UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO

ESCOLA DE ENGENHARIA DE SÃO CARLOS

INSTITUTO DE FÍSICA DE SÃO CARLOS

INSTITUTO DE QUÍMICA DE SÃO CARLOS

CORRELAÇÃO DE ESTRIAS DE FADIGA COM ESPECTRO DE CARGAS EM LIGA DE AL AERONÁUTICA SAE-AMS 7475 T7351

CASSIUS OLIVIO FIGUEIREDO TERRA RUCKERT

Dissertação apresentada à Área Interunidades em Ciência e Engenharia de Materiais, da Universidade de São Paulo, como parte dos requisitos para a obtenção do título de Mestre em Ciência e Engenharia de Materiais.

ORIENTADOR : Prof. Dr. Waldek Wladimir Bose Filho

USP/IFSC/SBI

8-2-001536

São Carlos – 2003

IFSC-USP SERVIÇO DE BIBLIOTECA INFORMAÇÃO

Universidade de São Paulo
Ciência e Engenharia de Materiais
Caixa Postal 369 - 13560-970 - São Carlos, SP • Fone (16) 273-9589 • Fax (16) 273-9777

MEMBROS DA COMISSÃO JULGADORA DA DISSERTAÇÃO DE MESTRADO DE CASSIUS OLIVIO FIGUEIREDO TERRA RUCHERT, APRESENTADA À ÁREA INTERUNIDADES CIÊNCIA E ENGENHARIA DE MATERIAIS, UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO, EM 29/08/2003.

COMISSÃO JULGADORA:

Prof. Dr. Waldek Wladimir Bose Filho (Presidente) – EESC/USP

Prof. Dr. Dirceu Spinelli – EESC/USP

Prof. Dr. Jonas de Carvalho – EESC/USP

À minha querida esposa, pelo amor e compreensão, aos meus pais, Carlos, Vânia e Ester, e minha irmã Carla pelo amor, oportunidade e sacrifícios.

AGRADECIMENTOS

Aos Professores Dr. Waldek Wladimir Bose Filho e Dr. Dirceu Spinelli, pela orientação deste trabalho, bem como pelos conhecimentos que obtive ao longo desse período;

Ao Dr. José Ricardo Tarpani pela coorientação e amizade fornecida durante a execução deste trabalho;

Aos amigos do LAPROMEC: Dra. Rosana Vilarim, Dr. Marcelo Tadeu Milan, MSc. Omar Maluf, Guilherme Fernandes, Leandro Iezzi e Carlos E. Gomes de Castro.

Ao meu irmão Julio Cesar de Souza Francisco pela força dada durante todo o tempo e a grande amizade;

A todos os funcionários, amigos que conquistei e que me auxiliaram na confecção do mesmo, a todos os professores do Departamento de Engenharia de Materiais EESC – USP;

Aos técnicos e amigos João Bernardes Jerônimo e Eliezer Dias Francisco pelo inestimável apoio técnico;

À Embraer, em especial ao Eng. Abel Rosato Júnior pelo auxílio prestado na discussão deste trabalho e pela confecção dos corpos de prova.

Ao CNPQ (Conselho Nacional de Pesquisa) pela bolsa de estudos com a qual foi possível a realização deste trabalho.

ÍNDICE

LISTA DE FIGURAS i

LISTA DE TABELAS vii

LISTA DE SÍMBOLOS E ABREVIATURAS ix

RESUMO xiii

ABSTRACT xiv

1. INTRODUÇÃO 1

2. OBJETIVO 4

3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA 5

3.1. CONSIDERAÇÕES GERAIS DE FADIGA 5

3.1.1. Fadiga de Alto Ciclo *14*

3.1.2. Fadiga de Baixo Ciclo *18*

3.2. APLICAÇÃO DA MECÂNICA DA FRATURA NOS PROCESSOS DE PROPAGAÇÃO DE TRINCA POR FADIGA 20

3.3. FATOR DE INTENSIDADE DE TENSÃO 21

3.4. CONCEITO DE SIMILARIDADE EM FADIGA 23

3.5. CURVAS DA/DN VS. ΔK 27

3.5.1. Equações Empíricas para o Crescimento de Trinca *28*

3.6. FATORES INFLUENTES NO CRESCIMENTO DA TRINCA POR FADIGA 31

3.6.1. Efeito da Tensão Média na Resistência à Fadiga *31*

3.6.2. Efeito da Superfície na Resistência à Fadiga *33*

3.6.3. Efeito da Razão de Tensão *34*

3.6.4. Efeito do Meio Ambiente *35*

3.7. FECHAMENTO DA TRINCA 36

3.8. TAXA DE CRESCIMENTO DA TRINCA POR FADIGA E ESPAÇAMENTO INTER-ESTRIAS (CONSIDERAÇÕES GERAIS). 40

3.9. MECANISMO DE FORMAÇÃO DA ESTRIA DE FADIGA 45

3.10. PARAMETRIZAÇÃO DO FATOR-K 49
3.11. POTENCIAL DA METODOLOGIA DE PARAMETRIZAÇÃO-K PROPOSTA . 52

4. PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS 53

4.1. MATERIAL 53
4.2. ENSAIO DE TRAÇÃO 56
4.3. ENSAIOS DE PROPAGAÇÃO DE TRINCA POR FADIGA 57
4.4. ENSAIO DE TENACIDADE À FRATURA - K_{IC} 63
4.5. ANÁLISES FRATOGRÁFICAS 64

5. RESULTADOS E DISCUSSÃO 69

5.1. ANÁLISE MICROESTRUTURAL 69
5.2. PROPRIEDADES MECÂNICAS 71
5.3. ENSAIO DE FADIGA – CURVA DA/DN - ΔK 72
5.4. ENSAIO DE TENACIDADE À FRATURA (K_{IC}) 77
5.5. ANÁLISE FRATOGRÁFICA 78

6. CONCLUSÕES 102

7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS 105

8. BIBLIOGRAFIA 106

LISTA DE FIGURAS

Figura 1.-. Fratografia em MEV de uma liga de Al 7475 T7351, onde se observam estrias de fadiga. 1
Figura 2 – Ensaio de fadiga em escala real para aeronaves. 3
Figura 3 - Nucleação de trinca por fadiga nas bandas de deslizamento, ilustrando o mecanismo de formação de extrusões e intrusões, segundo Cottrel-Hull, Dieter (1981). 7
Figura 4 - (a) Deformação estática, (b) deformação cíclica originando intrusões e extrusões, Fuchs & Stephens (1980). 7
Figura 5 - Esquema de propagação de trinca por fadiga no segundo estágio, Fuchs & Stephens (1980). 8
Figura 6 - Esquema de propagação de trinca por fadiga no estágio II pelo modelo de Laird (1978). 9
Figura 7 - Aspectos macroscópicos (a) e microscópicos (b) da superfície de fratura por fadiga. 11
Figura 8 - Representação de um dos modelos de propagação de trinca por fadiga. Miller (1993). 12
Figura 9 - Transição do estágio I para estágio II de propagação, Miller (1993). 13
Figura 10 – Curva S-N ou curva de Wöhler. 15
Figura 11 – Ciclos de tensão típicos em fadiga. (a) Tensão alternada; (b) Tensão flutuante; (c) ciclo de tensão irregular ou aleatória; Dieter, G.E (1981) 16
Figura 12 – Concentrador de tensão e deformação na raiz de um entalhe crítico Dieter (1981). 19
Figura 13 – Ciclo de tensão –deformação para um ensaio cíclico sob deformação constante, Dieter, G.E (1981) 19
Figura 14 - Modos de abertura de trinca, MEYERS & CHAWLA (1982) 21
Figura 15 – Exemplos de fator de forma para um corpo de prova compacto (a) e um corpo de prova em forma de disco (b) ANDERSON (1995). 23
Figura 16 - Crescimento de trinca em fadiga, sob amplitude constante e condições de escoamento de pequena escala, Anderson, T.L (1995). 24

Figura 17 – Curva do tamanho da trinca, a versus o número de ciclos, N Ruckert et all (2003). 28

Figura 18 – Curva da/dN em função da variação da intensidade de tensão, ΔK, mostrando os quatro estágios do fenômeno de fadiga, ANDERSON (1995). ... 29

Figura 19 - Influência da tensão média nas curvas S-N, Dieter, G.E (1981). 32

Figura 20 - Influência da razão R no limite de fadiga, Anderson, T.L (1995). 35

Figura 21– Fechamento da trinca durante crescimento de trinca por fadiga. (a) As faces da trinca encostam-se em um carregamento positivo , (b) resultando numa redução da força motriz na fadiga, ΔK_{eff}. Anderson, T.L (1995). 38

Figura 22 - Esquematização dos mecanismos de fechamento de trincas por fadiga em metais, Anderson, T.L (1995). 39

Figura 23 - Perfis de fratura por fadiga do tipo (a) e (b) dente de serra e entalhe (c) ASM Handbook Vol 19 (1997) 43

Figura 24 – Mecanismo da propagação da trinca por fadiga pelo deslizamento alternado na ponta da trinca. (a) Abertura da trinca e embotamento da ponta da trinca pelo deslizamento de planos de deslizamentos com o aumento da tensão de tração. (b) Fechamento de trinca e reaguçamento da ponta da trinca por deslizamento parcial reverso ou planos de deslizamentos alternados com o aumento da tensão de compressão, ASM Handbook Vol 19 (1997). 47

Figura 25 - Fluxograma de parametrização do fator-K, baseado na singularidade dos campos de tensões elásticas lineares desenvolvidos na frente de uma trinca, em um corpo de prova padronizado em escala de laboratório e no componente estrutural em teste ou serviço Ruckert, C.O.F.T et all (2003). 50

Figura 26 - Aplicação do procedimento de parametrização do fator-K ao caso idealizado de fratura de componente estrutural aeronáutico segundo o mecanismo de fadiga, Ruckert, C.O.F.T (2003) 51

Figura 27 – Dimensões e geometria dos corpos de prova cilíndrico usados no ensaio de tração. Dimensões em mm. 56

Figura 28 – Geometria e dimensões dos corpos de prova compacto-tração C(T) que foram confeccionados para o presente estudo (a) C(T) para predominância de deformação plana (25 mm de espessura) e (b) C(T) para predominância de tensão plana (2,5 mm de espessura). Dimensões em mm. 59

Figura 29 - Condições para medida de estrias desenvolvidas sob condições nominalmente idênticas de ΔK constante. 61

Figura 30 (a) Espectro de carregamento em termos do fator-K; (b) padrões de estriamento resultantes. 62

Figura 31 – Esquema da obtenção das imagens dos espaçamentos inter-estrias da superfície de fratura dos corpos de prova C(T). 65

Figura 32 - Aspectos locais (estatísticos e determinísticos) do comportamento de estrias de fadiga. 66

Figura 33 – Programa de imagem digital utilizado para medir os espaçamentos inter-estrias. 67

Figura 34 – Direções de crescimento de trinca microscópico (ou local, *L*) e macroscópico (ou projetada, *P*). 68

Figura 35 - Montagem tridimensional das microestruturas nas direções L, T e S. (a) CP03 com 2,5 mm de espessura (predominante tensão plana); (b) CP 13 com 25 mm de espessura (predominante deformação plana). Ataque: Reagente de Keller. Ampliação original de 100 X. 70

Figura 36 – Curva do tamanho da trinca versus o número de ciclos no estado de deformação plana para liga de alumínio AMS 7475 T7351 na direção LT, segundo norma ASTM E647-95a (1995). 73

Figura 37 – Curva da/dN vs. ΔK para a liga de alumínio AMS 7475 na condição T7351 na direção LT, obtida para um corpo de prova C(T), de 25 mm de espessura (deformação plana) e 2,5 mm de espessura (tensão plana). 74

Figura 38 – Equação de Paris para o estágio II de propagação de trinca, na direção LT, para a liga de alumínio AMS 7475 T7351 (a) Deformação plana; (b) Tensão plana. 75

Figura 39 – Curva da/dN vs. ΔK da região III de disparo da propagação de trinca, em que foi medida a equação que rege os pontos experimentais. (a) Deformação plana; (b) Tensão plana. 76

Figura 40 – Fratografia da superfície de fratura da liga de alumínio observada em MEV após ensaio de fadiga com ΔK constante de (a) 22,08 $MPam^{1/2}$; (b) 20,56 $MPam^{1/2}$ e (c) 18,07 $MPam^{1/2}$. Aumento original de 5000 x. 79

Figura 41 – Imagens da liga de alumínio 7475 T7351 ensaiada em fadiga, onde é mostrada a dificuldade de caracterização das medidas dos espaçamentos inter-

estrias que comumente ocorre nas análises fratográficas. * Ampliações originais. 80

Figura 42 – As setas indicam uma marca de sobrecarga aplicada durante o ensaio. Nota-se a forma do tunelamento na frente da trinca que se propaga. Ampliação de (a) 9x e (b) 20x. 81

Figura 43 – Taxa de propagação macroscópica, da/dN e taxa de crescimento da trinca microscópica, S_L e S_P, em função de ΔK para a liga de alumínio AMS 7475 T7351, da predominância no estado de tensão plana. Obs. A curva de da/dN foi obtida de um CP de 2,5 mm de espessura (predominância de tensão plana). 84

Figura 44 – Curva macroscópica, da/dN e taxa de crescimento da trinca microscópica, S_L e S_P, em função de ΔK para a liga de alumínio AMS 7475 T7351, na predominância do estado de deformação plana. 84

Figura 45 – Relação da taxa de propagação macroscópica da trinca, da/dN e microscópica, S_L e S_P para o material ensaiado na condição predominantemente de deformação plana. 85

Figura 46 – Comparação direta entre o espaçamento inter-estrias medido localmente, S_L e o projetado, S_P, para o material ensaiado em condição predominantemente de deformação plana. 86

Figura 47 – Relação da taxa de propagação macroscópica ,da/dN e microscópica ,S_L e S_P da trinca, para o material ensaiado em condição predominantemente de tensão plana. Obs. Os valores de da/dN foram obtidos de um CP de 2,5 mm de espessura (predominância de tensão plana). 87

Figura 48 – Comparação direta entre o espaçamento inter-estrias medido localmente, S_L e o projetado, S_P para o material ensaiado em condição predominantemente de tensão plana. 88

Figura 49 – Regressão de potência para os dados dos espaçamentos inter-estrias para a obtenção dos parâmetros C_s e m_s em predominância de tensão plana para valores de S entre 0,134 e 1,424 μm. 89

Figura 50 – Regressão de potência para os dados dos espaçamentos inter-estrias , para a obtenção dos parâmetros C_S e m_S em predominância de deformação plana para valores de s entre 0,196 à 1,046 μm. 89

Figura 51 – Parametrização do fator K para um corpo de prova de fadiga compacto C(T) de 2,5 mm de espessura (predominância de tensão plana) de uma liga de alumínio AMS 7475 T7351. 93

Figura 52 – Parametrização do fator K para um corpo de prova de fadiga compacto C(T) de 25 mm de espessura (predominância de deformação plana) de uma liga de alumínio AMS 7475 T7351 94

Figura 53 – Resultado do CP03 e CP05 (predominância de tensão plana) em termos da diferença de amplitude carga, ΔP, considerando níveis distintos de ΔK aplicados durante o ensaio de fadiga a ΔK constante. A estimativa de ΔP foi realizada através das medidas de S_L e S_P vs. ΔP em tempo real, obtidas pela unidade de programação "microprofiler" da máquina de ensaios MTS. 95

Figura 54 – Comparação direta entre ΔP estimado pela parametrização de S_L e S_P para o CP03 e CP05 (predominância de tensão plana). 95

Figura 55 – Resultado do CP08 e CP13 (predominância de deformação plana) em termos da diferença de carga, ΔP, considerando distintos níveis de ΔK aplicados durante o ensaio de fadiga a ΔK constante. A estimativa de ΔP foi realizada através das medidas de S_L e S_P vs. ΔP, em tempo real, obtido pela unidade de programação "microprofiler' da máquina de ensaios MTS. 96

Figura 56 – Comparação direta entre os valores estimados de ΔP pela parametrização de S_L e S_P para CP08 e CP13 (predominância de deformação plana). 96

Figura 57– Estimativa de vida considerando um tamanho de trinca de 17 mm para o CP03 (predominância de tensão plana). As aproximações da taxa de crescimento de trinca macroscópicas, da/dN, e microscópicas, S_L e S_P, foram empregadas no procedimento de integração (ver parâmetros da tabela 12). 98

Figura 58 – Estimativa de vida considerando um tamanho de trinca de 12 mm para o CP05 (predominância de tensão plana). As aproximações da taxa de crescimento de trinca macroscópico, da/dN e microscópico, S_L e S_P, foram empregadas no procedimento de integração (ver parâmetros da tabela 12). 99

Figura 59 – Estimativa de vida considerando um comprimento de trinca de 17 mm para o CP08 (predominância de deformação plana). As aproximações da taxa de crescimento de trinca macroscópica, da/dN e microscópica, S_L e S_P foram empregadas no procedimento de integração (ver parâmetros da tabela 12). .. 100

Figura 60– Estimativa de vida considerando-se um comprimento de trinca de 18 mm para o CP13 (predominância de deformação plana). Aproximações da taxa de crescimento de trinca macroscópica, da/dN e microscópica, S_L e S_P foram empregadas no procedimento de integração (ver parâmetros da tabela 12). .. 101

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Composição química da liga de Alumínio AMS 7475 segundo a Norma SAE AMS 2355 (1989). 54
Tabela 2 - Valores calculados da flexibilidade elástica para a geometria da figura 27(a) de 25 mm de espessura e 27(b) de 2,5 mm de espessura. 58
Tabela 3 – Resultados da dureza HV dos corpos de prova ensaiados em fadiga a ΔK constante. 71
Tabela 4 – Resultados dos ensaios de tração de corpos de prova cilíndricos na direção LT, segundo a norma ASTM E8M-2000. 71
Tabela 5 – Resultados do ensaio de tração para corpos de prova cilíndricos na direção TL, segundo norma ASTM ASTM E8M-2000. 72
Tabela 6 - Resultados dos ensaios de tenacidade à fratura da liga de alumínio AMS 7475 na condição T7351 e na direção LT 77
Tabela 7 - Resultados dos ensaios de tenacidade à fratura da liga de alumínio AMS 7475 na condição T7351 e na direção TL 77
Tabela 8 – Resultados das análises fratográficas do CP03 (estado predominante de tensão plana) determinados para o material ensaiado. 82
Tabela 9 – Resultados das análises fratográficas do CP05 (estado predominante de tensão plana) determinados para o material ensaiado. 82
Tabela 10 – Resultados das análises fratográficas do CP13 (estado predominante de deformação plana) determinados para o material ensaiado. 82
Tabela 11 – Resultados das análises fratográficas do CP08 (estado predominante de deformação plana) determinados para o material ensaiado. 83
Tabela 12 – Parâmetros de regressão da taxa de crescimento da trinca determinados experimentalmente para a liga de alumínio AMS 7475 T7351, utilizando a equação 48. 90
Tabela 13 – Resultados gerais dos experimentos de parametrização do fator-K para o CP03 (predominância de tensão plana). 91
Tabela 14 – Resultados gerais dos experimentos de parametrização do fator-K para o CP05 (predominância de tensão plana). 92

Tabela 15 – Resultados gerais dos experimentos de parametrização do fator-K para o CP08 (predominância de deformação plana). 92
Tabela 16 – Resultados gerais dos experimentos de parametrização do fator-K para o CP13 (predominância de deformação plana). 92

LISTA DE SÍMBOLOS E ABREVIATURAS

a	comprimento de trinca
a_o	comprimento da trinca inicial
a_{oi}	tamanho da trinca à aplicação de sobrecarga
a_f	comprimento da trinca final
a_c	comprimento da trinca crítico
A_o	área inicial da seção transversal do corpo de prova
A	área instantânea da seção transversal do corpo de prova
b	expoente de resistência à fadiga
c	expoente de ductilidade à fadiga
C	constante de Paris
Cs	coeficiente de Miller experimental do equacionamento de inter-estrias
da/dN	taxa de crescimento de trinca
e	deformação de engenharia
e_p	deformação plástica real
E	módulo de elasticidade ou de Yang
f_1	lei do crescimento da linha base
J	integral de plasticidade
m	expoente de Paris
m_s	coeficiente experimental do equacionamento de inter-estrias
K_I	fator de intensidade de tensão do modo I
K_{op}	fator de intensidade de tensão de abertura
K_o	fator de intensidade de tensão calculado no pico da sobrecarga
K_Q	fator de intensidade de tensão normalizado que irá resultar no K_{IC}
K_{IC}	fator de intensidade de tensão crítico
$K_{crít}$	fator de intensidade de tensão crítico
$K_{mín}$	fator de intensidade de tensão mínimo
$K_{máx}$	fator de intensidade de tensão máximo
k	coeficiente de resistência
k'	coeficiente de resistência cíclica
l	comprimento final do corpo de prova

l_o comprimento útil inicial do corpo de prova

n expoente de encruamento

n' expoente de encruamento cíclico

N número de ciclos

Ni número de ciclos de iniciação

N_f número de ciclos para fratura final

2a comprimento total da trinca interna a uma chapa plana

2N número de reversos

$2N_f$ número de reversos para fratura final

$2N_t$ número de reversos que marca a transição elasto-plástica da curva ε-N

P carga aplicada

r raio da ponta da trinca

$ry_{(c)}$ tamanho da zona plástica

R razão de carga ou razão de tensão ou razão de intensidade de tensão

S tensão de engenharia ou convencional

s espaçamento inter-estrias

S_L espaçamento inter-estrias localmente medido pela técnica fratográfica.

S_P espaçamento inter-estrias projetado na direção macroscópica de propagação da trinca

S_a amplitude de tensão

S_e limite de escoamento de engenharia ou convencional

S_r limite de resistência à tração de engenharia ou convencional

S_m tensão de engenharia média

$S_{máx}$ tensão de engenharia máxima

$S_{mín}$ tensão de engenharia mínima

Y = f (a/w) fator geométrico ou de forma

ε deformação verdadeira

ε_p deformação plástica verdadeira

ε_f' coeficiente de ductilidade à fadiga

ϕ diâmetro do corpo de prova

λ parâmetro de ajuste da zona plástica

σ tensão verdadeira

IFSC-USP SERVIÇO DE BIBLIOTECA INFORMAÇÃO

σ_a amplitude de tensão no estado estável (50% vida em fadiga)

σ_y limite de escoamento verdadeiro

σ_f tensão de fratura real

σ_f' coeficiente de resistência à fadiga

σ_{op} tensão de abertura de trinca

σ_{yy} tensão normal ao plano da trinca

w largura do corpo de prova

Δa crescimento após a sobrecarga

$\Delta\varepsilon_t$ variação de deformação total

$\Delta\varepsilon_e$ variação de deformação elástica

$\Delta\varepsilon_p$ variação de deformação plástica

$\Delta\varepsilon_t/2$ amplitude de deformação total

$\Delta\varepsilon_e/2$ amplitude de deformação elástica

$\Delta\varepsilon_p/2$ amplitude de deformação plástica

$\Delta\sigma$ variação de tensões

$\Delta\sigma/2$ amplitude de tensão real cíclica

ΔK variação do fator de intensidade de tensão

ΔK_{eff} variação do fator de intensidade de tensão efetivo

ΔK_0 variação do fator de intensidade de tensão limite

$\%\Delta L$ percentual do alongamento total

L_{25mm} Alongamento de comprimento base (Lo) de 25 mm

ΔK_{aplic} Fator de intensidade de tensão realmente aplicado pela máquina durante o ensaio mecânico de fadiga.

ΔP_{aplic} Intervalo de cargas realmente aplicado pela máquina durante o ensaio mecânico de fadiga.

ΔP_{SP} Carga estimada com base na parametrização-K e leitura de estria geral projetada (S_P).

ΔP_{SL} Carga estimada com base na parametrização-K e leitura de estria localizada (S_L)

ΔK_{SL} param Fator de intensidade de tensão inferido por parametrização através do espaçamento inter-estrias S_L, utilizando a equação de Paris.

ΔK_{SP} param Fator de intensidade de tensão inferido por parametrização através do espaçamento inter-estrias S_P, utilizando a equação de Paris.

RA – Redução de área.

MFEL – Mecânica da Fratura Elástica Linear

ND – Não detectado

CP – Corpo de prova

Cps – Corpos de prova

MEV – Microscópio eletrônico de varredura

DP_L – Desvio Padrão na direção localizada (microscópica).

DP_P – Desvio Padrão na direção projetada (macroscópica).

EPE – Escoamento de pequena escala.

LN – Logaritmo Neperiano.

RESUMO

Ruckert, Cassius O.F.T (2003). *Correlação de Estrias de Fadiga com espectros de Cargas em Liga de Al Aeronáutica, AMS 7475 T7351 . São Carlos. 130p.* **Dissertação de Mestrado - Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo.**

Este trabalho discutiu a relação entre o espaçamento inter-estrias , isto é, a taxa de propagação da trinca microscópica S_L (local) e S_P (projetada) e a taxa de propagação macroscópica , da/dN, obtido após o ensaio de propagação de trinca por fadiga. Corpos de prova compacto C(T) foram extraídos na orientação LT do centro de uma placa laminada de liga de alumínio SAE-AMS 7475 T7351 onde posteriormente foram realizados ensaios de fadiga sob carga ou ΔK constantes, à temperatura ambiente de acordo com a Norma ASTM-E647 (1993). Para o ensaio sob carga constante foram obtidos os dados do estágio II e III da curva da/dN vs. ΔK. Para o ensaio de fadiga sob ΔK constante, quatro níveis de ΔK foram utilizados com taxas de crescimento de trinca variando entre 0,15 à 2,4 μm/ciclo. Adicionalmente foram realizados ensaios de tenacidade à fratura, K_{IC} nas direções LT e TL conforme a Norma ASTM-E1820 (1999). A análise fratográfica por microscopia eletrônica de varredura foi conduzida no ensaio de fadiga a ΔK constante para determinar os espaçamentos inter-estrias. As taxas de propagação macroscópica e microscópica foram comparadas e boas correlações foram obtidas para um intervalo entre 0,1 a 1,0 mm/ciclo. Através da técnica proposta por Berkovitz (1995), o espectro de carregamento foi estimado através da técnica de parametrização do fator K e os resultados foram comparados ao espectro de carregamento real imposto pela máquina de ensaio.Utilizando o espaçamento inter-estrias local, S_L, e para valores de ΔK menores que 23 MPam $^{1/2}$ (região de Paris), a estimativa de carregamento exibiu um erro menor que 15%. As vidas estimadas em propagação fornecidas pelas taxas microscópicas de propagação de trinca foram comparadas à vida real de propagação obtida a partir da taxa de propagação de trinca macroscópica e o erro absoluto entre ambos os valores foi menor que 15,7 %. Estes resultados sugerem que a vida em fadiga e o espectro de carga podem ser adequadamente estimados utilizando o espaçamento inter-estrias local, S_L.

Palavras-Chaves : Liga de Alumínio, curvas da/dN, investigação de falha, propriedades mecânicas, análise quantitativa fratográfica, espaçamento inter-estrias de fadiga, espectro de carga, parametrização fator K.

ABSTRACT

Ruckert, Cassius O.F.T (2003). *Correlation of fatigue striation spacing to loading history in aeronautic Al alloy, AMS 7475 T7351 130p.* **Master Degree Dissertation - Engineering School of São Carlos, University of São Paulo.**

This work discusses the relationship between striation spacing, i.e. the microscopic crack propagation rate, S_L (local) and S_P (projected), as measured in post-mortem fractographic inspection of fatigue fractured surfaces, and the macroscopic crack propagation rate, da/dN, as monitored during fatigue crack growth tests. Compact tensile specimens C(T) were extracted in LT orientation from the core of a laminated plate of a SAE-AMS 7475-T7351 Al alloy and subsequently fatigue tested either at constant load or at constant ΔK, at room temperature, according to ASTM-E647. For constant amplitude loading fatigue tests, da/dN-ΔK data points were obtained for Regions II and III of crack growth curve. For constant ΔK fatigue tests, four ΔK levels were selected to give crack growth rates typically ranging from 0.15 to 2.4 μm/cycle. Additionally, K_{IC} fracture toughness tests were performed in both LT and TL directions, according to ASTM E1820. SEM fractographic analysis was conducted on constant ΔK fatigue specimens, in order to determine striation spacing created during the fatigue test. Macro- and microscopic crack growth rates were compared and good correlation have been obtained for data within the range from 0,1 to 1,0 μm/ciclo. Using the technique proposed by Berkovitz, loading history was estimated by the K-factor parametrization and the results were compared to the true loading spectrum imposed by the testing machine. Using the local striation spacing S_L and for ΔK values lower than 23 MPa.m$^{1/2}$ (Paris region), the estimated loading exhibits an error less than 15%. Propagation life estimated by local striation spacing (microscopic crack growth rate) was compared to the true propagation life obtained from macroscopic crack growth rate values and the absolute difference between them was less than 15,7%. These results suggest that both life and loading history can be adequately estimated using the local S_L striation spacing values.

Keywords : Aluminum alloy, da/dN curve, accident failure investigation, mechanical properties, quantitative fractography, striation spacing. , load spectrum, K-factor parameterization.

1. Introdução

O exame microscópico das superfícies de fratura de componentes estruturais que falharam pelo mecanismo de fadiga, ou seja, a análise do padrão de estriamento deixado no rastro da propagação sub-crítica de uma trinca, ver figura 1, freqüentemente permite a determinação das taxas de crescimento da trinca em função de seu tamanho. No entanto, os níveis de carga que efetivamente causaram o avanço da trinca não podem ser obtidos apenas pela inspeção (post-mortem) do plano da fratura.

