

UNESP
Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá

Guaratinguetá
2000



unesp

UNIVERSIDADE ESTADUAL PAULISTA
CAMPUS DE GUARATINGUETÁ

"APLICAÇÃO DAS TÉCNICAS DE PROCESSAMENTO DIGITAL
DE IMAGENS PARA MEDIÇÃO DO ESPAÇAMENTO
DE ESTRIAS DE FADIGA DA LIGA DE AL-7050"

EMERSON AUGUSTO RAYMUNDO

ESTA MONOGRAFIA É DEVIDA À UNIVERSIDADE PAULISTA PARA A OBTENÇÃO DO TÍTULO DE
GRADUADO EM ENGENHARIA MECÂNICA

FEITO EM: GUARATINGUETÁ, 2000
ÁREA DE CONCENTRAÇÃO: PRODUÇÃO E MATERIAS

APROVADO EM FORMA FINAL POR: PROF. DR. VALDIR ALVES GUIMARÃES

***"Aplicação das Técnicas de
Processamento Digital de Imagens
para Medição do Espaçamento de
Estrias de Fadiga
da Liga de Al-7050"***

EMERSON AUGUSTO RAYMUNDO

124

1110000429



Maio de 2000

unesp



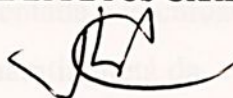
**“APLICAÇÃO DAS TÉCNICAS DE PROCESSAMENTO DIGITAL
DE IMAGENS PARA MEDIÇÃO DO ESPAÇAMENTO
DE ESTRIAS DE FADIGA DA LIGA DE Al - 7050”**

EMERSON AUGUSTO RAYMUNDO

**ESTA DISSERTAÇÃO FOI JULGADA ADEQUADA PARA A OBTENÇÃO DO TÍTULO DE
“MESTRE EM ENGENHARIA MECÂNICA”**

**ESPECIALIDADE: ENGENHARIA MECÂNICA
ÁREA DE CONCENTRAÇÃO: PROJETOS E MATERIAIS**

APROVADA EM SUA FORMA FINAL PELO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO

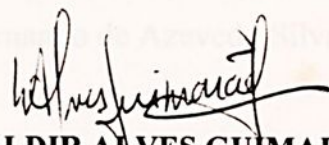


Prof. Dr. José Luz Silveira
Coordenador

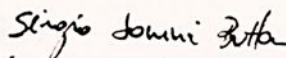
BANCA EXAMINADORA:



Prof. Dr. LUIS ROGERIO DE OLIVEIRA HEIN
Orientador / Unesp-Feg



Prof. Dr. VALDIR ALVES GUIMARÃES
Unesp-Feg



Prof. Dr. SÉRGIO TONINI BUTTON
UNICAMP

Maio de 2000

**APLICAÇÃO DAS TÉCNICAS DE PROCESSAMENTO DIGITAL DE
IMAGENS PARA MEDIÇÃO DO ESPAÇAMENTO DE ESTRIAS DE
FADIGA DA LIGA Al – 7050.**

EMERSON AUGUSTO RAYMUNDO

Dissertação apresentada à Faculdade de
Engenharia de Guaratinguetá da
Universidade Estadual Paulista, para a
Obtenção do título de Mestre em
Engenharia Mecânica.

429

Orientador: Prof. Dr. Luis Rogerio de Oliveira Hein.

Co-orientador: Prof. Dr. Fernando de Azevedo Silva.

Guaratinguetá – S.P.

2000

FACULDADE DE ENGENHARIA
DE GUARATINGUETÁ
BIBLIOTECA

429

Ficha catalográfica preparada na Seção Técnica de Aquisição e Tratamento
da Informação da Biblioteca – FEG/UNESP

Raymundo, Emerson Augusto

R263a Aplicação da técnicas de processamento digital de imagens para medição do
espaçamento de estrias de fadiga da liga Al-7050. / Emerson A. Raymundo.
Guaratinguetá, 2000.
148f.: il.; 30cm

141

Bibliografia: f.25-140

Dissertação (mestrado) – Universidade Estadual Paulista, Faculdade de
Engenharia de Guaratinguetá, 2000

Orientador: Prof. Dr. Luis Rogério de Oliveira Hein.

1. Técnicas de processamento digital de imagens. 2. Estrias de fadiga. I. Título

CDU: 621.381



DADOS CURRICULARES

EMERSON AUGUSTO RAYMUNDO

NASCIMENTO: 01.07.1970

FILIAÇÃO	Ronaldo Raymundo. Aurora Maria Alves Raymundo.
1986/1988	Curso Técnico em Metalurgia.
1992/1996	Curso de Engenharia Industrial Química.
Artigos Publicados:	2.

DEDICATÓRIA

• A Deus;

• Ao Prof. Dr. Luis Rogério de Oliveira Hein, pela oportunidade de orientação sendo de maneira ética e paciente e pela amizade, incentivo, críticas construtivas e excelentes condições de desenvolvimento da dissertação;

• Ao Prof. Dr. Fernando de Azavedo Siqueira, pela colaboração e motivação;

• Ao Prof. Ms. Angelo Caporali Jr pelo auxílio e atenção dada;

• Aos técnicos do DMT/FEQ/UNESP em especial a Humberto Lopes Rodrigues e José Manuel Bernardes, pela atenção e disposição dedicada;

• A senhora Maria Aparecida Alvimia, secretária do DMT/FEQ/UNESP pela ajuda e amizade;

• Aos técnicos

*Aos meus pais, Ronaldo e Aurora, e a minha noiva, Andresa,
pela motivação, confiança e incentivo.*

À toda minha família e em especial ao meu primo

Padrinho Sr. José Carlos Ribeiro.

• A Ms. Rosângela Lúcia de Almeida, Luciana de Castro Florence Ribeiro e Ana Lúcia Hornvitz (LAIYAT - DMT - FEQ/UNESP) pela grande amizade, motivação e incentivo ocorridos durante os momentos difíceis que sucederam no desenvolvimento deste trabalho;

• Aos funcionários do DEMAR - FAENQUIL, principalmente aos da Área de usinagem;

• Aos Ibs. Marcio Augusto Marim e Luis Carlos de Queiroz do programa de pós-graduação do DME/FEQ/UNESP pela ajuda e amizade durante a elaboração desse trabalho;

• Aos técnicos do CTA/AMR, em especial a Rogério Duque Gonçalves pela atenção e colaboração;

• Ao técnico José Luis Lisboa da UNICAMP, pela colaboração e atenção no desenvolvimento deste trabalho;

AGREDECIMENTOS

- A Deus;
- Ao Prof. Dr. Luis Rogerio de Oliveira Hein, pela oportunidade de orientação sendo de maneira ética e paciente e pela amizade, incentivo, críticas construtivas e excelentes condições de desenvolvimento da dissertação;
- Ao Prof. Dr. Fernando de Azevedo Silva, pela colaboração e motivação;
- Ao Prof. Ms. Ângelo Caporalli Fº pelo auxílio e atenção dada;
- Aos técnicos do DMT/FEG/UNESP em especial a Humberto Lopes Rodrigues e José Manuel Bernardes, pela atenção e disposição dedicada;
- A senhora Maria Aparecida Alckimin, secretária do DMT/FEG/UNESP pela ajuda e amizade;
- Aos técnicos do DME/FEG/UNESP pela colaboração;
- Ao Ms. Rosinei Batista Ribeiro e a Engenheiros Luciano Monteiro Florence Ribeiro e Ana Lúcia Horovistiz (LAIMAT - DMT - FEG/UNESP) pela grande amizade, motivação e incentivo ocorridos durante os momentos difíceis que sucederam no desenvolvimento deste trabalho;
- Aos funcionários do DEMAR - FAENQUIL, principalmente aos da área de usinagem;
- Aos Ms. Marcio Augusto Martim e Luís Carlos de Queiroz do programa de pós-graduação do DME/FEG/UNESP pela ajuda e amizade durante a elaboração desse trabalho;
- Aos técnicos do CTA/AMR, em especial a Rogério Duque Gonçalves pela atenção e colaboração;
- Ao técnico José Luís Lisboa da UNICAMP, pela colaboração e atenção no desenvolvimento deste trabalho;

- A todos os alunos do programa de pós-graduação em Engenharia de Materiais e Projetos da FEG/UNESP, pelo apoio durante a realização do trabalho;
- A toda família da minha noiva, Sr. José do Prado, Dona Cenira do Prado, Cristiane, Luís, Anderson, Carlos do Prado, Cidinha, por ter compreensão e acreditar no potencial, não esquecendo do apoio moral e psicológico dado por eles;
- Aos meus irmãos Rogério, Alessandra e Adriana pela esperança e confiança;
- Aos meus amigos Paulo Marcelo, Eduardo Tripichio, Carlos André, Waldir Lourenço, Prof. Dr. Cobianchi da FAENQUIL, Alexandre, Agnaldo, Junior e Luciano; pelo acompanhamento durante maior parte da minha vida acadêmica e nas horas difíceis;
- Todas as pessoas que colaboraram direta e indiretamente no desenvolvimento desse trabalho.

LISTA DE FIGURAS

Fig. 2.1 – Três modos de carregamento.	30
Fig. 2.2 – Ilustração da formação de extrusão e intrusão no estágio I da fadiga.	35
Fig. 2.3 – Esquema mostrando regiões de iniciação, propagação e fratura de uma trinca lateral por fadiga.	36
Fig. 2.4 – (a) Alternada; (b) Flutuante; (c) Aleatória.	37
Fig. 2.5 – Relação entre taxa de crescimento de trinca e intensidade de tensão aplicada para dois valores aplicados.	39
Fig. 2.6 – Relação típica da taxa de crescimento de trinca por fadiga vs. $\text{Log}(da/dN)$.	40
Fig. 2.7 – Ilustração do fechamento de trinca.	43
Fig. 2.8 – Variação de intensidade de tensão efetiva, como proposto por Elber.	44
Fig. 3.1 – Sistema de perfil da estereologia de fratura.	47
Fig. 3.2 – Sistemas de perfis de topografias idealizadas para superfície de fratura.	48
Fig. 3.3 – Relação entre espaçamentos de estrias de fadiga e seu comprimento projetado.	51
Fig. 3.4 – Estrias produzidas pelo ensaio de pré-trinca da Norma E-399. Foto feita pelo MEV do presente trabalho a 20kV.	54
Fig. 3.5 – Uma das várias possibilidades de mecanismo de Crescimento de trinca.	55
Fig. 3.6 – Estrias de fadiga sobre uma superfície de fratura em uma liga de Alumínio. O espaçamento das estrias coincide como o carregamento cíclico. Ampliação de 12.000 vezes.	56
Fig. 3.7 – Desenho de uma superfície de fratura, seguindo variações das direções das estrias em materiais estruturais.	57
Fig. 3.8 – Uma liga de Al-Zn-Mg, para sequência	58

repetitiva de carga ciclada, com 5 ciclos de baixa amplitude e 1 de alta amplitude.

Fig. 3.9 – Relação da variação da tensão mínima para o espaçamento de estria. 61

Fig. 3.10 – Gráfico do espaçamento de estria (da/dN) versus distância da origem, onde A, B E C são extremidades da regressão linear feita pelo o autor Connors. 61

Fig. 4.1 – Seqüência do processamento digital de imagem. 66

Fig. 4.2 – Kernel (máscara) 3x3 com coeficientes arbitrários (pesos). 74

Fig. 4.3 – Filtro espacial 3x3 passa-baixa. 76

Fig. 4.4 – Um filtro espacial básico passa-alta. 77

Fig. 5.1 – Sentido do corte dos corpos de prova a partir da chapa laminada(orientação T-L). 82

Fig. 5.2 – Usinagem do entalhe em V com eletrodo de cobre eletrolítico. 83

Fig. 5.3 – Desenho do corpo de prova de K_{IC} . 84

Fig. 5.4 – Gráfico do ensaio de K_{IC} da amostra 1. 86

Fig. 5.5 – Disposição das análises fractográficas no MEV. 88

Fig. 6.1 – Amostra 3 na distância ($x = 2,66$; $y = 6,35$), para 10.000x, (b) Espectro de magnitude da área selecionada NxN da fractografia (a), com $0,19\mu m$ de espaçamento medido no espectro. 90

Fig. 6.2 – Seqüência da aplicação da técnica da transformada de Fourier para medição do espaçamento de estrias de fadiga. 91

Fig. 6.3 – Aplicação do filtro na fractografia feita no MEV, com 10.000x de aumento, para o corpo de prova 1, da posição $x = 3,82$, e $y = 6,35$ (mm) na face. 92

Fig. 6.4 – Espectro de magnitude da transformada de 93

Fourier da fractografia 6.3, com ampliação de contraste por substituição da escala de cores.

Fig. 7.1 – Espaçamento das estrias pela distância da origem da amostra 1 para as três regiões de propagação da trinca. 101

Fig. 7.2 – Espaçamento das estrias pela distância da origem da amostra 2 para as três regiões de propagação da trinca. 102

Fig. 7.3 – Espaçamento das estrias pela distância da origem da amostra 3 para as três regiões de propagação da trinca. 103

Fig. 7.4 – Correlação teórica das três amostras, entre taxa de crescimento da trinca por fadiga pela variação de intensidade de tensão. 107

Fig. 7.5 – Espaçamento de estrias pela variação de intensidade tensão da amostra 1 para três posições da espessura da amostra, sem aplicação do filtro. 108

Fig. 7.6 – Espaçamento de estrias pela variação de intensidade de tensão da amostra 2 para três posições da espessura da amostra, sem aplicação do filtro. 109

Fig. 7.7 – Espaçamento de estrias pela variação de intensidade de tensão da amostra 3 para três posições da espessura da amostra, sem aplicação do filtro. 110

Fig. 7.8 – Espaçamento de estrias pela variação de intensidade de tensão com aplicação do filtro, da amostra 1 das três regiões da face. 114

Fig. 7.9 – Espaçamento de estrias pela variação de intensidade tensão com aplicação do filtro, da amostra 2 das três regiões da face. 114

Fig. 7.10 – Espaçamento de estrias pela variação de intensidade tensão com aplicação do filtro, da amostra 3 das três regiões da face. 115

Fig. 7.11 – Sequência de fractografias feitas pela MEV, 123

de estrias de fadiga com 10.000x de ampliação, da região central ($y = 12,5\text{mm}$) da amostra 3.

Fig. 7.12 – Fractografia feita em MEV, com 8000x de ampliação, 18kV , para amostra 3, com a localização de coordenadas $x = 1,14$; $y = 12,5$ (mm). 124

Fig. 7.13 – (a) Fractografia da amostra 2 da posição $x = 2,70$; $y = 18,65$ (mm), com 10.000x e, 18 kV. 126
(b) Espectro de magnitude da transformada de Fourier da fractografia (a). (c) Espectro de coloração da figura (b).

Fig. 7.14 – (a) Fractografia da amostra 2, para a posição $x = 2,70$; $y = 18,65$ (mm), com 10.000x e, 18 kV.com aplicação do filtro da área selecionada 256x256. 127
(b) Espectro de magnitude da transformada de Fourier da área selecionada da fractografia (a). (c) Coloração da figura (b).

Fig. 7.15 – Aspecto tridimensional do espectro de magnitude da figura 7.1 (b). 128

Fig. 7.16 – Aspecto tridimensional do espectro de magnitude da figura 7.2 (b). 129

Fig. 7.17 – Demarcação da figura 7.2, da para sua posterior medida manual do espaçamento de estrias. 130

Fig. 7.18 – Intensidade dos pixels pela distância demarcada na figura 7.17. 130

LISTA DE TABELAS

Tabela 5.1 – Valores encontrados nas análises química da liga Al-7050 em espectrômetro de emissão óptica ARL-3560AES.	80
Tabela 7.1 – Resultado do ensaio de K_{IC}	94
Tabela 7.2 – Valores dos espaçamentos medidos no espectro de magnitude da transformada de Fourier em micrômetros.	95
Tabela 7.3 – Valores dos espaçamentos medidos no espectro de magnitude da transformada de Fourier com aplicação do filtro passa-alta. Os valores estão em escala micrométrica.	95
Tabela 7.4 – Valores das análises estatísticas da variância para os grupos de medidas de espaçamento medido no espectro de magnitude da transformada de Fourier, sem aplicação do filtro.	97
Tabela 7.5 - Valores das análises estatísticas da variância para os grupos de medidas de espaçamento medido no espectro de magnitude da transformada de Fourier, com aplicação do filtro.	98
Tabela 7.6 – Valores das análises estatísticas das três posições de todas as amostras do trabalho com suas respectivas comparações. (S/F = sem aplicação do filtro do filtro de Laplace; C/F = com aplicação do filtro antes da FFT).	99
Tabela 7.7 – Resultados das análises estatísticas de todas as medidas de espaçamento sem aplicação do filtro.	99
Tabela 7.8 – Valores estatísticos da relação da primeira medida do espaçamento de estrias com a última medida sem aplicação do filtro.	100
Tabela 7.9 – Representação estatística dos coeficientes de correlação para as medidas de espaçamento de estrias sem aplicação do filtro passa-alta versus ΔK do teste de K_{IC} .	105

Tabela 7.10 – Resultados teóricos das análises do crescimento de trinca por fadiga segundo a lei de Paris em função do carregamento imposto.	106
Tabela 7.11 – Valores das constantes das análises dos espaçamentos pela variação do fator intensidade de tensão.	111
Tabela 7.12 – Desvios das medidas das análises práticas e teóricas.	112
Tabela 7.13 - Valores das constantes das análises dos espaçamentos pela variação do fator intensidade de tensão, com o auxílio do filtro.	116
Tabela 7.14 – Desvios padrão das análises das médias das análises praticas e teóricas.	116
Tabela 7.15 – Valores dos ângulos gerados da transformada rápida de Fourier da amostra 3, região central.	121

D_T – Distância total na medida manual do espaçamento de estrías.

E – Módulo de Young.

EEF – Espaçamento das estrías de fadiga.

$\text{conj}(u, v)$ – Conjugado complexo da transformada de Fourier.

FFT – Transformada rápida de Fourier.

$f(x, y)$ – Imagem original de entrada no processamento de filtragem.

$G(x, y)$ – Matriz operadora na operação de filtragem.

$h(x, y)$ – Imagem de saída da operação de filtragem.

$H(u, v)$ – Imagem de entrada na operação de filtragem no domínio da frequência.

$K_{I,0}$ – Fator de intensidade de tensão de abertura.

K_I, K_{II}, K_{III} – Fator de intensidade de tensão para os modos I, II, e III.

K_{IC} – Fator de tenacidade à fratura em deformação plana.

K_{max}, K_{min} – Valores máximo e mínimo do fator de intensidade de tensão.

L – Espaçamento de estrías de um perfil projetado.

LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS

a – Comprimento da trinca.

a_c – Comprimento crítico da trinca.

[A_A]_β - Fração de área de uma determinada fase de interesse.

[A_A]_{βP} – Fração de área de uma determinada fase planar de interesse.

ASTM E-399 – Refere-se a metodologia para a determinação do fator de

c – Constante escalar da transformada rápida de Fourier.

c, m, - Constantes da taxa de propagação de trinca por fadiga.

D – Fator de correlação que relata o efeito geométrico da relação VxS.

D_c – Distância conhecida fornecida pelo microscópio eletrônico de varredura

da/dN – Taxa de crescimento de trinca.

DAPT – Deslocamento de abertura da ponta trinca.

D_{ESP} – Espaçamento de estrias.

D_T – Distância total na medida manual do espaçamento de estrias.

E – Módulo de Young.

EEF – Espaçamento das estrias de fadiga.

eiθ(u, v) – Conjugado complexo da transformada de Fourier.

FFT – Transformada rápida de Fourier.

f(x, y) – imagem original de entrada no processamento de filtragem.

G(x, y) – Matriz operadora na operação de filtragem.

H(x, y) – imagem de saída da operação de filtragem.

H(u, v) – imagem de entrada na operação de filtragem no domínio da frequência.

K_{op} – Fator de intensidade de tensão de abertura.

K_I, K_{II}, K_{III} – Fator de intensidade de tensão para os modos I, II, e III.

K_{IC} – Fator de tenacidade à fratura em deformação plana.

K_{máx}, K_{mín} – Valores máximo e mínimo do fator de intensidade de tensão.

L – Espaçamento de estrias de um perfil projetado.

$[L_L]_{\beta P}$ – Fração linear de uma determinada fase planar de interesse.

L_M – Medida de espaçamento de estrias no plano de projeção.

L_N – Média verdadeira do espaçamento de estrias

L_T – Distância total onde é feita a projeção de perfil da estrias.

MEV – Microscópio Eletrônico de Varredura.

MET – Microscópio Eletrônico de Transmissão.

N – Número de ciclos.

N_{Picos} – Números de picos da distância total das medidas manuais.

n_1, n_2, n_3 – Parâmetros constantes para descrição do mecanismo de fadiga.

P – Representa a probabilidade de existência de erro na diferença verdadeira dos grupos estatisticamente analisados.

P_f – Carga máxima permissível para o ensaio de tenacidade à fratura.

$[P_P]_{\beta P}$ – Fração pontual de uma planar de interesse.

$P(u, v)$ – Espectro da magnitude da transformada de Fourier.

“r” – Coeficiente de correlação Pearson, para medidas de correlação de grupos distintos.

r – Intensidade de um pixel.

R – Razão de carregamento em um carregamento cíclico.

R_L – Parâmetro de rugosidade linear.

S – Amplitude de tensão.

$[S_S]_{\beta}$ – Fração de superfície de uma determinada fase de interesse.

S_{op} – Tensão de abertura.

$T(u, v)$ – Função de transferência na operação de filtragem no domínio da frequência.

u, v – Componentes de frequência da transformada de Fourier.

V – Taxa de crescimento macroscópico.

V_p – Valor em pixel da fractografia fornecida pelo programa.
dos grupos estatisticamente analisados.

$[V_V]_{\beta}$ – Fração de volume de uma determinada fase de interesse.

Z – O valor do pixel em processamento.

$Z(u, v)$ – Saída da imagem na operação de filtragem no domínio da frequência.

W – Coeficiente da matriz operadora na filtragem.

w – Espessura do corpo de prova segundo a norma ASTM.

β – Função constante que depende da geometria do corpo de prova.

δ – Constante do material para descrição da propagação de trinca por fadiga.

$\overline{\Delta K}$ – Variação do fator intensidade de tensão.

ΔK – Variação média do fator de intensidade de tensão.

$\Delta K_{\text{aplicado}}$ – Variação de intensidade de tensão aplicado.

ΔK_{ef} – Variação do fator de intensidade de tensão efetiva.

Δa – Variação do comprimento da trinca.

ΔN – Variação do número de ciclos.

ΔK_{th} – Variação do fator de intensidade de tensão no limiar do estágio I para o estágio II.

$\Delta \sigma$ – Variação da tensão.

σ_{YS} – Tensão de escoamento.

σ – Tensão nominal que depende do corpo de prova.

$\sigma_{\text{máx}}$ – Tensão máxima para um carregamento cíclico.

$\sigma_{\text{mín}}$ – Tensão mínima para um carregamento cíclico.

σ_m – Tensão média num carregamento cíclico.

σ_{YS} – Tensão de escoamento.

$\phi(u, v)$ – Ângulo da fase da transformada de Fourier.

$\mathfrak{F}[f(x, y)]$ – Transformada de Fourier da função $f(x, y)$.

$\mathfrak{F}^{-1}[f(u, v)]$ – Transformada inversa de Fourier.

RAYMUNDO, E. A. Aplicação das Técnicas de Processamento Digital de Imagens para Medição do Espaçamento de Estrias de Fadiga da Liga Al-7050. Guaratinguetá – São Paulo, 2000, 141p. Dissertação (mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia, Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista.

Resumo:

A fractografia quantitativa tem como importante finalidade estudar os mecanismos que levam os materiais estruturais por exemplo, à perda de sua integridade e que, através de pesquisas, tenta melhorar as características ou as propriedades na futura composição. Então, uma análise fractográfica foi proposta deste trabalho, em que através da superfície de fratura gerada do ensaio de tenacidade à fratura, K_{IC} , da liga estrutural de Al-7050 T73651, estudou-se as medidas de espaçamentos de estrias de fadiga. Pois essas marcas ou estrias deixadas pela propagação da trinca por fadiga fornecem dados importantes, como por exemplo, explicar os mecanismos que levam ao crescimento e propagação da trinca por fadiga.

Para tanto, em primeira etapa, essas fractografias de estrias que foram digitalizadas no microscópico eletrônico de varredura, com objetivo de se determinar os espaçamentos de estrias. Uma ferramenta de um programa de análise e processamento digital de imagens foi utilizada.

Em outra etapa do trabalho, procedeu-se uma análise estatística das medidas de espaçamento das estrias, que teve como objetivo validar as posteriores relações gráficas. As correlações gráficas envolveram as medidas de espaçamento de estrias geradas pelo processamento digital de imagens com a distância do tamanho da trinca desde a origem até a zona de estiramento e também com a variação do fator de intensidade de tensão.

Os resultados das regressões lineares dessas relações gráficas permitiram a determinação das constantes c e m , de Paris. Com o auxílio do processamento digital de imagens para análises fractográficas, e em específico



para medição de espaçamentos de estrias pode-se diminuir os erros de interpretação e melhorar as condições de medidas manuais através da estereologia de fratura.

Palavra Chave: Fractografia quantitativa, espaçamentos de estrias, processamento digital de imagens.

Abstract:

The aim of quantitative fractography is to study the mechanisms for the loss of integrity of structural materials, trying to improve the characteristics or properties on their future composition. This work is based on the fractographic analysis of Al7030 plane-strain fracture toughness (K_{Ic}) specimens surfaces, studying the measurements of fatigue striations spacing. These patterns made by the fatigue crack growing process provide important data, explaining the mechanisms for crack propagation under cyclic loading.

By the first step, fractographies of striation formations were pictured from different regions on 3 samples surfaces, digitized right from the scanning electron microscope, to determine the striations spacing. For these measurements, digital image processing and analysis techniques, based on Fast Fourier Transform, were applied.

After, a statistical analysis of fatigue striation spacing measurements was performed to avail the proposed approach. Graphical correlation of the digital image processing measurements data related the crack size, from the initiation to the stretching zone, and the change on stress intensity factor.

The results of linear regressions for the $da/dN \times \Delta K$ relations guided in the determination of c and m constant values on the Paris equations. By the aid of digital image processing, it could be possible to reduce the interpretation errors and improve the measurements systematic on fractographic analysis, specially for the fatigue striations spacing.

RAYMUNDO, E.A., Use of Digital Image Processing Techniques for the Measurement of Fatigue Striations on the Al7050 Aluminum Alloy, Guaratinguetá - São Paulo, 2000, 141p. Dissertation (Master in Mechanical Engineering) - Faculdade de Engenharia, Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista.

Abstract:

The aim of quantitative fractography is to study the mechanisms for the loss of integrity of structural materials, trying to improve the characteristics or properties on their future composition. This work is based on the fractographic analysis of Al7050 plane-strain fracture toughness (K_{Ic}) specimens surfaces, studying the measurements of fatigue striations spacing. These patterns made by the fatigue crack growing process provide important data, explaining the mechanisms for crack propagation under cyclic loading.

By the first step, fractographies of striation formations were pictured from different regions on 3 samples surfaces, digitized right from the scanning electron microscope, to determine the striations spacing. For these measurements, digital image processing and analysis techniques, based on Fast Fourier Transform, were applied.

After, a statistical analysis of fatigue striation spacing measurements was performed to avail the proposed approach. Graphical correlation of the digital image processing measurements data related the crack size, from the nucleation to the stretching zone, and the change on stress intensity factor.

The results of linear regressions for the $da/dN \times \Delta K$ relations guided to the determination of c and m constant values on the Paris equations. By the aid of digital image processing, it could be possible to reduce the interpretation errors and improve the measurements systematic on fractographic analysis, specially for the fatigue striations spacing.

