliados:

- (a) Análise da estimativa de ΔK_{th} versus o raio do entalhe.
- (b) Análise da correlação entre ΔK_{th} e o coeficiente adimensional (r/dn).
- (c) Análise da correlação entre ΔK_{th} em relação à forma e o coeficiente adimensional (r/dn).
- (d) Estimativa do limiar de propagação de trincas, ΔK_{th} .

6. RESULTADOS E DISCUSSÕES

As principais informações relativas ao conjunto de dados de fadiga uniaxial considerado estão dispostas na Tabela (6.1) e o esquema das geometrias utilizadas é apresentado na Figura (6.1). Informações mais detalhadas (propriedades de fadiga, mecânicas e características geométricas) dos casos estudados podem ser encontradas nas Tabelas (A.1), (A.2) e (A.3) no apêndice. As Tabelas (B.1), (B.2) e (B.3) resumem os resultados preditos pelos métodos adotados e a acuracidade medida pelo índice de erro para o comprimento característico, L , a resistência à fadiga, ΔS_f , e o valor limiar de propagação de trincas, ΔK_{th} , respectivamente.

Tabela 6.1. Dados experimentais gerados sob fadiga uniaxial

		Material	R	ΔS_f (MPa)	ΔS_{fe} (MPa)	ΔK_{th} (MPa \sqrt{m})	Forma	Carreg.
Al	1	2024-T351	-1	248,0	159,0	4,4	PEC	AX
	2	2024-T4	-1	180,0	60,0	5,5	BEC	RB
	3	7075-T6511	-1	260,0	100,0	9,2	BEC	RB
Ferro	4	Grey Iron	-1	155,0	91,0	15,9	BEC	AX
	5	Grey Iron	0,1	99,0	60,0	11,2	BEC	AX
	6	Grey Iron	0,5	68,0	44,0	8,0	BEC	AX
	7	Grey Iron	0,7	48,0	32,0	5,2	BEC	AX
	8	EN-GJS-800-8	0,1	440,0	98,6	8,1	PDEL	AX
Aço	9	SAE 1045	-1	608,0	273,0	13,9	PEC	AX
	10	G40.11 Steel	-1	540,0	336,0	11,5	PEC	AX
	11	Mild Steel	0,4	420,0	84,1	12,8	PDEL	AX
	12	FeP04	-1	247,0	45,4	10,0	PDEL	AX
	13	HT60	0,1	580,0	252,0	13,0	PDEL	AX
	14	SS41	0,05	231,0	25,9	6,4	PDEL	AX
	15	SAE 1010-HR	0,05	320,0	220,7	11,8	PEC	AX
	16	En3B	-1	412,0	103,4	16,2	PUEL	AX
	17	En3B	0,1	328,0	75,0	11,8	PUEL	AX
	18	Mild Steel 0.22%C	-1	402,0	154,4	12,8	PDEL	AX
	19	Mild Steel 0.22%C	-1	402,0	103,8	12,8	PDEL	AX
	20	Mild Steel 0.22%C	-1	402,0	84,4	12,8	PDEL	AX
	21	Mild Steel 0.22%C	-1	402,0	90,8	12,8	PDEL	AX
	22	Mild Steel 0.22%C	-1	402,0	84,4	12,8	PDEL	AX
	23	SAE 1045	-1	606,0	231,8	9,0	PEC	AX
	24	SAE 1045	-1	606,0	230,6	9,0	PEC	AX
	25	SAE 1045	-1	606,0	273,0	9,0	PEC	AX
	26	SAE 1045	-1	606,0	305,8	9,0	PEC	AX
	27	SAE 1045	-1	606,0	356,6	9,0	PEC	AX
	28	Mild Steel 0.15%C	-1	420,0	131,0	12,8	BEC	AX
29	Mild Steel 0.15%C	-1	420,0	77,0	12,8	BEC	AX	
30	Mild Steel 0.15%C	-1	420,0	68,8	12,8	BEC	AX	
31	Mild Steel 0.15%C	-1	420,0	68,8	12,8	BEC	AX	
32	Mild Steel 0.15%C	-1	420,0	67,8	12,8	BEC	AX	
33	Mild Steel 0.15%C	-1	420,0	70,0	12,8	BEC	AX	
34	Mild Steel 0.15%C	-1	420,0	68,8	12,8	BEC	AX	
35	2.25Cr-1Mo	-1	440,0	155,0	12,0	BEC	AX	
36	2.25Cr-1Mo	-1	440,0	209,0	12,0	BEC	AX	
37	2.25Cr-1Mo	-1	440,0	237,0	12,0	BEC	AX	
38	2.25Cr-1Mo	-1	440,0	321,0	12,0	BEC	AX	
39	2.25Cr-1Mo	-1	440,0	403,0	12,0	BEC	AX	
40	2.25Cr-1Mo	-1	440,0	429,0	12,0	BEC	AX	

PEC = placa com entalhe central; BEC = barra com entalhe circunferencial; PDEL = placa com duplo entalhe lateral; PUEL = placa com único entalhe lateral; AX = axial; RB = flexão rotativa

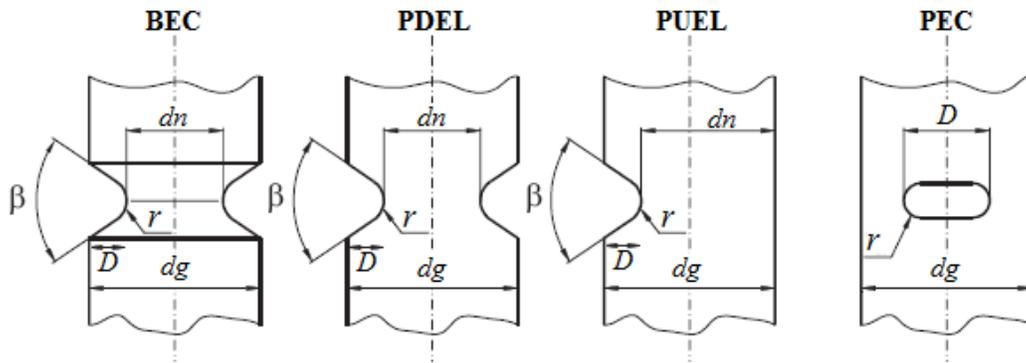


Figura 6.1. Geometrias analisadas

6.1. VALIDAÇÃO DA TEORIA DA DISTÂNCIA CRÍTICA

6.1.1. Influência do material na determinação do comprimento característico, L .

As Figuras (6.1) e (6.2) apresentam a relação entre o comprimento característico, L , estimado teoricamente, Equação (3.11), e o valor predito pelo MP e pelo ML, respectivamente, para ligas de aço, de alumínio e de ferro. A partir dos resultados mostrados observa-se que os resultados para as ligas de ferro influenciam fortemente o comportamento da curva de tendência uma vez que possuem altos valores de L em relação às ligas de aço e de alumínio. Esse fato ocorre em ambos os métodos. Por isso, a análise será subdividida em duas partes. A primeira, com as ligas de aço e de alumínio e a segunda, somente com as ligas de ferro.

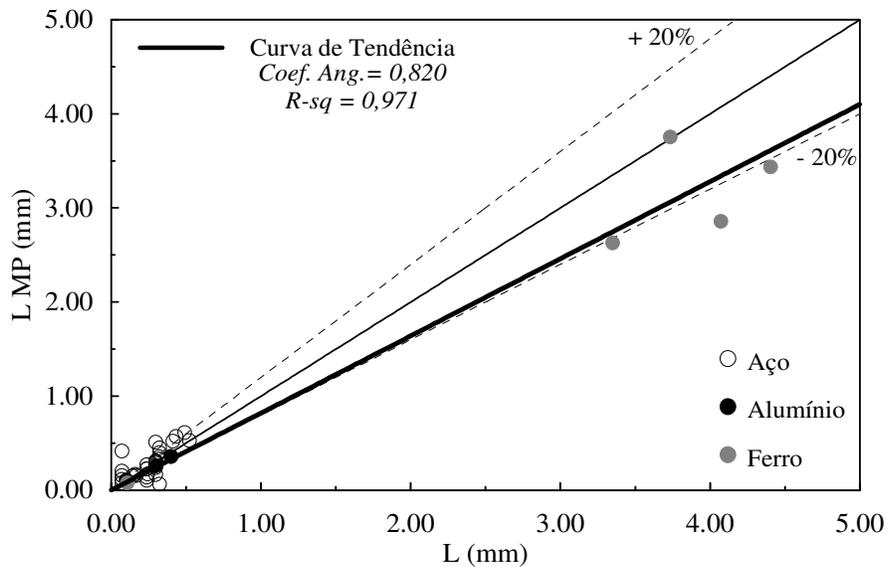


Figura 6.1. Comprimento característico, L , em termos da estimativa teórica *versus* a predição pelo Método do Ponto para diversos materiais.

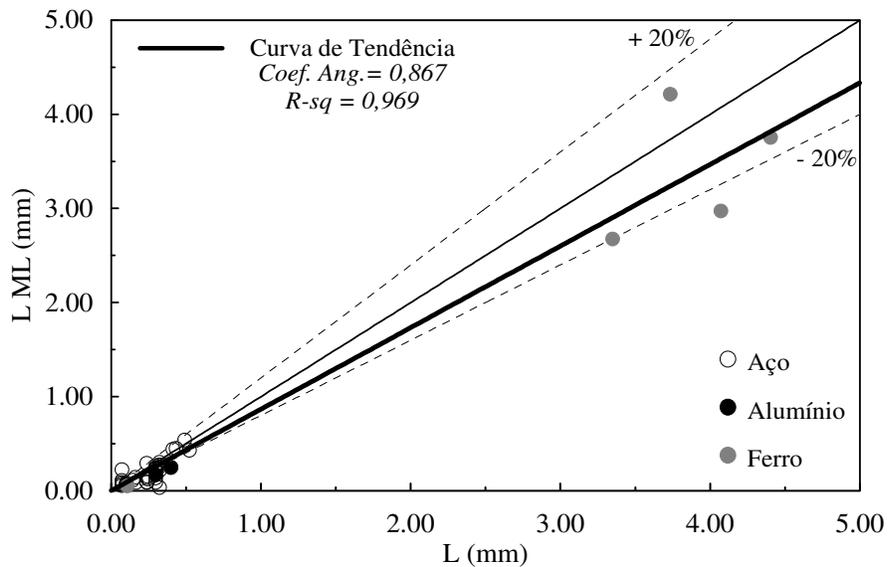


Figura 6.2. Comprimento característico, L , em termos da estimativa teórica *versus* a predição pelo Método da Linha para diversos materiais.

As Figuras (6.3) e (6.4) mostram a relação entre o comprimento característico, L , estimado teoricamente, Equação (3.11), e o valor predito pelo MP e pelo ML, respectivamente, para ligas de aço e alumínio. A partir dos resultados apresentados verifica-se claramente que o MP se aplica melhor, pois seu coeficiente angular se aproxima do ajuste perfeito e o seu erro aleatório é muito pequeno. Em contrapartida, o ML não é recomendado pois seu erro de tendência é elevado e excede o limite de 20% para menos, apesar de apresentar um coeficiente de determinação, R^2 , elevado.

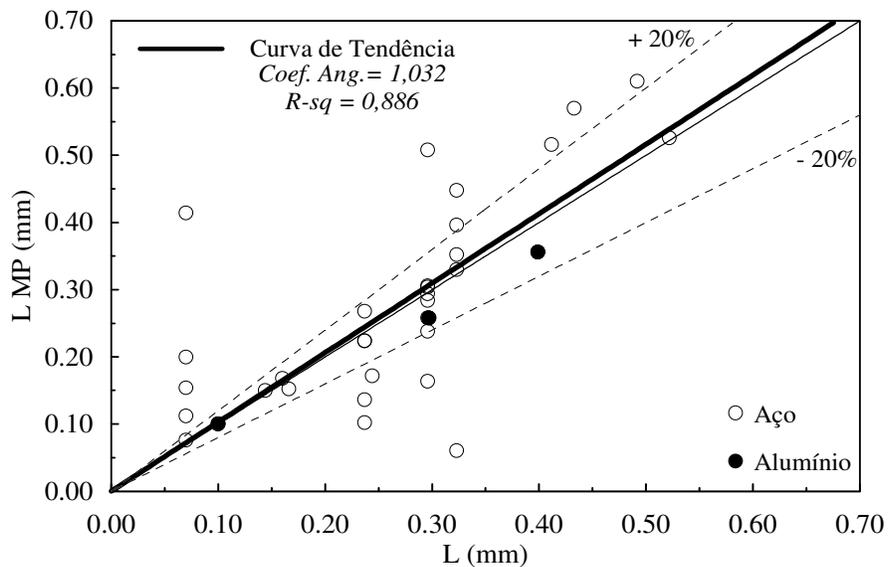


Figura 6.3. Comprimento característico, L , em termos da estimativa teórica *versus* a predição pelo Método do Ponto para ligas de aço e de alumínio.

