

# UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO

ESCOLA DE ENGENHARIA DE SÃO CARLOS

*ESTIMATIVA DA RAZÃO DE CARGA A PARTIR DA  
ANÁLISE FRATOGRÁFICA DA RELAÇÃO ENTRE A  
ALTURA E ESPAÇAMENTO INTER-ESTRIAS DE UMA  
LIGA DE AL AERONÁUTICA AMS 7475-T7351*

ARISTIDES ALVES MESSIAS FILHO

Dissertação apresentada à Escola de Engenharia de São Carlos, da Universidade de São Paulo, como parte dos requisitos para a obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica

Serviço de Pós-Graduação EESC/USP

EXEMPLO A REVISADO

Data de entrada no Serviço.....04/08/06.....

Ass.:.....*J. Almeida*.....



ORIENTADOR : Prof. Dr. Waldek Wladimir Bose Filho

SÃO CARLOS  
Estado de São Paulo - Brasil  
maio - 2006

DEDALUS - Acervo - EESC



31100104315

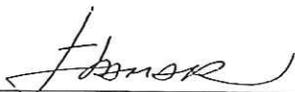
FOLHA DE JULGAMENTO

Candidato: Engenheiro **ARISTIDES ALVES MESSIAS FILHO**

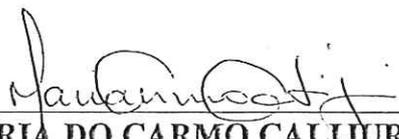
Dissertação defendida e julgada em 19/05/2006 perante a Comissão Julgadora:

  
\_\_\_\_\_  
Prof. Associado **WALDEK WLADIMIR BOSE FILHO (Orientador)**  
(Escola de Engenharia de São Carlos/USP) aprovado.

  
\_\_\_\_\_  
Prof. Titular **DIRCEU SPINELLI**  
(Escola de Engenharia de São Carlos/USP) APROVADO

  
\_\_\_\_\_  
Prof. Associado **ITAMAR FERREIRA**  
(Universidade Estadual de Campinas/UNICAMP) APROVADO

  
\_\_\_\_\_  
Prof. Associado **JONAS DE CARVALHO**  
Coordenador do Programa de Pós-Graduação  
em Engenharia Mecânica

  
\_\_\_\_\_  
Profa. Titular **MARIA DO CARMO CALJURI**  
Presidente da Comissão de Pós-Graduação

## AGRADECIMENTOS

**AO NOSSO BOM DEUS JEOVÁ, POR TUDO CONQUISTADO ATÉ HOJE**

Ao Professor Dr. Waldek Wladimir Bose Filho, pelo apoio e confiança para comigo na realização deste trabalho e ao Professor Dr. Dirceu Spinelli, pela co-orientação, bem como pelos conhecimentos que obtive ao longo desse período;

Ao meu muito amigo Eng. Msc Cassius O. F. T Ruckert pelo apoio e co-orientação para realização deste trabalho;

Aos Amigos e Técnicos do Departamento de Materiais que de forma direta ou indireta, contribuíram para a realização deste trabalho;

Aos Amigos do DEMa – UFSCAR que também contribuíram para este trabalho;

A minha amada *Leila*, por estar sempre presente nos meus momentos de ausência.

*EM ESPECIAL AOS MEUS QUERIDOS PAIS, ARISTIDES E MARIA APARECIDA,  
PELA PESSOA QUE HOJE SOU.*

*Dedico este trabalho a todas as pessoas que,  
privilegiadas pelo poder do conhecimento,  
nunca se esqueçam de usa-lo em favor dos  
menos afortunados*

# SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS .....	I
LISTA DE TABELAS .....	V
LISTA DE SÍMBOLOS E ABREVIATURAS.....	VII
RESUMO.....	X
ABSTRACT .....	XI
1. INTRODUÇÃO .....	1
2. OBJETIVO.....	4
3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	5
3.1 – Histórico e Fundamentos da Fadiga nos Metais.....	5
3.2 – Critérios de Projeto Para a Vida em Fadiga. ....	16
3.2.1 - Projeto para Vida Infinita.....	16
3.2.2 - Projeto para Vida Finita.....	16
3.2.3 - Projeto Com Tolerância ao Dano.....	18
4. REVISÃO SOBRE MECÂNICA DA FRATURA.....	19
4.1 – Conceitos da Mecânica da Fratura .....	19
4.2 – Fator de Intensidade de Tensão .....	25
4.3 – Conceito da Mecânica da Fratura Aplicada à Fadiga.....	27
4.4 – Fatores que Afetam a Propagação da Trinca por Fadiga .....	33
4.4.1– Efeito da razão de tensão .....	34

5.	TAXA DE CRESCIMENTO DA TRINCA E ESPAÇAMENTO INTER-ESTRIAS (S).....	35
5.1	– Determinação da Razão de Carga R Através da Relação Entre o Espaçamento Inter-estrias (s) e a Altura H das Estrias de Fadiga. ....	39
6.	PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS.....	42
6.1	– Materiais e Métodos .....	42
6.2	– Ensaio de Tração .....	44
6.3	– Ensaio de Propagação de Trinca por Fadiga. ....	45
6.4	– Análise Fratográfica .....	49
7.	RESULTADOS E DISCUSSÃO .....	55
7.1	– Análise Microestrutural.....	55
7.2	– Propriedades Mecânicas.....	56
7.3	– Ensaio de Propagação de Trinca por Fadiga $\Delta K$ Crescente. ....	58
7.4	– Ensaio de Propagação de Trinca por Fadiga – $\Delta K$ Constante.....	62
7.5	– Análise Fratográfica .....	63
8.	CONCLUSÃO .....	78
9.	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS .....	80
10.	REFERÊNCIAS.....	81

## LISTA DE FIGURAS

Figura 3.1 – Representação esquemática da curva S-N do comportamento do limite de fadiga de materiais ferrosos e não ferrosos – (ASM vol 19 – 1996).....	7
Figura 3.2 – Micrografia mostrando o estágio I de propagação de trinca por fadiga a 45° em relação à direção do carregamento aplicado na liga de alumínio RR58 (Spinelli, D-1978).....	7
Figura 3.3 – (a) Apresentação do mecanismo para formação de extrusões e intrusões segundo Cottrel-Hull, Apud Dieter (1981); (b) Esquema mostrando bandas de escorregamento persistente, causado por esforços cíclicos, gerando intrusões e extrusões que darão origem à trinca por fadiga pela movimentação dos planos de escorregamento.....	8
Figura 3.4 – Transição do estágio I para estágio II de propagação ( Miller 1993).....	9
Figura 3.5 – Mecanismo da propagação da trinca por fadiga pelo deslizamento alternado na ponta da trinca e arredondamento da ponta da trinca pelo deslizamento de planos de deslizamentos com o aumento da tensão de tração e reaguçamento da ponta da trinca por deslizamento parcial reverso ou plano de deslizamentos alternados com o aumento da tensão de compressão.....	11
Figura 3.6 – Padrão de estriamento correspondente ao período na superfície fraturada por fadiga em uma liga de Alumínio - Broek, (1989).....	13
Figura 3.7 – Estriamento na superfície de fratura por fadiga em uma liga de aço de baixo carbono (8620) (Donald, 2000).....	13
Figura 3.8 – Superfície de fratura de fadiga - as setas em vermelho indicam o local de nucleação e as setas em branco indicam o sentido de propagação da trinca. Fratura de fadiga em liga de Alumínio AA7175 (Magnabosco, 2003).....	15
Figura 3.9 – Aplicação das metodologias para avaliação da vida em fadiga considerando projeto para vida finita e infinita.....	17

Figura 4.1 – (a) Visão tradicional de um projeto baseado nos limites de escoamento/resistência e seleção de materiais; (b) Comparação da abordagem de um projeto segundo a mecânica da Fratura - Anderson, T. L. (1995).....	20
Figura 4.2 – Furo elíptico em uma chapa onde $2^a$ é o comprimento do furo elíptico; $2b$ largura da trinca; $\rho$ raio de curvatura e “a” o ponto de maior concentração de tensão. (Anderson, T. L. 1995).....	21
Figura 4.3 – Modelo da trinca eliptica de Griffith (Edorgan – 1999).....	23
Figura 4.4 – Modos básicos de carregamentos que podem ser aplicados na trinca (Anderson, TL – 1995).....	26
Figura 4.5 – Crescimento da trinca em fadiga sob amplitude constante (Anderson, T. L. - 1995).....	28
Figura 4.6 – Curva de crescimento da trinca - comprimento da trinca (a) X o número de ciclos (N) de uma liga de Alumínio SAE AMS 7475 T 7351.....	29
Figura 4.7 – Taxa de propagação da trinca por fadiga ( $da/dN$ ) X amplitude do fator de intensidade de tensões $\Delta K$ mostrando os três estágios do fenômeno de fadiga – ASM volume 19 (1996).....	31
Figura 4.8 – Influência da razão de tensão – R no fator limite (Anderson, T. L. - 1995).....	34
Figura 5.1 – Perfis de fratura por fadiga do tipo dente de serra e entalhe (ASM Handbook Vol 19 - 1997).....	37
Figura 5.2: (a) – Relação entre o fator de intensidade de tensão e a taxa de crescimento da trinca ( $\Delta K$ x $da/dN$ ); (b) – Relação entre o fator de intensidade de tensão e o espaçamento inter-estrias ( $\Delta K$ x $s$ ). Resultados obtidos de corpos de prova de uma liga de Alumínio 2017T4, conforme ASTM E399 (Murakami e Furukawa – 1990).....	40
Figura 5.3 – Relação entre altura e espaçamento das estrias (H/s) com razão de carga R. Resultados obtidos de corpos de prova de uma liga de Alumínio 2017T4, conforme ASTM E399 (Murakami e Furukawa – 1990). - Murakami e Furukawa (1990).....	41

Figura 6.1 – Geometria e dimensões (em mm) dos corpos de prova utilizados no ensaio de tração segundo a norma ASTM-8M (2000).....	44
Figura 6.2 – Códigos de orientação do plano da trinca para seções retangulares (ASTM E399).....	45
Figura 6.3 – Geometria e dimensões do corpo de prova tipo C(T) para o ensaio de propagação de trinca de (curvas da/dN x $\Delta K$ ) conforme a norma ASTM-E647.....	46
Figura 6.4 – Geometria e dimensões do corpo de prova tipo C(T) para o ensaio de propagação da trinca realizados com $\Delta K$ constante e R crescente conforme a norma ASTM-E647.....	47
Figura 6.5 – Espectro de carregamento onde se evidencia que em um mesmo corpo de prova foram aplicados vários níveis de $\Delta K$ constante para uma razão de carga R.....	48
Figura 6.6 – Condições para medida de estrias desenvolvidas sob condições de $\Delta K$ constante.....	49
Figura 6.7 – a) Corpos de prova com a superfície de fratura protegida pela resina; b) Figura esquemática do corte em ângulo (Furukawa - 1998).....	50
Figura 6.8 – Esquema da obtenção das imagens dos espaçamentos inter-estrias (s) da superfície de fratura dos corpos de prova C(T) (dimensões em mm).....	51
Figura 6.9 – Programa de imagem digital utilizado para medir os espaçamentos inter-estrias (s) e as alturas das estrias h.....	52
Figura 6.10 – Esquematização onde se evidencia a medida de altura h e espaçamento inter-estrias (s) (Furukawa – 1998).....	53
Figura 6.11 – Esquematização da obtenção da medida de altura H a partir das medidas efetuadas diretamente no plano de corte h. É possível observar o ângulo utilizado para correção da altura.....	54
Figura 7.1 – Montagem tridimensional das microestruturas nas direções L, T e S. retirado da placa.....	55

- Figura 7.2 – Resultados dos ensaios de propagação de trinca por fadiga ( $da/dN \times \Delta K$ ) realizados nos corpos de prova C(T) para a liga de Al aeronáutica AMS 7475 T7351 para cinco níveis de razão de carga R.....58
- Figura 7.3 – Resultados das curvas de propagação de trinca por fadiga  $da/dN \times \Delta K$  na região II onde observa-se a equação de Paris na orientação LT do plano da trinca para as razões de carregamentos ensaiados.....61
- Figura 7.4 – Curvas do tamanho da trinca versus o número de ciclos ( $a \times N$ ) com  $\Delta K$  constante para quatro níveis de razão de carga R - Liga de Alumínio AMS 7475 T7351. Os pontos de inflexões (setas) representam a parada do equipamento para mudança do nível de  $\Delta K$ .....62
- Figura 7.5 – Imagens da liga de alumínio AMS 7475 T7351 ensaiada por fadiga onde mostra os espaçamentos inter-estrias (s).....64
- Figura 7.6 – Resultados comparativos entre  $da/dN \times$  espaçamento inter-estrias (s) dos ensaios de propagação de trinca por fadiga com razão de carga constante para quatro níveis de razão de carregamento distintos.....68
- Figura 7.7 – Relação entre  $\Delta K$ ,  $da/dN$  e espaçamento inter-estrias (s) para os quatro níveis de razão de carga R.....69
- Figura 7.8 – Imagens obtidas no FEG da superfície fratográfica da liga de alumínio AMS 7475-T7351 ensaiada em fadiga a  $\Delta K$  constante, onde se evidenciam os espaçamentos inter-estrias (s) e a altura-h em corte na análise fratográfica.....70
- Figura 7.9 – Relação entre o fator de intensidade de tensão máximo ( $K_{m\acute{a}x}$ ) e o espaçamento inter-estrias (s) para quatro níveis carga R, da liga de alumínio AMS 7475-T7351.....74
- Figura 7.10 – Influência do fator de intensidade de tensão máximo ( $K_{m\acute{a}x}$ ) sobre a relação da altura da estria (H) e o espaçamento (s), (H/s) da liga de alumínio AMS 7475-T7351 para quatro níveis de carga (R=0,1; R=0,3;R=0,5 e R=0,7).....75
- Figura 7.11 – Relação da morfologia da estria (H/s) e razão de carga, R, para a liga de alumínio AMS 7475-T7351.....75

## LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Resultado da composição química da liga de Alumínio AMS 7475 comparado com a Norma SAE AMS 2355 (1989). .....	43
Tabela 2 – Valores calculados dos coeficientes da flexibilidade elástica para a geometria da figura 6.4 ( $\Delta K$ Constante).....	49
Tabela 3 – Valores calculados da flexibilidade elástica para a geometria da figura 6.4 ( $da/dN$ x. $\Delta K$ ). .....	49
Tabela 4 – Resultados da dureza HRB obtidos no ensaio.....	56
Tabela 5 – Resultados dos ensaios de tração de corpos de prova cilíndricos na direção LT, segundo a norma ASTM E8M-2000.....	56
Tabela 6 – Resultados do ensaio de tração para corpos de prova cilíndricos na direção TL, segundo a norma ASTM E8M-2000. ....	57
Tabela 7 – Valores da constante $C$ e do expoente $m$ para as distintas razões de carga...	61
Tabela 8 – Resultados das análises fratógráficas do CP 01. ....	65
Tabela 9 – Resultados das análises fratógráficas do CP 02. ....	65
Tabela 10 – Resultados das análises fratógráficas do CP 03. ....	65
Tabela 11 – Resultados das análises fratógráficas do CP 04. ....	65
Tabela 12 – Resultados das análises fratógráficas, medida da altura (h) do CP 01. ....	71
Tabela 13 – Resultados das análises fratógráficas, medida da altura (h) do CP 02. ....	71
Tabela 14 – Resultados das análises fratógráficas, medida da altura (h) do CP 03. ....	71
Tabela 15 – Resultados das análises fratógráficas, medida da altura (h) do CP 04. ....	71
Tabela 16 – Resultados das análises fratógráficas, altura corrigida (H) e a razão H/s do CP 01.....	72

Tabela 17 – Resultados das análises fratógráficas, altura corrigida (H) e a razão H/s do CP 02.....	72
Tabela 18 – Resultados das análises fratógráficas, altura corrigida (H) e a razão H/s do CP 03.....	72
Tabela 19 – Resultados das análises fratógráficas, altura corrigida (H) e a razão H/s do CP 04.....	73

## LISTA DE SÍMBOLOS E ABREVIATURAS

a	comprimento de trinca
$a_0$	comprimento da trinca inicial
$a_f$	comprimento da trinca final
$a_{cr}$	comprimento da trinca crítico
b	expoente de resistência à fadiga
c	expoente de ductilidade à fadiga
C	constante de Paris
da/dN	taxa de crescimento de trinca
E	módulo de elasticidade ou de Young
h	altura da estria medida
H	altura da estria corrigida
H/s	relação entre altura e espaçamento inter-estria
$K_t$	fator de concentração de tensão
$K_I$	fator de intensidade de tensão do modo I
$K_{II}$	fator de intensidade de tensão do modo II
$K_{III}$	fator de intensidade de tensão do modo III
$K_{crit}$	fator de intensidade de tensão crítico no estado de deformação plana
$K_{min}$	fator de intensidade de tensão mínimo
$K_{máx}$	fator de intensidade de tensão máximo
k	coeficiente de resistência
l	comprimento final do corpo de prova
$l_0$	comprimento útil inicial do corpo de prova
m	expoente de Paris
n	expoente de encruamento
N	número de ciclos
$N_i$	número de ciclos de iniciação
$N_f$	número de ciclos para fratura final
2a	comprimento total da trinca interna a uma chapa plana

$2N$	número de reversos
$2N_f$	número de reversos para fratura final
$P$	carga aplicada
$\rho$	raio da ponta da trinca
$R$	razão de carga ou razão de tensão ou razão de intensidade de tensão
$S$	tensão de engenharia ou convencional
$s$	espaçamento inter-estrias
$S_a$	amplitude de tensão
$S_r$	limite de resistência à tração de engenharia ou convencional
$S_m$	tensão de engenharia média
$S_{m\acute{a}x}$	tensão de engenharia máxima
$S_{m\acute{i}n}$	tensão de engenharia mínima
$Y$	$f(a/w)$ fator geométrico ou de forma
$\epsilon$	deformação verdadeira
$\epsilon_p$	deformação plástica verdadeira
$\phi$	diâmetro do corpo de prova
$\sigma$	tensão verdadeira
$\sigma_a$	amplitude de tensão no estado estável (50% vida em fadiga)
$\sigma_f$	tensão de ruptura verdadeiro
$\sigma_y$	tensão de escoamento
$w$	largura do corpo de prova
$\Delta a$	crescimento após a sobrecarga
$\Delta \epsilon_t$	variação de deformação total
$\Delta \epsilon_e$	variação de deformação elástica
$\Delta \epsilon_p$	variação de deformação plástica
$\Delta \epsilon_t/2$	amplitude de deformação total
$\Delta \sigma$	variação de tensões
$\Delta \sigma/2$	amplitude de tensão real cíclica
$\Delta K$	variação do fator de intensidade de tensão
$\Delta K_{eff}$	variação do fator de intensidade de tensão efetivo
$\Delta K_0$	variação do fator de intensidade de tensão limite
$\gamma_s$	energia elástica específica de superfície

$\gamma_p$	energia plástica específica de superfície
G	taxa de liberação de energia
$G_{ac}$	taxa de liberação de energia crítico
$U_e$	energia elástica
% $\Delta L$	percentual do alongamento total
RA	redução de área.
MFEL	Mecânica da Fratura Elástica Linear
ND	não detectado
CP	corpo de prova
Cps	corpos de prova
MEV	microscópio eletrônico de varredura
FEG	microscópio eletrônico de varredura (Field emission gun)
DP <sub>L</sub>	desvio Padrão na direção localizada (microscópica).
DP <sub>P</sub>	desvio Padrão na direção projetada (macroscópica).

## RESUMO

**Messias Filho, Aristides Alves.** *Estimativa da razão de carga a partir da análise fratográfica da relação entre a altura e o espaçamento inter-estrias de uma liga de Al aeronáutica AMS 7475-T7351.* 2006. 96p. Dissertação (Mestrado) - Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, São Carlos 2006.

Este trabalho visa determinar a razão de carga cíclica  $R$  através da medida, na superfície de fratura, da relação entre a largura inter-estrias ( $s$ ) e a altura da estria ( $H$ ). É de conhecimento que o espaçamento ( $s$ ) se correlaciona com a taxa de crescimento da trinca  $da/dN$ , enquanto que a curva  $da/dN \times \Delta K$  depende da razão de carga  $R$ . Para esta avaliação, corpos de prova do tipo compacto C(T) foram extraídos na orientação LT do centro de uma placa laminada da liga de alumínio SAE-AMS 7475 T7351 para realização dos ensaios de propagação de trinca por fadiga. Estes ensaios foram realizados de duas formas diferentes. A primeira, para obtenção de dados relativos à região II da curva  $da/dN \times \Delta K$ , sendo, neste caso, utilizadas quatro diferentes razões de carga ( $R=0,1$ ;  $R=0,3$ ;  $R=0,5$ ;  $R=0,7$ ). No outro caso, os ensaios de fadiga foram realizados sob  $\Delta K$  constante e utilizados os mesmos quatro níveis de razão de carregamento  $R$  para determinação da curva  $da/dN \times \Delta K$  constante. Os níveis de  $\Delta K$  aplicados foram tomados na região de Paris da curva  $da/dN \times \Delta K$ . A análise fratográfica por microscopia eletrônica foi conduzida nas superfícies dos corpos de prova do ensaio de fadiga com  $\Delta K$  constante. Isto foi feito para determinar os espaçamentos inter-estria ( $s$ ) e a altura  $H$  das estrias para cada nível de  $\Delta K$  aplicado. Observou-se que a taxa de crescimento da trinca ( $da/dN$ ) e o espaçamento inter-estrias ( $s$ ) sofrem influência direta com a variação do fator de intensidade de tensão ( $\Delta K$ ), entretanto, observou-se, também, que a relação de proporcionalidade de 1:1 entre eles somente é válida para níveis de  $da/dN$  variando entre 0,1 a 1  $\mu\text{m}/\text{ciclo}$ . Os valores da morfologia da estrias ( $H/s$ ) sofrem influência significativa com o aumento da razão de carga  $R$ , entretanto, ficou evidenciado que o fator de intensidade de tensão máxima  $K_{\text{máx}}$  não tem influência nesta relação. Evidenciou-se que a largura da estria corresponde à taxa de crescimento da trinca ( $da/dN$ ), e que a relação entre a altura e o espaçamento da estria ( $H/s$ ) possui uma correspondência direta com a razão de carga  $R$ , que tem influência significativa sobre a propagação de trinca por fadiga.

**Palavras-Chave:** Curva  $da/dN \times \Delta K$ , análise de falha, propriedades mecânicas, análise quantitativa fratográfica, espaçamento inter-estrias, altura de estria.

## ABSTRACT

*Messias Filho, Aristides Alves. Estimation of the load ratios by quantitative fractographic analysis of the ratio between height and the striation spacing of an aeronautical aluminium alloy Al AMS 7475-T7351. 2006, 96p. M.Sc. Dissertation - Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, São Carlos, 2006.*

This work aims at to method to determine the load ratio  $R$  through of measure, on the fractured of surfaces the relation between the width striation spacing ( $s$ ) and the height of the striation ( $H$ ). It is of knowledge that the spacing ( $s$ ), if correlates with the fatigue crack growth rates  $da/dN$ , whereas the curve  $da/dN \times \Delta K$  depends on the load ratio  $R$ . For this evaluation compact tension C(T) specimens had been extracted in the L-T orientation of a laminate plate of the aluminum alloy SAE-AMS 7475 T7351. These test had been carried out of two different forms. The first one, for attainment of relative data to region II of the curve  $da/dN \times \Delta K$ , being, in this in case that used four different load ratios ( $R=0,1$ ;  $R=0,3$ ;  $R=0,5$ ;  $R=0,7$ ). In the other in case that, the fatigue crack growth rates had been carried out under  $\Delta K$  constant and used same the four levels of load ratios  $R$  for determination of the curve of constant  $da/dN \times \Delta K$ . The applied levels of  $\Delta K$  had been taken in the region II of the curve  $da/dN \times \Delta K$ . The fractographic analysis for electronic microscopy was lead on the surfaces of the specimens tested in fatigue with constant  $\Delta K$ . This was made to determine the striation spacing ( $s$ ) and height ( $H$ ) of the striations for each constant level of  $\Delta K$ . It was observed that the fatigue crack growth rates ( $da/dN$ ) and the striation spacing ( $s$ ) suffers direct influence with the variation of  $\Delta K$ . Also, was observed that the relation of proportionality of 1:1 between them is only valid for levels of  $da/dN$  in the range of 0,1 to 1,0 mm/cycle. The values of the relationship of the striation dimensions ( $H/s$ ) suffer significant influence with the increasing of load ratios  $R$ . However, were evidenced that the value of  $K_{max}$ . does not have influence in this relationship. It was found that the width of the striation corresponds to the value of ( $da/dN$ ) and that the relation between the height and the striation of spacing ( $H/s$ ) had a direct correspondence with the load ratios  $R$  that has significant effect on the fatigue crack growth rates.