Keywords: quantitative fractography, fatigue striations spacing, digital image processing

1.0- Introdução	25
1.1- Motivação e Objetivos	26
2.0- Análise Teórica	28
2.1- Fractografia Quantitativa nas Análises de Superfícies de Fratura	28
2.2- Tenacidade à Fratura	29
2.3- Fatores de K_{IC}	32
2.4- Caracterização do mecanismo de Propagação Estável da Trinca	34
2.4.1- Nucleação e Crescimento	34
2.4.2- Propagação e Fratura	35
2.5- Análise Conceitual do Crescimento de Trinca	36
2.6- Modelos de Propagação	40
2.6.1- Equação de Walker	41
2.6.2- Equação de Forman	42
2.6.3- Fechamento de Trinca	43
2.6.4- Outras Equações	44
3.0- Análise Fractográfica Quantitativa	46
3.1- Fractografia Quantitativa	46
3.2- Métodos Manuais	51
3.3- Estrias de Fadiga	53
3.4- Mecanismo de Formação de Estrias	54
3.4.1- Aplicação das Medidas de Espaçamento de Estrias	58
3.4.2- Correlação da taxa de crescimento microscópico pela variação de intensidade de tensão	62

SUMÁRIO

1.0- Introdução	25
1.1- Motivação e Objetivos	26
2.0- Análise Teórica	28
2.1- Fractografia Quantitativa nas Análises de Superfícies de Fratura	28
2.2- Tenacidade à Fratura	29
2.3- Ensaio de K_{IC}	32
2.4- Caracterização do mecanismo de Propagação Estável da Trinca	34
2.4.1- Nucleação e Crescimento	34
2.4.2- Propagação e Fratura	35
2.5- Análise Conceitual do Crescimento de Trinca	36
2.6- Modelos de Propagação	40
2.6.1- Equação de Walker	41
2.6.2- Equação de Forman	42
2.6.3- Fechamento de Trinca	43
2.6.4- Outras Equações	44
3.0- Análise Fractográfica Quantitativa	46
3.1- Fractografia Quantitativa	46
3.2- Métodos Manuais	51
3.3- Estrias de Fadiga	53
3.4- Mecanismo de Formação de Estrias	54
3.4.1- Aplicação das Medidas de Espaçamento de Estrias	58
3.4.2- Correlação da taxa de crescimento microscópico pela variação de intensidade de tensão	62

4.0-Técnicas de Processamento Digital e Análise de Imagem	65
4.1- Características do Processamento Digital de Imagens	65
4.2- Transformada de Fourier	66
4.3- Melhoramento de Imagens Através da Aplicação de Filtros	72
4.3.1- Filtragem por Convolução	73
4.3.2- Filtragem no Domínio da Frequência	74
4.3.3- Filtros Passa-Baixa	75
4.3.4- Filtros Passa-Alta	77
4.3.5- Filtros Passa-Banda	77
5.0- Materiais e Métodos	78
5.1- Síntese	78
5.2- Liga de Alumínio 7050-T73651	78
5.3- Configuração dos Corpos de Prova	81
5.4- Ensaio Mecânico para Determinação de K_{IC}	83
5.5- Observação no MEV	86
6.0- Aplicação das Técnicas de Processamento de Imagens	89
6.1- Programa Utilizado	89
6.2- Aplicação da Transformada de Fourier	89
6.3- Utilização dos Filtros nas Fractografias	92
7.0- Resultados e Discussão	94
7.1- Ensaio Mecânico	94
7.2- Análise Estatísticas dos Espaçamentos de Estrias	94
Medidas nos Espectros de Fourier	



7.3- Análise Gráfica do Espaçamento de Estrias com o Tamanho da Trinca	100
7.4-Correlação entre Espaçamento de Estrias e Variação do Fator de Intensidade de Tensão	104
7.4.1-Análise Gráfica do Espaçamento	107
7.4.2-Análise dos Valores das Constantes	111
7.4.3- Análise dos Espaçamentos Medidos a Partir dos Espectros da Transformada de Fourier, com Auxílio da Aplicação do Filtro-Passa Alta	113
7.5- Comentário dos Resultados	117
7.6- Importância da Correlação da Taxa de Crescimento Microscópico Pela Variação de Intensidade de Tensão	124
7.7- Efeito do Uso do Filtro Passa-Alta nas Medições a Partir dos Espectros	125
8.0- Conclusão	132
9.0- Referência Bibliográfica	134

PREFÁCIO

Autores como CONNORS, PELLOUX e HERTZBERG por exemplo, procuraram relações das medidas de espaçamentos de estrias de fadiga com mecanismos de crescimento de trinca por fadiga. Essas análises segundo os autores, poderiam ser, de modo mais prático, uma ferramenta importante nos estudos dos processos de falhas e fratura de materiais em condições de serviço. Porém, sempre depararam com algumas condições inerentes às superfícies de fratura, seja pela dificuldade de visualização das estrias ou pela demora da contagem, e erros de interpretação eram sempre inevitáveis. Então, para facilitar essas análises das devidas correlações, utilizou-se de uma inovação atual que são as técnicas de processamento de imagens digitais. A ferramenta ou a técnica presente neste trabalho foi a transformada rápida de Fourier, que procurou viabilizar essas medições, evitando esses erros.

Através desses auxílios computacionais, as análises das medidas de espaçamentos dessas estrias de fadiga foram analisadas.

Autorizo a produção desse trabalho

Guaratinguetá, 12 de junho de 2000.

Emerson Augusto Raymundo



1. INTRODUÇÃO

Os componentes estruturais de uma obra são sempre sujeitos à falha e o controle dessas estruturas envolve equipes conjuntas de profissionais de diversas áreas como, por exemplo, arquitetura, metalurgia, e engenharia de produção e manutenção. Qualquer componente estrutural que falhe durante sua vida útil significa que não funcionou como projeto. Essas falhas levam muitas vezes à falha e podem ser causadas por diferentes mecanismos como: fadiga, corrosão, desgaste, deformação excessiva, etc.

Um dos objetivos das análises é conhecer as condições de uso das estruturas que levam ao aumento da perda de sua integridade. A evolução dos métodos de análise de estruturas é dada pela sua integração com o conhecimento do processo de fratura que ocorre durante o trabalho da estrutura. Este conhecimento é dado pela análise de fratura (fracture), isto é, considerando as condições de uso das estruturas em relação ao trabalho de fratura original. Desse modo, as análises de superfície de fratura levam à criação de disciplinas em que destacamos a fractografia. Esta disciplina procura determinar parâmetros e conceitos das análises de superfície de fratura.

Portanto, com o auxílio das análises fractográficas, tornaram-se possíveis os estudos específicos nas análises de falhas. Um dos casos mais importantes para o estudo é a falha por fadiga. A superfície de fratura dos elementos estruturais submetidos por fadiga normalmente apresenta estrias, que representam o mecanismo de propagação cíclica da trinca. Essas estrias podem ser quantificadas e observadas em relação ao comportamento mecânico para determinação das condições de carregamento cíclico. Nota-se, então, a importância das análises fractográficas de estrias de fadiga.

Métodos de análise de estrias de fadiga sobre superfícies de fratura fratura são utilizados para determinar o mecanismo de propagação da trinca e para a determinação da vida útil da estrutura. Este trabalho tem como objetivo apresentar os métodos de análise de estrias de fadiga e sua importância para a determinação da vida útil da estrutura.

Autorizo a reprodução desse trabalho

Guaratinguetá, 12 de junho de 2000.

Emerson Augusto Raymundo.



1.0. INTRODUÇÃO

Os componentes estruturais em uso estão sempre sujeitos à falhas e o controle dessas estruturas envolve esforços conjuntos de profissionais de diversas áreas como, por exemplo, projetistas, metalúrgicos, e engenheiros de produção e manutenção. Quando um componente estrutural falha durante sua vida útil, significa que não funcionou como projetado. Essas falhas levam muitas vezes à fratura e podem ser causadas por diferentes mecanismos como: fadiga, corrosão, desgaste, deformação excessiva, etc.

Um dos objetivos das análises é conhecer as características dos mecanismos que levam os elementos à perda de sua integridade. A evolução do processo de fratura está quase sempre associada com o tamanho do defeito (trinca), isto é, considerando as análises onde as amostras são consideradas pequenas em relação ao tamanho da peça original. Desse modo, as análises de superfície de fratura levam à criação de disciplinas em que destacamos a fractografia. Essa disciplina procura determinar parâmetros e conceitos das análises de superfícies de fratura.

Portanto, com o auxílio das análises fractográficas, tornaram-se possíveis os estudos específicos nas análises de falhas. Um dos casos mais importantes para o estudo é a fratura por fadiga. A superfície de fratura dos elementos estruturais rompidos por fadiga normalmente apresenta estrias, que representam o mecanismo de propagação estável da trinca. Essas estrias podem ser quantificadas e observadas em relação ao comportamento mecânico para determinadas solicitações de carregamento cíclicos. Nota-se, então, a importância dos estudos fractográficos de estrias de fadiga.

Medidas de estrias de fadiga sobre superfícies de fratura fornecem dados quantitativos importantes, pois relações podem ser propostas para tentar, de modo mais prático, explicar os mecanismos de falhas dos materiais rompidos por fadiga.



No entanto, uma das dificuldades das análises de superfícies de fratura por fadiga é o tempo consumido na contagem individual de estrias, além de que algumas estrias apresentam-se obscuras ou quase ausentes, dificultando a identificação e levando a erros de interpretação (CONNORS, 1994). Estrias também podem ser confundidas com linhas de deslizamento, trincas secundárias paralelas à frente da trinca, ou com formações microestruturais semelhantes, como perlitas lamelares. As estrias podem ser observadas diretamente na superfície de fratura com auxílio do microscópio eletrônico de varredura (MEV) (PELLOUX, 1991).

1.1. Motivação e Objetivos.

A idéia principal deste trabalho é utilização de técnicas de processamento e análise de imagens digitais para a medição de estrias de fadiga em fractografias no microscópio eletrônico de varredura. A ferramenta utilizada para as análises dos espaçamentos de estrias foi a Transformada Rápida de Fourier, que é representada por seu espectro, onde as medidas serão feitas. Os objetivos deste trabalho serão então:

- Desenvolvimento de uma metodologia para a medição do espaçamento médio de estrias, baseada no processamento digital de imagens.
- Construção de curvas dos espaçamentos das estrias pela distância da propagação da trinca, com posteriores comparações com o trabalho desenvolvido por CONNORS (1994).
- Construção das curvas do crescimento microscópico (estrias) pela variação do fator intensidade de tensão.
- Comparação dos valores das curvas práticas e teóricas para as regiões distintas de propagação de trinca por fadiga.
- Discussão das características resultantes do processo de crescimento de trinca por fadiga em função das características do material, do processamento

termomecânico e da composição, isto é, a consequência desses fatores na mudança do perfil da superfície de fratura, que levam também a alterações nos espaçamentos e nas orientações das estrias de fadiga.

As análises das falhas metalúrgicas que ocorrem em serviço implicam em técnicas e procedimentos, visando buscar sua causa e a posterior prevenção. Os principais métodos que compreendem a investigação das falhas são:

- Exame visual;
- Seleção e preparação de seções metalográficas;
- Determinação do mecanismo de falha;
- Fractografia;
- Análise química;
- Análise mecânica de fratura;
- Testes simulando condições de serviço (testes especiais).

A interpretação de microfractografias requer prática e compreensão dos mecanismos de fratura. Há um pequeno número de características morfológicas básicas que permitem identificar os mecanismos de fratura como (ASM, 1987):

- Dimples;
- Chavagem;
- Separação intergranular;
- Estrias de fadiga.

A inspeção de superfície de fratura pode ser feita usando um microscópio óptico, um microscópio eletrônico de transmissão (MET) e um microscópio eletrônico de varredura (MEV). Este último é, devido à sua versatilidade, o instrumento mais popular no campo da fractografia. Não há utilização de réplica, a preparação dos corpos de prova é muito mais simples e as mesmas podem ser observadas sob vários ângulos. Assim, ele se torna uma ferramenta indispensável nos estudos e pesquisas sobre fratura.

2.0. ANÁLISE TEÓRICA

2.1. Fractografia Quantitativa nas Análises de Superfícies de Fratura.

As análises das falhas metalúrgicas que ocorrem em serviço implicam em técnicas e precauções, visando buscar sua causa e a posterior prevenção. Os principais métodos que compreendem a investigação das falhas são:

- Examinação microscópica;
- Seleção e preparação de seções metalográficas;
- Determinação do mecanismo de falha ;
- Fractografia;
- Análise química;
- Análise mecânica de fratura;
- Testes simulando condições de serviço (testes especiais).

A interpretação de microfractografias requer prática e compreensão dos mecanismos de fratura. Há um pequeno número de características morfológicas básicas que permitem identificar os mecanismos de fratura como (ASM, 1987):

- Dimples;
- Clivagem;
- Separação intergranular;
- Estrias de fadiga

A inspeção de superfície de fratura pode ser feita usando um microscópio óptico, um microscópio eletrônico de transmissão (MET) e um microscópio eletrônico de varredura (MEV). Esse último é, devido á sua versatilidade, o instrumento mais popular no campo da fractografia. Não há utilização de réplica, a preparação dos corpos de prova é muito mais simples e as amostras podem ser observadas sob vários ângulos. Assim, ele se torna uma ferramenta indispensável nos estudos e pesquisas sobre fratura.

A fractografia quantitativa envolve aplicações de técnicas geométricas visando colocar a topografia da superfície de fratura em termos quantitativos, envolvendo comprimento, área, orientação, etc. O propósito da fractografia quantitativa é descrever as características geométricas da superfície, que revelam informações sobre o processo de fratura.

Com o advento da análise de imagens na microscopia quantitativa auxiliada por ferramentas computacionais, a aplicação da fractografia quantitativa pode se tornar rotineira (CHARLI, et al., 1994).

Desse modo, as fractografias obtidas no MEV das estrias de fadiga do presente trabalho serão analisadas quantitativamente por um programa de análises de imagens.

2.2. Tenacidade à Fratura.

A maioria dos componentes estruturais e elementos de máquinas está submetida a tensões variáveis produzidas por solicitações de carga e descarga que variam periodicamente ou por contato com peças rotativas. Esses elementos podem falhar e, em consequência dessa falha, podem levar à fratura. Para análises desses materiais ou para estudos de novas ligas, têm-se três modos de carregamento, como mostra a figura 2.1 a seguir:

$$K = \sigma \sqrt{\pi a} \quad (2.1)$$

onde:

π = parâmetro que depende da amostra e geometria da trinca;

σ = tensão nominal;

a = comprimento da trinca.



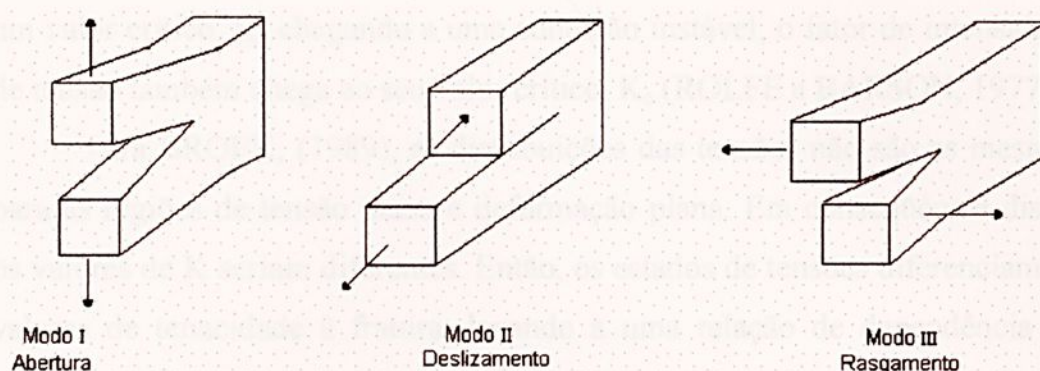


Figura 2.1 - Três modos de carregamento. Adaptado de ROLFE e BARSON (1977).

Portanto, a trinca pode ficar sujeita a três modos de solicitação:

- 1- Abertura por tração da trinca (modo I);
- 2- Modo de deslizamento ou de cisalhamento (modo II);
- 3- Modo de rasgamento ou corte (modo III).

Para representar o estado de tensão/deformação na área próxima da ponta da trinca dos modos I, II, e III, tem-se o fator de intensidade de tensão, K_I , K_{II} , K_{III} , respectivamente. Conseqüentemente, para todos os fatores dos modos de carregamento, a tensão aplicada, a forma e o tamanho dos componentes estruturais afetam o valor da intensidade de tensão. A fórmula geral do parâmetro de intensidade de tensão é dada por:

$$K = \beta \sigma \sqrt{\pi a} \quad (2.1)$$

onde:

β = parâmetro que depende da amostra e geometria da trinca;

σ = tensão nominal;

a = comprimento da trinca.

Como característica de um processo de fratura, se uma trinca alcança um valor crítico, a_c , chegando a uma condição instável, o fator de intensidade de tensão também chega ao seu valor crítico, K_c (ROLFE e BARSON, 1977).

Para BROEK, (1989), as distribuições das tensões não são as mesmas para as regiões de tensão plana e deformação plana. Em consequência disso, os valores de K seriam diferentes. Então, os estados de tensões diferenciam os valores de tenacidade à fratura, levando a uma relação de dependência da espessura com a tenacidade. Para melhor exemplificar essa situação, o autor usou de duas chapas de espessuras diferentes, chegando a conclusão que a medida que a espessura aumentava, a influência do campo de deformação plana se tornava maior e a tenacidade diminuía (BROEK, 1989).

A notação utilizada para explicar as condições críticas revela que o valor para representar a tenacidade à fratura em deformação plana no modo I é “ K_{IC} ”, enquanto K_c ou K_{Ic} seria para uma espessura nos campos de tensões planas e transição (BROEK, 1989).

Na fratura por fadiga, em cada carregamento cíclico a tensão varia da mínima, $\sigma_{\min}$, para a máxima, $\sigma_{\max}$. Então o campo de tensões na ponta da trinca varia de acordo com:

$$K_{\min} = \beta \sigma_{\min} \sqrt{\pi a} \quad (2.2)$$

onde:

$K_{\min}$ = fator de intensidade de tensão mínima de tensão, para a tensão mínima, no ciclo de carregamento;

β = é o fator geométrico do corpo de prova.

a = comprimento de trinca

e,

$$K_{\max} = \beta \sigma_{\max} \sqrt{\pi a} \quad (2.3)$$



onde:

$K_{\text{máx}}$ = fator de intensidade tensão máxima, para a tensão máxima no ciclo.

Assim, para um dado crescimento, a propagação de uma trinca por fadiga pode ser representada pela variação de intensidade de tensão, ΔK :

$$\Delta K = \beta \Delta \sigma \sqrt{\pi a} \quad (2.4)$$

onde:

$\Delta \sigma$ = variação das tensões mínima e máxima.

2.3. Ensaio de K_{IC} .

Este ensaio é recomendado para determinar a tenacidade a fratura em Deformação Plana de Materiais Metálicos" (ASTM, 1990). É usado para determinar a tenacidade à fratura em deformação plana, onde três amostras no mínimo são requeridas na determinação do valor condicional, que se for válido, também segundo a norma, representará o K_{IC} .

O valor da tenacidade à fratura em deformação plana (K_{IC}), determinado por este teste, descreve a resistência de um material à fratura na presença de uma trinca aguda e sob uma deformação severa, em que o estado de tensões nas proximidades da ponta trinca é triaxial, observando-se que, na direção da deformação, a região plástica da ponta da trinca é pequena, comparada com o tamanho da trinca e com as dimensões do corpo de prova. K_{IC} representa o valor limite de tenacidade a fratura, em deformação plana.

Esse valor pode ser usado também para estimar a relação entre tensão de falha e tamanho do defeito para um material em serviço (ASTM, 1990). Também é uma propriedade que depende, em particular, do material, da taxa



de carregamento e espessura suficiente para se estabelecer um estado de deformação plana à frente da trinca, onde (ROLFE e BARSON, 1977):

$$K_{IC} = \beta \sigma \sqrt{a_c \pi} \text{ [MPa.m}^{1/2}\text{]} \quad (2.5)$$

Onde:

β = função adimensional $f(a/w)$, que depende do corpo de prova e da geometria da trinca;

σ = tensão nominal, [MPa];

a_c = tamanho crítico da trinca, [m].

A tenacidade à fratura, segundo DOWLING (1993), depende da orientação e direção de propagação da trinca em relação à anisotropia do material, além de pequenas variações na composição química ou processamento de um dado material.

A tenacidade à fratura é geralmente mais sensível do que outras propriedades mecânicas em relação à anisotropia e restrições locais de ductibilidade introduzidos pelo processamento. Por exemplo, em forjados, laminados ou extrudados, o processo de conformação leva os grãos a serem alongados e/ou escorregados numa certa direção, onde trincas paralelas crescem ao longo dos planos de escorregamento, facilitando a fratura. Assim, testes de tenacidade à fratura são muitas vezes conduzidos nos corpos de provas para várias orientações (DOWLING, 1993).

Contudo, o ensaio de K_{IC} nos dá um parâmetro importante, pois fornece o valor crítico de absorção de energia perante uma trinca máxima.



2.4. Caracterização do Mecanismo de Propagação Estável da Trinca.

O mecanismo de crescimento de trinca por fadiga é basicamente o resultado de um processo de nucleação, propagação e fratura (ASM, 1987). O ensaio de K_{IC} , em comparação a esse mecanismo, também é representado por esse processo pois possui, ao longo do procedimento do ensaio, a iniciação e a propagação na pré-trincagem por fadiga, e posterior fratura na determinação do K_{IC} .

2.4.1. Nucleação e Crescimento.

A nucleação ocorre normalmente em função das condições locais de distribuição de tensões, da microestrutura, da presença de concentração de tensões de tração. A nucleação de trincas pode iniciar também em contornos de grãos ou maclas próximos à superfície. Isso ocorre desde o início ou durante o processo de deformação cíclica, como por exemplo, através de mecanismo de extrusão ou intrusão, como mostra a figura 2.2. Essas condições são consideradas a etapa inicial e levam ao crescimento de trinca. Este crescimento ocorre através de bandas de deslizamento acompanhado de altas tensões de cisalhamento.

Geralmente essas condições são representadas como estágio I, onde as tensões locais têm componentes cisalhantes de aproximadamente 45° para a tensão criada pela carga (BARBOSA, 1995; BROOKS, 1993).

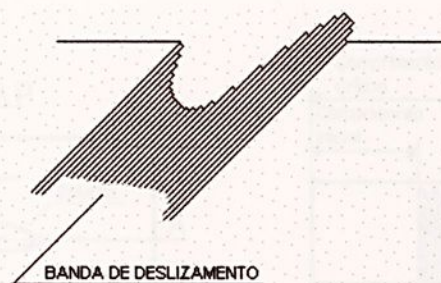


Figura 2.2 - Ilustração da formação de extrusão e intrusão no estágio I da fadiga. Adaptado de BROOKS, 1993.

2.4.2. Propagação e Fratura.

Depois do estágio I, com a manutenção do carregamento cíclico, inicia-se, a partir do limiar de propagação, o estágio II, que é caracterizado por uma certa distância e com eventual aparecimento de estrias de fadiga na superfície de fratura (DAS, 1996). Conforme as características de propagação da trinca, dentro de um campo de tensão analisado as estrias poderão seguir as tendências no seu perfil conforme as condições locais de propagação.

A propagação da trinca por fadiga está diretamente ligada ao fator de intensidade de tensão e tem como características:

- sua propagação é perpendicular à solicitação externa;
- pode corresponder à maior parte da superfície de fratura, ainda que não à maior parte de condição pré-determinada ou sua vida útil.

A trinca se torna instável ou rápida, a partir de um valor crítico que leva à fratura.

Uma relação envolvendo iniciação, propagação e o comprimento crítico da trinca de um corpo de prova de ensaio de fadiga é mostrada na figura 2.3, a seguir (PEREIRA, 1996):

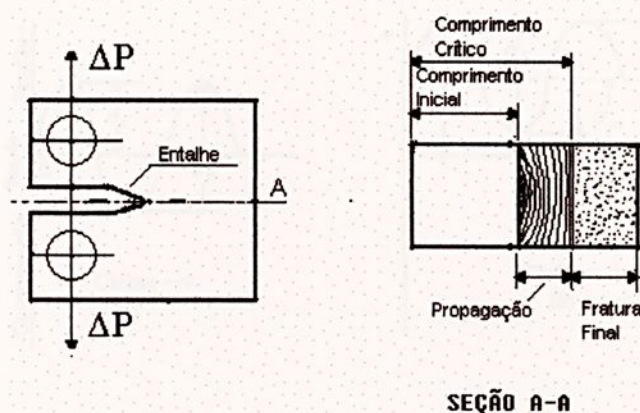


Figura 2.3 - Esquema mostrando regiões de iniciação, propagação e fratura de uma trinca lateral por fadiga. Adaptado de PEREIRA, 1996.

2.5. Análise Conceitual do Crescimento de Trinca.

As tensões cíclicas resultantes de amplitudes constantes ou variáveis podem ser descritas pela variação da tensão, $\Delta\sigma$, pela razão de carregamento, R , também pela tensão média, σ_m , e amplitude de tensão, σ_a . A frequência, ω , segundo BROEK (1996) não possui muita influência (BROEK, 1989).

Os ciclos de tensões são parâmetros importantes dos ensaios. São ilustrados na figura 2.4, ciclos de tensões típicos em fadiga.

Na figura 2.4(a) mostra um carregamento cíclico com $\sigma_{\min}$ (tensão mínima) e $\sigma_{\max}$ (tensão máxima) iguais em módulo, a σ_m (tensão média) é diferente de $\sigma_{\min}$. A figura 2.4(b) mostra um carregamento cíclico com $\sigma_{\min}$ e $\sigma_{\max}$ diferentes de σ_m . A figura 2.4(c) mostra um espectro de carregamento aleatório.

Alguns desses parâmetros importantes em fadiga podem ser definidos da seguinte maneira:

$$\text{Tensão média: } \sigma_m = \frac{\sigma_{\max} + \sigma_{\min}}{2} \quad (2.0)$$

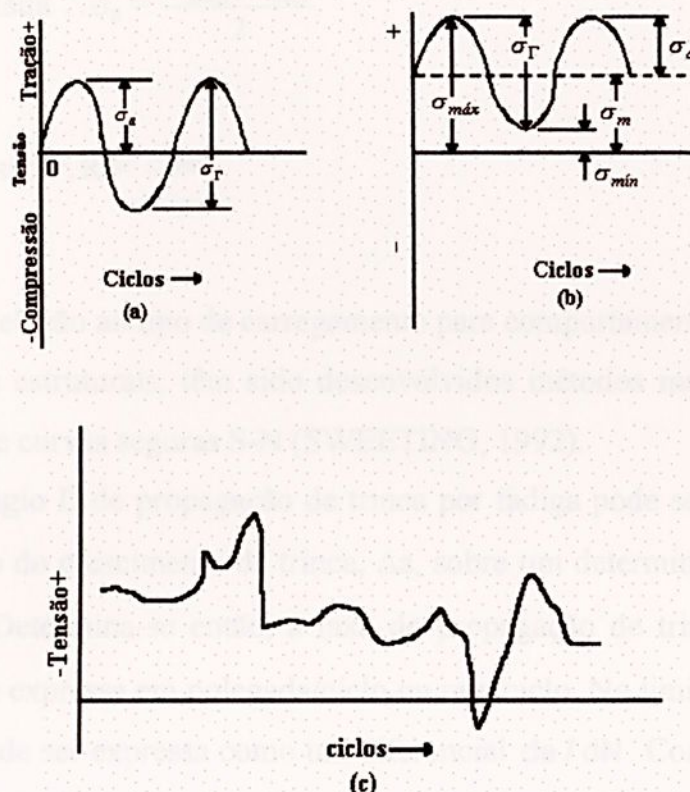


Figura 2.4 - (a) Alternada; (b) Flutuante; (c) Aleatória. Adaptado de BARBOSA, 1995.

A figura 2.4(a) mostra um ciclo de tensões alternadas de forma senoidal, onde $\sigma_{\min}$ (tensão mínima) é igual em módulo, a $\sigma_{\max}$ (tensão máxima). A figura 2.4(b) mostra um carregamento senoidal onde $\sigma_{\min}$ é diferente da $\sigma_{\max}$. A curva 2.4(c) ilustra um espectro de carregamento aleatório.

Alguns desses parâmetros importantes em fadiga podem ser definidos da seguinte maneira:

$$\text{Tensão média } \therefore \sigma_m = \frac{\sigma_{\max} + \sigma_{\min}}{2} \quad (2.6)$$

$$\text{Tensão alternada } \therefore \sigma_a = \frac{\sigma_{\max} + \sigma_{\min}}{2} \quad (2.7)$$

$$\text{Razão de tensão } \therefore R = \frac{\sigma_{\min}}{\sigma_{\max}} \quad (2.8)$$

Com relação ao tipo de carregamento para comportamento em fadiga de componentes estruturais, têm sido desenvolvidos métodos matemáticos para construção de curvas seguras S-N (SWEETING, 1992).

O estágio II de propagação de trinca por fadiga pode ser caracterizado pela variação do crescimento de trinca, Δa , sobre um determinado número de ciclos, ΔN . Determina-se então, a taxa de propagação de trinca por fadiga, $\Delta a / \Delta N$, que é expressa em polegada/ciclo ou mm/ciclo. No limite onde $N \rightarrow 1$, esta razão pode ser expressa como um diferencial da / dN . Como no item 2.2, o carregamento cíclico da ponta da trinca pode ser representado pela variação do fator de intensidade de tensão, então, essa taxa que indica o crescimento da trinca pode estar em função de ΔK e R , levando a forma matemática (BROEK, 1989):

$$\frac{da}{dN} = f(\Delta K, R) \quad (2.9)$$

Para exemplificar essa relação, a figura.2.5 mostra a relação entre $da/dN \times \Delta K$ para carregamento constante.

Na região 1, o crescimento de trinca é pequeno, para um número quase finito de ciclos. Na região 2, o comportamento é relevante para situação de projeto envolvendo um número finito de ciclos de fadiga. Na região 3, a taxa crescimento da trinca é considerada instável, levando à fratura. (ASM, 1987).

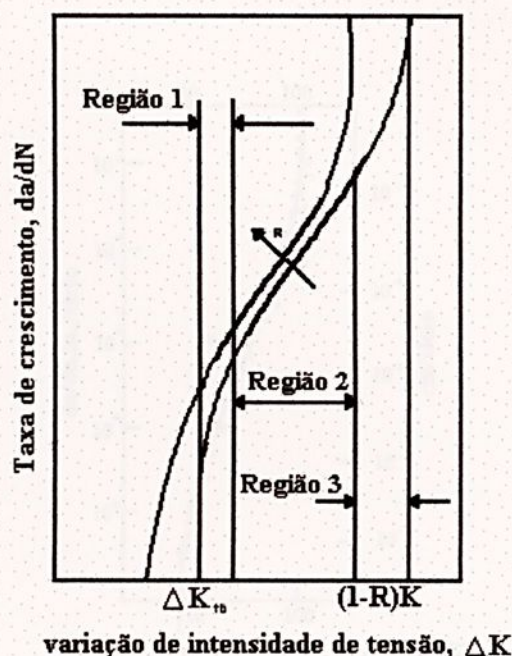


Figura 2.5 - Relação entre taxa de crescimento de trinca e intensidade de tensão aplicada para dois valores aplicados. Adaptado de ASM, 1987.