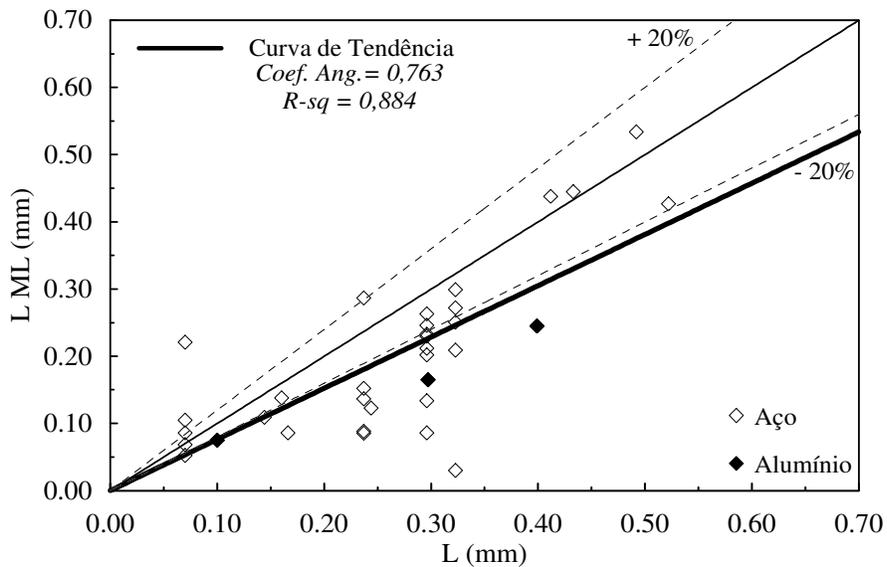


Figura 6.4. Comprimento característico, L , em termos da estimativa de teórica *versus* a predição pelo Método da Linha para ligas de aço e de alumínio.

Da mesma forma as Figuras (6.5) e (6.6) mostram a relação entre o comprimento característico teórico, L , e os valores preditos pelo MP e ML, respectivamente, para ligas de ferro fundido. Apesar de ter poucos dados, os valores do coeficiente angular da curva de tendência para os dois métodos revelam que o ML tem um erro de tendência menor que o MP. Por isso o ML é recomendado para ligas de ferro em detrimento do MP, embora ambos possuam baixo erro aleatório como demonstra o coeficiente de determinação, R^2 . Todavia, ambos os métodos predizem, na média, valores menores que o estimado por El Haddad.

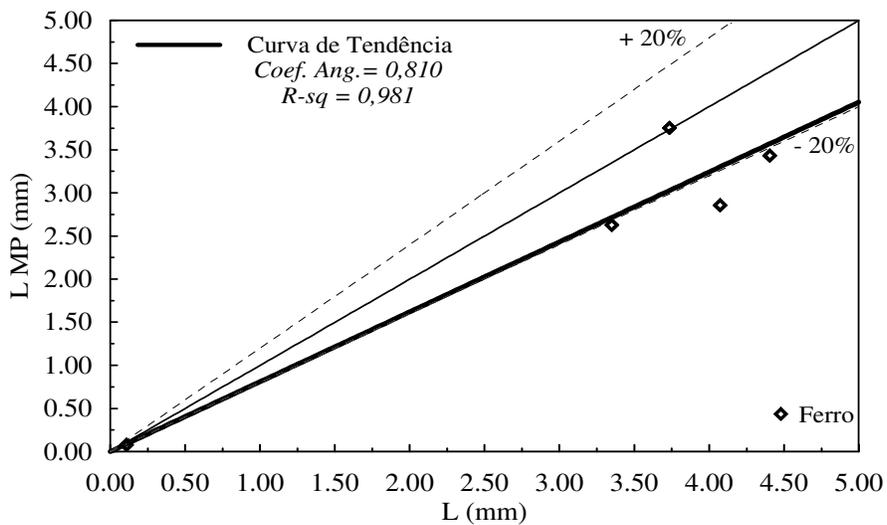


Figura 6.5. Comprimento característico, L , em termos da estimativa teórica *versus* a predição pelo Método do Ponto para ligas de ferro.

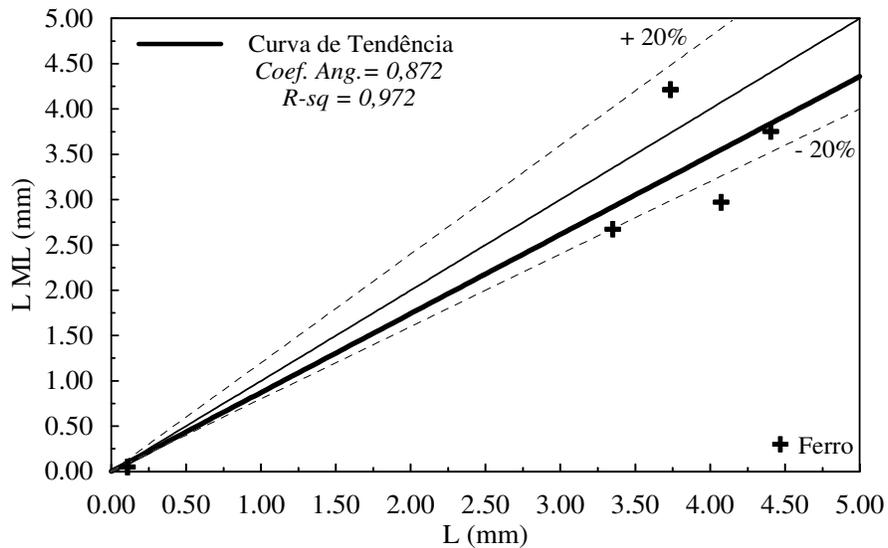


Figura 6.6. Comprimento característico, L , em termos da estimativa teórica *versus* a previsão pelo Método da Linha para ligas de ferro.

6.1.2. Influência do método de distância crítica na previsão da constante material, L .

No intuito de comparar o comportamento da previsão de L , entre os métodos adotados, a Figura (6.7) apresenta a relação entre o comprimento característico predito pelo MP e ML normalizado com relação à aproximação de L feita por El Haddad, Equação (3.11). A partir dos resultados mostrados pode-se inferir que em mais de 97% dos casos o ML atenua o valor de L em relação ao MP, para ligas de aço e ligas de alumínio. Contudo, o mesmo não pode ser dito das ligas de ferro onde a maioria das previsões do MP são superiores às geradas pelo ML.

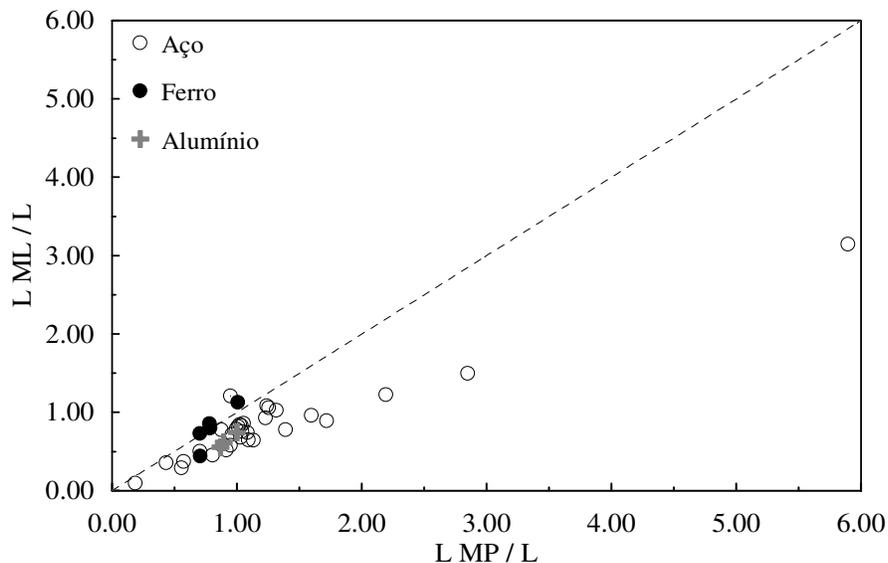


Figura 6.7. Comparação do comprimento característico, L , predito pelo MP em termos do ML normalizado em relação à aproximação teórica.

6.1.3. Influência do raio do entalhe na determinação do comprimento característico, L .

As Figuras (6.8) e (6.9) relacionam o raio na ponta do entalhe com o comprimento característico predito pelo MP e pelo ML, respectivamente, normalizado em relação ao valor teórico. A partir dessas figuras observa-se que independente do método adotado para raios acima de 1 mm, na média, o erro é superior a 20% para mais ou para menos. No entanto, ter um raio menor que 1 mm não significa necessariamente ter erro de até 20%.

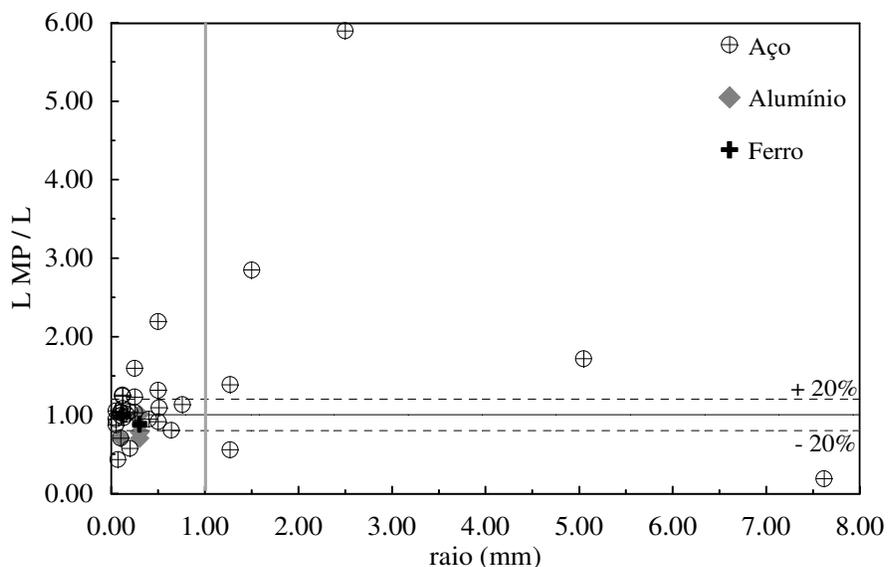


Figura 6.8. Comparação entre o raio na ponta do entalhe e o comprimento característico predito pelo MP normalizado em relação à aproximação teórica.

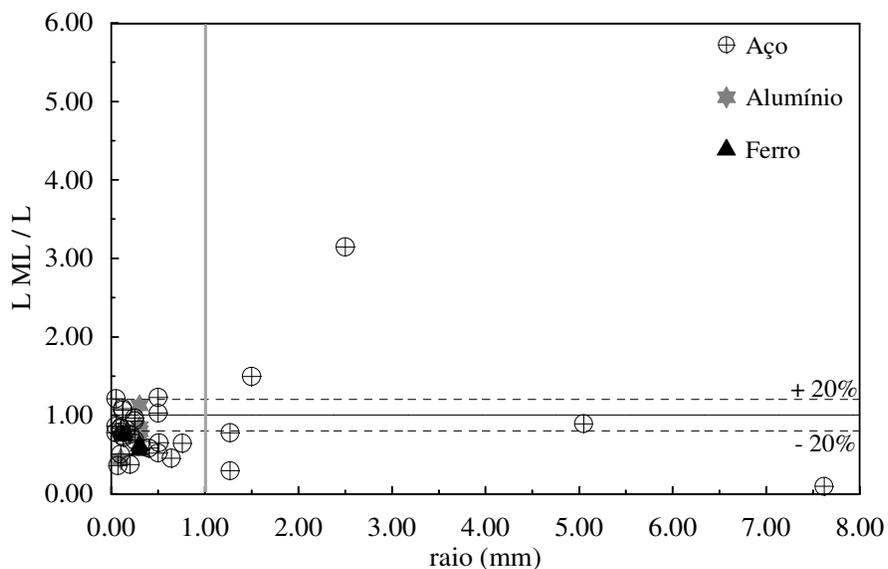


Figura 6.9. Comparação entre o raio na ponta do entalhe e o comprimento característico predito pelo ML normalizado em relação à aproximação teórica.

6.1.4. Análise da Teoria da Distância Crítica com base na predição de L .

Com o propósito de verificar a consistência da Teoria da Distância Crítica, as Figuras de (6.10) a (6.13) são apresentadas com o objetivo de relacionar o raio do entalhe em termos do parâmetro material, L , predito pelo MP e ML, respectivamente, para quatro tipos de liga de aço disponíveis na literatura: 2.25Cr-1Mo, Mild Steel 0.15%C, SAE 1045, Mild Steel 0.22%C.

Nesses gráficos os dados são apresentados com suas respectivas barras de erro. O erro do procedimento numérico-experimental admitido é da ordem de 20% e depende basicamente dos erros oriundos da tensão remota aplicada e da dispersão do limite de fadiga do material. As principais fontes de erro experimental estão relacionadas à forma do espécime ensaiado (largura, espessura e raio do entalhe) e carregamento aplicado. Não é comum a literatura caracterizar a dispersão dos seus resultados de fadiga e fratura, no entanto, é de bom senso adotar esse percentual de erro.