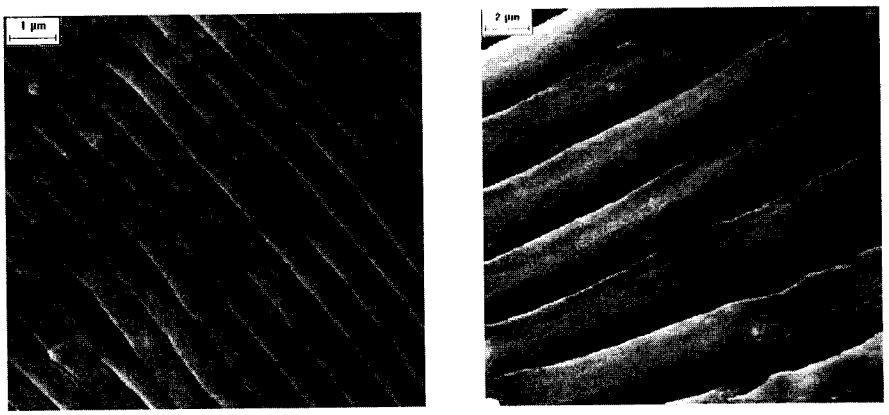


Figura 1.-. Fratografia em MEV de uma liga de Al 7475 T7351, onde se observam estrias de fadiga.

Por outro lado, a relação entre os ciclos de carga aplicados, o tamanho e a taxa de crescimento de uma trinca, podem ser determinados pela combinação entre a curva da/dN vs. ΔK e a análise de tensões do componente estrutural em questão. A curva da/dN, obtida por meio de ensaios de fadiga sob amplitude constante, fornece dados essenciais sobre o padrão de estriamento característico do material, bem como

informações a respeito das características de propagação da trinca de fadiga, que são indispensáveis na tarefa de análise das evidências na superfície de fratura. Por sua vez, a análise de tensões do componente estrutural, por exemplo, pelo método dos elementos finitos, é fundamental para correlacionar as cargas ou tensões nominais aplicadas remotamente, às cargas ou tensões na seção crítica da parte que falhou em teste ou serviço.

Segundo Berkovitz, J.B et all (1995), os resultados da análise da tensão, quando combinados aos dados fratográficos da superfície de fratura e às informações obtidas a partir dos ensaios laboratoriais de fadiga, permitem a construção de gráficos paramétricos, relativamente ao fator de intensidade de tensão do regime elástico linear, K de tensões elásticas lineares, que inter-relacionam ambos o tamanho e a taxa de propagação da trinca na estrutura, à tensão ou carga aplicadas, possibilitando assim a inferência da correlação existente entre o padrão de estriamento e o espectro de cargas ou tensões.

O procedimento analítico-experimental empregado possibilitou a determinação das cargas que causaram a propagação de trincas por fadiga em componentes e estruturas de engenharia investigados. O método permite, portanto, a inferência quali e quantitativa das possíveis sobrecargas aplicadas em teste ou em serviço, relativamente às cargas previstas em projeto. Além disto, as cargas minimamente necessárias para causar o crescimento sub-crítico da trinca podem ser adequadamente estimadas. Estas informações são subsídios importantes para as etapas de seleção de materiais, de projeto, de ensaios em escala real "full-scale" e análise de falhas, como ilustrado na figura 2.

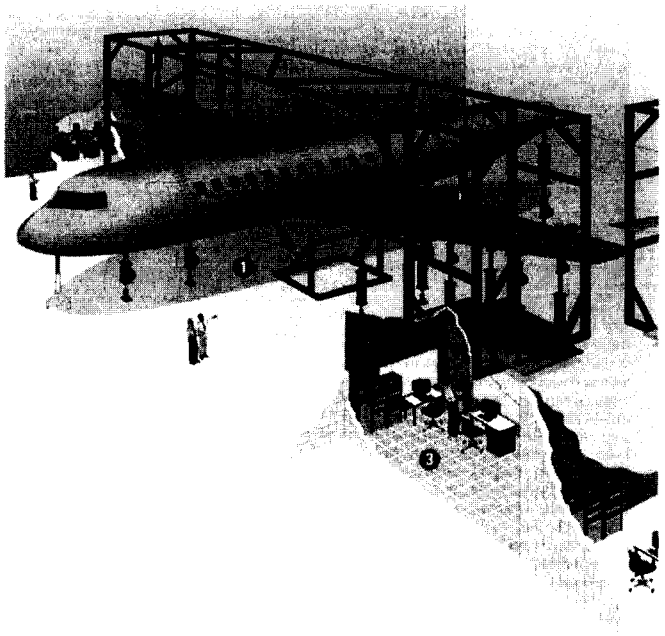


Figura 2 – Ensaio de fadiga em escala real para aeronaves.

Um exemplo clássico dos benefícios associados à maior confiabilidade nas determinações das taxas de crescimento de trincas de fadiga, tal como a proporcionada pela metodologia de parametrização-K, é a de um menor período entre os eventos de inspeção periódica não-destrutiva, rotineiramente aplicadas aos componentes estruturais, com a conseqüente economia de tempo e gastos despendidos no processo de manutenção de componentes mecânicos, em especial de aeronaves.

2.Objetivo

Este trabalho tem como principal objetivo a análise da validade do método desenvolvido por Berkovitz, J.B (1995), no emprego da técnica da parametrização do fator-K para se estimar os níveis de carga ou tensões cíclicas que conduziram um corpo de prova laboratorial do tipo C(T) à falha por fadiga. Nesta tarefa, os aspectos morfológicos, a leitura e a interpretação do padrão de estriamento impresso na superfície de fratura, foram realizados através de técnicas fratográficas por microscopia ótica e eletrônica de varredura.

3.Revisão Bibliográfica

3.1. Considerações Gerais de Fadiga

Segundo definição da norma ASTM E 1150, fadiga são o processo de alteração estrutural permanente, localizado e progressivo que ocorre em um material submetido a condições de carregamentos que produzem tensões e deformações flutuantes, que podem culminar em trincas ou fratura completa, após um certo número de flutuações. Segundo Forrest, P.G. (1970), fadiga é um processo de falha gradativa de um componente submetido a uma solicitação mecânica cíclica (alternada, pulsante, ou flutuante).

Segundo Dieter, G.E (1981), desde *1850* é conhecido o fato de que um metal submetido a tensões cíclicas rompe-se a uma tensão inferior à necessária para ocasionar fratura devido à aplicação de uma carga estática (ou monotônica). Atualmente, pode-se dizer que o fenômeno da fadiga está envolvido em pelo menos 90% das falhas mecânicas. Segundo ONG, J.H., o uso de informações sobre o fenômeno da fadiga em projetos tem aumentado consideravelmente com o passar dos anos.

Segundo Madayag, A.F (1969), o critério para falha por fadiga envolve a ação conjunta de três fatores:

- Tensões de tração;
- Tensões cíclicas;

- Deformações plásticas, mesmo que localizadas.

Se não estiver presente um destes três fatores, não ocorre o fenômeno de fadiga.

Segundo Dieter (1981), o fenômeno da fadiga pode ser dividido em quatro estágios :

Primeiro estágio *Iniciação da trinca* - trincas por fadiga iniciam-se em singularidades ou descontinuidades, e uma vez formadas, tendem a se propagar inicialmente ao longo dos planos de alta tensão cisalhante (45°). Tais descontinuidades em geral, encontram-se na superfície ou próximas a ela. As singularidades podem ser estruturais, tais como inclusões, ou geométricas, tais como riscos. Estas singularidades podem estar presentes desde o início ou podem ser desenvolvidas durante a deformação cíclica, como por exemplo, em intrusões e extrusões em bandas de deslizamento, Figura 3. De maneira geral uma trinca por fadiga tem inicio numa superfície livre, sendo que nas raras oportunidades em que se inicia no interior do material, sempre existe uma interface envolvida. A explicação para uma trinca por fadiga preferencialmente incidir na superfície reside no fato de a deformação plástica ser mais fácil de ocorrer nesta região, por encontrar-se num estado plano de tensões. Segundo Meyers M.A. (1982), as alterações estruturais, como intrusões e extrusões, podem ser unicamente responsáveis, pelo inicio de trincas ou podem interagir com os defeitos estruturais ou geométricos existentes. Os danos estruturais observados neste estágio podem ser removidos por tratamento térmico e mecânico (remoção mecânica da camada danificada) adequado.

Cottrel & Hull[1] apud Dieter (1981) propuseram um mecanismo para a formação de intrusões e extrusões que depende da existência de dois sistemas de deslizamento cruzados que operam simultaneamente, Figura 3.

Outros mecanismos, como o proposto por Wood[2] apud Dieter (1981), de formação de extrusões e intrusões se baseiam em pequenos movimentos de deslizamento de vai-e-vem que podem originar entalhes ou ressaltos, Figura 4.

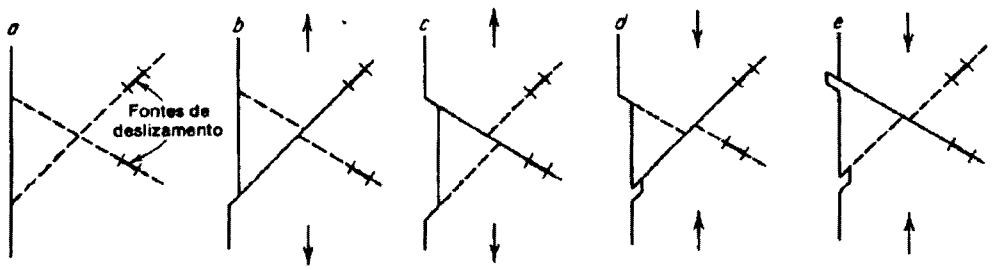


Figura 3 - Nucleação de trinca por fadiga nas bandas de deslizamento, ilustrando o mecanismo de formação de extrusões e intrusões, segundo Cottrel-Hull, Dieter (1981).

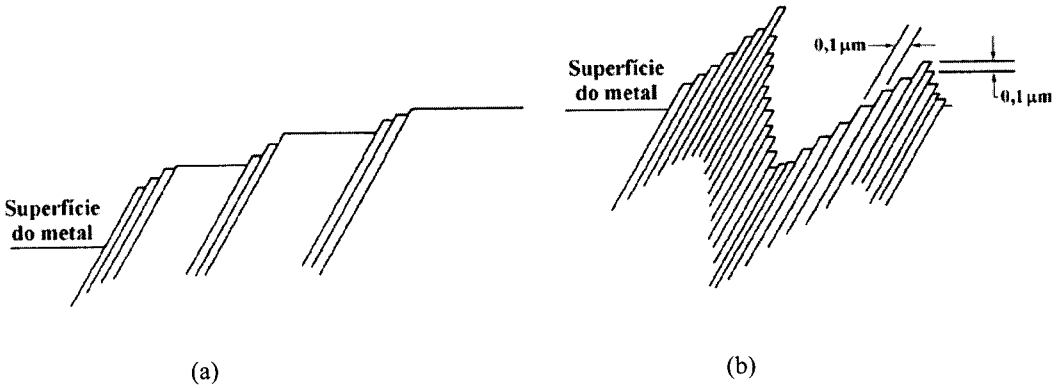


Figura 4 - (a) Deformação estática, (b) deformação cíclica originando intrusões e extrusões, Fuchs & Stephens (1980).

---

[1]COTTREL, A. H.; HULL, D. (1957). *Proceedings of Royal Society of London*, v.242A, p.211-217 apud DIETER, G. E. (1981). *Metalurgia Mecânica*, 2ed., Guanabara Dois.
[2] WOOD, W. A. (1955) . *Bull. Inst. Met.*, vol.3, p.5-6, Sep. apud DIETER, G. E. (1981). *Metalurgia Mecânica*, 2ed., Guanabara Dois.

Segundo estágio - *Crescimento da trinca em bandas de deslizamento* - corresponde ao aprofundamento da trinca inicial nos planos de alta tensão de cisalhamento seguindo a orientação preferencial do grão, como ilustra esquematicamente a figura 5. Neste estágio, as trincas por fadiga são normalmente transgranulares, estendendo-se por 2 a 5 tamanhos de grão e não são visíveis a olho nu. A taxa de propagação é da ordem de ângstrons por ciclo.

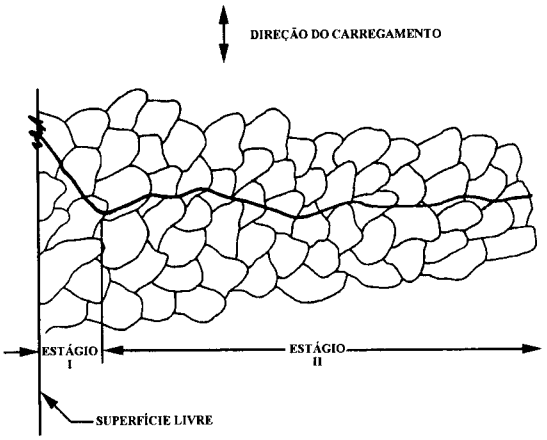


Figura 5 - Esquema de propagação de trinca por fadiga no segundo estágio, Fuchs & Stephens (1980).

A propagação no estágio II se dá perpendicularmente à direção de carregamento. O mecanismo mais aceito para a propagação neste estágio foi proposto por Laird (1966) e consiste em sucessivos arredondamentos e reaguçamentos (embotamento) da ponta da trinca (Figura 6). Esse mecanismo explica o fenômeno de formação de estrias na superfície de fratura. Segundo Dieter G.E (1981), este estágio compreende à maior parte da vida em fadiga de alto ciclo de componentes ou corpos de prova .

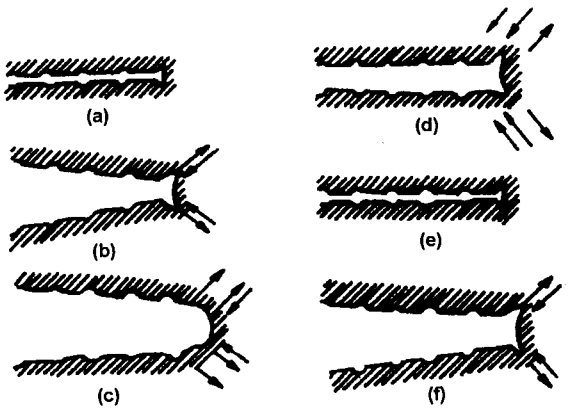


Figura 6 - Esquema de propagação de trinca por fadiga no estágio II pelo modelo de Laird (1978).

Os planos a, b, c, d, e, f mostrados na Figura 6, sob carregamento cíclico, são descritos abaixo:

(a) Sob carga nula a trinca está fechada.

(b) Com o aumento da carga trativa, ocorre a formação de entalhes duplos na ponta da trinca, devido a indução da tensão de cisalhamento na direção de $\pm 45^{o}$.

(c) Ao se atingir a carga máxima trativa no ciclo, ocorre o arredondamento completo da ponta da trinca.

(d) Com o decréscimo do carregamento, ocorrerá a inversão do escorregamento e do fechamento da ponta da trinca, deixando-a novamente aguçada e com dois entalhes remanescentes.

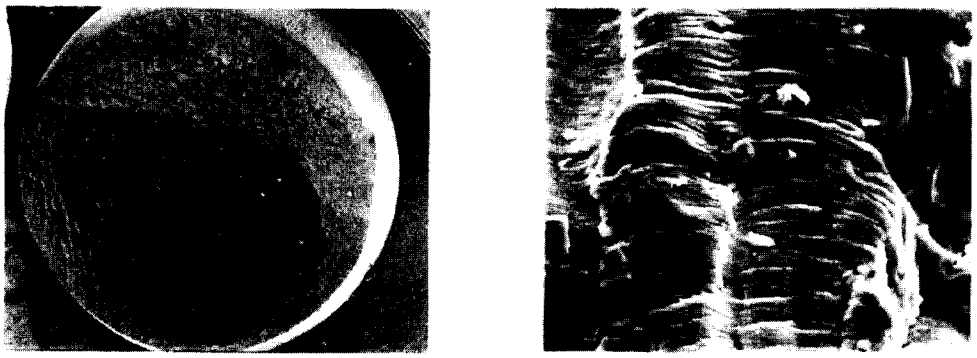
(e) Na carga mínima do ciclo, ocorre o fechamento total da trinca com a formação de uma estria.

(f) O processo é repetido no ciclo subseqüente, e em cada ciclo produzirá uma nova estria.

No modelo de Laird, o crescimento da trinca é controlado pela deformação plástica localizada na frente da trinca, preenchendo assim as principais condições da mecânica da fratura elástica linear. Permite assim, o tratamento do comportamento de crescimento de trincas longas por fadiga, tomando por base a variação do fator de intensidade de tensão, ΔK.

Terceiro estágio - *crescimento da trinca nos planos de alta tensão de tração* - corresponde à propagação da trinca em um plano perpendicular à direção de máxima tensão de tração. Quando a intensidade de tensão cresce devido ao crescimento da trinca e/ou aumento da tensão aplicada, escorregamentos começam a ocorrer em planos diferentes do primário, próximos à ponta da trinca, iniciando o estágio II de propagação, mostrado na figura 5. Ao contrário do anterior, este estágio apresenta uma morfologia característica definida macroscopicamente como uma região lisa, decorrente da fricção que se verifica entre as superfícies durante a propagação da trinca (figura 7a). Segundo Hertzberg (1989) e Dieter, G.E (1981), microscopicamente, a presença de estrias na superfície de fratura caracteriza este estágio (figura 7b). A presença de estrias define, sem dar margem a dúvidas, que a falha foi produzida por fadiga, mas sua ausência não exclui a possibilidade da ação deste mecanismo de falha. A propagação da trinca neste estágio independe da orientação do grão, preferencialmente transgranular e a taxa de propagação é da ordem de micros por ciclo.

Quarto estágio - *Ruptura final* - corresponde à fratura brusca final, frágil do ponto de vista macroscópico. A superfície de fratura correspondente a este estágio se caracteriza por uma região áspera (figura 7a). Do ponto de vista microscópico, esta superfície pode apresentar evidências de deformações plásticas, segundo Bresciani, E.F (1991).



(a) (b)

Figura 7 - Aspectos macroscópicos (a) e microscópicos (b) da superfície de fratura por fadiga.

Assim sendo, o estágio I do modelo de Fuchs & Stephens (1980) da figura 5 de propagação é extremamente dependente da microestrutura. A trinca é desacelerada à medida que se aproxima da barreira microestrutural dominante. À medida que a trinca avança, ela continua a ser desacelerada ao se aproximar de novas barreiras, mas em menor grau, até o ponto em que ela se torna insensível a novas barreiras microestruturais, atingindo o estágio II de propagação.

Uma representação distinta de um dos modelos de propagação de trinca por fadiga está detalhadamente descrito em seis estágios, figura 8, os quais:

Etapa 1 - Planos de deslizamento preferenciais na direção de máxima tensão de cisalhamento;

Etapa 2 - A trinca abre e estende-se em comprimento;

Etapa 3 - Deslizamento acontecendo em outros planos;

Etapa 4 - O aumento da tensão ativa em novos planos e arredonda a ponta da trinca. Há um avanço;

Etapa 5 - Há deformação plástica em uma região pequena.

Etapa 6 – Embotamento da trinca.

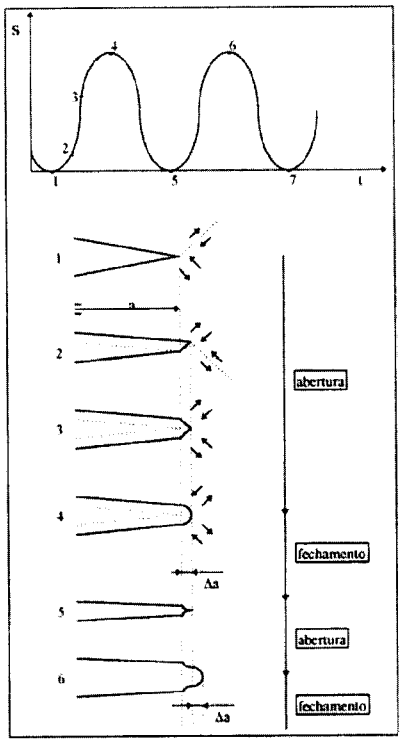


Figura 8 - Representação de um dos modelos de propagação de trinca por fadiga. Miller (1993).

Segundo Miller, K.J. (1993), um material que possua grãos grandes e numerosos sistemas de escorregamento oferecerá poucos obstáculos ao crescimento

inicial da trinca e o estágio II se desenvolverá rapidamente e a criação do limite de fadiga será muito difícil, observar figura 9.

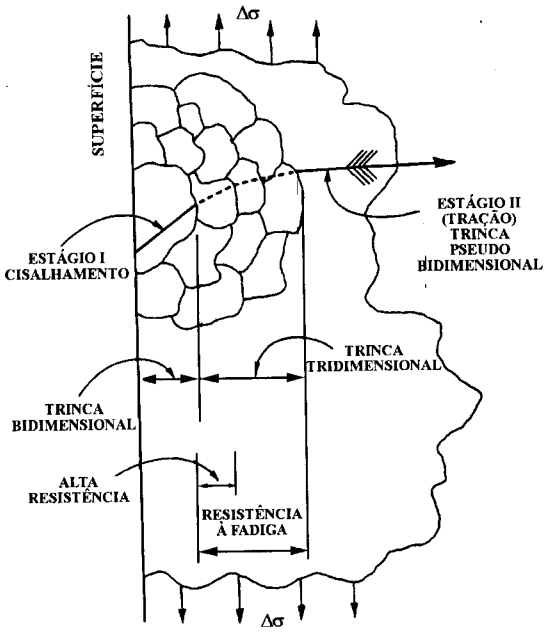


Figura 9 - Transição do estágio I para estágio II de propagação, Miller (1993).

O estudo do fenômeno da fadiga pode ser abordado sob três enfoques diferentes, segundo Dieter, G.E (1981): fadiga de alto ciclo ou fadiga controlada por tensões cíclicas; fadiga de baixo ciclo ou fadiga controlada por deformações cíclicas e propagação de trinca por fadiga.

Segundo Dieter, G.E (1981), a vida total (N) de um componente submetido a um carregamento cíclico pode ser considerada composta de duas partes: a vida necessária para iniciar a trinca (Ni) e a vida necessária para a sua propagação até a fratura rápida (Np) :

$$N = N_i + N_p \qquad 8$$

Para níveis baixos de tensão ou deformação, a fase de nucleação da trinca pode durar mais de 90% da vida total do corpo de prova.

Em altos níveis de tensão ou deformação, a nucleação da trinca ocorre rapidamente, e a fase de propagação passa a ocupar a maior parte da vida total.

Segundo Callister, W.D. Jr (2000), os sítios de nucleação de trincas incluem riscos superficiais, cantos vivos, rasgos de chaveta, fios de roscas e afins. Adicionalmente, o carregamento cíclico pode produzir descontinuidades superficiais microscópicas que resultam das etapas de escorregamento de discordâncias que podem também atuar como fatores de concentração de tensão e, portanto, como sítios de iniciação de trincas.

3.1.1. Fadiga de Alto Ciclo

Segundo Dieter, G.E (1981) define-se como fadiga de alto ciclo ou fadiga controlada por tensões cíclicas, o estudo do comportamento em fadiga de um componente ou corpo de prova sujeito a tensões elásticas cíclicas relativamente baixas, A vida, ou seja, o número de ciclos até a fratura é elevado, acima de 10^5 ciclos. Para maiores níveis de tensão a vida em fadiga decresce progressivamente, mas a deformação plástica generalizada torna difícil a interpretação em termos de tensão. Os ensaios de fadiga a baixas tensões são geralmente levados até 10^7 ciclos, e algumas vezes, no caso de não-ferrosos, até $5x10^8$ ciclos. A apresentação de dados experimentais de fadiga de alto ciclo se faz por meio da curva S-N ou curva de

Wöhler, que são obtidas conforme procedimentos descritos nas normas ASTM E466 (1996) e ASTM E739 (1991). São obtidos gráficos da amplitude de tensão cíclica (S) na ordenada e o logaritmo do número de ciclos até a fratura (N_f) na abscissa, como mostra a figura 10.

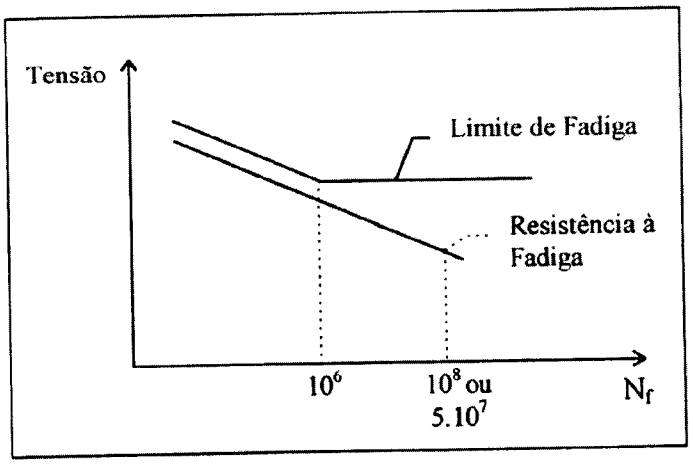


Figura 10 – Curva S-N ou curva de Wöhler, Dieter, G.E (1981).

Para alguns poucos materiais, muito importantes na engenharia, como o aço e o titânio, a curva S-N torna-se horizontal em uma determinada tensão limite, apresentando um nítido limite de resistência à fadiga, onde abaixo desta tensão o material pode presumivelmente suportar um número infinito de ciclos.

O limite de fadiga, observado na figura 10, é definido como o valor limite da tensão abaixo da qual o material pode suportar um número infinito de tensões regulares sem se romper. Genericamente, a resistência de um material à fadiga, é o valor máximo da tensão suportada para um dado número de ciclos, sem se romper.

A resistência à fadiga de um material, observado na figura 10, é normalmente definida pela determinação do limite de fadiga. Este limite é um valor

da tensão cíclica na qual a vida em fadiga supera um número de ciclos especificado, geralmente, 10^6 ou 10^7. A resistência à fadiga de um material pode estar relacionada à sua resistência à tração, pela razão entre o limite de fadiga e o limite de resistência à tração.

A curva S-N é determinada geralmente com cerca de 8 a 12 corpos de prova, onde normalmente observa-se uma dispersão razoável nos resultados experimentais .

O efeito de concentradores de tensões no limite de fadiga é definido pela razão da sensibilidade ao entalhe, também denominada fator de redução de resistência à fadiga, que é a razão do limite de fadiga de um corpo de prova sem entalhe pelo limite de fadiga de um corpo de prova com entalhe, segundo Taylor, D (1996).

Os ensaios de fadiga de alto ciclo são geralmente realizados mantendo-se o ciclo de tensão constante, que pode também ter forma triangular, trapezoidal, etc.

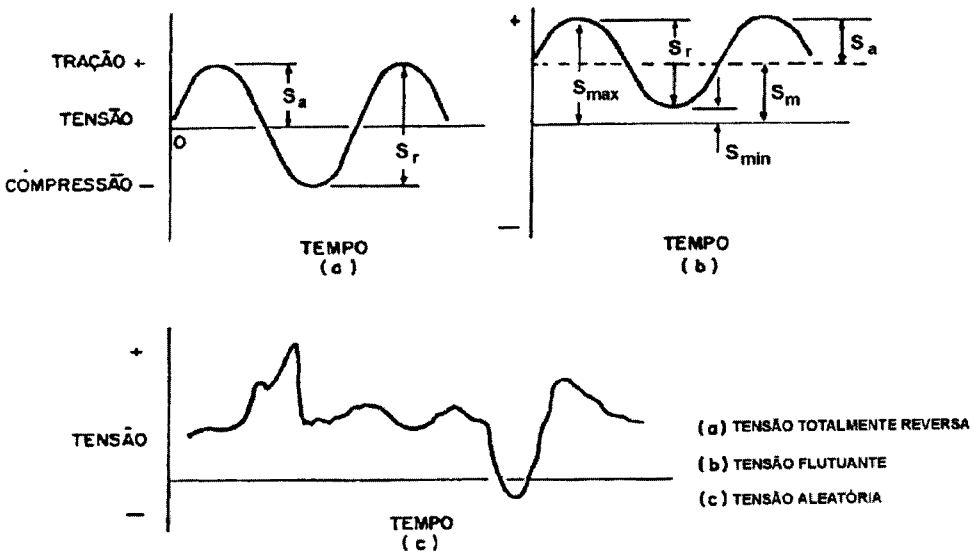


Figura 11 – Ciclos de tensão típicos em fadiga. (a) Tensão alternada; (b) Tensão flutuante; (c) ciclo de tensão irregular ou aleatória; Dieter, G.E (1981).

A figura 11 (a) ilustra um ciclo de tensão totalmente reversa na forma de uma onda senoidal. Esta é uma condição de carregamento idealizada, típica das condições encontradas em eixos operando com rotação constante, sem sobrecarga. Neste tipo de carregamento a tensão média é nula, pois a tensão máxima e mínima são simétricas, mas de sinais opostos.

A figura 11 (b) ilustra uma situação mais geral onde as tensões máximas e mínimas não são iguais. A tensão mínima pode ser igual ou diferente de zero, sendo o carregamento denominado pulsante ou flutuante.

A figura 11 (c) ilustra um tipo de carregamento mais complexo, onde as tensões máximas e mínimas aplicadas são aleatórias. Este tipo de carregamento representa melhor as tensões cíclicas encontradas na prática.

Um ciclo de tensão constante pode ser dividido em duas componentes: uma tensão média, Sm, e uma componente de tensão alternada, também denominada de amplitude de tensão, observar figura 11.