Seguindo essa linha de raciocínio, o diagrama da figura 2.6 ajuda a ilustrar o mecanismo de crescimento e propagação de trinca. A curva $(da/dN) \times \log(\Delta K)$ mostra também um comportamento quase linear para região distinta de propagação de trinca por fadiga, isto é, no intervalo de 10 a 100 ksi.in^{1/2} para ΔK , e um fator de intensidade de tensão crítico, K_c , para uma variação de intensidade de tensão com a tendência a se tornar constante (NELSON, 1997).

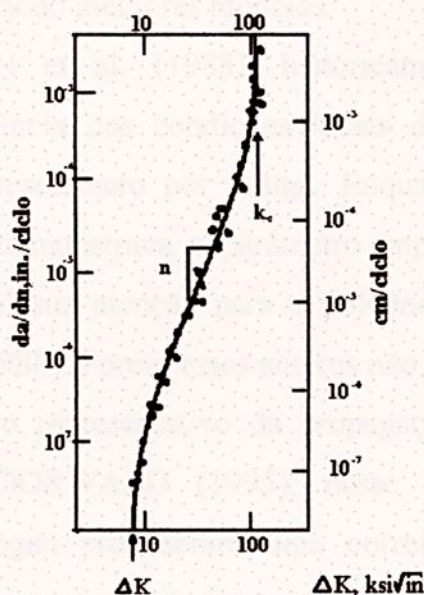


Figura 2.6 - Relação típica da taxa de crescimento de trinca por fadiga vs. $\log(da/dN)$. Adaptado de NELSON, 1997.

2.6. Modelos de Propagação.

O primeiro modelo de fratura de um corpo com trinca foi formulado pelo engenheiro inglês A. Griffith. Este pesquisador introduziu o termo “energia superficial do corpo sólido”, que se tornou o primeiro critério de resistência à fratura. A superfície é considerada como livre de tensões e o processo de propagação de trinca resulta no aparecimento de uma nova superfície livre. Entretanto, para uma representação real, esses critérios apresentam limitações como, por exemplo, a influência do comprimento de trinca no seu deslocamento (no qual a distribuição real de tensões não é uniforme, sendo ela um concentrador de tensões que depende do comprimento), da geometria do corpo e do modo de carregamento (PASTOUKHOV e VOORWALD, 1995).

Seguindo esse raciocínio, foram desenvolvidos estudos, baseados na Mecânica da Fratura Linear Elástica, para caracterização do crescimento de trinca por fadiga, procurando melhores modelos.

Segundo ALLEN et al. (1988), historicamente, McEvily e Illg identificaram a importância das condições locais da ponta da trinca em determinada taxa de crescimento por fadiga. Enquanto isso, Liu segundo ALLEN et al. (1988), demonstrava o parâmetro importante da variação de tensão e também atribui sua atenção para a influência do comprimento de trinca (ALLEN, et al., 1988). Porém esses autores não reuniram os parâmetros para propor um modelo representativo da propagação da trinca. Segundo PASTOUKHOV e VOORWALD (1995), nesse processo histórico de pesquisa, Paris e Erdogan propuseram uma correlação entre a taxa de crescimento da trinca e a variação da intensidade de tensão, ΔK , na seguinte forma (PASTOUKHOV e VOORWALD, 1995):

$$\frac{da}{dN} = c(\Delta K)^m \quad (2.10)$$

onde: “c” e “m” são constantes do material.

Seguindo-se ao modelo proposto por Paris e Erdogan várias equações ou modelos empíricos têm sido propostos. Dentre eles, destacam-se:

- Walker;
- Forman;
- Elber, etc.

2.6.1. Equação de Walker.

O modelo de Walker foi um dos primeiros a considerar o efeito da razão de carregamento, R, sobre a curva $da / dN \times \Delta K$ da forma:

$$\frac{da}{dN} = f(\overline{\Delta K}) = f\left[\frac{\Delta K}{(1-R)^{1-\delta}}\right] \quad (2.11)$$

onde δ é uma constante do material e $\overline{\Delta K} = \Delta K$ para $R = 0$ então:

$$\overline{\Delta K} = \frac{\Delta K}{(1-R)^{1-\delta}} \quad (2.12)$$

De qualquer modo, a equação de Walker é primeiramente usada para taxas intermediárias de crescimento de trinca, já que para baixas taxas de crescimentos ela não é muito usada, pois não há um valor da constante δ para todas regiões do diagrama.

2.6.2. Equação de Forman.

Uma das modificações mais aceitas da lei de Paris foi feita por Forman (HERTZBERG, 1989). Considera-se que a taxa de crescimento se torna efetivamente infinita quando $K_{\text{máx}}$ excede uma condição crítica. Essa equação utiliza o valor da tenacidade à fratura K_c , para o material com a espessura de interesse, limitando o efeito de ΔK no início do estágio de propagação instável da trinca (HERTZBERG, 1989). Segundo DOWLING (1993), essa equação pode ser usada para cobrir as regiões de propagação estável e crítica do processo de fratura pois considera um fator de intensidade de tensão crítico K_c e também a razão de carregamento (DOWLING, 1993):

$$\frac{da}{dN} = \frac{c\Delta K^m}{(1-R)K_c - \Delta K} \quad (2.13)$$

2.6.3. Fechamento de Trinca.

Utilizando de carregamentos de amplitude constante, Elber observou que para tensões mínimas a ponta da trinca tende a se fechar, até que uma tensão suficientemente alta faz com que ela se abra, conforme a figura 2.7.

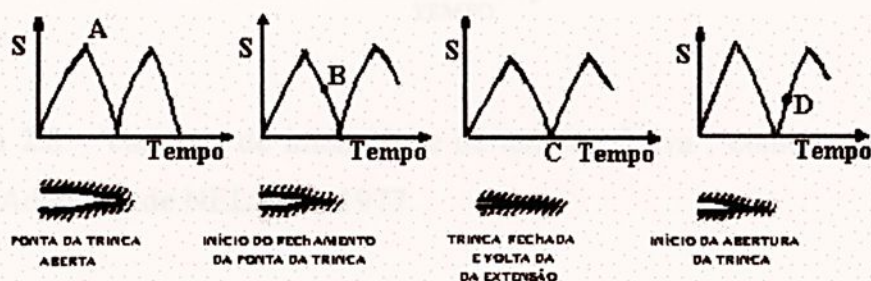


Figura 2.7 - Ilustração do fechamento de trinca. Adaptado de NELSON, 1977.

Elber propôs também que, depois que uma trinca é aberta para apenas uma porção de ciclo, a taxa de crescimento deve ser mais apropriadamente correlacionada com uma variação de intensidade de tensão efetiva, $\Delta K_{ef} = K_{m\acute{a}x} - K_{op}$, onde K_{op} é o fator de intensidade de tensão associado com a tensão de abertura, como mostra a figura 2.8 (DOWLING, 1993). Assim o modelo proposto relaciona a taxa de crescimento de trinca com a variação de intensidade de tensão efetiva:

$$da/dN = c(\Delta K_{ef})^m \quad (2.14)$$

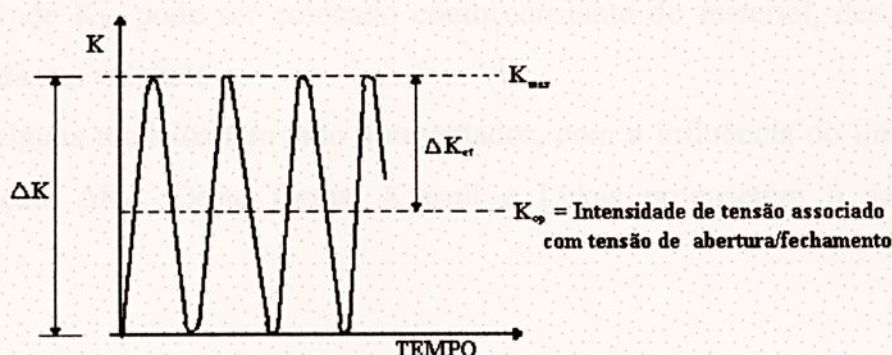


Figura 2.8 - Variação de intensidade de tensão efetiva, como proposto por Elber. Adaptado de NELSON, 1977

Em outras palavras, a trinca é fechada por uma porção de carregamento cíclica e depois aberta por completo quando aplicado um K_{op} , acontecendo sempre para $R > 0$ (HERTZBERG, 1989). Um aumento na razão do carregamento cíclico causa taxas de crescimento elevadas para um dado ΔK (DOWLING, 1993).

2.6.4. Outras Equações.

Pearson segundo MAZZOLINE (1995) observou que a equação (2.10) é mais adequada para correlação de dados de ligas de alta tenacidade. Com testes para várias dimensões de corpos de prova, o autor descobriu que a razão R tem baixo efeito, por causa das altas tensões residuais, propondo a seguinte modificação da equação de Forman:

$$\frac{da}{dN} = \frac{c\Delta K^m}{\sqrt{[(1-R)K_{IC} - \Delta K]}} \quad (2.15)$$

Onde K_{IC} pode ser colocado como constante do material, desde que observada sua validade.

Alguns modelos têm sido apresentados, com a influência do limiar de propagação, ΔK_{th} . Desta forma, Kiesnil e Lukas propuseram o seguinte modelo:

$$\frac{da}{dN} = c(\Delta K^m - \Delta K_{th}^m) \quad (2.16)$$

Onde se chega a um valor infinitesimal para da/dN , quando ΔK se aproxima de ΔK_{th} .

Finalmente, uma expressão geral, proposta por Ewalds e Wanhill, pretende ser válida para todas regiões da propagação da trinca:

$$\frac{da}{dN} = c\Delta K^m \left[\frac{1 - \left(\frac{\Delta K_{th}}{\Delta K} \right)^{n_1}}{1 - \left(\frac{K_{MAX}}{K_C} \right)^{n_2}} \right]^{n_3} \quad (2.17)$$

Nota-se que quando ΔK alcança ΔK_{th} ou K_{MAX} alcança K_C a propagação da trinca torna-se nula ou infinita, respectivamente (MAZZOLINI, 1995).

3.0. ANÁLISE FRACTOGRÁFICA QUANTITATIVA

3.1. Fractografia Quantitativa.

O avanço da trinca por alongamento generalizado ao longo da frente da trinca é quase sempre curvado em duas ou três dimensões e essa curvatura normalmente é um produto de interações complexas entre:

- Gradientes de tensões aplicadas em diferentes direções, no plano da trinca;
- Tensões residuais;
- Variações das tensões triaxiais;
- Disposições espaciais de materiais não homogêneos;
- Defeitos internos e deslizamentos de planos.

Para descrição desses mecanismos acima têm-se desenvolvido estudos principalmente por El-Soudani, Underwood e Banerji, citando métodos estereológicos, visando a melhor exatidão da fractografia quantitativa. A figura 3.1 apresenta um perfil geral do papel e o objetivo da fractografia quantitativa na caracterização (EL-SOUDANI, 1990).

Como já visto genericamente, no item 2.1, a fractografia quantitativa será discutida com maior ênfase, pois tem uma relação importante com os modelos de propagação de trinca.

Figura 3.1. Sistemática de aplicação da estereologia nas análises de fratura, adaptado de EL-SOUDANI, 1990.

As técnicas matemáticas de fractografia quantitativa são baseadas em princípios estereológicos, como áreas, medidas lineares e volumétricas (J.U. 1993). O tratamento quantitativo de fratura pela estereologia requer conhecimento para sua aplicação. No que diz respeito a medidas de elementos de área e lineares da superfície de fratura, o conhecimento de como curvas e orientações se comportam

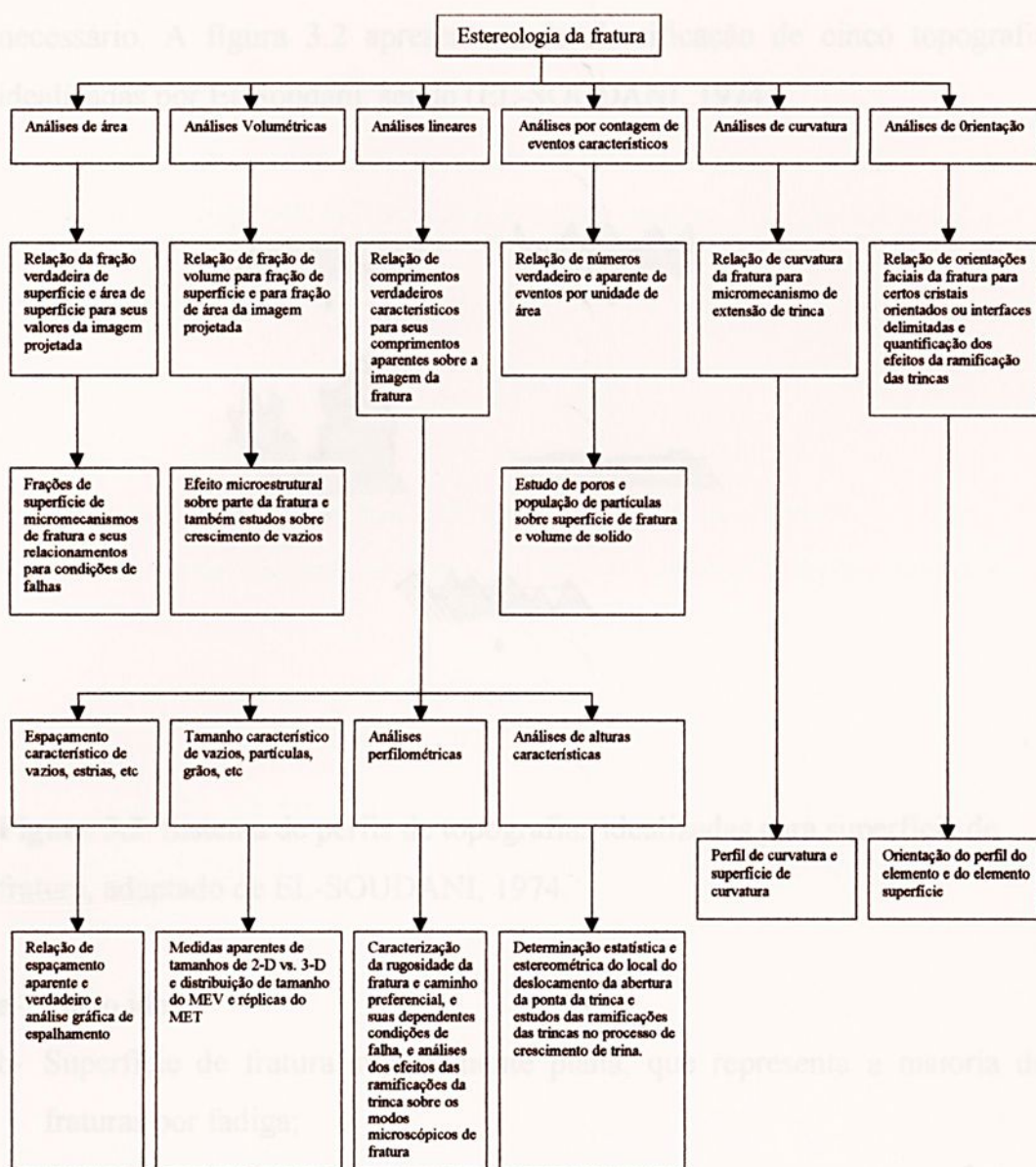


Figura 3.1. Sistemática de aplicação da estereologia nas análises de fratura, adaptado de El-SOUDANI, 1990.

As teorias matemáticas de fractografia quantitativa são baseadas em parâmetros como áreas, medidas lineares e volumétricas (LIU, 1993). O tratamento quantitativo de fratura pela estereologia requer entendimento para sua aplicação. No que diz respeito a análises de elementos de área e lineares da superfície de fratura, o conhecimento de suas curvas e orientações é sempre

necessário. A figura 3.2 apresenta uma classificação de cinco topografias idealizadas por El-Soudani, sendo (EL-SOUDANI, 1974):

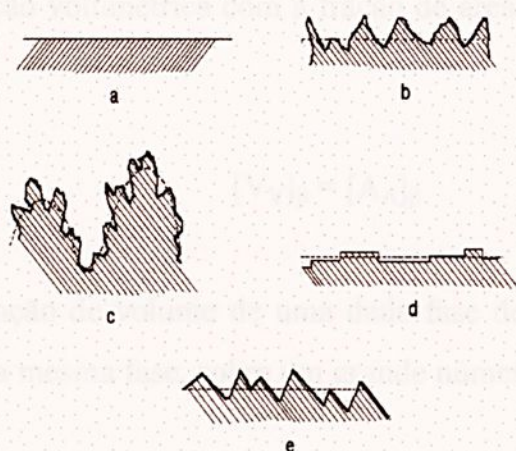


Figura 3.2. Sistema de perfis de topografias idealizadas para superfície de fratura, adaptado de EL-SOUDANI, 1974.

- a- Plano ideal;
- b- Superfície de fratura supostamente plana, que representa a maioria das fraturas por fadiga;
- c- Superfície de fratura supostamente curvada, que representa as fraturas dúcteis;
- d- Superfície de fratura escalonada na forma de degraus que representa a maioria das fraturas frágeis;
- e- Superfície de fratura com perfis bruscamente inclinados, representando o efeito da ação de mecanismos mistos.

Com base nessas topografias, El-Soudani idealizou o desenvolvimento da equação fundamental da estereologia da fratura. Para formular essa equação global, são apresentados a seguir os teoremas fundamentais da estereologia :

a) Teorema de Delesse

Para alguma fase constituinte de um agregado polifásico, pode-se relacionar a fração volumétrica com a fração de área, medida sobre um plano de corte, como:

$$[V_V]_\beta = [A_A]_\beta \quad (3.1)$$

onde $[V_V]_\beta$ é fração de volume de uma dada fase de interesse β e $[A_A]_\beta$ é a fração de área da mesma fase, sobre um grande número de seções planares, p .

b) Teorema de Rosiwal

A fração de área de alguma fase constituinte β em um agregado estrutural é exatamente igual para a fração de volume e também para a fração linear medida em uma seção planar representativa de uma estrutura agregada, ou:

$$[V_V]_\beta = [A_A]_{\beta p} = [L_L]_{\beta p} \quad (3.2)$$

c) Teorema de Thompson

A fração de pontos em uma fase de interesse β , medida de forma aleatória ou ordenada, de uma estrutura agregada é igual à fração de área de β e, portanto, igual à sua fração de volume, tomados em uma seção representativa de uma amostra, ou:

$$[V_V]_\beta = [A_A]_{\beta p} = [P_P]_{\beta p} \quad (3.3)$$

Associando-se estes três teoremas, têm-se o teorema geral da estereologia, que é:

$$[V_v]_\beta = [A_A]_\beta = [L_L]_\beta = [P_P]_\beta \quad (3.4)$$

Com base na equação (3.4), El-Soudani desenvolveu um estudo para relacionar o mecanismo de crescimento de trinca com a fração de volume de vazios e inclusões. Esses fatores, segundo o autor, influenciam na vizinhança da ponta da trinca, podendo então, dentro de uma região de alta deformação, alterar o processo de crescimento de trinca. Assim, o estudo estereológico destes fatores pode explicar o perfil da fratura. Então, o autor estabeleceu o seguinte postulado (EL-SOUDANI, 1974):

Em um sólido multifásico com uma superfície variada, e uma distribuição de fases uniforme, a fração de superfície de alguma fase constituinte é exatamente igual à sua fração de volume (EL-SOUDANI, 1975):

$$[S_S]_\beta = [V_v]_\beta \quad (3.5)$$

Com base nisso e na equação 3.4, têm-se a equação básica da fractografia quantitativa da forma:

$$[S_S]_\beta = [A_A]_\beta = [L_L]_\beta = [P_P]_\beta \quad (3.6)$$

Então, a estimativa da área real da superfície de fratura pode ser obtida através de projeções de uma superfície tridimensional observadas em microscópicos eletrônicos de varredura ou a partir de réplicas observadas em microscópicos eletrônicos de transmissão (EL-SOUDANI, 1978).

3.2. Métodos Manuais.

Métodos manuais quantitativos para medição dos espaçamentos reais de estrias em superfícies não planares serão discutidos a seguir. A figura 3.3 mostra um diagrama do perfil das estrias:

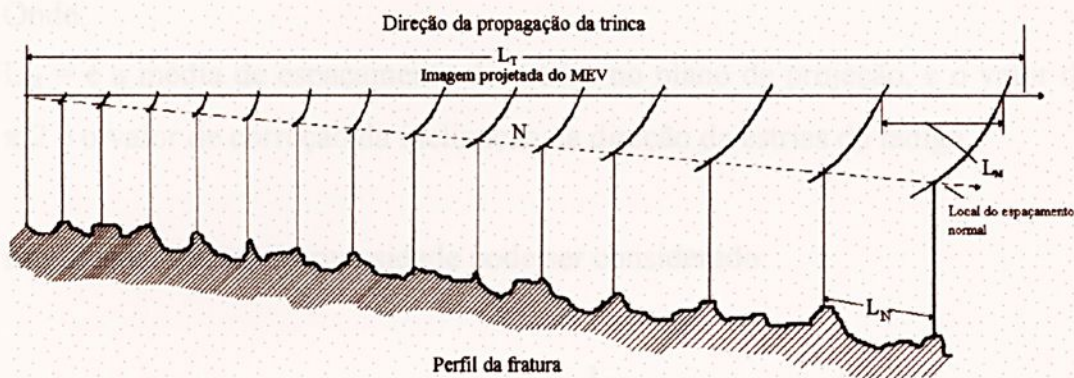


Figura 3.3 – Relacionamento entre espaçamento de estria de fadiga e seu comprimento projetado. Adaptado da ASM, 1987.

O diagrama acima representa um perfil da formação de estrias conseguido com o auxílio do microscópio eletrônico de varredura. Conforme a direção de propagação da trinca, pode-se determinar o espaçamento entre as estrias, L :

$$L = \frac{L_T}{N} \quad (3.7)$$

Onde:

L_T = distância total onde são feitas as medidas;

N = número de estrias dentro dessa distância L_T

Devido à variação do espaçamento entre as estrias, que possuem inclinações na sua direção de propagação, um ângulo de correção é requerido:

$$L = \left(\frac{\pi}{2} \right) L_M \quad (3.8)$$

Onde:

L_M = é a média de espaçamento de estrias no plano de projeção, e o valor de $\pi/2$ é o valor de correção da inclinação da direção da estrias de fadiga.

Em adição, o fator de rugosidade pode ser considerado:

$$R_L = \frac{L_N}{L_M} \quad (3.9)$$

Onde:

R_L = parâmetro de rugosidade linear;

L_N = média verdadeira do espaçamento de estrias.

As equações anteriores podem ser relacionadas:

$$L_N = R_L L_M = R_L \left(\frac{2}{\pi} \right) L \quad (3.10)$$

Então:

$$L = \left(\frac{2}{\pi} \right) \frac{L_N}{R_L} \quad (3.11)$$

Essa equação irá medir o espaçamento real corrigido das estrias de acordo com a estereologia da fratura local e dá a variação angular da



distribuição local normal das estrias e também a direção de propagação(ASM, 1987).

3.3. Estria de Fadiga.

As estrias aparecem no estágio de propagação (estágio II) e às vezes ocorrem até o término da ciclagem por fadiga, ou também podem aparecer no estágio da nucleação (estágio I) (RIELMELMOSER, et al.,1998).

O crescimento de trincas por fadiga em ligas de Alumínio, por exemplo, quase sempre produz estrias visíveis. E essas características superficiais de fratura tornam-se importantes, pois a correlação com a variação de tensão e a direção da propagação da trinca auxilia na localização da origem da trinca e gera valores que podem, em suas análises, explicar os mecanismos da propagação de trinca por fadiga. Estrias podem ser contadas ou observadas utilizando imagens do microscópio eletrônico de varredura ou o microscópio eletrônico de transmissão, conforme será discutido a seguir. A figura 3.4, a seguir, mostra uma imagem em MEV da região de propagação de trinca por fadiga de um corpo de prova fraturado em ensaio de K_{IC} para uma liga de Alumínio 7050-T76351, apresentando um espaçamento contínuo e uma direção única.

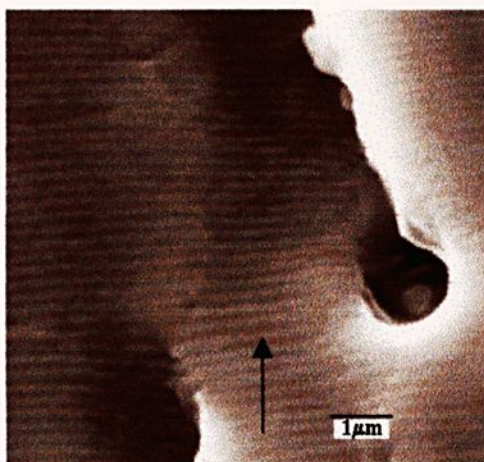


Figura 3.4. - Estrias produzidas pelo ensaio de pré-trinca da Norma E-399. Foto feita pelo MEV do presente trabalho.

3.4. Mecanismos de Formação de Estrias.

A formação regular de estrias requer:

- a- Sistemas disponíveis de deslizamentos e cross-slip para grãos adjacentes para acomodar a frente da trinca.
- b- De preferência, mais do que um sistema de deslizamento possível para o crescimento da trinca (BROEK, 1987).

Um modelo de mecanismo para crescimento de trinca por fadiga é mostrado na figura 3.5.

Notamos que no estágio "A" há uma concentração de tensão devido ao carregamento cíclico. No estágio "B" há um deslizamento de planos e em consequência, haverá uma deformação plástica na ponta da trinca. Esse processo continua até arredondar a ponta da trinca. Já no estágio "D" aparece uma pequena extensão da trinca Δa . No estágio "E" a ausência de carregamento, ou até a compressão da ponta da trinca faz com que ela se torne afinada. Esse processo é cíclico, isto é, volta ao estágio "A", levando ao aumento na extensão da trinca.

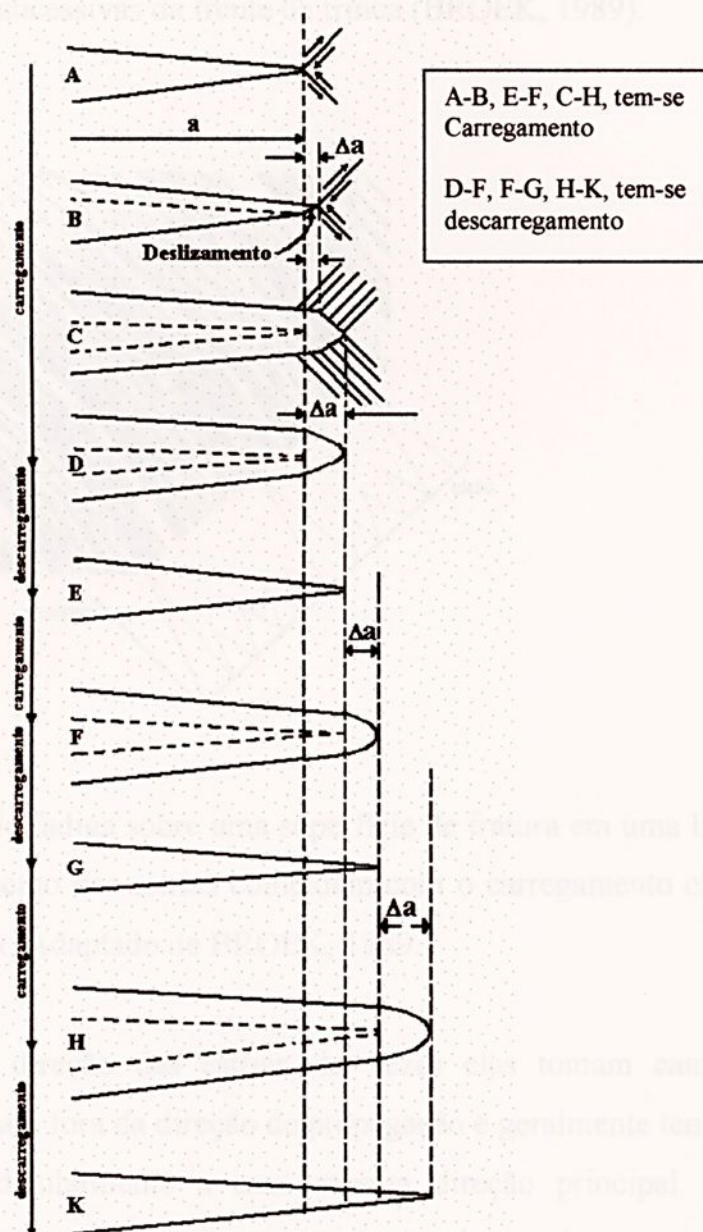


Figura 3.5 – Uma das várias possibilidades de mecanismos de crescimento de trinca. Adaptado de BROEK, 1989.

O crescimento de trinca Δa , é extremamente pequeno. Tipicamente, ela cresce na ordem de 10^{-7} a 10^{-3} mm, para um total de 10^4 a 10^8 ciclos. Esses alongamentos e afinamentos levam a marcas na superfície de fratura, como

mostra na figura 3.6, Essas marcas são chamadas de “estrias de fadiga”, que representam posições sucessivas da frente da trinca (BROEK, 1989).