As Figuras de (6.10) a (6.13) também apresentam o L estimado pela equação de El Haddad, L_{EH} , e seu respectivo erro expandido, $e_{L_{EH}}$. Esse erro é obtido através da aplicação da Equação (3.11) na Equação (6.1). Admitindo um erro de 20% para o limiar de propagação de trincas, ΔK_{th} , e para o limite de fadiga, ΔS_f , o erro expandido encontrado é de aproximadamente 56%.

$$e_{L_{EH}} = \sqrt{\left(\frac{\partial L(\Delta K_{th}, \Delta S_f)}{\partial \Delta K_{th}} \sigma \Delta K_{th}\right)^2 + \left(\frac{\partial L(\Delta K_{th}, \Delta S_f)}{\partial \Delta S_f} \sigma \Delta S_f\right)^2} \quad (6.1)$$

A literatura (Bellett *et al.*, 2005) admite o comprimento característico, L , como um parâmetro material pois é uma função de duas propriedades materiais, ΔK_{th} e ΔS_f . Sendo assim, as estimativas numérico-experimentais de L deveriam ser estatisticamente semelhantes independente da geometria e do método adotado para um mesmo material. Analisando o comportamento dos resultados das Figuras (6.10) a (6.13) observa-se claramente que o mesmo não acontece ainda que os erros expandidos para as estimativas sejam considerados. Independente do método usado, observa-se que raios grandes tendem a piores resultados. Isso pode ser explicado pelo baixo gradiente, o que não permite obter de forma confiável o ponto

de intersecção da curva de distribuição de tensão com a curva de resistência à fadiga. Todavia, a liga de aço 2.25Cr-1Mo apresentou resultados ruins para raios pequenos independente do método aplicado. Uma vez que a forma do espécime é cilíndrica, o uso da tensão equivalente de Von Mises é ideal, pois dentro do espécime estado triaxial de tensões está presente. Dessa maneira o L aumentará e provavelmente estará dentro da faixa de erro desejada.

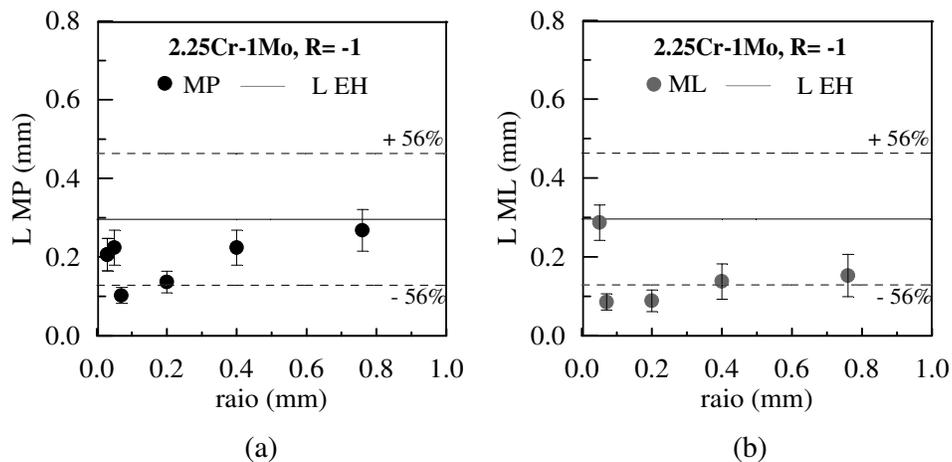


Figura 6.10. Avaliação do erro do parâmetro característico, L , predito pelo MP (a) e pelo ML (b) para a liga de aço 2.25Cr.1Mo.

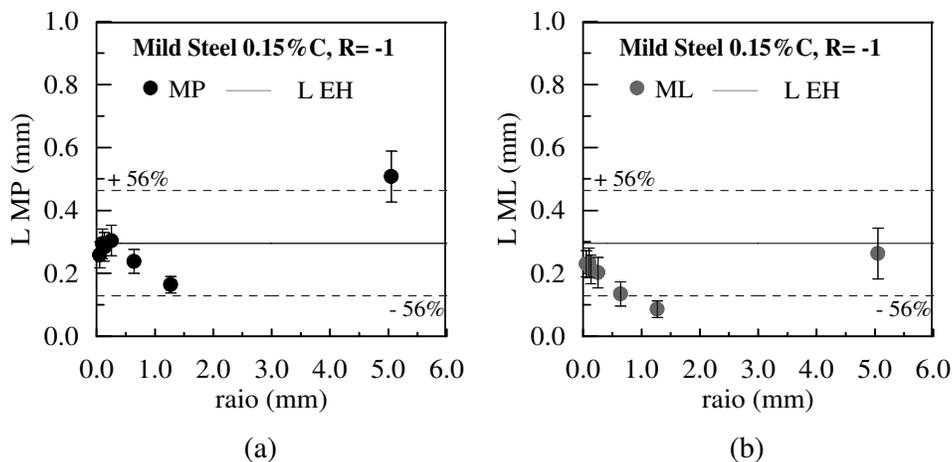


Figura 6.11. Avaliação do erro do parâmetro característico, L , predito pelo MP (a) e pelo ML (b) para a liga de aço Mild Steel 0.15%C.

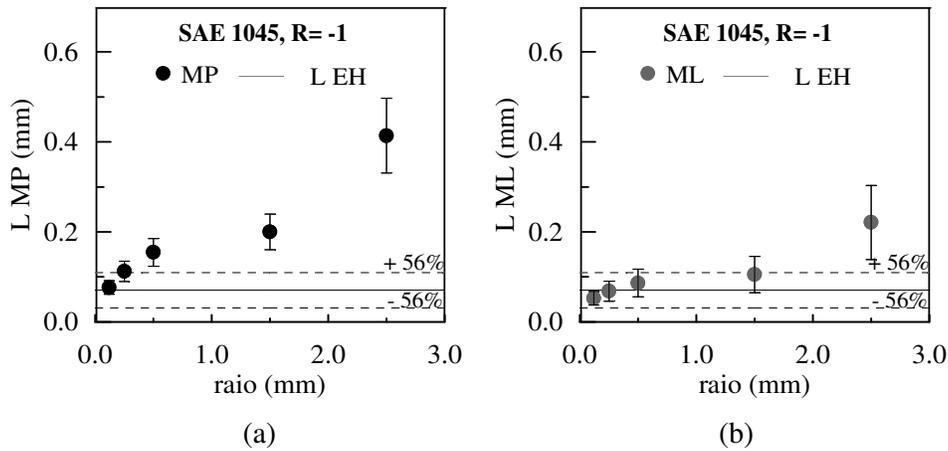


Figura 6.12. Avaliação do erro do parâmetro característico, L , predito pelo MP e (a) pelo ML (b) para o aço SAE 1045.

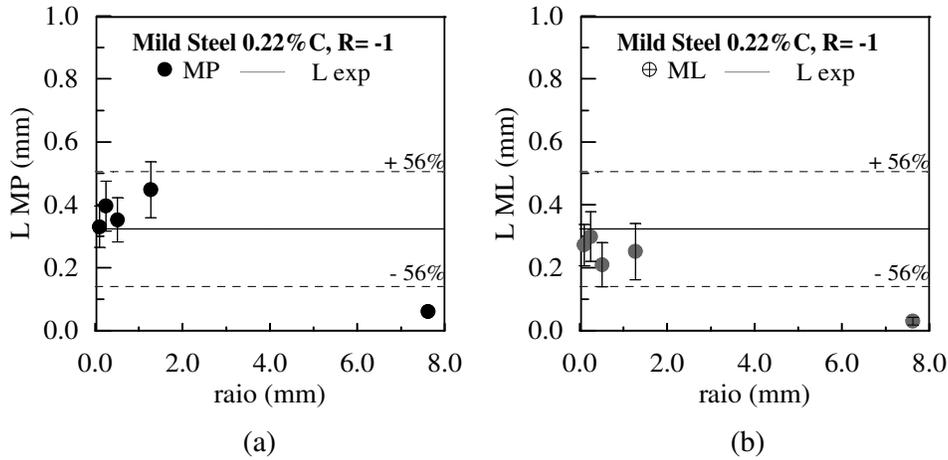


Figura 6.13. Avaliação do erro do parâmetro característico, L , predito pelo MP e (a) pelo ML (b) para a liga de aço Mild Steel 0.22% C.

6.1.5. Predição da Resistência à Fadiga, ΔS_f

As Figuras (6.14) e (6.15) apresentam a correlação entre a resistência à fadiga determinada por ensaios experimentais disponíveis na literatura com o limite de fadiga predito segundo o MP e o ML, respectivamente, para diversos materiais. Já a Figura (6.16) mostra a comparação entre os métodos adotados quanto à predição do limite de fadiga.

Considerando os dados estatísticos (coeficiente angular e coeficiente de determinação, R^2) para as respectivas curvas de tendência estimadas observa-se que os dois modelos de distância crítica são bem satisfatórios quanto à predição do limite de fadiga. Isso ressalta a validade e a importância do comprimento característico proposto por El Haddad, L_{EH} , na estimativa da

resistência à fadiga independente do método. Além disso, observa-se que o ML é ligeiramente mais conservador que o MP, como mostra a Figura (6.16), contudo essa diferença não é significativa pois na média suas previsões diferem em menos de 8%.

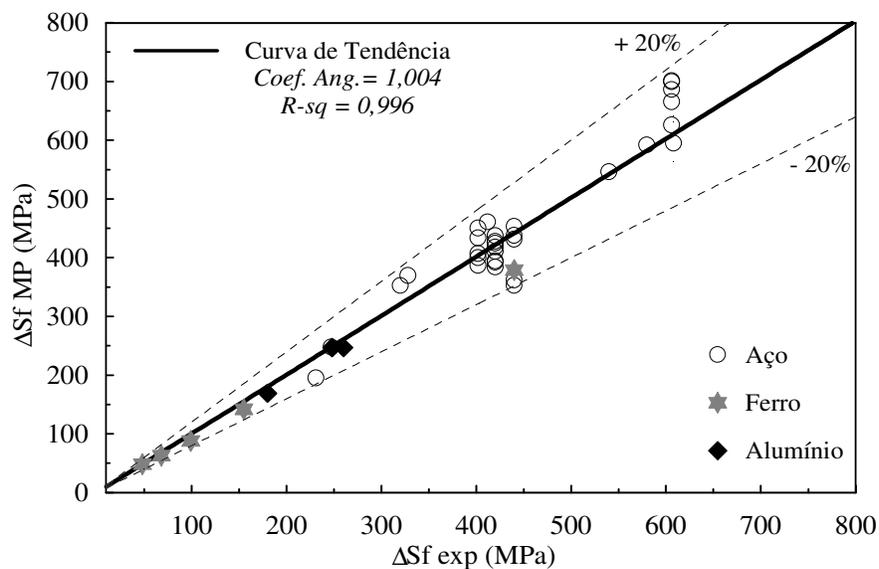


Figura 6.14. Limite de fadiga experimental versus limite de fadiga obtido pela aplicação do Método do Ponto.

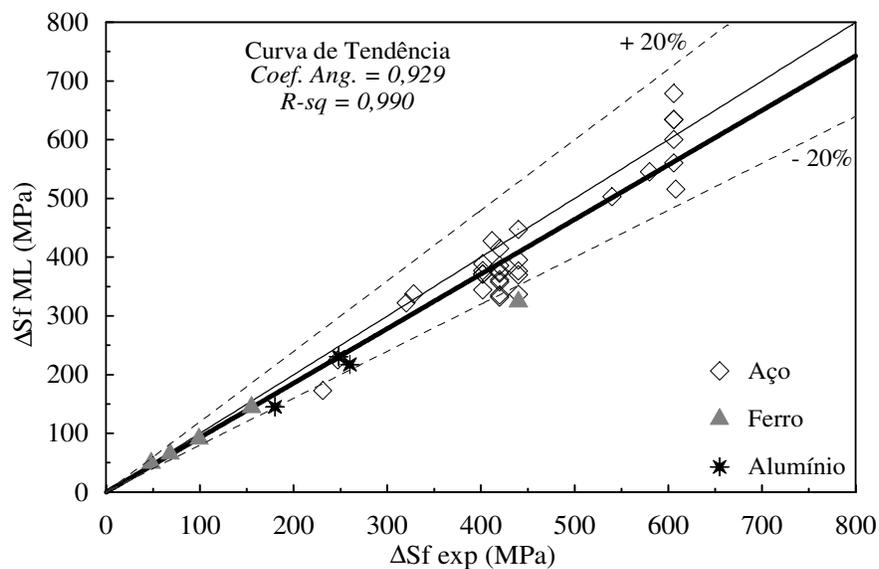


Figura 6.15. Limite de fadiga experimental versus limite de fadiga obtido pela aplicação do Método da Linha.

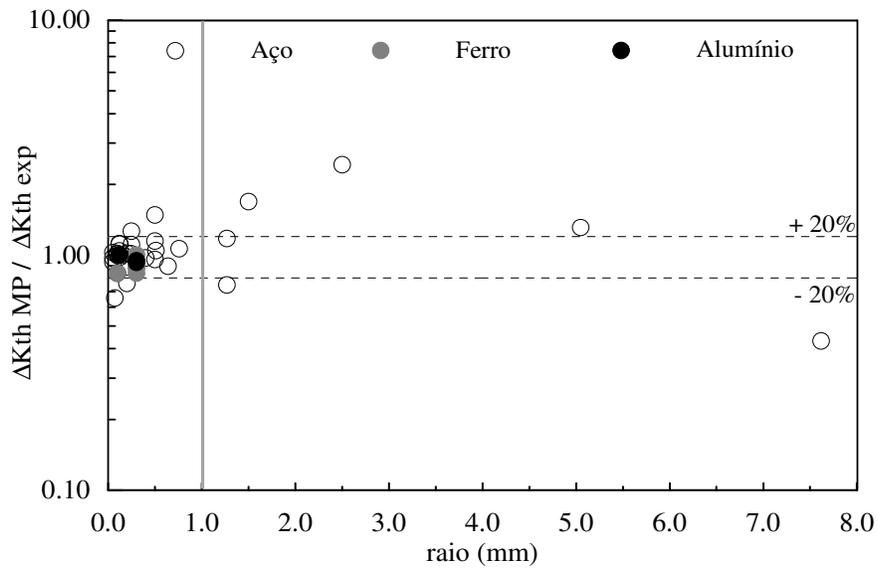


Figura 6.17. Investigação entre a razão do limiar de propagação de trincas predito pelo Método do Ponto normalizado e o experimental *versus* o raio na ponta do entalhe.