Segundo Dieter, G.E (1981) a tensão média é a média algébrica da tensão máxima e mínima em um ciclo, conforme a equação:

$$S_m = \frac{(S_{max} + S_{mim})}{2} \qquad \textbf{9}$$

A amplitude de tensão, Sa, é a metade do intervalo total de tensão, $S_{máx}$ - $S_{mín}$, segundo a equação:

$$S_a = \frac{\Delta S}{2} = \frac{S_{max} - S_{min}}{2} \qquad \textbf{10}$$

A tensão média é geralmente quantificada pela relação de tensões, R, conforme a equação:

$$R = \frac{S_{\min}}{S_{\max}} = \frac{P_{mín}}{P_{máx}} = \frac{K_{mín}}{K_{máx}} \qquad 11$$

3.1.2. Fadiga de Baixo Ciclo

Segundo Hertzberg, R.W (1989) e Collins. J.A (1981), no fenômeno de fadiga de baixo ciclo ou fadiga controlada por deformações cíclicas, o carregamento cíclico é de elevada magnitude. As deformações cíclicas estendem-se até a região plástica e a vida ou número de ciclos até a fratura do componente ou corpo de prova é relativamente baixo, menor que 10^5 ciclos.

Este tipo de comportamento é observado em muitos locais de concentração de tensão, tais como entalhes. O comportamento cíclico do material é muito mais controlado pela deformação do que pela tensão, sendo que a deformação plástica ocorre localizadamente. Ao redor da zona deformada plasticamente o material permanece deformado elasticamente, restringindo o nível de deformação plástica no entalhe. Assim, considera-se que a deformação na raiz do entalhe é controlada pela deformação e os estudos de fadiga passaram a enfatizar o efeito da deformação plástica no acúmulo de danos, estabelecendo parâmetros que podem descrever quantitativamente os processos de fadiga, observar figura 12.

Este tipo de comportamento, onde a deformação plástica cíclica é maior do que a deformação elástica é denominada de fadiga de baixo ciclo ou fadiga controlada por deformação. Os ensaios são realizados sob controle de deformação e os resultados obtidos são registrados em gráficos, como a deformação em função do logaritmo do número de reversos.

IFSC-USP SERVIÇO DE BIBLIOTECA INFORMAÇÃO

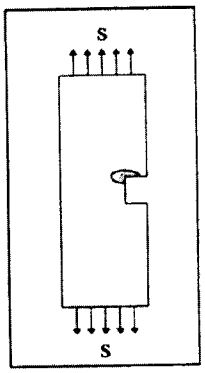


Figura 12 – Concentrador de tensão e deformação na raiz de um entalhe crítico Dieter (1981).

Embora os estudos de fadiga estejam historicamente relacionados com condições de serviço nas quais a falha ocorreria para ciclos de tensão superiores a 10^4, segundo Dieter (1981), existe um crescente interesse quanto a falhas por fadiga que ocorrem para tensões relativamente altas e baixo número de ciclos. Este tipo de problema deve ser considerado nos projetos de vasos de pressão para indústria nuclear, turbinas a vapor e outros tipos de componentes e estruturas.

A figura 13, apresenta um ciclo de tensão-deformação resultante de um ensaio de fadiga de baixo ciclo, onde a deformação cíclica é mantida constante.

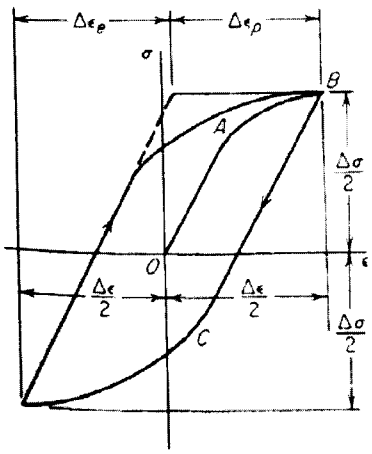


Figura 13 – Ciclo de tensão –deformação para um ensaio cíclico sob deformação constante, Dieter, G.E (1981).

3.2. Aplicação da Mecânica da Fratura nos Processos de Propagação de Trinca por Fadiga

A aplicação da mecânica da fratura no estudo da propagação de trincas por fadiga tem-se desenvolvido rapidamente e uma grande quantidade de dados foram disponibilizados na literatura. A razão para esta aplicação deve-se principalmente aos critérios de projeto, às seleções de materiais e à análise de falha de um componente em serviço ou em teste laboratorial.

A abordagem convencional para a análise do comportamento em fadiga de componentes é baseada no uso da curva tensão-vida (σ-N), que basicamente fornece a vida para nuclear a trinca por fadiga em um material sem defeitos. Entretanto, os componentes estruturais que já apresentem defeitos ou que possam apresentar trincas nucleadas em pontos de alta concentração de tensão no início da vida em fadiga, têm o processo de fadiga controlado pela propagação da trinca.

Segundo Bastian, F. L. (1994), o fator de intensidade de tensão K descreve o estado de tensões na ponta da trinca de um sólido com comportamento elástico linear. É válido também para comportamento elástico não linear, quando a zona plástica na ponta da trinca é pequena em relação às dimensões do componente. Isso permite a aplicação da mecânica da fratura elástica linear para metais e ligas metálicas no regime de escoamento em pequena escala. A restrição é que a região de deformação não linear seja pequena e esteja confinada dentro da região do domínio da amplitude do fator de intensidade de tensão, ΔK.

Uma vez que as tensões na vizinhança da ponta de uma trinca podem ser definidas em termos do fator de intensidade de tensão, existe um valor crítico de K que pode ser usado para especificar as condições para uma fratura frágil, sendo este valor crítico conhecido por tenacidade à fratura K_{IC}. Logo, para que ocorra a fratura é preciso que o valor do fator de intensidade de tensão aplicado alcance o valor de tenacidade à fratura, K_{IC} do componente.

3.3.Fator de Intensidade de Tensão

Existem três tipos de carregamentos que a trinca pode sofrer, como mostrado na figura 14, os modos I, II e III que se referem à maneira como a trinca se propaga no material.

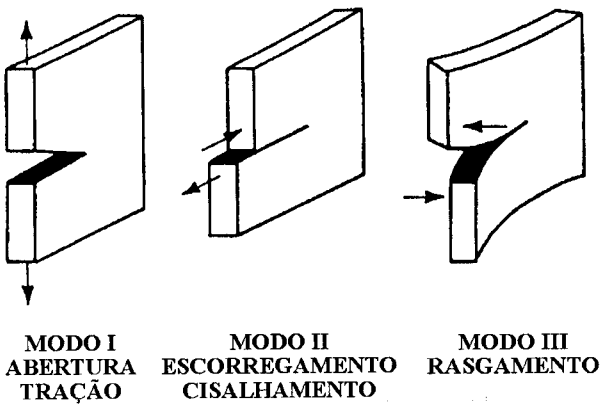


Figura 14 - Modos de abertura de trinca, MEYERS & CHAWLA (1982).

Assim sendo, o estágio I de propagação é extremamente dependente da microestrutura. A trinca é desacelerada à medida que se aproxima da barreira microestrutural dominante. À medida que a trinca avança, ela continua a ser desacelerada ao se aproximar de novas barreiras, mas em menor grau, até o ponto em que ela se torna insensível a novas barreiras microestruturais, atingindo o estágio II de propagação da figura 5.

Segundo Anderson, T.L (1995), Irwin, a partir dos métodos analíticos desenvolvidos por Westergaard para quantificar as tensões na frente de uma trinca em materiais elásticos, definiu o fator de intensidade de tensão K, que no modo de carregamento trativo pode ser dado como:

$$K_I = \lim_{r \to 0} \left\{ \sqrt{2\pi r}\ \sigma_{yy} \right\} \qquad \text{para } \theta = 0 \qquad \textbf{16}$$

sendo que σyy é a tensão normal ao plano da trinca e θ é o ângulo entre a direção longitudinal à frente da trinca e o plano de tensão estudado.

Para o caso de uma chapa com dimensões infinitas, contendo uma trinca planar passante, de comprimento 2a e carregada remotamente com uma tensão trativa uniaxial σ, perpendicular ao plano da trinca, a expressão do fator de intensidade de tensão será:

$$K_I = \sigma\sqrt{\pi a} \qquad \textbf{17}$$

Uma expressão geral, no caso de corpos de prova de dimensões finitas, tem-se:

$$K_I = Y\ \sigma\sqrt{\pi . a} \qquad \textbf{18}$$

onde Y é chamado fator de forma f(a/W), e pode ser encontrado em normas e livros da área.

O fator de forma Y ou f(a/W) representa um parâmetro ou função adimensional que depende tanto dos tamanhos quanto das geometrias da trinca e da

amostra. Este fator foi calculado matematicamente para vários tipos de corpos de provas laboratoriais, como por exemplo, os dois corpos de prova ilustrados na figura 15.

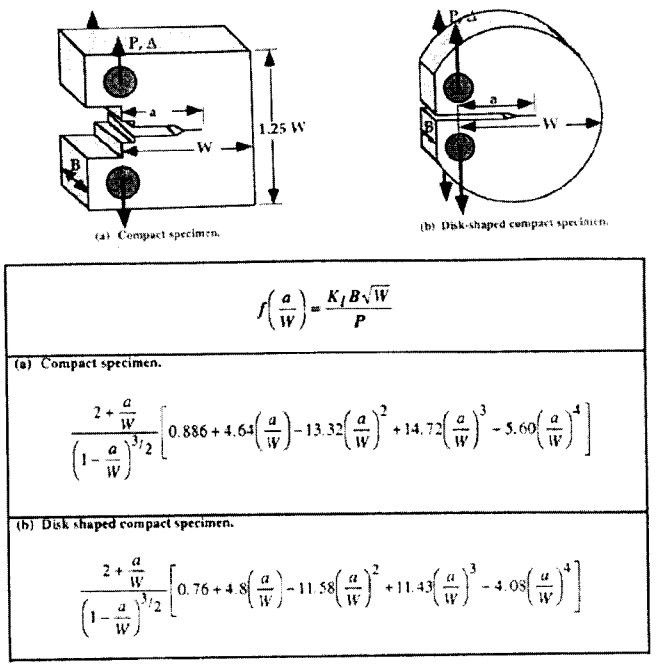
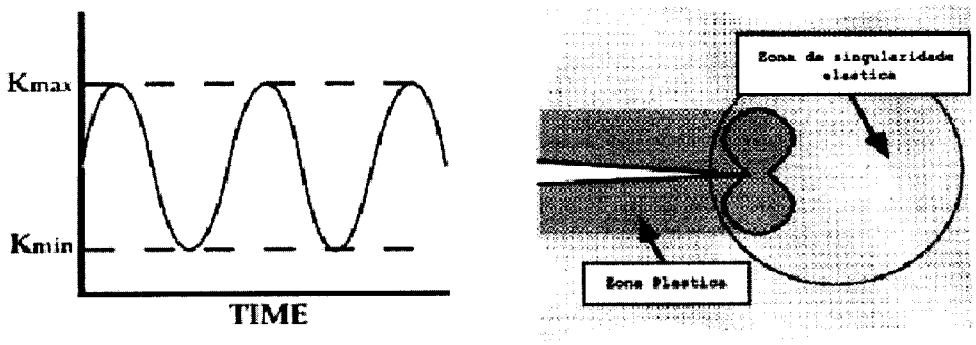


Figura 15 – Exemplos de fator de forma para um corpo de prova compacto (a) e um corpo de prova em forma de disco (b) ANDERSON (1995).

3.4. Conceito de Similaridade em Fadiga

Segundo Anderson, T.L (1995) o conceito de similaridade em fadiga permite obter as bases para a aplicação da Mecânica da Fratura. A similitude implica que as condições na ponta da trinca são definidas unicamente por um simples parâmetro de carregamento, tal como o fator de intensidade de tensão, K. No caso de uma trinca, sob certas condições, o crescimento por fadiga pode também ser caracterizado pelo

fator de intensidade de tensão, K. Pode ser observado que uma zona de deformação plástica cíclica é formada na ponta da trinca, deixando atrás de si um rastro de deformação plástica. Se a zona plástica é suficientemente pequena para que possa ser colocada dentro da zona de singularidade elástica, as condições na frente da trinca são definidas por K e a taxa de crescimento é caracterizada por K_{min} e K_{max} , ver figura 16.



2

Figura 16 - Crescimento de trinca em fadiga, sob amplitude constante e condições de escoamento de pequena escala, Anderson, T.L (1995).

Considerando um corpo de prova submetido a carregamentos cíclicos, com tensões remotas aplicadas no modo I de carregamento, variando entre valores mínimos e máximos, ou seja, submetido a uma variação de tensão constante $\Delta\sigma$, neste caso, a variação do fator de intensidade de tensão, ΔK_I , é definida como:

$$\Delta K_I = K_{I\,max} - K_{I\,min} \qquad \textbf{19}$$

$$\Delta K_I = Y\left(\sigma_{I\,max} - \sigma_{I\,min}\right)\sqrt{\pi a} \qquad \textbf{20}$$

$$\Delta K_I = Y\Delta\sigma\sqrt{\pi a} \qquad 21$$

onde,

Y = f(a/W), ou seja, o fator de forma;

W = largura do corpo de prova;

a = tamanho da trinca

$\Delta\sigma$ = tensão uniaxial perpendicular ao plano da trinca,

e a Razão de carga ou tensão pode ser dada como:

$$R = \frac{\sigma_{min}}{\sigma_{max}} = \frac{K_{min}}{K_{max}} = \frac{P_{min}}{P_{máx}} \qquad 22$$

Segundo Anderson, T.L (1995) na fratura monotônica, a força motriz para a propagação da trinca é a intensidade de tensão, K, enquanto que no processo de fadiga é a variação do fator de intensidade de tensão, ΔK.

A relação funcional do crescimento da trinca pode ser dada como:

$$\frac{da}{dN} = f\,(\Delta K, R) \qquad 23$$

Assim, obtém-se a expressão conhecida como Lei de Paris:

$$\frac{da}{dN} = \mathbf{C\,(\Delta K)^m} \qquad 24$$

,onde C e são constantes que dependem do material e do nível de tensão, e da/dN é a taxa de propagação da trinca.

A equação 23 pode ser integrada e desta forma ser obtido o número de ciclos necessários para ocorrência de uma falha por fadiga:

$$N = \int_{a_0}^{a_f} \frac{da}{f\,(\Delta K, R)} \qquad \textbf{24}$$

$$Nf = \frac{2}{(m-2)\,CY^m/(\Delta\sigma)\pi^{m/2}} \left\{ \frac{1}{(ao)^{(m-2)/2}} - \frac{1}{(af)^{(m-2)/2}} \right\} m \neq 2 \qquad \textbf{25}$$

$$Nf = \frac{1}{CY^2\,\Delta\sigma^2\pi}\,\ell n\,\frac{af}{ao} \Rightarrow m = 2 \qquad \textbf{26}$$

No caso de $K_{máx}$ e $K_{mín}$ variarem durante o período de carregamento, tem-se a dependência da história de carregamento e a equação 23 passa ser escrita como:

$$\frac{da}{dN} = f_2\,(\Delta K, R, H) \qquad \textbf{27}$$

onde H indica a dependência da história de carregamento.

A plasticidade excessiva durante o crescimento da trinca por fadiga, pode violar a similaridade de que K não mais caracterizaria as condições na frente da trinca, segundo Anderson T.L (1995). Um grande número de pesquisadores tem utilizado J na condição de escoamento em grande escala:

$$\frac{da}{dN} = f_3\,(\Delta J, R) \qquad \textbf{28}$$

$$\Delta J = \frac{\Delta K^2}{E'} \qquad \textbf{29}$$

$\Delta J \neq$ Jmax - Jmin **30**

onde ΔJ é a integral de contorno para o carregamento cíclico. A equação 29 é válida dentro da condição de escoamento em pequena escala, EPE e amplitude constante, porque neste caso J tem relação com K em condições lineares elásticas. No caso de deformação plástica em larga escala, a validade da equação 29 ainda não está comprovada.

3.5.Curvas da/dN vs. ΔK

Segundo Callister, W.D Jr (2000), embora possam ser tomadas medidas para minimizar a possibilidade de uma falha por fadiga, trincas e sítios de nucleação de trincas sempre existirão em componentes estruturais. Sob a influência de tensões cíclicas, estas trincas irão inevitavelmente se formar e crescer, sendo que este processo, se não for combatido, pode levar à fratura.

Os resultados de estudos de fadiga mostraram que a vida de um componente estrutural pode ser relacionada à taxa de crescimento da trinca.

O passo inicial para a determinação destas curvas de propagação de trincas por fadiga (da/dN) em função da variação do fator de intensidade de tensão ΔK, é a obtenção da curva de tamanho da trinca versus número de ciclos, como observado pela figura 17.

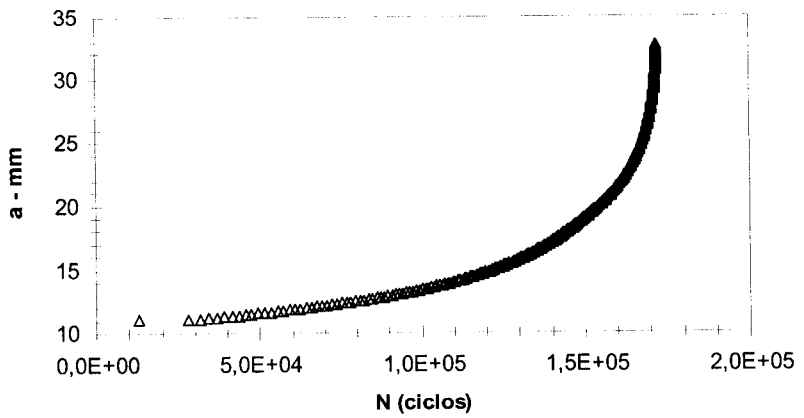


Figura 17 – Curva do tamanho da trinca, a versus o número de ciclos, N Ruckert et all (2003).

Atualmente, estas curvas podem ser obtidas diretamente após o ensaio, onde computadores são utilizados para o controle e tratamento de dados.

3.5.1. Equações Empíricas para o Crescimento de Trinca

A figura 18, apresenta uma curva esquemática em log-log típica de da/dN vs. ΔK, que ilustra tipicamente o comportamento do crescimento da trinca em fadiga nos metais. A curva sigmoidal apresenta três regiões bem distintas.

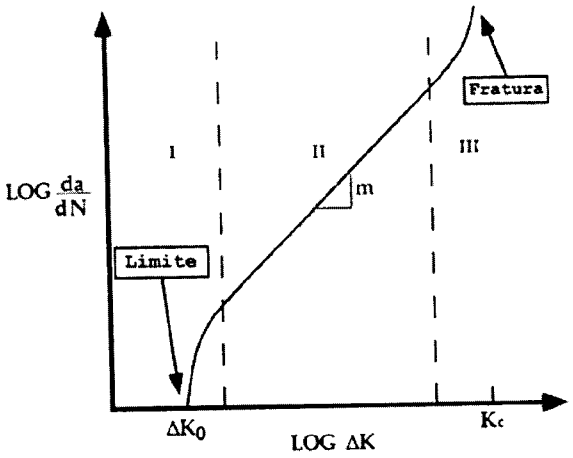


Figura 18 – Curva da/dN em função da variação da intensidade de tensão, ΔK, mostrando os quatro estágios do fenômeno de fadiga, ANDERSON (1995).

Na região I, pode ser observado que abaixo do limite ΔK_0 não é possível o crescimento de trincas. A região limite é muito importante, pois uma porção significativa da vida estrutural do componente é gasta nesta região. Segundo Sengupta, A.; Schaefer, J. e Putatunda, S.K (1990) o fator de intensidade de tensão limite ΔKo é também um parâmetro fundamental para a forma estrutural, pois espera-se que componentes estruturais projetados com base no limite de fadiga tenham uma vida infinita ou pelo menos que durem um longo período de tempo. De acordo com a norma ASTM E647 (1993), o limite ΔKo é definido como o valor da variação do fator de intensidade de tensão no qual a taxa de propagação de trinca é da ordem de 10^{-10} m/ciclo.

A região II é linear e pode ser descrita como a lei de potência:

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^m \qquad 31$$

onde **C** e **m** são constantes do material e determinadas experimentalmente.

De acordo com a equação 31, a taxa de crescimento da trinca nesta região é dependente somente de ΔK.

Segundo Anderson, T.L (1995), Paris e Erdogan foram os primeiros independentemente, a propor a relação da lei de potência da equação 31. Propuseram também um valor de m= 4, o qual foi utilizado em seus experimentos. Entretanto, hoje é conhecido que $2 \leq m \leq 7$. A equação 31 tornou-se amplamente conhecida como Lei de Paris.

Um número expressivo de pesquisadores tem desenvolvido modelos que descrevem toda ou parte da curva sigmoidal da/dN-ΔK. Muitas dessas equações são empíricas, entretanto algumas são baseadas em considerações físicas segundo Anderson, T.L (1995).

Forman apud Anderson, T.L (1995), propôs a seguinte relação para as regiões II e III:

$$\frac{da}{dN} = \frac{C\,\Delta K^{m}}{(1-R)K_{IC} - \Delta K} \qquad \textbf{32}$$

onde R é a razão de carga ou tensão onde C e m são constantes determinadas experimentalmente. Então a taxa de propagação de trincas torna-se infinita quando K_{max} se aproxima de K_{IC} (Kcrit ou K crítico)

Muitas outras equações foram apresentadas, sendo a maioria delas empíricas, tais como:

$$\frac{da}{dN} = \frac{C\,\Delta K^{m-1}}{\frac{Kcrit}{K\max} - 1} \qquad \textbf{Forman, R.G (1990)}\text{, regiões II e III} \qquad \textbf{33}$$

$$\frac{da}{dN} = \frac{C\Delta K^4}{K_{crit}^2 - K_{max}^2}$$ **Weertman, J (1966)**, regiões II e III **34**

sendo que, as duas equações acima se tornam infinito com ($K_{max} \rightarrow K_{crit}$ quando R>0).

$$\frac{da}{dN} = C\left(\Delta K^m - \Delta K_0^m\right)$$ **Klesnil, M e Lukas, P (1972)** (ΔK_0) **35**

$$\frac{da}{dN} = C\left(\frac{\Delta K - \Delta K_{TH}}{Kcrit - Kmax}\right)^m$$ **Priddle** (ΔKo e K_{crit}) **36**

$$\frac{da}{dN} = C\left(\Delta K - \Delta K_0\right)^2\left(1 + \frac{\Delta K}{Kcrit - Kmax}\right)$$ **McEvily, A.J (1988)** **37**

3.6. Fatores Influentes no Crescimento da Trinca por Fadiga

3.6.1. Efeito da Tensão Média na Resistência à Fadiga

A maior parte dos dados de fadiga obtidos na literatura se referem a ensaios onde a tensão média é zero, ou seja, a razão de carga R= -1. Entretanto, segundo Suresh (1991), na prática, o que se encontra é uma tensão alternada superposta a uma tensão estática.

A Figura 19 mostra uma maneira clássica de se representar os dados de fadiga para diferentes valores de tensão média. Observa-se que à medida que a tensão média aumenta, a amplitude de tensão permitida diminui.

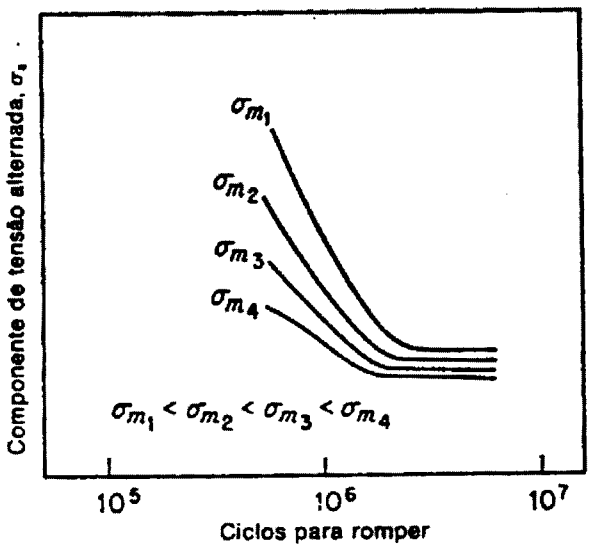


Figura 19 - Influência da tensão média nas curvas S-N, Dieter, G.E (1981).

O efeito da tensão média também pode ser incorporado na caracterização do comportamento deformação-vida. Assumindo que uma tensão média trativa reduz a resistência à fadiga (σ_f') tal como :

$$\frac{\Delta\sigma}{2} = (\sigma_f' - \sigma_o)(2N_f)^b \qquad \textbf{38}$$

a relação deformação-vida pode ser escrita como :

$$\frac{\Delta\varepsilon}{2} = \frac{(\sigma_f' - \sigma_o)}{E}(2N_f)^b + \varepsilon_f'(2N_f)^c \qquad \textbf{39}$$

Essa equação assume que somente a região elástica da curva deformação-vida é influenciada pela tensão média.

Segundo Suresh, S (1991) tanto materiais que endurecem ciclicamente, como os que amolecem ciclicamente sofrem relaxação da tensão média na região de baixo ciclo, pois a grande deformação plástica erradica qualquer efeito (benéfico ou prejudicial) da tensão média.

3.6.2. Efeito da Superfície na Resistência à Fadiga

A superfície livre de um componente é normalmente o local onde se inicia uma trinca por fadiga. Processos corrosivos com pequenos pontos de corrosão localizada, denominados pites, são formados na superfície do material e atuam como locais de concentração de tensões que, segundo Dieter, G.E (1981) é um outro fator que diminui a resistência à fadiga.

Tensões residuais compressivas na superfície, como aquelas causadas pelo jateamento com granalhas, encruam as camadas superficiais deixando a região em estado de tensão residual de compressão, melhorando o desempenho em fadiga.

Segundo Dieter, G.E (1981) o acabamento superficial de corpos de prova usinados afeta o desempenho em fadiga. Desta maneira, peças polidas apresentam um desempenho melhor, pois praticamente não possuem pontos concentradores de tensão macroscópicos.

Os processos de cementação e nitretação também induzem à formação de tensões compressivas superficiais, logo a descarbonetação superficial de um aço tratado termicamente será prejudicial à vida em fadiga.

Processos de usinagem e tratamentos térmicos inadequados podem gerar tensões residuais trativas na superfície resultando em um decréscimo da vida em fadiga.

Segundo Callister, W.D Jr (2002) as operações de usinagem utilizando uma ferramenta de corte formam pequenos riscos e sulcos na superfície de uma peça que

podem limitar a vida em fadiga. Observou-se que melhor acabamento superficial mediante um polimento aumenta significativamente a vida em fadiga.

Segundo Suresh, S (1991) os efeitos benéficos de tensões residuais introduzidas por tratamentos superficiais perdem seu valor à medida que as tensões aplicadas aumentam (fadiga de baixo ciclo) porque uma grande amplitude de tensão facilmente relaxa as tensões residuais, especialmente em materiais mais dúcteis.

3.6.3. Efeito da Razão de Tensão

A razão de carga ou tensão $R = \sigma_{min}/\sigma_{max}/ = K_{min}/K_{max}$, possui grande influência na taxa de crescimento da trinca. Para um mesmo valor de ΔK, quanto maior o valor de R, maior a taxa de crescimento, observar figura 20.

A equação apresentada por Forman é muitas vezes utilizada para explicar o efeito de R na taxa de crescimento da trinca.

$$\frac{da}{dN} = \frac{C\,\Delta K^{m}}{(1-R)\,K_{crit} - \Delta K} \qquad \textbf{40}$$

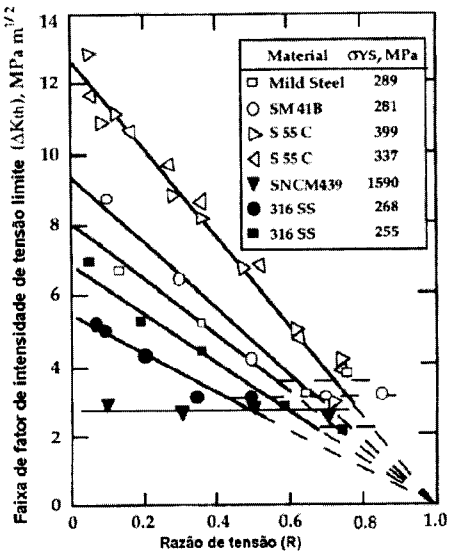


Figura 20 - Influência da razão R no limite de fadiga, Anderson, T.L (1995).

3.6.4.Efeito do Meio Ambiente

A taxa de crescimento pode ser significativamente influenciada pelo meio ambiente. Entretanto, o seu efeito é de difícil quantificação devido ao grande número de variáveis mecânicas, metalúrgicas e químicas e da interação entre elas. Além do mais, outros fatores adicionais que influenciam o efeito do meio ambiente são: a freqüência de carregamento, temperatura de ensaio, forma de onda de carregamento e taxa de carregamento, segundo Anderson T.L, (1995).

Segundo DIETER (1981), processos corrosivos causam a ocorrência de "pites" na superfície do material, que atuam como entalhes, concentrando tensões e conseqüentemente reduzindo a resistência à fadiga do material. Esta redução é muito superior quando os dois processos (corrosão e fadiga) operam simultaneamente, no

processo chamado de fadiga-corrosão, pois o ataque químico acelera muito a taxa de propagação da trinca em fadiga.

Assim, a utilização de materiais que sofram menor dano pela corrosão superficial (aço inoxidável, por exemplo) e ou processos de proteção superficial (pintura, galvanização) geralmente diminuem os danos de fadiga-corrosão.