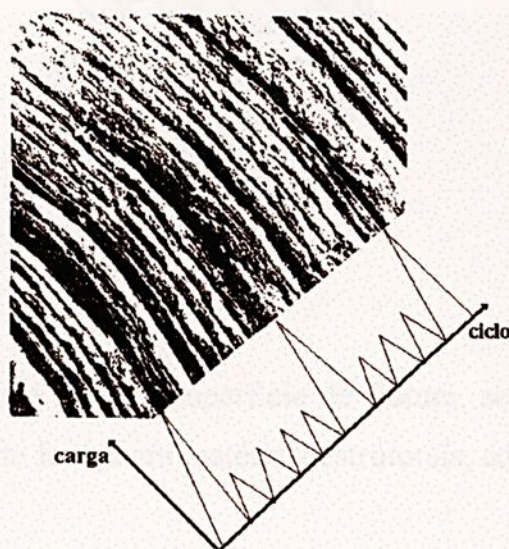


Figura 3.6 – Estrias de fadiga sobre uma superfície de fratura em uma liga de Alumínio. O espaçamento das estrias coincidem com o carregamento cíclico. Ampliação de 12.000x. Adaptado de BROEK, 1989.

Em relação à direção das estrias, às vezes elas tomam caminhos diferentes ou se inclinam fora da direção de propagação e geralmente tendem a se distanciar perpendicularmente a uma mesma direção principal. Esses desvios ocorrem quando há variação na tensão local na microestrutura. A figura 3.7 mostra essas modificações locais no aspecto de fratura.

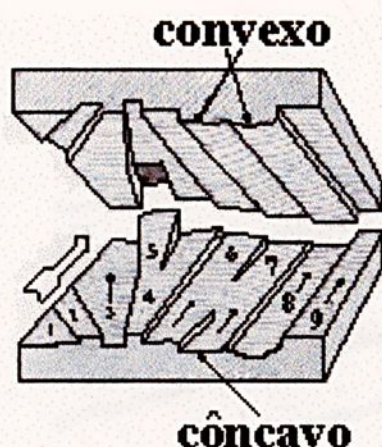


Figura 3.7. – Desenho de uma superfície de fratura, seguindo variações das direções das estrias de fadiga em materiais estruturais, adaptado de BROOKS, 1993.

O espaçamento e a direção de estrias podem variar em uma mesma região. Partículas e inclusões no metal podem mudar a taxa de propagação e a direção da trinca, o que resulta na alteração do espaçamento de estrias. Em muitos casos os espaçamentos de estrias pode ser mudado apenas na proximidade imediata da partícula e, portanto, não deverá influenciar no total das médias das medidas de espaçamento. (ASM, 1987).

A figura 3.8 mostra uma micrografia eletrônica de um corpo de prova de fadiga que foi sujeito a um teste de fadiga (BROEK, 1991). O carregamento consistiu de 5 ciclos de $60 \pm 20 \text{ kN/mm}^2$ seguido por 1 ciclo de $70 \pm 30 \text{ kN/mm}^2$, uma seqüência repetitiva por teste. A história do carregamento foi inteiramente reconhecida nas micrografias eletrônicas. Pela figura, verifica-se que a cada 5 estrias finas tem-se uma estria larga. Isto prova que uma estria é formada em cada ciclo e que o espaçamento entre as estrias pode ser uma medida da taxa de propagação da trinca por ciclo. Observando a figura 3.6 anterior, mostrará também que há uma relação entre aumento da amplitude com o aumento do espaçamento de estrias de fadiga.

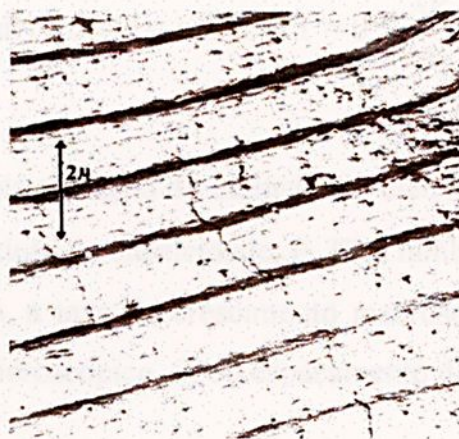


Figura 3.8 – Uma liga de Al-Zn-Mg, para sequência repetitiva de carga ciclada, com 5 ciclos de baixa amplitude e 1 de alta amplitude. Adaptado de BROEK, 1987.

3.4.1. Aplicação das Medidas de Espaçamento de Estrias:

BATHIAS (1996) e PELLOUX (1996), através de fractografias, tentam, baseando-se no conceito de deslocamento de abertura da ponta da trinca, explicar o espaçamento de estrias de fadiga. Os autores apresentam um modelo de mecanismo de crescimento de trinca a partir das características resultantes da deformação plástica no interior da zona plástica. A figura 3.9 ilustra o modelo com estrias, induzidas por carregamento de amplitude constante e diminuição do $S_{\min}$ (tensão mínima), para uma consecutiva redução do espaçamento de estrias. Também utilizam desse método fractográfico para determinar S_{op} (tensão de abertura), observando o espaçamento de estrias (PUTRA e SCHIJVE, 1992.).

Seguindo um outro raciocínio, porém no mesmo campo, PELLOUX e WARREN (1991) concluíram que o avanço da trinca ou o espaçamento das

estrias de fadiga (EEF), em primeira aproximação é igual a metade do deslocamento da abertura da ponta da trinca (DAPT):

$$(EEF) = da/dN \text{ (local)} = 1/2 \text{ DAPT} = 0,5 \frac{\Delta K_{ef}}{2\sigma_{ys}E} \quad (3.12)$$

onde DAPT é dado pela variação de intensidade efetiva, ΔK_{ef} , pela tensão de escoamento, σ_{ys} , e módulo de elasticidade, E. Eles também relacionaram, para efeitos de comparação, a taxa de crescimento macroscópico, da/dN , como a taxa de crescimento microscópico, S, ou espaçamento de estrias, como:

$$\frac{da}{dN} = DS \quad (3.13)$$

onde D é o fator de correlação que relata o efeito geométrico. Através desses parâmetros para uma liga de Al-2024, eles levantaram curvas que relacionavam $S \times \Delta K_{ef}$ e $V \times \Delta K_{ef}$, considerando dois valores de R e amplitudes constantes e:

$$\Delta K_{ef} = (0,55 + 0,35R + 0,01R^2) \Delta K_{aplicado} \quad (3.14)$$

Chegaram à conclusão que a contagem de estrias é uma ferramenta importante nas análises de falhas e pode ser usada para reconstruir a cinética do crescimento de trincas por fadiga. A correlação de S e da/dN deve ser bem estabelecida ou verificada por testes de laboratório, pois os erros das análises podem ultrapassar 50% (PELLOUX e WARREN, 1991)

Seguindo essa linha de referência, CONNORS, (1994) desenvolveu um método quantitativo, em que utilizou fractografias obtidas por MEV, para analisar o espaçamento de estrias e sua relação com taxas de crescimento de trinca. Essa metodologia foi finalizada em um gráfico plotado por regressão

linear, relacionando médias das medidas de espaçamento com medidas de distâncias da origem até o final da propagação da trinca, chegando com isso até a região de estiramento, conforme a figura 3.10. A discussão final e a análise do gráfico concluíram que, desde a origem até seu final, os espaçamentos aumentavam mostrando uma evolução do crescimento da trinca por fadiga. Porém, o desenvolvimento da curva B-C da figura 3.10, fica em discussão, pois, o método de sua elaboração não é mostrado em seu trabalho, visto que, a regressão linear não abrange todos os pontos como disposto na figura, e, também, ele não considerou o início da propagação da trinca. O objetivo dessas curvas segundo o autor, foi de, através da regressão linear, obter os números total de ciclos para a distância total de propagação de trinca por fadiga.

Figura 3.9 – Relação da variação da tensão mínima para o espaçamento de estrías. Adaptado de PUTRA e SCHULVE, 1992.



Figura 3.10. – Gráfico do espaçamento de estrías (da/dN) versus distância da origem, onde os pontos A, B e C são as extremidades das regressões lineares feitas pelo autor. Adaptado de CONNORS, 1994.

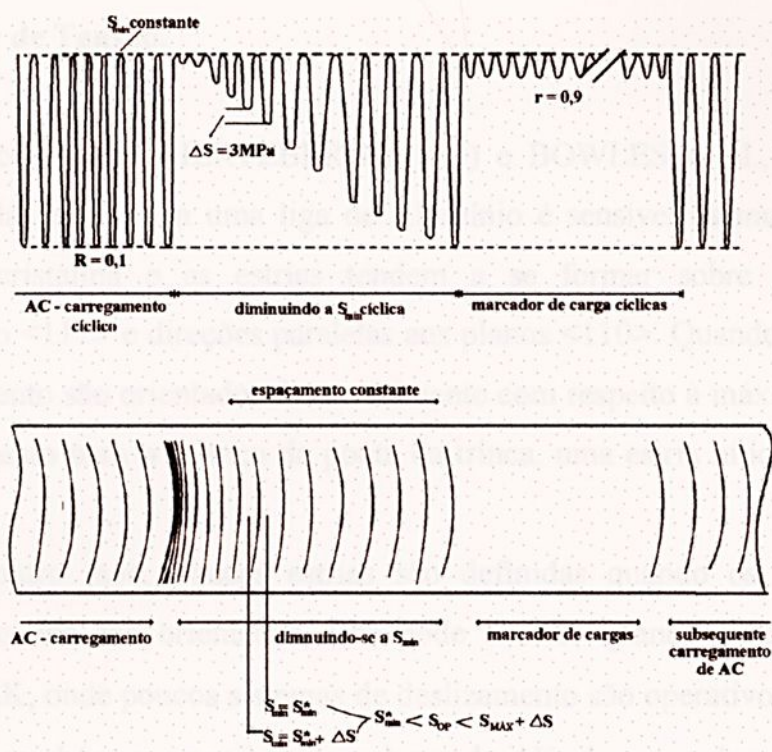


Figura 3.9 – Relação da variação da tensão mínima para o espaçamento de estrias. Adaptado de PUTRA e SCHIJVE, 1992.

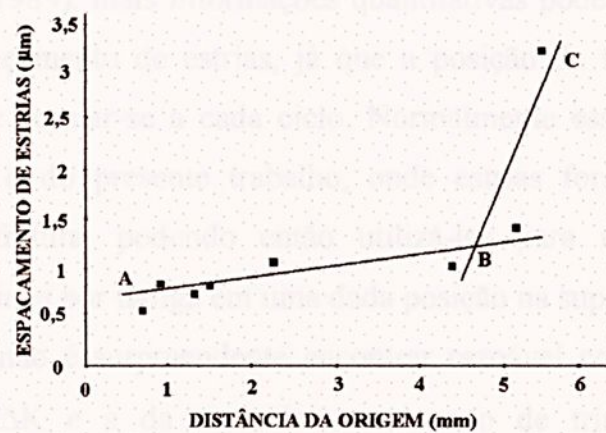


Figura 3.10.– Gráfico do espaçamento de estrias (da/dN) versus distância da origem, onde os pontos A, B e C são as extremidades das regressões lineares feitas pelo autor. Adaptado de CONNORS, 1994.

3.4.2. Correlação da Taxa de Crescimento Microscópico pela Variação de Intensidade de Tensão.

De acordo com HERTZBERG (1989) e BOWLES et al., (1972), a orientação das estrias em uma liga de Alumínio é sensível às mudanças na orientação cristalina e as estrias tendem a se formar sobre planos de deslizamento $\langle 111 \rangle$ e direções paralelas aos planos $\langle 110 \rangle$. Quando os planos de deslizamento são orientados favoravelmente com respeito à máxima tensão de cisalhamento para o avanço da ponta da trinca, uma estria nítida deve ser formada.

Por outro lado, poucas estrias são definidas quando os planos de deslizamento não são orientados. Isso pode ocorrer quando se têm baixos valores de ΔK , onde poucos sistemas de deslizamento são operativos. Um fato relacionado também a esses baixos valores de ΔK , é com valores mínimos para espaçamentos de estrias, pois, para RIEMELMOSER (1998), espaçamentos de bandas de deslizamento podem coincidir com o espaçamento mínimo de estrias na região de “threshold” ou próximo a ele. Segundo HERTZBERG (1989), mais informações quantitativas podem ser obtidas nas medidas de espaçamento de estrias, já que a posição da frente da trinca é caracterizada por formar-se a cada ciclo. Normalmente esse fato ocorre em materiais como o do presente trabalho, onde estrias foram definidas nas superfícies de fratura, podendo então utilizá-las para medir a taxa de propagação da trinca por fadiga em uma dada posição na superfície de fratura.

Portanto, não é surpreendente encontrar razoável correlação para um dado valor de ΔK e a da taxa de crescimento de trinca microscópica (representada por estrias de fadiga), como no presente trabalho. Adicionais correlações entre espaçamento de estrias e ΔK , tem sido encontrados para inúmeros materiais (HERTZBERG, 1989).

Para HERTZBERG (1989), foi observado que, para condições de intensidade de tensões constantes, espaçamentos de estrias em uma



determinada região podem variar de um fator de dois a quatro, pois os espaçamentos são eventos altamente locais e dependem, segundo ele, do fator intensidade de tensão e de condições metalúrgicas. Também, para se chegar a medidas estimativas de taxa de crescimento de trinca para um particular comprimento de trinca, muitas medidas de espaçamento de estrias devem ser feitas. Entretanto para o autor, a variação de intensidade de tensão também deve ser estimada com o auxílio da correlação empírica de BATES e CLARK (HERTZBERG, 1989):

$$\text{Espaçamento de estrias} \cong \left(\frac{\Delta K}{E} \right)^2 \quad (3.15)$$

Onde E = Modulo de elasticidade

HERTZBERG, et al., (1973) em outro desenvolvimento, porém na mesma linha de raciocínio, mostraram que a influência do fator intensidade de tensão efetiva deveria ser descrita em termos da variação de fator intensidade de tensão aplicada. Segundo HERTZBERG, et al., (1973) em seu trabalho, ele descreve que os autores Bates e Clark, nas suas experiências utilizaram uma razão de carga R, igual a zero e, principalmente, não consideraram os deslocamentos das tensões, que posteriormente influenciariam sobre a superfície da ponta da trinca, o que poderia levar ao fechamento da trinca antes de chegar a carga mínima. Então, Bates e Clark utilizaram dos conceitos desenvolvidos por Elber, onde o espaçamento de estrias em uma liga de Al 2024-T3 demonstrava ser uma função do nível da tensão efetiva como (HERTZBERG, et al., 1973):

$$\text{Espaçamento de estrias} \approx 24 \left(\frac{\Delta K_{ef}}{E} \right) \quad (3.16)$$

Os autores consideraram que a evidência do fechamento de trinca pode ser usada para estimar o espaçamento de estrias associado com a mudança repentina de carga. Diferentes materiais de engenharia possuem sensibilidades diferentes à tensão média e mudanças na variação da intensidade de tensão efetiva podem levar a consecutivas variações no perfil das estrias, ligando ao conceito proposto por Elber descrito antes.

O espalhamento apresentado nas relações lineares, $da/dN_{(\text{microscópico})} \times \Delta K$, pode ser comparado a uma outra pesquisa desenvolvida por PELLOUX, (1970). O autor descreve que a trinca por fadiga avança através de processos de tensões cisalhantes com uma quantidade teórica igual à metade do deslocamento de abertura da ponta da trinca (DAPT) (item 3.4.1). Também havia uma relação entre DAPT e a taxa de crescimento da trinca. O DAPT pode ser calculado através da equação 3.10 do item 3.4.1.

Calculando-se o DAPT, pode-se então relaciona-lo com $\Delta a/\Delta N$. A correspondência entre DAPT e a taxa de crescimento da trinca não é linear segundo PELLOUX, porém pode ser escrita:

$$\frac{\Delta a}{\Delta N} = \text{constante} (DAPT)^2 \quad (3.17)$$

De qualquer modo, isso pode ser esperado que, para um dado DAPT, a quantidade da extensão da trinca feita por cisalhamento alternado será fortemente dependente das propriedades mecânicas do material. O fato final é que a propagação da trinca por fadiga prescinde dos cisalhamentos alternados, segundo o autor, e a taxa de crescimento é proporcional ao DAPT. Desse modo, esses fatores estão intrinsecamente ligados às propriedades mecânicas e também à amplitude de carregamento, gerando medidas variadas de espaçamento de estrias de fadiga. Então, haverá conseqüências não lineares nas relações de medidas práticas, conforme os resultados de c e m obtidos dos ajustes lineares do presente trabalho.

4.0 TÉCNICAS DE PROCESSAMENTO DIGITAL E ANÁLISES DE IMAGENS

Na maioria dos casos, quando se faz a aquisição de uma imagem, nem sempre os detalhes dos objetos de interesse mostram-se nítidos. Isso ocorre devido às condições de preparação, à falta ou excesso de luminosidade, erros de operações, entre outros problemas. As técnicas de processamento e análise de imagens são constituídas de programas ou ferramentas computacionais que visam restaurar e melhorar essas condições e também auxiliam nas análises científicas, como neste trabalho.

4.1. Características do Processamento Digital de Imagens.

O processamento digital de imagens é uma disciplina em expansão, sendo de grande utilidade no campo das pesquisas. As funções do sistema de processamento digital de imagens são voltadas ao tratamento de funções bidimensionais, onde o brilho local é descrito em relação às coordenadas espaciais tomadas sobre um plano. Essas funções têm base em diversos conceitos matemáticos, como cálculo matricial, transformação de coordenadas, teorias de conjuntos, etc.

Em relação à aplicação das técnicas têm-se as seguintes classes de ferramentas:

- Aquisição;
- Melhoramento da imagem;
- Restauração das imagens;
- Análise das imagens;
- Compressão dos dados das imagens.

Para melhor compreender o processamento digital de imagem uma sequência típica é mostrada na figura 4.1 (RAFAEL e GONZALEZ, 1993; RUSS, 1991):

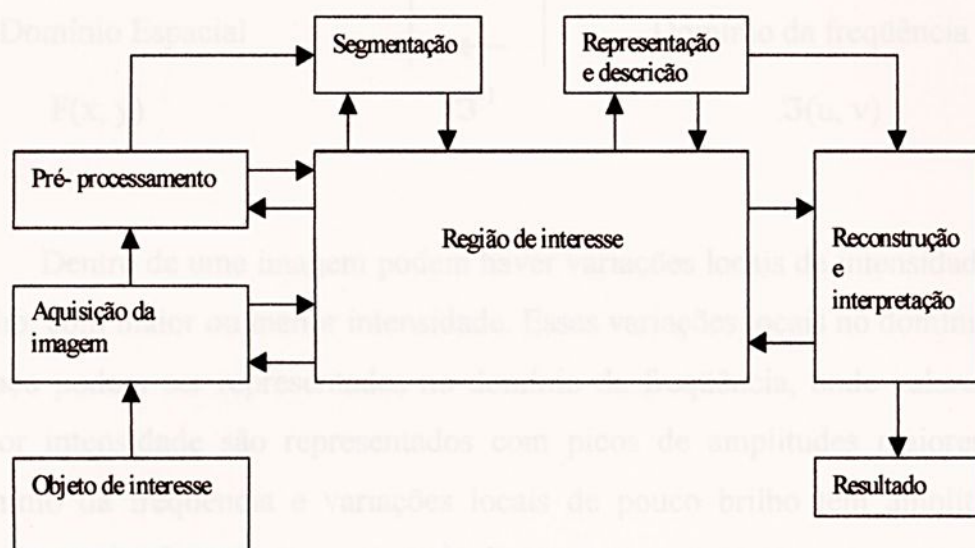
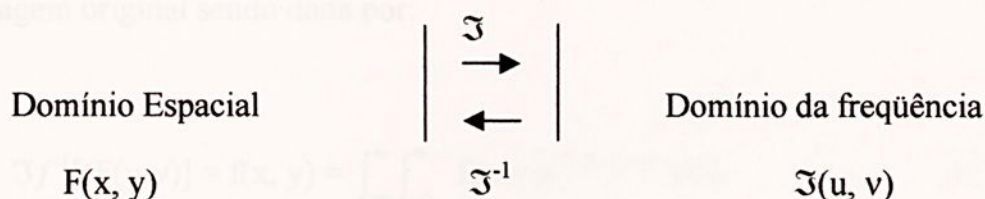


Figura 4.1 – Seqüência do processamento digital de imagem, Adaptado de RAFAEL e GONZALEZ, 1993.

4.2. Transformada de Fourier.

Um “pixel”, uma abreviação da expressão “picture element”, é definido como o menor elemento que representa a intensidade de brilho numa região da imagem.

O domínio espacial representa a resolução, isto é, o conjunto de pixels dentro de um plano bidimensional, e o domínio da frequência (u, v) , para uma dada função, está associado ao domínio do espaço (x, y) por uma operação de transformação ($\mathfrak{F}$).



Dentro de uma imagem podem haver variações locais de intensidade de brilho, com maior ou menor intensidade. Essas variações locais no domínio do espaço podem ser representadas no domínio da frequência, onde valores de maior intensidade são representados com picos de amplitudes maiores no domínio da frequência e variações locais de pouco brilho têm amplitudes menores. A ferramenta responsável por essa mudança de espaço é transformada de Fourier. O espectro de magnitude é o resultado dessa transformação que terá sua notação matemática adiante (FACON, 1993).

A teoria da Transformada tem tocado num papel importante no processamento de imagem por muitos anos e continua no topo de interesse. A Transformada de 2-D é aplicada para operações de melhoramento, restauração, codificação ou descrição de uma determinada imagem.

A Transformada de Fourier é uma das mais usadas, havendo um bom número de aplicações conhecidas para esse operador. Para uma imagem a transformada de Fourier, em sua forma continua, é expressa por (RAFAEL e GONZALEZ, 1993):

$$\mathfrak{F}[f(x, y)] = F(u, v) = \int_{-\infty}^{\infty} \int_{-\infty}^{\infty} f(x, y) e^{-2\pi i(ux+vy)} dx dy \quad (4.1)$$

onde x, y são as coordenadas espaciais e u, v as coordenadas de frequência espacial de brilho.

Na sua forma inversa esta operação restaurará todos os detalhes da imagem original sendo dada por:

$$\mathfrak{F}^{-1}[(F(u,v))] = f(x, y) = \int_{-\infty}^{\infty} \int_{-\infty}^{\infty} F(u,v) e^{2\pi i(ux+vy)} du dv \quad (4.2)$$

Se $f(x, y)$ é uma função real, então $\mathfrak{F}f(u,v)$ será uma função complexa equivalente que aparece na forma de uma soma dos termos real $R(u,v)$ e imaginário $I(u,v)$ (FACON, 1993; BUTKOV, 1988):

$$\mathfrak{F}f(x, y) = F(u,v) = R(u,v) + iI(u,v) \quad (4.3)$$

Muitas vezes é conveniente expressar a equação 4.2 em forma exponencial, que fica:

$$\mathfrak{F}f(u,v) = |F(u,v)| e^{j\phi(u,v)} \quad (4.4)$$

onde $F(u, v)$ representa o termo da magnitude, também expressa por:

$$|F(u,v)| = [R^2(u,v) + I^2(u,v)]^{1/2} \quad (4.5)$$

e $\phi(u,v)$ é a fase, dada por:

$$\phi(u,v) = \tan^{-1} \left[\frac{I(u,v)}{R(u,v)} \right] \quad (4.6)$$

O espectro de Fourier pode ser representado pela variação dessas componentes, magnitude e fase, (u, v) . Dessa forma, tem-se o espectro da fase e o espectro da magnitude (RAFAEL e GONZALEZ, 1993).

Outra forma muito usual de representação é empregar a potência, dada pelo quadrado da magnitude, da forma (SILVA, 1996):

$$P(u,v) = |F(u,v)|^2 \quad (4.7)$$

$$P(u,v) = R^2(u,v) + I^2(u,v) \quad (4.8)$$

Esta equação é referida como espectro de $f(x, y)$. O termo densidade espectral também é usado para denominar o espectro da potência.

Em casos de imagens digitais bidimensionais $N \times N$ pixels, sendo valores computáveis de linhas e colunas respectivamente, a Transformada de Fourier de duas dimensões na forma discreta escreve-se (BRIGHAM, 1988):

$$\mathfrak{F}f(x, y) = \mathfrak{F}F(u, v) = \sum_{X=0}^{N-1} \sum_{Y=0}^{N-1} f(x, y) e^{-2\pi i \left(\frac{ux}{N} + \frac{vy}{N} \right)} \quad (4.9)$$

Para u igual a $0, 1, 2, \dots, N-1$, e para v igual a $0, 1, 2, \dots, N-1$

e tem a propriedade interessante de separabilidade, isto é:

$$\mathfrak{F}F(u, v) = \frac{1}{N} \sum_{X=0}^{N-1} f(x, y) e^{2\pi i \frac{ux}{N}} \sum_{Y=0}^{N-1} f(x, y) e^{-2\pi i \frac{vy}{N}} \quad (4.10)$$

seja ainda:

$$\mathfrak{F}F(u,v) = \frac{1}{N} \sum_{X=0}^{N-1} N \mathfrak{F}f(x, v) e^{-2\pi \frac{ix}{N}} \quad (4.11)$$

onde:

$$\mathfrak{F}f(x, v) = \left(\frac{1}{N} \sum_{X=0}^{N-1} f(x, y) e^{-2\pi \frac{iy}{N}} \right) \quad (4.12)$$

Essa propriedade de separabilidade é explorada na implementação do algoritmo da Transformada Rápida de Fourier (em inglês “Fast Fourier Transforms – FFT”) (NEVES, 1985). Pois, após calculada a $\mathfrak{F}f(x, y)$ a partir de uma transformada rápida de Fourier unidimensional sobre os valores de y de $f(x, y)$, também no mesmo procedimento faz o cálculo sobre os valores de x da $\mathfrak{F}f(x, v)$ (FACON, 1993).

$$\mathfrak{F}f(x, y) = \frac{1}{N} \sum_{u=0}^{N-1} \sum_{v=0}^{N-1} f(u,v) e^{\frac{2\pi i(ux+vy)}{N}} \quad (4.13)$$

Para x e y iguais a $0, 1, 2, \dots, N-1$

Para comprimir a variação dinâmica e promover o processamento, a intensidade de cada pixel da FFT é transformada usando a equação:

$$S = (\log(1+|r|))^c \quad (4.14)$$

onde c é a constante escalar, r é a intensidade de um pixel da FFT e S o novo valor do pixel. Isso permite que a FFT de uma imagem para ser mostrada na tela não perca nenhuma informação importante com 256 níveis de cinzas.

ONG, (1997) et al., utilizou como uma técnica alternativa baseada no espectro da potência para a determinação da resolução do MEV, na detecção de astigmatismo e problema com o foco. Em processamento de imagens, é bem conhecido que a quantidade de componente de alta frequência, presente na FFT, indique como é definida uma imagem e que as bordas e os contornos de uma imagem são representados no transformada de Fourier como componentes de alta-frequência (picos representados no espectro de magnitude). Também a quantidade de componentes de alta frequência distribuídos no espectro de magnitude define a qualidade da formação das imagens (ZHANG, et al., 1999). Quando uma imagem não é focada, as bordas e contornos são diminuídos ou apagados, fazendo com que se diminua a presença de componentes de alta-frequência na representação do seu espectro (ONG, et al., 1997).

ONG desenvolveu, na utilização da FFT representada pelos espectros, algoritmos em imagens fornecidas no MEV que mostravam problemas ou não de foco ou astigmatismo e com isso tentavam corrigi-los de forma automática. Porém, em outro trabalho desenvolvido por ele mesmo, notou que as imagens produziam níveis de ruídos elevados que prejudicariam a quantificação dos resultados no espectro de magnitude (ONG, et al., 1998). Em seu primeiro trabalho, para quantificar os componentes de frequência no espectro, o autor utilizou uma ferramenta de processamento de imagens camada threshold (RAFAEL e GONZALES, 1993). Porém os autores notaram que esses níveis de ruídos estavam ligados ao ponto de aplicação de "threshold". Os autores então, determinaram na sequência de seus algoritmos, um método para determinar um valor ótimo para o uso do threshold na FFT. Esse método, que

não é o objetivo de entrar em detalhes no presente trabalho, basicamente era observação dos níveis de ruídos para cada imagem, que resultaria na aplicação de um ponto ótimo para o threshold dentro do algoritmo (ONG, et al., 1998).

Portanto, em análises fractográficas onde se precisa quantificar e observar componentes de alta-freqüência como bordas e contornos dentro do domínio espacial, a utilização do medidas no espectro de potência se torna, provavelmente, uma boa ferramenta.

4.3. Melhoramento de Imagens Através da Aplicação de Filtros.

Um processo de importante interesse no tratamento das imagens no domínio espacial é o melhoramento através dos métodos de vizinhanças, em que a imediata proximidade de um pixel terá uma influência sobre um novo valor. Assim a vizinhança de um pixel pode afetar o valor de um pixel em processamento. (FACON, 1993)

Esse processamento tem o intuito de expandir o contraste, realçar as bordas, suavização dos detalhes e diminuição dos ruídos. Para isso existem os filtros tradicionais no domínio espacial, que operam diretamente nos pixels. Em uma filtragem, o processamento de um nível de cinza de um pixel $p(x, y)$, depende de seu valor e dos pixels vizinhos, isto é, a vizinhança determina as características dos níveis de cinza do pixel em questão. As operações de filtragem dividem-se em duas classes: a filtragem linear, que é base de uma operação de convolução, e a filtragem não linear, que se baseia na operação matricial onde se procura eliminar os ruídos dos vizinhos do pixel em processamento (ANDREWS, 1976).

A determinação de qual tipo de filtro a ser aplicado depende da intensidade de brilho (domínio do espaço), ou do componente de freqüência a ser atenuado ou ressaltado, isto é, dependendo da sua freqüência de corte

(domínio da frequência). Desse modo, os filtros se dividem basicamente no domínio do espaço e frequência em:

- passa-baixa;
- passa-alta;
- passa-banda;
- Rejeita-banda.