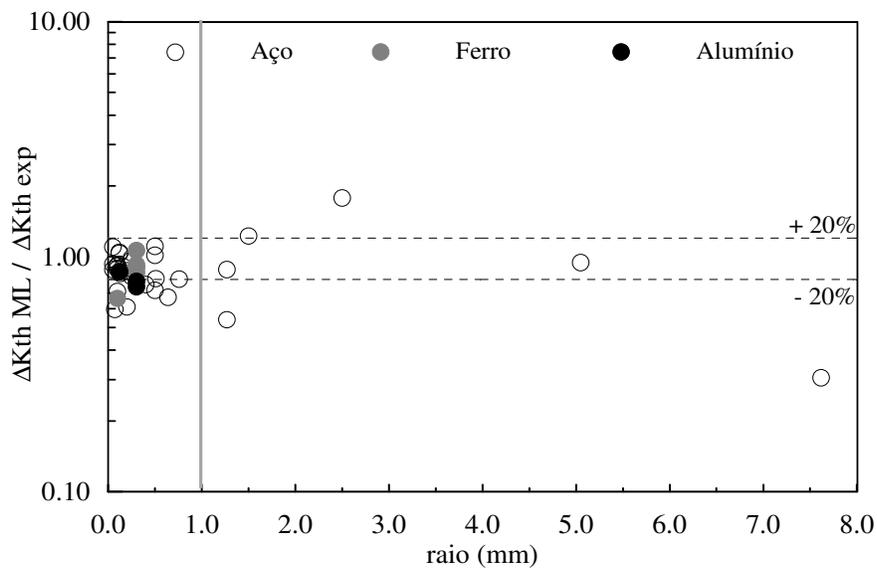


Figura 6.18. Investigação entre a razão do limiar de propagação de trincas predito pelo Método da Linha normalizado e o experimental *versus* o raio na ponta do entalhe.

6.2.2. Análise da correlação entre o ΔK_{th} e o coeficiente adimensional (r/dn)

As Figuras (6.19) e (6.20) tratam de uma investigação do comportamento do limiar de propagação de trincas, ΔK_{th} , em relação a um coeficiente adimensional que relaciona o raio na ponta do entalhe e uma dimensão associada à seção resistente do corpo de prova, r/dn . A partir dos resultados mostrados na Figura (6.19) observa-se que para o MP mais de 88% dos

resultados fora da faixa de 20% de erro possuem $r/dn > 0,01$. Além disso, 70% dos resultados dentro dessa faixa de erro possuem $r/dn \leq 0,01$.

Analisando a Figura (6.20) observa-se que por volta de 83% dos resultados que excedem 20% de erro têm $r/dn > 0,01$ e que um pouco menos de 63% dos resultados dentro dessa faixa têm $r/dn \leq 0,01$. Ou seja, independente do método utilizado coeficientes adimensionais menores ou iguais a 0,01 têm a maior tendência de estarem dentro da margem de 20% de erro em ΔK_{th}

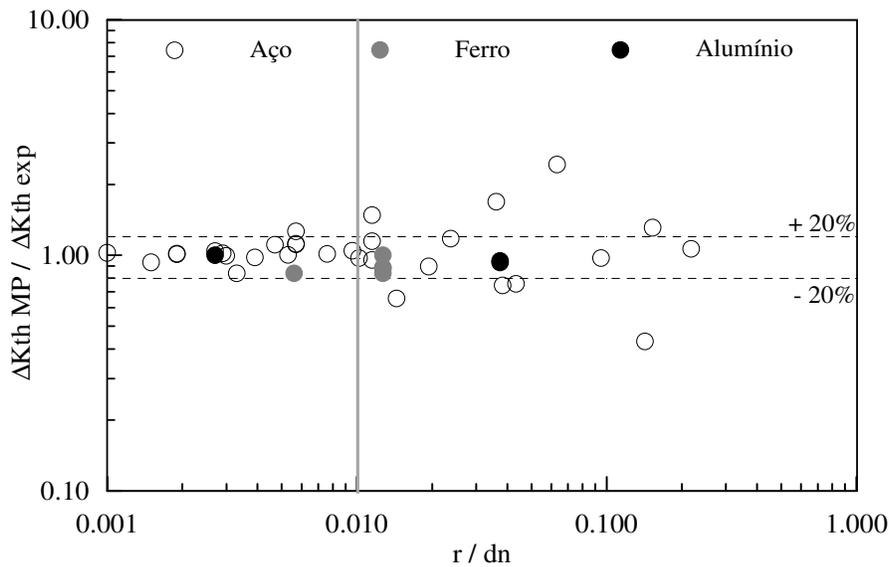


Figura 6.19. Coeficiente adimensional *versus* o limiar de propagação de trincas normalizado determinado pelo MP para diversos materiais.

Com o propósito de encontrar a geometria ótima para determinar o limiar de propagação de trincas através dessa metodologia numérico-experimental, construiu-se um conjunto de gráficos a partir de quatro tipos de ligas de aço: 2.25Cr-1Mo, Mild Steel 0.15%C, SAE 1045, Mild Steel 0.22%C. As Figuras (6.21) e (6.22) relacionam r/dn com o ΔK_{th} normalizado para o MP e o ML para esses materiais. Analisando estas figuras infere-se que, independente do método e do material testado, há uma forte tendência dos erros diminuírem para coeficiente adimensional menor ou igual a 0,01. Ou seja, a geometria ótima do espécime para essa estratégia alternativa de determinação do limiar de propagação de trincas está diretamente ligada à uma relação geométrica onde raio do entalhe é cem vezes menor do que a dimensão associada à seção resistente.

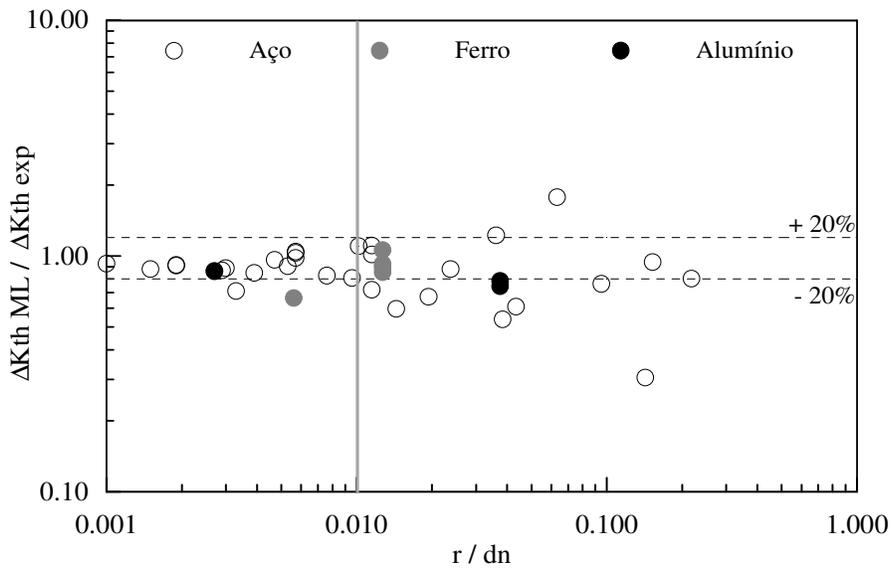


Figura 6.20. Coeficiente adimensional *versus* o limiar de propagação de trincas normalizado determinado pelo ML para diversos materiais.

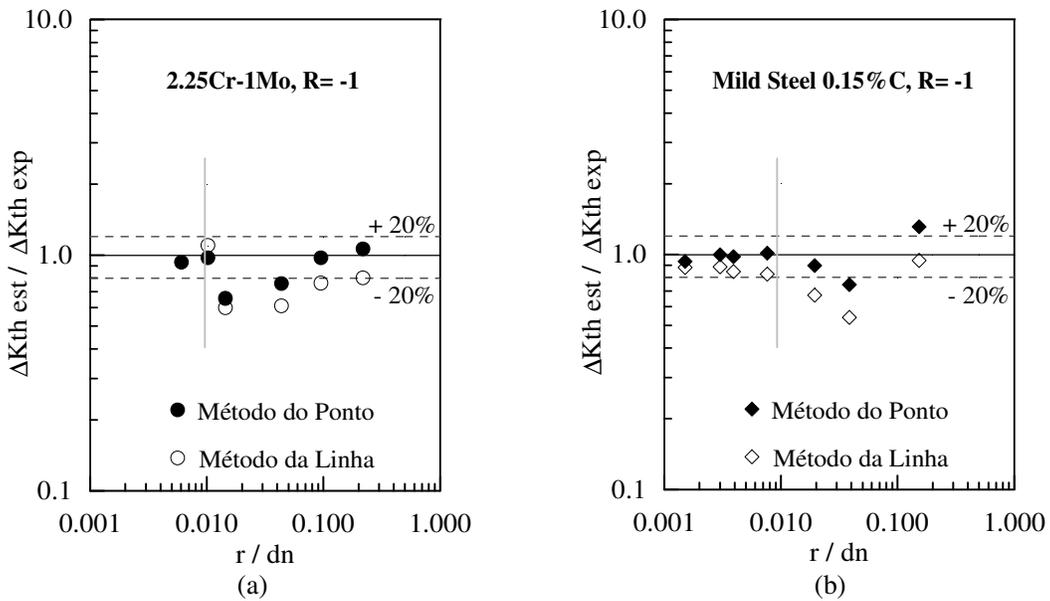


Figura 6.21. Coeficiente adimensional, r/dn , versus ΔK_{th} normalizado estimado pelo o MP e pelo ML: (a) 2.25Cr-1Mo, (b) Mild Steel 0.15%C.

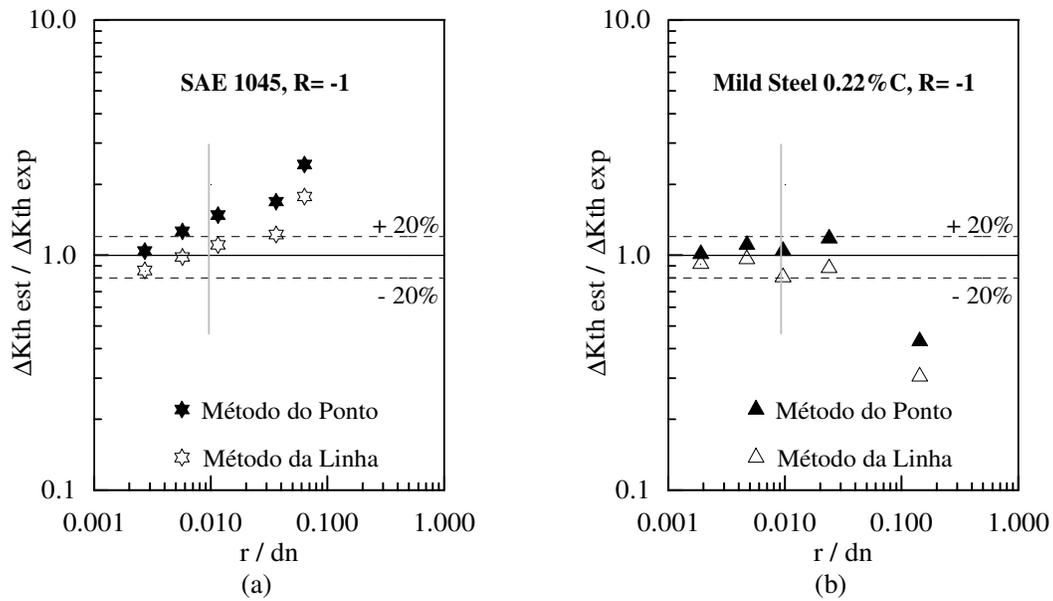


Figura 6.21. Coeficiente adimensional, r/dn , versus ΔK_{th} normalizado estimado pelo MP e pelo ML: (a) SAE 1045, (b) Mild Steel 0.22%C.

6.2.3. Análise da correlação de ΔK_{th} em relação à forma e o coeficiente adimensional

As Figuras (6.22) e (6.23) mostram a relação entre o coeficiente adimensional, r/dn , e as estimativas de ΔK_{th} para o MP e o ML, respectivamente, normalizadas com relação ao seu valor experimental correspondente disponível na literatura, no entanto o foco de análise é a geometria dos espécimes testados.