Word-Key: fatigue crack growth, failure analysis, mechanical properties, fractographic quantitative analysis, striation spacing, height of striation.

## 1. INTRODUÇÃO

Nas últimas décadas, os atuais requisitos de projetos indicaram a necessidade do desenvolvimento de novos materiais com uma ótima combinação de propriedades mecânicas. O uso de novas ligas de Alumínio com elevada resistência mecânica, em substituição das atuais, pode reduzir o peso estrutural de 7% a 15%. Cerca de 80% das falhas dos componentes estruturais ocorrem por ação do carregamento cíclico, comum em estruturas com elementos rotativos tais como automóveis, aviões, turbinas e outros.

Na indústria de hoje é cada vez maior a responsabilidade na previsão dos períodos de inspeção para se evitar a falha de componentes estruturais. As normas extremamente rígidas de segurança na geração da energia, especialmente nuclear, indústria química e petroquímica e aeronáutica, excluem a previsão baseada somente na experiência de funcionamento. A necessidade da previsão e prevenção de falhas em construções mecânicas estimulou as pesquisas do fenômeno da fratura, levando os pesquisadores a concentrar esforços nos estudos dos fatores mecânicos e microestruturais do fenômeno da fadiga (Furukawa 1998). Um dos pontos mais importantes em projetos, considerando o efeito de fadiga, foi o desenvolvimento de métodos com base na superfície fratográfica, que possibilitou analisar os espaçamentos inter-estrias (s), obtendo-se, assim, a taxa de crescimento da trinca ( $da/dN$ ) que serve como um parâmetro para a quantificação da resistência do material à propagação de uma trinca por fadiga, considerando as diferentes condições de uso tais como carregamentos aplicados, geometria do componente e geometria da trinca (Suresh, 1991).

A análise do padrão de estriamento deixado no rastro da propagação sub-crítica de uma trinca freqüentemente permite a determinação das taxas de crescimento da trinca em função de seu tamanho. No entanto, os níveis de carga que efetivamente

causam o avanço da trinca não podem ser obtidos apenas pela inspeção no plano da fratura. Por outro lado, a relação entre os ciclos de carga aplicados, o tamanho e a taxa de crescimento de uma trinca, podem ser determinados pela combinação entre a curva  $da/dN \times \Delta K$  e a análise de tensões do componente estrutural em questão. A curva  $da/dN$ , obtida por meio de ensaios de fadiga sob amplitude constante, fornece dados essenciais sobre o padrão de estriamento característico do material, bem como informações a respeito das características de propagação da trinca de fadiga, que são indispensáveis na tarefa de análise das evidências na superfície de fratura.

Dentro das pesquisas realizadas, Furukawa (1998) propôs um método para determinar a razão de tensão do carregamento de fadiga através da medida do espaçamento inter-estrias ( $s$ ) e da altura da estria  $H$ , onde o espaçamento inter-estrias ( $s$ ), em muitos casos, coincide com a taxa de crescimento da trinca ( $da/dN$ ). Entretanto, a relação entre o espaçamento inter-estrias e a variação do fator de intensidade de tensão  $\Delta K$ , ou entre  $da/dN$  e  $\Delta K$ , obedece à lei de Paris somente quando a razão de carga  $R$  é mantida constante. A grande maioria das metodologias para inferência de cargas foi desenvolvida para carregamentos constantes. Entretanto, isto está longe da realidade dos componentes estruturais aeronáuticos, nos quais o tipo de carregamento em serviço é cíclico de amplitudes variáveis.

O Núcleo de Ensaios de Materiais e Análise de, Falha, NEMAF do Departamento de Engenharia de Materiais, Aeronáutica e Automobilística, SMM, da Escola de Engenharia de São Carlos, EESC, vem desenvolvendo estudos para a inferência de cargas a partir de ensaios de fadiga em amplitudes variáveis. A metodologia atualmente em desenvolvimento no grupo busca corrigir o fato do espaçamento inter-estrias variar com a variação da razão de carga  $R$ , o qual dificultaria inferir carregamentos com razões diferentes de 0,1. Foi realizado neste trabalho um estudo que correlaciona a altura  $H$  e o espaçamento das estrias ( $s$ ) com a razão de carga  $R$ . Logo, a partir da inferência de  $R$  com a análise morfológica da superfície de fratura (altura e espaçamento de estrias) medindo a taxa de propagação da trinca para várias razões de carregamento (pode-se utilizar equação de Forman Modificada ou qualquer equação empírica de colapsamento das distintas curvas de razão de carga  $R$ ) e correlacionando com ( $s$ ), pode-se determinar a variação da intensidade de tensão efetiva  $\Delta K_{eff}$  e calcular o carregamento em serviço. Esta abordagem seria um primeiro estudo

para se determinar os carregamentos máximos e mínimos ( $P_{\text{máx}}$  e  $P_{\text{mín}}$ ) em amplitude variável.

Assim, este trabalho busca verificar, adquirir conhecimento e experiência para determinar uma relação entre o espaçamento inter-estrias ( $s$ ) com a altura da estria  $H$  e a razão de carga  $R$ , possibilitando a confirmação da técnica onde o procedimento analítico-experimental empregado pode levar à previsão das cargas que causaram a propagação de trincas por fadiga nos corpos de prova investigados. O método permite, portanto, identificar as possíveis razões de carregamentos aplicadas em serviço.

## 2. OBJETIVO

Este trabalho tem como objetivo aplicar o método proposto por Furukawa (1998) para determinar a razão de carga  $R$  em serviço através das medidas do espaçamento ( $s$ ) e da altura ( $H$ ) das estrias formadas na superfície de fratura por fadiga sob amplitude constante de carregamento. O material ensaiado foi uma liga de Al de grau aeronáutico, denominada AMS 7475 T7351, utilizada amplamente para confecção de partes estruturais e de fuselagens de aeronaves. Este material produz uma marcação inequívoca da morfologia das estrias na sua superfície fratógráfica. Os ensaios de propagação de trinca por fadiga foram efetuados com corpos de prova do tipo compacto C(T) na orientação LT, utilizando-se quatro níveis diferentes de razões de carga ( $R=0,1$ ;  $R=0,3$ ;  $R=0,5$ ;  $R=0,7$ ), que foram realizados de duas formas diferentes: o primeiro ensaio, para obtenção de dados relativos à região II da curva  $da/dN \times \Delta K$ ; o segundo ensaio, realizado sob a condição de  $\Delta K$  constante e  $R$  constante com os mesmos quatro níveis de razão de carga  $R$ , obtendo-se a curva de  $da/dN \times \Delta K$  constante.

A partir da análise em microscópio eletônico de varredura da superfícies de fratura dos corpos de prova, ensaiados com  $\Delta K$  constante foi possível determinar os espaçamentos inter-estria ( $s$ ) e a altura ( $H$ ) das estrias para cada nível de  $\Delta K$  aplicado. Assim, foi possível determinar a correlação entre o espaçamento inter-estrias ( $s$ ) e a altura da estria  $H$  ( $H/s$ ), que, segundo Furukawa (1998), sofre influência com a razão de carga  $R$ , independentemente do fator de intensidade de tensão máximo  $K_{m\acute{a}x}$ .

### 3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

#### *3.1 - Histórico e Fundamentos da Fadiga nos Metais.*

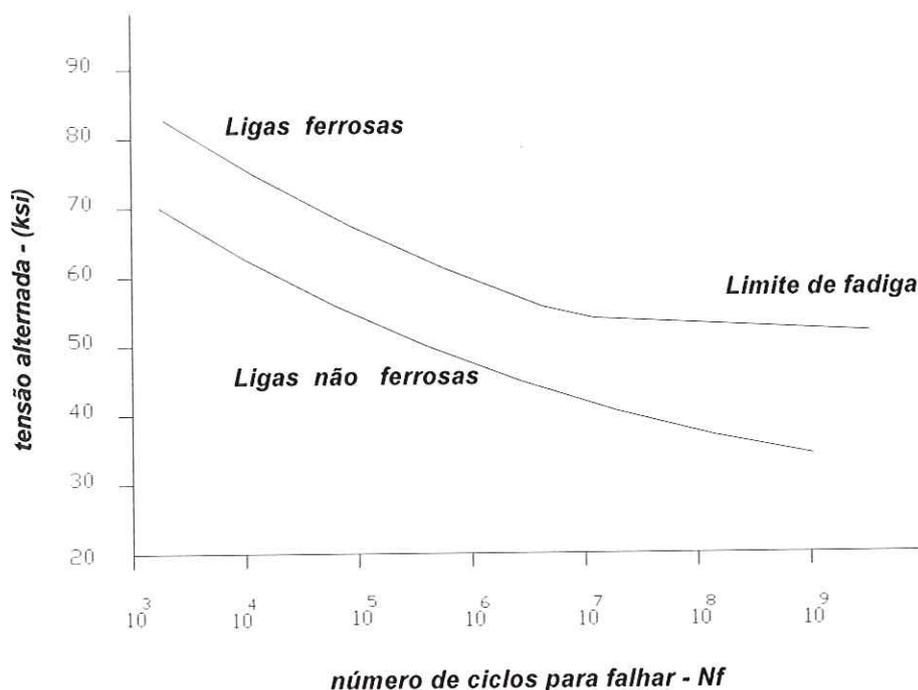
As primeiras definições sobre o conceito de fadiga foram apresentadas pela International Organization for Standardization, em 1964, em Genebra, que definiu que a fadiga é um processo de alteração estrutural permanente, progressivo e localizado que ocorre em um material sujeito a condições que produzem tensões dinâmicas em um único ponto ou em vários pontos que podem levar à formação de trincas e, conseqüentemente, à fratura após um número suficiente de aplicações de carga (ASTM-1972).

Os projetos convencionais de componentes de máquinas e estruturas de engenharia são, em geral, baseados na metodologia de se evitar tanto uma fratura catastrófica como um colapso plástico generalizado. Em condições normais de uso, os produtos devem sofrer esforços abaixo do limite de proporcionalidade ou limite elástico, que corresponde à tensão máxima que o material pode suportar. Entretanto, os fabricantes definem o produto para suportar esforços dentro desse limite, onde ensaiam os materiais, controlam os processos de produção na busca de diminuir grande parte das causas que podem gerar os defeitos. O conhecimento das possíveis falhas que podem ocorrer é fundamental para o não comprometimento do projeto, uma vez que a necessidade de se prever falhas em componentes mecânicos apareceu desde a construção das primeiras estruturas de engenharia (pontes, prédios, veículos, armas, etc...). Durante o século XIX, com o amplo uso dos metais na engenharia, ocorreu um grande aumento de acidentes com prejuízos humanos e materiais como, por exemplo,

fraturas em rodas, eixos e trilhos de trens que ocasionaram a morte de aproximadamente 200 pessoas por ano nas décadas de 1860 e 1890 na Grã – Bretanha.

Segundo Fuchs (1980), as primeiras investigações sobre fadiga foram feitas pelo engenheiro de minas alemão August Wöhler (1819 – 1914), que entre 1850 e 1860 efetuou vários ensaios de fadiga em laboratório. Estes experimentos foram direcionados às falhas de eixos das rodas dos vagões de trens, quando as estradas de ferro começaram a se desenvolver rapidamente e a falha por fadiga nos eixos dos vagões tornou-se um grande problema, iniciando-se uma grande pesquisa em relação aos efeitos do carregamento cíclico sobre os metais. Ele demonstrou, a partir de um diagrama de tensão vida (S-N), como a vida por fadiga diminui com aumento da amplitude de tensão, e que, abaixo de uma certa amplitude de tensão, o corpo de prova não falha. Com esta experiência, Wohler introduziu o conceito do diagrama S-N e o limite de fadiga. Esta foi a primeira vez que muitos componentes similares foram sujeitos a milhões de ciclos com níveis de tensão bem abaixo da tensão de escoamento à tração monotônica. Com o crescente aumento do uso de solda em componentes mecânicos e estruturas de engenharia, passou a ocorrer uma série de acidentes com navios e pontes, no período entre 1940 e 1960. Após a Segunda Guerra Mundial, os estudos sobre as falhas nos materiais metálicos aumentaram consideravelmente, em particular com relação ao fenômeno da fadiga. Com isto, passou-se a estudar as falhas relacionadas com acidentes aéreos e em componentes automobilísticos. As falhas por fadiga têm início a partir de uma trinca (nucleação) ou pequena falha superficial, localizada, progressiva e cumulativa que quase sempre ocorre a partir da raiz de um entalhe concentrador de tensão, e que se propaga ampliando seu tamanho devido às solicitações cíclicas (flutuações de carregamento). Quando a trinca apresenta um certo tamanho, suficiente para que o restante do material não suporte o esforço aplicado, o componente falha repentinamente. Em geral, os componentes de engenharia encontram, durante suas vidas em serviço, numerosos tipos de carregamentos, alguns bastante complexos com tensões alternadas, podendo-se citar os associados às cargas dinâmicas em eixos rotativos de máquinas, ciclos de pressurização e despressurização em fuselagens durante o pouso e decolagem de aeronaves, flutuações de carregamento afetando as asas de aviões durante o vôo, dentre outros. (Montezuma, 2002).

Em 1874, L. Spangenberg colocou em gráfico os resultados dos ensaios de Wöhler, formando os chamados diagramas *S-N* (*tensão x número de ciclos*), que ficaram também conhecidos como curvas de Wöhler, figura 3.1.



**Figura 3.1** - Representação esquemática da curva S-N do comportamento do limite de fadiga de ligas ferrosas e não ferrosas – (ASM vol 19 – 1997).

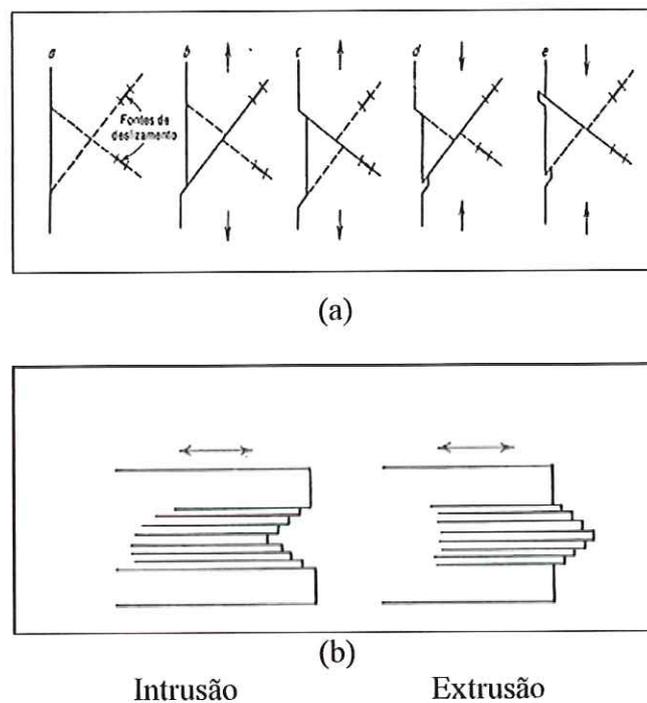
Atualmente, vários projetos de peças e componentes estruturais sujeitos a carregamentos alternados utilizam o método de Wöhler ( $S-N$ ) para prever a vida em fadiga. Segundo Dieter (1981), os estudos relacionados com as variações estruturais básicas experimentadas por um metal sujeito a tensões cíclicas levaram à divisão do fenômeno da fadiga nos seguintes estágios:

1. *Iniciação da trinca* – Refere-se à fase inicial de propagação, onde as trincas uma vez nucleadas, tendem a se propagar inicialmente ao longo de planos de alta tensão cisalhante a  $45^\circ$  em relação à direção da aplicação de carga, figura 3.2.



**Figura 3.2** – Micrografia mostrando o estágio I de propagação de trinca por fadiga a  $45^\circ$  em relação à direção do carregamento aplicado na liga de alumínio RR58.(Spinelli, D. - 1978)

Segundo Pastoukhov (1995), em geral, na ausência de defeitos internos, a trinca por fadiga tem início em uma superfície livre do material pelo fato dos grãos cristalinos que lá se encontram terem menor restrição à deformação plástica, onde nesta região é mais intensa após a aplicação de um determinado número de ciclos de carregamento. Em casos de carregamentos cíclicos, a alternância do carregamento provoca o fenômeno da formação de descontinuidades, que podem estar presentes na superfície ou próximas à trinca desde o início ou podem ser desenvolvidas durante a deformação cíclica, como, por exemplo, intrusões e extrusões em bandas de deslizamento, conforme demonstrado na figura 3.3a e 3.3b.



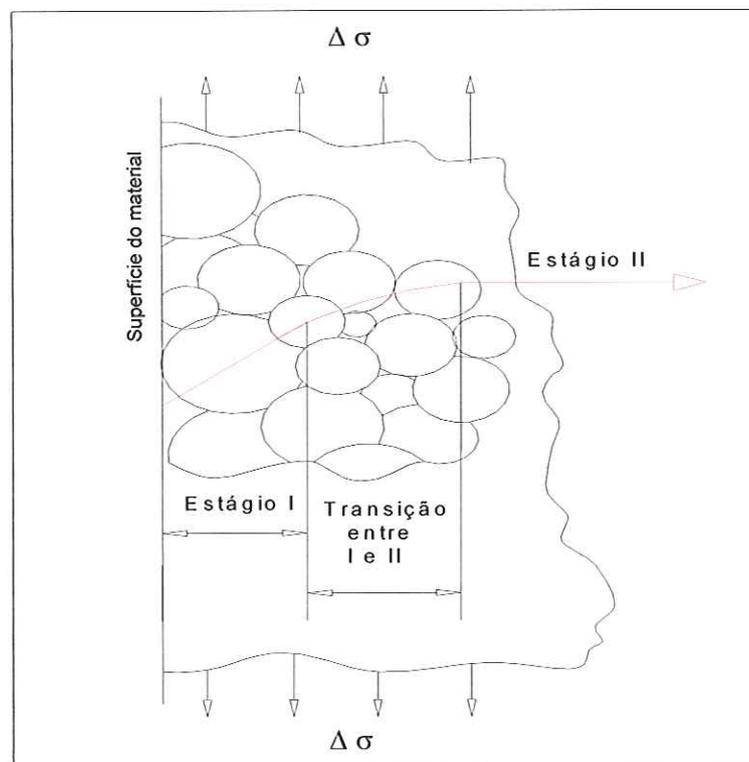
**Figura 3.3:** (a) – Apresentação do mecanismo para formação de extrusões e intrusões segundo Cottrel-Hull, Apud Dieter (1981); (b) esquema mostrando bandas de escorregamento persistente, causado por esforços cíclicos, gerando intrusões e extrusões que darão origem à trinca por fadiga pela movimentação dos planos de escorregamento.

Estas alterações estruturais, como intrusões e extrusões, são dimensionalmente microscópicas, porém, é intensa a concentração de tensão devido ao efeito do entalhe criado, e podem ser responsáveis sozinhas pela nucleação de trincas ou podem interagir com os defeitos estruturais ou geométricos existentes (Meyers, M. A., 1982).

Conforme Meyers M. A (1982), em um metal policristalino, onde os grãos possuem uma orientação aleatória dos planos atômicos, a deformação plástica se inicia nos grãos mais desfavoravelmente orientados, ou seja, com os seus planos de

deslizamento próximos da direção da tensão cisalhante máxima, onde ocorre deslizamento em uns poucos grãos apenas. O restante do material se mantém perfeitamente elástico, dificultando assim detecção da deformação plástica, que é de magnitude muito pequena, ou seja, para um material real, não é possível afirmar que, mesmo para tensões abaixo da tensão limite de proporcionalidade ou do limite elástico, ocorram apenas deformações elásticas. No caso dos materiais dúcteis, a nucleação de trincas ocorre pela formação de planos de deslizamento provenientes da deformação plástica no grão mais desfavoravelmente orientado.

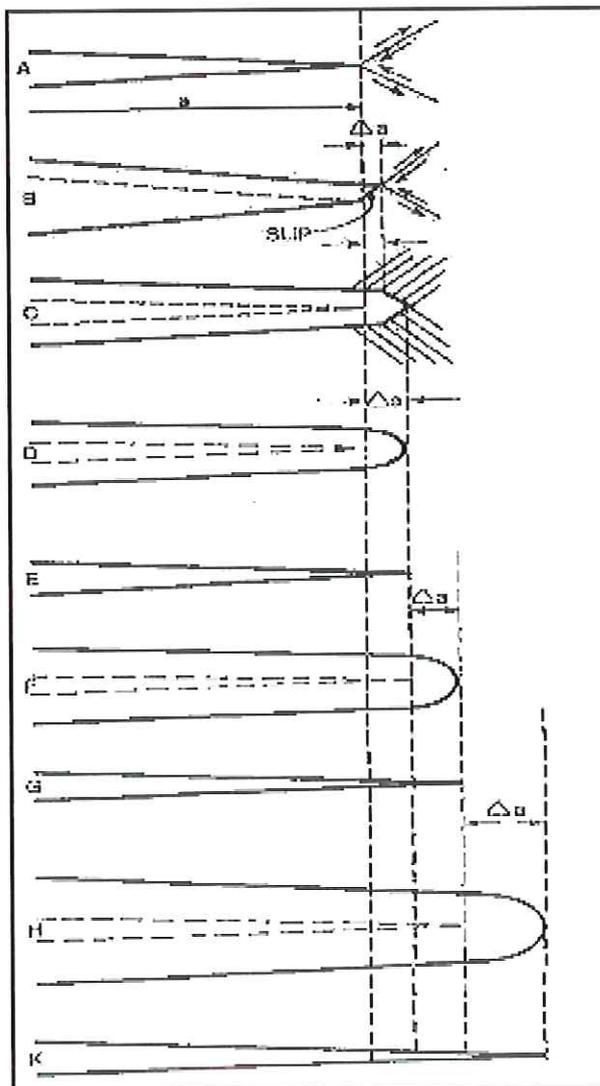
2. *Crescimento da trinca por fadiga* – Neste estágio, a propagação da trinca por fadiga em direção normal à tensão de tração máxima. Este estágio geralmente é chamado de estágio II de crescimento da trinca. À medida que a trinca cresce, o fator de intensidade de tensão aumenta e ocorre uma transição na direção da propagação de 45° para 90° em relação à direção do carregamento, iniciando o estágio II de propagação, conforme figura 3.4



**Figura 3.4** – Transição do estágio I para estágio II de propagação. (Miller, 1993).

O mecanismo mais aceito para a propagação neste estágio foi proposto por Laird (1966), que consiste em sucessivos arredondamentos e reaguçamentos da ponta da trinca (figura 3.5). Se a tensão for concentrada na trinca de fadiga, a deformação plástica (deslizamento) será confinada a uma pequena região na ponta da trinca, enquanto o restante do material ficará sujeito às tensões elásticas.

Neste mecanismo, a trinca se abre com aumento da tensão do ciclo de carga pelo escorregamento em planos de deslizamento alternados. Como ocorre o deslocamento, a ponta da trinca arredonda-se, mas é reaguçada pelo deslizamento parcial reverso durante o declínio do nível de carga do ciclo de fadiga, resultando em uma tensão compressiva na ponta da trinca devido à relaxação da tensão de tração residual elástica, induzida em um local do material não trincado durante o aumento da carga cíclica. O fechamento da trinca não foi “ressoldado” porque as novas superfícies de deslizamento criadas durante o deslocamento da abertura de trinca são instantaneamente oxidadas, com um improvável deslizamento reverso. Algumas superfícies de fratura contendo estrias de fadiga amplamente espaçadas exibem traços de deslizamentos na aresta principal da estria e vestígios de arestas relativamente lisas. Entretanto, não são todas as estrias de fadiga que exibem traços de deslizamentos distintos, e esse mecanismo explica o fenômeno de formação das estrias na superfície de fratura. A representação de um dos modelos de propagação de trinca por fadiga é descrita abaixo, conforme Broek (1989).



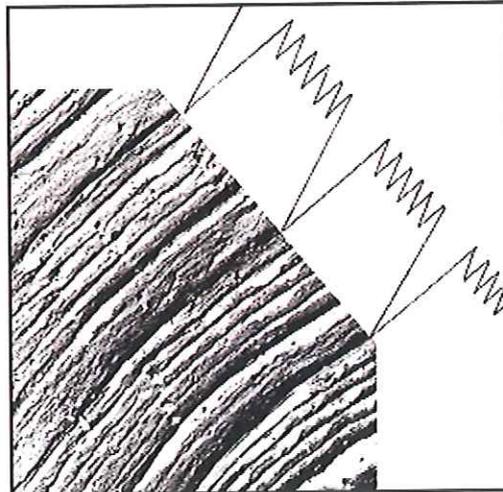
**Figura 3.5** – Mecanismo da propagação da trinca por fadiga pelo deslizamento alternado na ponta da trinca e arredondamento da ponta da trinca pelo deslizamento de planos de deslizamentos com o aumento da tensão de tração e reaguçamento da ponta da trinca por deslizamento parcial reverso ou plano de deslizamentos alternados com o aumento da tensão de compressão (Broek - 1989)

- A – Sob carga nula, a trinca está fechada e tem um comprimento inicial  $a$ ;
- B – A abertura da trinca inicia-se neste estágio com o aumento da carga trativa com extensão de um comprimento  $\Delta a$ , ocorrendo a formação de entalhes duplos na ponta da trinca;
- C – Deslizamentos acontecem nos planos atômicos levando à deformação plástica;

- D – O aumento da tensão trativa em novos planos resulta no arredondamento da ponta da trinca, definindo um avanço;
- E – Na carga mínima do ciclo, ocorre o fechamento total da trinca com a formação de deformação plástica em uma região pequena;
- F – Novamente ocorre o arredondamento da ponta da trinca. Neste estágio, a trinca apresenta um acréscimo denominado  $\Delta a$ ;
- G, H e K – Igualmente aos passos E e F.