4.3.1. Filtragem por Convolução.

A operação da convolução discreta de uma imagem $G(x, y)$ com outra imagem $f(x, y)$ (filtro) será uma terceira imagem, $H(x, y)$:

$$H(x, y) = G(x, y) \circ f(x, y) \quad (4.15)$$

onde o símbolo “o” representa o produto da convolução

e onde

$$H(x, y) = \left(\frac{1}{MN} \right) \sum_{m=0}^{M-1} \sum_{n=0}^{N-1} G(m, n) f(x - m, y - n) \quad (4.16)$$

onde $H(x, y)$ será a imagem resultante da operação, M e N define o tamanho da matriz, denominada máscara ou kernel, e $G(m, n)$ é a matriz considerada (SILVA, 1996).

O resultado da convolução de imagem $G(x, y)$ por $f(x, y)$ num pixel $p(x, y)$ é a somatória dos produtos entre os coeficientes da máscara e seus

valores de intensidade de pixels sob máscara, em uma determinada localização na imagem, conforme a equação (4.15). A figura a seguir 4.2 mostrará um exemplo de um kernel 3x3.

W_1	W_2	W_3
W_4	W_5	W_6
W_7	W_8	W_9

Figura 4.2. - Kernel (máscara) 3x3 com coeficientes arbitrários (pesos)

$$H = Z_1 \cdot W_1 + Z_2 \cdot W_2 + Z_3 \cdot W_3 + \dots Z_N \cdot W_N \quad (4.17)$$

onde: $W_1, \dots, W_N$ são os coeficientes da máscara e $Z_1, \dots, Z_N$ são valores dos níveis de cinzas dos pixel da imagem.

O uso de máscaras para o processamento de imagens é chamado de filtragem espacial, enquanto na filtragem no domínio da frequência utiliza-se normalmente a transformada de Fourier. No presente trabalho utilizou-se de um filtro espacial.

4.3.2. Filtragem no Domínio da Frequência.

Quando se processa uma imagem utilizando filtros no domínio do espaço, às vezes, não se alcança o desejado. Certas sobras de ruídos e suavização insuficiente não são retiradas totalmente. Então, seria necessária a utilização dos filtros no domínio da frequência. Para esse processamento pode-se utilizar na operação de filtragem, o recurso da FFT que tem como

características o processamento rápido e é mais eficiente do que o processo normal do cálculo da transformada de Fourier (DAVIS JR. 1992; BRIGHANM, 1988)

A FFT constitui uma técnica eficiente de computação dos valores da convolução matemática, onde os valores das multiplicações complexas e da adição no processo de filtragem requer tempo e rapidez. O programa da FFT é considerado 200 X mais rápido que o convencional (NEVES, 1985; PRESS, et. al., 1992).

A filtragem no domínio da frequência é baseada na equação:

$$Z(u, v) = T(u, v) H(u, v) \quad (4.18)$$

Onde $H(u, v)$ e $Z(u, v)$, são as entradas e saídas, respectivamente, das imagens no domínio da frequência, representadas pelo espectro de magnitude da transformada de Fourier de uma imagem original, e $T(u, v)$ é a função de transferência. (RAFAEL e GONZALEZ 1993). O princípio básico é trabalhar dentro do espectro da transformada de Fourier de uma imagem quadrática $N \times N$. Nesse espectro é aplicado o filtro pré-determinado, tal que características de frequência serão eliminadas ou preservadas na representação do espectro de magnitude.

4.3.3. Filtros Passa-Baixa.

A máscara dos filtros passa-baixa tem coeficientes positivos. Esses filtros têm como objetivos na sua aplicação a diminuição das distorções e dos ruídos, resultando num efeito visual de suavização, eliminando-se os componentes de alta frequência (filtragem no domínio da frequência). A

redução desses ruídos pode ser feita também pela filtragem não linear. A desvantagem de se utilizar esses filtros é diminuir a nitidez da imagem. A forma de processamento baseia-se no método de vizinhança local, onde há uma substituição de um pixel central da imagem pelo valores de $H(x, y)$ da equação (4.15) (RAFAEL e GONZALEZ, 1993; ANDREWS, 1976).

A figura 4.3 mostra um exemplo de uma máscara de filtro passa-baixa de 3x3, onde os valores de $H(x, y)$ são divididos por 9. Essa divisão é necessária porque na substituição de um pixel levará o $H(x, y)$ a valores fora dessa variação dos níveis de cinza.

$$\frac{1}{9} * \begin{bmatrix} 1 & 1 & 1 \\ 1 & 1 & 1 \\ 1 & 1 & 1 \end{bmatrix}$$

Figura 4.3. - Filtro espacial 3x3 passa-baixa. Adaptado de RAFAEL e GONZALEZ, 1993.

Com o objetivo de se diminuir a perda de nitidez da imagem pode ser aplicado o “filtro da mediana”. Esse filtro baseia-se na substituição do pixel em processamento pelo valor médio dos vizinhos deles. O efeito provocado também é de suavização, porém com menor perda de definição. O tamanho da máscara depende da imagem e da quantidade de ruído nela contida (FACON, 1993).

4.3.4. Filtros Passa-Alta.

O objetivo desses filtros é realçar detalhes finos em uma imagem ou melhorar o contraste de objetos apagados, entre outros erros, ou efeitos naturais de um método particular de aquisição.

A forma dos filtros passa-alta tem no centro um coeficiente positivo e coeficientes negativos na sua periferia. A figura 4.4 mostra uma máscara de 3x3. Como características, os filtros passa-alta atenuam ou eliminam componentes de baixa frequência, deixando passar os de alta frequência. Essas regiões de alta frequência correspondem às áreas de maior contraste nas imagens, e nas regiões do fundo das imagens o filtro passa-alta tende a levar a zero, aumentando o “background”. O objetivo de realçar as bordas dos objetos pode, contudo, elevar os níveis dos ruídos (RAFAEL e GONZALES, 1993).

$$\frac{1}{9} * \begin{bmatrix} -1 & -1 & -1 \\ -1 & 8 & -1 \\ -1 & -1 & -1 \end{bmatrix}$$

Figura 4.4. - Um filtro espacial básico passa-alta. Adaptado de RAFAEL e GONZALEZ, 1993.

4.3.5. Filtros Passa-Banda.

Tem como objetivo remover frequências nas faixas entre baixas e altas frequências. São usados principalmente na restauração de imagens. São raramente utilizados para melhoramento de imagens.

5.0. MATERIAIS E MÉTODOS

5.1. Síntese.

Empregando-se técnicas de observação em microscopia eletrônica de varredura foram digitalizadas imagens das superfícies de fratura dos corpos de prova da liga Al 7050-T73651, que foram obtidas por ensaios mecânicos para determinação da tenacidade a fratura em deformação plana (K_{IC}), segundo as orientações da norma ASTM E-399 (item 2.2). Assim foram obtidos dados do espaçamento de estrias (taxa de crescimento microscópico), através da aplicação de técnica de processamento digital de imagens, (transformada de Fourier) e que permitiram plotar os gráficos da $dN_{(\text{microscópico})} \times \Delta K$ (variação da intensidade de tensão). Obtiveram-se então, valores considerados práticos através da regressão linear dessas curvas, e valores teóricos, da relação da $dN \times \Delta K$ do ensaio de pré-trinca por fadiga para determinação de K_{IC} , isto é, de acordo com os conceitos da Mecânica da Fratura Linear Elástica. Esses valores serão discutidos no capítulo 7.0.

5.2. Liga de Alumínio 7050-T73651.

As ligas de Alumínio podem ser classificadas entre duas designações diferentes: de acordo com a designação numérica ou alfanumérica. A designação numérica é derivada da nomenclatura Americana e, é a forma utilizada para representa-las. Têm basicamente 4 dígitos. Por exemplo, a série 1xxx (primeiro grupo chamado de Alumínio puro) considera-se 99% de pureza. O terceiro e o quarto dígito indica a porcentagem de pureza abaixo de 99%, por exemplo, a liga 7070 tem uma quantidade de Alumínio de 99,70%. O primeiro dígito de 2 a 8 denota outras ligas, esse número identifica o

principal elemento ligante. A liga utilizada no presente trabalho, a 7050, tem como elemento principal o Zinco. A letra depois da série significa o tratamento térmico utilizado (MAZZOLINE, 1995).

As ligas das séries 7000 consistem em ligas tratadas termicamente, feitas por laminação ou extrusão. A liga de Alumínio 7050, pode ser dividida em duas famílias dependendo da porcentagem de cobre como terceiro elemento ligante: a liga de AlZnMgCu e a AlZnMg. Essas ligas são geralmente usadas em aplicações estruturais e também em estruturas soldadas, pois possuem resistência nas zonas afetadas termicamente (MAZZOLINE, 1995).

Essa liga de Alumínio 7050, baseada nos elementos; Al, Zn, Mg, e Cu, foi desenvolvida pela Alcoa em 1970. O Zinco e Magnésio aumentam a formação de precipitados que levam ao endurecimento por precipitação e o Cobre melhora a resistência a corrosão. Além disso, a liga contém Zinco, que forma dispersóides Al_3Zn que, no caso, retardam a recristalização. O Ferro e o Silício são dados como impurezas, formando fases intermetálicas com o Al e outros elementos ligantes. Ainda, fases remanescentes interdendríticas contendo elemento ligantes, por exemplo Al_2CuMg e $MgSi$, podem ser encontradas na forma de partículas constituintes.

O material utilizado para os ensaios foi extraído de placas laminadas com 25,4 mm de espessura da liga Al 7050-T73651. O tratamento térmico da liga utilizada foi na condição T73651 onde foi solubilizada e envelhecida artificialmente, com alívio de tensões por estiramento. As análises da composição química foram feitas no Laboratório Metalúrgico da ALCAN Alumínio Brasil S.A., e é apresentada pela tabela 5.1 (HEIN, 1996)

Tabela. 5.1. Valores encontrados nas análises química da liga de Al-7050 em espectro de emissão óptica ARL-3560AES (HEIN, 1996).

Elementos	Zn	Cu	Mg	Mn	Si	Fe	Cr	Zr	Ti	Outros
Valores (%)	5,9	2,2	2,3	0,07	0,08	0,10	0,04	0,14	0,03	0,11

A tenacidade à fratura da liga 7050, particularmente, depende da real distribuição desses micromecanismos. A relativa contribuição desses micromecanismos depende também da área total das superfícies dos contornos de grãos de alto ângulo, da microestrutura do interior das partículas constituintes, da orientação do corpo de prova, etc. Portanto, a tenacidade à fratura depende do comportamento dos processos de conformação e da microestrutura (DESHPANDE, et. al., 1998).

A tenacidade à fratura das ligas da série 7xxx diminui também com o aumento da extensão da recristalização. Em especial, a liga 7050 também tem sua tenacidade relacionada ao grau de recristalização.

A laminação é um processo de conformação mecânica para chapas planas. Dentro desse processo pode haver uma recristalização estática e uma recuperação, resultando em uma microestrutura subgrãos homogêneos e finos no seu interior. A energia de deformação não é homogeneamente distribuída, pois a densidade de energia é alta nos arredores das partículas constituintes. Contudo, conforme a complexidade da microestrutura em relação ao processo de fratura, a liga 7050 recristalizada pode apresentar múltiplos mecanismos dominantes, como:

- Decoção e fratura no interior das partículas constituintes;
- Fratura intergranular ao longo das interfaces de alto ângulo dos contornos de grãos de alto ângulo;

- Microvazios induzidos pela fratura transgranular.

A escolha de uma liga de Alumínio de alta resistência como a Al 7050-T73651 para esse trabalho deveu-se, basicamente, a grande possibilidade de identificação das estrias de fadiga ao longo da zona de propagação, por apresentar bem as delimitações das zonas de propagação de trinca por fadiga, além de possuir uma boa condutividade elétrica, que permite a obtenção de imagens nítidas pelo microscópio eletrônico de varredura.

5.3. Configuração dos Corpos de Prova.

As amostras foram tiradas da mesma placa segundo a Norma ASTM E-399-90, seguindo a orientação T-L para a direção do plano da trinca numa forma mais crítica, isto é, no sentido da sua conformação mecânica, conforme a figura 5.1 a seguir:



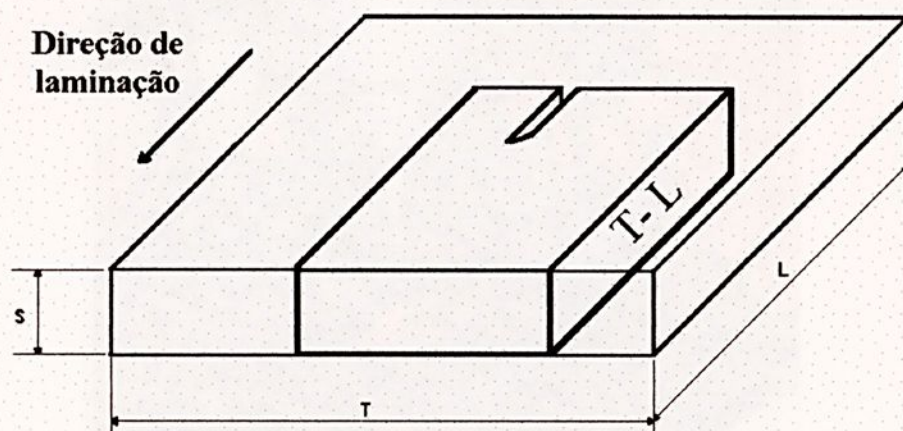


Figura 5.1 - Sentido do corte dos corpos de prova a partir da chapa laminada (orientação T-L)

5.4. Ensaios Mecânicos para Determinação de K_{IC}

Na configuração dos corpos de prova uma observação relevante:

Para garantir a reprodução das dimensões, os entalhes na forma de V segundo a ASTM E-399, foram usinados pelo equipamento de eletroerosão, Engemaq Eletroerosão EDM 200 NC, do DMT da Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá (FEG/UNESP). A figura 5.2, mostra detalhe da operação, destacando-se o eletrodo de cobre eletrolítico confeccionado para abertura do entalhe.

para assegurar o aparecimento de estrias.

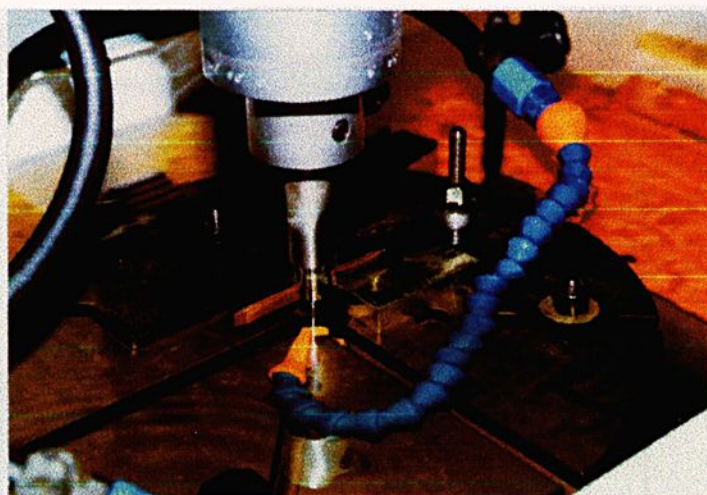


Figura 5.2 – Usinagem do entalhe em V com eletrodo de cobre eletrolítico

5.4. Ensaio Mecânicos para Determinação de K_{IC} .

Os ensaios para determinar o K_{IC} foram feitos de acordo com a norma ASTM E-399-90, utilizando corpos de prova usinados conforme a figura 5.3.

Os ensaios foram realizados com o intuito de medir a tenacidade à fratura do material e posterior análise da sua superfície de fratura por fadiga, com eventuais formações de estrias. A razão de carregamento foi positiva, para assegurar o aparecimento de estrias.

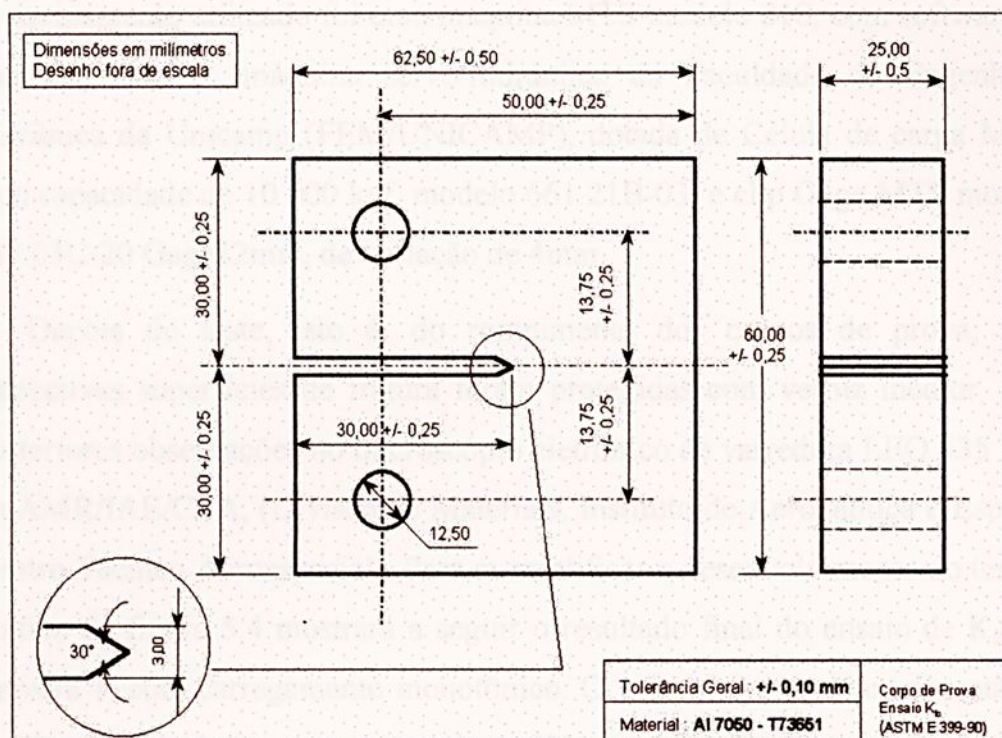


Figura 5.3 – Desenho do corpo de prova de K_{IC} . Adaptado de HEIN, 1996.

As condições do ensaio para abertura da pré-trinca por fadiga e fratura foram:

- Razão de carregamento, R , igual a 0,1.
- Frequência de 20 Hz para uma variação de carregamento de característica senoidal.
- Carga máxima de pré-trincagem de 6 kN, para carga máxima permissível calculada (P_f) 12,77 kN. Observando que, para valores maiores que 6 kN os corpos de provas eram rompidos com poucos ciclos.
- Tamanho da pré-trinca mais o entalhe entre 22,5mm (0,45W) e 27,5 (0,55W), medido externamente para $W = 50,0$ mm, onde W é a largura do cdp.

- Taxa de deslocamento do pistão atuador de 0,3 mm/s.

O equipamento utilizado foi uma máquina MTS modelo 810, com software de controle Teststar, máquina servo-hidráulica da Faculdade de Engenharia Mecânica da Unicamp (FEM/UNICAMP), dotada de Célula de carga MTS, com capacidade de 10 000 kgf, modelo 661.21B-03, e clip Gage MTS modelo 632.03C-20 Gage12mm, de variação de 4mm.

Depois do teste, isto é, do rompimento dos corpos de prova, suas respectivas superfícies de fratura foram protegidas com verniz incolor, para posteriores observações no microscópio eletrônico de varredura LEO 435 Vpi, do AMR/IAE/CTA, (Divisão de Materiais, Instituto de Aeronáutica e Espaço, Centro Técnico Aeroespacial). Para exemplificar o desenvolvimento do teste o gráfico da figura 5.4 mostrará a seguir o resultado final do ensaio de K_{IC} da amostra 1, com carregamento monotônico. O valor da carga máxima então, é obtido através de uma reta traçada a 5% da curva da figura 5.4, segundo determina a norma ASTM E-399. Esse valor, ou $P_{MÁX}$, é utilizado para determinar o valor condicional, K_Q , que se for válido, segundo a norma, pode ser comparado a K_{IC} .

Então, validado o teste, os valores considerados no trabalho como teóricos derivados desse teste foram utilizados, como por exemplo, o número de ciclos e o tamanho da trinca. As relações dos valores práticos e teóricos serão apresentadas e discutidas a partir do item 7.4.



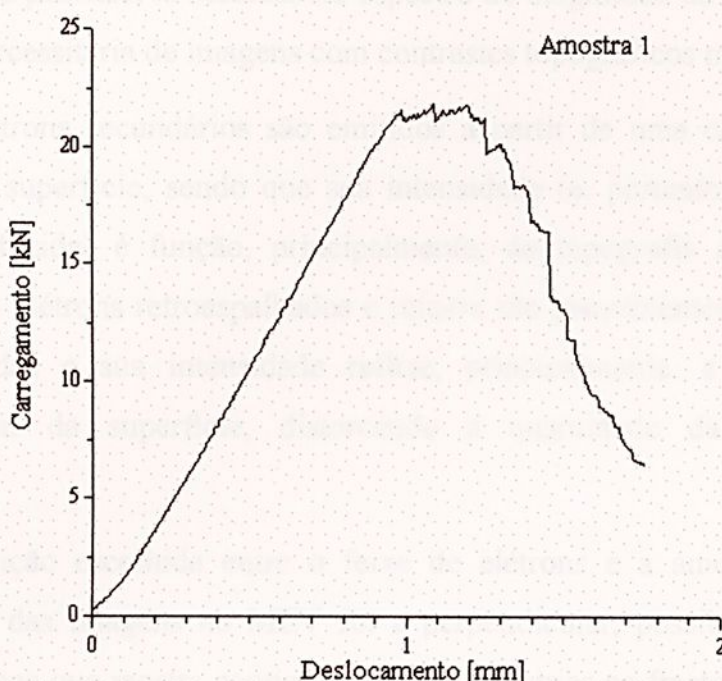


Figura 5.4 - Gráfico do ensaio de K_{IC} da amostra 1.

5.6. Observação no MEV.

A microscopia eletrônica de varredura caracteriza-se principalmente pela formação de imagens, através de seus detectores de elétrons. Os sinais que compõem as imagens por exemplo, são provenientes dos sinais amostrados, sendo, basicamente (BROOKS, et. al., 1994):

- elétrons secundários;
- elétrons retroespalhados;
- raios-x.

No presente trabalho, utilizou-se o sinal de elétrons secundários, visto que, objetivando as posteriores medidas no espectro de magnitude da transformada de Fourier, necessitaria de imagens com contrastes topográficos melhores.

Os elétrons secundários são emitidos a partir de uma camada muito fina, junto a superfície, sendo que sua intensidade (e, portanto, o brilho na imagem produzida) é função, principalmente, da topografia da superfície observada. Já elétrons retroespalhados e raios-x são provenientes de camadas mais profundas e sua intensidade reflete, principalmente, a composição química local da superfície, distorcendo a quantidade da informação topográfica.

A posição escolhida entre o feixe de elétrons e a amostra para as composições das imagens no MEV foi a perpendicular, possibilitando uma topografia plana que mostra contínuas marcas de estrias na fractografia. Essas marcas contínuas variam em intensidade de brilho que serão representadas no espectro de magnitude.

Na varredura das imagens foram utilizadas uma distância de trabalho de 17 mm e uma ampliação de 10 000 vezes visando uma melhor resolução e contraste. Para otimizar as imagens visando também as análises por aplicação da transformada de Fourier, utilizou-se uma tensão de aceleração entre 18 a 20 kV, atenuando a visualização de marcas entre as estrias e realçando-se as bordas formadas pelas próprias estrias.

As medidas foram feitas com base no trabalho de CONNORS, 1994 visto no item 3.4.1. Para o presente trabalho, foram feitas medidas em oito posições para as fotos, como na figura 5.5. Somando a isso foram feitas fractografias nas medidas calculadas para 25%, 50% e 75% da espessura do corpo de prova, no intuito de verificar como a morfologia da estria varia ao longo da espessura e também do início até a zona de estiramento. Essas oito posições não ficaram igualmente espaçadas, visto que, estrias de fadiga nem sempre se apresentam em locais escolhidos ou pré-determinadas. O critério

utilizado, o mesmo que CONNORS (1994), foi de que oito medidas seriam necessárias para as análises do espaçamento de estrias ao longo da propagação da trinca por fadiga.

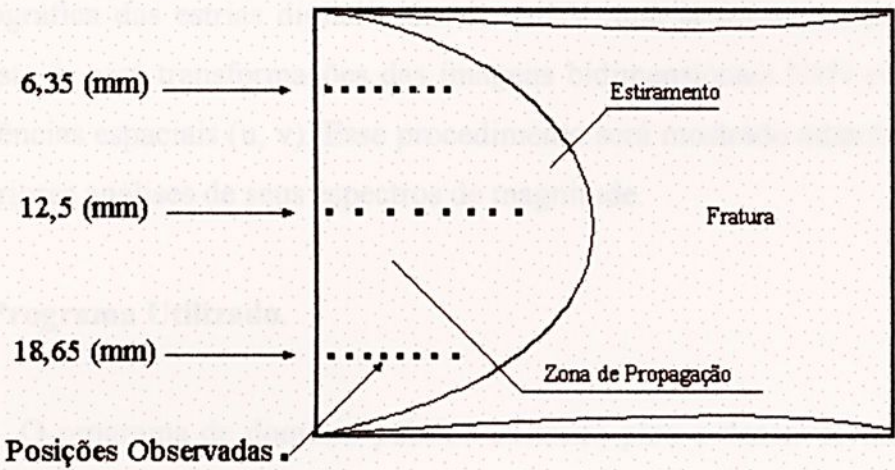


Figura. 5.5 - Disposição das análises fractográficas no MEV.

6.2 Aplicação da Transformada de Fourier.

Para aplicação da transformada de Fourier, as imagens originais possuíam valores em pixels, e para as medidas de espaçamento seriam necessárias que as frequências espaciais fossem dadas em valores micrométricos, portanto foram feitas conversões usando a própria ferramenta de calibração do programa Scion Image Beta 3b, que consiste em:

$$\text{Valor micrométrico} = V_p/D_e \tag{6.1}$$

Onde:

D_e = distância conhecida apresentada pelo MEV, apresentada na barra de escala, em [µm]

V_p = valor em pixel da fractografia fornecida pelo programa.

6.0. APLICAÇÃO DAS TÉCNICAS DE PROCESSAMENTO DIGITAL DE IMAGENS

Dentro da região de interesse, utilizou-se uma técnica para análise fractográfica das estrias digitalizadas no MEV, que já foi discutida no item 4.3, isto é, para transformações das imagens bidimensionais $N \times N$ (x , y) para frequências espaciais (u , v). Esse procedimento será mostrado adiante, com as posteriores análises de seus espectros de magnitude.

6.1. Programa Utilizado.

O programa de domínio público utilizado para o desenvolvimento das análises fractográficas das estrias de fadiga foi o Scion Image Beta 3b que está disponível para transferência em (<http://www.scioncorp.com>).

6.2 Aplicação da Transformada de Fourier.

Para aplicação da transformada de Fourier, as imagens originais possuíam valores em pixels, e para as medidas de espaçamento seriam necessárias que as frequências espaciais fossem dadas em valores micrométricos, portanto foram feitas conversões usando a própria ferramenta de calibração do programa Scion Image Beta 3b, que consiste em:

$$\text{Valor micrométrico} = V_p/D_c \quad (6.1)$$

Onde:

D_c = distância conhecida fornecida pelo MEV, apresentada na barra de escala, em $[\mu\text{m}]$.

V_p = valor em pixel da fractografia fornecida pelo programa.



Com essa divisão, determinava-se a frequência em valores micrométricos para todos os pontos para cada imagem.

Na real aplicação da ferramenta, também foram necessárias selecionar regiões $N \times N$ com $Z = Z^N$, por exemplo de 128×128 pixels.

Para as imagens selecionadas dentro das fractografias digitalizadas, aplicou-se então a técnica, gerando com isso espectros de magnitude, conforme a figura 6.1. O diagrama da figura 6.2 mostra a sequência de aplicação da técnica no presente trabalho:

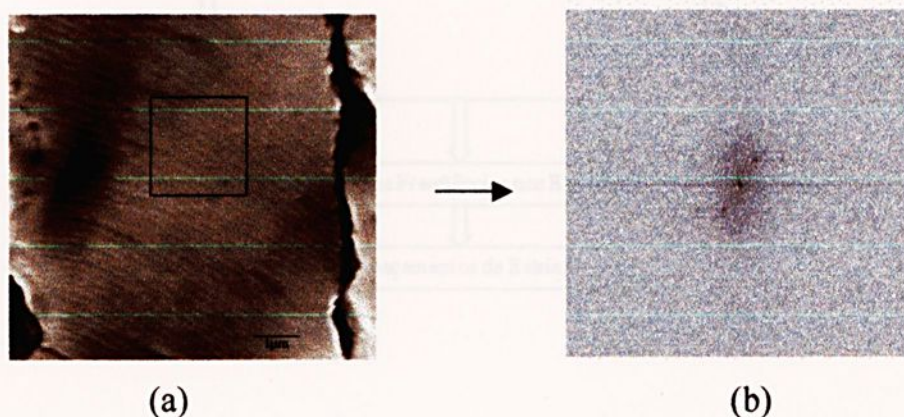


Figura 6.1 - Amostra 3 na distância ($x = 2,66$; $y = 6,35$) (mm), para $10.000\times$,
(b) Espectro de magnitude da selecionada $N \times N$ da fractografia (a), com $0,19\mu\text{m}$ de espaçamento medido no espectro.