3.7. Fechamento da Trinca

Elber[3] apud Bastian (1994), observou um importante fenômeno para a compreensão da propagação de trincas por fadiga no início da década de 70. Ele constatou que durante o descarregamento do ciclo de fadiga, a trinca fechava-se antes da carga aplicada ser anulada. Esse fenômeno foi denominado de fechamento de trinca por fadiga.[3]

A importância do fenômeno de fechamento na ponta da trinca está relacionada à diminuição da taxa de crescimento ou mesmo à sua parada, sob histórias de carregamentos em serviço. A finalidade dos modelos de estimativas de fechamento é chegar à resultados quantitativos na propagação de trincas por fadiga em termos de milímetros por ano mesmo em outros períodos de, por exemplo, para estruturas de aeronaves, vasos de pressão, componentes de engenharia e força, e assim por diante. Algumas vezes o carregamento em serviço é similar aos carregamentos com amplitudes constantes, enquanto que em outros casos, a história de carregamentos com amplitudes variáveis é predominante. Em ambos os casos, o

---

[3] ELBER, W. Fatigue crack closure under tension. Engineering Fracture Mechanics, v.2, 1970, p.37-45 apud BASTIAN, F. L. Aplicações da Mecânica da Fratura à Fadiga – Possibilidades e Limitações. Rio de Janeiro, 1994 (Texto de Conferência) COPPE, UFRJ.

conhecimento do nível de tensão de abertura da trinca, σ_{op} é geralmente aceito como essencial para estimativas de propagação, pois o conhecimento do valor de σ_{op} é necessário para definir qual a variação do efetivo fator de intensidade de tensão atuando na ponta da trinca:

$$\Delta K_{eff} = (K_{máx} - K_{op}) \qquad \textbf{41}$$

Segundo Schijve, J (1988), o fator de intensidade de tensão efetivo, ΔK_{eff} é suposto ser um parâmetro de campo apropriado para correlacionar a taxa de propagação de trinca sob diferentes condições de carregamento cíclico.

A curva da/dN x ΔK é uma sigmoidal e não uma reta e exibe uma dependência com R, particularmente nos limites extremos.

Na região III da curva, esta influência é explicada em termos da interação entre a fadiga e o atendimento de $K_{max} = K_{IC}$

Na primeira parte da curva, Elber, W. (1971) notou uma anormalidade na flexibilidade de vários corpos de prova de fadiga. Quando a carga era alta, a flexibilidade elástica concordava com as teorias existentes, conforme Anderson, T.L (1995).

Entretanto, para baixas cargas, a flexibilidade medida foi próxima à de um corpo de prova sem trinca. Elber, W. (1971) acreditou que este fenômeno era devido ao contato entre as superfícies da trinca. Ele postulou que o fechamento da trinca diminui a taxa de crescimento da trinca, reduzindo o valor de ΔK. Este fenômeno está esquematizado na figura 21.

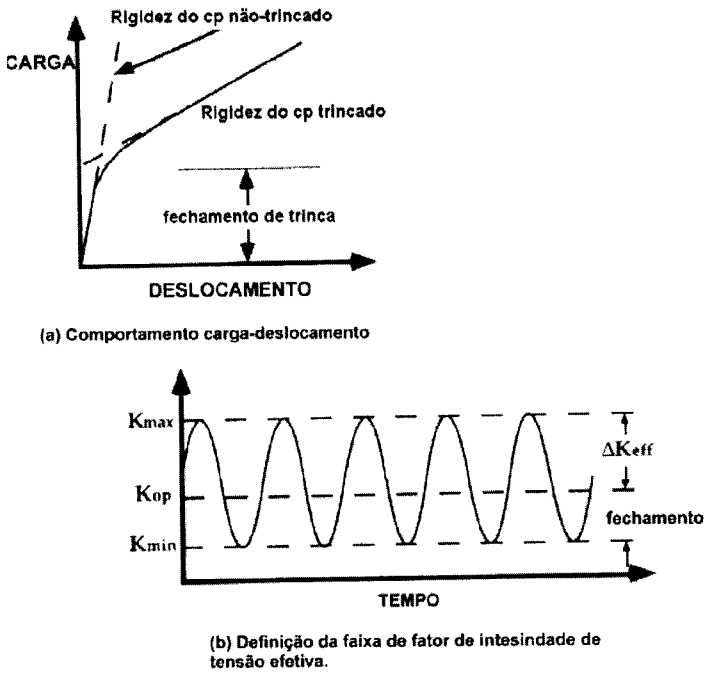


Figura 21– Fechamento da trinca durante crescimento de trinca por fadiga. (a) As faces da trinca encostam-se em um carregamento positivo , (b) resultando numa redução da força motriz na fadiga, ΔK_{eff}. Anderson, T.L (1995).

onde, K_{op} é o valor no qual a trinca efetivamente abre e a parte de fechamento não contribui para a propagação da trinca. Desta forma, a equação de Paris pode ser rescrita como:

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K_{eff}^{m}) \qquad 42$$

O fechamento da trinca pode ser induzido pelos seguintes mecanismos:

- por plasticidade
- por fluido viscoso

- rugosidade das superfícies de fratura
- transformações de fase induzida por deformação ou tensão
- por oxidação

A figura 22 representa cada mecanismo citado acima.

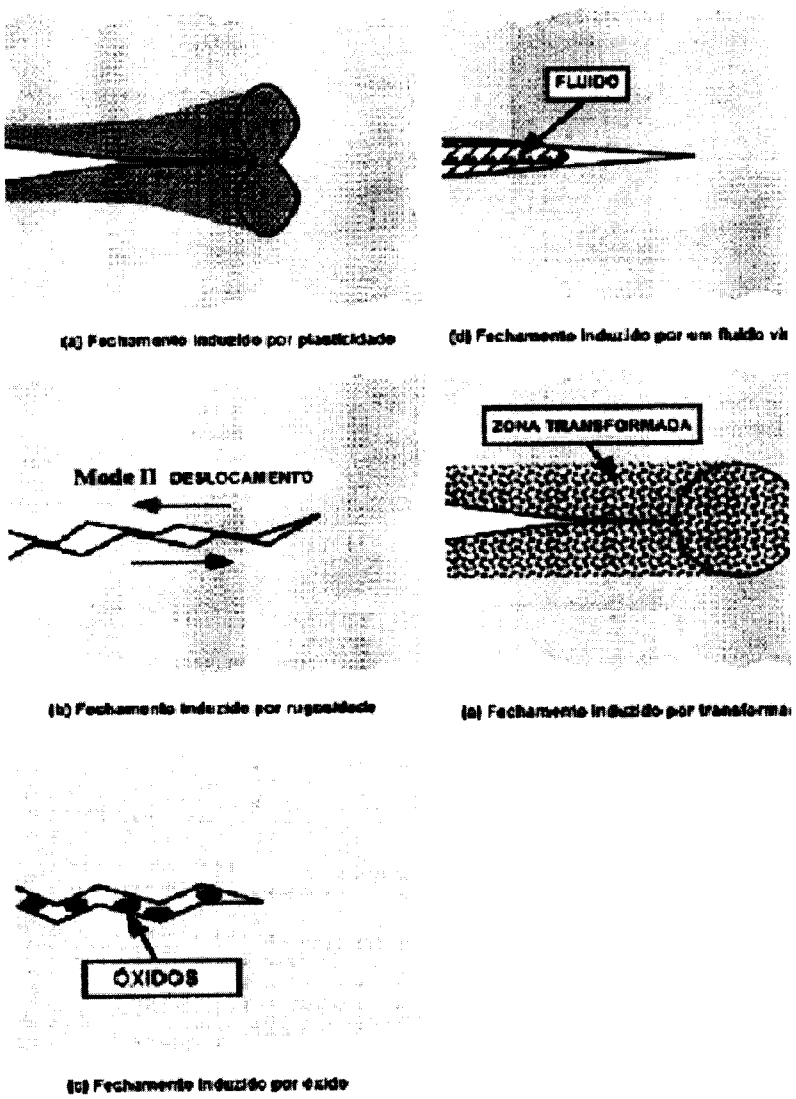


Figura 22 - Esquematização dos mecanismos de fechamento de trincas por fadiga em metais, Anderson, T.L (1995).

3.8. Taxa de Crescimento da Trinca por Fadiga e Espaçamento Inter-Estrias (Considerações Gerais).

Segundo o ASM Handbook, Vol 19 (1997), as estrias de fadiga oferecem um poderoso mecanismo de informação da taxa de crescimento de fadiga através dos espaçamentos inter-estrias e dos mecanismos propostos para sua formação. Os espaçamentos das estrias de fadiga geram evidências importantes para o entendimento do processo do crescimento da trinca por fadiga, não porque o espaçamento necessariamente revela muito sobre o seu processo, mas porque os espaçamentos inter-estrias constituem uma evidência quantitativa da média do incremento do crescimento de uma trinca de fadiga, conforme a trinca avança.

Tipicamente, uma estria é formada em cada ciclo de carregamento aplicado, sendo bem nítido para ensaios primários que uma estria freqüentemente evidencia um incremento do crescimento da trinca e o seu momento de parada. Mais recentemente, observações feitas por vários investigadores têm mostrado que uma estria não corresponde necessariamente a um ciclo aplicado, mas 10000 ciclos podem ser necessários para gerar uma estria segundo Davidson, D.L e Lankford, (1992). Dados para ambos os resultados parecem ser corretos e muitas das diferenças encontradas têm sido adequadas para o estudo dos diferentes componentes da curva da taxa de crescimento da trinca. Trabalhos recentes foram examinados com taxas de crescimentos relativamente grandes ($> 10^{-6}$ m/ciclo) aonde o espaçamento inter-estrias aproximadamente igual às taxas de crescimento da trinca. Pesquisadores mais recentes têm enfatizado o estudo para baixas taxas, onde o espaçamento inter-estrias é maior do que a taxa de crescimento da trinca.

Próximo ao limite (ΔK_0) (Estágo I), o espaçamento inter-estrias pode exceder a taxa de crescimento da trinca por uma ordem de magnitude, Davidson, D.L e Lankford, (1992). Baseado em uma grande parcela de informações coletadas para numerosos materiais, Grindberg, N (1984) foi o primeiro a reconhecer a importância do fato que o mínimo espaçamento de estrias observado, independentemente do material, é de aproximadamente 0,1 μm. Este fato foi encontrado no estudo do alumínio e suas ligas, de magnésio, níquel, titânio e muitos aços. Para casos no qual o espaçamento inter-estrias aumenta com ΔK o espaçamento mínimo ocorre próximo ao ΔK_{TH} ou se dados não foram obtidos em altos valores de ΔK, o espaçamento de estrias mínimo extrapola para $\cong$ 0,1 μm no limite, ΔK_0. De fato, o espaçamento inter-estrias e as taxas de crescimento de trinca divergem com o decréscimo de ΔK e o espaçamento inter-estrias mínimo é aproximadamente constante para todos os materiais e pode ter significativas implicações mecanísticas.

Para o estágio II, a relação de Paris da taxa de crescimento da trinca ($da/dN=C.\Delta K^m$) é aplicável na propagação de trinca por fadiga sob condições de freqüência de carregamento cíclico constante e estando dentro da diferença nominal de 10^{-5} a 10^{-3} mm/ciclo. Se a estria de fadiga é produzida em cada ciclo de carregamento, da/dN representa o espaçamento inter-estrias (s). A equação de Paris não descreve adequadamente o estágio I ou III da taxa de crescimento de fadiga, como visto anteriormente, ocorrendo freqüentemente uma superestimação do estágio I e uma subestimação do estágio III das taxas de crescimento segundo ASM Handbook Vol 19 (1997).

O estágio III é a fase de propagação final da trinca de fadiga, no qual o modo de formação de estria é progressivamente deslocado pelo modo de fratura estática, tal

como a ruptura do tipo coalecência de microvazios ou clivagem. A taxa de crescimento da trinca aumenta durante o estágio III antes que a trinca de fadiga se torne instável e o componente falhe. Devido à propagação da trinca ser altamente dominada pelo modo de fratura estática é esperado que a formação de estrias por ciclos seja intermitente.

Segundo Mughrabi (1987) e McMillan, J.C (1970) o perfil da fratura por fadiga pode variar dependendo do material e do estado de tensão. Materiais que exibem estrias nítidas mostram um perfil do tipo dente de serra, figura 23 (a) com emparelhamento de vale com vale ou entalhe com entalhe. Baixas tensões compressivas promovem um perfil de fadiga tipo entalhe (dente de serra), como mostra a figura 23 (c). Estrias distorcidas, não bem formadas e com espaçamentos irregulares, são algumas vezes denominadas de quase-estrias e não mostram perfis simétricos entre as faces de fratura, como mostra figura 23 (b). Mesmo a superfície de fadiga do tipo entalhe e do tipo dente de serra pode não apresentar o ajuste simétrico entre as faces da trinca. O plano microscópico local da trinca de fadiga freqüentemente se desvia do plano de aplicação da tensão pincipal. Conseqüentemente, segundo Beachem (1967), uma das superfícies de fratura será deformada mais pelo deslizamento do ciclo repetitivo do que o emparelhamento da outra parte. Logo, uma superfície de fratura pode mostrar estrias bem desenvolvidas enquanto seus lados opostos exibem estrias com formações pouco profundas (marcadas).

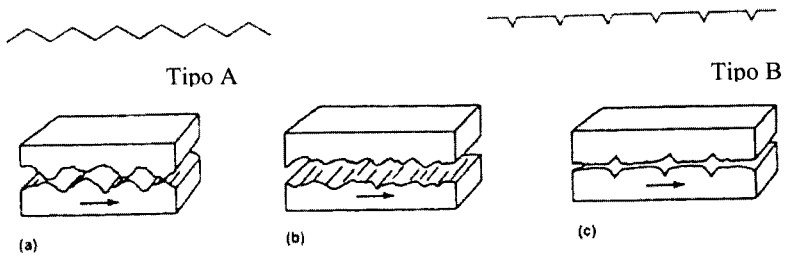


Figura 23 - Perfis de fratura por fadiga do tipo (a) e (b) dente de serra e entalhe (c) ASM Handbook Vol 19 (1997)

Sob condições normais, cada estria é o resultado de um ciclo de carga e marca a posição da trinca de fadiga quando foi formada. Entretanto, quando existe um decréscimo repentino na carga aplicada, a trinca pode temporariamente parar a sua propagação, e conseqüentemente, estrias não serão formadas. Segundo Koterazawa, R (1973) e Hetzberg, R.W (1967) a trinca reinicia sua propagação somente após um certo número de ciclos serem aplicados nos níveis mais baixos de tensões. Este fenômeno de freamento da trinca acredita-se ser devido à presença de um campo de tensão residual compressiva dentro da zona plástica na ponta da trinca que foi produzida após o último ciclo de fadiga de alta tensão.

A propagação de trinca por fadiga, logo o espaçamento inter-estrias, pode ser afetado por um grande número de variáveis, tais como as condições de carregamento, a resistência do material, a microestrutura e o meio ambiente (ex. temperatura, presença de agentes corrosivos ou gases e fluidos que fragilizam o material). Considerando somente as condições de carregamento, a qual inclui a tensão média σ_m, a tensão alternada e a freqüência cíclica, a amplitude da tensão alternada ($S_{máx}$ - $S_{mín}$) tem o maior efeito no espaçamento inter-estrias. O aumento da amplitude das tensões alternadas gera um acréscimo do espaçamento inter-estrias. Quando elevada,

a tensão média pode também aumentar o espaçamento inter-estrias, mas este efeito não é tão grande para um acréscimo numericamente equivalente da tensão alternada. Dentro de limites razoáveis, a freqüência cíclica tem um menor efeito no espaçamento inter-estrias. Em muitos casos, os espaçamentos inter-estrias de fadiga podem mudar significantemente em uma distância muito curta. Isto ocorre devido à propagação da trinca em superfícies inclinadas.

Como mencionado anteriormente, a propagação de trinca por fadiga tem usualmente sido estudado de duas formas, isto é, a aplicação do mecanismo de fratura elástica linear e a análise fratográfica da superfície de fratura, segundo Masuda, C (1980). A taxa de propagação de trinca por fadiga, da/dN é geralmente expressa por uma função de potência do fator de intensidade de tensão, como visto na equação (24), Broek, D (1969) e Nedbal et all (1994), sendo que esta equação só é válida dentro da região de da/dN de 0,1 a 1 μm/ciclo. Uma expressão similar foi sugerida por Miller, G.A (1968) para o espaçamento inter-estrias,s, como:

$$s = C_s (\Delta K)^{m_s} \qquad 48$$

onde Cs e ms são constantes de Miller obtida dos espaçamentos inter-estrias medidos.

Vários pesquisadores como Masuda, C (1978); Kistunai, Y (1978); Tanaka (1978); Bates, R.C. (1969) examinaram a relação entre da/dN e s, levando a uma possibilidades de aplicações práticas da análise de fratura de estruturas. Entretanto, segundo Masuda, C. (1980) não é claro se da/dN coincide com s em regiões de altos e baixos da/dN > 1 μm/ciclo e < 0,1 μm/ciclo, respectivamente.

Broek, D(1969) examinou a relação entre as equações 23 e 48 para duas ligas de alumínio e encontrou que da/dN coincide com s somente para valores de da/dN de 0,1 a 1 μm/ciclo. Broek, D (1969) explicou que acima desta região da/dN foi acelerado pela a fratura dúctil induzida pelas partículas intermetálicas onde o efeito de $K_{máx}$ é acentuado, enquanto abaixo desta região s se torna maior do que da/dN devido a não homogeneidade ao longo da frente da trinca.

3.9.Mecanismo de Formação da Estria de Fadiga

Segundo ASM Hadbook Vol 19 (1997), as estrias de fadiga são encontradas freqüentemente nas superfícies de fratura das ligas de alumínio cicladas em ambientes úmidos, enquanto para outras ligas, estrias não são sempre encontradas. Não é claro, em muitas instâncias, o porque das estrias em fadiga não serem formadas, mas por esse motivo têm atraído consideráveis investigações. Acredita-se que o alumínio apresenta boa marcação de estrias devido à sua alta ductilidade. Entretanto, segundo Davidson, D.L e Lankford, J (1992) mesmo se estrias não são observadas, a falta delas não significa que o mecanismo básico pelo qual a trinca avança tenha sido mudado, ou que não tenha surgido por fadiga.Uma falta de estrias na superfície de fratura em fadiga, pode ser também devido ao complicado fenômeno do fechamento de trinca induzido, acarretando atrito entre as superfícies de fratura, como causado pelo modo II de deslizamento. Os resíduos causados por este processo e reportados por muitos investigadores são particularmente relevantes quando óxidos finos são formados nas superfícies de fratura recentemente expostas.

O mecanismo da formação da estria geralmente compreende um processo de dois passos, como um resultado do embotamento da ponta da trinca com o aumento da porção de carga, seguido pelo reaguçamento quando a carga é liberada. Segundo Pelloux, R.M.N (1969) e Neumann, P (1974) o modelo deste mecanismo é baseado no deslocamento (escorregamento) da ponta da trinca. Entretanto, o deslizamento pode não ocorrer precisamente na ponta da trinca devido a presenças de imperfeições microestruturais ou vazios. Se a tensão é concentrada na trinca de fadiga, a deformação plástica (deslizamento) será confinada a uma pequena região na ponta da trinca enquanto o restante do material é sujeito às tensões elásticas. Como mostrada na figura 23 (a), a trinca abre no aumento da tensão do ciclo de carga pelo deslizamento em planos de deslizamento alternados. Como o deslocamento ocorre, a ponta da trinca embota, mas é reaguçada pelo deslizamento parcial reverso durante o declínio da quantidade de carga do ciclo de fadiga. Isto resulta em uma tensão compressiva na ponta da trinca devido à relaxação da tensão de tração residual elástica, induzida em um local do material não trincado durante o aumento da carga cíclica figura 23 (b). O fechamento da trinca não foi "ressoldado" porque as novas superfícies de deslizamento criadas durante o deslocamento da abertura de trinca são instantaneamente oxidadas, o qual faz completar um improvável deslizamento reverso. Algumas superfícies de fratura contendo estrias de fadiga amplamente espaçadas exibem traços de deslizamentos na aresta principal da estria e vestígios de arestas relativamente lisas, como esboçado pelo o modelo da figura 24. Entretanto, não são todas as estrias de fadiga que exibem traços de deslizamentos distintos, como sugerido na figura 24, o qual é uma representação simplificada do processo de fadiga, segundo ASM Handbook Vol 19 (1997).

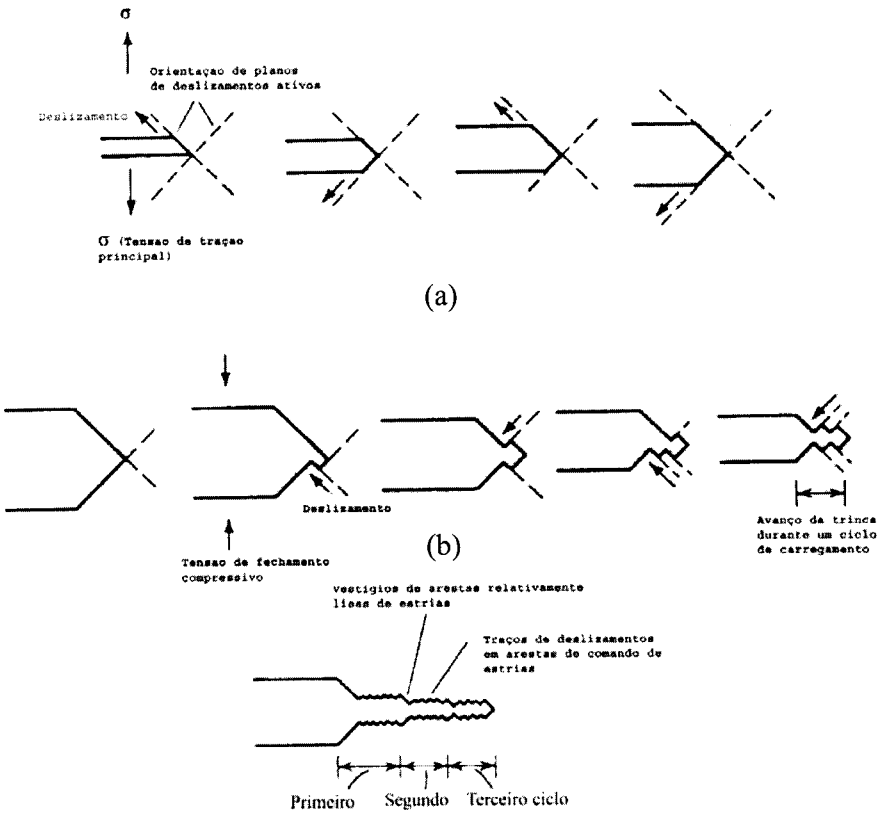


Figura 24 – Mecanismo da propagação da trinca por fadiga pelo deslizamento alternado na ponta da trinca. (a) Abertura da trinca e embotamento da ponta da trinca pelo deslizamento de planos de deslizamentos com o aumento da tensão de tração. (b) Fechamento de trinca e reaguçamento da ponta da trinca por deslizamento parcial reverso ou planos de deslizamentos alternados com o aumento da tensão de compressão, ASM Handbook Vol 19 (1997).

Segundo o ASM Handbook Vol 19 (1997), as estrias são mais comumente observadas no ar do que no vácuo. A ausência de estrias de fadiga nas superfícies de fratura dos metais testados em vácuo, tendem a reforçar a suposição que a oxidação reduz o deslizamento reverso durante o fechamento da trinca, o qual resulta na formação de estrias de fadiga. A falta de oxidação no extremo vácuo promove um deslocamento reverso completo, no qual resulta numa superfície de fratura de fadiga lisa e relativamente sem características marcantes definidas. Segundo Davidson, D.L

e Lankford, J (1992) para o crescimento da trinca de fadiga no vácuo, evidências apontam para um processo de dois passos que começa com a ponta da trinca embotando seguido pelo passo evidenciando menos plasticidade. O embotamento da ponta da trinca é acompanhado primeiro pela geração de numerosos deslocamentos conforme a trinca avança. Muitos destes deslocamentos não retornam para a ponta da trinca, mas permanecem muito próximas a elas e são detectadas pela lâmina de microscopia eletrônica de transmissão confundindo com deslocamentos, segundo segundo Davidson, D.L e Lankford, J (1992). O segundo passo na formação da estria é relatado com a ruptura ao longo da linha de deslizamento que se forma durante o passo de embotamento da trinca. A formação e ruptura da linha de deslizamento evidentemente deixam poucos deslocamentos anteriores, que devem ser caracterizados como o comportamento de matérias frágeis.

Segundo o ASM Handbook Vol 19 (1997), no ar, a formação das estrias é também um processo de dois passos, embora a seqüência dos efeitos podem depender de estria do tipo a ou b (figura 23), como reportado por Davidson, D.L e Lankford, J (1992), e dos resultados de Nix, K.J e Flower, H.M (1982). Nix, K.J e Flower, H.M (1982) onde afirmam que a banda de deformação acompanha a aresta de comando da frente de propagação da trinca de topo "leading edge" da estria tipo A, mas para estrias tipo B o oposto é verdade com a primeira parte sendo causada por clivagem, seguido pelo embotamento da ponta da trinca e conseqüentemente a geração de deslocamentos. Tal como o tipo de estria que forma pode depender da combinação da clivagem, ditado pela tensão de cisalhamento localizada e o perfil do detalhe desenvolvido depende da orientação do plano de clivagem e o sistema de deslocamentos para a tensão de tração e as tensões de cisalhamentos.

IFSC-USP SERVIÇO DE BIBLIOTECA

3.10. Parametrização do Fator-K

O processo de "parametrização do fator-K" e a sua aplicação a um caso de falha por fadiga mecânica, são respectivamente esquematizados nas Figuras 25 e 26 Em essência, a metodologia faz uso da reconhecida singularidade K dos campos de tensão e deformação elásticas lineares à frente de trincas em sólidos mecanicamente carregados. Segundo Anderson, T.L (1995) este fundamento elementar da Mecânica da Fratura Elástica Linear estabelece que, se um mesmo valor de K, função da carga, do comprimento da trinca e da geometria do carregamento, é desenvolvido em dois corpos distintos trincados, então a seqüência de eventos de fratura, i.e. iniciação e propagação da trinca, será idêntica em ambos os corpos. Sob certas condições por correspondência, o mesmo conceito se aplica a carregamentos cíclicos, alternados ou em fadiga, em que a força motriz da trinca é especificada em termos do intervalo do fator de intensidade de tensões elásticas ΔK.

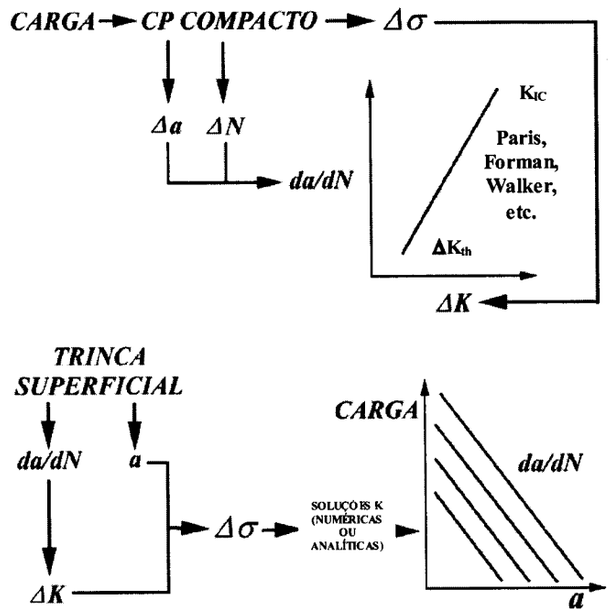
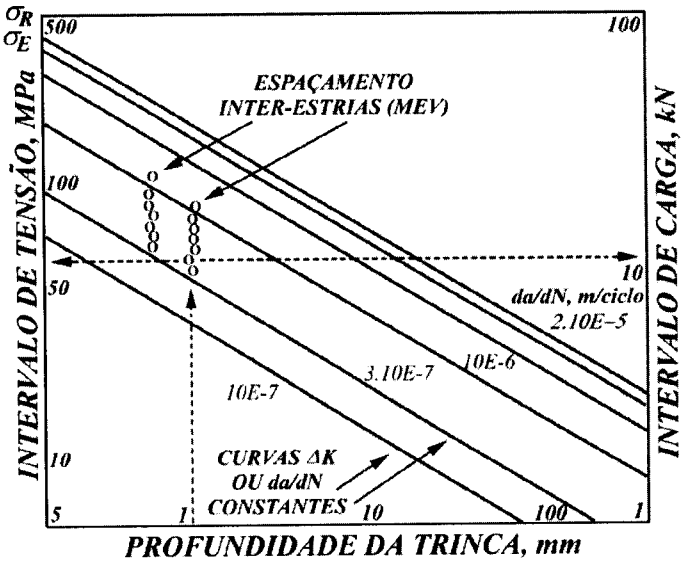


Figura 25 - Fluxograma de parametrização do fator-K, baseado na singularidade dos campos de tensões elásticas lineares desenvolvidos na frente de uma trinca, em um corpo de prova padronizado em escala de laboratório e no componente estrutural em teste ou serviço Ruckert, C.O.F.T et all (2003).

Segundo a Figura 25, a curva da/dN vs. ΔK é determinada para o material a partir de ensaios convencionais de fadiga conduzidos em ambiente de laboratório. Alternativamente, a literatura disponibiliza uma enorme quantidade de dados relativos às propriedades de fadiga para uma gama variada de materiais, ambientes e temperaturas, dentre outras condições de ensaio. A mesma Figura 25 ilustra o fato de que a solução K de uma trinca presente na superfície de um componente estrutural em condições de teste ou serviço pode ser analiticamente derivada por métodos de elementos finitos, ou, à semelhança dos resultados de fadiga acima mencionados, ser obtida em termos numéricos, a partir de dados amplamente divulgados na literatura. De posse destas informações, a Figura 25 mostra de que maneira podem ser obtidos

gráficos paramétricos, em que o nível de carga, ou tensão atuante no componente estrutural são determinados como função de ambos o comprimento da trinca, a, e o espaçamento inter-estrias (i.e. da/dN, que se correlaciona inequivocamente ao fator-K via curva da/dN vs. ΔK), este último dado determinado pela leitura fratográfica da superfície de fratura do componente, para aquele tamanho de trinca.