O processo é repetido nos ciclos subsequentes e, em cada ciclo, será produzida uma nova estria. O crescimento por ciclo  $\Delta a$  é extremamente pequeno na ordem de  $10^{-4}$  a  $1 \mu\text{m}$ . Em geral, todo processo de deslizamento dos planos atômicos é invertido após o descarregamento (de tração à compressão), reiniciando o processo no estágio K, porém, com um  $\Delta a$  maior.

Segundo Broek (1989), com o crescimento da trinca de  $\Delta a$  e com repetitivos arredondamentos e reaguçamentos da ponta da trinca, inicia-se a presença de marcas elevadas agudas na superfície da trinca que recebem o nome de estrias de fadiga, podendo ser visíveis em um microscópio eletrônico de varredura. Estas marcas representam as sucessivas posições da frente da trinca. Isto quer dizer que se a trinca cresce  $10^{-5}$  polegadas em um ciclo, então o espaçamento entre as estrias é  $10^{-5}$  polegadas, ou seja, o espaçamento das estrias coincide com o ciclo de carregamento. No entanto, nem todos os materiais exibem estrias regulares, conforme mostrado na figura 3.6.



**Figura 3.6** – Padrão de estriamento correspondente ao período na superfície fraturada por fadiga em uma liga de Alumínio - Broek (1989).

Segundo Hertzberg W. (1996) e Dieter G. E (1981), microscopicamente, existe a presença de estrias na superfície de fratura que caracteriza este estágio (figura 3.7). A presença de estrias define, sem dar margem a dúvidas, que a falha foi produzida por fadiga, mas sua ausência não exclui a possibilidade da ação deste mecanismo de falha.

A propagação da trinca neste estágio independe da orientação do grão, sendo que esta se dá preferencialmente de maneira transgranular. A taxa de propagação é da ordem de micrometros por ciclo.



**Figura 3.7** – Estriamento na superfície de fratura por fadiga em um aço de baixo carbono (8620) [Donald, 2000].

Donald (2000) evidenciou que a ocorrência de estrias constitui a característica microscópica mais evidente da fratura por fadiga. Embora as estrias não sejam sempre visíveis na superfície fraturada, elas podem ser evidenciadas nas seguintes condições que seguem:

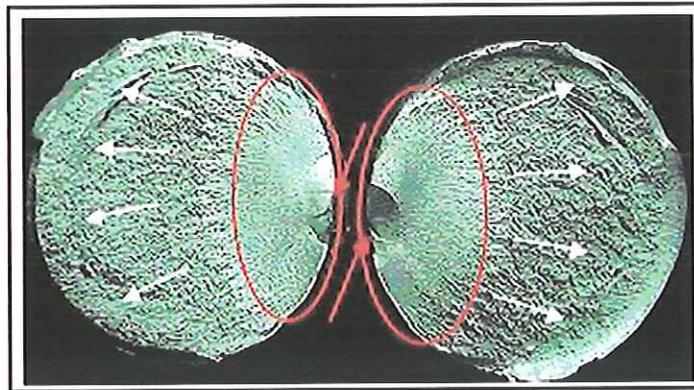
- Durante o segundo estágio, a propagação da trinca é mais favorável em entalhes por apresentarem raios pequenos em regiões sujeitas a concentrações de tensão. A trinca se abre toda vez que for aplicada uma tensão com intensidade suficiente para deformá-la plasticamente.
- Se o ciclo máximo da carga permanece constante, o estriamento próximo à fratura é extremamente pequeno e seus espaçamentos bem próximos. No entanto, com a propagação gradual da trinca, o espaçamento entre o estriamento aumenta e a taxa de crescimento da trinca aumenta cada vez mais rápido.

Entretanto, nem sempre os estriamentos são visíveis na superfície fraturada devido a alguns motivos que se seguem:

- Os estriamentos em geral não estão presentes em metais muito duros ou muito macios;
- O endurecimento do aço acima de 50 HRC favorece o não surgimento do estriamento, provavelmente por falta de ductilidade;
- A presença de microestrutura lamelar, tal como perlita nos aços e nos ferros fundidos, assim como nas ligas eutéticas, pode ocasionar fraturas que até certo ponto se assemelham com os estriamentos da fadiga.

### 3. *Ruptura final* – ocorre quando a trinca atinge um tamanho tal que a seção transversal resistente não pode mais suportar a carga.

Segundo Bresciani (1991), a superfície da ruptura brusca do componente ou do corpo de prova apresenta uma região áspera (macroscopicamente) e pode também evidenciar deformações plásticas (microscopicamente), conforme apresentado na figura 3.8.



**Figura 3.8** – Superfície de fratura de fadiga – as setas em vermelho indicam o local de nucleação e as setas em branco indicam o sentido de propagação da trinca. Fratura de fadiga em liga AA7175. (Magnabosco, 2003)

Uma característica importante do modelo de fadiga é que nem sempre os estágios apresentados podem ocorrer durante o processo de propagação da trinca por fadiga. Uma explicação para as observações experimentais das causas em condições de fadiga sob corrosão e tensões muito baixas é que o crescimento da trinca pode ocorrer inteiramente nas bandas de escorregamento no estágio I de propagação. Por outro lado, se as tensões forem muito altas, especialmente em corpos de prova entalhados, a tensão de tração produzirá estrias de fadiga logo no início do ensaio, suprimindo assim o estágio I de propagação.

Em geral, os dois primeiros estágios da falha por fadiga são responsáveis por 70% da vida de um componente. Em materiais policristalinos, a nucleação da trinca ocorre quase que de imediato, quando o componente é solicitado com tensões acima do limite de fadiga. A ocorrência desta falha neste estágio pode ser considerada como a propagação precoce de uma trinca, originada em microdefeitos da estrutura do material. Estes componentes, quando solicitados acima do limite de fadiga, apresentam claramente a propagação estável das microtrincas, que podem definir a expectativa da vida do componente, considerando que os contornos de grãos e outras características microestruturais funcionam como barreiras para a propagação da trinca, ocasionando um retardamento em sua propagação. Entretanto, segundo Donald (2000), existe uma tensão na qual a trinca começa a se propagar mesmo com tais impedimentos. Assume-se ainda que a trinca retarde sua propagação quando duas condições são satisfeitas:

- A zona plástica da ponta da trinca é cercada por tais barreiras;
- A tensão local na região das barreiras à frente da trinca não é suficiente para estender a deformação plástica da ponta da trinca até além das mesmas.

### ***3.2 – Critérios de Projeto Para a Vida em Fadiga.***

Os critérios para projeto de fadiga foram sendo substancialmente alterados com o melhor conhecimento dos problemas e o desenvolvimento das técnicas de fadiga. Muitos destes critérios são ainda válidos, pois as condições de uso de diferentes componentes mecânicos são as mais diversas possíveis, e existem situações onde os critérios, mesmo os mais antigos, são ainda aplicáveis. Os principais critérios de projeto, colocados aproximadamente em uma ordem cronológica de desenvolvimento, são descritos a seguir.

#### ***3.2.1 - Projeto para Vida Infinita***

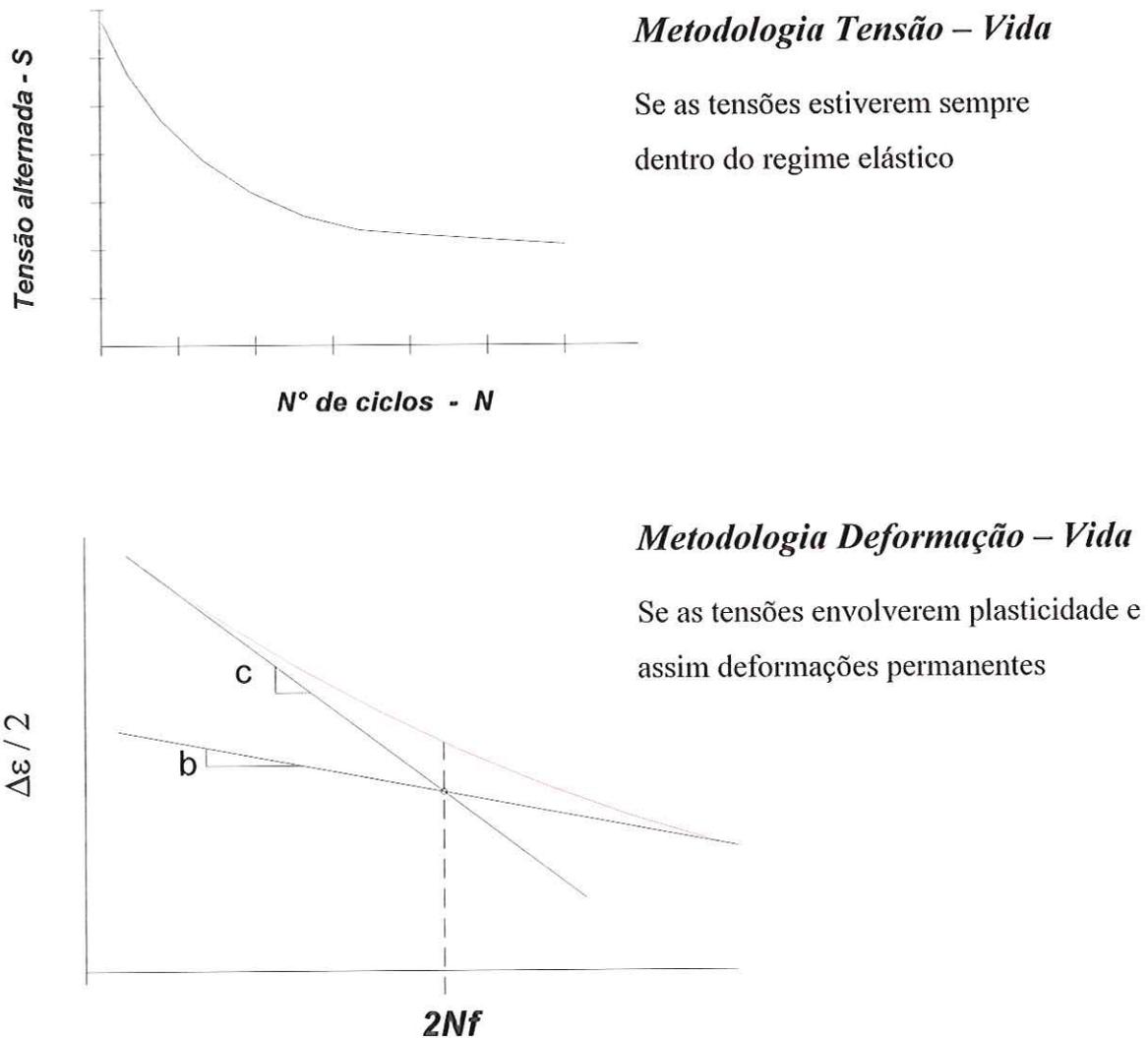
Os primeiros projetos mecânicos, levando-se em conta os problemas com fadiga, eram baseados em uma segurança quanto à falha quase ilimitada, com os componentes dimensionados para uma vida infinita. Este critério exige que as tensões atuantes estejam abaixo do limite de fadiga. Ainda hoje, muitas peças que operam com um carregamento cíclico aproximadamente constante durante vários milhões de ciclos devem ser dimensionadas para vida infinita. Este é o enfoque mais clássico da análise de fadiga, usando os conceitos da curva de Wöhler e do limite de fadiga.

#### ***3.2.2 - Projeto para Vida Finita***

Em outras ocasiões, as condições de carregamento são sensivelmente imprevisíveis, ou, ao menos, inconstantes. Assim, se um componente for projetado para a carga máxima esperada, as dimensões, peso, custo, etc. serão excessivos,

desnecessários, pois a carga máxima ocorrerá apenas algumas poucas vezes ao longo da vida útil do equipamento. Logo, o projeto para vida finita sob a ação destas cargas é plenamente justificável. A vida selecionada para o projeto deve incluir uma margem de segurança para levar em consideração a grande dispersão de dados da vida de fadiga (relações de vida máxima; vida mínima da ordem de 10:1 pode ser facilmente encontrada nos ensaios de fadiga), bem como outros fatores não conhecidos ou não considerados.

O dimensionamento ou análise pode ser feito com base tanto nas relações tensão-vida ( $S - N$ ) como nas deformação-vida ( $\epsilon - N$ ), conforme figura 3.9



**Figura 3.9** – Aplicação das metodologias para avaliação da vida em fadiga considerando projeto para vida finita e infinita.

### ***3.2.3 - Projeto Com Tolerância ao Dano***

Este critério parte do princípio de que a estrutura possui um defeito do tipo trinca, seja um defeito de fabricação, seja devido à operação (fadiga, corrosão sob tensão, etc.), e utilizando os conceitos da Mecânica da Fratura, são desenvolvidos os projetos de modo que as trincas pré-existentes não cresçam a um tamanho tal que leve à falha antes que sejam detectadas pelas inspeções periódicas. Este critério aplica-se melhor a materiais com baixa velocidade de propagação de trincas e com alta tenacidade. O tamanho inicial do defeito pode ser estimado (ao menos o seu limite superior) através de um ensaio prévio de sobrecarga. Se o componente sobrevive ao ensaio, está assegurado que não existem defeitos (trincas) operantes abaixo de uma dada dimensão.

Existem ainda casos onde a Mecânica da Fratura Elástica Linear (MFEL) pode auxiliar na análise de falhas de componentes submetidos a carregamentos cíclicos de fadiga. Dada a importância da MFEL no caso do Projeto com tolerância ao dano e no caso da análise de falhas ocorridas por fadiga, na próxima seção é apresentada uma breve revisão sobre a Mecânica da Fratura Elástica Linear e a sua aplicação em problemas de propagação de trincas de fadiga.

## 4. Revisão Sobre Mecânica da Fratura

### 4.1 - Conceitos da Mecânica da Fratura

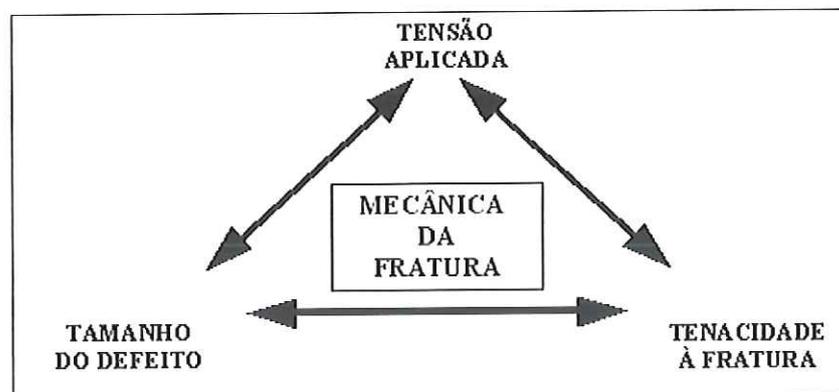
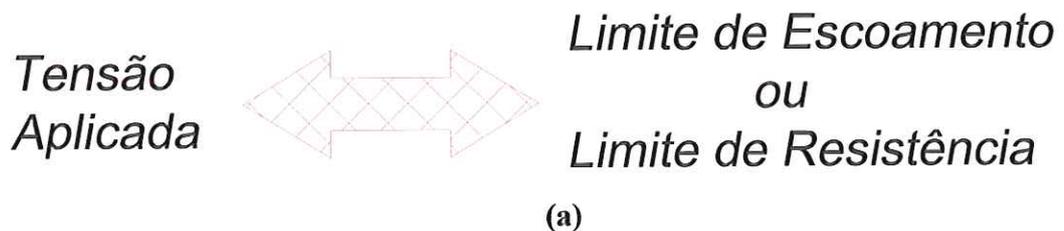
Segundo Pastoukhov (1995), a necessidade de previsão de falhas em construções mecânicas estimulou as pesquisas do mecanismo da fratura, nas quais os problemas gerados em materiais e estruturas estão sendo estudados por diversas esferas científicas. Desde a Segunda Guerra Mundial, a utilização de materiais de alta resistência para aplicações estruturais aumentou muito. Estes materiais são freqüentemente selecionados para que se obtenha redução de peso como, por exemplo, nas estruturas de aeronaves.

Os conceitos básicos da Mecânica da Fratura que caracterizam os campos de tensão e de deformação na frente da trinca permitem uma avaliação precisa do potencial da falha, podendo determinar o limite da capacidade da carga crítica com o intuito de fornecer respostas quantitativas para o problema específico de trincas em estruturas. Uma trinca pré-existente contida em uma estrutura pode crescer devido a vários motivos, e continuará a crescer progressivamente mais rápido à medida que a resistência residual da estrutura diminui, com o aumento do tamanho da trinca. A mecânica da fratura tenta fornecer respostas quantitativas às seguintes questões:

- Qual o máximo tamanho de trinca permissível ( $a_c$ )?;
- Quanto tempo leva para uma trinca crescer de um certo tamanho inicial  $a_0$  até um tamanho crítico  $a_c$  ?;

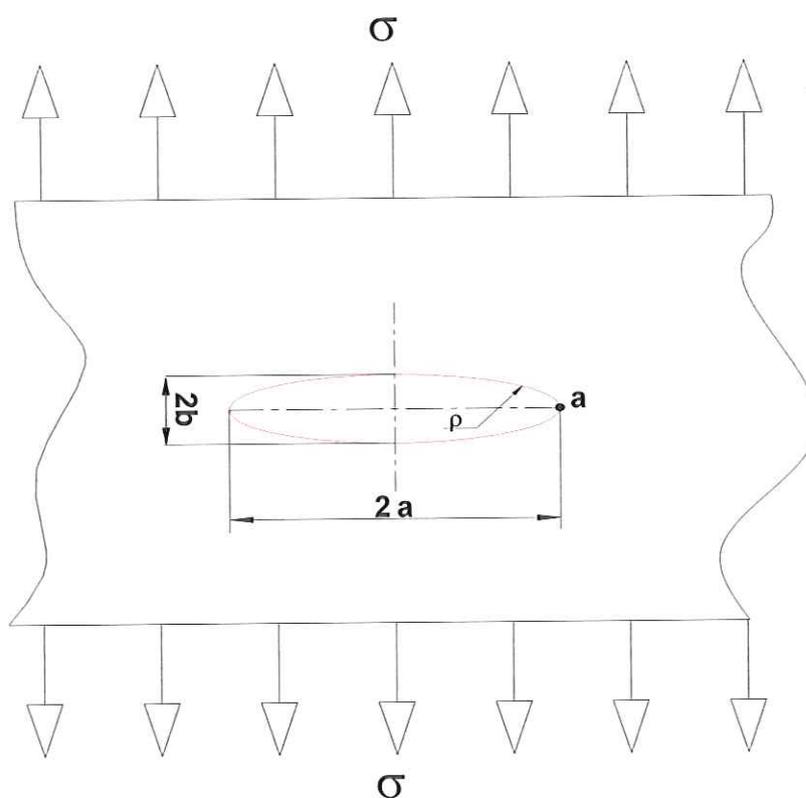
- Qual a vida remanescente da estrutura quando um certo tamanho de trinca pré-existente é assumido?;
- Com que frequência deve uma estrutura ser inspecionada durante o período útil de detecção das trincas?

A mecânica da fratura tem uma abordagem particular em projetos estruturais, assumindo que um material seja adequado para dada situação. Se a tensão limite de resistência do material for maior que a tensão máxima prevista em projeto, pode-se evitar a ocorrência de fratura frágil pela imposição de um fator de segurança para a tensão aplicada. A abordagem do mecanismo de fratura ilustrada nas figuras 4.1a e 4.1b contém as variáveis importantes, segundo Anderson (1995). A figura 4.1b contém três variáveis, uma a mais em relação à figura 4.1a. Esta variável estrutural adicional é o tamanho da falha, onde a tenacidade à fratura substitui o limite de resistência como uma propriedade pertinente ao material. A aplicação da mecânica da fratura exerce um papel fundamental na determinação da vida de componentes sujeitos a mecanismos de crescimento da trinca.



**Figura 4.1** – (a) Visão tradicional de um projeto baseado nos limites de escoamento/resistência e seleção de materiais; (b) Comparação da abordagem de um projeto segundo a mecânica da Fratura – Anderson, T. L. (1995)

Segundo Anderson (1995), as primeiras aproximações matemáticas no campo da Teoria da Mecânica da Fratura foram apresentadas pelo inglês Inglis, em 1913. Ele mostrou, através das Teorias Clássicas da Elasticidade, que, se fosse aplicada uma tensão numa placa infinita com um orifício elíptico, este orifício causaria uma mudança no campo de tensões locais que poderia ser superior à tensão uniforme aplicada (figura 4.2).



**Figura 4.2** – Furo elíptico em uma chapa onde  $2a$  é o comprimento do furo elíptico;  $2b$ , largura da trinca;  $\rho$ , raio de curvatura; e “a”, o ponto de maior concentração de tensão. (Anderson T. L., 1995)

Sendo  $\sigma$  a tensão aplicada e o defeito uma elipse de comprimento  $2a$ , nas proximidades do defeito há concentração de tensões e o valor da tensão máxima ocorre nas pontas do defeito, ou seja, nos extremos do eixo maior.

Inglis mostrou que o efeito da concentração de tensões em um defeito é tanto maior quanto maior é o seu comprimento e menor o raio de curvatura ( $\rho = 2b/a$ ), sendo a tensão máxima representada pela expressão:

$$\sigma_{m\acute{a}x} = \sigma_n \times \left( 1 + 2 \times \sqrt{\frac{a}{\rho}} \right) \quad (1)$$

onde o termo  $1 + 2 \times \sqrt{\frac{a}{\rho}}$  foi chamado fator de concentração de tensões representado por  $K_t$  e descreve o efeito da geometria da trinca no nívél de tensões atuantes na ponta da trinca.

ERDOGAN (1999) cita que a base quantitativa e fundamental para a formação da Teoria da Mecânica da Fratura foi apresentada pela primeira vez pelo inglês Griffith, em 1920. Griffith propôs que um material frágil tem uma população de trincas finas que produz uma concentração de tensões em regiões localizadas de uma grandeza suficiente para atingir o valor teórico da resistência coesiva do material mesmo sob a açã de uma tensão nominal inferior ao valor da tensão teórica. Quando uma das trincas se expande para uma fratura frágil, ela produz um aumento na energia superficial. A origem do aumento da energia superficial está na energia elástica de deformação, que é liberada quando a trinca se propaga. Segundo Griffith, uma trinca se propagará quando a diminuição da energia elástica de deformação for pelo menos igual à energia necessária para a formação de novas superfícies de trincas.

A teoria de Griffith é aplicada apenas para materiais perfeitamente frágeis, tal como o vidro, não sendo adequada no tratamento de fratura em aço, pois nas extremidades da trinca o material já se encontra em regime plástico.