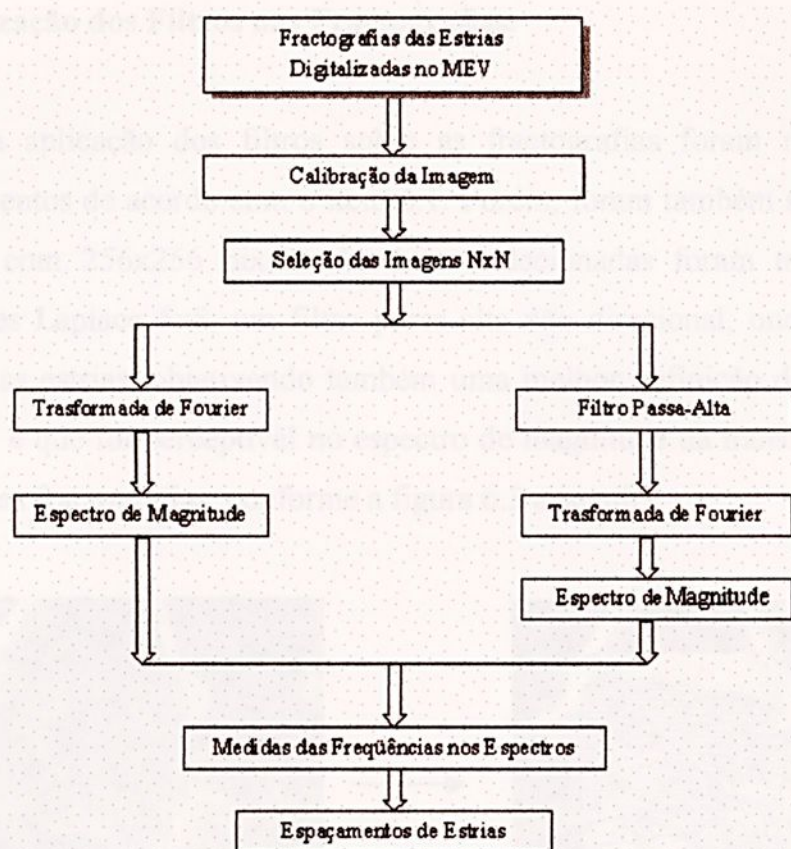


Figura 6.2 - Sequência da aplicação da técnica da transformada de Fourier para medição do espaçamento de estrias de fadiga.

Os pontos de maior intensidade revelam o período de maior ocorrência. Isto se deve às frequências da intensidade de brilhos das marcas que as estrias representavam nas fractografia. Variações na intensidade de brilho dessas marcas refletem nas frequências representadas nos espectros de magnitude da transformada. Observando que uma quantidade de intensidade de brilhos iguais representam maiores picos de frequência no espectro. As posições dos picos no espectros da magnitude representam uma média do espaçamento das estrias ao longo de toda a imagem analisada.

Para cada fractografia foi aplicada essa rotina, gerando dados de espaçamento médio.

6.3. Utilização dos Filtros nas Fractografias.

Na aplicação dos filtros sobre as fractografias foram mantidos os procedimentos de acordo com o item 6.1. Porém, foram também selecionadas imagens com 256x256 pixels. As áreas selecionadas foram tratadas com operadores Laplace 5x5, um filtro passa-alta não direcional, onde se tentou acentuar as estrias, objetivando também uma melhor definição dos sinais de interesse, e que foi perceptível no espectro de magnitude da transformadas de Fourier das fractografias, conforme a figura 6.3 a seguir.

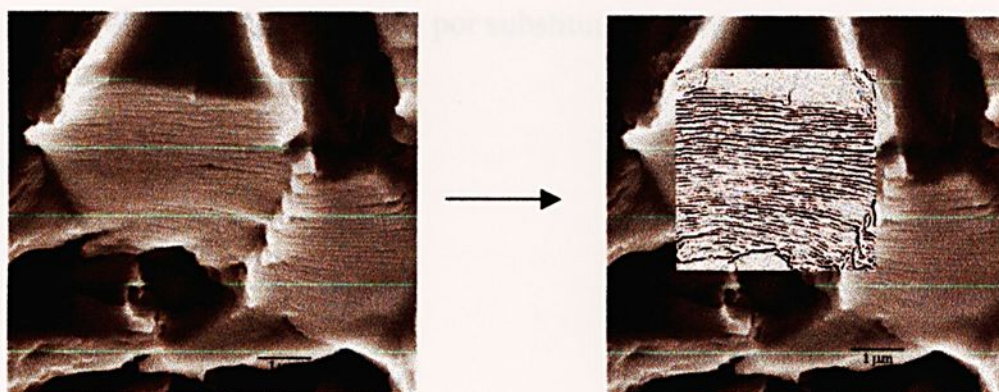


Figura 6.3 - Aplicação do filtro na fractografia feita pelo MEV, com 10.000x de aumento, do corpo de prova 1, da posição $x = 3,82$, e $y = 6,35$ (mm) na face.

Portanto, depois de filtrada a região selecionada, aplicou-se a transformada de Fourier e gerou-se o seu respectivo espectro. Notou-se, como já dito antes, uma maior definição dos picos de intensidade, e com isso as leituras dos espaçamentos nos espectros de magnitude foram facilitadas, conforme a figura a seguir 6.4:

7.0 RESULTADOS E DISCUSSÃO



ou

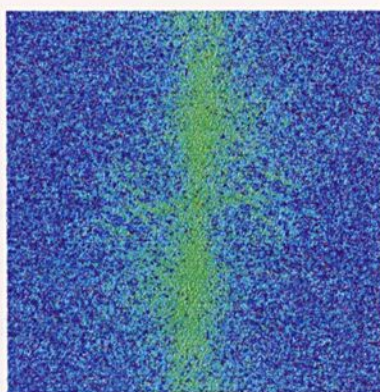


Figura 6.4 - Espectro de magnitude da transformada de Fourier da fractografia 6.2, com ampliação de contraste por substituição da escalas de cores.

Ensaio	Carga crítica [kN]	K_{IC} [MPa.m ^{1/2}]
1	21,36	34,52
2	18,05	34,24
3	18,98	35,24
Média	19,46	34,68

Os valores de tenacidade à fratura mostraram-se um pouco mais altos em relação aos valores encontrados em uma liga por MORRIS, et al., 1997 e pelo ASM, 1987 porém compatíveis com a média obtida por HERTZBERG, 1989.

7.2. Análises Estatísticas dos Espessamentos de Estrias Medidos nos Espectros de Fourier.

Os valores medidos dos espessamentos de estrias no espectro de magnitude da transformada rápida de Fourier para todas as regiões, conforme discutido no item 6.0 e mostrado na figura 5.5, serão mostrados nas tabelas 7.2 e 7.3 a seguir:

7.0 RESULTADOS E DISCUSSÃO

7.1. Ensaio Mecânico.

As características do ensaio foram descritas no item 5.4. Depois de fraturados os corpos de prova, 1, 2, e 3, obtivemos uma região de propagação de trinca, onde o tamanho da trinca “a” para cada posição ficou dentro da faixa de 45 a 55% do tamanho do corpo de prova. Os resultados obtidos serão mostrados a seguir na tabela 7.1.

Tabela 7.1 - Resultado do ensaio de K_{IC} .

Ensaio	Carga crítica [KN]	K_{IC} [MPa.m ^{1/2}]
1	21,36	34,52
2	18,05	34,24
3	18,98	35,24
Média	19,46	34,68

Os valores de tenacidade à fratura mostraram-se um pouco mais altos em relação aos valores encontrados em uma liga por MORRIS, et al., 1997 e pelo ASM, 1987 porém compatíveis com a média obtida por HERTZBERG, 1989.

7.2. Análises Estatísticas dos Espaçamentos de Estrias Medidos nos Espectros de Fourier.

Os valores medidos dos espaçamentos de estrias no espectro de magnitude da transformada rápida de Fourier para todas as regiões, conforme discutido no item 6.0 e mostrado na figura 5.5, serão mostrados nas tabela 7.2 e 7.3 a seguir:

Tabela 7.2 - Valores dos espaçamentos medidos no espectro de magnitude da transformada de Fourier em micrometros.

Posição	Amostra 1			Amostra 2			Amostra 3		
	6,35mm	12,5mm	18,65mm	6,35mm	12,5mm	18,65mm	6,35mm	12,5mm	18,65mm
1	0,18	0,20	0,45	0,17	0,21	0,21	0,12	0,21	0,25
2	0,19	0,25	0,20	0,15	0,22	0,18	0,14	0,23	0,25
3	0,20	0,27	0,19	0,19	0,22	0,23	0,20	0,25	0,30
4	0,20	0,34	0,29	0,22	0,32	0,25	0,30	0,30	0,29
5	0,30	0,36	0,24	0,27	0,32	0,25	0,32	0,32	0,28
6	0,28	0,36	0,33	0,28	0,24	0,25	0,32	0,20	0,23
7	0,32	0,49	0,22	0,33	0,33	0,29	0,35	0,19	0,28
8	0,48	0,51	0,20	0,29	0,33	0,38	0,38	0,41	0,49

Tabela 7.3 - Valores dos espaçamentos medidos no espectro de magnitude da transformada de Fourier com aplicação do filtro passa-alta. Os valores estão em escala micrométrica.

Posição	Amostra 1			Amostra 2			Amostra 3		
	6,35mm	12,5mm	18,65mm	6,35mm	12,5mm	18,65mm	6,35mm	12,5mm	18,65mm
1	0,18	0,18	0,24	0,19	0,22	0,21	0,12	0,21	0,25
2	0,20	0,21	0,18	0,16	0,22	0,18	0,13	0,23	0,27
3	0,20	0,30	0,18	0,18	0,23	0,23	0,20	0,26	0,18
4	0,30	0,29	0,30	0,22	0,29	0,22	0,22	0,27	0,27
5	0,29	0,31	0,24	0,23	0,30	0,24	0,29	0,32	0,24
6	0,23	0,25	0,32	0,27	0,25	0,25	0,20	0,20	0,20
7	0,28	0,43	0,24	0,31	0,33	0,26	0,35	0,20	0,32
8	0,32	0,49	0,18	0,30	0,30	0,36	0,39	0,32	0,32

Para as análises das medidas dispostas nas tabelas anteriores um programa de análise estatística foi utilizado, o programa SPSS Sigma Stat 2.03 em ambiente MS Windows 95 (<http://www.spss.com>). Os objetivos das análises estatísticas em relação ao trabalho foram: a) encontrar relações entre as medidas de espaçamento de estrias para todas as regiões (fig. 5.5), isto é, se possuía uma variância significativa entre as regiões, b) se as medidas podem ser feitas em qualquer local do corpo de prova, e também se havia dependência das amostras, e c) comprovar o aumento do espaçamento das estrias desde o início e até a zona de estiramento. Após esse estudo, possibilitou-se então, analisar a dependência da variável espaçamento das estrias pelo ΔK .

Foram analisados os seguintes parâmetros estatísticos gerados pelos cálculos das análises de variância:

- Média. Correspondeu a média dos valores da coluna em observação. Se as observações estavam normalmente distribuídas ou se a média estava no centro da distribuição;
- Desvio padrão. Mediu a variabilidade, ou seja, se as observações estavam normalmente distribuídas dentro de uma média aceitável.
- Valor de "P". Representou a probabilidade de existência de erro na diferença verdadeira dos grupos. Para os valores de P que se apresentaram menores que 0,05, o programa automaticamente relatava diferenças significativas entre as análises dos grupos, ou seja, anormalidade na distribuição, significando que os grupos eram significativamente distintos entre si, de acordo com o teste de variância.

As tabelas 7.4 e 7.5 a seguir representaram essas condições de comparação, entre as colunas de medidas de espaçamento com a aplicação e não aplicação do filtro nas fractografias com prévios comentários da aplicação dos modelos estatísticos (SPSS, 1997).



Tabela 7.4. - Valores das análises estatísticas da variância para os grupos de medidas de espaçamento medido no espectro de magnitude da transformada de Fourier, sem aplicação do filtro.

Amostra	Região (mm)	Média	Desvio Padrão	P
1	6,35	0,269	0,101	0,617
	12,5	1,698	4,052	
	18,65	2,319	6,125	
2	6,35	0,238	0,0643	0,494
	12,5	0,274	0,055	
	18,65	0,255	0,06	
3	6,35	0,266	0,099	0,706
	12,5	0,264	0,0752	
	18,65	0,296	0,0818	

As diferenças entre as médias dos valores no tratamento dos grupos não são suficientemente grandes. A variedade aleatória nos grupos em análise não é estatisticamente significativa para afirmar que os grupos são estatisticamente diferentes. Os valores de P são maiores que 0,05, passando no teste de variância e normalidade das distribuições. Na tabela a seguir os mesmos cálculos foram feitos para os valores de espaçamento de estrias com aplicação do filtro nas fractografias. Os resultados apresentaram características iguais, isto é, os valores de, P, ficaram maiores que 0,05, portanto, os grupos são comparáveis entre si. Resultado disso é que se pode, então, medir o espaçamento de estrias em qualquer região do corpo de prova, entre $\frac{1}{4}$ e $\frac{3}{4}$ de sua espessura.

Tabela 7.5 - Valores das análises estatísticas da variância para os grupos de medidas de espaçamento medido no espectro de magnitude da transformada de Fourier, com aplicação do filtro.

Amostra	Região(mm)	Média	Desvio Padrão	P
1	6,35	0,307	0,015	0,15
	12,5	0,250	0,0537	
	18,65	0,235	0,0542	
2	6,35	0,236	0,0612	0,479
	12,5	0,286	0,0427	
	18,65	0,244	0,0532	
3	6,35	0,238	0,0979	0,859
	12,5	0,256	0,0588	
	18,65	0,254	0,0541	

Seguindo essa linha de raciocínio de análises dos grupos de espaçamento de estrias, foram feitas, também, as comparações estatísticas nos valores de todas as regiões das três amostras juntas. As tabelas 7.6 e 7.7 a seguir, mostram essas comparações, observando as duas análises com ou sem aplicação do filtro para a tabela 7.6 (C/F e S/F respectivamente).

	3	0,250	0,09	
	1	0,347	0,11	
12,5	2	0,274	0,053	0,302
	3	0,264	0,079	
	1	0,271	0,072	
18,65	2	0,259	0,06	
	3	0,266	0,01	

Pode-se observar que também nessas tabelas a variância e os testes de normalidade da distribuição para cada comparação mostraram que os grupos são comparáveis pois os valores de P foram maiores que 0,05.

Para verificar se havia uma tendência real de crescimento no espaçamento entre as estrias em função do ΔX , considerando-se todas as regiões, foram comparados os valores das medidas tomadas junto ao início de

Tabela 7.6 - Valores das análises estatísticas das três posições de todas as amostras do trabalho com suas respectivas comparações. (S/F = sem a aplicação do filtro de Laplace; C/F = com a aplicação do filtro antes da FFT).

Região	Amostra	Média		Desvio Padrão		P	
		S/F	C/F	S/F	C/F	S/F	C/F
6,35	1	0,269	0,250	0,100	0,054	0,745	0,918
	2	0,238	0,236	0,060	0,061		
	3	0,266	0,380	0,060	0,097		
12,5	1	0,347	0,310	0,110	0,011	0,114	0,363
	2	0,274	0,268	0,050	0,043		
	3	0,264	0,256	0,070	0,058		
18,65	1	0,271	0,235	0,070	0,050	0,834	0,723
	2	0,255	0,244	0,060	0,532		
	3	0,266	0,256	0,020	0,504		

Tabela 7.7 - Resultados das análises estatísticas de todas as medidas de espaçamento sem aplicação do filtro.

Regiões	Amostra	Média	Desvio Padrão	P
6,35	1	0,269	0,101	0,302
	2	0,238	0,064	
	3	0,266	0,09	
12,5	1	0,347	0,11	
	2	0,274	0,055	
	3	0,264	0,075	
18,65	1	0,271	0,072	
	2	0,255	0,06	
	3	0,266	0,02	

Pode-se observar que também nessas tabelas a variância e os testes de normalidade da distribuição para cada comparação mostraram que os grupos são comparáveis pois os valores de P foram maiores que 0,05.

Para verificar se havia uma tendência real de crescimento no espaçamento entre as estrias em função do ΔK , considerando-se todas as regiões, foram comparados os valores das medidas tomadas junto ao início da

propagação, em todas as amostras, com os valores de todas medidas feitas na região da zona de estiramento, em todas as posições avaliadas em todas as amostras (tabela 7.8).

Tab.7.8. Valores estatísticos da relação da primeira medida do espaçamento de estrias com última medida sem aplicação do filtro.

Medida	Média	Desvio Padrão	P
Início	0,217	0,077	0,024
Final	0,331	0,113	

O valor de P obtido, foi menor que 0,05 e com isso haverá uma significativa diferença nas relações dos grupos. Portanto, as medidas de espaçamento de estrias cresciam em função do fator de intensidade de tensão, em consequência da propagação da trinca por fadiga e este crescimento não pode ser atribuído à variabilidade do processo de medição.

7.3. Análise Gráfica do Espaçamento de Estrias com o Tamanho da Trinca.

Comprovado estatisticamente que as estrias medidas no presente trabalho podem ser usadas para análise de propagação de trinca por fadiga, então, foram estudadas e feitas relações entre o crescimento da trinca com a variação do espaçamento de estrias. Construíram-se gráficos dos espaçamentos das estrias pela distância da origem até a zona de estiramento, isto é, até onde as estrias não foram mais observadas. As medições dos espaçamentos de estrias foram feitas conforme a metodologia descrita no item 6.0, a partir dos espectros de Fourier das imagens obtidas. O gráfico da figura 7.1 a seguir mostrará para a amostra 1 essas relações.

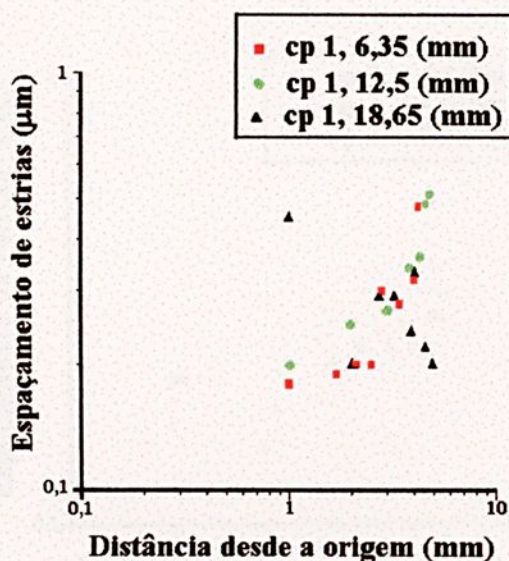


Figura 7.1 - Espaçamento das estrias pela distância da origem da amostra 1 para as três regiões da propagação da trinca.

Para a posição 6,35(mm) do corpo de prova, mostrou-se uma variação regular de espaçamento, apesar de estar sob estado de tensões em modo misto I/III. Na faixa do meio do corpo de prova, isto é, sob estado de deformação plana, apresentou-se uma certa linearidade. Já a posição posterior 18,65 (mm), também dentro de estado misto de tensões apresentou um espalhamento bem acentuado.

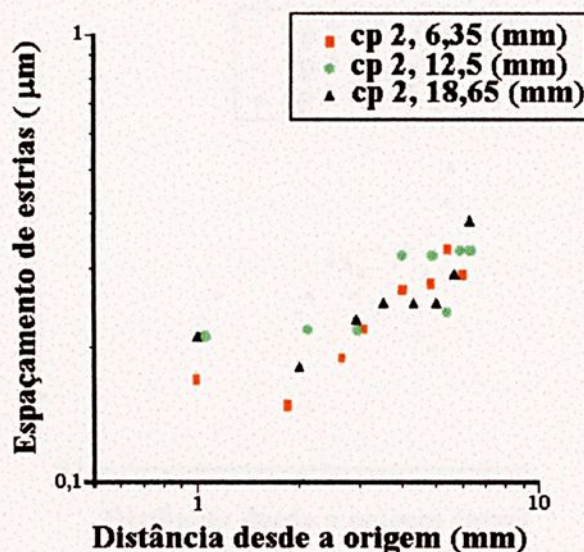


Figura 7.2 - Espaçamento das estrias pela distância da origem da amostra 2 para as três regiões da propagação da trinca.

A amostra 2 mostrou-se com algumas características diferentes da amostra 1 (figura 7.2). A região da posição 6,35(mm) mostrou-se com pouco espalhamento, semelhante à amostra 1, já para as outras posições verificou-se espalhamento acentuado. Esse espalhamento, provavelmente, deve ter ocorrido em função da distribuição local de partículas constituintes, ou qualquer outra imperfeição. Continuando essa linha de raciocínio será analisada a seguir a amostra 3 (figura 7.3).

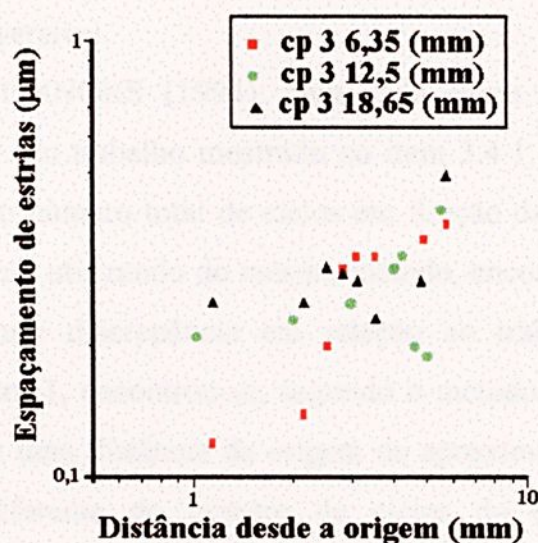


Figura 7.3 - Espaçamento das estrias pela distância da origem da amostra 3 para as três regiões da propagação da trinca.

Verificou-se para amostra 3, um maior espalhamento em torno da região 2 a 5 mm a partir da origem da região de propagação da trinca por fadiga. Para a posição 18,65 mm os dados foram excessivamente dispersos, prejudicando a definição de uma tendência. Uma melhor definição seria dada, se descartadas duas medidas na região central, 12,5 mm do corpo de prova, em torno de 4 a 5 (mm) da propagação da trinca, isto é considerando as outras medidas numa forma de progressão do aumento linear do espaçamento das estrias com as suas respectivas regiões. Esses pontos tiveram comportamento anômalos, resultando em espaçamentos estranhamente baixos.

Esses fatos também podem ter acontecido através de presença local de inclusões, partículas de segunda fase ou imperfeições na rede cristalina, que alteram os movimentos das discordâncias, levando a diminuir o espaçamento e que possivelmente podem alterar o ângulo de inclinação da propagação da trinca. Pois para PELLOUX e WARREN, (1991) estrias são resultados de um

deslizamento, ou um processo de cisalhamento alternado, em torno da ponta da trinca por fadiga e seu perfil é caracterizado pela microplasticidade durante o carregamento reversível.

Segundo CONNORS (1994), para cada estria tem-se um ciclo de carregamento. Em seu trabalho mostrado no item 3.4.1, através da regressão linear, ele obteve o número total de ciclos em função da propagação. Porém, no presente trabalho, utilizando do mesmo método, encontrou-se, em algumas situações, uma forte discrepância em relação ao trabalho do autor. Por exemplo na amostra 1, encontrou-se, segundo o método utilizado pelo autor, 21447 ciclos, para uma distância da origem de aproximadamente 5mm. Esse valor é muito diferente do número de ciclos do ensaio de pré-trinca efetivamente aplicado com aproximadamente 69000 ciclos para essa mesma distância. Assim, o trabalho daquele autor fica neste momento discutível em seu método de elaboração, por conta das seguintes questões:

- a) para cada ciclo de carregamento há a formação de uma estria, mas nada garante que todas as estrias são visíveis ;
- b) sua análise despreza os ciclos necessários para nucleação da trinca, que produzem estrias.

7.4. Correlação entre Espaçamento de Estrias e Variação do Fator de Intensidade de Tensão.

O foco deste trabalho é sobre o comportamento da propagação da trinca, representado pelo espaçamento, em termos da variação de intensidade de tensão. Então, a validade dessa relação pode ser analisada com o auxílio do programa utilizado no item 7.2. O método utilizado chama-se “Coeficiente de Correlação Pearson”. Esse método é utilizado quando se quer saber se há associação entre pares de variáveis, e analisar as distâncias dos pontos de eventual regressão linear, isto é, se são normalmente distribuídos com variância constante. Os dois grupos de análise são distintos em seus valores,

portanto, um coeficiente de correlação “r” será calculado pelo programa com o objetivo de encontrar alguma tendência entre as variáveis, um valor de P para essa análise é também calculado. Esse valor determina a probabilidade de uma verdadeira correlação das variáveis, onde pequenos valores de P aumentam a probabilidade de que as variáveis são correlacionáveis. A seguir a tabela 7.9 representará exemplos das tendências para validade do teste (SPSS, 1997).

Tabela 7.9 - Representação estatísticas dos coeficientes de correlação para as medidas de espaçamento de estrias sem e com aplicação do filtro passa-alta versus ΔK do teste de K_{IC} .

Amostra	Região(mm)	r		P	
		S/F	C/F	S/F	C/F
1	6,35	0,819	0,78	0,013	0,022
	12,5	0,887	0,76	0,033	0,028
	18,65	-0,649	0,15	0,082	0,73
2	6,35	0,920	0,87	0,012	0,004
	12,5	0,788	0,82	0,020	0,013
	18,65	0,803	0,76	0,016	0,028
3	6,35	0,909	0,93	0,017	0,001
	12,5	0,425	0,41	0,029	0,314
	18,65	0,742	0,51	0,035	0,199

Os valores do coeficiente de relação, r, próximos de 1, indicam, uma forte relação positiva entre as duas variáveis, ou seja, ambas crescem juntas. A recíproca é verdadeira para os valores próximos de (-1), isto é, decrescem juntas. O teste, então, apresenta em geral uma tendência de crescimento positivo das variáveis. O que define a relação de dependência das variáveis, é o valor de P. Se o valor de P for maior, neste caso, que 0,05 conforme a resposta do programa, não haverá dependência alguma entre os pares de variáveis (SPSS, 1997). Esse fato, ocorreu para as regiões 18,65(mm) das amostras 1 e 3, e para a região 12,5(mm) da amostra 3.

Essas condições foram também observadas nas análises de espaçamentos do item 7.2, sendo resultado das condições locais de distribuição de tensões e microestrutura onde as trincas se propagam.

Depois das análises estatísticas, que no geral validaram a relação da medidas de espaçamentos estrias pela variação de intensidade de tensão ($da/dN_{\text{(microscópico)}} \times \Delta K$), algumas comparações para validade da proposta do trabalho, em utilizar espaçamento de estrias nas análises da Mecânica da Fratura Linear Elástica, com outros trabalhos feitos por outros pesquisadores serão feitas.

Os valores de carregamento empregados nesse trabalho foram comparados aos obtidos por MORRIS, et al., (1997) quanto à determinação da curva $da/dN \times \Delta K$, a partir da equação de Paris (equação 2.9). Para tanto, foram determinados os valores das constantes c e m , a partir dessas curvas (figura 7.5), para as amostras 1, 2 e 3. A tabela 7.10 traz uma análise das curvas características, segundo Paris, (gráfico 7.4) para a amostras 1, 2, e 3, com seus respectivos valores de c e m e com as posteriores médias e desvios padrão. Tendo em vista esses valores, foi condizente o desvio padrão ao trabalho do autor. A análise criteriosa será na comparação com trabalho prático das análises dos espaçamento de estrias com a variação do fator de intensidade de tensão.

Amostras	Constante c	Constante m
1	1,384	3,4
2	1,384	3,4
3	1,384	3,4
Média	1,384	3,4
Desvio Padrão	0,000	0,0

7.4.1. Análise Gráfica de Espaçamento

Como na discussão anterior, os três corpos de prova serão analisados, principalmente em comparação com a análise teórica do ensaio de fadiga.

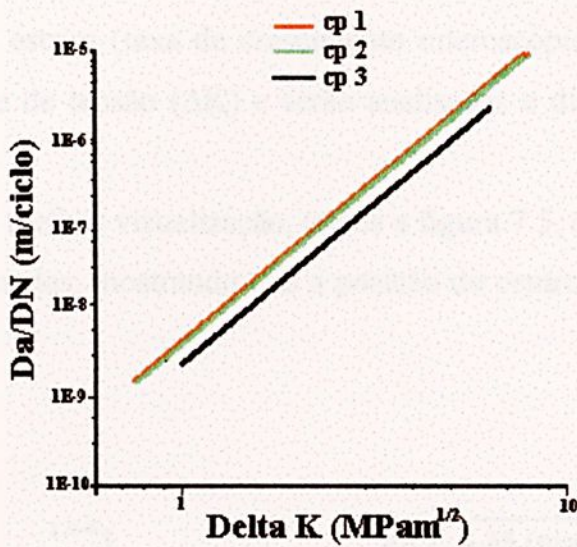


Figura 7.4 - Correlação teórica das três amostras, entre taxa de crescimento da trinca por fadiga pela variação de intensidade de tensão.

Tabela 7.10 - Resultados teóricos das análises do crescimento de trinca por fadiga segundo a lei de Paris em função do carregamento imposto.

Amostras	Teórico	
	c	m
1	1,3E-8	1,41
2	1,3E-8	1,46
3	1,3E-8	1,3
Morris	1,4E-9	4,6
Média	7,2E-9	2,19
Desvio Padrão	8,3E-9	2,33

7.4.1. Análise Gráfica do Espaçamento.

Como na discussão anterior, os três corpos de prova serão analisados, principalmente em comparação com a análise teórica do ensaio de fadiga.