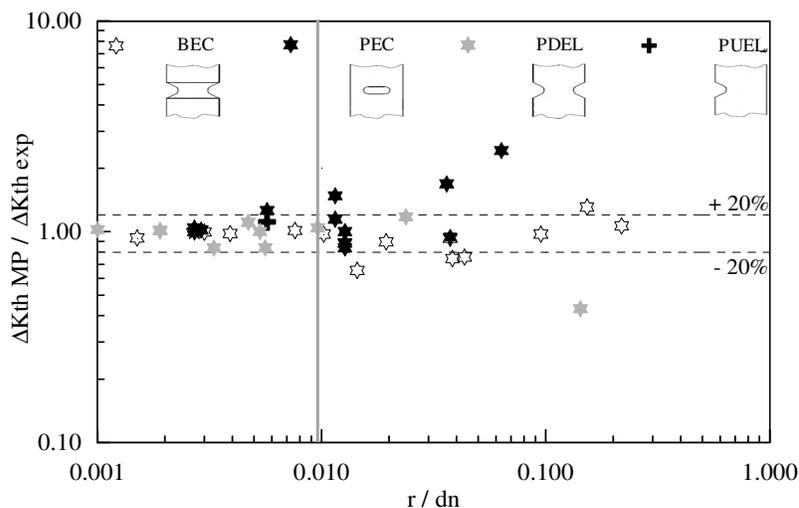
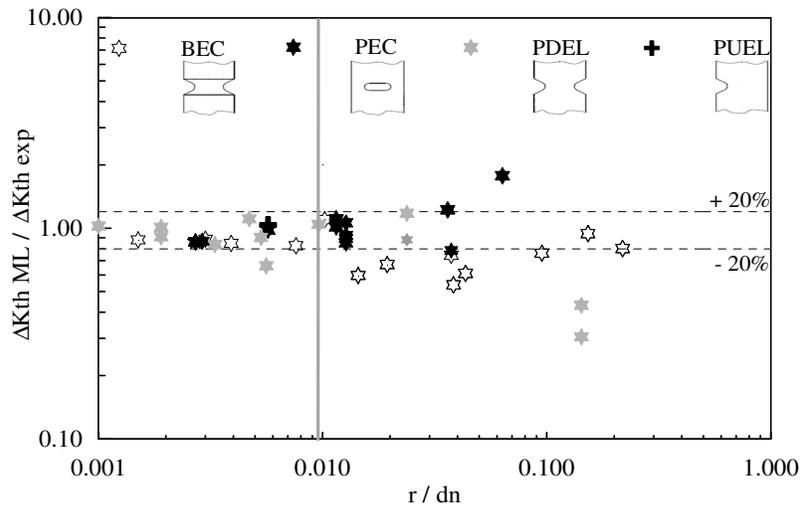


Figura 6.22. Coeficiente adimensional, r/dn , em termos do limiar de propagação de trincas predito pelo MP normalizado.



BEC (barra com entalhe circunferencial), PEC (placa com entalhe central), PDEL (placa com duplo entalhe lateral) e PUEL (placa com único entalhe lateral)

Figura 6.23. Coeficiente adimensional, r/dn , em termos do limiar de propagação de trincas predito pelo ML normalizado.

A partir das Figuras (6.22) e (6.23) pode-se inferir que, em princípio, não há uma correlação entre a forma dos espécimes avaliados e a qualidade dos resultados uma vez que as formas estão representadas no domínio abaixo e acima de $r/dn = 0,01$. Ou seja, independente do método adotado, os resultados não dependem das formas estudadas, mas da relação geométrica.

6.2.4. Estimativa do limiar de propagação de trincas, ΔK_{th} .

As Figuras (6.24) e (6.25) relacionam os valores preditos de ΔK_{th} pelo MP e ML, respectivamente, em termos do ΔK_{th} obtido experimentalmente da literatura. Todavia, a partir dos resultados discutidos nos pontos anteriores, os dados apresentados são aqueles onde o raio do entalhe é menor que 1 mm e o coeficiente adimensional é menor ou igual a 0,01. Através dos resultados apresentados nessas figuras pode-se concluir que os modelos se ajustam bem, uma vez que a dispersão expressa pelo coeficiente de determinação, R^2 , é muito pequena, demonstrando a eficácia da inferência do cálculo do ΔK_{th} pelo MP ou ML.

Considerando o coeficiente angular, observa-se que apesar dos dois métodos apresentarem um baixo erro de tendência, o MP se ajusta melhor que o ML. Além disso, o ML é ligeiramente mais conservador. Na média os dois métodos diferem por volta de 11%, portanto, por sua

acuracidade e praticidade o MP é mais recomendado para determinar o valor do limiar de propagação de trincas para materiais metálicos.

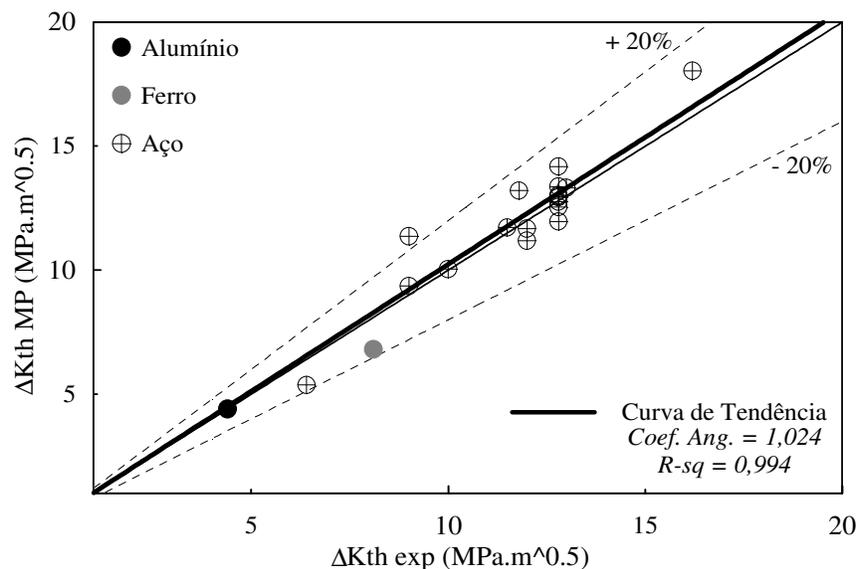


Figura 6.24. Limiar de propagação de trincas predito pelo MP versus o ΔK_{th} experimental.

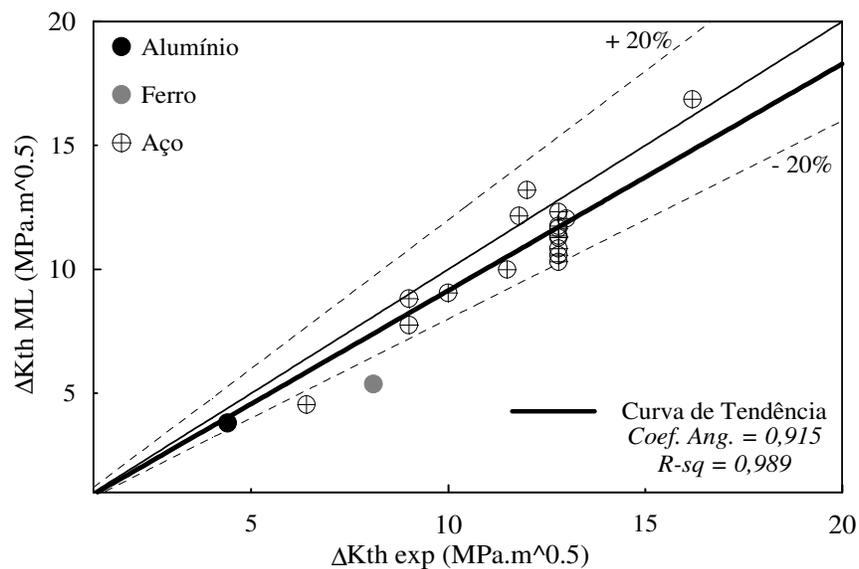


Figura 6.25. Limiar de propagação de trincas predito pelo MP versus o ΔK_{th} experimental.

7. CONCLUSÕES

7.1. CONSIDERAÇÕES FINAIS

No intuito de determinar o limiar de propagação de trincas de maneira indireta através da Teoria da Distância Crítica na forma do Método do Ponto e do Método da Linha, 40 resultados experimentais disponíveis na literatura foram analisados e comparados. Inicialmente a Teoria da Distância Crítica foi analisada quanto a sua validade. Sobre este ponto as principais conclusões foram as seguintes:

- O MP mostrou-se mais constante apresentando excelente ajuste e baixa dispersão para prever o parâmetro característico, L , demonstrando que a Teoria da Distância Crítica permite uma ligação consistente entre a teoria de fadiga e da mecânica da fratura, para ligas de aço e de alumínio.
- O ferro fundido apresentou uma tendência de comportamento distinta. Para esse material, o ML é ligeiramente melhor embora os dois métodos sejam bem conservadores.
- Quanto ao domínio de validade da TDC é importante notar que há fortes evidências de que para razões entre o raio na ponta do entalhe e a dimensão associada à seção resistente do espécime inferiores a 0,01 a TDC apresenta erros menores que 20% independente do método adotado.
- Quanto à predição da resistência à fadiga dos materiais de engenharia selecionados, a TDC nas duas formas utilizadas foi satisfatória. Sendo assim fica comprovada a validade da Teoria da Distância Crítica.

A segunda parte do trabalho se ateve à validação da estratégia alternativa de determinação do limiar do fator intensidade tensão, ΔK_{th} , e à identificação de uma geometria ótima para essa predição. Nesse sentido as principais conclusões são pontuadas a seguir:

- O MP é mais indicado, pois apresentou melhor tendência de ajuste dos dados preditos em relação aos dados experimentais.
- Raios na ponta do entalhe maiores que 1 mm não são recomendáveis por apresentarem maior tendência de erro para ambos os métodos.
- Quanto à geometria ótima do espécime que conduz a melhor estimativa do limiar do fator intensidade tensão tem-se que, independente da forma do corpo de prova, a razão entre o

raio na ponta do entalhe e a dimensão associada à seção resistente do corpo de prova deve ser menor que 0,01 ($r/dn \leq 0,01$).

As considerações apontadas acima demonstram a capacidade que a alternativa proposta tem de estimar o limiar de propagação de trincas com boa precisão. Esta estratégia requer equipamentos de menor sofisticação que os ensaios comuns de tenacidade a fratura e também exige menos perícia. Na metodologia proposta é necessário apenas a análise de elementos finitos e dados experimentais de fadiga obtidos previamente e/ou disponíveis na literatura.

Este trabalho não tem o objetivo de esgotar o assunto, mas de dar um passo concreto e consistente na direção de apresentar uma alternativa para a determinação o ΔK_{th} a partir de dados de fadiga e identificar a melhor forma geométrica para esta metodologia alternativa. Dessa forma fica notória a aplicabilidade da Teoria da Distância Crítica no que tange a sua praticidade, eficiência e precisão para determinar o ΔK_{th} , um parâmetro da mecânica da fratura.

7.2. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- (i) Aplicar a estratégia proposta para determinar o ΔK_{th} para o aço ASTM A743 CA6NM, liga martensítica usada na fabricação de componentes hidráulicos como pás de turbinas; e para a liga de alumínio 7050-T7451 que tem aplicações aeronáuticas.
- (ii) Estudar novas séries de entalhes para diversos materiais no sentido de continuar o processo de identificação da geometria ideal para a determinação do limiar de propagação de trincas de maneira indireta.
- (iii) Investigar o comportamento elastoplástico na raiz de entalhes de pequenas dimensões e sua interferência na distância crítica na forma do Método do Ponto e do Método da Linha.
- (iv) Estudar a aplicação dessa metodologia alternativa, com as devidas adaptações, para determinar o valor da tenacidade à fratura crítico, K_c .
- (v) Aplicar a metodologia proposta em casos envolvendo carregamentos multiaxiais.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- Akinawa, Y., Tanaka, K.M., Akimura, H. (2001), “*Microstructural effects on crack closure and propagation thresholds of small fatigue cracks*”, Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct., 24, pp. 817-829.
- Albert, W. A. J. (1938), “*Über Treibseile am Harz*”, Archive für Mineralogie, Geognosie, Bergbau und Hüttenkunde, 10, 215-34.
- 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.
- ASTM (1972), “*Standard definitions of terms relating to fatigue testing and statistical analysis of data*”, In: ASTM E 206-72.
- ASTM (2008), “*Standard Test Method for measurement of Fatigue Crack Growth Rates*”. In: ASTM E 647.
- Atzori, B., Lazzarin, P., Filippi, S. (2001), “*Cracks and notches: analogies and differences of the relevant stress distributions and practical consequences in fatigue limit predictions*”, Int J Fatigue, 23:355-62.
- Atzori, B., Lazzarin, P., Meneghetti, G. (2003), “*Fracture mechanics and notch sensitivity*”, Fatigue Fract Engng Mater Struct, 26(3):257-67.
- 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.
- 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.
- Bian, J.C., Tokaji, K., Ogawa, T. (1995), “*Notche sensitivity of aluminium-lithium alloys in fatigue*”, Fatigue Fract Mater Struct, 18:119-127.
- Brito, A. A. S. (2000), “*A Mecânica da Fratura*”, Ingenium, Dossier de Comunicações Metalúrgica e de Materiais, ed. 51.
- 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.