Para a formulação de seu modelo, Griffith considerou uma chapa infinita de espessura  $t$  contendo um defeito elíptico vazante, carregada em tração com uma tensão  $\sigma$ , perpendicularmente ao plano do eixo maior da elipse, conforme apresentado na figura 4.3. A chapa encontra-se no regime elástico e no estado plano de tensões. Griffith utilizou a análise de tensões desenvolvida por Inglis e mostrou o valor absoluto do decréscimo da energia elástica, conforme apresentado na equação 2

$$U_e = \frac{\pi \sigma^2 a^2 t}{E} \quad (2)$$

$U_e$  = energia elástica;

$t$  = espessura da chapa;

$a$  = comprimento da trinca;

$E$  = módulo de elasticidade do material;

$\sigma$  = tensão do material

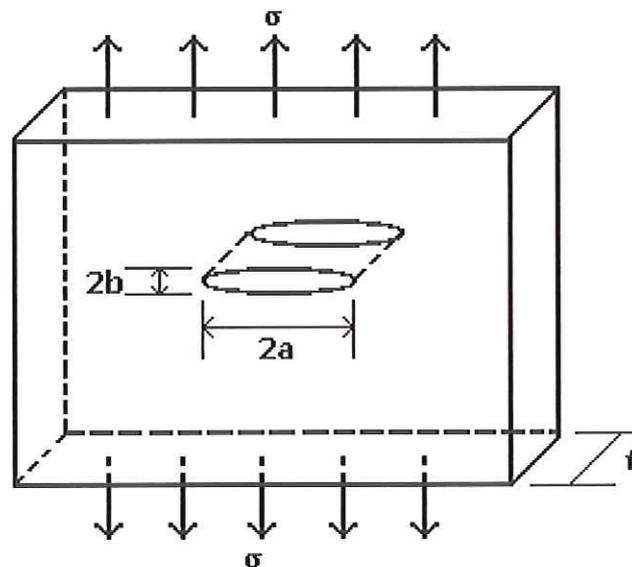


Figura 4.3 – Modelo de Trinca Elíptica de Griffith. (Edorgan, 1999)

A energia superficial  $U_\gamma$  causada pela formação de novas superfícies de trinca é igual ao produto da área das novas superfícies da trinca pela densidade de energia superficial elástica,  $\gamma_s$ .

$$U_\gamma = 2.2a\gamma_s.t \quad (3)$$

Utilizando as condições de equilíbrio, Griffith chegou à seguinte expressão para a tensão de ruptura:

$$\sigma_f = \left( \frac{2E\gamma_s}{\pi a} \right)^{1/2} \quad (\text{estado plano de tensão}) \quad (4)$$

A principal crítica a esse método é que ele considera que todo o material, mesmo nas vizinhanças da trinca, permanece no regime elástico. Na realidade, isso não acontece, pois nas proximidades da trinca há deformação plástica, formando uma zona de alívio de tensões. O problema de concentração de tensões torna-se mais severo nos materiais mais frágeis, pois estes materiais não são capazes de aliviar as tensões por deformação plástica na ponta da trinca.

Em 1948, Orowan e Irwin sugeriram que a teoria de Griffith poderia ser aplicada em metais através da adição de um termo  $\gamma_p$ , expressando o trabalho plástico necessário para aumentar as paredes das trincas. Dessa maneira, a expressão 4 seria modificada para:

$$\sigma_f = \left[ \frac{2E(\gamma_s + \gamma_p)}{\pi a} \right]^{1/2} \quad (\text{estado plano de tensão}) \quad (5)$$

$\sigma_f$  = tensão de ruptura;

$\gamma_p$  = energia plástica específica de superfície.

$\gamma_s$  = energia elástica específica de superfície.

Embora essa sugestão de Orowan e Irwin fosse bastante interessante sob o ponto de vista teórico, ela esbarrava na dificuldade prática de determinação de  $\gamma_p$ .

Em 1956, Irwin desenvolveu o conceito de taxa de liberação de energia (G) ou força para extensão da trinca, aplicando a teoria de Griffith para o caso de materiais com deformação plástica. Segundo Irwin, essa taxa de liberação de energia é definida como:

$$G = \frac{\partial U}{\partial a} \quad (6)$$

Assim, no momento da propagação instável da fratura, (comprimento da trinca crítico  $a_{cr}$ ), tem-se a expressão:

$$\sigma_{cr} = \left( \frac{EG_{cr}}{\pi a_{cr}} \right)^{1/2} \quad (7)$$

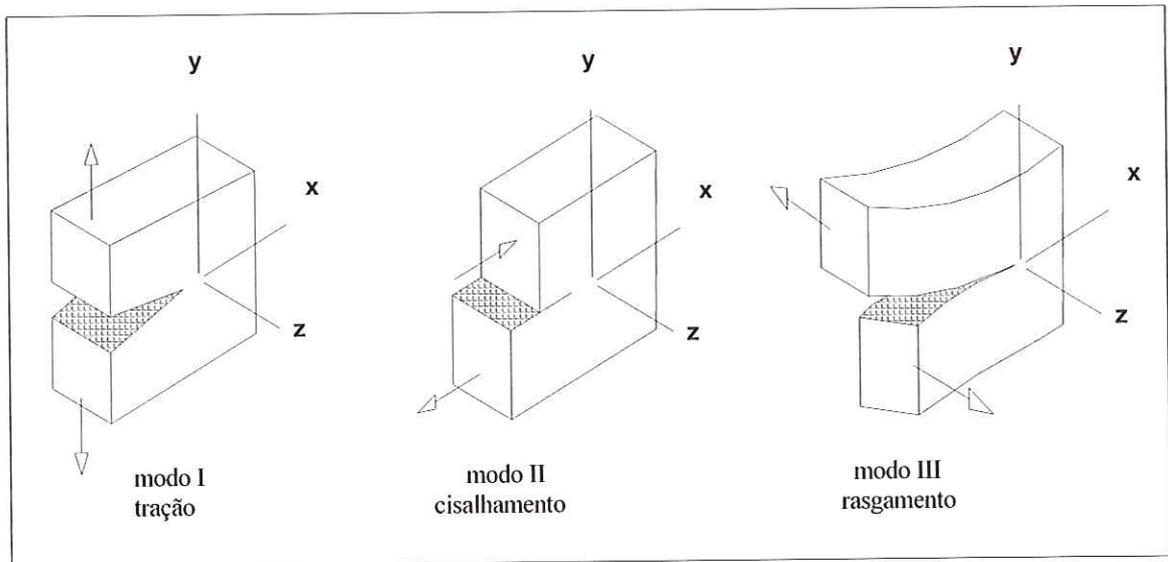
onde o termo  $G_{cr}$  é uma característica do material em função da temperatura, velocidade de carregamento, estado de tensões e modo de carregamento.

Entretanto, Irwin mostrou que as tensões e deslocamentos na vizinhança da ponta da trinca poderiam ser descritos por uma simples constante que mais tarde ficou conhecida como fator de intensidade de tensões.

#### ***4.2 - Fator de Intensidade de Tensão***

Conforme Hertzberg W. (1996), a superfície da fratura do componente onde ocorreu a falha também pode ser investigada pela análise de tensões, baseada no conceito da teoria da elasticidade, através de métodos analíticos descritos por Westergaard e Irwin, que apresentaram soluções da distribuição de tensões na ponta da trinca associada com três modos básicos de carregamentos, onde pode ser visto que qualquer deformação da trinca pode ser representada pela superposição destes três casos e que, para cada um dos três modos de abertura da trinca, existe um campo de tensões associado à ponta da trinca.

A figura 4.4 apresenta os três modos principais de carregamentos que envolvem diferentes deslocamentos da superfície da trinca.



**Figura 4.4** – Modos básicos de carregamentos que podem ser aplicados na trinca. ( Anderson T. L, 1995).

- Modo I: carregamento em tração, com deslocamento das superfícies da trinca perpendicularmente a si mesmas;
- Modo II: cisalhamento, com deslocamentos das superfícies da trinca paralelamente a si mesmas e perpendicularmente à frente de propagação;
- Modo III: rasgamento ou cisalhamento fora do plano, com deslocamento das superfícies da trinca movendo-se uma em relação a outra e paralelas à frente de propagação.

Segundo Bannantine (1990), o fator de intensidade de tensão depende diretamente do fator geométrico, da tensão aplicada, do comprimento da trinca e do modo de carregamento. Irwin, em 1957, apud Anderson (1995), quantificou as tensões na frente da trinca em materiais elásticos a partir de métodos analíticos e definiu o fator e intensidade de tensão no modo I dado por:

$$K_I = \lim_{r \rightarrow 0} \left\{ \sqrt{2\pi r} \sigma_{yy} / \theta = 0 \right\} \quad (8)$$

sendo que  $\sigma_{yy}$  é a tensão normal ao plano da trinca

No o caso de uma placa com dimensões infinitas, contendo uma trinca planar passante, de comprimento  $2a$  e carregada remotamente com uma tensão trativa uniaxial  $\sigma$ , perpendicular ao plano da trinca, a expressão do fator de intensidade de tensão será:

$$K_I = \sigma \sqrt{\pi a} \quad (9)$$

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

$$K_I = Y \sigma \sqrt{\pi \cdot a} \quad (10)$$

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

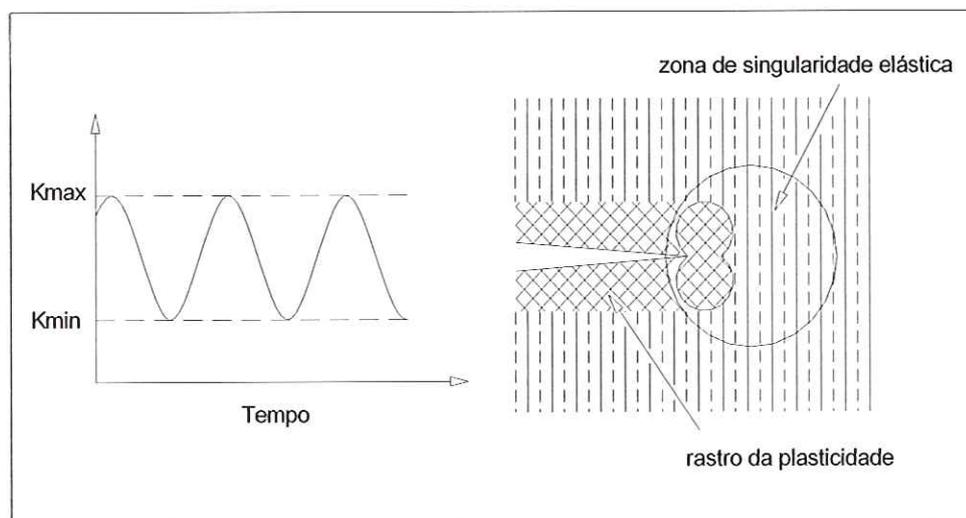
O fator de forma  $Y$  representa um parâmetro ou função adimensional que depende tanto do tamanho quanto das geometrias da trinca e da amostra, mas não inclui o efeito da espessura. O fator de forma  $Y$  foi calculado matematicamente para várias geometrias e carregamentos, e os equacionamentos podem ser encontrados em normas e manuais da Mecânica da Fratura.

### ***4.3- Conceito da Mecânica da Fratura Aplicada à Fadiga***

Segundo Anderson T. L. (1995), o conceito de similaridade em fadiga permite obter as bases para a aplicação da Mecânica da Fratura. Este conceito implica que as condições na ponta da trinca são definidas unicamente por um simples parâmetro de carregamento, tal como o fator de intensidade de tensão  $K$ . A Mecânica da Fratura permite a análise de uma estrutura submetida a um carregamento, mas, ao contrário da resistência dos materiais, em que se utilizam os limites de escoamento e de resistência e a ductilidade do material, um novo parâmetro é introduzido pelo fato de se considerar que a estrutura contenha um defeito.

Para a Mecânica da Fratura, este defeito é do tipo trinca devido às singularidades que representa, sobretudo o raio da ponta da trinca tendendo a zero.

Contudo, os componentes estruturais que já apresentam defeitos semelhantes às trincas antes de sua utilização ou que possam apresentar trincas nucleadas em pontos de alta concentração de tensão no início da vida em fadiga, têm o processo de fadiga controlado pelo estágio de propagação da trinca. Paris e Edorgan (1963) sugeriram que para uma variação cíclica do campo de tensão aplicado na estrutura, a utilização da Mecânica da Fratura Linear Elástica (MFEL) para a caracterização da taxa de crescimento da trinca pode ser baseada na variação do fator de intensidade de tensão  $\Delta K$ . Como se pode observar, uma zona de deformação plástica cíclica é formada na ponta da trinca, que deixa atrás de si um rastro de deformação plástica, conforme mostrado na figura 4.5.



**Figura 4.5** – Crescimento de trinca em fadiga sob amplitude constante. (T. L. Anderson, 1995).

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

$$\Delta K = K_{\text{máx}} - K_{\text{mím}} \quad (11)$$

$$\Delta K = Y(\sigma_{\text{máx}} - \sigma_{\text{mím}}) \sqrt{\pi a} \quad (12)$$

$$\Delta K = Y\Delta\sigma \sqrt{\pi a} \quad (13)$$

$Y = f(a/w)$  fator de forma;

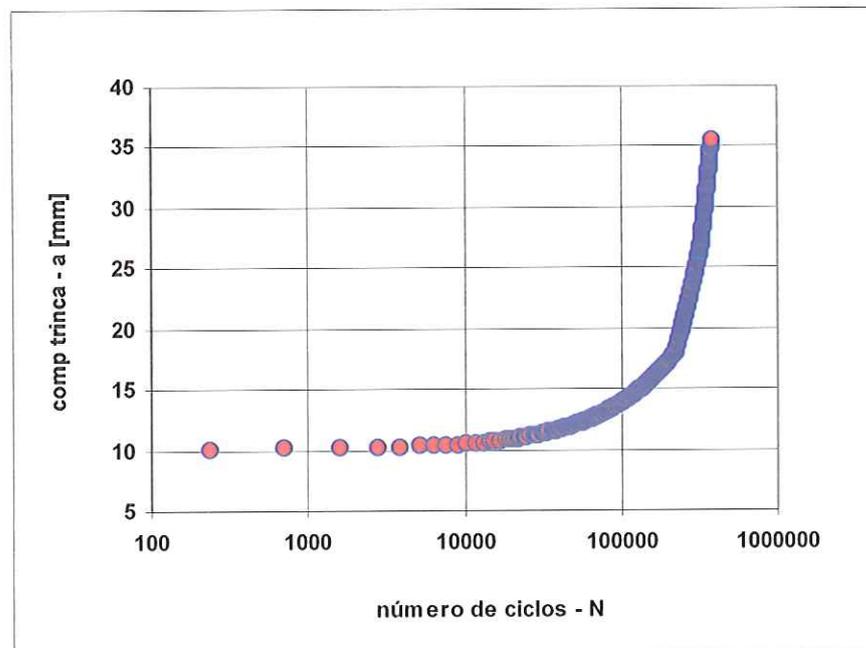
$a$  = comprimento da trinca;

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

A razão de tensão ou razão de carga  $R$  é representada pelas equações:

$$R = \frac{\sigma_{\min}}{\sigma_{\max}} = \frac{K_{\min}}{K_{\max}} = \frac{P_{\min}}{P_{\max}} = \frac{K_{\max} - \Delta K}{K_{\max}} \quad (14)$$

Os resultados de estudos de fadiga mostraram que a vida de um componente estrutural pode ser relacionada à taxa de crescimento da trinca. O passo inicial para a determinação destas curvas de propagação de trincas por fadiga ( $da/dN$ ), em função da variação do fator de intensidade de tensão  $\Delta K$ , é a obtenção da curva de tamanho da trinca em função do número de ciclos, como observado na figura 4.6. Estas curvas podem ser obtidas diretamente do ensaio de  $a \times N$ .



**Figura 4.6** – Curva de crescimento da trinca - comprimento da trinca ( $a$ ) X o número de ciclos ( $N$ ) de uma liga de Alumínio SAE AMS 7475 T 7351.

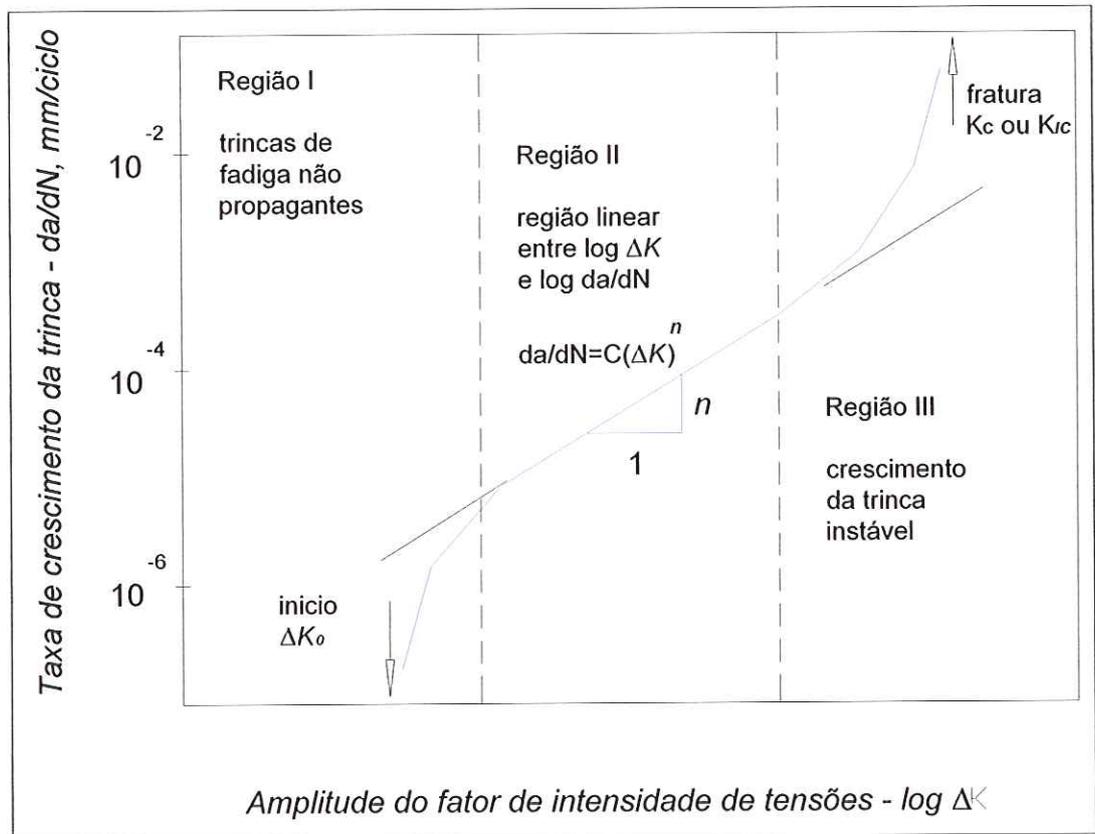
Segundo Anderson T. L. (1995), no crescimento da trinca em amplitude constante de carregamento ocorre a formação de uma zona plástica cíclica na ponta da trinca, que deixa atrás de si um rastro plástico, conforme é observado na figura 4.5. Entretanto, se a zona plástica for suficientemente pequena e estiver envolvida por uma zona de singularidade elástica, as condições da ponta da trinca serão unicamente definidas por  $K$  e a taxa de crescimento da trinca será caracterizada por  $K_{\min}$  e  $K_{\max}$ , sendo a expressão funcional que relaciona o crescimento da trinca apresentada pela zona de singularidade elástica.

$$\frac{da}{dN} = f(\Delta K, R) \quad (15)$$

Paris e Edorgan (1963) observaram que a taxa de crescimento de uma trinca de fadiga  $da/dN$  se relaciona com a variação do fator de intensidade de tensão  $\Delta K$ , e que os ensaios de crescimento de trinca por fadiga são normalmente realizados sob amplitudes de carregamento.

$$\frac{da}{dN} = C (\Delta K)^m \quad (16)$$

onde  $C$  e  $m$  são constantes que dependem do material e do nível de tensão e  $da/dN$  é o crescimento da trinca por ciclo. As curvas  $da/dN \times \Delta K$  apresentam-se em forma sigmoideal na escala bilogarítmica, com três regiões bem distintas, como mostrado nos tópicos abaixo e na figura 4.7.



**Figura 4.7** – Taxa de propagação da trinca por fadiga, ( $da/dN$ ) x amplitude do fator de intensidade de tensão  $\Delta K$ , mostrando as três regiões do mecanismo de fadiga – (ASM, volume 19, 1996).

- **Região I:** - apresenta um limiar de propagação  $\Delta K_0$  abaixo do qual a trinca não se propaga. Vai do fator limite  $\Delta K_0$  até taxas de propagação de  $10^{-10}$  a  $10^{-9}$  m/ciclo ou cerca de um espaçamento atômico até a ordem de um tamanho de grão por ciclo.
- **Região II:** apresenta derivada constante e  $da/dN \approx A \times (\Delta K)^m$ . As taxas vão de  $10^{-10} \sim 10^{-9}$  até  $10^{-6} \sim 10^{-4}$  m/ciclo. É controlada pela variação das deformações elasto-plásticas cíclicas que acompanham a ponta da trinca. Os mecanismos de trincamento são contínuos, pouco sensíveis à carga média, à microestrutura e ao meio ambiente.
- **Região III:** possui derivada crescente até a fratura e reflete a propagação instável da trinca ou rasgamento da peça, que ocorre quando  $K_{max} = K_c$ . A maior

taxa de crescimento da trinca é limitada pelo valor de  $CTOD_c \sim K_c^2 / 2ES_e$ , onde o  $CTOD_c$  é o deslocamento da abertura crítica da ponta da trinca.

O número de ciclos necessário para a ocorrência de uma falha por fadiga pode ser obtido a partir da equação 16 e através da sua integração.

$$N = \int_{a_0}^{a_f} \frac{da}{f(\Delta K, R)} \quad (17)$$

$$N_f = \frac{2}{(m-2)CY^m / (\Delta\sigma)\pi^{m/2}} \left\{ \frac{1}{(a_0)^{(m-2)/2}} - \frac{1}{(a_f)^{(m-2)/2}} \right\} \text{ para } m \neq 2$$

$$N_f = \frac{1}{CY^2 \Delta\sigma^2 \pi} \ln \frac{a_f}{a_0} \text{ para } m = 2$$

No caso de  $K_{\text{máx}}$  e  $K_{\text{mín}}$  variarem durante o período de carregamento, tem-se a dependência da história de carregamento, passando a equação 17 a ser escrita como:

$$\frac{da}{dN} = f_2(\Delta K, R, H) \quad (18)$$

onde H indica a dependência da história de carregamento.

Segundo Anderson T. L. (1995), a plasticidade excessiva durante o crescimento da trinca por fadiga pode violar o princípio de similaridade, e o fator de intensidade de tensão K não mais caracterizaria as condições na frente da trinca. Existem várias outras equações empíricas conhecidas que tentam descrever, pelo menos em parte, a forma sigmoideal da curva  $da/dN \times \Delta K$  e consideram os efeitos de  $\Delta K_0$  e de  $K_c$ , mas, por sua simplicidade matemática, a regra de Paris é de longe a mais usada na prática. Outras equações foram propostas, sendo a maioria empírica, tais como:

$$\frac{da}{dN} = \frac{C(\Delta K)^4}{K_C^2 - K_{\text{max}}^2} \quad \text{Weertman, regiões II e III} \quad (19)$$

As duas equações acima tendem a infinito com  $K_{\text{máx}} \rightarrow K_{\text{crit}}$ , para  $R > 0$ .

$$\frac{da}{dN} = C \left( \Delta K^m - \Delta K_0^m \right) \quad \text{Klesnil e Lucas } (\Delta K_0) \quad (20)$$

$$\frac{da}{dN} = C \left( \frac{\Delta K - \Delta K_0}{K_C - K_{\text{máx}}} \right)^m \quad \text{Priddle } (\Delta K_{\text{TH}} \text{ e } K_{\text{crit}}) \quad (21)$$

$$\frac{da}{dN} = C \left( \Delta K - \Delta K_0 \right)^2 \left( 1 + \frac{\Delta K}{K_C - K_{\text{máx}}} \right) \quad \text{McEvily} \quad (22)$$

Na região III, onde o fator de intensidade de tensão máxima ( $K_{\text{máx}}$ ) aproxima-se do valor da tenacidade à fratura em condições de deformação plana, a equação de Paris-Erdogan subestima a taxa de propagação da trinca  $da/dN$ . Considerando a região III e a influência da razão de tensão  $R$ , Forman propôs a equação 23, representada abaixo, para resolver o comportamento da taxa de propagação de trinca nas regiões II e III.

$$\frac{da}{dN} = \frac{C (\Delta K)^m}{(1-R)K_C - \Delta K} \quad (23)$$

#### ***4.4 – Fatores que Afetam a Propagação da Trinca por Fadiga***

Diversos fatores influenciam a propagação de trinca por fadiga, entre eles, podem ser citados: a tensão média normalmente variando em termos de razão de carga  $R$ ; a tenacidade à fratura do material; a espessura; a microestrutura; a taxa de deformação e meios corrosivos. A seguir, é apresentado como alguns desses fatores podem influenciar no processo de propagação da trinca.

#### 4.4.1– Efeito da razão de tensão

A razão de tensão  $R = \sigma_{\min}/\sigma_{\max} = K_{\min}/K_{\max} = (K_{\max} - \Delta K)/K_{\max}$  possui grande influência na taxa de crescimento da trinca ( $da/dN$ ) e no valor do fator limite de propagação de trinca- $\Delta K_0$ . Para um mesmo valor de  $\Delta K$ , quanto maior o valor da razão de carga  $R$ , maior a taxa de crescimento ( $da/dN$ ). A equação proposta por Forman apresentada abaixo é usada para computar o efeito da razão de carga  $R$  na taxa de crescimento da trinca  $da/dN$ :

$$\frac{da}{dN} = \frac{C (\Delta K)^m}{(1-R)K_C - \Delta K} \quad (24)$$

A figura 4.8 mostra uma compilação de valores do fator limite para uma variedade de aços em função da razão de tensão.