A Figura 26 exemplifica um caso prático da metodologia de parametrização do fator-K, aplicada a um componente aeronáutico idealizado que fraturou em teste ou serviço. Os valores de espaçamento inter-estrias (s), determinados por microscopia eletrônica de varredura (MEV) sobre a superfície de fratura do componente em duas distintas posições de comprimento da trinca de fadiga, são introduzidos no gráfico paramétrico, e revelam os intervalos de carga ou tensão que geraram os respectivos padrões de estriamento.



$$\Delta K = \Delta\sigma \,.\, Y.\sqrt{(\pi \,.\, a)}$$

Figura 26 - Aplicação do procedimento de parametrização do fator-K ao caso idealizado de fratura de componente estrutural aeronáutico segundo o mecanismo de fadiga, Ruckert, C.O.F.T (2003)

3.11. Potencial da Metodologia de Parametrização-K Proposta

O procedimento analítico-experimental ora proposto possibilita a determinação das cargas que causam a propagação de trincas por fadiga em componentes e estruturas submetidas às solicitações cíclicas. Ele permite, portanto, a inferência qualitativa e quantitativa das possíveis sobrecargas experimentadas pelas partes, seja em teste ou em serviço, relativamente às cargas previstas em projeto. Além disto, as cargas minimamente necessárias para causar o crescimento sub-crítico da trinca podem ser adequadamente estimadas. Estas informações são valiosos subsídios para as etapas de seleção de materiais, de projeto de aeronaves, de ensaios "full-scale" e de análise de falhas.

Um exemplo clássico dos benefícios associados à maior confiabilidade nas determinações das taxas de crescimento de trincas de fadiga, tal como proporcionada pela metodologia de parametrização-K, é a possibilidade de programação prévia dos espaçamentos entre os eventos de inspeção periódica não-destrutiva, rotineiramente aplicados aos componentes estruturais, com a conseqüente economia de tempo e gastos despendidos no processo de manutenção de aeronaves.

4. Procedimentos Experimentais

4.1. Material

O material deste estudo é uma liga de alumínio de alta resistência AMS 7475 tratada termomecânicamente para a condição T7351, segundo a norma SAE AMS 4202C (1989). Além de amplamente utilizado na indústria aeronáutica, este material apresenta acentuada ductilidade o que permite a formação visível de estrias, que podem ser mais facilmente observadas na superfície de fratura dos corpos de prova submetidos aos esforços de fadiga.

Foram realizados ensaios de dureza Viker's (HV) com carga de 10 kgf em todas as amostras utilizando uma máquina de ensaio de dureza Leco RT-240. Os valores finais da dureza foram obtidos da média de 5 medidas para cada corpo de prova.

As amostras do material (CP03, CP05, CP08 e CP13) foram embutidas em resina sintética (baquelite) e polidas em lixa d'água na seqüência 80, 120, 240, 320, 400, 600, 1000, 1200 e 2000 onde realizou-se um acabamento final em uma politriz com óxido de cromo de acordo com a norma ASTM E3-95 (1995). As microestruturas foram observadas nas direções longitudinal, transversal e de topo, e fotografadas utilizando um microscópio óptico Leica modelo Leitz DMRX.

O reagente Keller's foi utilizado no ataque sendo composto pelos seguintes elementos e proporção:

HF (48%)	2 ml
HCL concentrado	3 ml

HNO3 concentrado	5 ml
Água destilada	100 ml

Para a análise química da liga em questão, foi utilizado um espectrômetro óptico por centelha (ARL 3460) onde os resultados foram comparados com os valores nominais especificados pela Norma SAE AMS 2355 ou MAM 2355 (1989) e estão apresentados na Tabela 1.

Tabela 1 – Composição química da liga de Alumínio AMS 7475 segundo a Norma SAE AMS 2355 (1989).

Elemento Químico	% Peso Normalizado (SAE AMS 2355)		% em peso (B=2,5 mm)	% em peso (B=25 mm)
	Mínimo	Máximo		
Si	------	0,10	0,046	0,040
Fe	------	0,12	0,043	0,061
Cu	1,2	1,9	1,835	1,576
Mn	------	0,06	0,008	0,010
Mg	1,9	2,6	1,942	2,045
Cr	0,18	0,25	0,250	0,197
Ni	------	0,05	0,006	ND
Zn	5,2	6,2	5,477	5,464
Ti	------	0,06	0,047	0,018
P	-----	0,05	0,007	0,001
Pb	-----	0,05	ND	ND

Sb	-----	0,05	0,004	0,002
Sn	-----	0,05	0,002	ND
V	-----	0,05	0,003	0,003
Zr	-----	0,05	0,001	ND
B	-----	0,05	0,0009	0,0009
Co	-----	0,05	0,003	0,001
Al	-----	-----	Restante	***Restante***

ND=Não detectado.

Observando-se os valores, têm-se que todos os elementos estão dentro de intervalo de composição apresentado na Norma.

Segundo a Norma BS 98/712176 (1998), o tratamento na condição T7351 é conseguido pela aplicação das etapas descritas a seguir:

1) Solubilização da liga entre 460 °C e 500 °C e logo após resfriá-la em água à 40 °C;

2) Estiramento controlado a frio, com 1,5% a 3 % de deformação;

3) Alívio de tensões, entre 100 °C e 135 °C, por um tempo entre 3 h e 24 h;

4) Envelhecimento artificial entre 155 °C e 175 °C por um tempo entre 8 h à 30 h, a uma taxa de aquecimento menor que 20°C/h.

4.2. Ensaio de Tração

Para a obtenção das propriedades mecânicas monotônicas de tração, oito corpos de prova cilíndricos foram usinados, segundo a norma ASTM-8M (2000) sendo quatro corpos de prova removidos na direção LT e quatro na direção TL. Os espécimes foram ensaiados em um equipamento EMIC, à temperatura ambiente, velocidade de deformação de 1 mm/min até o escoamento e 5 mm/min até a sua ruptura. Utilizou-se o programa Tesc versão 1.10, sendo necessário programar os passos do ensaio em linguagem Script, específica do fabricante, para obtenção da curva tensão vs. deformação de engenharia, posteriormente convertida em gráfico de tensão vs. deformação verdadeira.

A figura 27 apresenta a geometria e dimensões dos corpos de prova utilizados no ensaio de tração.

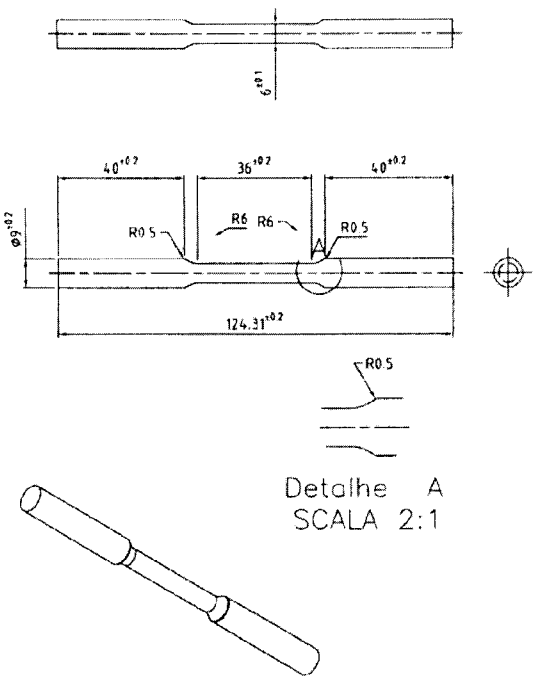


Figura 27 – Dimensões e geometria dos corpos de prova cilíndrico usados no ensaio de tração. Dimensões em mm.

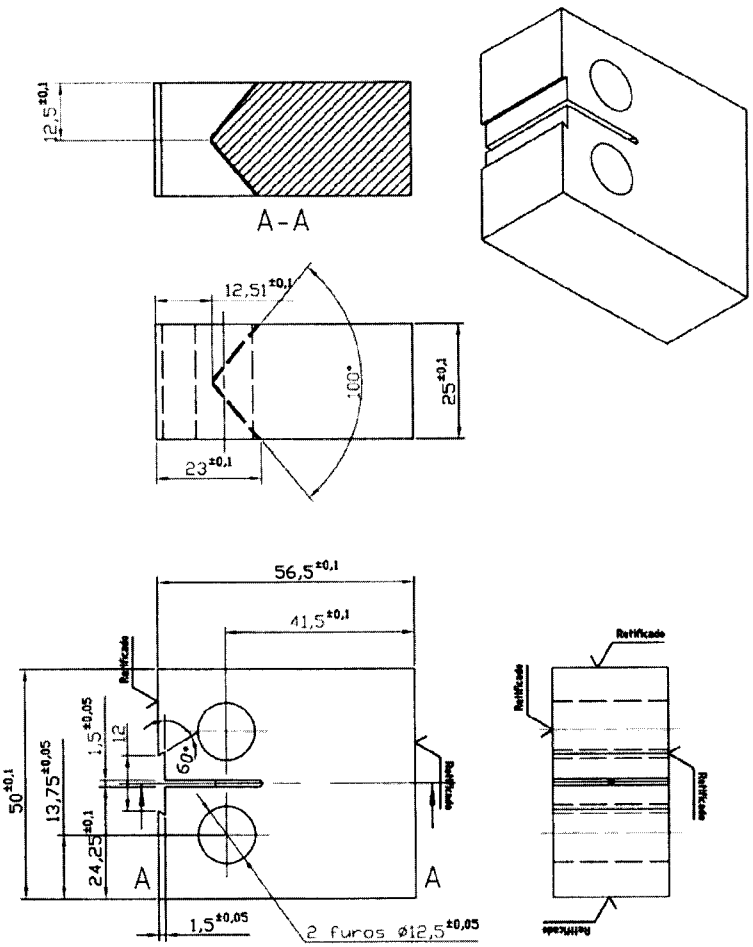
4.3.Ensaios de Propagação de Trinca por Fadiga

Seis corpos de prova do tipo compacto tração, C(T), foram confeccionados, segundo geometria e dimensões da figura 28. Dois corpos de prova foram ensaiados em fadiga sob controle de carga e quatro corpos de prova ensaiados em controle de ΔK, respectivamente para a determinação da curva da/dN vs. ΔK, em predominância de deformação e tensão plana, e para a correlação entre ΔK e o espaçamento inter-estrias. Destes últimos, dois com espessura de 2,5 mm foram ensaiados em condição de predominância do estado de tensão plana, CP03 e CP05 e dois em predominância do estado de deformação plana, CP08 e CP13. Quatro níveis de ΔK constante foram aplicados em um mesmo corpo de prova, onde após ensaio foram levados para análise fratográfica das estrias de fadiga, seguindo o método apresentado nas figuras 30 e 31. Em todos os ensaios o crescimento da trinca de fadiga foi monitorado visualmente, com o auxílio de uma luneta graduada e pela técnica da variação da flexibilidade elástica. Objetivando-se a planicidade da superfície de propagação da trinca por fadiga, foi adotada o uso de um entalhe tipo chevron na ponta do entalhe dos corpos de prova.

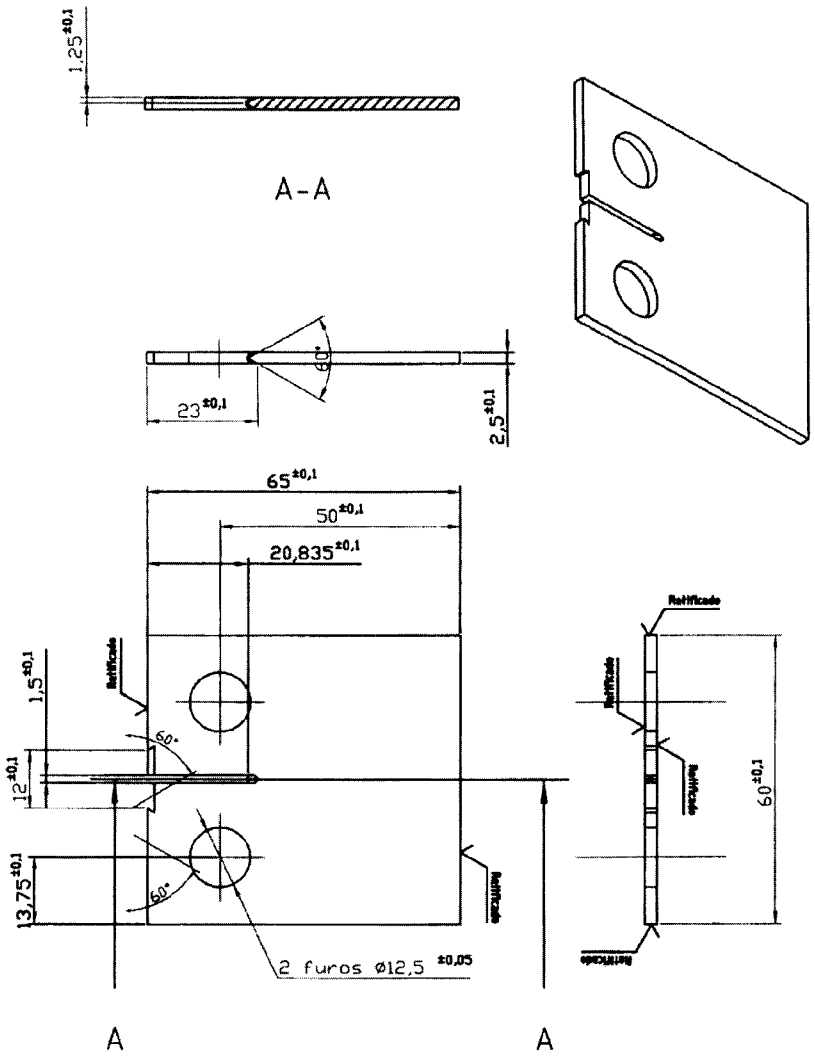
Na tabela 2 encontram-se os valores das constantes da flexibilidade elástica utilizados no ensaio de fadiga para os corpos de prova de 25 mm de espessura e 2,5 mm de espessura, pois possuem valores de W (largura útil do CP) distintos, 41,5 e 50,0 mm respectivamente. A distância X (posição do sensor à linha de carga) para ambos os casos foi de 15 mm.

Tabela 2 - Valores calculados da flexibilidade elástica para a geometria da figura 27(a) de 25 mm de espessura e 27(b) de 2,5 mm de espessura.

X/W	C0	C1	C2	C3	C4	C5
0,3000	1,0011	-4,7998	20,8290	-281,6433	1513,2801	-2840,8520
0,3615	1,0012	-4,9512	23,8236	-338,4178	1895,7736	-3741,2476



(a)



(b)

Figura 28 – Geometria e dimensões dos corpos de prova compacto-tração C(T) que foram confeccionados para o presente estudo (a) C(T) para predominância de deformação plana (25 mm de espessura) e (b) C(T) para predominância de tensão plana (2,5 mm de espessura). Dimensões em mm.

Os ensaios de fadiga foram realizados em uma máquina servohidráulica MTS 810 de 250 kN de capacidade, seguindo a Norma ASTM-E647

(1993), sob controle de carga, R (K_{min}/K_{max}) = 0,1, onda senoidal e com freqüência variando de 8 a 30 Hz. Esta variação da freqüência deveu-se ao problema da flexibilidade elástica. Dependendo do tamanho da trinca e do nível de ΔK aplicado foi preciso variar a freqüência de nível para nível de ΔK aplicado.

O módulo de elasticidade utilizado foi de aproximadamente 72 GPa, e o modo de controle de ensaio utilizado seguiu as necessidades do ensaio, sendo de carga constante "constant load" para a obtenção da curva da/dN x ΔK e K controlado por passos "K controlled step" para aplicar os quatro níveis de ΔK.

Os dados relativos aos ensaios de fadiga foram armazenados em um microcomputador e posteriormente processados em programas gráficos específicos.

No caso do ensaio de fadiga para levantamento da curva da/dN vs. ΔK, foram utilizados dois corpos de prova removidos na direção LT de 25 mm de espessura (predominância de deformação plana) e 2,5 mm de espessura (predominância de tensão plana). Destes ensaios foram obtidos os parâmetros da equação de Paris, C e m, para o correlacionamento com as constantes Cs e ms da equação 48 proposta por Miller, G.A (1968), dos espaçamentos inter-estrias.

No caso dos ensaios sob controle de K, quatro níveis de ΔK ($K_{máx}$-$K_{mín}$) foram aplicados em cada corpo de prova. O fator de intensidade de tensão variou entre 9,87 $MPam^{1/2}$ e 27,50 $MPam^{1/2}$ para o corpo de prova de 25 mm de espessura de 10 $MPam^{1/2}$ a 28,07 $MPam^{1/2}$ para o corpo de prova de 2,5 mm de espessura. Estes valores foram pré estabelecidos baseando-se na curva de Paris, onde é possível determinar qual faixa de intensidade de tensão de trabalho, onde a validade da correlação macroscópica (da/dN), e microscópica, s, de crescimento da trinca, é dita estar entre 0,1 à 1,0 μm/ciclo, segundo Broek, D (1969) e Nedbal (1994). Mas o

intervalo avaliado neste trabalho foi de 0,1 à 2,4 μm/ciclo. O carregamento foi aplicado em escala crescente, de modo a se evitarem efeitos de seqüência de carregamento, ou de interação entre cargas, que resultaria no retardamento da trinca, para um mesmo valor de R (próximo de zero, ou seja, fechamento máximo). Assim, foram gerados quatro padrões de estriamento facilmente distinguíveis sobre uma mesma superfície de fratura.

A distância mínima a ser percorrida pela trinca, sob cada condição de carregamento com ΔK constante foi determinada em função do grau de tunelamento desenvolvido na frente da trinca. Neste sentido, como as medidas dos espaçamentos inter-estrias são conduzidas ao longo da espessura do corpo de prova, ortogonalmente à direção de macro-propagação da trinca de fadiga, há de se garantir que todas as estrias avaliadas em uma rodada de medidas, tenham sido geradas sob idêntica condição de carregamento, em termos de ΔK nominalmente aplicado e calculado com base no comprimento real da trinca. Portanto, foi considerado que uma propagação a ΔK constante de 5 mm seria satisfatório para o atendimento destes requisitos para ambas as espessuras de corpos de prova, e foi utilizado em todos os corpos de prova. A Figura 29 ilustra o esquema acima exposto.

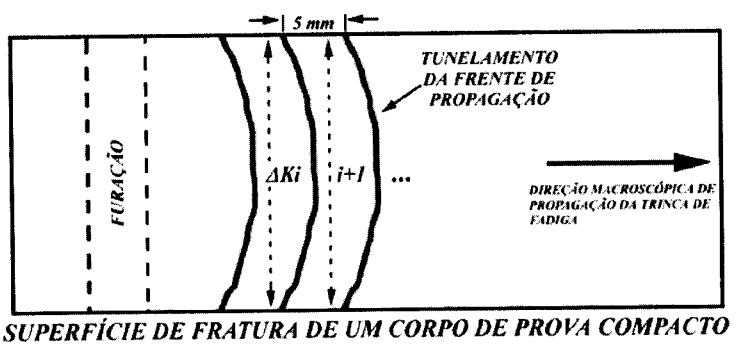
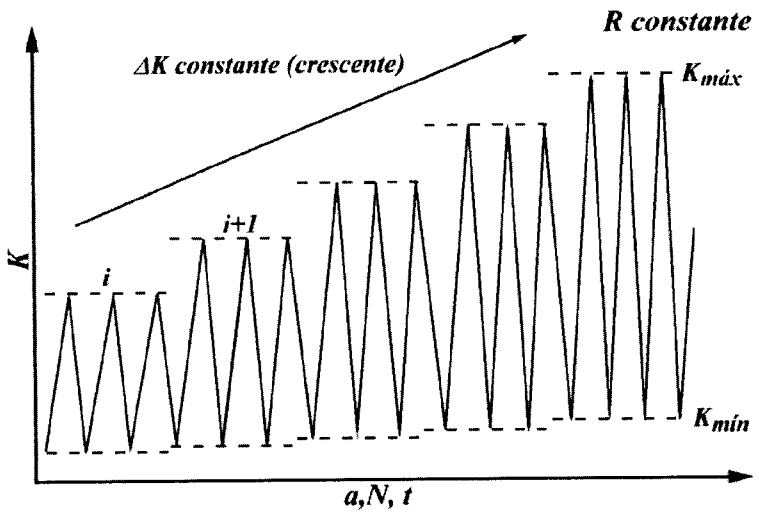


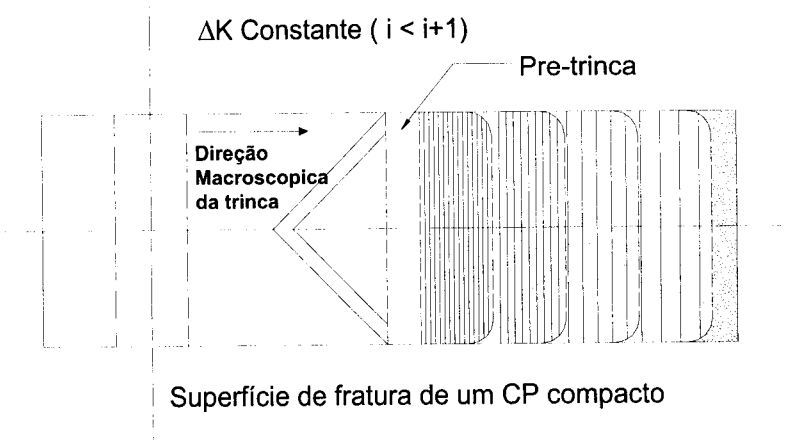
Figura 29 - Condições para medida de estrias desenvolvidas sob condições nominalmente idênticas de ΔK constante.

IFSC-USP SERVIÇO DE BIBLIOTECA E INFORMAÇÃO

Na Figura 30 são ilustrados os espectros típicos de carregamentos cíclicos crescentes, e os conseqüentes padrões de estriamento gerados sobre a respectiva superfície de fratura.



(a)



(b)

Figura 30 (a) Espectro de carregamento em termos do fator-K; (b) padrões de estriamento resultantes.

4.4. Ensaio de Tenacidade à Fratura - K_{IC}

Quatro corpos de prova foram usados para a obtenção do fator de intensidade de tensão crítico, ou tenacidade à fratura, K_{IC}, no intuito de conhecer o valor do fator de intensidade de tensão abaixo do qual a trinca se propaga subcriticamente no ensaio de fadiga. Os ensaios foram realizados no mesmo sistema de ensaio MTS utilizados nos ensaios de fadiga, de acordo com a Norma ASTM E1820 (2000). Os quatro corpos de prova confeccionados foram do tipo compacto de tração C(T), com dimensões e geometria apresentadas na figura 28(a).

Os corpos de prova foram pré-trincados até um comprimento de trinca de 3 mm, à temperatura ambiente, freqüência de 30 HZ e R=0,1. A carga de pré-trinca foi de no máximo 8,5 kN e o fator de intensidade de tensão ao final da pré-trinca foi de 15 $MPam^{1/2}$. O ensaio realizou-se sob controle de carga, à uma taxa de carregamento de 15 kN/min no CP1, 20 kN/min no CP2 , 45 kN/min no CP03 e 80 kN/min no CP04. Segundo a norma ASTM E399 (1990), no item 8.3 a taxa de carregamento deve variar de acordo com uma variação fixa do fator de intensidade de tensão compreendido entre 0,55 à 2,75 $MPam^{1/2}/s$. Portanto, houve a necessidade de se utilizar taxas de carregamentos distintas para os corpos de prova devido aos diferentes valores de tamanho de trinca, a_0, obtidos na pré-trinca. Todos os critérios de validação especificados na Norma ASTM E399 (1990) foram verificados. O módulo de elasticidade utilizado foi de aproximadamente 72 GPa. O crescimento da trinca foi monitorado visualmente e através da técnica de variação da flexibilidade elástica do corpo de prova

Após o ensaio, os dados da carga e do deslocamento foram colocados em gráfico, onde seguindo as diretrizes da Norma ASTM E1820 (1999) encontrou-se P_Q e conseqüentemente K_Q e após analisar todas as condições de validade, pôde-se concluir que $K_Q=K_{IC}$.

4.5. Análises Fratográficas

Após o ensaio de fadiga a ΔK constante, as superfícies de fratura dos corpos de prova foram limpas em álcool isopropílico. As estrias de fadiga foram observadas e fotografadas utilizando-se um microscópio eletrônico de varredura, com ampliações entre 5.000X a 20.000X.

Todas as imagens obtidas no MEV foram realizadas com uma distância de trabalho de 14 mm e ângulo de observação de 90 °, para que as variáveis do processo fossem minimizadas.

A figura 31 ilustra o esquema de aquisição de imagens no MEV. Note que os espaçamentos inter-estrias são tomados de 5 em 5 mm longitudinalmente e transversalmente espaçados de 1 mm, para os corpos de prova de espessura 25 mm e espaçados de 0,5 mm para o corpo de prova de 2,5 mm de espessura.

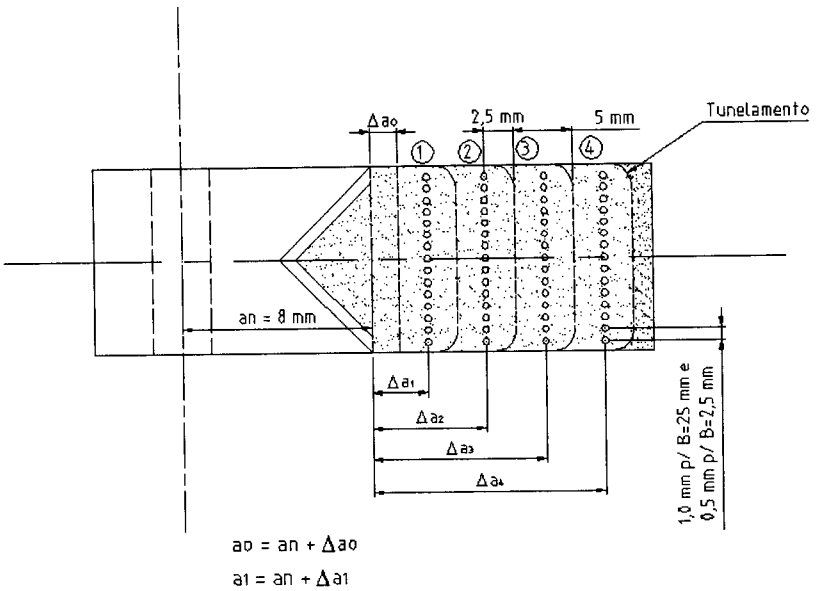


Figura 31 – Esquema da obtenção das imagens dos espaçamentos inter-estrias da superfície de fratura dos corpos de prova C(T).

Os objetivos principais da análise fratográfica são:

• Obter das fratografias os valores microscópicos de da/dN em função dos níveis constantes de ΔK aplicados durante o ensaio e compará-los aos valores macroscopicamente obtidos pelas curvas da/dN vs. ΔK.

• Determinar as variações no espaçamento inter-estrias formadas, com os diferentes fatores de intensidade de tensão como função da posição ao longo da espessura do corpo de prova, ou seja, verificar o efeito do estado de tensão local na taxa de avanço microscópico da trinca. Foi avaliado o efeito global da espessura dos corpos de prova nos resultados utilizando diferentes espessuras, ou seja, 2,5 mm e 25 mm para avaliar a predominância de tensão e deformação planas respectivamente;

• Verificar a variação da orientação de avanço local ou microscópico da trinca (i.e. orientação das estrias), relativamente à direção macroscópica de propagação da trinca de fadiga;

Na Figura 32 são esquematizados os possíveis efeitos de orientação e espaçamento inter-estrias que potencialmente afetam os resultados de estimativa das cargas ou tensões que geraram o padrão de estriamento.

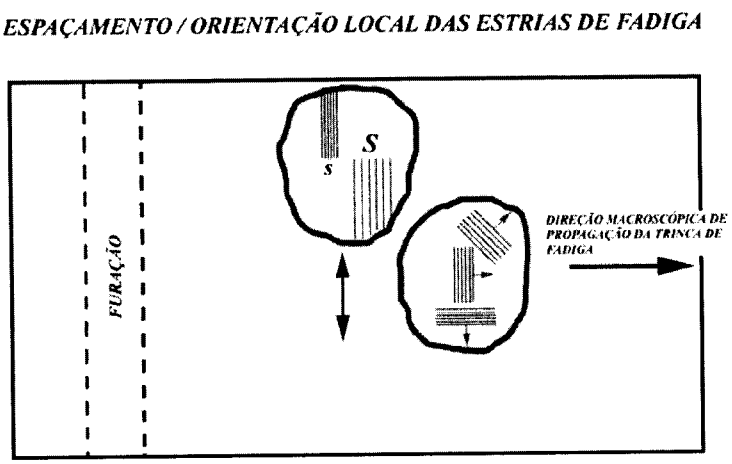


Figura 32 - Aspectos locais (estatísticos e determinísticos) do comportamento de estrias de fadiga.

Toda a análise do espaçamento inter-estrias foi realizada utilizando-se um analisador de imagem digital, onde, após a calibragem do programa, foram realizadas várias tomadas de distâncias inter-estrias, sempre tendo como base a média da marcação das estrias (vale). Os resultados de cada imagem foram gravados e analisados separadamente. A figura 33 mostra um exemplo de medida do espaçamento inter-estrias utilizando o programa analisador de imagem digital.

Os espaçamentos inter-estrias medidos pelo programa foram devidamente comparados com alguns resultados obtidos manualmente, ou seja, imprimindo a foto

em um padrão previamente conhecido (512 x 512 pixels). Em seguida calcula-se a largura total da imagem em micrometro com a equação 49 e com o auxílio da barra de calibração do programa informa-se o valor da largura calculado pela equação.

$$WxL = \frac{90.000}{Ampliação}(\mu m) \qquad 49$$

onde W é a largura e L a altura das fotos.