- Coffin, L.F.J. e Travernelli, J.F. (1962). “*Experimental support for generalized equation predicting low cycle fatigue*”, In: *Trans ASME, J.of Basic Engineering*, 84(4), 533.
- Crupi, G., Crupi, V., Guglielmino, E., Taylor, D. (2005), “*Fatigue assessment of welded joints using critical distance and other methods*”, *Engng Fail Anal*, 12:129-42.
- Dieter, G. E. (1988), “*Mechanical Metallurgy*“. McGraw-Hill Book Co., 3. ed.
- Dixon, W. J., Mood, A. M. (1948), “*A method for obtaining and analyzing sensitivity data*”, *J. Amer Star Assoc*, 43:109-26.
- DuQuesnay D.L, Topper, T.H., Yu, M.T., (1986), “*The effect of notch radius on the fatigue notch factor and the propagation of short cracks*”, In: *The Behaviour of Short Fatigue Cracks*, EGF Publication 1 (Edited by K. J. Miller and E. R. de Los Rios), Mechanical Engineering Publications, London, pp.323-335.
- DuQuesnay D.L, Yu, M.T., Topper, T.H., (1988), “*An analysis of notch size effect on the fatigue limit*”, *J Testing Eval*, 4:375-385.
- El Haddad, M. H., Dowling, N. F., Topper, T. H., Smith, K. N. (1980), “*J integral applications for short fatigue cracks at notches*”, *Int. J. Fracture*, 16, 15-24.
- 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.
- Filippini, M. (2000), “*Stress gradient calculations at notches*“, *Int. J. of Fatigue*, 22, 397-409.
- Frost, N. E. (1957), “*A relation between the critical alternating propagation stress and crack length for mild steel*”, *Proc. Inst. Mech. Eng.*, PP. 811-834.
- Frost, N. E. (1960), “*Notch effects and the critical alternating stress required to propagate a crack in an aluminium alloy subject to fatigue loading*”, *Journal of Mechanical Engineering Science*, 2, pp. 109-119.
- Frost, N. E., Marsh, K. J., Pook, L. P. (1974), “*Metal Fatigue*”, London: Oxford University Press.
- Frost, N.E. (1959), “*A relation between the critical alternating propagation stress and crack length for mild steel*”, *Proc Inst Mech Eng*, 173(35):811-27.
- Frost, N.E. (1959), “*Non-Propagating Cracks in Vee-Notched Specimens Subjected to Fatigue loadings*”, *The Aeronaitic Quarteky*, VIII:1-20.
- Frost, N.E., Dugdale, D.S. (1957), “*Fatigue tests on notched mild steel plates with measurements of fatigue cracks*”, *J Mech Phys Solids*, 5:182-92.
- Garcia, A., Spim, J.A., Santos, C.A. (2000). “*Ensaio dos materiais*”, Ed. Livros Técnicos e Científicos S.A., Rio de Janeiro, RJ.

- Gasperini, E., Meneghetti, G. (2002), “*Una banca dati sul comportamento a fatica delle ghise sferoidali austemperate*”, La Metallurgica Italiana, 3:29-35.
- 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.
- Glinka, G. (1985), “*Energy density approach to calculation of inelastic strain-stress near notches and cracks*“, Eng. Fract. Mechanics, 22(3), 485-508.
- Glinka, G. (1985), “*Energy density approach to calculation of inelastic strain-stress near notches and cracks*“, Eng. Fract. Mechanics, 22(3), 485-508.
- Goodman, J. (1899), “*Mechanics applied to engineering*“. 1st ed. London: Longmans, Green and Co.
- Gough, H. J. (1924). “*The fatigue of metals*”, Ed. Scott, Greenwood and Sons, Londres, Inghilterra.
- Griffith, A. A. (1920), “*The phenomena of rupture and flow in solids*“, In: Trans. R. Society, Londres, Vol. A221, p.163.
- Gurney, T. R. (1968), “*Fatigue of Welded Structures*”, Cambridge University Press.
- Haigh BP. (1917), “*Experiments on the fatigue of brasses*“. J Inst Metals, 18:55–86.
- Haigh BP. (1917), “*Experiments on the fatigue of brasses*“. J Inst Metals, 18:55–86.
- Hashin, Z. (1996), “*Finite thermoelastic fracture criterion with application to laminate cracking analysis*”, J Mech Phys Solids, 44:1129-45.
- Herman Shen M. -H., (1999), “*Reliability Assessment of High Fatigue Design of Gas turbine Blade Using the Probabilistic Goodman Diagram*“, International Journal of Fatigue, 21, 699-708.
- Inglis, C. E. (1913), “*Stresses in a plate due to the presence of cracks and sharp corners*”, Proceedings, Institute of Naval Architects, 60.
- Inglis, C. E. (1913), “*Stresses in a plate due to the presence of cracks and sharp corners*”, Proceedings, Institute of Naval Architects, 60.
- Kasiri, S., Taylor, D. (2008), “*A critical distance study of stress concentrations in bone*”, Journal of Biomechanics, 41:603-609.
- Keccecioglu, D. B. (2003), “*Robust Engineering Design-by-Reliability with Emphasis on Mechanical Components & Structural Reliability*”, Vol. 1, DEStech Publications, p. 185-218.

- Kihara, S., Yoshii A. (1991), “A strength evaluation method of a sharply notched structure by a new parameter, the equivalent stress intensity factor”, JSME, 34:70-75.
- 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 2nd International Conference on Mechanical Behaviour of Materials. Boston, pp. 627-631.
- Kitagawa, H., Tanaka, T. (1990), “Fatigue 90”, Birmingham: Materials and Components Engineering Publications.
- Klesnil, M., Lucas, P. (1980), “Fatigue of Metallic Materials”, Elsevier Science, Amsterdam, The Netherlands.
- Lankford, J. (1982), “The growth of small fatigue cracks in 7075-T6 aluminum”, Fatigue Engng Mater and Struct, 5, pp. 233-248.
- Lankford, J., Ritchie, R. O. (1986), “ Small fatigue cracks”, Warrendale: The metallurgical Society of the American Institute of Mining, Metallurgical and Petroleum Engng.
- 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.
- 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.
- Lazzarin, P., Zamabardi, R. (2002), “The equivalent strain energy density approach reformulated and applied to sharp V-shaped notches under localized and generalized plasticity”, Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct., 25, pp. 917-928.
- Lee, Y-L., Pan, J., Hathaway, R. B., Barkey, M. E., (2005), “Fatigue Testing and Analysis (Theory and Practice)”, Elsevier Butterworth-Heinemann, Oxford, UK.
- Leguillon, D. (2002), “Strength ou toughness? A criterion for crack onset at a notch”, Eur J Mech A/Solids, 21:61-72.
- Lin, S-K., Lee, Y-L., Lu, M-W. (2001), “Evaluation of the staircase and the accelerated test methods for fatigue limit distributions“, International Journal of Fatigue, 23, p. 75-83.

- Little, R. E. (1972), “*Estimating the median fatigue limit for very small up-and-down quantal response tests and for S-N data with runouts*”, In: Heller, R. A. (ed.), Probabilistic Aspects of Fatigue, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, pp. 29-42.
- Little, R. E. (1975), “*Statistical Design of Fatigue Experiments*”, John Wiley & Sons, New York.
- Lukas, P., Kunz, L., Weiss, B., Stickler, R. (1986), “*Non-damaging notches in fatigue*”, Fatigue Fract Mater Struct, 9(3), pp. 195-204.
- Manson, S.S. (1962). “Discussion of Coffin, L.F.J. e Travernelli“, J.F., In: Trans ASME of Basic Engineering, 84(4), 537.
- Marin, J. (1962), “*Mechanical behavior of engineering materials*”, Prentice-Hall Cliffs, N.J., p.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.
- McClintock, F. A. (1958), “*Ductile fracture instability in shear*”, Journal of Applied Mechanics, 25, pp. 582-588.
- McClintock, F. A., Irwin, G. R. (1965), “*Plasticity aspects of fracture mechanics*”, In ASTM STP 381 Fracture Toughness Testing and its Applications, pp. 84-113, ASTM, Philadelphia, USA.
- Meyers, M. A. e Chawla, K. K. (1982), “*Princípios de Metalurgia Mecânica*“, Ed. Edgar Blucher, São Paulo, Brasil.
- Miller, K. J. (1982), “*The short crack problem*”, Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures, 5, 223-232.
- Miller, K. J. (1993), “*The two thresholds of fatigue behavior*”, Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct, 16, pp. 931-939.
- Miller, R. J., De los Rios, E. R. (1986), “*The behavior of short fatigue cracks*”, Mechanical Engng. Publ., London.
- Miner, M. A. (1945), “*Cumulative damage in fatigue*”, Trans. ASME, In: *J. of Applied Mechanics*, 67, A159.
- Moore, H.F., Koomers, J.B. (1927). “*The Fatigue of Metals*“, Ed. McGraw Hill, Nova Yorque, EUA.
- Neuber H. (1936), *Forsch Ing-Wes*, 7:271-81.
- Neuber H. (1958), “*Theory of notch stresses: principles for exact calculation of strength with reference to structural form and material*“. 2nd ed. Berlin: Springer Verlag.

- Neuber, H. (1946), “*Theory of notches*“, Ed. J.W. Edwards, Ann Harber, EUA.
- Neuber, H. (1961), “*Theory of stress concentration for shear-strained prismatical bodies with arbitrary nonlinear stress-strain law*“, Int J of Applied Mec., 28, 544.
- 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.
- Ostash, O. P., Panasyuk, V. V. (2001), “*Fatigue process zone at notches*“, Int J Fatigue, 23, pp. 627-36.
- Paris, P.C. e Erdogan, F.J. (1963), “*A critical analysis of crack propagation laws*“, In: *Int. J. of Basic Engineering*, 85, p. 528-34.
- Paris, P.C. e Erdogan, F.J. (1963), “*A critical analysis of crack propagation laws*“, In: *Int. J. of Basic Engineering*, 85, p. 528-34.
- Pearson, R. E. (1975), “*Initiation of fatigue crack in commercial aluminum alloys and the subsequent propagation of very short cracks*“, Engineering Fracture Mechanics, 7, pp. 235-47.
- Peterson, R. E. (1938), “*Methods of correlating data from fatigue tests of stress concentration specimens*“, In Stephen Tomoshenko Anniversary Volume, Macmillan, New York.
- Peterson, R. E. (1959), “*Notch sensivity*“. In: Sines G, Waisman JL, editors. Metal Fatigue. New York: McGraw Hill, p. 293-306.
- Price, J. W. H. (1998), “*The failure of the Dartmouth turbine casing*“, International Journal of Pressure Vessels and Piping 75, p. 559-566.
- Seeger, T. H., Heuler, P. (1980), “*Generalised application of Neuber’s rule*“, J. of Testing and Evaluation, 8, p. 199-204.
- Sheppard, S. D. (1991), “*Field effects in fatigue crack initiation: long life fatigue strength*“, Trans ASME J Mech Design, 113:188-94.
- Shigley, J. E., Mischke, C. R., Budynas, R. G. (2005), “*Projeto de engenharia mecânica*“, 7ed., Bookamn, Porto Alegre, Brasil.
- Siebel, E., Stieler, M. (1955), “*Dissimilar stress distributions and cyclic loading*“, Z. Ver. Deutsch. Ing., 97, pp. 121-131.
- Smith, R. A., Miller, K. J. (1978), “*Prediction of fatigue regimes in notched components*“, Int. J. Mech. Sci., 20, pp.201-206.
- Suresh, S. (1998), “*Fatigue of materials*“, 2nd ed., Cambridge University Press, Cambridge, UK.

- Susmel, L. (2003), “*A unifying approach to estimate the high-cycle fatigue strength of notched components subjected to both uniaxial and multiaxial cyclic loadings*”, *Fatigue Fract Engng Mater Struct*, 27, pp. 391-411.
- Susmel, L. (2008), “*The theory of critical distances: a review of its applications in fatigue*“, *Engineering Fracture Mechanics*, 75:1706-1724.
- Susmel, L., Taylor, D. (2006), “*A simplified approach to apply the theory of critical distances to notched components under torsional fatigue loading*”, *International Journal of Fatigue*, 28, pp. 417-430.
- Susmel, L., Taylor, D. (2007), “*A novel formulation of the Theory of Critical Distances to estimate Lifetime of Notched Components on the Medium-Cycle Fatigue Regime*”, *Fatigue Fract Engng Mater Struct*, 30 7:567-581.
- Tanaka, K. (1983), “*Engineering formulae for fatigue strength reduction due to crack-like notches*”, *Int. J. Fracture*, 22, R39-R45.
- Tanaka, K. (1987), “*Short crack fracture mechanics in fatigue conditions*”, In: *Current Research of Fatigue Cracks*, edited by T. Tanaka, M. Jono and K. Komai. The Society of Materials Science, Japan – JSMS, Vol. I, 103-117.
- Tanaka, K., Akinawa, Y. (1987), “*Notch geometry effect on propagation threshold of short fatigue cracks in notched component*”, In: *Fatigue '87*, Vol. II (Edited by R. O. Ritchie, E. A. Starke Jr), Third International Conference on Fatigue and Fracture Thresholds, Charlottesville, VA, pp. 739-748.
- Tanaka, K., Nakai, Y. (1983), “*Propagation and non-propagation of short fatigue cracks at a sharp notch*”, *Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct*, 6:315-327.
- Taylor, D. (1999), “*Geometrical effects in fatigue: a unifying theoretical model*”, *Int. J. Fatigue*, 21:413-420.
- Taylor, D. (2000), “*Component design: the interface between threshold and endurance limit*”, *Fatigue Crack Growth Thresholds, Endurance Limits and Design* (Edited by L. C. Newman e R. S. Piascik), ASTM STP 1372, ASTM 2000 (in press).
- Taylor, D. (2001), “*A mechanistic approach to critical-distance methods in notch fatigue*”, *Fatigue Fract Engng Mater Struct*, 24, pp. 215-24.
- 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., Barrett, N., Lucano, G. (2002), *“Some new methods for predicting fatigue in welded joints”*, Int J Fatigue, 247:509-18.
- Taylor, D., Cornetti, P., Pugno, N. (2005), *“The fracture mechanics of finite crack extension”*, Engineering Fracture Mechanics, 72, 1021-38.
- Taylor, D., Hughest, M., Allen, D. (1996), *“Notch fatigue behavior in cast irons explained using a fracture mechanics approach”*, Int J Fatigue, 18 7:439-445.
- Taylor, D., Wang, G. (2000), *“The validation of some methods of notch fatigue analysis”*, Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures, 23, 387-394.
- Teixeira, R. S. (2004), *“Metodologia de análise de fadiga em componentes estruturais de aço baseada na mecânica da fratura”*, Dissertação de Mestrado em Engenharia de Estruturas. Universidade Federal de Minas Gerais.
- Usami, S. (1987), *“ Short Crack Fatigue Properties and Component Life Estimation”*, In: Current Research on Fatigue Cracks”, Vol. I, Elsevier Applied Science, pp.119-147.
- Usami, S. (1987), *“Short crack fatigue properties and component life estimation”*, In: Current Research of Fatigue Cracks, edited by T. Tanaka, M. Jono and K. Komai. The Society of Materials Science, Japan – JSMS, Vol. I, 119-147.
- Usami, S., Kimoto, H., Takahashi, I., Shida, S. (1986), *“Strength of ceramic materials containing small flaws”*, Engineering Fracture Mechanics, 23, pp. 745-761.
- Visvanatha, S. K., Straznicky, R. L. e Hewitt, R. L. (2000), *“Influence of strain estimation methods on life prediction using the local strain approach”*, Int. J Fatigue 22, 675-81.
- Waddoups, M. E., Eisenmann, J. R., Kaminski, B. E. (1971), *“Macroscopic fracture mechanics of advanced composite materials”*, Engineering Fracture Mechanics, 5, pp. 446-454.
- Wang, G., Taylor, D., Ceipakowicz, A., Devlukia, J. (1999), *“Prediction of fatigue failure in cast aluminium alloy components using the crack modelling method”*, In: Proc. Fatigue '99, China, Higer Education Press, Beijing, China, pp. 735-740.
- Whitney, J. M., Nuismer R. J. (1974), *“Stress fracture criteria for laminated composites containing stress concentration”*. J Compos Mater, 8:253-65.