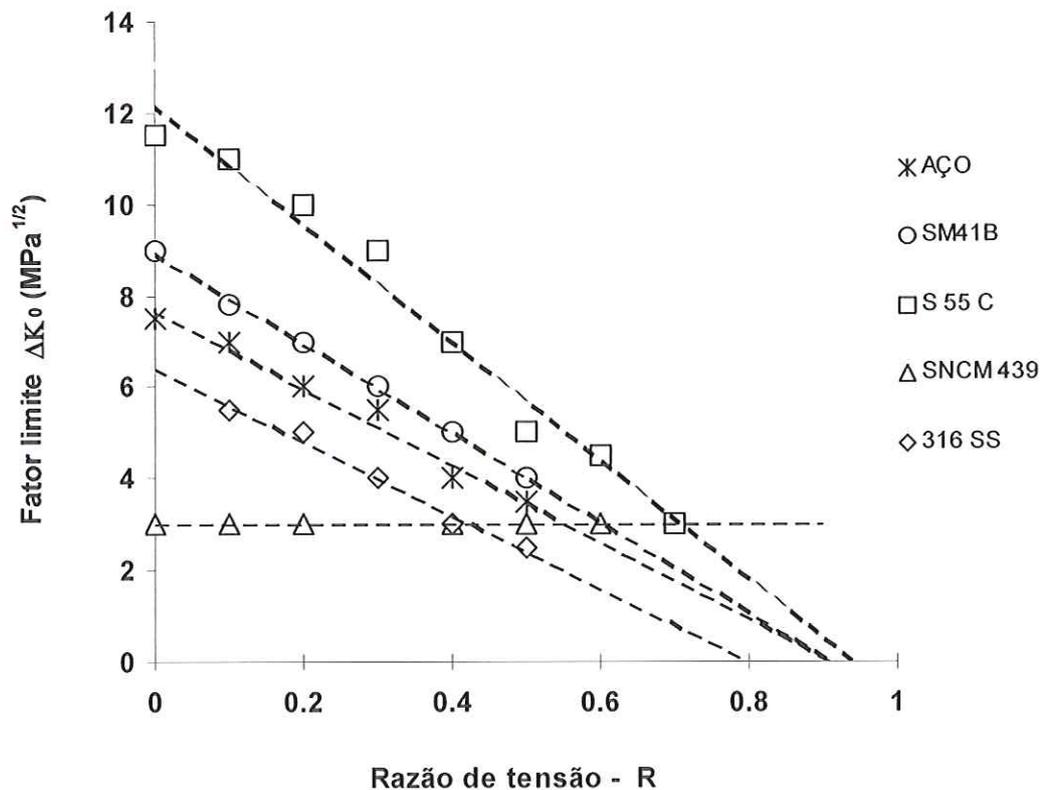


Figura 4.8 – Influência da razão de tensão  $R$  no fator limite. (Anderson T. L., 1995)

## 5. TAXA DE CRESCIMENTO DA TRINCA E ESPAÇAMENTO INTER-ESTRIAS (s)

Segundo o ASM Handbook, Vol 19, (1997), as estrias de fadiga oferecem um poderoso mecanismo de informação da taxa de crescimento da trinca por fadiga através dos espaçamentos inter-estrias (s) e dos mecanismos propostos para sua formação. Os espaçamentos das estrias de fadiga geram evidências importantes para o entendimento do processo do crescimento da trinca por fadiga não porque o espaçamento necessariamente revele muito sobre o seu processo, mas porque eles constituem uma evidência quantitativa da média do incremento do crescimento de uma trinca de fadiga. Tipicamente, uma estria é formada em cada ciclo de carregamento aplicado, no qual a estria formada freqüentemente evidencia um incremento do crescimento da trinca e o seu momento de parada. Mais recentemente, observações feitas por alguns pesquisadores têm mostrado que uma estria não corresponde necessariamente a um ciclo aplicado, mas 10000 ciclos podem ser necessários para gerar uma estria (Davidson, D. L. e Lankford, 1992)

Foram examinados trabalhos recentes utilizando-se taxas de crescimentos relativamente grandes ( $> 10^{-6}$  m/ciclo) nos quais o espaçamento inter-estrias (s) é aproximadamente igual às taxas de crescimento da trinca. Próximo ao valor de variação do fator de intensidade de tensão limite ( $\Delta K_0$ ) (estágio I), o valor do espaçamento (s) pode exceder o valor da taxa de crescimento da trinca.

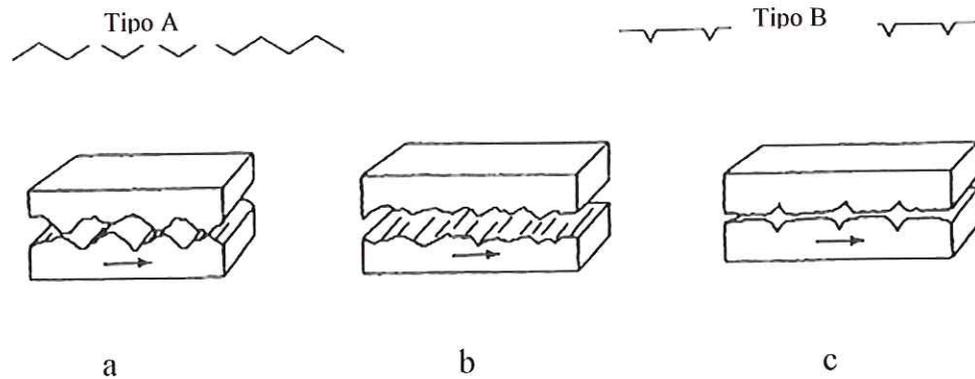
Baseado em uma grande parcela de informações coletadas para numerosos materiais, Grindberg N. (1984), foi o primeiro a reconhecer a importância do fato que o mínimo espaçamento de estrias observado, independentemente do material, é de aproximadamente 0,1  $\mu\text{m}$ . Este valor foi observado no estudo de propagação de trinca em alumínio, magnésio, níquel, titânio, bem como nas suas ligas e em muitos aços. Para

os casos nos quais o espaçamento inter-estrias ( $s$ ) aumenta com o aumento de  $\Delta K$ , o espaçamento mínimo ocorre próximo ao  $\Delta K_0$ . De fato, o espaçamento ( $s$ ) e as taxas de crescimento de trinca divergem com o decréscimo de  $\Delta K$ , e o espaçamento mínimo é aproximadamente constante para todos os materiais.

Para o estágio II, a relação de Paris para a taxa de crescimento da trinca ( $da/dN=C.\Delta K^m$ ) pode ser aplicável na propagação de trinca por fadiga, sob condições de frequência de carregamento cíclico constante, e com taxas de crescimentos variando entre  $10^{-5}$  a  $10^{-3}$  mm/ciclo. Se a estria de fadiga é produzida em cada ciclo de carregamento, o valor do  $da/dN$  representa este espaçamento ( $s$ ). A equação de Paris não possibilita a descrição do comportamento de crescimento de trinca nos estágios I e III (ASM Handbook, Vol 19, 1997). O estágio III é a fase de propagação final da trinca de fadiga, no qual o modo de formação de estria é progressivamente substituído pela fratura em condições de carregamento monotônico, tal como a ruptura do tipo coalescência de microvazios ou clivagem. A taxa de crescimento da trinca aumenta durante o estágio III antes que a trinca de fadiga se torne instável e o componente falhe. Em virtude da propagação da trinca ser altamente dominada pelo modo de fratura estática, é esperado que a formação de estrias por ciclos seja intermitente.

Segundo Mughrabi (1987) e McMillan J. C. (1970), o perfil da fratura por fadiga pode variar dependendo do material e do estado de tensão. Materiais que exibem estrias nítidas mostram um perfil do tipo dente de serra – figura 5.1 (a) – com emparelhamento de vale com vale ou entalhe com entalhe. Baixas tensões compressivas promovem um perfil de fadiga tipo entalhe (dente de serra), como mostra a figura 5.1 (c). Estrias distorcidas, não bem formadas e com espaçamentos irregulares são, algumas vezes, denominadas de quase-estrias e não mostram perfis simétricos entre as faces de fratura, como mostra figura 5.1 (b). Mesmo a superfície de fadiga com estrias do tipo entalhe ou do tipo dente de serra pode não apresentar o ajuste simétrico entre as faces da trinca.

O plano microscópico local da trinca de fadiga frequentemente se desvia do plano de aplicação da tensão principal e, segundo Beachem (1967), conseqüentemente, uma das superfícies de fratura será deformada mais pelo deslizamento do ciclo repetitivo do que o emparelhamento da outra parte. Logo, uma superfície de fratura pode mostrar estrias bem desenvolvidas enquanto seus lados opostos exibem estrias com formações pouco profundas (marcadas).



**Figura 5.1** – Perfis de fratura por fadiga do tipo dente de serra e entalhe. (ASM Handbook, Vol 19, 1997)

Sob condições normais, cada estria é o resultado de um ciclo de carga e marca a posição da frente da trinca de fadiga naquele instante. Entretanto, quando existe um acréscimo repentino na carga aplicada, a trinca pode temporariamente parar a sua propagação, e, conseqüentemente, estrias não serão formadas. Segundo Koterazawa R. (1973) e Hetzberg R. W. (1967), a trinca reinicia sua propagação somente após um certo número de ciclos serem aplicados nos níveis mais baixos de tensões. Acredita-se que este fenômeno de freamento da trinca seja devido à presença de um campo de tensão residual compressivo dentro da zona plástica na ponta da trinca, que foi produzida após o último ciclo de fadiga de alta tensão. A propagação de trinca por fadiga e o espaçamento inter-estrias ( $s$ ) podem ser afetados por um grande número de variáveis, tais como: as condições de carregamento, a resistência do material, a microestrutura e o meio ambiente (ex.: temperatura, presença de agentes corrosivos ou gases e fluidos que fragilizam o material). Considerando-se somente as condições de carregamento, as quais incluem a tensão média, a tensão alternada e a frequência cíclica, a amplitude da tensão alternada ( $S_{m\acute{a}x} - S_{m\acute{i}n}$ ), são esses fatores que têm o maior efeito no espaçamento ( $s$ ).

A tensão média, quando é elevada, pode também aumentar o espaçamento inter-estrias, mas este efeito não é tão grande quando comparado numericamente com um acréscimo equivalente da amplitude de tensão alternada. Dentro de limites razoáveis, a frequência cíclica tem um efeito menor no espaçamento ( $s$ ). Em muitos casos, estes espaçamentos podem mudar significativamente em uma distância muito curta, e isto pode ocorrer devido à propagação da trinca em superfícies inclinadas.

Como mencionado anteriormente, a propagação de trinca por fadiga tem sido estudada de duas formas, que são, de acordo com Masuda C. (1980):

- A aplicação da Mecânica de Fratura Elástica Linear, MFEL;
- Análise fractográfica da superfície de fratura.

A taxa de propagação de trinca por fadiga  $da/dN$  é geralmente expressa por uma função de potência do fator de intensidade de tensão, conforme Broek D. (1969) e Nedbal et al (1994), sendo que esta equação só é válida dentro da região de  $da/dN$  de 0,1 a 1  $\mu\text{m}/\text{ciclo}$ . Uma expressão similar foi sugerida por Miller G. A. (1993) para o espaçamento inter-estrias (s):

$$S = C_s (\Delta K)^{m_s} \quad (25)$$

onde  $C_s$  e  $m_s$  são constantes de Miller obtida dos espaçamentos inter-estrias (s) medidos.

Masuda C.(1980), examinou a relação entre  $da/dN$  e o espaçamento inter-estrias (s) levando a possibilidades de aplicações práticas da análise de fratura em estruturas. Entretanto Masuda (1980), afirma que não é claro se  $da/dN$  coincide com o espaçamento inter-estrias (s) em regiões de altos e baixos valores de  $da/dN > 1$  e  $< 0,1$   $\mu\text{m}/\text{ciclo}$ , respectivamente.

Broek D. (1969) examinou a relação entre  $da/dN$  e o espaçamento inter-estrias para duas ligas de alumínio e encontrou que esta relação coincide somente para valores de  $da/dN$  de 0,1 a 1  $\mu\text{m}/\text{ciclo}$ , explicando que acima desta região,  $da/dN$  foi acelerado pela fratura dúctil induzida pelas partículas intermetálicas onde o efeito de  $K_{\text{máx}}$  é acentuado, enquanto que abaixo desta região, o espaçamento inter-estrias se torna maior do que  $da/dN$  devido à não homogeneidade ao longo da frente da trinca.

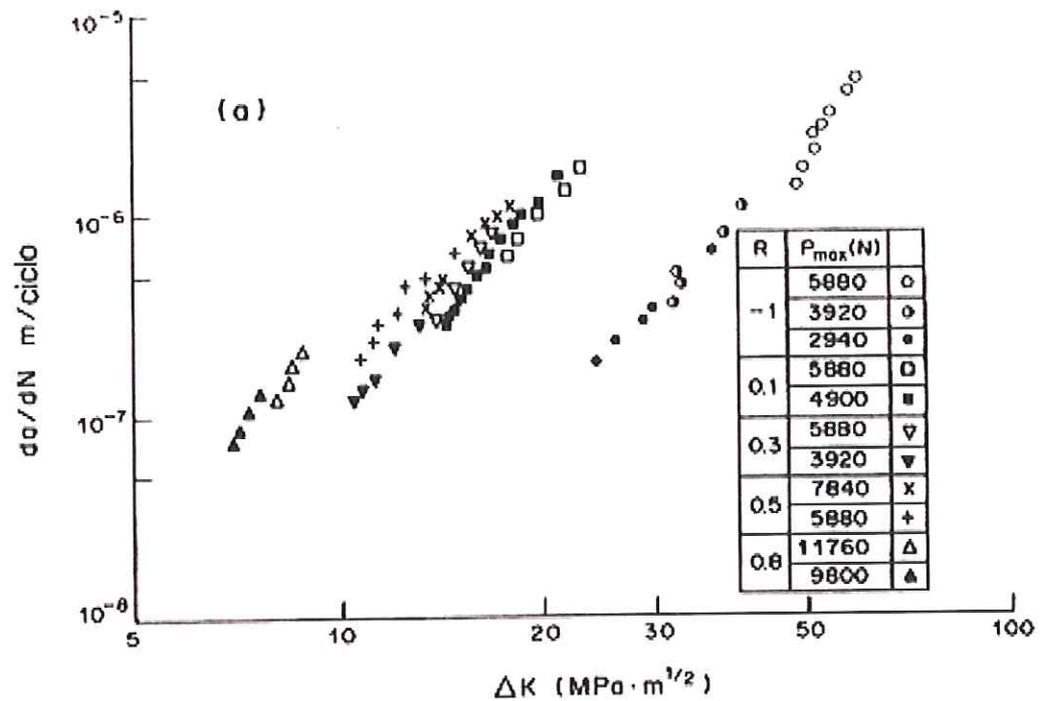
### ***5.1 - Determinação da Razão de Carga R Através da Relação Entre o Espaçamento Inter-Estrias (s) e a Altura H das Estrias de Fadiga.***

A avaliação da carga de serviço baseada sobre as condições da superfície de fratura por fadiga tem um significado prático importante na identificação das causas e condições da fratura em serviço. A relação entre a taxa de crescimento da trinca ( $da/dN$ ) e o espaçamento inter-estrias ( $s$ ) e a variação do fator de intensidade de tensão  $\Delta K$  foi muitas vezes usado na predição da vida em fadiga, entretanto, dentro deste estudo, veremos que a variação da razão de carga  $R$  tem uma forte influência sobre a formação das estrias. Até recentemente, o parâmetro  $R$  era difícil de se estimar. Furukawa (1998) afirmou que a relação da altura  $H$ , tem uma correspondência de um para um com a razão de carga  $R$ .

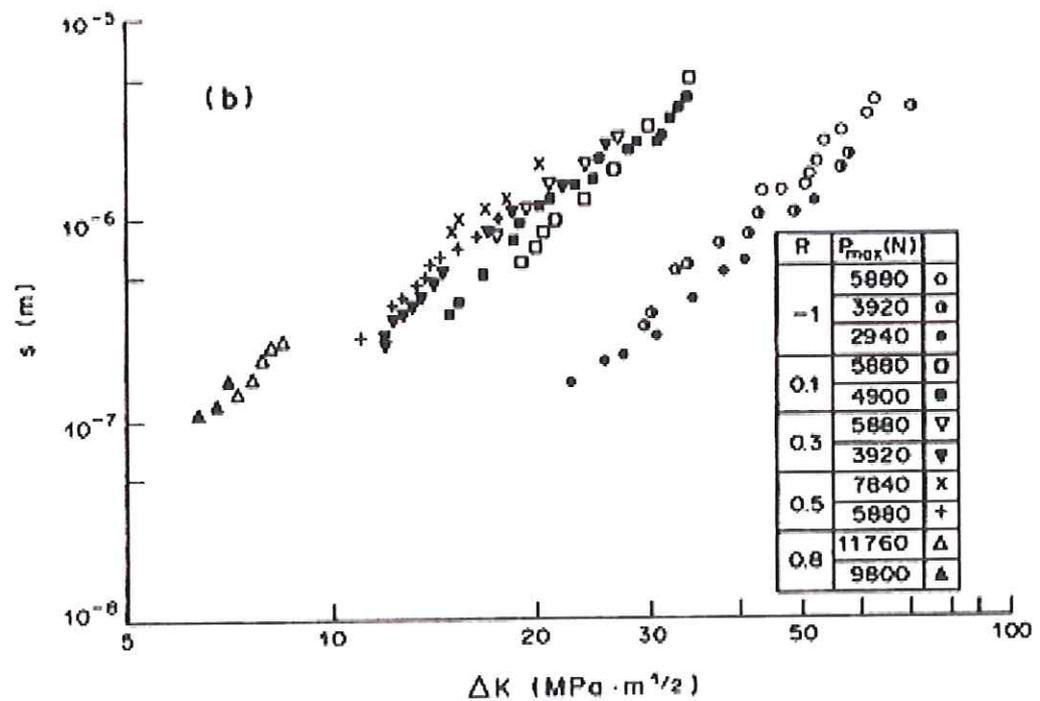
O experimento consistiu em medir o espaçamento e a altura das estrias de fadiga através de um microscópio eletrônico, entretanto, segundo Furukawa (1998), a observação das estrias é muito difícil de se medir, pois a largura é em torno de 0,1 a 2  $\mu\text{m}$ .

Masuda (1980) afirmou que o espaçamento inter-estrias ( $s$ ) corresponde à taxa de crescimento da trinca  $da/dN$  com valores entre 0,1 a 1  $\mu\text{m}/\text{ciclo}$ , porém, a altura certamente deverá ser muito menor; entretanto, esta dificuldade foi superada após seccionar a superfície de fratura através de um micrótomo com um ângulo de aproximadamente de 20° a 45° para aumentar a altura das estrias, como descrito no capítulo a seguir (procedimento experimental).

Furukawa (1998) avaliou a relação entre o  $da/dN \times \Delta K$  e  $\Delta K \times s$  para vários valores de razão de carga  $R$ , conforme mostrado nas figuras 5.2a e 5.2b, onde mostra que a taxa de crescimento da trinca é influenciada não somente por  $\Delta K$  mas também pela razão de carga.



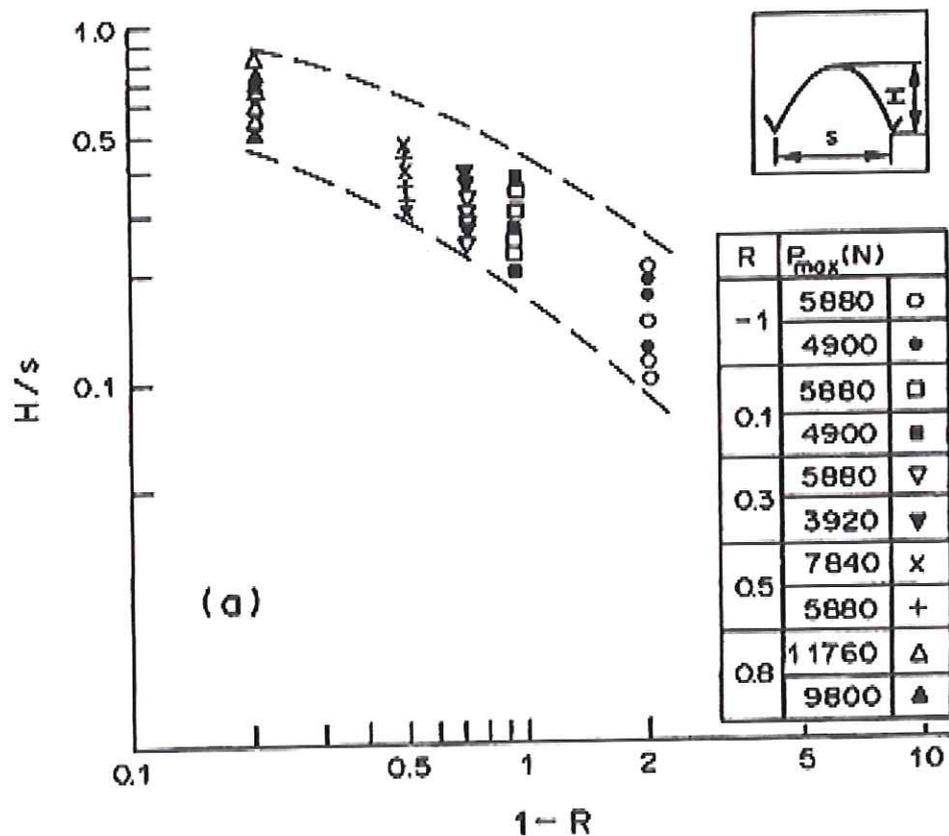
a)



b)

**Figura 5.2:** (a) – Relação entre o fator de intensidade de tensão e a taxa de crescimento da trinca ( $\Delta K \times da/dN$ ); (b) – Relação entre o fator de intensidade de tensão e o espaçamento inter-estrias ( $s$ ) ( $\Delta K \times s$ ). Resultados obtidos de corpos de prova de uma liga de alumínio 2017-T4, conforme ASTM E-399 – Furukawa (1990).

Atualmente, é conhecido que a relação entre  $(s)$  e o fator de intensidade de tensão  $\Delta K$ , ou entre  $da/dN$  e  $\Delta K$ , obedece à lei de Paris somente quando a razão de carga  $R$  é mantida constante. Entretanto, em casos mais gerais não se consegue determinar os carregamentos máximos e mínimos ( $P_{\max}$  e  $P_{\min}$ ) sob carregamentos em serviço somente a partir dos dados de  $(s)$ . Isto ocorre devido ao valor de  $(s)$  ser influenciado não só por  $\Delta K$ , mas também pela razão de carregamento  $R$ ; conseqüentemente, para determinar o carregamento de serviço sobre a superfície de fratura, não somente a taxa de crescimento da trinca ( $da/dN$ ) ou o espaçamento interestrias  $(s)$  deve ser determinado, mas também a razão de carregamento  $R$ , conforme apresentado na figura 5.3.



**Figura 5.3** – Relação entre altura e espaçamento das estrias ( $H/s$ ) com razão de carga  $R$ . Resultados obtidos de corpos de prova de uma liga de alumínio 2017-T4, conforme ASTM E-399 – Murakami e Furakawa (1990)

## 6. PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS

### *6.1 – Materiais e Métodos*

O material deste estudo foi uma liga de alumínio de alta resistência AMS 7475, tratada termomecanicamente para a condição T7351, segundo a norma SAE AMS 4202C (1989). Além de amplamente utilizado na indústria aeronáutica, este material apresenta acentuada ductilidade, o que permite a formação de estrias que podem ser mais facilmente observadas na superfície de fratura dos corpos de prova submetidos aos esforços de fadiga. Foram realizados ensaios de dureza HRB com carga de 100 kgf, utilizando uma máquina de ensaio de dureza Leco RT-240. Os valores finais da dureza foram obtidos da média de cinco medidas realizada nos corpos de prova retirados de uma placa recebida da EMBRAER com as seguintes dimensões: 250 mm x 350 mm x 52 mm.

Na análise micrográfica, foram realizadas metalografias nas 3 dimensões na placa para também se certificar da direção de laminação. As amostras do material foram embutidas em resina sintética (baquelita) e polidas em lixa d'água na seqüência 100, 240, 320, 400, 600, 1000, 1200 e 2000. Em seguida, as amostras foram polidas em óxido de cromo e em solução aquosa de alumina com granulometria de 0,5 µm, de acordo com a norma ASTM E3-95 (1995). As microestruturas foram observadas nas direções longitudinal, transversal e de topo, e fotografadas utilizando-se um microscópio óptico Olympus BX60M acoplado a uma câmera digital de alta resolução. Posteriormente, utilizou-se um programa de computador para a montagem tridimensional das micrografias.

O reagente de Keller foi utilizado no ataque das amostras, e é composto pelos seguintes compostos e proporção:

HF (48%)	2 ml
HCL concentrado	3 ml
HNO3 concentrado	5 ml
Água destilada	100 ml

A análise química da liga em questão foi realizada utilizando-se um espectrômetro óptico por centelha (ARL 3460). Os resultados foram comparados com os valores nominais especificados pela Norma SAE AMS 2355. O resultado está apresentado na Tabela 1.