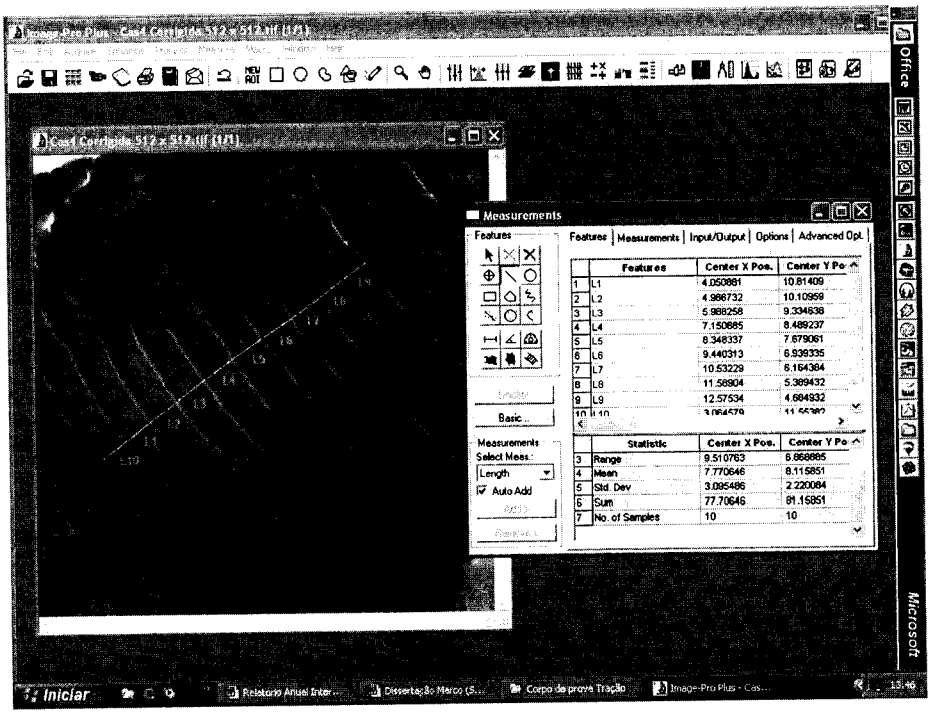


Figura 33 – Programa de imagem digital utilizado para medir os espaçamentos inter-estrias.

Para calibrar o programa, foi utilizada a equação 49 e calculada a largura e a altura de cada imagem. Esta forma de medir as distâncias inter-estrias otimizou o trabalho, com excelente precisão demonstrada quando os resultados foram comparados com o levantamento manual descrito anteriormente.

Assim, o espaçamento inter-estrias, S_L, foi medido. A média do espaçamento inter-estrias ao longo da direção macroscópica da propagação da trinca, valor projetado, S_P, foi obtido utilizando a seguinte relação geométrica:

$$S_P = S_L * \cos(\phi) \qquad 50$$

onde ϕ é o ângulo entre as duas direções acima referidas. Observe que S_L é maior ou igual à S_P, pois S_P é a projeção geométrica de S_L e a direção de crescimento da trinca macroscópica ao longo do qual a curva da/dN é monitorada.

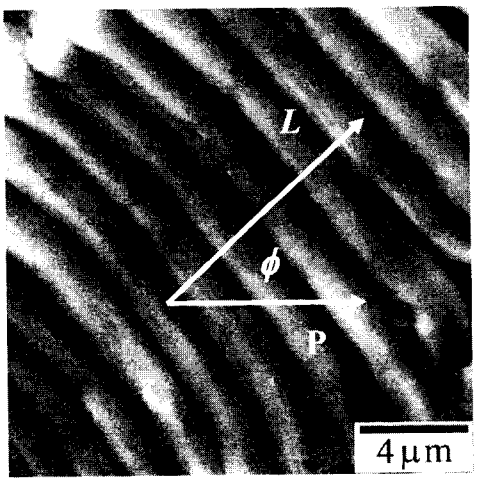


Figura 34 – Direções de crescimento de trinca microscópico (ou local, *L*) e macroscópico (ou projetada, *P*).

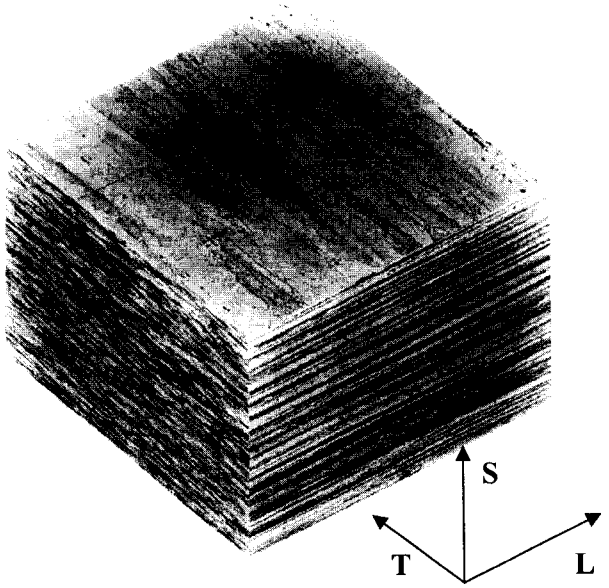
5. Resultados e Discussão

5.1. Análise Microestrutural

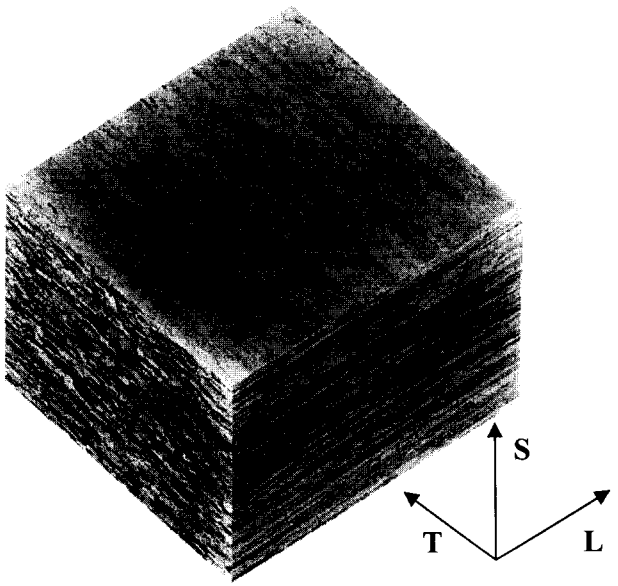
A Figura 35 exibe montagens tridimensionais das três principais direções, transversal, longitudinal e de topo da placa da liga de alumínio estudada. As amostras foram devidamente atacadas com o reagente de Keller e observadas por microscopia óptica, onde foi capaz de revelar os contornos de grão da liga com 25 mm e 2,5 mm de espessura.

Uma forte texturização microestrutural (estrutura bandeada ou fibrada) segundo a direção *L*, e, em menor escala, na direção *T*, foi observada respectivamente nos planos ***SL e ST***. Isto indica que a direção L corresponde à laminação (ou longitudinal, L) da placa-mãe, da qual foram extraídas as amostras em questão, e que a direção *T* corresponde à direção transversal à propagação da trinca (*T*) da referida placa, segundo a Norma ASTM E399-90.

Ambos os materiais (espessuras de 2,5 e 25 mm de espessura) apresentaram níveis de texturização semelhantes. Foram também avaliados os corpos de prova CP05 e CP08, que também apresentaram níveis de texturização semelhantes.



(a)



(b)

Figura 35 - Montagem tridimensional das microestruturas nas direções L, T e S. (a) CP03 com 2,5 mm de espessura (predominante tensão plana); (b) CP 13 com 25 mm de espessura (predominante deformação plana). Ataque: Reagente de Keller. Ampliação original de 100 X.

5.2.Propriedades Mecânicas

A tabela 3 mostra os resultados das medidas de dureza Vickers (HV) com carga de 10 kgf realizadas em uma máquina de dureza Leco RT-240.

Tabela 3 – Resultados da dureza HV dos corpos de prova ensaiados em fadiga a ΔK constante.

Número do CP	HV	Desvio Padrão
03	159,60	0,735
05	157,20	0,546
08	156,60	0,279
13	156,40	0,387

Obs. Os valores da tabela são obtidos de uma média de 5 medidas para cada corpo de prova.

As tabelas 4 e 5 mostram os resultados dos ensaios de tração para a direção LT e TL, respectivamente, da liga de alumínio estudada.

Tabela 4 – Resultados dos ensaios de tração de corpos de prova cilíndricos na direção LT, segundo a norma ASTM E8M-2000.

CP	ϕ (mm)	A (mm^2)	Sr (MPa)	Se (MPa)	RA (%)	ΔL[a] (%)	E(MPa)
01	6,09	29,1	456,6	389,2	24,38	16,6	73310,4
02	6,02	28,5	460,7	379,6	17,36	16,8	60955,9
03	6,12	29,4	477,6	403,7	18,95	17,8	79570,2
04	5,98	28,1	484,3	407,8	16,97	15,0	71864,7
Média	***6,052***	***28,77***	***469,8***	***395,1***	***19,42***	***16,55***	***71430***
DP	0,06397	0,6079	13,28	13,04	2,96	1,171	7739

[a] ***L_o = 25,0 mm (comprimento base de medida)***

Tabela 5 – Resultados do ensaio de tração para corpos de prova cilíndricos na direção TL, segundo norma ASTM ASTM E8M-2000.

CP	ϕ (mm)	A (mm^2)	Sr (MPa)	Se (MPa)	RA (%)	ΔL[a] (%)	E(MPa)
01	5,95	27,8	468,2	395,2	14,79	10,55	74793,7
02	6,07	28,9	456,8	384,2	15,57	11,13	70873,6
03	5,98	28,1	479,8	406,3	13,71	11,55	75130,4
04	5,98	28,1	484,2	407,6	14,13	11,50	72909,9
Média	***5,995***	***28,23***	***472,2***	***398,3***	***14,55***	***11,18***	***73430***
DP	**0,05196**	**0,6079**	**13,28**	**13,04**	**0,8124**	**0,4614**	**1963**

[a] ***L_o = 25,0 mm (comprimento base de medida)***

Observa-se que os limites de resistência e de escoamento são similares em ambas as direções, mas os parâmetros de ductilidade, %ΔL e %RA, são maiores para a direção LT. Os resultados dos ensaios de tração foram confrontados com a Norma MIL-HDBK-5H (1998) e as propriedades estão dentro das especificadas pela norma.

5.3. Ensaio de Fadiga – Curva da/dN - ΔK

Foram obtidos valores de da/dN versus ΔK nos regimes II e III, mas o valor de ΔK_0 não foi medido por estar fora do escopo do trabalho.

A figura 36 mostra a curva do comprimento da trinca em função do número de ciclos para o corpo de prova em predominância de deformação plana. A partir deste gráfico deriva-se a curva da/dN vs. ΔK.

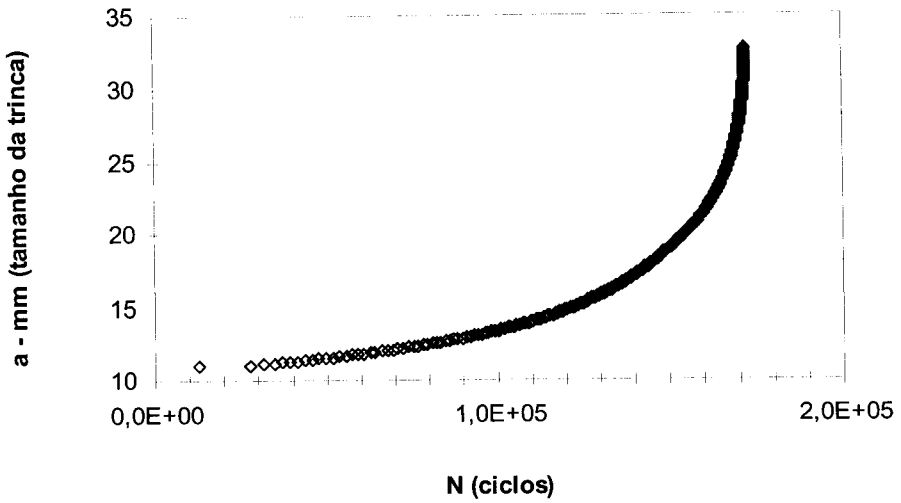


Figura 36 – Curva do tamanho da trinca versus o número de ciclos no estado de deformação plana para liga de alumínio AMS 7475 T7351 na direção LT, segundo norma ASTM E647-95a (1995).

Na figura 37, observam-se sobrepostas as curvas da taxa de propagação da trinca em função do fator de intensidade de tensão (da/dN vs. ΔK) para a liga de alumínio AMS 7475 T7351 para os estados de tensão e deformação plana, cujos dados foram confrontados com os resultados da Norma MIL-HDBK-5H (1998) e encontra-se correlacionados.

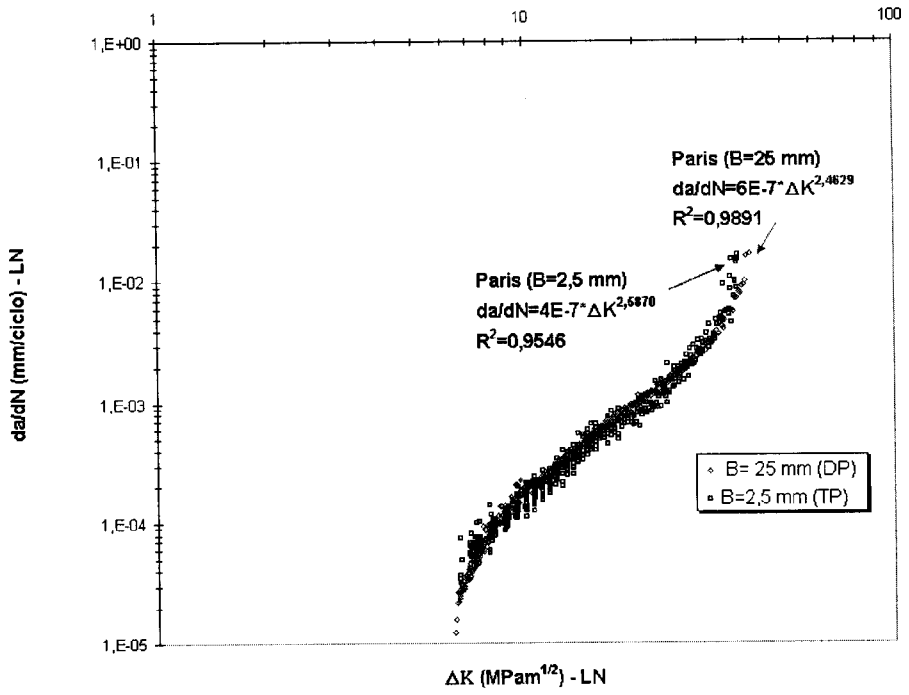
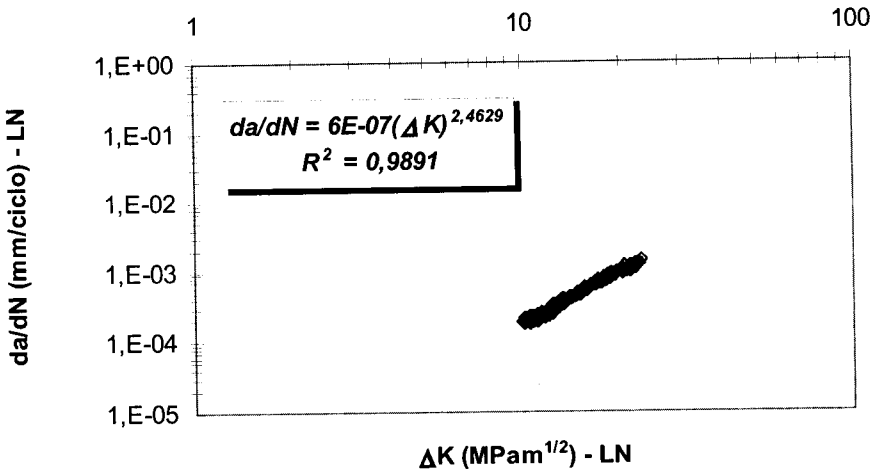
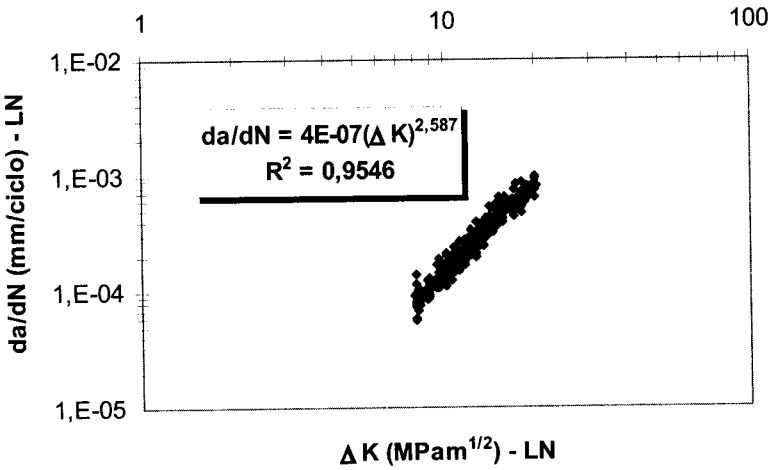


Figura 37 – Curva da/dN vs. ΔK para a liga de alumínio AMS 7475 na condição T7351 na direção LT, obtida para um corpo de prova C(T), de 25 mm de espessura (deformação plana) e 2,5 mm de espessura (tensão plana).

Na figura 38 (a) e (b), estão representadas apenas a região linear de Paris correspondente ao estágio II de propagação da trinca por fadiga para os dois estados de tensão avaliados. Foi realizada uma regressão linear dos pontos para se obter as constantes C e m da equação de Paris (Deformação plana: C=6E-7 e m=2,4629 - Tensão plana: C=4E-7 e m=2,5870).



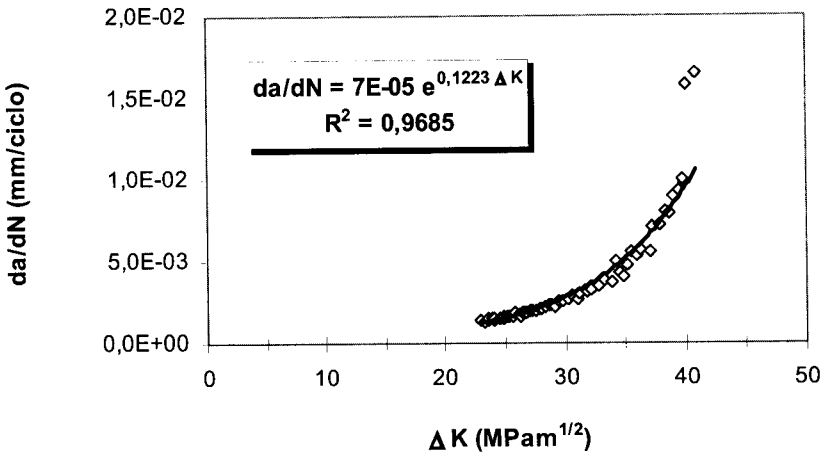
(a)



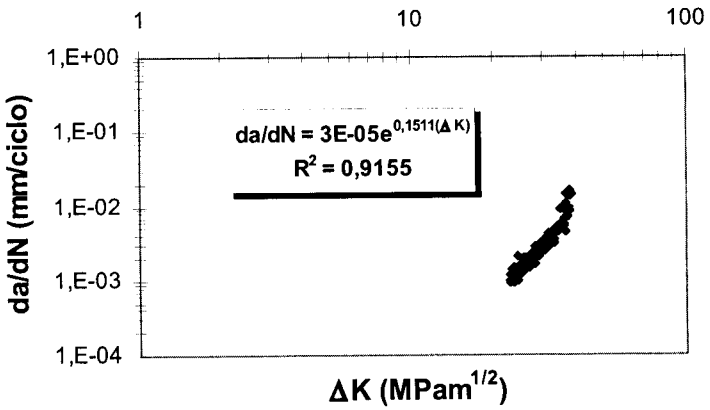
(b)

Figura 38 – Equação de Paris para o estágio II de propagação de trinca, na direção LT, para a liga de alumínio AMS 7475 T7351 (a) Deformação plana; (b) Tensão plana.

A figura 39 mostra a equação de regressão exponencial para a região III da curva da/dN vs. ΔK, que foi utilizada nos estudos de parametrização do fator-K, quando o valor de ΔK era superior a 23 $MPam^{1/2}$ (região III de propagação da trinca).



(a)



(b)

Figura 39 – Curva da/dN vs. ΔK da região III de disparo da propagação de trinca, em que foi medida a equação que rege os pontos experimentais. (a) Deformação plana; (b) Tensão plana.

Os valores das constantes de Paris, C e m, determinados na figura 38 (a) e (b) são relativamente próximos aos valores apresentados na Norma MIL-HDBK-5H (1998). Os valores das constantes de Paris, C=8E-8 e m=3,18, foram calculados através da regressão potencial de alguns pontos do gráfico da/dN vs. ΔK presentes na

Norma em questão por não haver encontrado os valores das constantes diretamente na Norma.

5.4. Ensaio de Tenacidade à Fratura (K_{IC})

A tabela 6 mostra os resultados dos ensaios de tenacidade à fratura da liga de alumínio AMS 7475 na condição T7351 e na direção LT após a análise criteriosa do gráfico carga vs. deslocamento, seguindo as diretrizes da Norma ASTM E1820 (1999).

Tabela 6 - Resultados dos ensaios de tenacidade à fratura da liga de alumínio AMS 7475 na condição T7351 e na direção LT

CP	K_{IC} (MPam $^{1/2}$)	Taxa de Carregamento
01	51,39	15 kN/min
02	49,60	20 kN/min
Média	**50,495**	_

A tabela 7 mostra os resultados dos ensaios de tenacidade à fratura da liga de alumínio AMS 7475 na condição T7351 e na direção TL.

Tabela 7 - Resultados dos ensaios de tenacidade à fratura da liga de alumínio AMS 7475 na condição T7351 e na direção TL

CP	K_{IC} (MPam $^{1/2}$)	Taxa de Carregamento
03	37,5	45 kN/min
04	36,7	80 kN/min
Média	**37,1**	_

As medidas da tenacidade à fratura permitem verificar as possíveis diferenças que existem entre as duas direções, TL e LT, respectivamente.

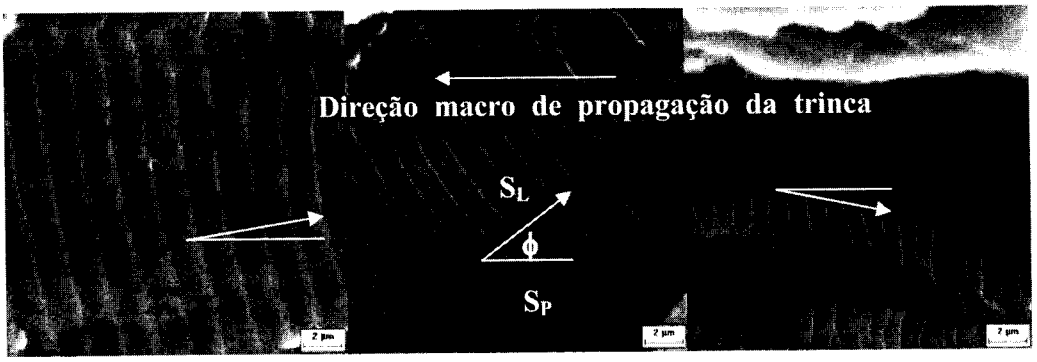
A carga P_Q encontrada para o CP 1 foi de 26 kN , para o CP2 foi de 20,4 kN , para o CP3 foi de 19,7 kN e finalmente de 18,23 kN para o CP04.

A Norma SAE AMS 4202C mostra que a tenacidade à fratura para corpos de prova com espessura entre 19,02 e 31,72 mm , na orientação LT tem que ser maior que 42 $MPam^{1/2}$ e na direção TL maior que 35 $MPam^{1/2}$. Logo ambos os ensaios realizados estão validados pela Norma em questão.

Observa-se que a média da tenacidade à fratura da liga de alumínio AMS 7475 T7351 na direção TL , de 37,1 $MPam^{1/2}$ é bem menor que na direção LT, 50,5 $MPam^{1/2}$ respectivamente. Portanto, o material estudado foi o de maior tenacidade por satisfazer as reais necessidades da EMBRAER. Este fato ocorre devido à trinca dispender mais energia ao transpor os grãos perpendicularmente à direção de laminação do que longitudinalmente. Logo a direção LT é mais tenaz, resultando em uma tenacidade à fratura maior que a direção TL.

5.5. Análise Fratográfica

Na figura 40 podem ser observadas estrias de propagação obtidas da análise em MEV para distintos valores de ΔK.

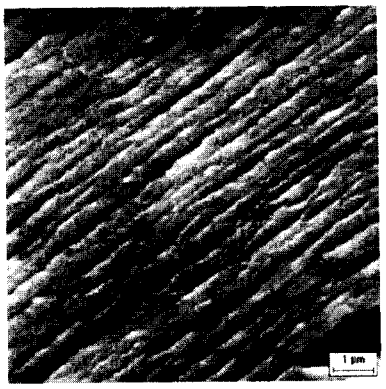


(a) (b) (c)

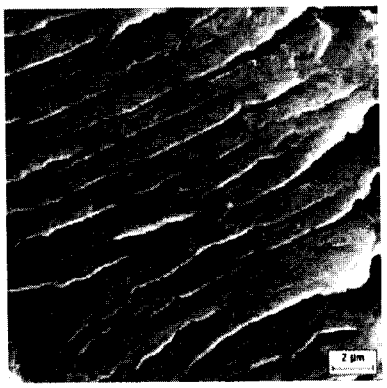
Figura 40 – Fratografia da superfície de fratura da liga de alumínio observada em MEV após ensaio de fadiga com ΔK constante de (a) 22,08 MPam$^{1/2}$; (b) 20,56 MPam$^{1/2}$ e (c) 18,07 MPam$^{1/2}$. Aumento original de 5000 x.

Analisando-se a figura 40 observa-se claramente a diminuição progressiva do espaçamento inter-estrias, s, com a diminuição da variação do fator de intensidade de tensão ΔK. O ângulo ϕ entre a direção de propagação macroscópica, S_P e microscópica, S_L das estrias é caracterizado na figura 39.

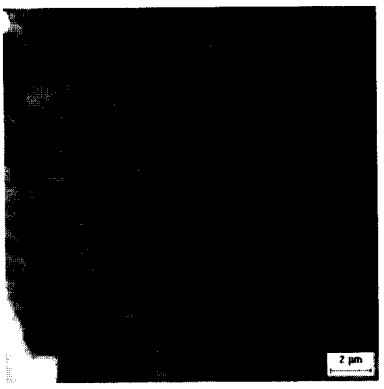
A figura 41 mostra imagens com ampliações originais distintas, variando de 5.000 a 20.000X, e a variação do fator de intensidade de tensão, visando mostrar a dificuldade de caracterização das medidas dos espaçamentos inter-estrias, que comumente ocorre nas análises fratográficas de ligas de alumínio submetida a esforços cíclicos.



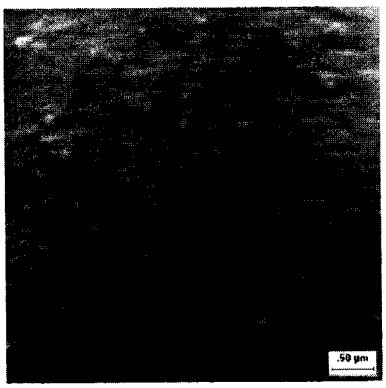
(a) 14,74 MPam$^{1/2}$ (10.000x)*



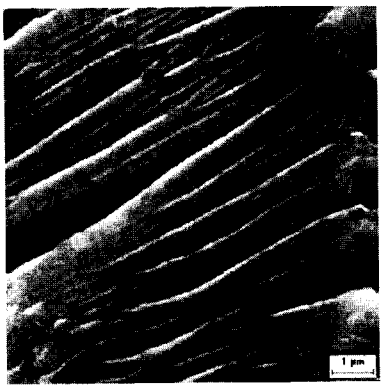
(b) 21,13 MPam$^{1/2}$ (5.000x)*



(c) 24,71 MPam$^{1/2}$ (5.000x)*



(d) 9,97 MPam$^{1/2}$ (20.000x)*



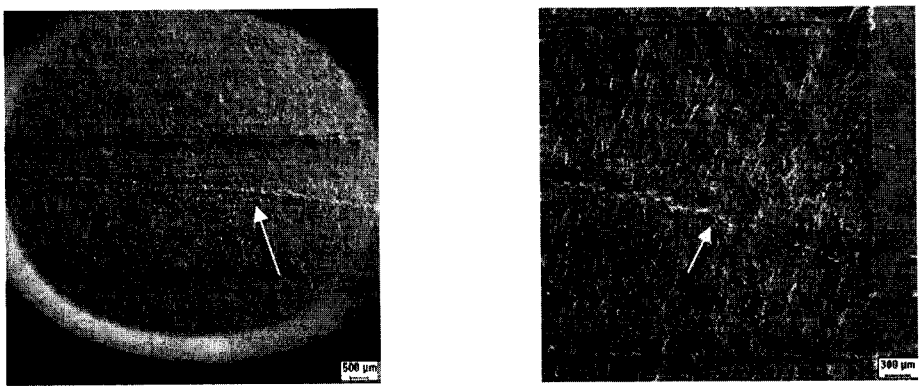
(e) 15,19 MPam$^{1/2}$ (10.000x)*

(f) 8 MPam$^{1/2}$ (20.000x)*

Figura 41 – Imagens da liga de alumínio 7475 T7351 ensaiada em fadiga, onde é mostrada a dificuldade de caracterização das medidas dos espaçamentos inter-estrias que comumente ocorre nas análises fratográficas. * Ampliações originais.