Conforme a equação de Paris, os valores médios de c e m foram calculados para as três regiões de cada amostra, (item 7.2), isto é, dentro da relação do espaçamento de estrias (taxa de crescimento microscópico) pela variação do fator intensidade de tensão (ΔK) e serão analisadas e discutidas conforme o posicionamento.

Para uma melhor visualização, temos a figura 7.5, onde as três posições estão correlacionadas, mostrando que a posição do centro da amostra foi bem representativa.

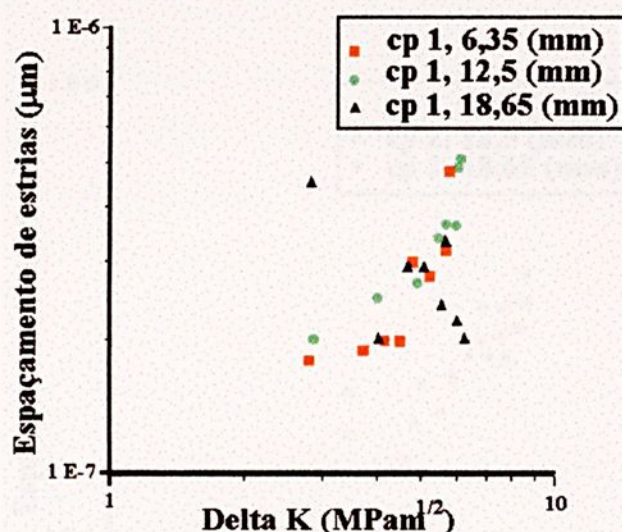


Figura 7.5 - Espaçamento de estrias pela variação de intensidade de tensão da amostra 1 para três regiões da espessura da amostra, sem aplicação do filtro.

A região 18,65(mm) do gráfico anterior (7.5) mostra uma tendência descendente, e que também falhou no teste estatístico. Essa característica contradiz, aparentemente, o esperado. Tal comportamento distorcido deve-se, provavelmente, às irregularidades do relevo em função do estado misto de tensões. Essas irregularidades levam a uma condição desfavorável de observação, não se garantindo que o plano médio local de fratura se apresenta

disposto normalmente ao feixe eletrônico, o que distorce os valores medidos para o espaçamento de estrias.

Seguindo as mesmas linhas de análises dos resultados, temos a figura 7.6. A primeira posição apresentou um bom resultado, mostrado também na tabela 7.9, isto é, representado pelo fator de correlação, r . Já para a posição central da amostra, o resultado se apresentou um pouco disperso, e conforme a tabela 7.9, o valor de r ficou abaixo em comparação à mesma região das outras amostras. Para posição da outra face o valor foi representativo. No geral, os testes estatísticos das três regiões são considerados representativos.

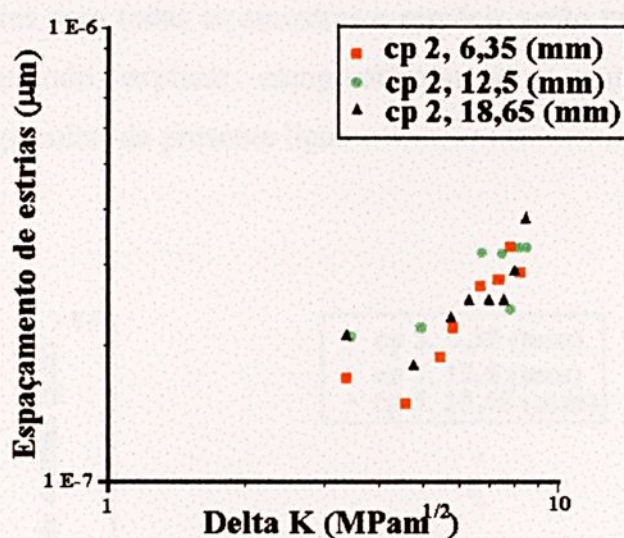


Figura 7.6 - Espaçamento de estrias pela variação de intensidade de tensão da amostra 2 para três regiões da espessura da amostra, sem aplicação do filtro.

Concluindo com a terceira amostra, a figura 7.7 mostra a primeira posição um valor crescente, conforme também aos valores da tabela 7.9. Entretanto, a posição central representada nesse gráfico e seguida da sua análise estatística, se apresentou muito abaixo levando o teste estatístico a reprová-la a posição 12.5(mm). Talvez isso deva ter ocorrido pela presença de

dois pontos fora do esperado em torno da região 7 e 8 ($\text{MPa.m}^{1/2}$) representado na figura 7.7

Portanto, considerando essas análises, levaria a posição central a ser mais representativa e seria aprovada no teste estatístico. A posição 18,65, seguindo a mesma tendência, teve também um espalhamento bem considerável, já que na tabela 7.9 mostrou-se um valor de r dessa região abaixo das três amostras, portanto, não foi considerado representativo para as análises da propagação de trinca por fadiga. Essa amostra foi a que mais apresentou diferenças nas regiões de propagação da trinca, e o que também foi comprovado nos resultados da análises estatísticas.

Os valores das constantes da equação de Paris, determinados das regressões lineares para todas as amostras e regiões, serão também discutidos a seguir, procurando explicar comparativamente a outros trabalhos o comportamento peculiar da presente liga.

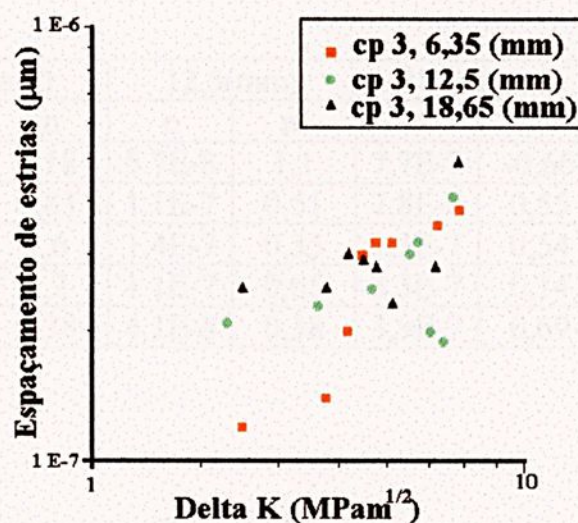


Figura 7.7 - Espaçamento de estrias pela variação de intensidade de tensão da amostra 3 para três regiões da espessura da amostra sem aplicação do filtro.

7.4.2. Análises dos Valores das Constantes.

Tabela 7.12 - Desvios das médias das análises práticas e teóricas.

Os valores das tabelas 7.12, e 7.14 das constantes de Paris, e suas posteriores médias e desvios em relação aos valores teóricos foram obtidos a partir do ajuste, por regressão linear, dos dados obtidos para as amostras 1, 2, e 3. Esses dados foram gerados do procedimento de pré-trincagem por fadiga do ensaio de K_{IC} discutido no item 5.4. Onde se chegou em uma trinca máxima, para o ensaio (figura 5.4) e para o posterior cálculo do valor de K_{IC} . Os valores teóricos obtidos para esse ensaio por exemplo, números de ciclos e deslocamento da trinca, possibilitaram a construção das curvas da figura 7.4. O tamanho da trinca em função da variação da intensidade tensão foi calculado em função da média das porcentagem de crescimento de trinca para cada ciclo dentro do total do ensaio de pré-trinca.

Tabela 7.11 - Valores das constantes das análises dos espaçamentos pela variação do fator de intensidade de tensão (sem o filtro).

	6,35(mm)		12,5(mm)		18,65(mm)		Teórico	
	c	m	c	m	c	m	c	m
Cp 1	4,3E-8	1,18	5.7E-8	1,1	7,7E-7	-0,66	1,3E-8	1,41
Cp 2	5,2E-8	0,83	1.1E-7	0,51	7,8E-8	0,55	1,3E-8	1,46
Cp 3	1,6E-8	1,6	1.4E-7	0,35	1,3E-7	0,54	1,3E-8	1,3
Média	3,7E-8	1,2	1.1E-7	0,65	3,3E-7	0,14	1,3E-8	1,39
D. Pa.	1,8E-8	0,38	4.1E-8	0,38	3,9E-7	0,69	0	0,1

Tabela 7.12 - Desvios das médias das análises práticas e teóricas.

	Média		Diferença		% do valor teórico	
	c	m	c	m	c	m
6,35(mm)	3,7E-8	1,2	2,4E-8	0,19	35,13	86,33
Teórico	1,3E-8	1,39				
12,5(mm)	1,02E-7	0,65	9,7E-8	0,74	12,74	46,76
Teórico	1,3E-8	1,39				
18,65(mm)	3,3E-7	0,14	3,17E-7	1,25	3,93	10
Teórico	1,3E-8	1,39				

Após as observações dos gráficos anteriores, os valores de c e m tabelados seguiram as mesmas tendências das análises estatísticas. Pois as posições 12,5 e 18,65(mm) apresentaram, no geral, uma irregularidade em comparação as análises teóricas, tendo um desvio de até aproximadamente 10%. Entretanto a região 12,5(mm), com algumas observações a serem feitas, pode ser considerada, pois para HERTZBERG, (1989) um erro de 50% nas medidas de espaçamentos de estrias é aceitável, principalmente na correlação com a variação de intensidade de tensão, ΔK . Já a região considerada no caso de face posterior 18,65, apresentou desvios de acima de 90% em relação ao teórico, o que leva ao esperado para região de transição entre o estado de tensão plana e o de deformação plana, o que é ponderável nessa situação. A surpresa deste trabalho foi com relação a face inferior por ter apresentado melhor coerência com os valores teóricos, conforme a tabela anterior, embora também seja uma região mais própria a um nível elevado de deformação, como no caso da região disposta em 18,65mm.

7.4.3. Análise dos Espaçamentos Medidos a Partir dos Espectros da Transformada de Fourier, com o Auxílio da Aplicação do Filtro Passa-Alta.

Os resultados apresentados no item anterior apresentaram certas características peculiares. Por exemplo, para a região 18,65(mm) um alto grau de espalhamento foi nítido. Neste item, os resultados são derivados das mesmas fractografias, porém com aplicação do filtro de Laplace. A seguir cada gráfico será analisado, com breves discussões, e também como no item anterior as condições das análises são as mesmas pré-determinadas.

O gráfico 7.8 apresentou as mesmas características, como uma alta dispersão e características descendentes da região 18,65mm. Uma certa linearidade nas outras duas regiões é notada, e também ressaltando uma acentuado aumento de espaçamento na região central. Esse comportamento da região central é esperado devido à forma do avanço da propagação da ponta da trinca por fadiga. Os valores de c e m são condizentes, conforme a tabela 7.13, mostrada no final deste item.

Na sequência a figura 7.9 representará as três regiões da amostra 2. Observando que essa amostra apresentou melhores condições de análise, isto é, menores níveis de espalhamento e com os valores de c e m mais representativos. A sua respectiva análise estatística também foi coerente.

Figura 7.9 - Espaçamentos de estrías pela variação da intensidade de brilho da amostra 2 com aplicação do filtro, das três regiões da face.

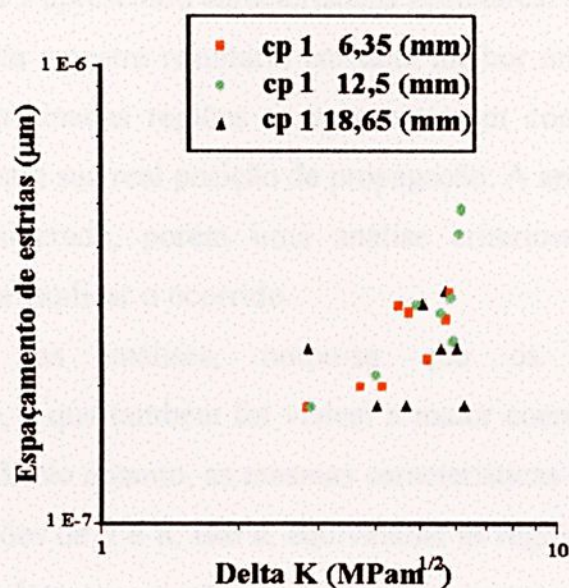


Figura 7.8 - Espaçamento de estrias pela variação de intensidade de tensão da amostra 1 com aplicação do filtro, das três regiões da face.

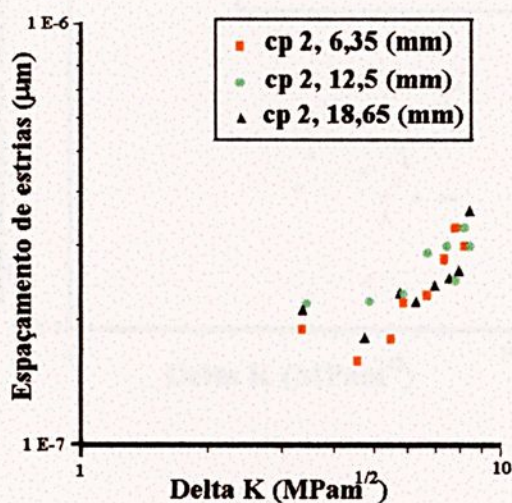


Figura 7.9 - Espaçamento de estrias pela variação de intensidade de tensão da amostra 2 com aplicação do filtro, das três regiões da face.

A amostra 3 apresentou características peculiares. Como o analisado no item anterior, esta amostra resultaria em uma melhor análise, já que, alguns valores em determinadas regiões se apresentassem como esperado, isto é, valores válidos para sua real posição de propagação. A aplicação dessa técnica seria mais considerada, porém uma análise criteriosa na discussão dos resultados tentará explicar o ocorrido.

Seguindo as análises, notou-se que os valores melhoram qualitativamente, e que também foi visível a maior coerência aos valores c e m , da tabela 7.13. No entanto, as mesmas características na região central são notadas nas regiões de 7 e 8, isto é, equivalente as regiões de 4 e 5 (mm) das análises gráficas de espaçamentos de estrias por propagação de trinca (gráfico 7.3). A seguir o gráfico 7.10 mostrará o resultado da última amostra.

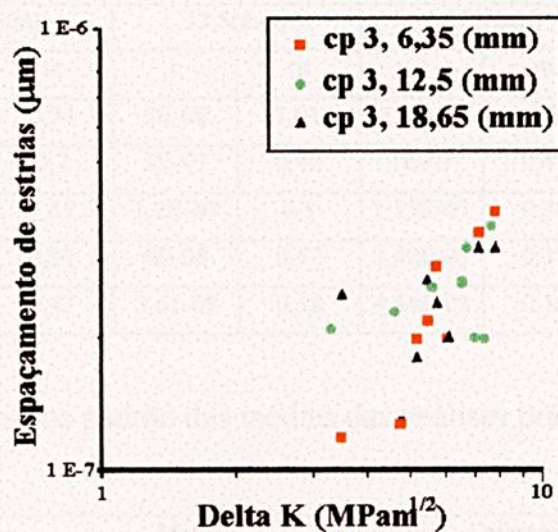


Figura 7.10 - Espaçamento de estrias pela variação de intensidade de tensão com aplicação do filtro, da amostra 3 na três regiões da face.

Para melhor visualizar as diferenças das duas análises, as tabelas 7.13 e 7.14 mostrarão as médias e desvios das análises com aplicação do filtro. Nota-se que os resultados convergiram, principalmente para a região da considerada face posterior, e também uma ligeira melhora das outras. Pois, na representação das médias dos valores de espaçamento de estrias nos espectros da magnitude da FFT das imagens processadas com o auxílio do filtro Laplaciano, tornou-se menor a probabilidade de erros de interpretação dessas análises. Com a aplicação do filtro passa-alta, os picos de baixa intensidade de frequências foram atenuados, deixando só passar os de alta frequência. O resultado disso é que os picos tornaram-se mais representativos para medidas de espaçamentos de estrias.

Tabela. 7.13 - Valores das constantes das análises dos espaçamentos pela variação de intensidade de tensão, com auxilio do filtro.

	6,35(mm)		12,5(mm)		18,65(mm)		Teórico	
	c	m	c	m	c	m	c	m
Cp1	7,9E-08	0,74	5E-08	1,01	1,9E-07	0,1	1,3E-08	1,41
Cp2	6,3E-08	0,7	1E-07	0,42	1E-07	0,47	1,3E-08	1,46
Cp3	1,5E-08	1,55	1,2E-07	0,3	1,35E-07	0,36	1,3-E08	1,3
Média	5,2E-08	0,99	9E-08	0,57	1,42E-07	0,31	1,3E-08	1,39
D. Pad.	3,3E-08	0,47	3,61-08	0,38	4,54E-08	0,19	0	0.1

Tabela. 7.14 - Desvios padrão das médias das análises práticas e teóricas.

	Média		Diferença		% de aproximação	
	c	m	c	m	c	m
6.35(mm)	5,2E-08	0,997	3,9E-8	0,393	25	70,28
Teórico	1,3E-08	1,39				
12.5(mm)	9E-08	0,577	7,7E-8	0,813	14,4	41,51
Teórico	1,3E-08	1,39				
18.65(mm)	1,42E-07	0,31	1,29E-7	1,08	9,15	22,3
Teórico	1,3E-08	1,39				

7.5. Comentário dos Resultados.

Vários fatores podem ser considerados ao tentar explicar essas situações. Autores como DESHPANDE, et al., (1998), ALMER, et al., (1998), PELLOUX e WARREN, (1991) tentaram se aprofundar nos estudos das variações locais de superfície de fratura e no estudo do mecanismo de crescimento e trinca por fadiga, já que, as estrias de fadiga estão diretamente ligadas aos mecanismos de crescimento de trinca, conforme o item 2.4. Qualquer alteração na microestrutura pode causar variações nos espaçamentos de estrias e, automaticamente, alterar outras propriedades dos materiais estruturais como, por exemplo, a tenacidade à fratura. Os mecanismos de crescimento de trinca, principalmente para esta presente liga, estão em função do grau de recristalização (item 5.2), da orientação do corpo de prova, dos efeitos das tensões residuais, da composição do material e outros parâmetros microestruturais.

Um estudo comparativo foi feito por DESHPANDE, et. al., (1998) dos campos de tensões com relação aos aspectos como: microestrutura, processo de crescimento de trinca, recristalização, orientação do corpo de prova, e os efeitos na tenacidade à fratura. Os campos de tensões analisados quantitativamente por eles foram o estado de tensão plana e o de deformação plana. Apesar do estudo desenvolvido pelos autores abranger só a zona de estiramento ao redor de todos campos de tensões da propagação de trinca por fadiga, importantes informações podem ser relacionadas.

Segundo eles, a morfologia da superfície de fratura na zona plástica adjacente à pré-trinca por fadiga varia sistematicamente junto às regiões das faces para o centro do corpo de prova. E através de fractografias das duas regiões de estiramento, eles perceberam que a principal diferença entre os dois campos de tensões foi a presença de altas frações de áreas de microvazios na região de deformação plana (veja o item 3.1) induzidos pela fratura



transgranular. Para determinar se essas diferenças foram devidas ao grau de recristalização local, fizeram cinco medições para cada região e os resultados não mostraram alguma tendência sistemática, porém a quantidade de fratura transgranular apresentou-se alta na região do estado plano de deformação, comparada com as regiões do estado plano de tensões.

Algumas das conclusões foram que os microvazios induzidos na fratura transgranular envolviam significativamente maior dissipação de energia durante a iniciação da fratura, em comparação com a fratura intergranular ou com a fratura de partículas de constituintes frágeis. Portanto, uma diminuição na fração de área de fratura transgranular diminui ou decresce o total da dissipação da energia plástica para iniciação da fratura e, conseqüentemente, diminui a fratura em deformação plana. O aumento na quantidade de microvazios induzidos na fratura transgranular provavelmente é atribuído a tensões triaxiais, que por sua vez facilitam a nucleação e crescimento de vazios.

E, comparando-se ao comportamento do campo de tensões, as diferenças na morfologia da superfície de fratura podem ser atribuídas por diferenças microestruturais locais. Um dos resultados das condições locais é que podem levar ao aumento da fração de volume recristalizado, pois nas proximidades das regiões da zona de transição e das faces o valor da fração de volume recristalizado é um tanto alto, o que leva à diminuição dos microvazios induzidos e, em conseqüência, à diminuição da resistência a propagação da trinca e da posterior tenacidade à fratura. As características das regiões descritas pelos autores podem, então, influenciar no perfil macro e microscópico das superfícies de fratura.

Em relação ao perfil das estrias de fadiga, que está em função do mecanismo de propagação de trinca por fadiga, essas condições características apresentadas podem alterar os espaçamentos de estrias e, se os campos de tensões ao longo da espessura do corpo de prova variam suas características



descritas pelos autores, então os aspectos microscópicos como espaçamentos de estrias podem também variar.

Portanto, o comportamento dos espaçamento de estrias de fadiga mostra uma relação com a tenacidade à fratura e que há entre essa relação uma dependência das regiões dos campos de tensões em questão. Adicionando à estas comparações o perfil das estrias pode ser caracterizado pelos altos ângulos dos contornos de grão, e que as regiões próximas as faces possuem pouca dissipação de energia plástica, que portanto, facilita o crescimento e propagação de trinca, diminuindo a tenacidade à fratura no local.

Analisando a tabela 7.13 e 7.14 um fato já descrito e não esperado, foi que a região da posição 6,35(mm), para os valores da constante de Paris teve um melhor comportamento. Para um outro efeito comparativo, cita-se um trabalho desenvolvido por HEIN, (1999), que analisou a variação da rugosidade superficial (veja o item 3.3) ao longo da zona de estiramento, com auxílio do processamento digital de imagens.

Ele encontrou através de três amostras da liga 7050 com orientação T-L no ensaio de COD, valores elevados para a rugosidade superficial medida em posições junto às bordas, embora nenhuma tendência de comportamento desse parâmetro tenha sido verificada para nove posições medidas ao longo da zona de estiramento, isto é, a região central deveria apresentar menor rugosidade e as regiões próximas às bordas rugosidades elevadas, pois uma baixa rugosidade superficial representa menor dissipação de energia plástica significando menor deformação plástica. DESPHANDE (1998) verificou que a rugosidade é afetada pelo estado local de tensões, o que influencia na morfologia da superfície de fratura, ativando diferentes mecanismos de fratura.

As regiões medidas por HEIN (1999) comparadas com as regiões das medidas das estrias do presente trabalho, aproximam-se em algumas variações, principalmente na amostra 3 do trabalho desenvolvido por HEIN



(1999), onde a região central apresentou-se com um valor elevado de rugosidade, o que também não era esperado.

A região da posição 6,4mm da amostra do trabalho do autor também apresentou com uma rugosidade elevada, situação comparável à localização da mesma região 6,35mm do presente trabalho, e para essa região uma boa performance no nível de espalhamento foi observada estatisticamente. Então, as regiões medidas não determinam uma regra geral ou parâmetro, segundo essas comparações. Notando também que, segundo as análises estatísticas feitas no presente trabalho, as medidas de espaçamento de estrias independentemente das regiões medidas.

Um dos fatores de grande importância que afetam a propagação de trinca por fadiga, que também está ligado ao conceito de fechamento de trinca proposto por ELBER (item 2.7.3), é o efeito das tensões residuais, segundo ALMER, et. al., (1998). Para os autores as tensões residuais podem ser microtensões formadas por incompatibilidade entre grãos ou entre fases, e/ou macro tensões formadas por deformação plástica diferencial sobre uma relativa escala na microestrutura. Para a conclusão de seus trabalhos, utilizaram um corpo de prova CT, de uma chapa de Aço 1080 de 12,4mm de espessura para um ensaio de fadiga, tal que as tensões residuais aumentavam a medida que se aproximava das faces do corpo de prova. Entretanto, os efeitos não foram tão iguais para as duas faces e, também, eles notaram um aumento da deformação plástica nestes locais. Esses fatos, para os autores, foram causados pela assimetria junto a trinca nas faces e também notaram os efeitos das macro tensões dominantes nas bordas (ALMER, et al., 1998).

Como já discutido no item 3.4.1, para PELLOUX e WARREN, (1991) os resultados de movimentos ou o processo alternado de deslizamento da ponta da trinca, e que a microplasticidade durante o carregamento reverso combinada com o mecanismo de movimento da ponta da trinca configura o perfil da estria. Portanto, conforme a região onde a trinca se propaga, uma característica é constituída.



Uma das características importantes do perfil das estrias é relacionada ao ângulo de direção das estrias comparado com a tensão normal aplicada, pois foi notado que, com a aplicação da transformada de Fourier dados como fases ou ângulos também eram gerados na representação dos espectros de magnitude, esses ângulos podem representar a inclinação da direção de propagação das trincas, ou provavelmente poderia explicar a preferência da propagação das trincas de fadiga, de acordo com seu carregamento. Como exemplo, a tabela 7.15 mostrará os ângulos gerados pela transformada de Fourier da região central da amostra 3, que mais apresentou irregularidades.

Tabela 7.15 - Valores dos ângulos gerados da transformada rápida de Fourier da amostra 3, região central.

Amostra	Posição 12,5(mm)							
3	1	2	3	4	5	6	7	8
Ângulo	65°	101°	105°	132,3°	65,56°	81,47°	80,3°	90°

Os valores dos ângulos apresentados na tabela 7.15 mostram também uma variação e nenhuma tendência significativa, comprovando o que foi demonstrado estatisticamente com as diferenças nos valores de P, isto é, a variância e distribuição normal das regiões comparadas, demonstradas no item 7.2, também conforme o nível de espalhamento nas três regiões dos gráficos para cada amostra. E também imperam as condições locais no perfil de propagação da trinca por fadiga.

Esses fatos também podem ser causados por, às vezes, existir inclusões ou vazios que alteram os movimentos dos planos cristalinos, que automaticamente alteram a direção da propagação da trinca. Isso foi notado em algumas fractografias, pois as estrias tomavam diferentes direções e espaçamentos na mesma fractografia, isto é, na mesma região onde elas eram encontradas e fotografadas (veja o item 3.4).

Para BROEK, (1987) as inclinações descritas antes são ligadas a inclusões, pois para o autor, na imediata vizinhança das partículas altera-se a taxa de propagação da trinca e portanto, o espaçamento se modifica. Porém, esse fato é relevante para taxas intermediárias de propagação de trinca por fadiga, pois para altas taxas de propagação de trinca, principalmente perto da zona crítica onde o crescimento de trinca é rápido, não é tão relevante. Segundo o autor, isso ocorre devido à alta concentração de tensões. As partículas chegam até se soltar sobrando largos vazios. Essas condições caracterizam-se por cisalhamento, com até a presença de dimples, sendo que quase não há presença de estrias.

A seguir a figura 7.11 mostrará uma sequência de fractografias segundo a disposição do item 6.2. Notou-se que as fractografias apresentaram-se diferentes. Por exemplo, algumas estrias apresentaram-se nítidas e regulares em sua formação, outras com pouca regularidade, podem também vir acompanhadas de elevações, depressões ou até vazios nas superfícies de fratura, localizando-se às vezes, em planos entremeados a essas características. A figura 7.12 mostra-se um exemplo disso.

A disposição das fractografias da figura 7.11, adiante e, em especial a última delas, mostra uma superfície muito acidentada, caracterizada por estar próxima à região de estiramento, com altas taxas de crescimento de trinca. Notaram-se estrias muito espaçadas nas últimas fractografias ou quase ausentes, o que era esperado, principalmente como foi analisado estatisticamente, verificando-se uma maior diferença no desvio padrão entre as primeiras medidas de espaçamentos nas últimas medidas próximas à zona de estiramento (tabela 7.8).

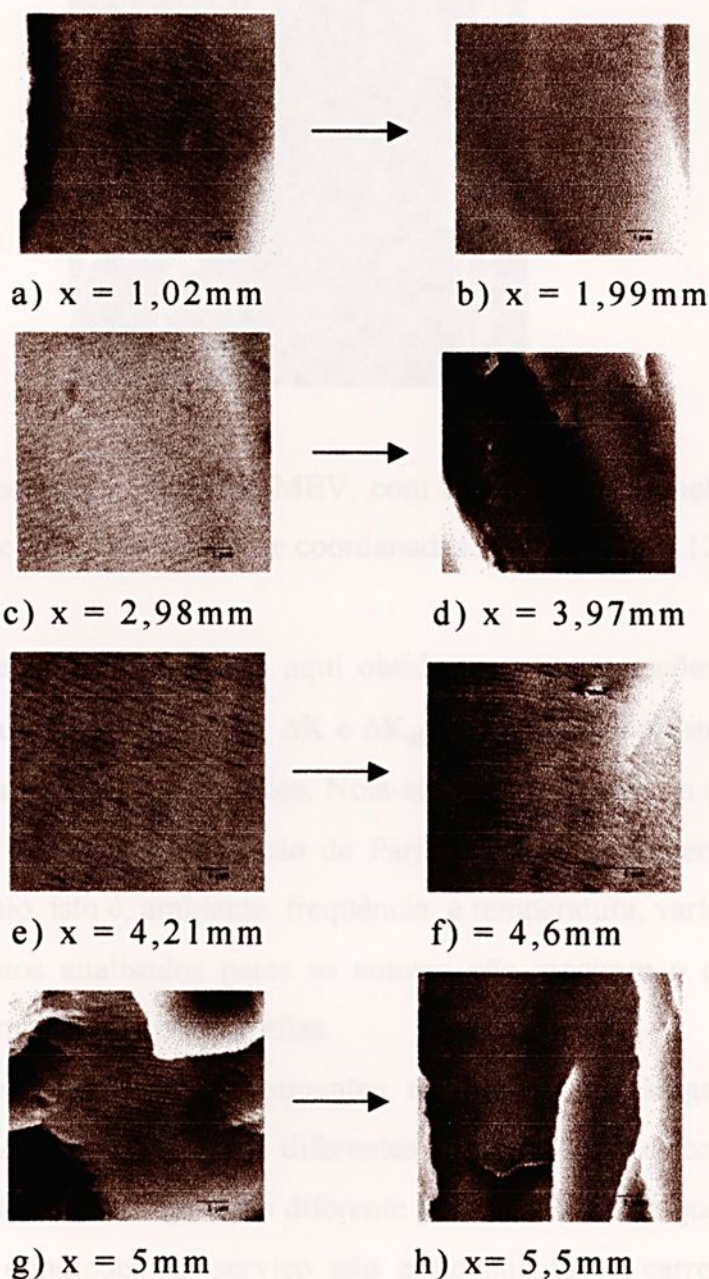


Figura 7.11 - Sequência de fractografias feitas pelo MEV, de estrias de fadiga com 10.000x de ampliação, da região central ($y = 12,5\text{mm}$) da amostra 3. Variando do início até a região de estiramento, para a propagação da trinca por fadiga do ensaio de K_{IC} .