**Tabela 1** – Resultado da composição química da liga de Alumínio AMS 7475 comparado com a Norma SAE AMS 2355 (1989).

Elemento Químico	Composição		Análise Química
	Nominal		
	<i>Mínimo</i>	<i>Máximo</i>	
Si	--	0,10	0,047
Fe	--	0,12	0,065
Cu	1,2	1,9	1,763
Mn	--	0,06	0,003
Mg	1,9	2,60	1,949
Cr	0,18	0,25	0,239
Ni	--	0,05	0,005
Zn	5,2	6,20	5,793
Ti	-	0,06	0,052
P	--	0,05	0,010
Pb	--	0,05	0,001
Sb	--	0,05	0,004
Sn	--	0,05	0,002
Co	--	0,05	0,02
B	--	0,05	0,0005
V	--	0,05	0,01
Zr	--	0,05	0,021
Al	--	--	<i>Restante</i>

ND=Não detectado.

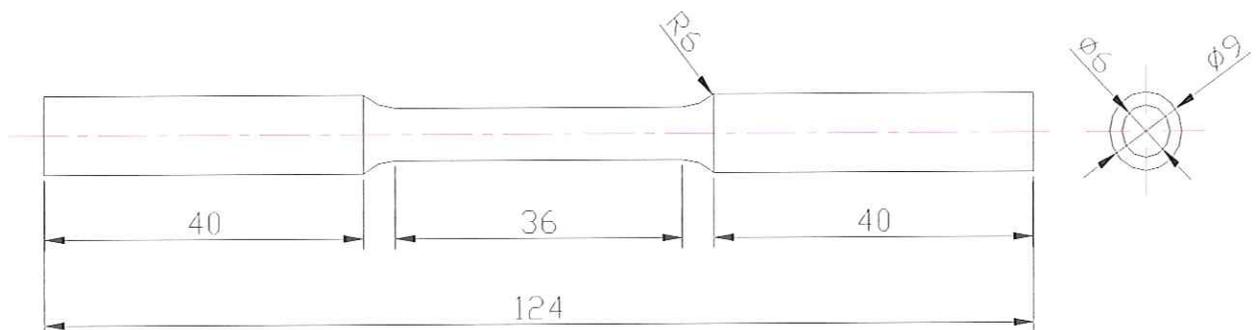
Avaliando os resultados da análise química, pode-se concluir que o material estudado encontra-se em conformidade com a norma SAE AMS 2355. Segundo a Norma BS 98/712176 (1998), o tratamento na condição T7351 é conseguido pela aplicação das etapas descritas a seguir:

- 1) Solubilização da liga entre 460 e 500 °C e resfriamento em água a 40 °C;
- 2) Estiramento controlado a frio, com 1,5 a 3 % de deformação;
- 3) Alívio de tensões, entre 100 e 135 °C, por um tempo entre 3 e 24 h;
- 4) Envelhecimento artificial entre 155 e 175 °C por um tempo entre 8 a 30 h, a uma taxa de aquecimento menor que 20°C/h.

## 6.2 – Ensaio de Tração

Para a obtenção das propriedades mecânicas monotônicas de tração, quatro corpos de prova cilíndricos foram usinados, segundo a norma ASTM-E8M (2000). Os corpos de prova foram removidos na direção longitudinal e transversal da placa de dimensões originais já mencionada. Os corpos de prova foram ensaiados em um equipamento EMIC, à temperatura ambiente, com velocidade de deformação de 1 mm/min até o escoamento e 4 mm/min até a sua ruptura. Utilizou-se o programa Tesc, versão 1.10, para obtenção da curva tensão por deformação de engenharia, posteriormente convertida em gráfico de tensão por deformação verdadeira.

Os resultados do ensaio de tração obtidos foram as propriedades mecânicas de limite de escoamento, limites de resistência, alongamento, redução de área. A figura 6.1 apresenta a geometria e dimensões dos corpos de prova utilizados no ensaio de tração.



**Figura 6.1** – Geometria e dimensões (em mm) dos corpos de prova utilizados no ensaio de tração segundo a norma ASTM-E 8M (2000)

### 6.3 – Ensaio de Propagação de Trinca por Fadiga.

Os corpos de prova do tipo compacto carregado em tração C(T) utilizados na realização dos ensaios foram confeccionados pelo processo de erosão a fio. Essa usinagem proporciona elevado nível de acabamento superficial e precisão dimensional, muito superior relativamente às tradicionais técnicas de usinagem. Os ensaios de propagação de trinca por fadiga foram conduzidos em um sistema de ensaios dinâmicos MTS 810 com capacidade máxima de carga de 250 kN e, conforme a norma ASTM-E647 (2000), sob controle de carga, razão de carga ( $P_{\min}/P_{\max}$ ), com um sinal senoidal e frequência de 30 Hz.

Foram realizados dois tipos distintos de ensaios de propagação de trinca por fadiga: um para obtenção da curva  $da/dN \times \Delta K$  e outro realizado com  $\Delta K$  constante e R constante para uma variação do comprimento da trinca de 5 mm ( $\Delta a$ ), sendo, a seguir, a razão de carga, R alterado e o ensaio repetido para um novo  $\Delta a$  de 5 mm. O módulo de elasticidade do material utilizado nos cálculos foi de 72 GPa, e o modo de controle de ensaio utilizado seguiu as necessidades de cada ensaio. Em todos os ensaios o crescimento da trinca de fadiga foi monitorado visualmente com o auxílio de uma luneta graduada e pela técnica da variação da flexibilidade elástica. As orientações referentes ao sentido de laminação de prova seguiram o código de orientação, conforme a figura 6.2.

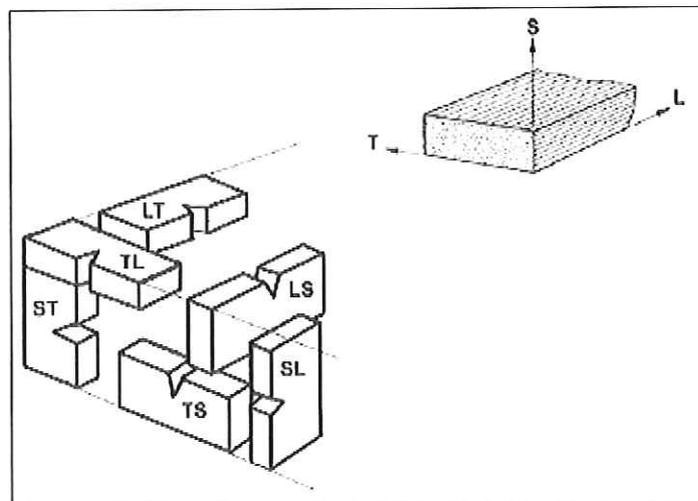
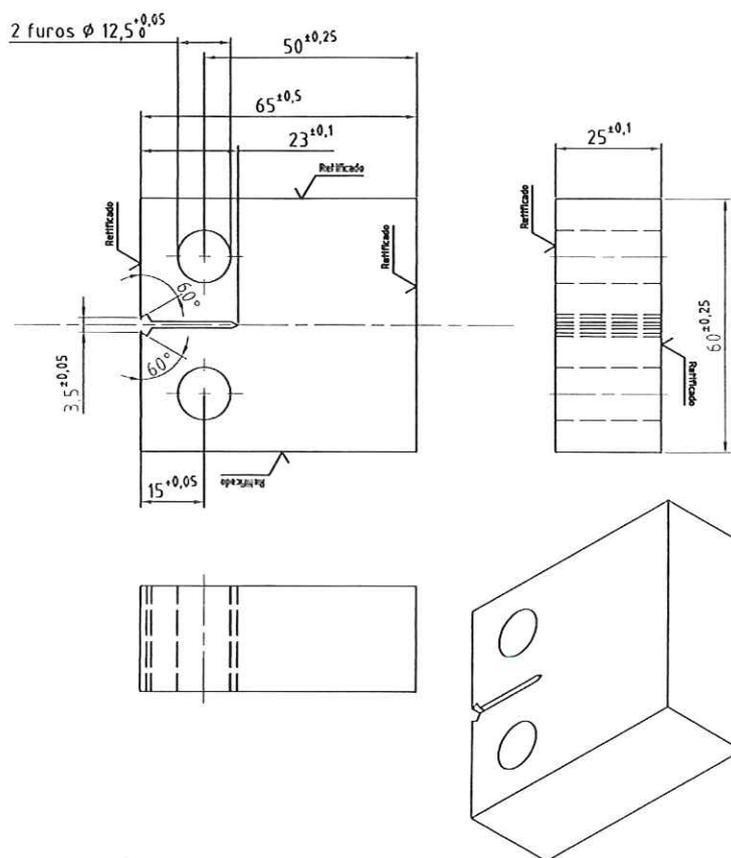


Figura 6.2 – Códigos de orientação do plano da trinca para seções retangulares (ASTM E-399)

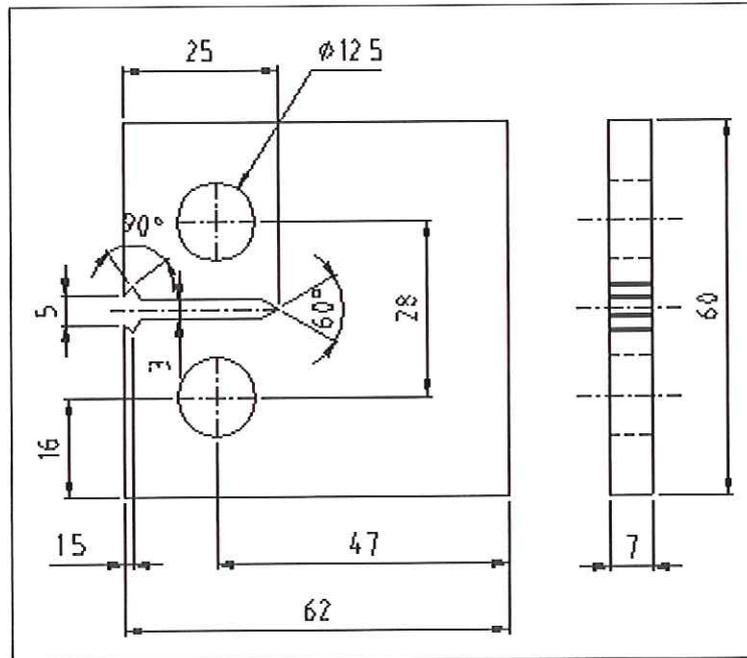
Nos ensaios de propagação de trinca por fadiga para obtenção da curva  $da/dN \times \Delta K$ , foram confeccionados cinco corpos de prova do tipo compacto de tração C(T), conforme a figura 6.3. Todos os corpos de prova apresentaram uma espessura de 25 mm e orientação L-T para a obtenção de cinco curvas de propagação de trinca ( $da/dN \times \Delta K$ ), ou seja, para cinco razões de carga  $R$  distintas (0,1; 0,3; 0,5; 0,7; 0,8), pois a taxa de propagação da trinca por fadiga varia com a mudança da taxa de carregamento. A partir destes ensaios, foram obtidas as constantes  $C$  e  $m$  da equação de Paris para cada taxa de carregamento aplicada. As geometrias e dimensões dos corpos de prova mostradas na figura 6.3 foram estabelecidas de acordo com a norma ASTM-E647.



**Figura 6.3** – Geometria e dimensões do corpo de prova tipo C(T) para o ensaio de propagação de trinca (curvas  $da/dN \times \Delta K$ ) conforme a norma ASTM-E647.

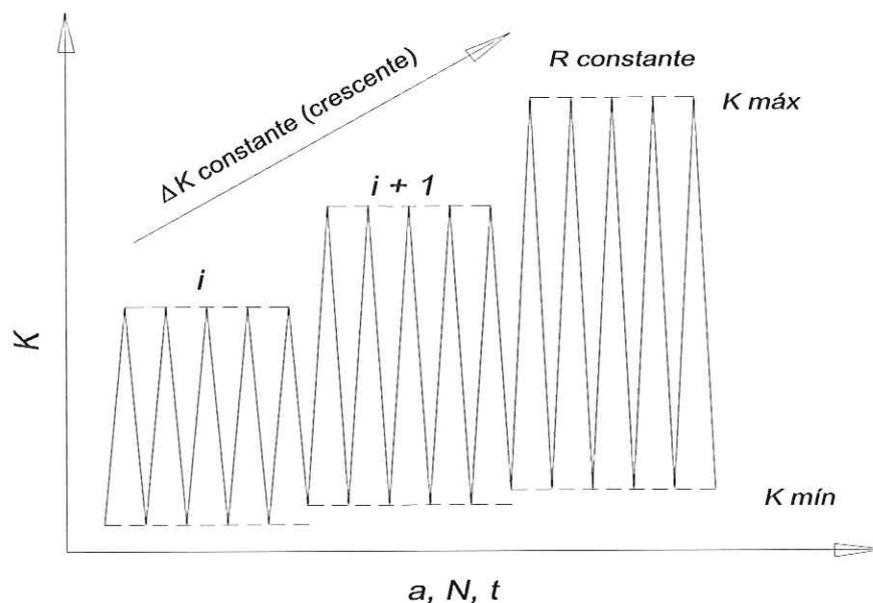
Os dados relativos aos ensaios de fadiga foram processados em programas gráficos específicos, de onde, posteriormente, foram obtidos os parâmetros da equação de Paris para cada razão de carga levantada.

Nos ensaios realizados com  $\Delta K$  constante e R crescente, foram utilizados quatro corpos de prova do tipo compacto de tração C(T), todos com espessura nominal de 7 mm e orientação L-T. A mudança da espessura dos corpos de prova foi necessária devido à falta de material para confeccionar outros corpos de prova nas mesmas dimensões do ensaio anterior (figura 6.4).



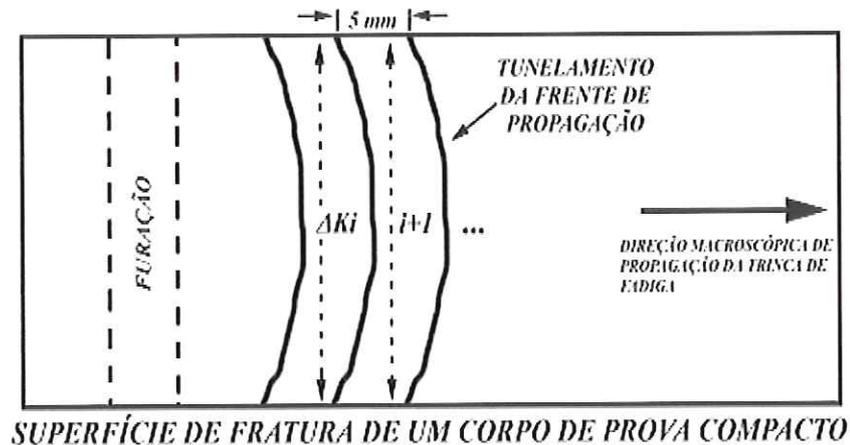
**Figura 6.4** – Geometria e dimensões do corpo de prova tipo C(T) para o ensaio de propagação da trinca realizado com  $\Delta K$  constante e R crescente conforme a norma ASTM-E647 (dimensões em mm).

Foram aplicados três níveis diferentes de  $\Delta K$  em cada corpo de prova e a mesma taxa de carregamento, conforme esquematizado na figura 6.5. Os níveis de  $\Delta K$  aplicados aos corpos de prova foram determinados após uma criteriosa análise das curvas de propagação de trinca por fadiga nos diferentes níveis de razões de carga - R. Foram escolhidos três valores da variação do fator de intensidade de tensão na região de Paris, ou seja, no início, no meio e no final da região.



**Figura 6.5** – Espectro de carregamento onde se evidencia que em um mesmo corpo de prova foram aplicados vários níveis de  $\Delta K$  constante para uma razão de carga - R.

A distância mínima a ser percorrida pela trinca, sob cada condição de carregamento e com  $\Delta K$  constante, foi determinada em função do grau de tunelamento desenvolvido na frente da trinca. Neste sentido, como as medidas dos espaçamentos inter-estrias (s) são conduzidas ao longo da espessura do corpo de prova, perpendicular à direção macroscópica de propagação da trinca por fadiga, há de se garantir que todas as estrias avaliadas em uma gama de medidas tenham sido geradas sob condição similares de fator de intensidade de tensão  $\Delta K$  aplicado com base no comprimento real da trinca. Portanto, foi considerado que uma propagação a  $\Delta K$  constante de 5 mm seria satisfatória para o atendimento dos requisitos em todos os corpos de prova, conforme apresentado na figura 6.6.



**Figura 6.6** – Condições para medida de estrias desenvolvidas sob condições de  $\Delta K$  constante.

Nas tabelas 2 e 3 encontram-se os valores das constantes da flexibilidade elástica utilizados nos ensaios de propagação de trinca por fadiga a  $\Delta K$  constante e curva  $da/dN \times \Delta K$ , respectivamente. A distância X (posição do sensor à linha de carga), para ambos os casos, foi de 15 mm.

**Tabela 2** – Valores calculados dos coeficientes da flexibilidade elástica para a geometria da figura 6.4 ( $\Delta K$  Constante).

X/W	C0	C1	C2	C3	C4	C5
0,319	1,001	-4,844	21,724	-298,573	1626,331	-3104,879

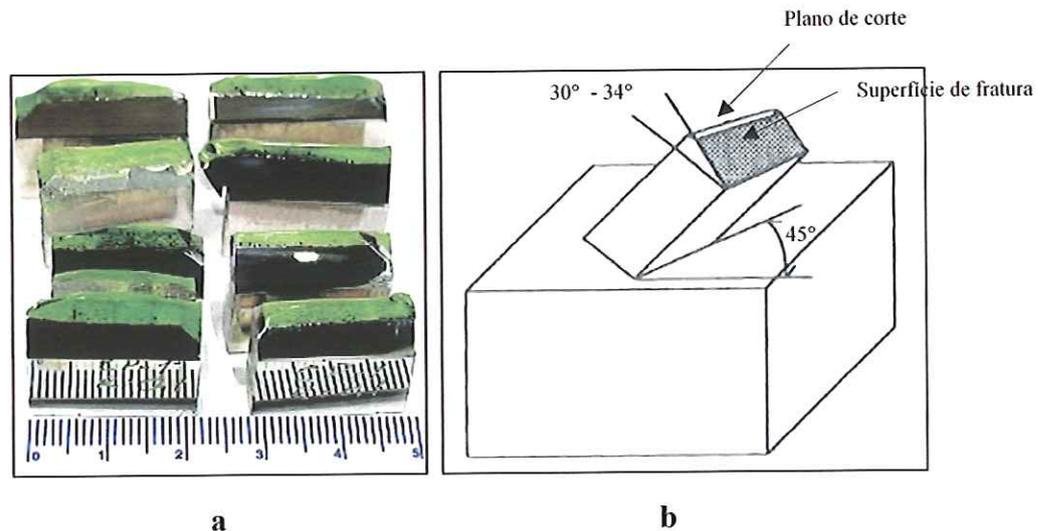
**Tabela 3** – Valores calculados da flexibilidade elástica para a geometria da figura 6.4 ( $da/dN \times \Delta K$ ).

X/W	C0	C1	C2	C3	C4	C5
0,300	1,001	-4,799	20,829	-281,643	1513,280	-2840,852

#### 6.4 – Análise Fratográfica

Após o ensaio de propagação de trinca por fadiga com  $\Delta K$  e R constantes, cada um dos corpos de prova ensaiados resultaram em duas superfícies fratográficas que foram identificadas conforme os tipos de razão de carga, R aplicados. Em seguida, as

superfícies de fratura foram protegidas com resina Technovit 5071 para evitar a deformação das estrias no momento do corte, conforme apresentado na figura 6.7a e 6.7b.

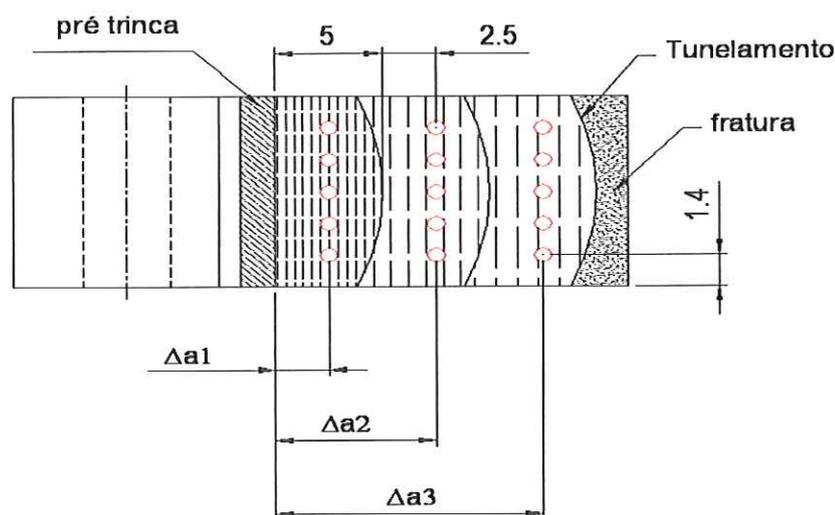


**Figura 6.7:** a) Corpos de prova com a superfície de fratura protegida pela resina; b) Figura esquemática do corte em ângulo (Furukawa, 1998).

Após a cura da resina, uma das superfícies de cada corpo de prova sofreu um corte a uma inclinação que variou de 30° a 34° em uma das extremidades, utilizando-se um micrótomo equipado com disco de carbeto de silício que foi submetido à rotação de corte de 3000 rpm e uma carga constante de 300 gramas, refrigerado com fluido de corte especial. Este chanfro formado teve a finalidade de ampliar e auxiliar as tomadas das medidas da altura do estriamento formado (Furukawa, 1998).

Após o corte da superfície de fratura, os corpos de prova embutidos com a resina foram desembutidos com auxílio do ultra-som e meio de acetona, que não exerce ação prejudicial sobre a superfície de fratura da liga de alumínio. Os espaçamentos inter-estrias ( $s$ ) e as alturas das estrias ( $H$ ) de fadiga foram observadas e fotografadas utilizando-se um microscópio eletrônico de varredura com aumentos que variaram de 5000X a 100.000X. Nas razões de carga com níveis de  $\Delta K$  inferiores a  $10 \text{ MPam}^{1/2}$  não foi possível capturar as imagens dos espaçamentos e das alturas inter-estrias no MEV. Desta forma, para medir os espaçamentos inter-estrias e altura para os níveis mais baixos de  $\Delta K$ , foi necessária a utilização de um microscópio eletrônico de varredura especial, denominado de FEG (Field Emission Gun), devido ao tamanho muito reduzido

das estrias e das alturas. A figura 6.8 ilustra o esquema de aquisição de imagens no FEG e MEV. Note que as medidas dos espaçamentos inter-estrias ( $s$ ) são tomadas de 5 em 5 mm longitudinalmente e transversalmente, espaçados de 1,4 mm ao longo da espessura do corpo de prova.



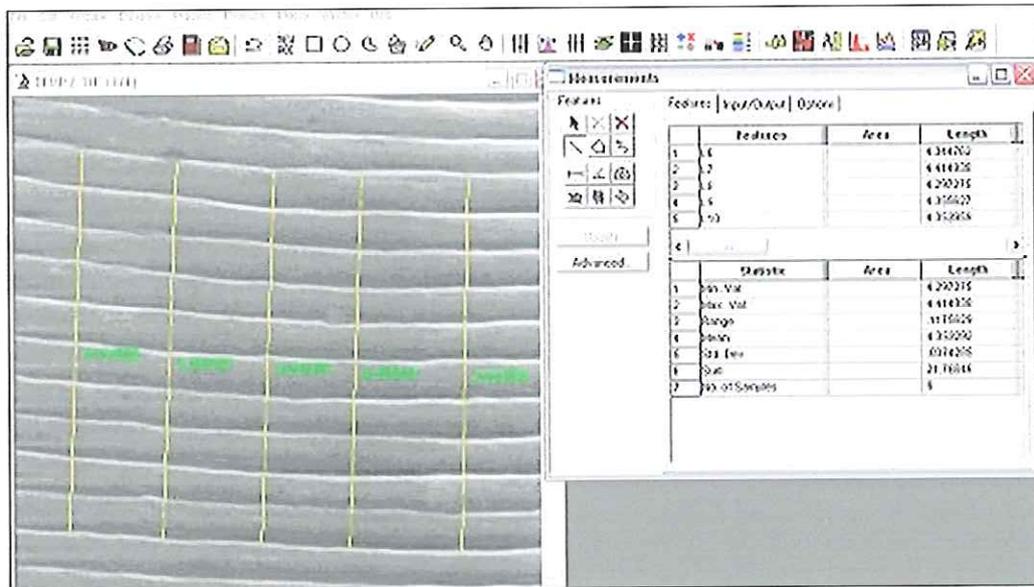
**Figura 6.8** – Esquema da obtenção das imagens dos espaçamentos inter-estrias ( $s$ ) da superfície de fratura dos corpos de prova C(T) (dimensões em mm).