As figuras 42 (a) e (b) mostram uma sobrecarga aplicada propositalmente durante o ensaio de fadiga para a visualização do tunelamento formado na frente da trinca do corpo de prova de 25 mm de espessura (predominante deformação plana).

Estas figuras não foram utilizadas neste trabalho, mas sim figuras próximas a estas, mas com boa visualização.



(a) (b)

Figura 42 – As setas indicam uma marca de sobrecarga aplicada durante o ensaio. Nota-se a forma do tunelamento na frente da trinca que se propaga. Ampliação de (a) 9x e (b) 20x.

As tabelas 8, 9, 10 e 11 mostram as ***médias*** dos resultados do ensaio da taxa macroscópica de propagação da trinca, da/dN, correlacionados aos resultados das análises fratográficas dos ensaios de fadiga à ΔK constante, para os quatro corpos de prova ensaiados e analisados. Para o caso de predominância em tensão plana é importante notar que para o intervalo de da/dN entre 0,1 a 1 µm/ciclo (região II), os espaçamentos inter-estrias S_L e S_P, são sempre menores que o valor macroscópico, dado por da/dN. Enquanto, para a predominância de deformação plana são sempre maiores, o que demonstra haver uma diferença da formação na topografia da estria devido ao estado de tensão predominante.

Tabela 8 – Resultados das análises fratográficas do CP03 (estado predominante de tensão plana) determinados para o material ensaiado.

ΔK (MPam $^{1/2}$)	a (mm)	da/dN [a] (μm/ciclo)	da/dN [b] (μm/ciclo)	S_L (μm)	DP_L	S_P (μm)	DP_P	ϕ (°)
14,740	12,87	0,478	0,422	0,400	0,046	0,393	0,045	10,74
19,436	18,23	0,935	0,863	0,771	0,050	0,758	0,051	10,54
24,710	24,71	1,437	1,255	1,255	0,132	1,231	0,535	11,22
28,069	28,12	2,168	2,085	1,531	0,158	1,424	0,152	21,55

a - Taxa de propagação da trinca para espessura de 25 mm (predominante deformação plana)
b - Taxa propagação da trinca para espessura de 2,5 mm (predominante tensão plana)

Tabela 9 – Resultados das análises fratográficas do CP05 (estado predominante de tensão plana) determinados para o material ensaiado.

ΔK (MPam $^{1/2}$)	a (mm)	da/dN [a] (μm/ciclo)	da/dN [b] (μm/ciclo)	S_L (μm)	DP_L	S_P (μm)	DP_P	ϕ (°)
9,966	17,25	0,183	0,153	0,148	0,020	0,134	0,019	25,12
12,668	22,33	0,321	0,285	0,281	0,026	0,269	0,026	16,81
17,864	27,45	0,771	0,691	0,643	0,059	0,599	0,057	21,32

a - Taxa de propagação da trinca para espessura de 25 mm (predominante deformação plana)
b - Taxa propagação da trinca para espessura de 2,5 mm (predominante tensão plana)

Tabela 10 – Resultados das análises fratográficas do CP13 (estado predominante de deformação plana) determinados para o material ensaiado.

ΔK (MPam $^{1/2}$)	a (mm)	da/dN (μm/ciclo)	S_L (μm)	DP_L	S_P (μm)	DP_P	ϕ (°)
9,889	17,95	0,179	0,205	0,025	0,196	0,026	17,04
12,622	23,01	0,333	0,422	0,042	0,381	0,041	25,47
18,072	27,20	0,789	0,808	0,086	0,784	0,085	14,00
21,131	33,82	1,115	0,792	0,088	0,744	0,083	20,05

Tabela 11 – Resultados das análises fratográficas do CP08 (estado predominante de deformação plana) determinados para o material ensaiado.

ΔK (MPam $^{1/2}$)	a (mm)	da/dN (μm/ciclo)	S_L (μm)	DP_L	S_P (μm)	DP_P	ϕ (°)
14,833	12,34	0,517	0,585	0,068	0,540	0,065	22,14
19,838	16,90	0,977	1,123	0,111	1,046	0,110	21,34
24,451	22,33	1,392	1,070	0,111	0,985	0,106	22,99
27,505	27,5	2,023	2,291	0,244	2,089	0,251	24,24

As figuras 43 e 44 representam a taxa de propagação macroscópica da trinca, da/dN, onde são colocados os valores dos espaçamentos inter-estrias para os corpos de prova referentes ao estado predominante em tensão plana (CP03 e CP05) e para os corpos de prova referentes ao estado predominante deformação plana (CP13 e CP08) respectivamente às figuras mencionadas. Os espaçamentos inter-estrias são denotados por microscópico-localizada , S_L e micro-projetada ,S_P, segundo terminologia mostrada na figura 34. Observa-se boa correlação entre os espaçamentos microscópico inter-estrias, S_L e S_P com o macroscópico, da/dN para ambas as condições de tensão e deformação plana.

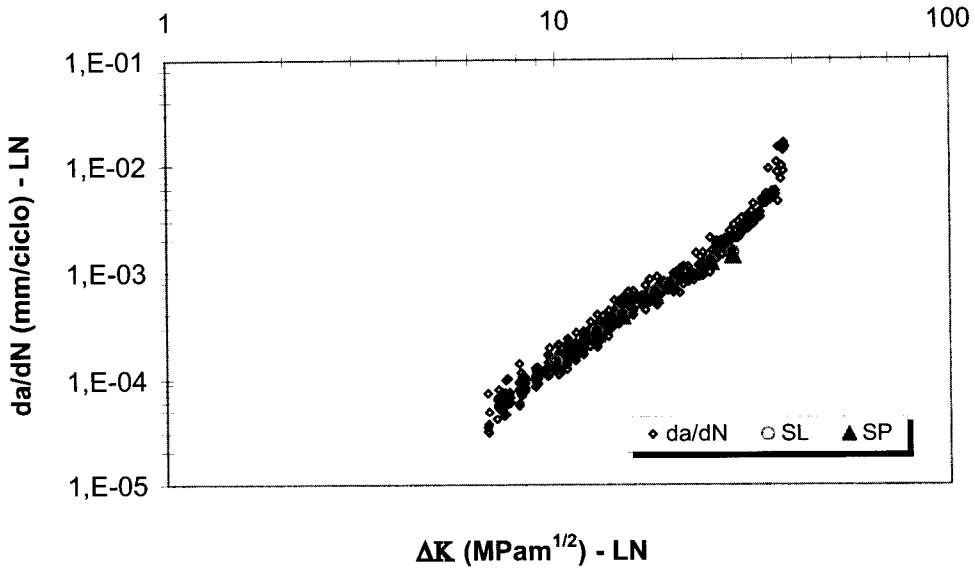


Figura 43 – Taxa de propagação macroscópica, da/dN e taxa de crescimento da trinca microscópica, S_L e S_P, em função de ΔK para a liga de alumínio AMS 7475 T7351, da predominância no estado de tensão plana. Obs. A curva de da/dN foi obtida de um CP de 2,5 mm de espessura (predominância de tensão plana).

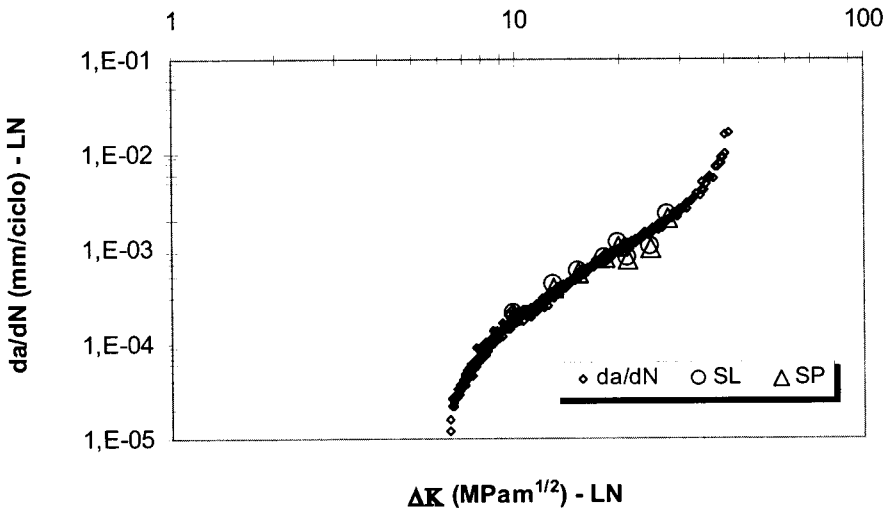


Figura 44 – Curva macroscópica, da/dN e taxa de crescimento da trinca microscópica, S_L e S_P, em função de ΔK para a liga de alumínio AMS 7475 T7351, na predominância do estado de deformação plana.

A figura 45 mostra os valores de da/dN vs. S_L e S_P, respectivamente para um intervalo de valores de da/dN entre 0,179 μm/ciclo e 2,023 μm/ciclo. Observa-se uma correlação próxima da proporção 1:1 entre as taxas de propagação microscópico, S_L e S_P e macroscópico, da/dN, conforme previamente demonstrado por Broek, D (1968) e mais recentemente por Nedbal, I (1994) na qual a correlação é valida apenas no intervalo entre 0,1 à 1,0 μm/ciclo. Broek, D (1968) explicou que acima desta região da/dN é acelerado pela a fratura dúctil induzida das partículas intermetálicas onde o efeito de $K_{máx}$ é acentuado, enquanto que abaixo desta região, s se torna maior do que da/dN, devido a não homogeneidade na frente da trinca.

A figura 46 leva a uma comparação direta entre os valores de S_L e S_P. Em ambos os casos são colocados em gráficos apenas os pontos dos corpos de prova de 25 mm de espessura (predominante deformação plana).

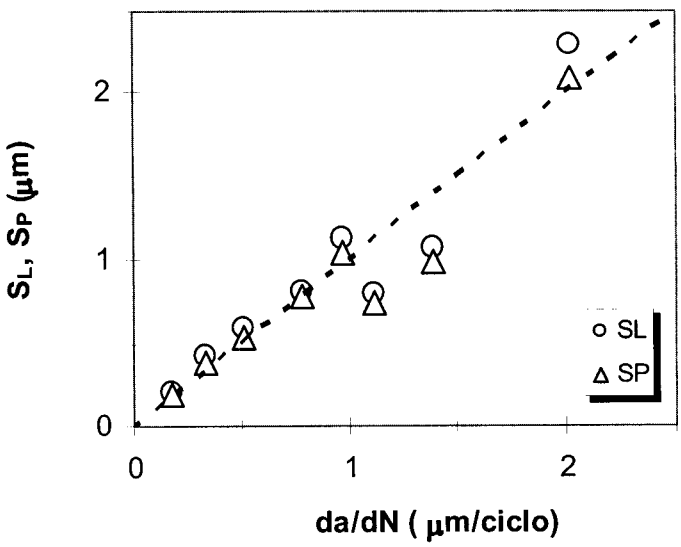


Figura 45 – Relação da taxa de propagação macroscópica da trinca, da/dN e microscópica, S_L e S_P para o material ensaiado na condição predominantemente de deformação plana.

No caso da deformação plana, figura 45, fica evidente a grande similaridade dos valores, S_L e S_P, mesmo com variações angulares médias, como mostrada nas tabelas de 8 a 11, entre 14 e 25,5 graus com desvio padrão variando entre 2 e 10 %, para valores do fator de intensidade de tensão menores que 23 $MPam^{1/2}$. É importante salientar que durante a captação das imagens não se tendenciou a escolha preferencial de ângulos e nem de tamanho de estrias, ou seja, as medidas foram feitas aleatoriamente.

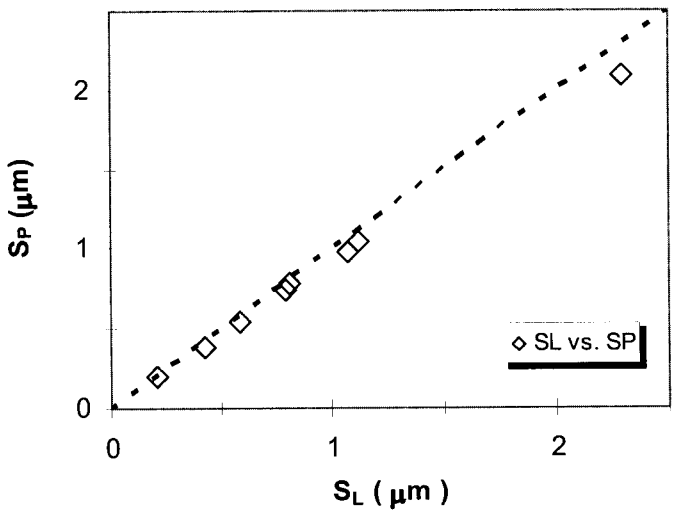


Figura 46 – Comparação direta entre o espaçamento inter-estrias medido localmente, S_L e o projetado, S_P, para o material ensaiado em condição predominantemente de deformação plana.

A figura 47 mostra os valores de da/dN vs. S_L e S_P, respectivamente para um intervalo de valores de da/dN entre 0,183 µm/ciclo e 2,168 µm/ciclo. A figura 48 mostra uma comparação entre os valores de S_L e SP. Em ambos os casos são colocados em gráficos apenas os pontos dos corpos de prova de 2,5 mm de espessura (predominante tensão plana).

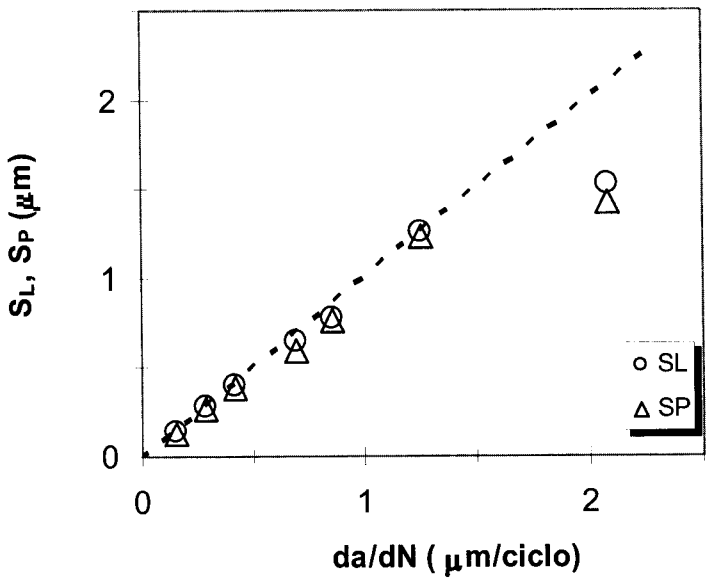


Figura 47 – Relação da taxa de propagação macroscópica ,da/dN e microscópica ,S_L e S_P da trinca, para o material ensaiado em condição predominantemente de tensão plana. Obs. Os valores de da/dN foram obtidos de um CP de 2,5 mm de espessura (predominância de tensão plana).

Como pode ser observado na figura 47, existe uma excelente similaridade entre os valores dos espaçamentos inter-estrias e de da/dN mesmo para valores de da/dN até 1,3 μm/ciclo. Observamos que acima de 2 μm/ciclo há uma dispersão entre os valores comparados.

Entre 0,1 e 1 μm/ciclo os corpos de prova com predominância do estado em tensão plana apresentam tamanhos de estrias subdimensionadas em relação à taxa de propagação da trinca macroscópico, da/dN. O que ocorre o inverso para o caso de deformação plana, onde os espaçamentos inter-estrias, s, microscópico tendem a ser superdimensionados, em menor proporção, em relação a macroscópico, da/dN.

Tomando como exemplo uma taxa de propagação macroscópica, da/dN fixa de 0,77 μm/ciclo no caso em predominância de tensão plana temos uma taxa de

propagação microscópica, S_L de 0,64 μm/ciclo e no estado de predominância em deformação plana de 0,80 μm/ciclo.

Novamente é observado no gráfico da figura 47 uma grande similaridade dos valores, entre S_L e S_P, mesmo apresentando ângulos médios entre 10,5 e 25,2 ° com desvio padrão variando entre 2 e 10 % para valores do fator de intensidade de tensão menores que 23 $MPam^{1/2}$.

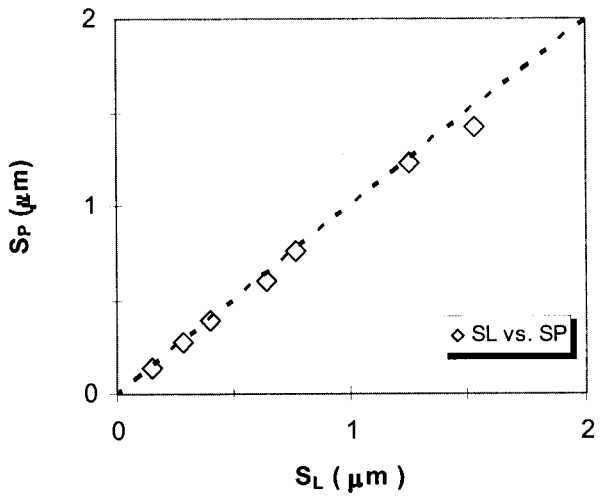


Figura 48 – Comparação direta entre o espaçamento inter-estrias medido localmente, S_L e o projetado, S_P para o material ensaiado em condição predominantemente de tensão plana.

As figuras 49 e 50 mostram as curvas obtidas dos espaçamentos inter-estrias para a determinação das constantes C_s e m_s , no caso de predominância de tensão e deformação planas, respectivamente.

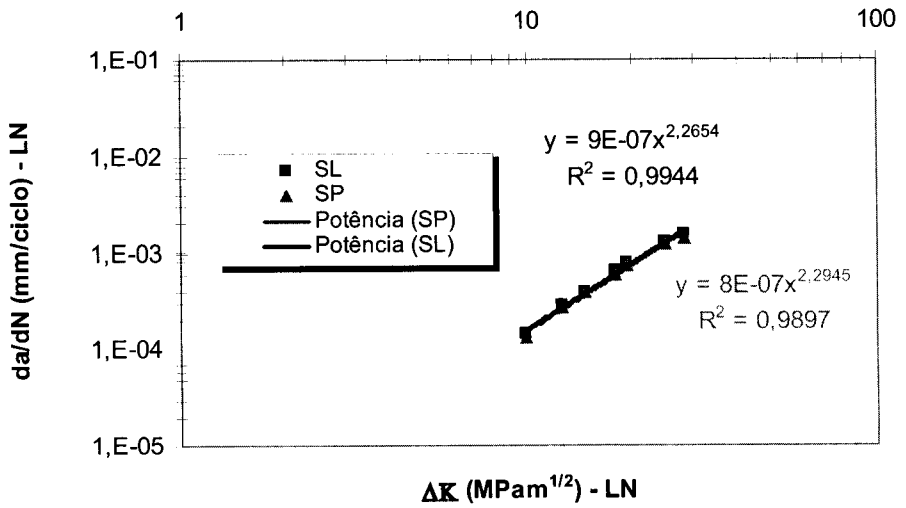


Figura 49 – Regressão de potência para os dados dos espaçamentos inter-estrias para a obtenção dos parâmetros C_s e m_s em predominância de tensão plana para valores de S entre 0,134 e 1,424 μm.

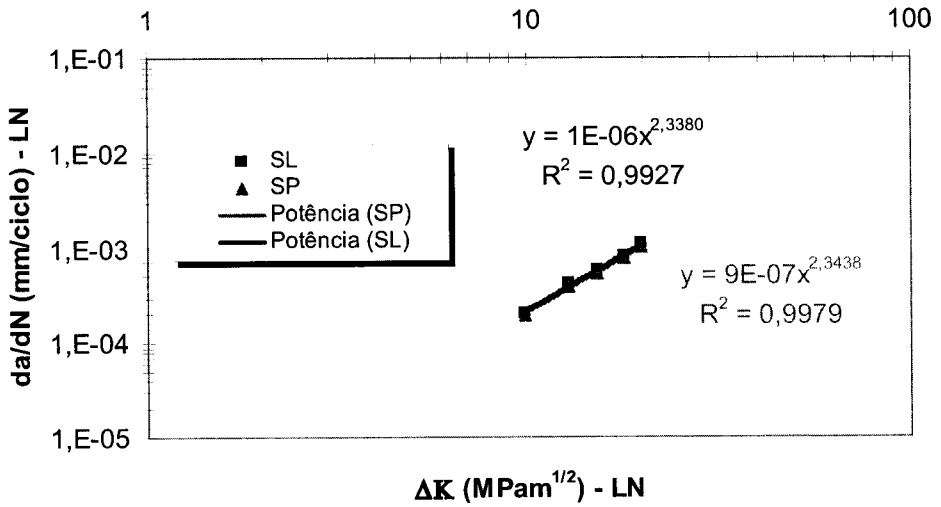


Figura 50 – Regressão de potência para os dados dos espaçamentos inter-estrias , para a obtenção dos parâmetros C_S e m_S em predominância de deformação plana para valores de s entre 0,196 à 1,046 μm.

A tabela 12 mostra os parâmetros da equação de Miller, Cs e ms, obtidos das medidas microscópicas local e projetada, fornecidas em forma de regressão de

potência, utilizando a equação 48 e as figuras 49 e 50. Os dados obtidos são comparados com os parâmetros C e m da equação de Paris, da liga estudada.

Tabela 12 – Parâmetros de regressão da taxa de crescimento da trinca determinados experimentalmente para a liga de alumínio AMS 7475 T7351, utilizando a equação 48.

Constante	da/dN (mm/ciclo)	R^2	S_L (mm/ciclo)	R^2	S_P (mm/ciclo)	R^2
C (DP)	6E-7	0,9891	-		-	
m (DP)	2,4629		-		-	
C (TP)	4E-7	0,9546				
M (TP)	2,587					
C_S (DP)	-	-	1E-6	0,9927	9E-7	0,9979
m_S (DP)	-	-	2,3380		2,3438	
C_S (TP)	-	-	9E-7	0,9944	8E-7	0,9897
m_S (TP)	-	-	2,2654		2,2945	

DP - Deformação plana.

TP – Tensão plana.

Observando as constantes da tabela 12 derivadas das análises das figuras 49 e 50, para a taxa de propagação da trinca microscópica, C_s e m_s (tanto para S_L quanto para S_P) percebe-se uma similaridade com relação às constantes de Paris da taxa de propagação macroscópicas, C e m para a liga de alumínio ensaiada, ou seja $C_s \approx C$ e $m_s \approx m$, o que demonstra uma boa correlação entre a taxa de propagação microscópica e macroscópica da trinca.

As tabelas de 13 a 16 apresentam os resultados gerais obtidos da parametrização do fator-K. Os dados incluem os erros percentuais absolutos de estimativa de carregamento, ΔP, considerando os espaçamentos inter-estrias S_L e S_P, respectivamente, comparados com os valores de ΔP aplicados remotamente pela

máquina durante o ensaio de fadiga. Avaliando os espaçamentos inter-estrias locais S_L, os erros mostrados nas tabelas de 13 a 16, para valores de ΔK menores que 23 $MPam^{1/2}$ (região II), são invariavelmente menores que 15 % da carga remotamente aplicada, tanto para corpos de prova de 2,5 quanto 25 mm de espessura. Estes erros podem ser considerados razoavelmente bem aceitos na previsão da estimativa de cargas de fadiga em investigações de análise de falha.

É importante notar que no caso de predominância de tensão plana (Cps 03 e 05), os erros absolutos de carregamento para os espaçamentos inter-estrias S_L são normalmente menores que os encontrados por S_P, ocorrendo o inverso para a predominância em deformação plana (Cps 08 e 13), o que demonstra que há uma influência clara dos estados de tensão plana e deformação plana, nas inferências dos carregamentos.

Tabela 13 – Resultados gerais dos experimentos de parametrização do fator-K para o CP03 (predominância de tensão plana).

ΔK aplic ($MPam^{1/2}$) "máquina"	ΔP aplic (kN) "máquina"	a (mm)	$\Delta Ps_{L\ param}$ (kN) "inferido"	Erro [a] (%) Absoluto	$\Delta Ps_{P\ param}$ (kN) "inferido"	Erro [b] (%) Absoluto	ϕ graus
14,74	1,644	12,87	1,613	1,89	1,600	2,72	10,74
19,44	1,641	18,23	1,552	5,42	1,542	6,03	10,54
24,70	1,461	24,71	1,454	0,42	1,313	10,13	11,20
28,07	1,338	28,12	1,260	5,80	1,142	14,63	21,55

a – Erro absoluto entre ΔPs_L paramétrico "inferido" e ΔP aplic "máquina"
b - Erro absoluto entre ΔPs_P paramétrico "inferido" e ΔP aplic "máquina"

Tabela 14 – Resultados gerais dos experimentos de parametrização do fator-K para o CP05 (predominância de tensão plana).

ΔK aplic (MPam$^{1/2}$) "máquina"	ΔP aplic (kN) "máquina"	a (mm)	$\Delta Ps_{L\ param}$ (kN) "inferido"	Erro [a] (%) Absoluto	$\Delta Ps_{P\ param}$ (kN) "inferido"	Erro [b] (%) Absoluto	ϕ graus
9,966	0,884	17,25	0,864	2,26	0,831	5,94	25,12
12,668	0,863	22,33	0,845	2,10	0,831	3,72	16,81
17,864	0,893	27,45	0,874	2,18	0,850	4,82	21,32

a – Erro absoluto entre ΔPs_L paramétrico "inferido" e ΔP aplic "máquina"
b - Erro absoluto entre ΔPs_P paramétrico "inferido" e ΔP aplic "máquina"

Tabela 15 – Resultados gerais dos experimentos de parametrização do fator-K para o CP08 (predominância de deformação plana).

ΔK aplic (MPam$^{1/2}$) "máquina"	ΔP aplic (kN) "máquina"	a (mm)	$\Delta Ps_{L\ param}$ (kN) "inferido"	Erro [a] (%) Absoluto	$\Delta Ps_{P\ param}$ (kN) "inferido"	Erro [b] (%) Absoluto	ϕ graus
14,833	13,645	12,34	14,762	8,18	14,305	4,84	22,14
19,838	13,803	16,90	14,472	4,85	13,980	1,28	21,34
24,451	11,641	22,33	9,752	16,23	9,466	18,68	22,99
27,505	8,089	27,50	8,200	1,37	7,999	1,11	24,24

a – Erro absoluto entre ΔPs_L paramétrico "inferido" e ΔP aplic "máquina"
b - Erro absoluto entre ΔPs_P paramétrico "inferido" e ΔP aplic "máquina"

Tabela 16 – Resultados gerais dos experimentos de parametrização do fator-K para o CP13 (predominância de deformação plana).

ΔK aplic (MPam$^{1/2}$) "máquina"	ΔP aplic (kN) "máquina"	a (mm)	$\Delta Ps_{L\ param}$ (kN) "inferido"	Erro [a] (%) Absoluto	$\Delta Ps_{P\ param}$ (kN) "inferido"	Erro [b] (%) Absoluto	ϕ graus
9,889	6,376	17,95	6,610	3,66	6,527	2,38	17,04
12,622	5,615	23,01	6,174	9,94	5,938	5,75	25,47
18,072	5,413	27,20	5,635	4,09	5,560	2,72	14,00
21,131	2,317	33,82	2,523	6,11	2,458	3,37	20,05

a – Erro absoluto entre ΔPs_L paramétrico "inferido" e ΔP aplic "máquina"
b - Erro absoluto entre ΔPs_P paramétrico "inferido" e ΔP aplic "máquina"

As figuras 51 e 52 mostram as parametrizações do fator K para os corpos de prova de 2,5 e 25 mm de espessura respectivamente. Quatro diferentes níveis de ΔK foram considerados neste diagrama, nominalmente 10, 15, 22 e 28 $MPam^{1/2}$, os quais são denotados pelas linhas contínuas do gráfico. Os espaçamentos inter-estrias microscópicos, S_L e S_P foram também colocados em gráfico e estão representados pelos símbolos abertos. Note que os fatores de intensidade de tensão, ΔK, pelos quais os espaçamentos inter-estrias foram criados, estão compreendidos entre as parametrizações colocadas em gráfico de 10 à 28 $MPam^{1/2}$.

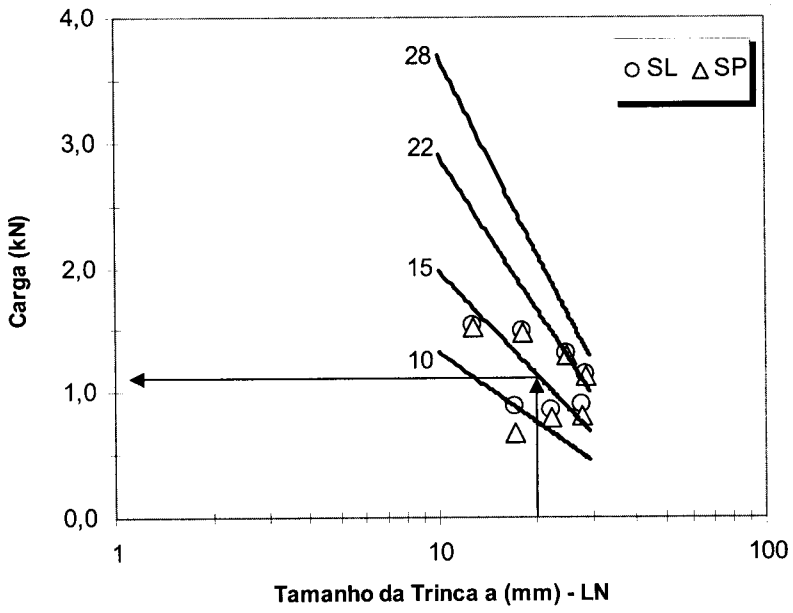


Figura 51 – Parametrização do fator K para um corpo de prova de fadiga compacto C(T) de 2,5 mm de espessura (predominância de tensão plana) de uma liga de alumínio AMS 7475 T7351.