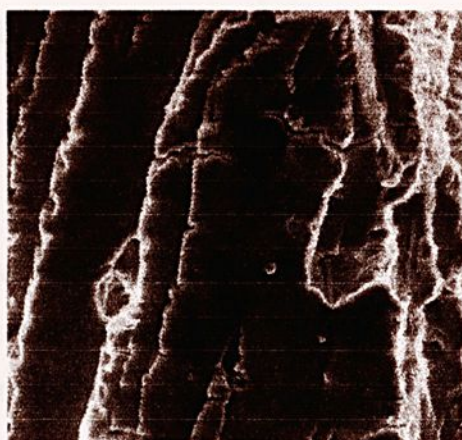


Figura 7.12 - Fractografia feita em MEV, com 8.000x de ampliação, 18kV, para a amostra 3, com a localização de coordenadas $x = 1,14$; e $y = 12,5$ (mm)

É discutível, pelos resultados aqui obtidos, que as equações do item 3.4.2 possam ser usadas para estimar ΔK e ΔK_{ef} , baseadas sobre a informação fractográfica, para alguma liga metálica. Nota-se que o expoente da equação é dois, enquanto o expoente da equação de Paris depende do material, e das condições do ensaio, isto é, ambiente, frequência, e temperatura, variando de 2 e 7. Porém os fatos analisados pelos os autores não mostram o campo de tensões onde foram feitas as fractografias.

Como observação, os espaçamentos de estrias de fadiga variam, segundo FURUKAWA (1998), para diferentes carregamentos e, conforme o valor de R , haverá uma configuração diferente para as estrias. Já que, quando os materiais em condições de serviço não estão sujeitos a carregamentos constantes, então determinar, segundo o autor, a geometria da estria tornará melhores as análises de que condição o material falhou em sua utilização. No presente trabalho, o valor de R foi constante.

7.6. Efeito do uso do Filtro Passa-Alta nas Medições a partir dos Espectros.

Das tabelas 7.13 e 7.14, nota-se que para a relativa comparação, por exemplo na região de 18,65(mm) com aplicação do filtro passa-alta, os resultados poderiam ser considerados de maior exatidão. Essa condição é devida à elevação da intensidade de brilho nas fractografias, fazendo com que aumentasse também a representação dos picos nos espectros de magnitude, com a maior confiabilidade nas retiradas das medidas.

Em relação a posição 6,35(mm) com aplicação do filtro o desvio foi um pouco maior, e também isso era esperado. Com relação a essa posição, por exemplo, a média do valor de “c” da constante de Paris e seu desvio ficaram mais representativos com a aplicação do filtro.

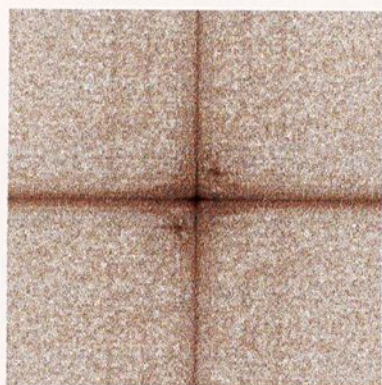
As mudanças nos comportamento das curvas não foram tão significativas com a aplicação do filtro, pois, o comportamento mecânico do material no ensaio teve suas peculiaridades, que já foram discutidos nos itens anteriores. No entanto, a probabilidade de erros de interpretação foi menor nas análises dos picos de magnitude da transformada de Fourier, conforme será ilustrado a seguir, isto é, em meio a comparação da não aplicação também do filtro. Os exemplos figurativos mostrados na sequência serão das análises feitas na amostra 2, em sua região da face posterior 18,65(mm). De acordo com propósito do trabalho, a transformada de Fourier foi aplicada para as fractografias filtradas e não filtradas desse exemplo. Portanto, foram selecionadas áreas de 256x256 pixels, com o adequado procedimento determinado pelo programa, que gerou seus respectivos espectros de magnitude.

Em primeiro lugar a figura 7.13 representará a fractografia sem aplicação do filtro, com seu posterior espectro, seguido também com seu espectro de coloração para melhor visualizar a intensidade da frequência.

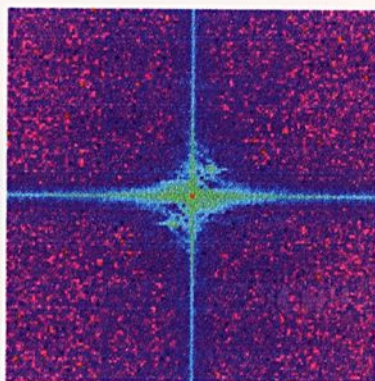




(a)



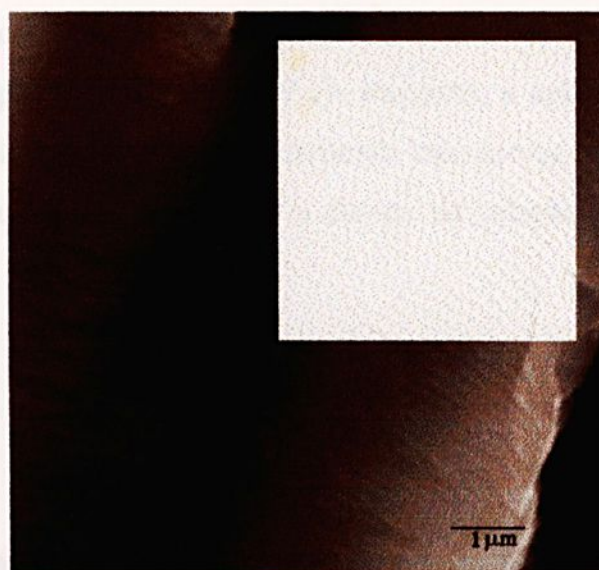
(b)



(c)

Figura 7.13 - (a) Fractografia da amostra 2 da posição $x = 2,70$; $y = 18,65$ (mm), com 10.000x e 18 kV. (b) Espectro de magnitude da transformada de Fourier da fractografia (a). (c) Espectro de coloração da figura (b).

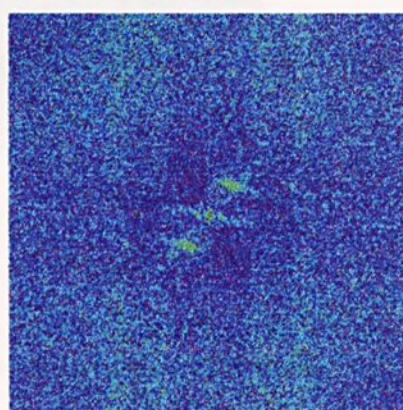
A seguir, a figura 7.14 mostrará aplicação do filtro passa alta para a mesma região selecionada da fractografia (a) da figura 7.13, com seus também respectivos espectros de magnitude.



(a)



(b)



(c)

Figura 7.14 - (a) Fractografia da amostra 2, para posição $x = 2,70$; $y = 18,65$ (mm), com 10.000x, 18 kV, com aplicação do filtro da área selecionada 256x256. (b) Espectro de magnitude da transformada de Fourier da área selecionada da fractografia (a). (c) Coloração da figura (b).

Nota-se, então, com a utilização dos filtros que os picos de frequências, apareceram com maior intensidade, menos dispersos e, com isso, a exatidão para a medida dos resultados foi maior do que a de não aplicação do filtro.

Seguindo o nível de comparação, as figuras 7.15 e 7.16 mostrarão em três dimensões do espectro de magnitude, e também observa-se a maior intensidade dos picos para a figura 7.16. Portanto, a aplicação do filtro não modificou completamente o comportamento das curvas, porém melhorou a precisão dos resultados, diminuindo a dúvida na seleção dos picos corretos para as análises.

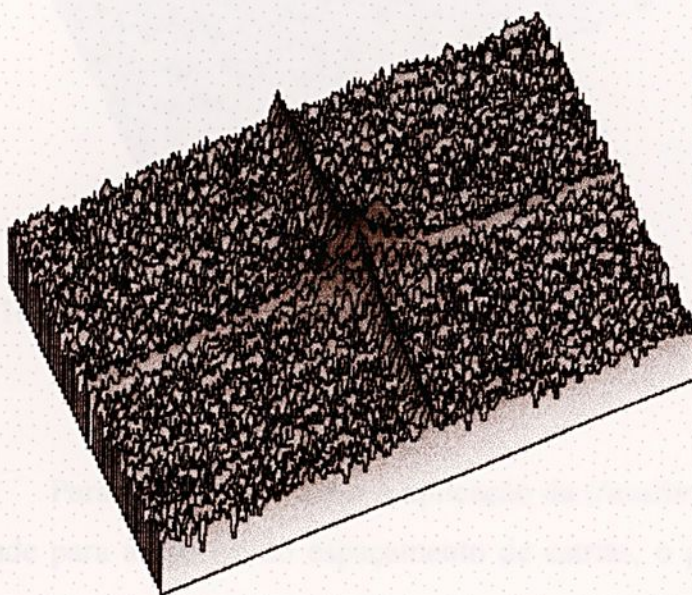


Figura 7.15 - Aspecto tridimensional do espectro de magnitude da figura 7.14 (b).

$$D_{\text{eq}} = \frac{D_T}{N_{\text{pico}}} \quad (7.1)$$

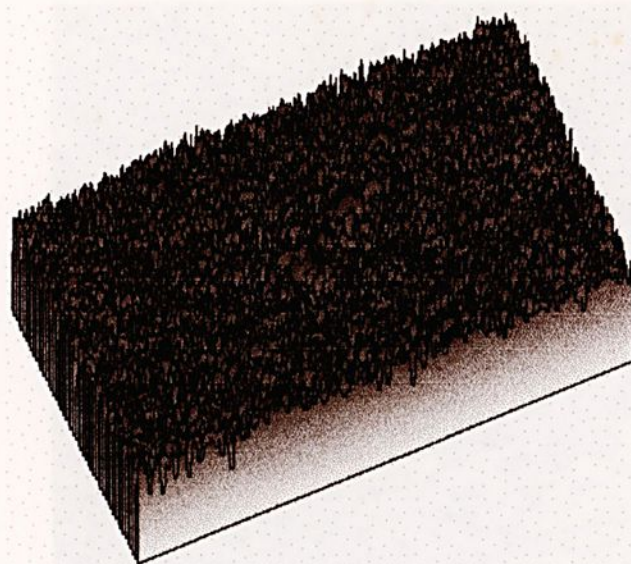


Figura 7.16 - Aspecto tridimensional do espectro de magnitude da figura 7.14

(b)

Para melhor confirmar a aplicação da transformada de Fourier e sua validade para a análise do espaçamento de estrias, o programa utilizado possibilita também medidas manuais de espaçamento de estrias, conforme as figuras 7.17 e 7.18 para a mesma amostra anterior. A figura 7.17 mostra uma reta com seu respectivo dimensionamento e que, para essa distância, o programa fornece uma diagrama da magnitude do relevo das estrias pela distância total demarcada, conforme a figura 7.18. A definição manual do espaçamento, é feita pela divisão da distância total (D_T) pela contagem do número de picos de maior elevação no diagrama N_{Picos} :

$$D_{\text{Esp}} = \frac{D_T}{N_{\text{Picos}}} \quad (7.1)$$

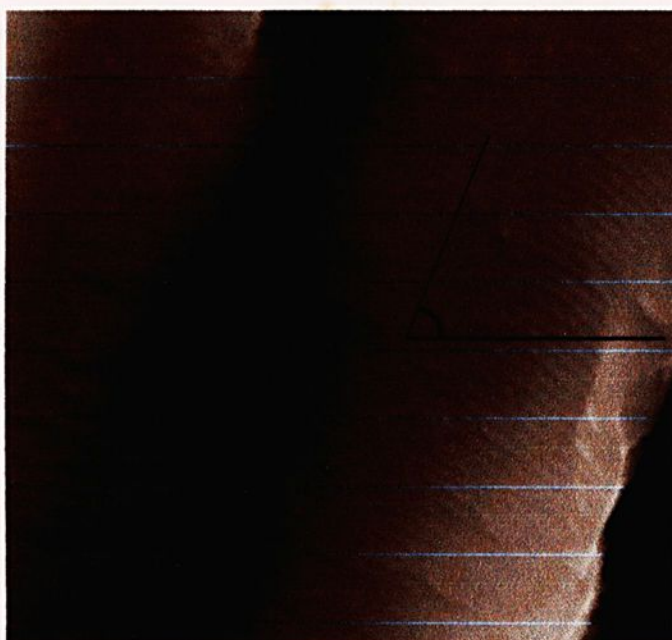


Figura 7.17 - Demarcação da figura 7.14, para sua posterior medida manual do espaçamento de estrias.

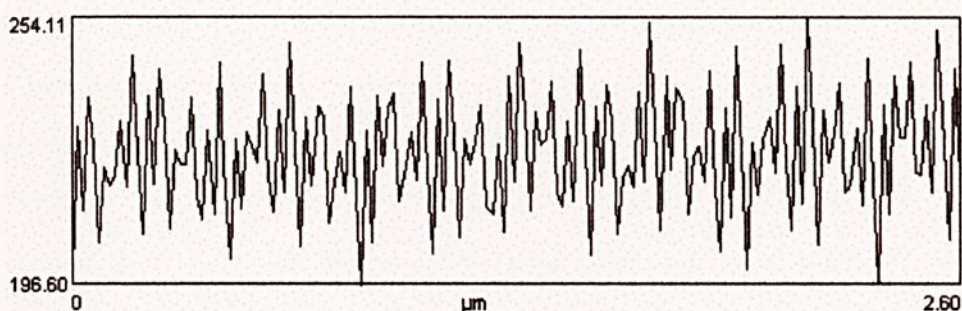


Figura 7.18 - Intensidade dos pixels pela distância demarcada na figura 7.17.

A operação matemática segundo a equação 7.4 para a figura 7.17 dá um espaçamento equivalente a $0,20 \mu\text{m}$, quase o mesmo valor da aplicação da transformada de Fourier. Portanto, a caracterização de medidas quantitativas utilizando a transformada de Fourier no domínio espacial para imagens fractográficas obtidas no MEV é um método preciso. No presente trabalho, foram utilizadas análises comparáveis ao caso de ONG, (item 4.2)

onde foram analisados bordas e contornos que são considerados componentes de alta-frequência. Então, considerando as estrias como se fossem marcas ou contornos, logo consideramos também como componentes de alta-frequência representados no espectro de magnitude da FFT. Com a aplicação do filtro Laplaciano, essas marcas (estrias) foram ressaltadas com o aumento do “background” entre elas, tornando-as mais representativas no espectro, pois, os componentes de baixa-frequência que podem levar a erros de interpretação nas análises são atenuados com aplicação desse filtro passa-alta.

8.0. CONCLUSÕES

Portanto, através de métodos comparativos e posteriores discussões, chegou-se a conclusões como:

- Os valores de K_{IC} obtidos no ensaio de tenacidade à fratura em deformação plana se aproximaram do esperado, o que possibilitou utilizar os seus resultados para o desenvolvimento proposto no trabalho.
- As análises estatísticas das medidas de espaçamentos de estrias representadas no espectro de magnitude da FFT foram consideradas representativas. Pois, provou-se que as medidas poderiam ser feitas para todas as regiões e indepedentemente da amostra analisada. Comprovou-se também o aumento do espaçamento entre as estrias ao longo do processo de propagação, esperado em função do crescimento do fator de intensidade de tensão em consequência do processo de propagação da trinca por fadiga.
- A correlação proposta pelo trabalho entre medidas de espaçamento e variação do fator de intensidade de tensão foi possível, e com comprovação estatística. Porém, algumas regiões relacionadas apresentaram níveis de espalhamento um pouco altos, o que também foi justificável, pois a microestrutura e o campo de tensões influenciam no perfil das estrias, tornando um tanto dispersos os resultados obtidos no espectro de magnitude.
- Os valores de c e m obtidos por regressão linear seguiram as mesmas tendências das análises estatísticas. Esses desvios eram esperados devido à relação com o comportamento característico do processo de propagação de trinca por fadiga.
- A aplicação do filtro auxiliou nas análises dos espectros de magnitudes das fractografias digitalizadas das estrias de fadiga. Foi observado que o filtro passa-alta inibiu a influência de detalhes espúrios entre as estrias reduzindo o espalhamento em torno dos picos no espectro de magnitude, fazendo com que diminuísse a probabilidade de má interpretação dessas análises.

- O uso da transformada rápida de Fourier (FFT) como ferramenta de processamento digital de imagens para a medição de espaçamento de estrias de fadiga mostrou-se consistente.

- JUTTA, T., A Review of Fatigue Crack Growth Characterization Linear by Linear Elastic Fracture Mechanics (LEFM). Part 1- Principles and Methods of Data Generation, Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct. V. 11, Nº 1, 1988, P.45-69.

- ALMER, J. D., COHEN, J. B., WINHOLTZ, E. A., The Effects of Residual Macrostress on Fatigue Crack Propagation, Metallurgical and Materials Transactions A, V. 29 A, 1998, p. 2127-2136.

- ROLFE, S. T., BARSON, J. M., Fracture and Fatigue Control in Structures Application of Fracture Mechanics, New Jersey: Prentice Hall Inc., 1977, 562 p.

- AMÉRICA SOCIETY OF METALS, Metals Handbook, V. 11, Failure Analysis and Fracture Mechanics 9ª ed., ASM, 1987, p. 15-108.

- AMERICAN SOCIETY OF METALS, Metals Handbook V. 12, Fractography, 9ª ed., ASM, 1987.

- ANDREWS, H. C., Monochrome Digital Image Enhancement, Applied Optics, Vol. 15, Nº 2, 1976, p. 431-439.

- BARBOSA, M. J. R., Modelagem da Propagação de Trincas por Fadiga em Amplitudes Constante e Variável, Quatringentá UNESP/FEG, 1995. Dissertação (Mestre em Engenharia Mecânica).

- BATHIAS C., Retrospective View on the Role of the Plastic Zone at a Fatigue Crack Tip, Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct., V. 19, Nº 11, 1996, p. 1301-1306.

8.0. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.

- ALLEN, R. J., BOOTH, G. S., JUTLA, T., A Review of Fatigue Crack Growth Characterization Linear by Linear Elastic Fracture Mechanics (LEFM). Part 1- Principles and Methods of Data Generation, Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct. V. 11, Nº 1, 1988, P.45-69.
- ALMER, J. D., COHEN, J. B., WINHOLTZ, R. A., The Effects of Residual Macro stresses on Fatigue Crack Propagation, Metallurgical and Materials Transactions A, V. 29 A, 1998, p. 2127-2136.
- ROLFE, S. T., BARSON, J. M., Fracture and Fatigue Control in Structures Application of Fracture Mechanics, New Jarsey: Prentice Hall Inc., 1977, 562 p.
- AMÉRICA SOCIETY of METALS, Metals Handbook: V. 11, Failure Analysis and Fracture Mechanics 9º ed., ASM, 1987, p. 15-108.
- AMERICAN SOCIETY OF METALS, Metals Hndbook: V. 12, Fractography, 9º ed., ASM, 1987.
- ANDREWS, H, C., Monochrome Digital Image Enhacement, Applied Optics, Vol. 15, Nº. 2, 1976, p. 431-439.
- BARBOSA, M. J. R., Modelagem de Propagação de Trinca por Fadiga em Amplitudes Constante e Variável, Guaratinguentá: UNESP/FEG, 1995. Dissertação (Mestre em Engenharia Mecânica).
- BATHIAS C., Retrospective View on the Role of the Plastic Zone at a Fatigue Crack Tip, Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct., V. 19, Nº 11, 1996, p. 1301-1306.



- BOWLES, C. Q., BROEK, D., On the Formation of Fatigue Striation, Int. Journ. of Fracture Mech., Vol. 8, Nº 1, 1972, p. 75-85

- BRIGHAM, E. R., The Fast Fourier Transform and its Applications, Prentice Hall, Englewood Cliffs, New Jersey, 1988, 448 p.

- BROEK, D., Elementary Engineering Fracture Mechanics, Dordrecht, 4º ed., Kluwer Academic Publishers, 1987, 516p.

- BROEK, D., The Practical Use of Fracture Mechanics, Dordrecht, Kluwer Academic Publishers, 1989, 522 p.

- BROOKS, C. R., CHOUDHURY, A., Metalurgical Failure Analysis, McGraw-Hill, Inc., 1993, 409p.

- BROOKS, R. C., MCGILL, B. L., The Application of Scanning Electron Microscopy to Fractography, Materials Characterization, 33, 1994, p. 195-243.

- BUTKOV, E., Física Matemática, Editora Guanabara S.A, Rio de Janeiro, 1986, p. 725.

- CHARLI, R. B., MCGILL, B. L., The Application of Scanning Electron Microscopy to Fractography, Materials Characterization, V. 33, 1994, P. 195-243.

- CONNORS, W. C., Fatigue Striation Spacing Analysis, Materials Characterization, 33: 1994, p. 245-253.

- DAS, A K., Metallurgy of Failure Analysis, Mc Graw-Hill, First Published , 1996, p. 354.
- DAVIS JR, C. A, ARAÚJO, A A., Pixel Ware: Um Sistema de Processamento Digital de Imagens, SIBGRAPI 92, Águas de Lindóia, Novembro, 1992, p. 275-284.
- DESHPANDE, N.U., GOKHALE, A M., DENZER, D. K., LIU, J., Relationship Between Fracture Toughness, Fracture Path, and Microstructure of 7050 Aluminum Alloy: Part I., Quantitative Characterization, Metallurgical and Materials Transactions A.,V. 29 A, Nº 4, 1998, P. 1191-1201.
- DOWLING, N. E., Mechanical Behavior of Material, Engineering Methods for Deformation, Fracture and Fatigue, New Jarsey: Prentice – Hall International Edition, 1993, 773p.
- E 399 ASTM, Annual Book of Standards, vol. 03.01, 1990.
- EL-SOUDANI, S. M., Profilometric Analysis of Fracture, Metallography, V. 11, 1978, p. 247-336.
- EL-SOUDANI, S. M., Quantitative Fractography and Fracture Mechanics Characterization, JOM, V. 42, Nº 10, 1990, p. 20-27.
- EL-SOUDANI, S. M., Theoretical Basis for the Quantitative Analysis of Fracture Surfaces, Metalolography, V. 7, 1974, p. 271-311.
- EL-SOUDANI, S.M., The Fundamental Equation of Quantitative Microstructural Analysis, Metallography, V. 8, 1975, p.297-327.



- FACON, J., Processamento e Análises de Imagens, VI Escola Brasileira - Argentina de Informática, Universidade Nacional de Córdoba, Julho, de 1993, 198 p.
- HEIN, L. R. O., Como Varia a Rugosidade Superficial ao Longo da Zona de Estiramento? Uma Aplicação do Processamento Digital de Imagens na Fractografia Quantitativa, Conferência Sobre Tecnologia de Equipamentos, 1999, Rio de Janeiro., Agosto de 1999, 6 p.
- HEIN, L.R. O., Estudo da zona de Estiramento Através de Técnicas de Reconstrução Tridimensional, Campinas: FEM/UNICAMP, 1996, Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica).
- HERTZBERG, R. W., Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials, New York, 3º ed., 1989, 680 p.
- HERTZBERG, R. W., VON EUW, E. F. J., Crack Closure and Fatigue Striations in 2024-T3 Aluminum Alloy, Metallurgical Transactions, Vol. 4, 1973, p. 887-889.
- KATSUAKI, F., YUHITAKA, M., SHIN-ICHI, N., A Method for Determining Stress Ratio of Fatigue Loading from the Width and Height of Striation, International Journal of Fatigue, V. 20, nº 7, 1998, p. 509-516.
- LIU, G., Applied Stereology in Material Science and Engineering, Journal of Microscopy, Vol. 171, Pt 1. 1993, p.57-58.



- MAZILLE, J. E., Mathematical Morphology and Convolution, Journal of Microscopy, Vol. 156, Pt 1, 1989, p. 3-13.
- MAZZOLANI, F. M., Aluminum Alloy Structures, London: E & FN, 2 ed., 1995, 693 p.
- MOOD, A. M., GRAYBILL, F. A., BOES, D. C., Introduction to the Theory of Statistics, Third Edition, Mc-Graw-Hill International Edition, Singapore, 1974, p. 564.
- MORRIS, A. J., ROBEY, R. F., COUCH, P. D., RIOS, E. D. L., A Comparison of Damage Tolerance of 7010-T7451 and 7050-T7451, Trans. Tech. Publications, Switzerland, 1997.
- MOSS, M. C., BROWNE, M. A., HOWARD, C. V., JOYNER, D. J., An Interactive Image Analysis System for Mean Particle Volume Estimation Using Stereological Principles, Journal of Microscopy, Vol. 156, Pt 1, 1989, p. 79-90.
- NELSON, D. V., Review of Fatigue –Crack-Growth Prediction Methods, Experimental Mechanics, SESA Journal of Society for Experimental Stress Analysis, V. 17, N° 2, 1997, p. 41-49.
- NEUMANN, P., Physical Metallurgy, Part II, 3° ed., Elsevier Science Publishers BV, 1983, P. 1585-1589.
- NEVES, H. P., Desenvolvimento de um Analisador Espectral Utilizando FFT, Anais do V Congresso da Sociedade Brasileira de Computação, Vol 1, 1985 p. 394-405.

- NIEN, F. Z., MICHAEL, T. P., ROBERT, D. L., ANDRAS, E. V., WILLIAN, J. K., SAMUEL N. J., Image Sharpness Measurement in the Scanning Electron Microscope – Part III, Scanning, V. 21, 4, 1999, p. 246-252.

- ONG, K. H., PHANG, J. C. H., THONG, J.T.L., A Robust Focusing and Astigmatism Correction Method for the Scanning Electron Microscope, Scanning, Vol.19, 1997, 553-863.

- ONG, K. H., PHANG, J. C. H., THONG, J.T.L., A Robust Focusing and Astigmatism Correction Method for the Scanning Electron Microscope, Scanning Part III: An Improved Technique, Vol.20, 1998, p. 357-368.

- PASTOUKHOV, V. A., VOORWALD, H. J. C., Introdução à Mecânica da Integridade Estrutural, São Paulo, ed. UNESP. 1995, 192 p.

- PELLOUX, R. M. N., Crack Extension by Alternating Shear, Engineering Fracture Mechanics, Vol. 1, Nº 4, 1970, P. 697-704.

- PELLOUX, R. M., WARREN, A S., Fatigue Striations and Failure Analysis, ASM - Failure Analysis: Techniques and Aplications - Conference Proceedings, 8-11 July 1991, Montreal, Quebec, Canada. p. 45-49.

- PEREIRA, C. P. M., Fadiga na Liga de Al 7475-T761, Lorena: Faenquil/DEMAR, 1996, Tese (Doutor em Engenharia de Materiais).

- PRESS, W. H., VETTERLING, W.T., TEUKOLLSKY, S. A, FLANNERY, B. P., Numerical Recipes in Fortran, The Art of Scientific Computing, 2º ed. Edition, Cambridge, University Press, 1992, p. 963.



- PUTRA, I. S., SCHIJVE, J., Crack Opening Stress Measurements of Surface Cracks in 7075-T6 Aluminium Alloy Plate Specimen Through Electron Fractography, *Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct.*, V. 15, Nº 4, 1992, P. 323-338.

- RAFAEL, G. C., WOODDS, R. E., *Digital Image Processing*, Massachusetts: Addison-Wesley, 1993, 716p.

- RIEMELMOSER, F., PIPPAN, R., STÜWE, H. P., An Argument for a Cycle-by-Cycle Propagation of Fatigue Cracks at Small Stress Intensity Ranges, *Acta Materialia*, V. 46, nº 5, 1998, p. 1793-1799.

- ROLFE, S. T., BARSON, J. M., *Fracture and Fatigue Control in Structures Application of Fracture Mechanics*, New Jarsey: Prentice Hall Inc., 1977, 562 p.

- RUSS, C. J., *Computer-Aided Quantitative Microscopy*, *Materials Characterization*, Vol. 27, 1991, p. 185-197.

- SIGMATSTAT 2.03, *Statistical Software, User's Manual*, SPSS Science, 1997.

- SILVA, F. A., *Aplicação das Técnicas de Processamento Digital de Imagens para Caracterização de Materiais*, Campinas: FEM/UNICAMP, 1996, Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica).

- SWEETING, T. J., A Method for the Construction of Safe S-N Curves, *Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct.*, V. 15, Nº. 4, 1992, p. 391-398.



Autorizo a reprodução desse trabalho
Guaratinguetá, 12 de junho de 2000.
Emerson Augusto Raymundo.