Os objetivos principais da análise fratógráfrica foram:

- Obter, das fratógrafias, os valores microscópicos de  $da/dN$  em função dos níveis constantes de  $\Delta K$  aplicados durante o ensaio e compará-los aos valores macroscopicamente obtidos pelas curvas  $da/dN \times \Delta K$ ;
- Obter os valores das alturas das estrias  $H$  ( $H$  – altura final corrigida pelo ângulo de corte) e correlacioná-los com o espaçamento inter-estrias ( $s$ ) e a razão de carga  $R$ .

Todas as análises do espaçamento inter-estrias ( $s$ ) e a altura  $h$  (valor da altura medida no corpo de prova, sem correção) foram realizadas utilizando-se um analisador de imagem digital, sendo que, após a calibragem do programa, foram realizadas várias tomadas de distâncias inter-estrias, sempre tendo como base a média da marcação das estrias, ou seja, tomando a região do vale das estrias como referência. Os resultados de

cada imagem foram gravados e analisados separadamente. A figura 6.9 mostra um exemplo de medida do espaçamento inter-estrias (s) utilizando o programa analisador de imagem digital.



**Figura 6.9** – Programa de imagem digital utilizado para medir os espaçamentos inter-estrias (s) e as alturas das estrias (h).

Os espaçamentos inter-estrias (s) e as alturas (h) medidas pelo programa foram devidamente comparadas com alguns resultados obtidos através de cálculos. Em seguida, calculou-se a largura total da imagem em micrometro ( $\mu\text{m}$ ) e com o auxílio da barra de calibração do programa, que resultou no valor da largura da imagem calculado pela equação abaixo.

$$W \times L = \frac{90.000}{\text{Ampliação}} (\mu\text{m}) \quad (26)$$

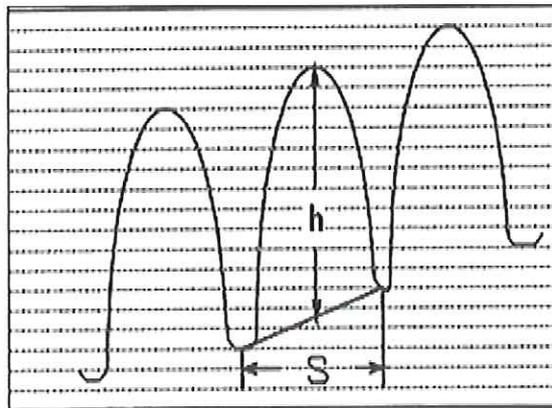
onde:

W = largura da imagem

L = altura da imagem

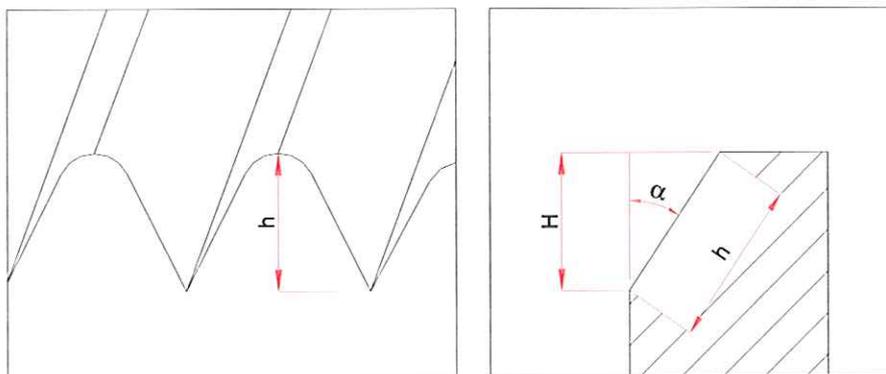
Esta forma de medir as distâncias inter-estrias ( $s$ ) e as alturas das estrias ( $h$ ) otimizou o trabalho. Assim, o espaçamento inter-estrias ( $s$ ) foi medido tomando o intervalo de 10 estrias e calculando-se a média do espaçamento inter-estrias ( $s$ ) ao longo da direção macroscópica da propagação da trinca.

As superfícies de fratura chanfradas dos corpos de prova foram devidamente preparadas para efetuar as medidas das alturas das estrias ( $h$ ), sendo, antes do corte, protegidas com resina, e, após, limpas com acetona e posteriormente com álcool isopropílico. As alturas das estrias de fadiga, para todas as razões de carga,  $R$ , e para todos os níveis de  $\Delta K$ , foram observadas e fotografadas utilizando-se microscópio eletrônico. Os pontos medidos foram efetuados varrendo-se a extremidade do plano de corte e a superfície de fratura, de onde foram adquiridas as imagens para cada nível de fator de intensidade de tensão, conforme ilustrado na figura 6.10.



**Figura 6.10** – Esquemática onde se evidencia a medida de altura ( $h$ ) e espaçamento inter-estrias ( $s$ ) (Furukawa, 1998).

A figura 6.11 ilustra esquematicamente a obtenção da medida da altura  $H$  através da medida da altura da estria obtida diretamente no microscópio eletrônico de varredura. As medidas da altura ( $h$ ) das estrias encontradas foram medidas individualmente, tomando-se como referência o vale e o topo de cada estria, que foram corrigidos devido ao ângulo de corte efetuado na superfície, seguindo a equação 27:



**Figura 6.11** – Esquematização da obtenção da medida de altura  $H$  a partir das medidas efetuadas diretamente no plano de corte  $h$ . É possível observar o ângulo utilizado para correção da altura.

$$H = h \times \cos \alpha \quad (27)$$

onde:

$h$  = medida da altura diretamente na imagem obtida no MEV;

$H$  = medida da altura corrigida através do ângulo de corte;

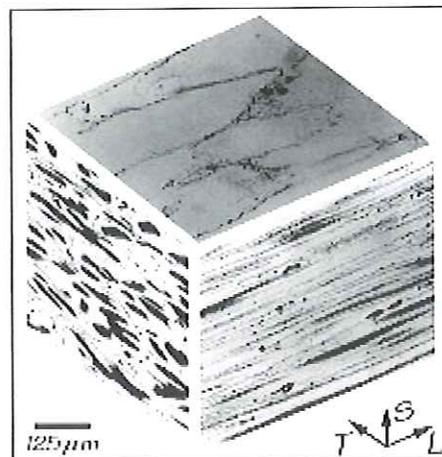
$\alpha$  = ângulo de corte (variando entre  $30^\circ$  a  $34^\circ$ ) aplicado na superfície de corte.

## 7. RESULTADOS E DISCUSSÃO

### 7.1 – *Análise Microestrutural*

A Figura 7.1 exibe uma montagem tridimensional da microestrutura nas três direções principais: transversal, longitudinal e de topo da liga de alumínio AMS 7475-T7351 estudada. As amostras foram devidamente atacadas com o reagente de Keller e observadas por microscopia óptica, revelando os contornos de grão e a microestrutura do material recebido da Embraer.

Uma forte texturização microestrutural segundo a direção *L*, e, em menor escala, na direção *T*, foi observada, respectivamente, nos planos *SL* e *ST*. Isto indica que a direção *L* corresponde à laminação (ou longitudinal *L*) da placa, da qual foram extraídas as amostras em questão. A direção *T* corresponde à direção transversal à propagação da trinca da referida placa, ou seja, os corpos de prova foram comprovadamente retirados na orientação *LT*.



**Figura 7.1** – Montagem tridimensional das microestruturas nas direções *L*, *T* e *S*, retiradas da placa.

## 7.2 – Propriedades Mecânicas

A tabela 4 mostra os resultados das medidas de dureza HRB com carga de 100 kgf e esfera de 1/16 mm de diâmetro realizadas em uma máquina de dureza Leco RT-240 nos corpos de prova.

**Tabela 4** – Resultados da dureza HRB obtidos no ensaio.

Medida	HRB
01	79,5
02	79,0
03	79,7
04	78,9
<b>Média</b>	<b>79,3</b>
<b>DP</b>	<b>0,33</b>

Obs. DP – Desvio padrão.

Segundo as normas SAE - AMS 4202C (2002) e MIL-HDBK-5H (1998), que estabelecem as propriedades da liga de alumínio AMS 7475-T7351, os valores medidos de dureza estão em conformidade com as referidas normas. Nas tabelas 5 e 6 são mostrados os resultados dos ensaios de tração para as direções LT e TL, respectivamente, da liga de alumínio AMS 7475-T7351 estudada.

**Tabela 5** – Resultados dos ensaios de tração de corpos de prova cilíndricos na direção LT, segundo a norma ASTM E8M-2000.

CP	$\phi$ (mm)	A (mm <sup>2</sup> )	Sr (MPa)	Se (MPa)	RA (%)	$\Delta L^a$ (%)	E (MPa)
01	6,1	29,1	457	389	24,4	16,6	73310
02	6,0	28,5	461	380	17,4	16,8	60955
03	6,1	29,4	478	404	18,9	17,8	79570
04	6,0	28,1	484	408	17,0	15,0	71864
<b>Média</b>	<b>6,1</b>	<b>28,8</b>	<b>470</b>	<b>395</b>	<b>19,4</b>	<b>16,6</b>	<b>71430</b>
<b>DP</b>	<b>0,1</b>	<b>0,6</b>	<b>13,3</b>	<b>13,0</b>	<b>3,0</b>	<b>1,2</b>	<b>7739</b>

$L_0 = 25,0$  mm (comprimento base de medida) – DP – desvio padrão das medidas

**Tabela 6** – Resultados do ensaio de tração para corpos de prova cilíndricos na direção TL, segundo a norma ASTM E8M-2000.

CP	$\phi$ (mm)	A (mm <sup>2</sup> )	Sr (MPa)	Se (MPa)	RA (%)	$\Delta L^a$ (%)	E (MPa)
01	6,0	27,8	468	395	14,8	10,6	74793
02	6,1	28,9	457	384	15,6	11,1	70873
03	6,0	28,1	480	406	13,7	11,6	75130
04	6,0	28,1	484	408	14,1	11,5	72909
<b>Média</b>	<b>6,0</b>	<b>28,2</b>	<b>472</b>	<b>398</b>	<b>14,6</b>	<b>11,2</b>	<b>73430</b>
<b>DP</b>	<b>0,1</b>	<b>0,6</b>	<b>13,3</b>	<b>13,0</b>	<b>0,8</b>	<b>0,5</b>	<b>1963</b>

*L<sub>o</sub> = 25,0 mm (comprimento base de medida) – DP – desvio padrão das medidas*

Onde:

$\phi$  = diâmetro do corpo de prova

A = área do corpo de prova

Sr = tensão de ruptura do corpo de prova

Se = tensão de escoamento do corpo de prova

RA = redução de área do corpo de prova

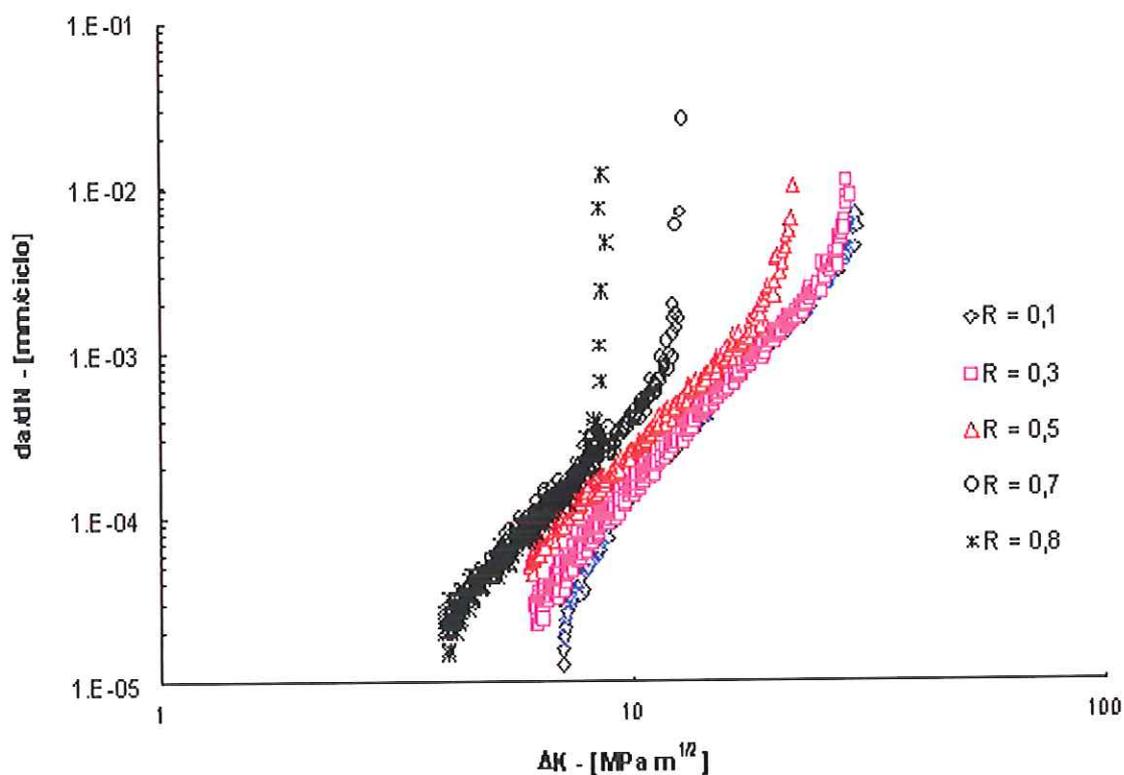
$\Delta L$  = variação do alongamento do corpo de prova

E = módulo do material do corpo de prova

Observa-se, pelos valores mostrados nas tabelas 5 e 6, que os limites de resistência e de escoamento são similares em ambas as direções, mas os parâmetros de ductilidade, % $\Delta L$  e %RA, são maiores para a direção longitudinal devido ao efeito da anisotropia do material ensaiado entre estas direções (plano de laminação da chapa). Os resultados dos ensaios de tração foram comparados com a norma MIL-HDBK-5H (1998) e as propriedades estão em conformidade com as especificações da norma.

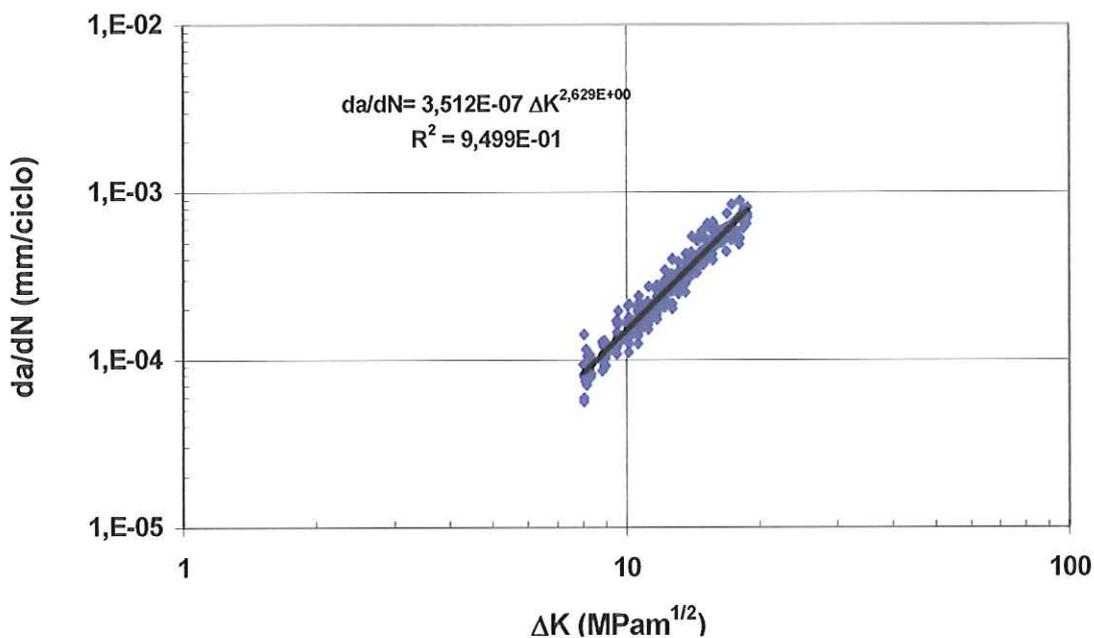
### 7.3 – Ensaio de Propagação de Trinca por Fadiga $\Delta K$ Crescente.

Foram obtidos valores de  $da/dN \times \Delta K$  nos regimes II e III para cinco níveis de carga  $R$  distintos (0,1; 0,3; 0,5; 0,7; 0,8), mas o valor de  $\Delta K_0$  não foi medido por estar fora do escopo do trabalho. A figura 7.2 apresenta, sobrepostas, as curvas da taxa de propagação da trinca em função do fator de intensidade de tensão ( $da/dN \times \Delta K$ ) para a liga de alumínio AMS 7475 T7351 nos cinco níveis de razão de carga mencionados.

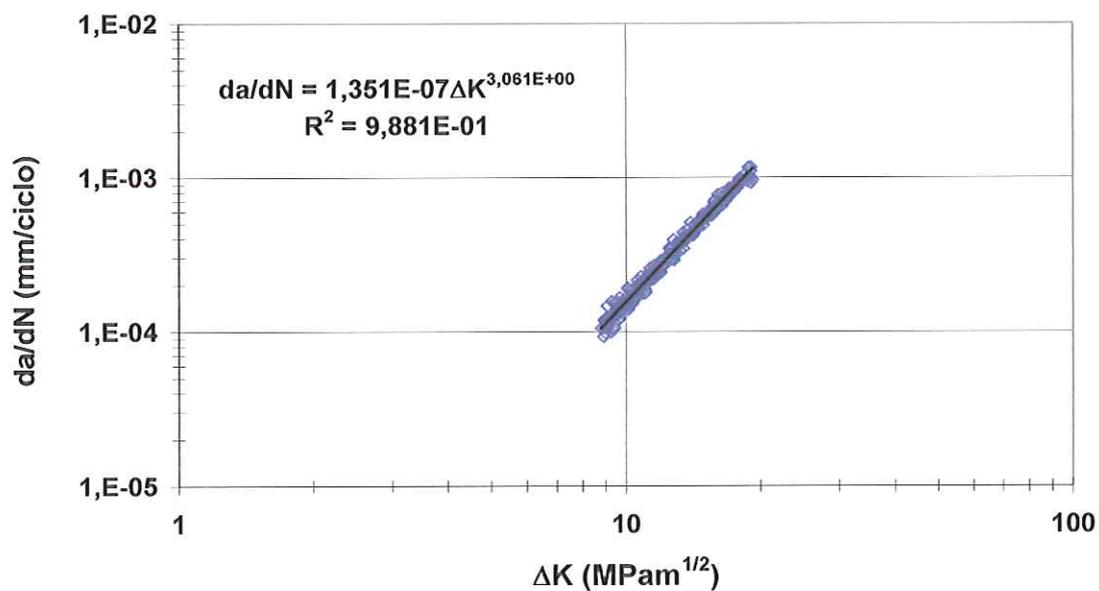


**Figura 7.2** – Resultados dos ensaios de propagação de trinca por fadiga ( $da/dN \times \Delta K$ ) realizados nos corpos de prova C(T), para a liga de Al aeronáutica AMS 7475 T7351, para cinco níveis de razão de carga  $R$

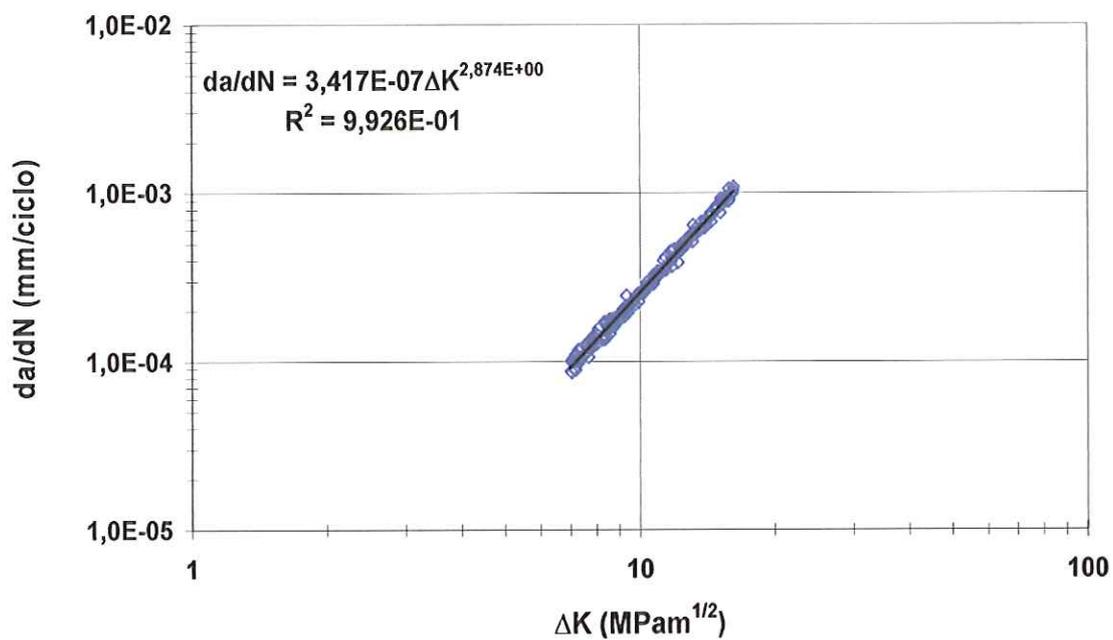
Na figura 7.3 observam-se os gráficos  $da/dN \times \Delta K$  na região II de Paris para as razões de carga - R (0,1; 0,3; 0,5; 0,7; 0,8). Na tabela 7 é apresentado um resumo da constante  $\underline{C}$  e do expoente  $\underline{m}$  para cada razão de carga aplicado.



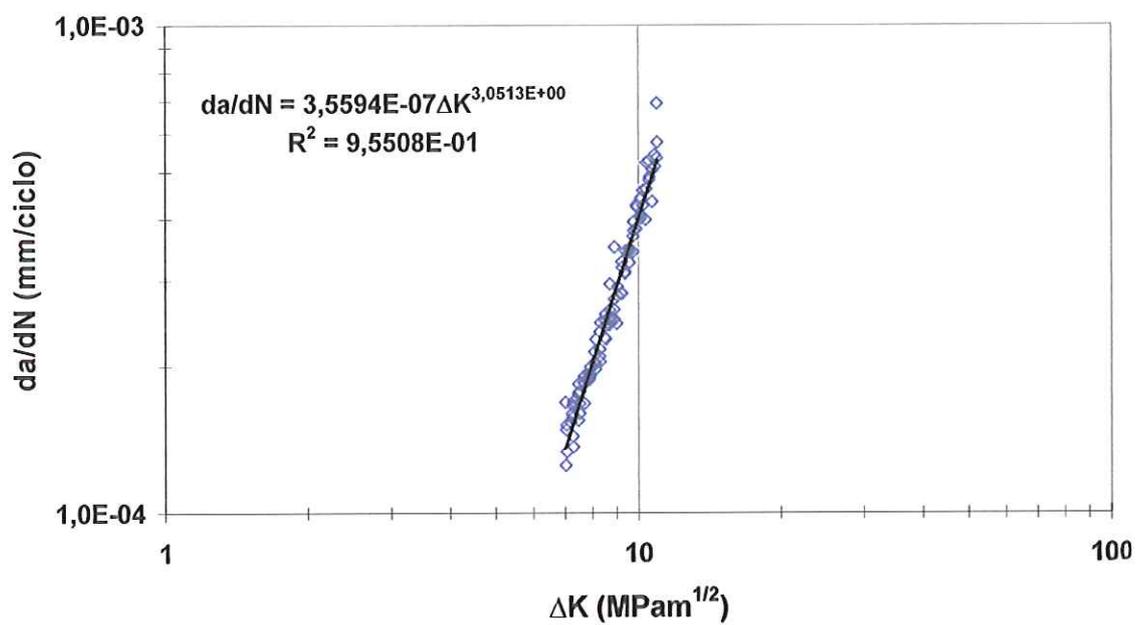
a) – Paris para R = 0,1 direção LT



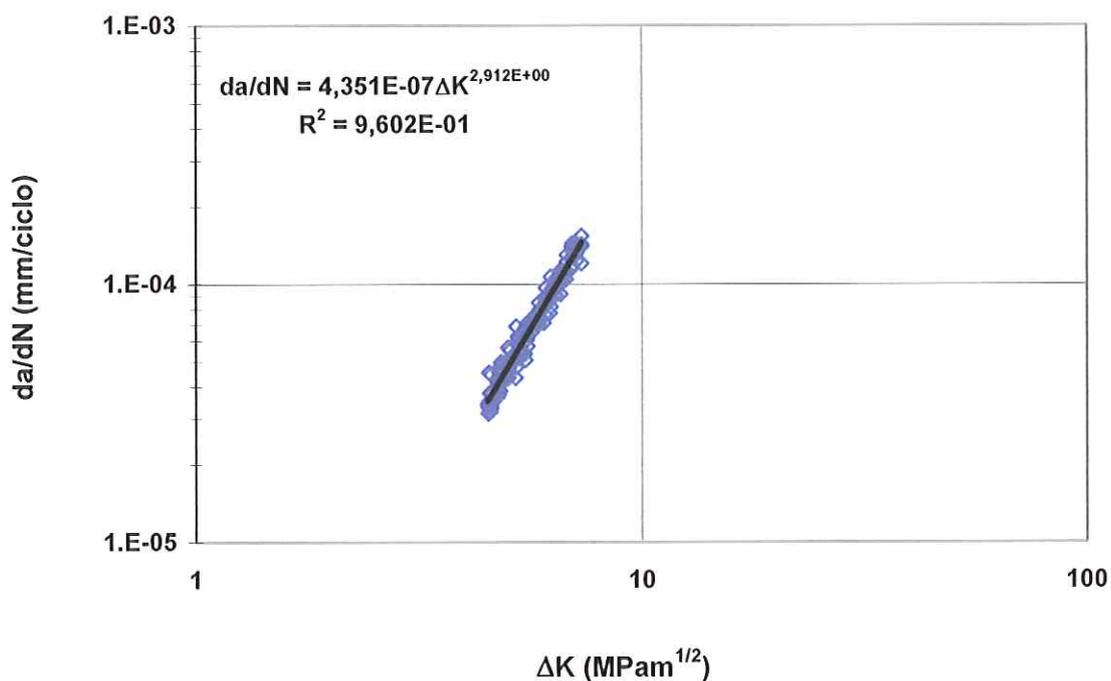
b) – Paris para R = 0,3 direção LT.



c) – Paris para R = 0,5 direção LT



d) – Paris para R = 0,7 direção LT



e) – Paris para  $R = 0,8$  direção LT

**Figura 7.3** – Resultados das curvas de propagação de trinca por fadiga  $da/dN \times \Delta K$  na região II, onde observa-se a equação de Paris na orientação LT do plano da trinca para as razões de carga ensaiados.