- Wirshing, P. H. (1983), "*Statistical summaries of fatigue data for design purposes*", NASA Contract Report 3697, N83-29731.
- Ye, D., Matsuoka, S., Susuki, N., e Maeda, Y. (2003), "*Further investigation of Neuber's rule and the equivalent strain energy density (ESED) method*", Int J Fatigue, 22, 675-681.
- Yu, M.T., DuQuesnay D.L, Topper, T.H. (1991), "*Notched fatigue behaviour of two cold rolled steels*", Fatigue Fract Engng Mater Struct, 14 1:89-101.
- Zhang, J., Kececioglu, D. B. (1998), "*New approaches to determine the endurance strength distribution*", In: The 4th ISSAT International Conference on Reliability and Quality in Design, Seattle, Washington, 12-14 August, 297-301.
- Zhou, Z. R., Cardou, A., Goudreau, S. & Fiset, M. (1996), "*Fundamental investigations of electrical conductor fretting fatigue*", Tribology International, 29: 221-232.

APÊNDICE

APÊNDICE A. PROPRIEDADES DOS MATERIAIS USADOS

As propriedades dos materiais usados na verificação da estratégia alternativa proposta para a determinação do limiar de propagação de trincas são apresentadas no apêndice A. A Tabela (A.1) descreve cada material juntamente com suas propriedades mecânicas: tensão de escoamento, S_y , e resistência à tração, S_{rt} . A Tabela (A.2) explicita as características geométricas dos 40 casos estudados. A Tabela (A.3) apresenta as propriedades de fadiga como o tipo de carregamento, a razão de carregamento, R , o limite de resistência à fadiga do material sem entalhe, ΔS_f , o limite de resistência à fadiga com entalhe, ΔS_{fe} , e o limiar de propagação de trincas, ΔK_{th} .

A.1. PROPRIEDADES MECÂNICAS

Tabela A.1. Propriedades Mecânicas

	Material	S_y (MPa)	S_{rt} (MPa)	Referência
Al	1 2024-T351	360	466	DuQuesnay <i>et al.</i> (1988)
	2 2024-T4	419	551	Bian <i>et al.</i> (1995)
	3 7075-T6511	610	659	Bian <i>et al.</i> (1995)
Ferro	4 Grey Iron	202	249	Taylor <i>et al.</i> (1996)
	5 Grey Iron	202	249	Taylor <i>et al.</i> (1996)
	6 Grey Iron	202	249	Taylor <i>et al.</i> (1996)
	7 Grey Iron	202	249	Taylor <i>et al.</i> (1996)
	8 EN-GJS-800-8	-	-	Gasparini e Meneghetti (1996)
Aço	9 SAE 1045	466	745	DuQuesnay <i>et al.</i> (1986)
	10 G40.11 Steel	376	-	Tanaka <i>et al.</i> (1983), Tanaka <i>et al.</i> (1987)
	11 Mild Steel	334	440	Frost (1959)
	12 FeP04	185	310	Usami (1987)
	13 HT60	-	-	Kihara e Yoshii (1991)
	14 SS41	323	448	Kihara e Yoshii (1991)
	15 SAE 1010-HR	-	326	Yu <i>et al.</i> (1991)
	16 En3B	606	638	Susmel e Taylor (2007)
	17 En3B	606	638	Susmel e Taylor (2007)
	18 Mild Steel 0.22%C	293	432	Frost (1957), Frost (1959)
	19 Mild Steel 0.22%C	2	432	Frost (1957), Frost (1959)
	20 Mild Steel 0.22%C	293	432	Frost (1957), Frost (1959)
	21 Mild Steel 0.22%C	293	432	Frost (1957), Frost (1959)
	22 Mild Steel 0.22%C	293	432	Frost (1957), Frost (1959)
	23 SAE 1045	466	745	DuQuesnay <i>et al.</i> (1988)
	24 SAE 1045	466	745	DuQuesnay <i>et al.</i> (1988)
	25 SAE 1045	466	745	DuQuesnay <i>et al.</i> (1988)
	26 SAE 1045	466	745	DuQuesnay <i>et al.</i> (1988)
	27 SAE 1045	466	745	DuQuesnay <i>et al.</i> (1988)
	28 Mild Steel 0.15%C	340	440	Frost (1959), Atzori <i>et al.</i> (2003)
	29 Mild Steel 0.15%C	340	440	Frost (1959), Atzori <i>et al.</i> (2003)
	30 Mild Steel 0.15%C	340	440	Frost (1959), Atzori <i>et al.</i> (2003)
	31 Mild Steel 0.15%C	340	440	Frost (1959), Atzori <i>et al.</i> (2003)
	32 Mild Steel 0.15%C	340	440	Frost (1959), Atzori <i>et al.</i> (2003)
	33 Mild Steel 0.15%C	340	440	Frost (1959), Atzori <i>et al.</i> (2003)
	34 Mild Steel 0.15%C	340	440	Frost (1959), Atzori <i>et al.</i> (2003)
	35 2.25Cr-1Mo	380	530	Lukas <i>et al.</i> (1986)
	36 2.25Cr-1Mo	380	530	Lukas <i>et al.</i> (1986)
	37 2.25Cr-1Mo	380	530	Lukas <i>et al.</i> (1986)
	38 2.25Cr-1Mo	380	530	Lukas <i>et al.</i> (1986)
	39 2.25Cr-1Mo	380	530	Lukas <i>et al.</i> (1986)
	40 2.25Cr-1Mo	380	530	Lukas <i>et al.</i> (1986)

A.2. CARACTERÍSTICAS GEOMÉTRICAS

Tabela A.2. Características geométricas

		Material	Forma	d_g (mm)	D (mm)	d_n (mm)	r (mm)	r/d_n	β (o)
Al	1	2024-T351	PEC	44,45	-	44,21	0,12	0,003	-
	2	2024-T4	BEC	10,00	1,00	8	0,30	0,038	60
	3	7075-T6511	BEC	10,00	1,00	8	0,30	0,038	60
Ferro	4	Grey Iron	BEC	30,00	3,18	23,64	0,30	0,013	90
	5	Grey Iron	BEC	30,00	3,18	23,64	0,30	0,013	90
	6	Grey Iron	BEC	30,00	3,18	23,64	0,30	0,013	90
	7	Grey Iron	BEC	30,00	3,18	23,64	0,30	0,013	90
	8	EN-GJS-800-8	PDEL	20,00	1,00	18	0,10	0,006	90
Aço	9	SAE 1045	PEC	44,45	-	43,45	0,50	0,012	-
	10	G40.11 Steel	PEC	70,00	-	69,60	0,20	0,003	-
	11	Mild Steel	PDEL	63,50	5,08	53,34	0,10	0,002	55
	12	FeP04	PDEL	50,00	10,00	30,00	0,16	0,005	45
	13	HT60	PDEL	51,00	0,50	50,00	0,05	0,001	90
	14	SS41	PDEL	50,00	10,00	30,00	0,10	0,003	90
	15	SAE 1010-HR	PEC	44,45	-	43,45	0,50	0,012	-
	16	En3B	PUEL	25,00	4,00	21,00	0,12	0,006	60
	17	En3B	PUEL	25,00	4,00	21,00	0,12	0,006	60
	18	Mild Steel 0.22%C	PDEL	63,50	5,08	53,34	7,62	0,143	55
	19	Mild Steel 0.22%C	PDEL	63,50	5,08	53,34	1,27	0,024	55
	20	Mild Steel 0.22%C	PDEL	63,50	5,08	53,34	0,51	0,010	55
	21	Mild Steel 0.22%C	PDEL	63,50	5,08	53,34	0,25	0,005	55
	22	Mild Steel 0.22%C	PDEL	63,50	5,08	53,34	0,10	0,002	55
	23	SAE 1045	PEC	44,45	-	39,45	2,50	0,063	-
	24	SAE 1045	PEC	44,45	-	41,45	1,50	0,036	-
	25	SAE 1045	PEC	44,45	-	43,45	0,50	0,012	-
	26	SAE 1045	PEC	44,45	-	43,95	0,25	0,006	-
	27	SAE 1045	PEC	44,45	-	44,21	0,12	0,003	-
	28	Mild Steel 0.15%C	BEC	43,20	5,08	33,04	5,05	0,153	55
	29	Mild Steel 0.15%C	BEC	43,20	5,08	33,04	1,27	0,038	55
	30	Mild Steel 0.15%C	BEC	43,20	5,08	33,04	0,64	0,019	55
	31	Mild Steel 0.15%C	BEC	43,20	5,08	33,04	0,25	0,008	55
	32	Mild Steel 0.15%C	BEC	43,20	5,08	33,04	0,13	0,004	55
	33	Mild Steel 0.15%C	BEC	43,20	5,08	33,04	0,10	0,003	55
	34	Mild Steel 0.15%C	BEC	43,20	5,08	33,04	0,05	0,002	55
	35	2.25Cr-1Mo	BEC	5,00	0,76	3,48	0,76	0,218	0
	36	2.25Cr-1Mo	BEC	5,00	0,40	4,20	0,40	0,095	0
	37	2.25Cr-1Mo	BEC	5,00	0,20	4,60	0,20	0,043	0
	38	2.25Cr-1Mo	BEC	5,00	0,07	4,86	0,07	0,014	0
	39	2.25Cr-1Mo	BEC	5,00	0,05	4,90	0,05	0,010	0
	40	2.25Cr-1Mo	BEC	5,00	0,03	4,94	0,03	0,006	0

BEC (barra com entalhe circunferencial), PEC (placa com entalhe central), PDEL (placa com duplo entalhe lateral) e PUEL (placa com único entalhe lateral)