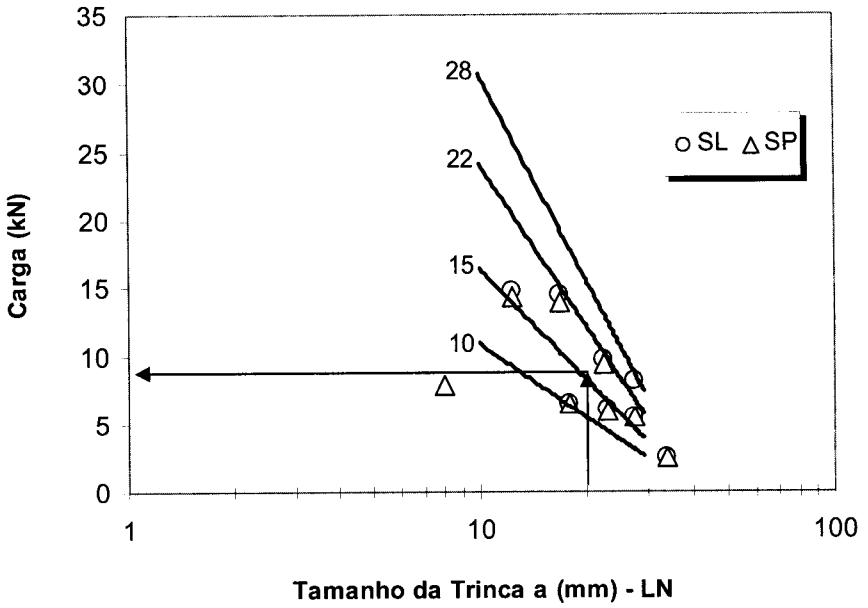


Figura 52 – Parametrização do fator K para um corpo de prova de fadiga compacto C(T) de 25 mm de espessura (predominância de deformação plana) de uma liga de alumínio AMS 7475 T7351.

As setas exemplificam, para um dado tamanho de trinca o valor do carregamento inferido pelo processo de parametrização, comparado ao carregamento devido à taxa de propagação microscópica, S_L e S_P.

As figuras 53 à 56 mostram carregamentos , ΔP, considerando distintos níveis de ΔK aplicados durante o ensaio de fadiga em ΔK constante, para os dois tipos de espaçamentos inter-estrias microscópicos avaliados, S_L e S_P medidos pela técnica fratográfica. Os valores reais de carga aplicados neste ensaio foram comparados com os valores de ΔP referentes a S_L e S_P, obtidos a partir de da/dN vs. ΔK. Observar o fluxograma de parametrização do fator K da figura 24.

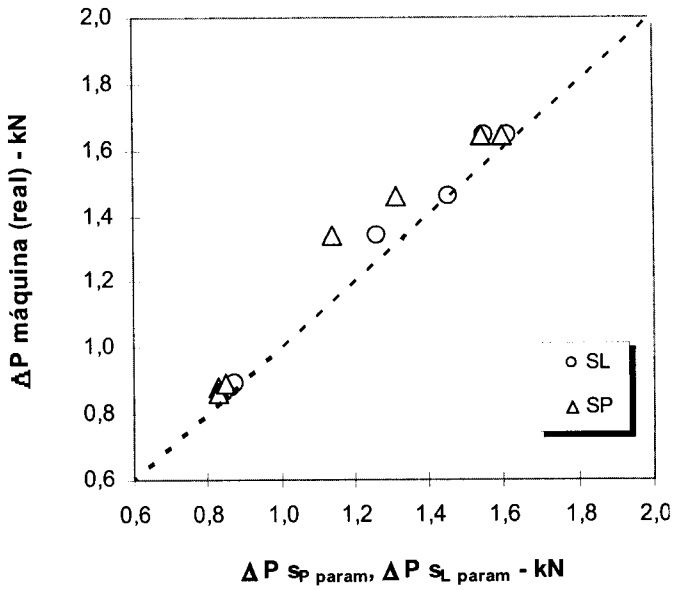


Figura 53 – Resultado do CP03 e CP05 (predominância de tensão plana) em termos da diferença de amplitude carga, ΔP, considerando níveis distintos de ΔK aplicados durante o ensaio de fadiga a ΔK constante. A estimativa de ΔP foi realizada através das medidas de S_L e S_P vs. ΔP em tempo real, obtidas pela unidade de programação "microprofiler" da máquina de ensaios MTS.

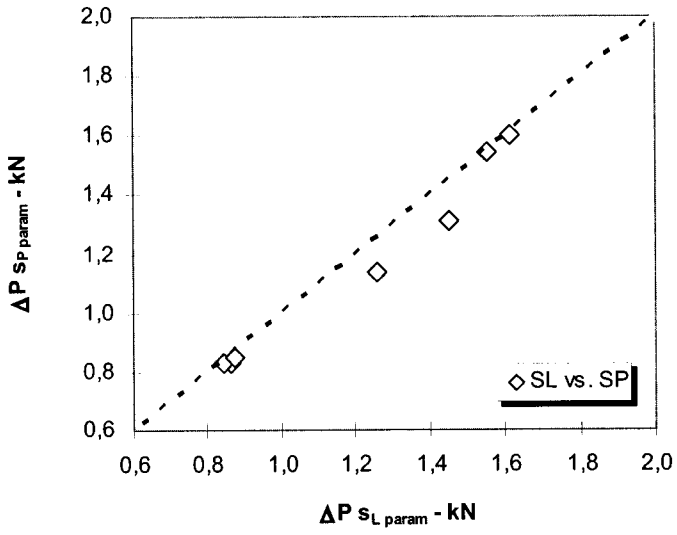


Figura 54 – Comparação direta entre ΔP estimado pela parametrização de S_L e S_P para o CP03 e CP05 (predominância de tensão plana).

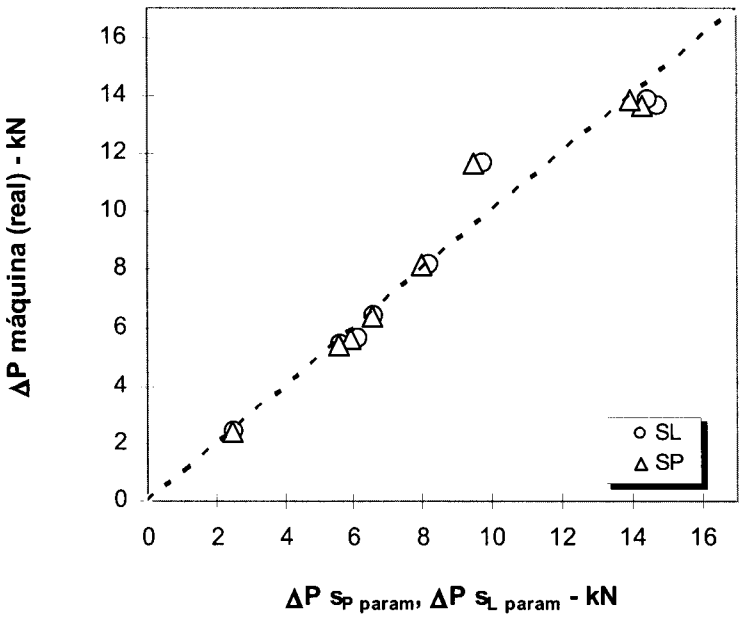


Figura 55 – Resultado do CP08 e CP13 (predominância de deformação plana) em termos da diferença de carga, ΔP, considerando distintos níveis de ΔK aplicados durante o ensaio de fadiga a ΔK constante. A estimativa de ΔP foi realizada através das medidas de S_L e S_P vs. ΔP, em tempo real, obtido pela unidade de programação "microprofiler' da máquina de ensaios MTS.

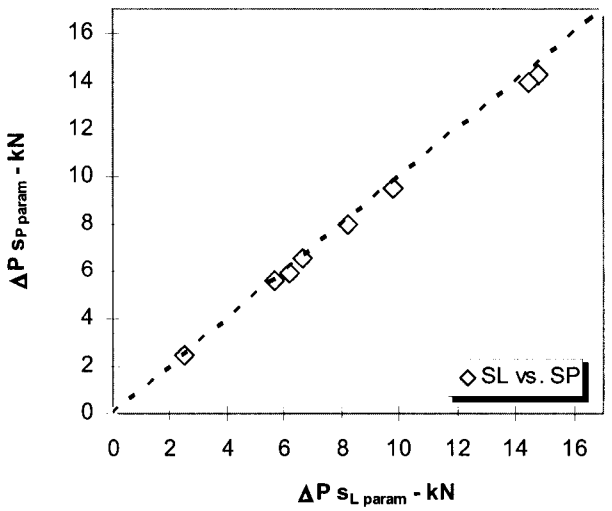


Figura 56 – Comparação direta entre os valores estimados de ΔP pela parametrização de S_L e S_P para CP08 e CP13 (predominância de deformação plana).

A estimativa de vida foi medida para comparar, quantitativamente os resultados derivados de três distintas aproximações das taxas de crescimento de trinca adotadas neste estudo, ou seja, a curva macroscópica da/dN e as medidas microscópicas dos espaçamentos inter-estrias, S_L e S_P. A integração dos valores da taxa de crescimento em fadiga foi conduzida para um comprimento de trinca de fadiga de até 17 mm para o CP 03, 12 mm para o CP05, 17 mm para o CP08 e 18 mm para o CP13. Estas diferenças de tamanho de trinca na integração deveu-se ao fato dos corpos de prova apresentarem distintos comprimentos de trincas inicias. Os resultados das integrações são mostrados nas figuras 57 a 60, respectivamente, dos corpos de prova mencionados acima.

Avaliando-se o gráfico da figura 57, fixando um tamanho de trinca de 17 mm, a vida estimada é de 18.040 ciclos. Comparando-a com a estimativa de vida dada pela taxa de propagação microscópica, S_L e S_P são obtidos com um erro absoluto de 15,72 % e 17,37 %, respectivamente. Isto indica que para as condições avaliadas neste corpo de prova a estimativa de vida encontrada pela taxa de propagação microscópica, S_L (21.404) e S_P (21.831), é próxima à macroscópica da/dN.

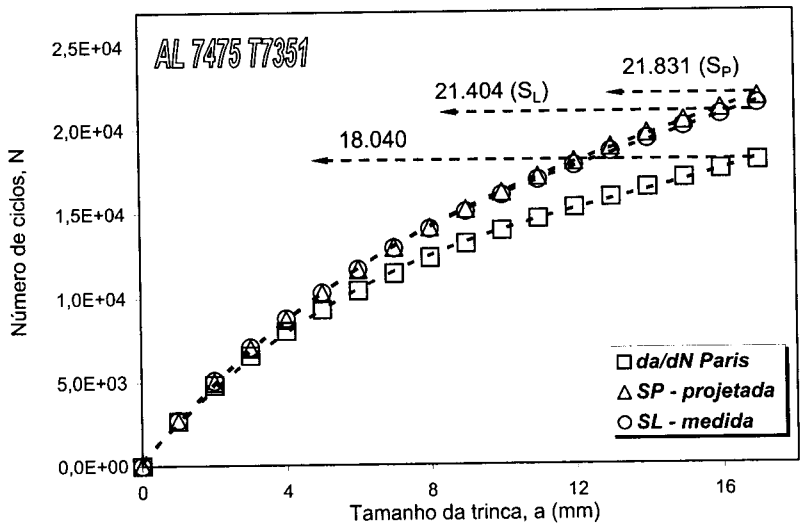


Figura 57– Estimativa de vida considerando um tamanho de trinca de 17 mm para o CP03 (predominância de tensão plana). As aproximações da taxa de crescimento de trinca macroscópicas, da/dN, e microscópicas, S_L e S_P, foram empregadas no procedimento de integração (ver parâmetros da tabela 12).

Avaliando-se o gráfico da figura 58, e fixando-se um tamanho de trinca de 12 mm tem-se uma vida estimada de 44.016 ciclos, que comparada com a estimativa de vida dada pela taxa de propagação micro, S_L e S_P, leva a um erro absoluto de 15,75 % e 22,43 % respectivamente, o que indica que para as condições avaliadas neste corpo de prova, a estimativa de vida obtida pela taxa de propagação microscópica, S_L (52.238) é menor que S_P (56.744).

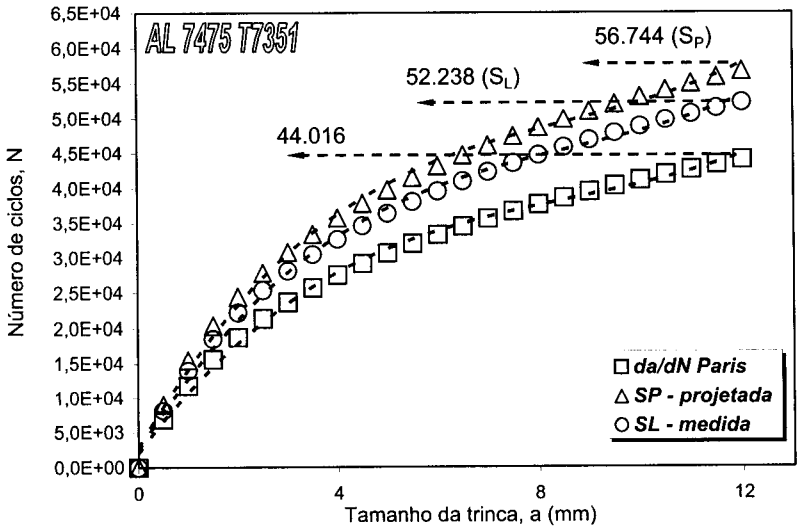


Figura 58 – Estimativa de vida considerando um tamanho de trinca de 12 mm para o CP05 (predominância de tensão plana). As aproximações da taxa de crescimento de trinca macroscópico, da/dN e microscópico, S_L e S_P, foram empregadas no procedimento de integração (ver parâmetros da tabela 12).

Avaliando o gráfico da figura 59, e fixando um comprimento de trinca de 17 mm origina uma vida estimada de 15.445 ciclos, que comparada com a estimativa de vida dada pela taxa de propagação microscópica, S_L (14.921) e S_P (16.167) obtêm-se um erro absoluto de 3,4 % e 4,47 % respectivamente, o que indica que para as condições avaliadas neste corpo de prova a estimativa de vida prevista pela taxa de propagação microscópica, S_L é bem similar à S_P.

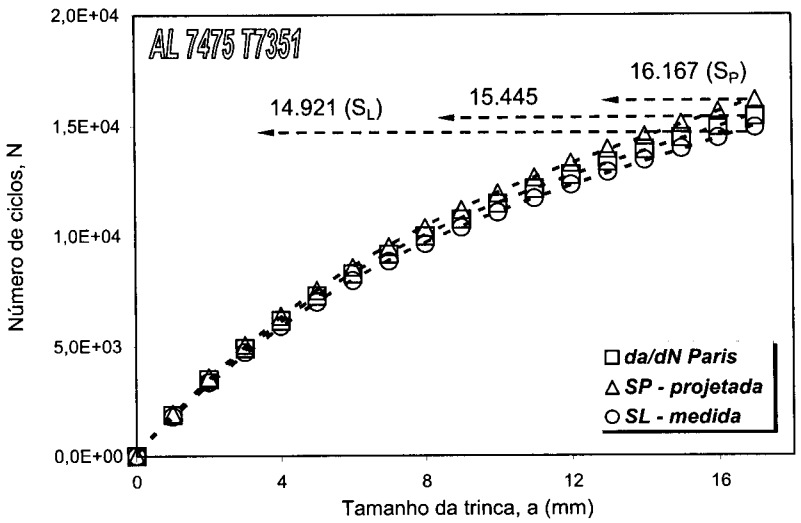


Figura 59 – Estimativa de vida considerando um comprimento de trinca de 17 mm para o CP08 (predominância de deformação plana). As aproximações da taxa de crescimento de trinca macroscópica, da/dN e microscópica, S_L e S_P foram empregadas no procedimento de integração (ver parâmetros da tabela 12).

Avaliando-se o gráfico da figura 60, fixando um comprimento de trinca de 18 mm temos a vida é estimada em 44.856 ciclos, que comparada com a estimativa de vida prevista pela taxa de propagação microscópica, S_P e S_L, obtêm-se um erro absoluto de 13,67 % e 18,54 % respectivamente, o que indica que para as condições avaliadas neste corpo de prova a estimativa de vida prevista pela taxa de propagação microscópica, S_P é relativamente menor que S_L.

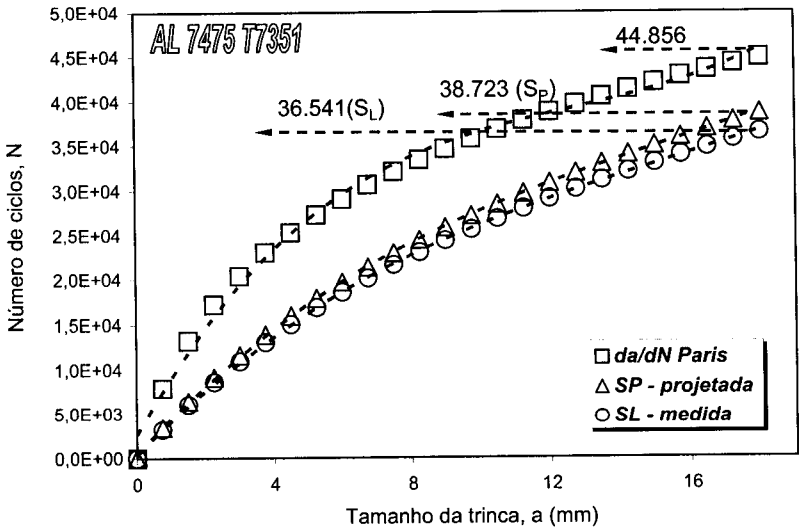


Figura 60– Estimativa de vida considerando-se um comprimento de trinca de 18 mm para o CP13 (predominância de deformação plana). Aproximações da taxa de crescimento de trinca macroscópica, da/dN e microscópica, S_L e S_P foram empregadas no procedimento de integração (ver parâmetros da tabela 12).

6.Conclusões

- Os resultados dos ensaios de tenacidade à fratura, na condição de deformação plana, mostraram valores bem distintos, avaliando-se as duas direções, 37,1 $MPam^{1/2}$ na TL e 50,5 $MPam^{1/2}$ na LT.

- Foi evidenciada claramente a diminuição progressiva do espaçamento inter-estrias, s ,com a diminuição da variação do fator de intensidade de tensão ΔK.

- Os espaçamentos inter-estrias S_L e S_P , para o caso de predominância em tensão plana no intervalo entre 0,1 à 1,0 μm/ciclo , são sempre menores que o valor macroscópico, da/dN.

- Foi observado haver uma significativa diferença entre o tamanho das estrias nas duas condições avaliadas, predominante tensão e deformação plana para a liga de alumínio AMS 7475 T7351.

- Foi evidenciada uma correlação próxima da proporção 1:1 entre os valores microscópicos, S_L e S_P e a taxa de propagação macroscópica, da/dN na qual a correlação é valida apenas na região de intervalo entre 0,1 e 1,0 μm/ciclo, conforme já previamente demonstrado por Broek, D (1968) e mais recentemente por Nedbal, I (1994).

- Foi encontrada uma grande similaridade dos valores entre S_L e S_P, mesmo a ângulos médios variando entre 10 e 26 graus e desvios padrão entre 2 e 10.

- As constantes da taxa de propagação da trinca microscópica, C_s e m_s (tanto para S_L quanto para S_P) são bastante similares com as constantes de Paris da taxa de propagação macroscópica, C e m, para a liga de alumínio ensaiada, avaliando os dois estados de tensão (deformação e tensão plana) ou seja $C_s \approx C$ e $m_s \approx m$, o que demonstra uma boa correlação entre os valores das taxas de propagação da trinca macroscópica e da microscópica

- Avaliando-se os espaçamentos inter-estrias localizados S_L, os erros da estimativa do carregamento para valores de ΔK compreendidos até quase o final da região de Paris, são invariavelmente menores que 15 % da carga que conduziu o processo de crescimento da trinca no estágio de disparo em corpos de prova C(T) com 2,5 e 25 mm de espessura, sendo estes erros aceitáveis na estimativa de cargas de fadiga em investigações de análise de falha.

- Neste trabalho, ficou comprovada a eficácia do método proposto por Berkovitz (1995), onde a técnica de parametrização do fator K mostrou-se ser perfeitamente aplicável na determinação de carregamentos cíclicos da liga de alumínio estudada.

- Também ficou caracterizada a eficácia na previsão de vida de propagação em fadiga pela avaliação da superfície de fratura, baseada nas medidas dos espaçamentos inter-estrias de propagação, S_L e S_P.

7. Sugestões para trabalhos futuros

• Determinar as variações no espaçamento inter-estrias como função da posição fratograficamente avaliada ao longo da espessura do corpo de prova, ou seja, verificar o efeito do estado de tensão na taxa de avanço local ou microscópico da trinca.

• Tratamento estatístico dos resultados assim obtidos, de modo a se estimarem as variabilidades, os erros e as incertezas inerentes ao processo de leitura fratográfica, bem como os seus efeitos nas estimativas de carga ou tensão. Neste sentido, será tentativamente estabelecido um critério de número mínimo necessário de medições de espaçamento inter-estrias ao longo da espessura do corpo de prova, de modo a se garantirem resultados que satisfaçam requisitos de confiabilidade estabelecidos em termos, por exemplo, da precisão fornecida pelo equipamento (MEV) utilizado na medição das estrias.

• Mensurar a variabilidade no espaçamento inter-estrias como decorrência das diferentes magnitudes de ampliação de imagem utilizadas durante observação fratográfica ao MEV;

• Quantificar a influência do operador nas medições de espaçamento inter-estrias, através de programa (round-robin) envolvendo ao menos três especialistas na mecânica da fratura por fadiga.

8. Bibliografia

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM E3-95 (1995). "*Standard practice for preparation of metallographic specimens*". Philadelphia, ASTM (cd rom).

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, Philadelphia, ASTM E8M-96A (1996). "*Standard Test Methods of Tension Testing of Metallic Materials*".

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, Philadelfia. ASTM E-8M (2000); "*Standard Test Method for Tension Testing of Metallic Materials* [Metric].

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, Philadelfia. ASTM E-1150, (1987). "Standard definitions of terms relating to fatigue" Philadelfia, 10p.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, Philadelfia. ASTM E-E647-95a (1993); "*Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates.*"

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, Philadelfia. ASTM E-E399 (1990); "*Standard Test Method for Plane-Strain Fracture Toughness of Metallic Materials*"

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, Philadelfia. ASTM E-E1820 (1999a); "*Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness*"

Anderson, T.L., (1995) "*Fracture Mechanics - Fundamentals and Applications*". 2edição. Boca Raton. CRC press.

ASM Handbook (1997), "*Fatigue and Fracture*", Vol 19, pp 52-58.

Bastian, F.L. (1994) "*Aplicação da Mecânica da Fratura à Fadiga - Possibilidades e Limitações*". Rio de Janeiro. (Texto de Conferência).COPPE. UFRJ.

Beachem, (1967). Trans. ASM, Vol 60, p-325.

Berkovitz, J.B., (1995). "*Estimation of Loads Conducting to Mechanical Failures*", Eng Failure Analysis, Vol 2

Bresciani, E. F. (1991). "*Seleção de Materiais Metálicos.*" 3.ed. Campinas, SP: Editora da Unicamp. Cap III: Resistência mecânica dos materiais metálicos, p.51-150.

Broek, D. (1969) " *Proceeding of the 2nd International Conference on Fracture*" Chapman and Hall, London.

Callister, W.D. Jr. (2002). "*Ciência e Engenharia de Materiais*", 4o. Edição.

Collins, J.A. (1981). "*Failure of materials in mechanical design*". New York: John Wiley & Sons. Cap.11: Low-cycle fatigue, p. 379-399.

Davidson, D.L and Lankford, J. (1992). "*Fatigue Crack Growth in Metals and Alloys: Mechanisms and Micromechanics*", International Materials Review, Vol 37, pp. 45-76.

Dieter, G.E. (1981). "*Metalurgia Mecânica*" 2.ed., Rio de Janeiro, Guanabara Dois,Cap.12, Fadiga dos metais, p.344-484.

Elber, W., (1971). "*Damage Tolerance in Aircraft Structures*", STP 486, American Society for Testing and Materials - ASTM, Philadelphia, p. 230-242.

Foreman, R.G., Keary, V.E,. e Engle, R.M., (1967). " *Numerical Analyses of Crack Propagation in Cyclic-Loaded Structures*". Journal of Basic Engineering, Vol. 89, pp. 459-464.

Forrest, P.G. (1970). "*Fatigue of Metals*", Pergamon Press, Oxford.

Grinberg, N., (1984). "*Int. J. Fatigue*", Vol 6, pp 143-148.

Hertzberg, R.W. (1989). "*Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials*". 3.ed. New York: John Wiley & Sons, Cap.12 : "Cyclic stress and strain fatigue" p. 521-590.

Hertzberg, R.W. (1967). "*Fatigue Fracture Surface Appearance - Fatigue Crack Propagation*", STP 415, ASTM, p-205

Kitagawa, H. (1994). "*Handbook of Fatigue Propagation in Metallic Structures*", Andrea Carpinteri (Editor), Elsevior Science B. V.

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

Kitagawa H., Koterazawa R., (1977), "*Fractography*", Baifukan Inc., p.112-121.

Koterazawa, R., Mori, M. Matsni, T., e Shimo, D., J. (1973). Eng. Mater. Technol., (Trans. ASME) Vol 95 No.4, p – 202.

Koterazawa R., (1974), "*The Report of the Fractography Meeting*", J. Jpn. Soc. Mech. Eng, Vol.76, p.1203-1208.

Madayag, A.F. (1969). "*Metal fatigue: Theory and Design*". New York. Wiley, 425p.

Masuda, C., Ohta, A., Nishijima, S. e Sasaki, E. (1980). Fatigue Testing Division National Research Institute for Metals, 2-3-12, Nakameguro, Meguro-ku, Tokyo,

Japan " *Fatigue Striation in a Wide Range of Crack Propagation Rates up to 70 mm/ciclo in a Ductile Structural Steel*".

McEvily, A.J., (1988). "*On Closure in Fatigue Crack Growth*" ASTM STP 982, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, pp35-43.

McMillan, J.C. e Pelloux, R.M. N., (1970) Eng.Fract.Mech., Vol2, p 81-84.

METALS HANDBOOK (1985). "*Mechanical Testing*". Metals Park, Ohio, American Society for Metals, v.8, 9.ed.

Meyers, M.A., Chawla, K.K., Princípios de Metalurgia Mecânica. 1.ed. São Paulo: Edgard Blücher Ltda, 1982. Cap.11. "*Endurecimento por Precipitação ou Dispersão*", p-328-358.

Miler, G.A., (1968), Trans. ASM, Vol.61, p.442.

Miller, K. J. (1993). "*Materials Science Perspective of Metal Fatigue Resistance*". Materials Science and Technology, v.9, p.453-462, Junho.

Mitchell, M. R. (1978). "*Fundamentals of Modern Fatigue Analysis for Design*". ASM Materials Science Seminar, Outubro.

MIL-HDBK-5H (1998).

Mughrabi, H., Prass, R., Christ, H. J., Peppel, D., Latanison, R,M e Jones, R.H. (1987). "*Chemistry and Phisics of Fracture*", Ed., Martinus Nijhoff, Amsterdam, pp 443-448.

Nedbal, I., Siegl, J. and Kunz, J., (1994), "*Relation Between Striation Spacing and Fatigue Crack Growth Rate in Al-Alloy Sheets*".

Neumann, P., (1974). Acta Metall., Vol 22, p 1155-1178.

Nix, K.J. e Flower, H.M. (1982). Acta Metall., Vol 30, p 1549-1559.

Ong, J.H. (1993). "*Na Evaluation of Existing Methods for the Prediction of Axial Fatigue Life from Tensile Data*". International Jornal Fatigue, V.15, n.1, p.13-19, Janeiro.

Paris, P.C. e Erdogan, F., (1963), Trans. ASME – J. Basic Eng, Vol.85, p.528.

Pelloux, R.M.N., (1969) Trans. ASM, Vol 62, p 281-285.

Ruckert, C.O.F.T., Tarpani, J.R., Bose, W.W., Spinelli, D. e Rosato, A., (2003) "*On the Relation Between Micro- and Macroscopic rack Growth Rates in Aluminum Alloy Laminated Plate*", in COBEM.

Ruckert, C.O.F.T., Tarpani, J.R., Bose, W.W., Spinelli, D. e Rosato, A., (2003) "*Evaluating an Experimental-Analytical Procedure to Predict Fatigue Loads in Failure Investigations*" in COBEM.

SAE - AMS 4202C (2002) "*Aerospace Material Specification for Aluminum Alloy Plates*", The Engineering Society For Advancing Mobility Land Sea Air and Space.

Schijve, J.(1988) "*Fatigue Crack Closure: Observations and Technical Significance, Mechanics of Fatigue Crack Closure*", ASTM STP 982, J. C. Newman, Jr. And W. Elber, Eds., American Society for Testing and Materials, Philadelphia, p.5-34.

Sengupta, A.; Schaefer, J.; Putatunda, S. K. (1990), "*Microstructural Fatigue Crack Growth Behavior of High Strength Low Steel Weldments*". Microstructural Science, Vol. 22.

Suresh, S. (1991). *Fatigue of Materials*. Cambridge Solid State Science Series, Cambridge University Press.

Taylor, D.; Hughes, M.; Allen D. (1996). "*Notch fatigue behavior in cast irons explained using a fracture mechanics approach*". International Journal of Fatigue, v.18, n.7, p.439-445.

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