A.3. PROPRIEDADES DE FADIGA

Tabela A.3. Propriedades de Fadiga

		Material	Carreg.	R	$\Delta S_f (MPa)$	$\Delta S_{fe} (MPa)$	$\Delta K_{th} (MPa\sqrt{m})$
Al	1	2024-T351	AX	-1	248,0	159,0	4,4
	2	2024-T4	RB	-1	180,0	60,0	5,5
	3	7075-T6511	RB	-1	260,0	100,0	9,2
Ferro	4	Grey Iron	AX	-1	155,0	91,0	15,9
	5	Grey Iron	AX	0,1	99,0	60,0	11,2
	6	Grey Iron	AX	0,5	68,0	44,0	8,0
	7	Grey Iron	AX	0,7	48,0	32,0	5,2
	8	EN-GJS-800-8	AX	0,1	440,0	98,6	8,1
Aço	9	SAE 1045	AX	-1	608,0	273,0	13,9
	10	G40.11 Steel	AX	-1	540,0	336,0	11,5
	11	Mild Steel	AX	0,4	420,0	84,1	12,8
	12	FeP04	AX	-1	247,0	45,4	10,0
	13	HT60	AX	0,1	580,0	252,0	13,0
	14	SS41	AX	0,05	231,0	25,9	6,4
	15	SAE 1010-HR	AX	0,05	320,0	220,7	11,8
	16	En3B	AX	-1	412,0	103,4	16,2
	17	En3B	AX	0,1	328,0	75,0	11,8
	18	Mild Steel 0.22%C	AX	-1	402,0	154,4	12,8
	19	Mild Steel 0.22%C	AX	-1	402,0	103,8	12,8
	20	Mild Steel 0.22%C	AX	-1	402,0	84,4	12,8
	21	Mild Steel 0.22%C	AX	-1	402,0	90,8	12,8
	22	Mild Steel 0.22%C	AX	-1	402,0	84,4	12,8
	23	SAE 1045	AX	-1	606,0	231,8	9,0
	24	SAE 1045	AX	-1	606,0	230,6	9,0
	25	SAE 1045	AX	-1	606,0	273,0	9,0
	26	SAE 1045	AX	-1	606,0	305,8	9,0
	27	SAE 1045	AX	-1	606,0	356,6	9,0
	28	Mild Steel 0.15%C	AX	-1	420,0	131,0	12,8
	29	Mild Steel 0.15%C	AX	-1	420,0	77,0	12,8
	30	Mild Steel 0.15%C	AX	-1	420,0	68,8	12,8
	31	Mild Steel 0.15%C	AX	-1	420,0	68,8	12,8
	32	Mild Steel 0.15%C	AX	-1	420,0	67,8	12,8
	33	Mild Steel 0.15%C	AX	-1	420,0	70,0	12,8
	34	Mild Steel 0.15%C	AX	-1	420,0	68,8	12,8
	35	2.25Cr-1Mo	AX	-1	440,0	155,0	12,0
	36	2.25Cr-1Mo	AX	-1	440,0	209,0	12,0
	37	2.25Cr-1Mo	AX	-1	440,0	237,0	12,0
	38	2.25Cr-1Mo	AX	-1	440,0	321,0	12,0
	39	2.25Cr-1Mo	AX	-1	440,0	403,0	12,0
	40	2.25Cr-1Mo	AX	-1	440,0	429,0	12,0

APÊNDICE B. RESULTADOS NUMÉRICOS

Os resultados obtidos a partir da estratégia híbrida proposta são apresentados no apêndice B. A Tabela (B.1), a Tabela (B.2) e a Tabela (B.3) apresentam, respectivamente, os resultados das estimativas numéricas para o comprimento característico, $L_{MP,ML}$, a estimativa numérico-experimental do limite de fadiga do material, $\Delta S_{f,MP,ML}$, e a predição do limiar de propaga de trincas, $\Delta K_{th,MP,ML}$. Para cada caso os resultados são apresentados para o Método do Ponto e Método da Linha, bem como seus respectivos erros percentuais em relação aos seus respectivos valores experimentais.

B.1. ESTIMATIVA DO COMPRIMENTO CARACTERÍSTICO, L

Tabela B.1. Resultados numéricos para o comprimento característico, L .

		Material	L_{EH} (mm)	L_{MP} (mm)	L_{ML} (mm)	Erro MP (%)	Erro ML (%)
Al	1	2024-T351	0,100	0,100	0,075	-0,2	-25,6
	2	2024-T4	0,297	0,258	0,165	-13,2	-44,6
	3	7075-T6511	0,399	0,356	0,245	-10,7	-38,5
Ferro	4	Grey Iron	3,350	2,626	2,675	-21,6	-20,2
	5	Grey Iron	4,074	2,858	2,972	-29,8	-27,1
	6	Grey Iron	4,406	3,434	3,752	-22,1	-14,8
	7	Grey Iron	3,736	3,754	4,214	0,5	12,8
	8	EN-GJS-800-8	0,108	0,076	0,048	-29,5	-56,0
Aço	9	SAE 1045	0,166	0,152	0,086	-8,6	-48,3
	10	G40.11 Steel	0,144	0,150	0,109	3,9	-24,5
	11	Mild Steel	0,296	0,306	0,246	3,5	-17,0
	12	FeP04	0,522	0,526	0,427	0,8	-18,2
	13	HT60	0,160	0,168	0,138	5,1	-14,0
	14	SS41	0,244	0,172	0,123	-29,6	-49,7
	15	SAE 1010-HR	0,433	0,570	0,445	31,7	2,7
	16	En3B	0,492	0,610	0,534	23,9	8,5
	17	En3B	0,412	0,516	0,438	25,3	6,2
	18	Mild Steel 0.22%C	0,323	0,060	0,030	-81,4	-90,7
	19	Mild Steel 0.22%C	0,323	0,448	0,251	38,8	-22,4
	20	Mild Steel 0.22%C	0,323	0,352	0,209	9,1	-35,2
	21	Mild Steel 0.22%C	0,323	0,396	0,299	22,7	-7,3
	22	Mild Steel 0.22%C	0,323	0,330	0,272	2,3	-15,7
	23	SAE 1045	0,070	0,414	0,221	489,7	214,8
	24	SAE 1045	0,070	0,200	0,105	184,9	49,6
	25	SAE 1045	0,070	0,154	0,086	119,3	22,5
	26	SAE 1045	0,070	0,112	0,068	59,5	-3,9
	27	SAE 1045	0,070	0,076	0,052	8,2	-25,9
	28	Mild Steel 0.15%C	0,296	0,508	0,263	71,8	-11,0
	29	Mild Steel 0.15%C	0,296	0,164	0,086	-44,5	-70,9
	30	Mild Steel 0.15%C	0,296	0,238	0,134	-19,5	-54,8
	31	Mild Steel 0.15%C	0,296	0,304	0,202	2,8	-31,8
	32	Mild Steel 0.15%C	0,296	0,284	0,212	-3,9	-28,3
33	Mild Steel 0.15%C	0,296	0,294	0,233	-0,6	-21,4	
34	Mild Steel 0.15%C	0,296	0,258	0,230	-12,7	-22,4	
35	2.25Cr-1Mo	0,237	0,268	0,152	13,2	-35,8	
36	2.25Cr-1Mo	0,237	0,224	0,137	-5,4	-42,1	
37	2.25Cr-1Mo	0,237	0,136	0,088	-42,6	-62,8	
38	2.25Cr-1Mo	0,237	0,102	0,085	-56,9	-64,3	
39	2.25Cr-1Mo	0,237	0,224	0,287	-5,4	21,0	
40	2.25Cr-1Mo	0,237	0,206	-	-13,1	-	

B.2. PREDIÇÕES DO LIMITE DE FADIGA, ΔS_f .

Tabela B.2. Resultados numéricos para a predição do limite de fadiga, ΔS_f .

	Material	$\Delta S_f (MPa)$	$\Delta S_f_{MP} (MPa)$	$\Delta S_f_{ML} (MPa)$	Erro MP (%)	Erro ML (%)
Al	1 2024-T351	159,0	247,1	230,7	55,4	45,1
	2 2024-T4	60,0	169,2	145,3	182,0	142,1
	3 7075-T6511	100,0	246,8	217,5	146,8	117,5
Ferro	4 Grey Iron	91,0	141,9	145,0	55,9	59,4
	5 Grey Iron	60,0	87,7	90,8	46,1	51,3
	6 Grey Iron	44,0	62,8	65,3	42,6	48,4
	7 Grey Iron	32,0	48,1	49,5	50,2	54,7
	8 EN-GJS-800-8	98,6	379,0	324,3	284,3	228,9
Aço	9 SAE 1045	273,0	594,8	515,9	117,9	89,0
	10 G40.11 Steel	336,0	546,4	503,0	62,6	49,7
	11 Mild Steel	84,1	427,9	385,5	408,7	358,4
	12 FeP04	45,4	248,1	225,1	446,5	395,8
	13 HT60	252,0	592,1	545,6	134,9	116,5
	14 SS41	25,9	195,1	173,0	653,3	567,8
	15 SAE 1010-HR	220,7	352,6	322,1	59,8	46,0
	16 En3B	103,4	461,1	427,9	345,9	313,9
	17 En3B	75,0	369,6	337,3	392,8	349,7
	18 Mild Steel 0.22%C	154,4	386,8	370,9	150,5	140,2
	19 Mild Steel 0.22%C	103,8	433,9	377,1	318,0	263,3
	20 Mild Steel 0.22%C	84,4	400,1	344,5	374,0	308,2
	21 Mild Steel 0.22%C	90,8	450,3	389,0	395,9	328,5
	22 Mild Steel 0.22%C	84,4	406,9	371,6	382,0	340,3
	23 SAE 1045	231,8	699,4	678,8	201,7	192,8
	24 SAE 1045	230,6	665,5	634,3	188,6	175,1
	25 SAE 1045	273,0	701,3	634,3	156,9	132,3
	26 SAE 1045	305,8	686,4	600,3	124,5	96,3
	27 SAE 1045	356,6	626,1	560,3	75,6	57,1
	28 Mild Steel 0.15%C	131,0	437,5	415,3	234,0	217,0
29 Mild Steel 0.15%C	77,0	384,2	335,7	399,0	336,0	
30 Mild Steel 0.15%C	68,8	394,8	332,0	473,9	382,6	
31 Mild Steel 0.15%C	68,8	424,7	357,8	517,3	420,1	
32 Mild Steel 0.15%C	67,8	410,6	361,6	505,5	433,3	
33 Mild Steel 0.15%C	70,0	418,1	375,6	497,3	436,6	
34 Mild Steel 0.15%C	68,8	392,6	372,4	470,6	441,3	
35 2.25Cr-1Mo	155,0	453,3	395,3	192,4	155,1	
36 2.25Cr-1Mo	209,0	431,8	376,6	106,6	80,2	
37 2.25Cr-1Mo	237,0	362,2	336,8	52,8	42,1	
38 2.25Cr-1Mo	321,0	353,1	370,1	10,0	15,3	
39 2.25Cr-1Mo	403,0	438,1	447,3	8,7	11,0	
40 2.25Cr-1Mo	429,0	440,1	-	2,6	-	

B.3. DETERMINAÇÃO DO VALOR DO LIMIAR DE PROPAGAÇÃO DE TRINCAS, ΔK_{th} .

Tabela B.3. Resultados numéricos para a determinação do valor do limiar de propagação de trincas, ΔK_{th} .

	Material	$\Delta K_{th} (MPa\sqrt{m})$	$\Delta K_{thMP} (MPa\sqrt{m})$	$\Delta K_{thML} (MPa\sqrt{m})$	$E_{MP} (%)$	$E_{ML} (%)$
Al	1 2024-T351	4,4	4,4	3,8	-0,1	-13,8
	2 2024-T4	5,5	5,1	4,1	-6,8	-25,6
	3 7075-T6511	9,2	8,7	7,2	-5,5	-21,6
Ferro	4 Grey Iron	15,9	14,1	14,2	-11,5	-10,6
	5 Grey Iron	11,2	9,4	9,6	-16,2	-14,6
	6 Grey Iron	8,0	7,1	7,4	-11,7	-7,7
	7 Grey Iron	5,2	5,2	5,5	0,2	6,2
	8 EN-GJS-800-8	8,1	6,8	5,4	-16,1	-33,6
	9 SAE 1045	13,9	13,3	10,0	-4,4	-28,1
	10 G40.11 Steel	11,5	11,7	10,0	1,9	-13,1
	11 Mild Steel	12,8	13,0	11,7	1,7	-8,9
Aço	12 FeP04	10,0	10,0	9,0	0,4	-9,5
	13 HT60	13,0	13,3	12,1	2,5	-7,3
	14 SS41	6,4	5,4	4,5	-16,1	-29,0
	15 SAE 1010-HR	11,8	13,5	12,0	14,8	1,3
	16 En3B	16,2	18,0	16,9	11,3	4,2
	17 En3B	11,8	13,2	12,2	11,9	3,1
	18 Mild Steel 0.22%C	12,8	5,5	3,9	-56,9	-69,5
	19 Mild Steel 0.22%C	12,8	15,1	11,3	17,8	-11,9
	20 Mild Steel 0.22%C	12,8	13,4	10,3	4,4	-19,5
	21 Mild Steel 0.22%C	12,8	14,2	12,3	10,8	-3,7
	22 Mild Steel 0.22%C	12,8	12,9	11,8	1,1	-8,2
	23 SAE 1045	9,0	21,9	16,0	142,8	77,4
	24 SAE 1045	9,0	15,2	11,0	68,8	22,3
	25 SAE 1045	9,0	13,3	10,0	48,1	10,7
	26 SAE 1045	9,0	11,4	8,8	26,3	-1,9
	27 SAE 1045	9,0	9,4	7,7	4,0	-13,9
	28 Mild Steel 0.15%C	12,8	16,8	12,1	31,1	-5,7
	29 Mild Steel 0.15%C	12,8	9,5	6,9	-25,5	-46,1
	30 Mild Steel 0.15%C	12,8	11,5	8,6	-10,3	-32,8
	31 Mild Steel 0.15%C	12,8	13,0	10,6	1,4	-17,4
32 Mild Steel 0.15%C	12,8	12,5	10,8	-2,0	-15,3	
33 Mild Steel 0.15%C	12,8	12,8	11,4	-0,3	-11,3	
34 Mild Steel 0.15%C	12,8	12,0	11,3	-6,6	-11,9	
35 2.25Cr-1Mo	12,0	12,8	9,6	6,4	-19,9	
36 2.25Cr-1Mo	12,0	11,7	9,1	-2,7	-23,9	
37 2.25Cr-1Mo	12,0	9,1	7,3	-24,2	-39,0	
38 2.25Cr-1Mo	12,0	7,9	7,2	-34,4	-40,3	
39 2.25Cr-1Mo	12,0	11,7	13,2	-2,7	10,0	
40 2.25Cr-1Mo	12,0	11,2	-	-6,7	-	