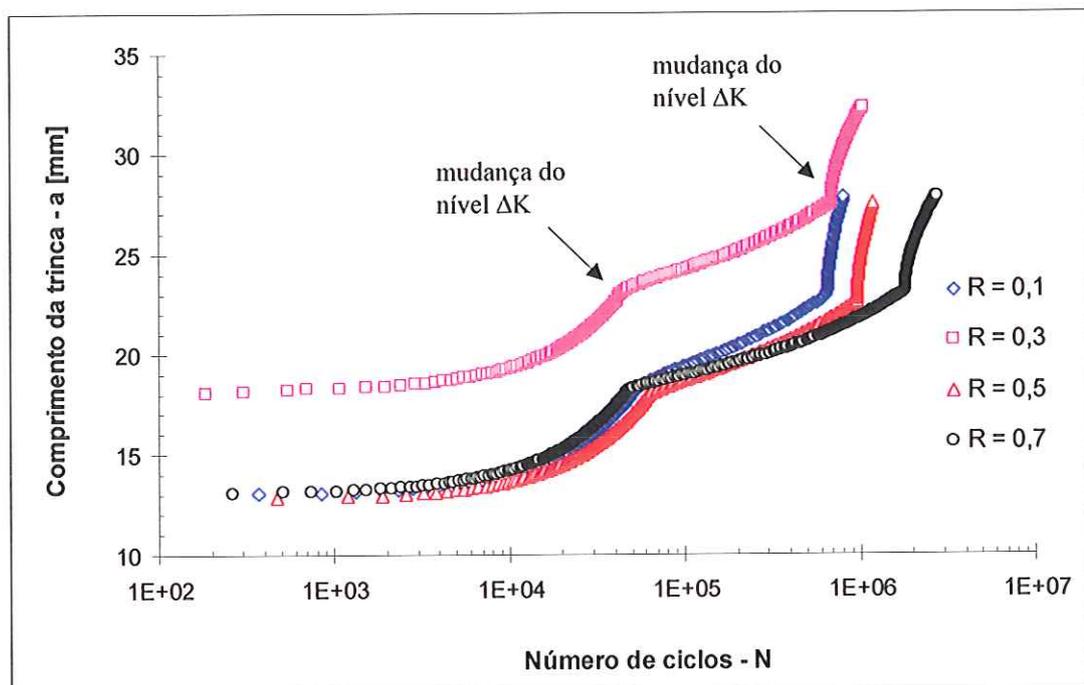
**Tabela 7** – Valores da constante  $C$  e do expoente  $m$  para as distintas razões de carga.

Razão de carga - R ( $R = P_{\text{mín}}/P_{\text{máx}}$ )	C	m	$R^2$
0,1	3,512E-7	2,63	0,95
0,3	1,351E-7	3,06	0,99
0,5	3,417E-7	2,87	0,99
0,7	3,559E-7	3,05	0,96
0,8	4,351E-7	2,912	9,60

$R^2 \Rightarrow$  coeficiente de correlação da tendência da curva.

### 7.4 – Ensaio de Propagação de Trinca por Fadiga – $\Delta K$ Constante

A figura 7.4 apresenta as curvas do comprimento da trinca em função do número de ciclos efetuados para o ensaio a  $\Delta K$  constante nos quatro níveis de razão de carga. A partir destes dados, derivaram-se e foram obtidas as curva de  $da/dN \times \Delta K$  constante.

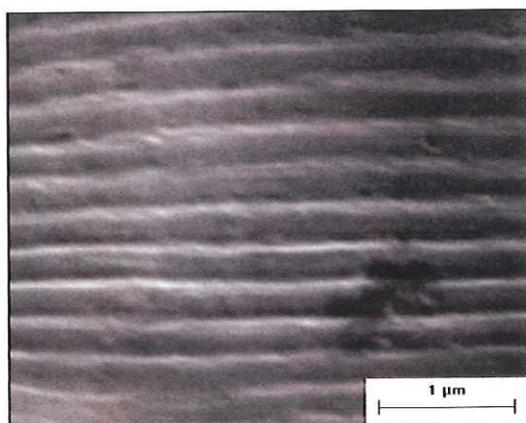


**Figura 7.4** – Curvas do comprimento da trinca x o número de ciclos ( $a \times N$ ) com  $\Delta K$  constante para quatro níveis de razão de carga R - Liga de Alumínio AMS 7475 T7351. Os pontos de inflexões (setas) representam a parada do equipamento para mudança do nível de  $\Delta K$ .

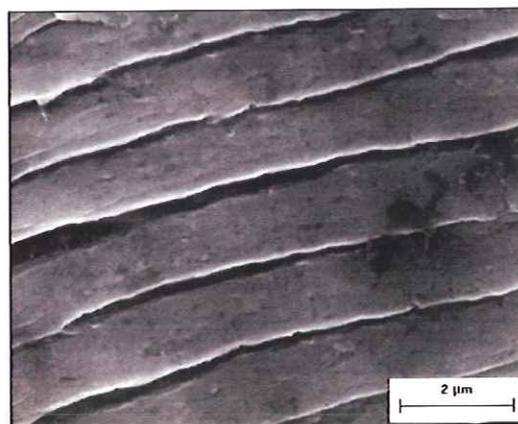
Nas curvas de  $da/dN \times \Delta K$  constante observa-se uma descontinuidade, ou seja, apresentam-se pontos de inflexão na curva. Este fato deve-se às paradas da máquina durante a realização do ensaio para alteração do valor do  $\Delta K$ . Para o ensaio de  $\Delta K$  constante foram aplicados três níveis de  $\Delta K$  para uma mesma razão de carga R, conforme representando na figura 6.5 do tópico anterior.

### 7.5 - Análise Fratográfica

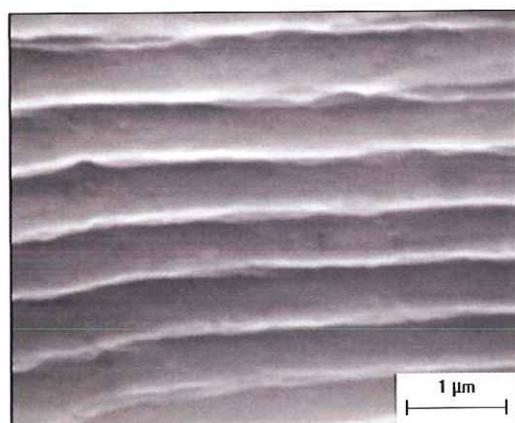
Na figura 7.5 podem ser observadas algumas imagens dos espaçamentos interestrias (s) do ensaio de propagação da trinca a  $\Delta K$  constante obtidas após análise em MEV e FEG para distintos valores de  $\Delta K$  e razão de carga.



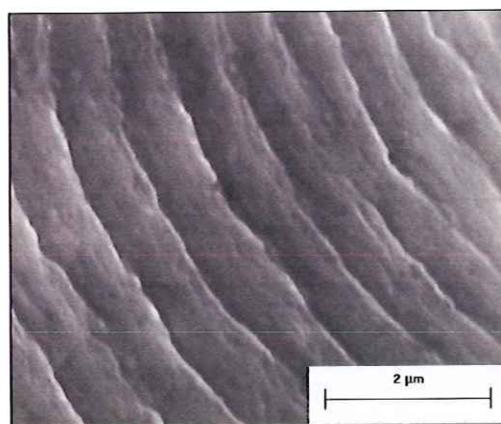
R = 0,1 -  $\Delta K=15,7 \text{ MPam}^{1/2}$  - (MEV)



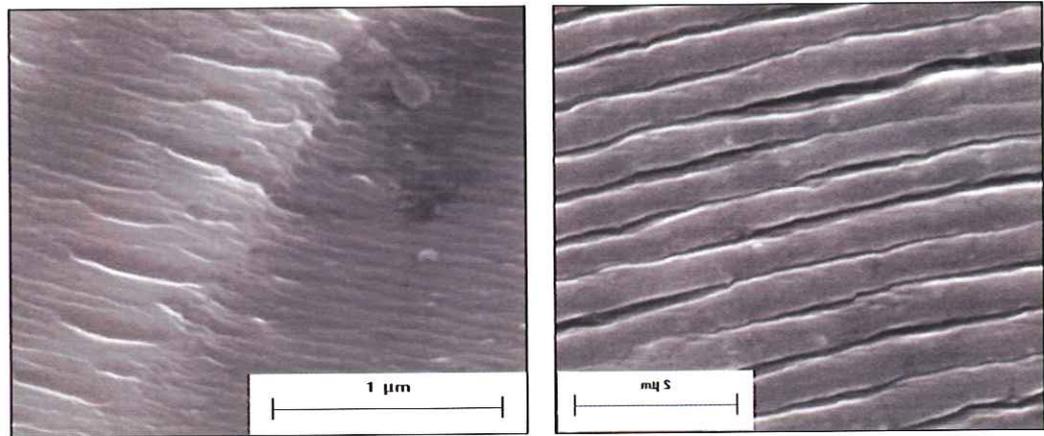
R = 0,1 -  $\Delta K=25,0 \text{ MPam}^{1/2}$  - (MEV)



R = 0,3 -  $\Delta K=13,0 \text{ MPam}^{1/2}$  - (MEV)

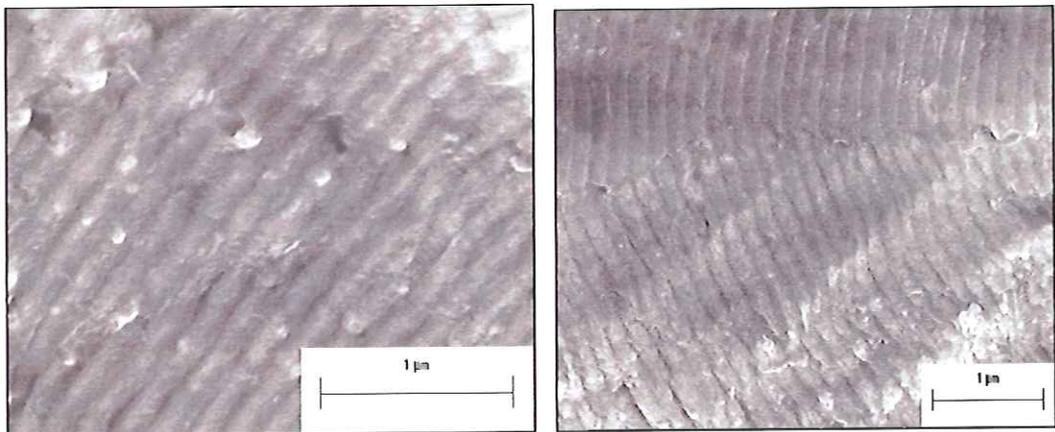


R = 0,3 -  $\Delta K=19,2 \text{ MPam}^{1/2}$  - (MEV)



R = 0,5 -  $\Delta K=7,2 \text{ MPam}^{1/2}$  - (FEG)

R = 0,5 -  $\Delta K=16,2 \text{ MPam}^{1/2}$  - (MEV)



R = 0,7 -  $\Delta K=8,9 \text{ MPam}^{1/2}$  - (FEG)

R = 0,7 -  $\Delta K=10,9 \text{ MPam}^{1/2}$  - (FEG)

**Figura 7.5** – Imagens da liga de alumínio AMS 7475 T7351 ensaiada por fadiga, mostrando os espaçamentos inter-estrias (s).

As tabelas 8, 9, 10 e 11 mostram os resultados dos espaçamentos inter-estrias (s) obtidos das análises fratógráficas do ensaio de propagação da trinca a  $\Delta K$  constante, correlacionando com o valor da taxa de propagação da trinca, obtido da equação de Paris do ensaio de  $da/dN \times \Delta K$ .

**Tabela 8** – Resultados das análises fratógráficas do CP 01.

Razão de carga - R	$\Delta K$ (MPam <sup>1/2</sup> )	K <sub>máx</sub> (MPam <sup>1/2</sup> )	da/dN ( $\mu\text{m}/\text{ciclo}$ )	Espaçamento - s ( $\mu\text{m}/\text{ciclo}$ )	*Erro absoluto da/dN x s (%)
R = 0,1	10,2	11,4	0,172	0,190	10,4
	15,7	17,5	0,490	0,444	9,4
	25,0	27,8	1,588	1,507	5,1

\* Erro referente à medida do da/dN em relação ao espaçamento inter-estrias (s)

**Tabela 9** – Resultados das análises fratógráficas do CP 02.

Razão de carga - R	$\Delta K$ (MPam <sup>1/2</sup> )	K <sub>máx</sub> (MPam <sup>1/2</sup> )	da/dN ( $\mu\text{m}/\text{ciclo}$ )	Espaçamento - s ( $\mu\text{m}/\text{ciclo}$ )	*Erro absoluto da/dN x s (%)
R = 0,3	8,9	12,7	0,109	0,085	21,5
	13,0	18,6	0,343	0,382	11,3
	19,2	27,4	1,048	0,950	9,4

\* Erro referente à medida do da/dN em relação ao espaçamento inter-estrias (s)

**Tabela 10** – Resultados das análises fratógráficas do CP 03.

Razão de carga - R	$\Delta K$ (MPam <sup>1/2</sup> )	K <sub>máx</sub> (MPam <sup>1/2</sup> )	da/dN ( $\mu\text{m}/\text{ciclo}$ )	Espaçamento - s ( $\mu\text{m}/\text{ciclo}$ )	*Erro absoluto da/dN x s (%)
R = 0,5	7,2	14,4	0,101	0,066	34,2
	10,7	21,4	0,308	0,286	7,1
	16,2	32,3	0,994	0,633	36,3

\* Erro referente à medida do da/dN em relação ao espaçamento inter-estrias (s)

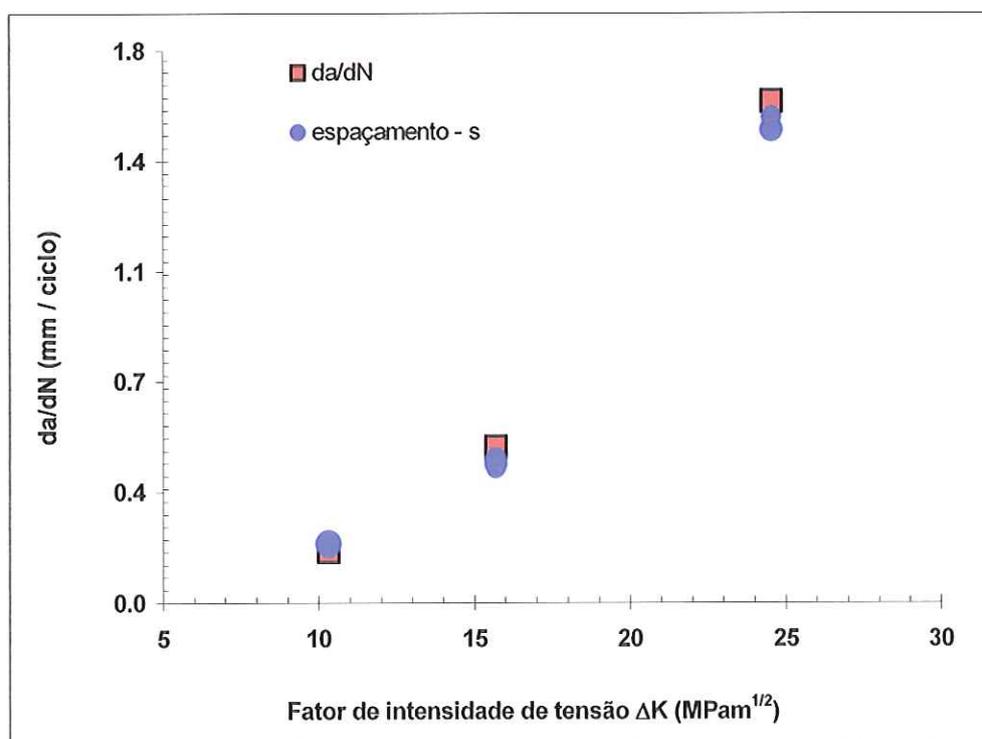
**Tabela 11** – Resultados das análises fratógráficas do CP 04.

Razão de carga - R	$\Delta K$ (MPam <sup>1/2</sup> )	K <sub>máx</sub> (MPam <sup>1/2</sup> )	da/dN ( $\mu\text{m}/\text{ciclo}$ )	Espaçamento - s ( $\mu\text{m}/\text{ciclo}$ )	*Erro absoluto da/dN x s (%)
R = 0,7	7,1	23,5	0,143	0,126	12,1
	8,9	29,6	0,284	0,165	42,0
	10,9	36,5	0,516	0,308	40,2

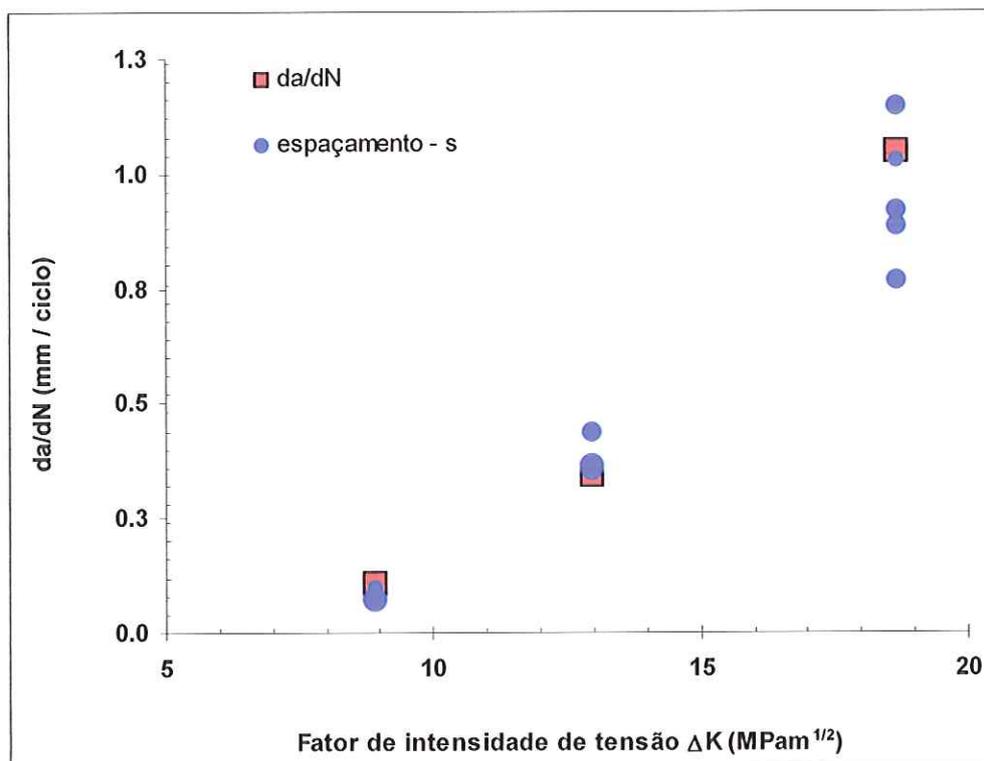
\* Erro referente à medida do da/dN em relação ao espaçamento inter-estrias (s)

Pelos resultados apresentados nas tabelas 8 a 11, observa-se que os espaçamentos inter-estrias (s) microscópios apresentam valores distintos dos valores macroscópico (da/dN), onde é notado um crescimento significativo da taxa de crescimento da trinca (da/dN) com o aumento da razão de carga, R e de  $\Delta K$ . Este comportamento evidencia que, com o aumento da razão de carga, R, os espaçamentos inter-estrias (s) não se correlacionam diretamente com a taxa de crescimento da trinca (da/dN), na qual, para altos níveis do fator de intensidade de tensão  $\Delta K$  e razões de carga, R, os erros são significativos.

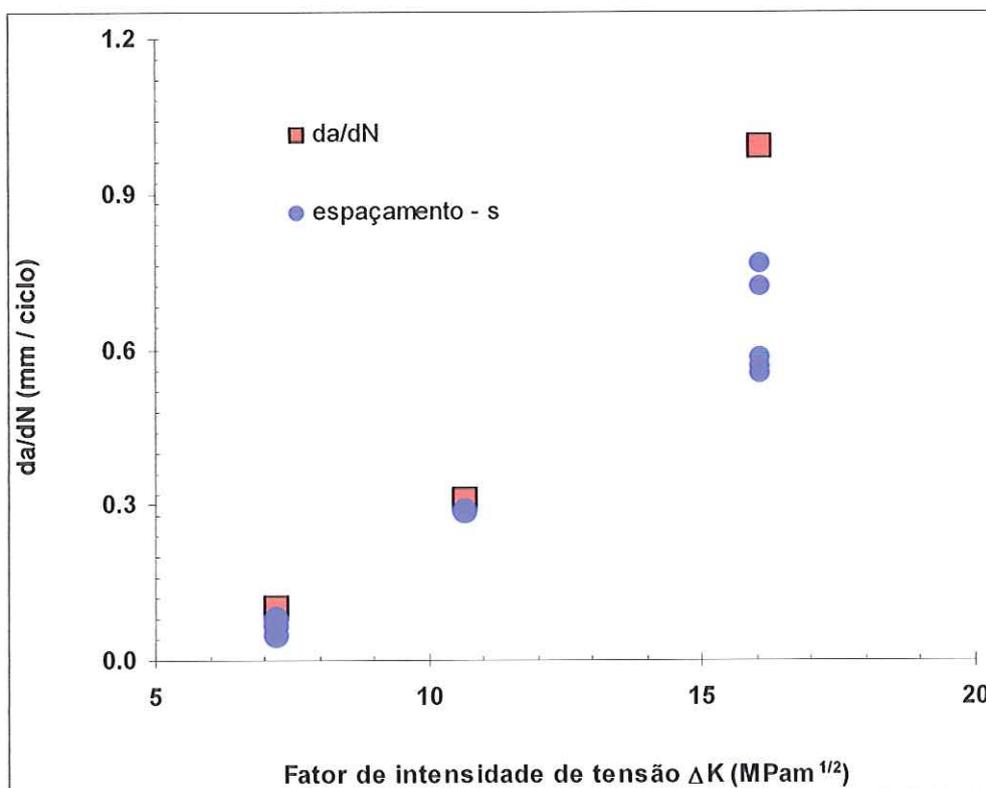
Broek D. (1969) examinou a relação entre as equações 16 (Paris) e 25 (Miller) para duas ligas de alumínio, e, posteriormente, Ruckert (2003), para a liga AMS 7475 T7351, e encontraram que da/dN coincide com o espaçamento (s) somente para valores de da/dN entre 0,1 a 1  $\mu\text{m}/\text{ciclo}$ . Broek explicou o motivo desta ocorrência conforme transcrito no capítulo 5 (TAXA DE CRESCIMENTO DA TRINCA E ESPAÇAMENTO INTER-ESTRIAS (s)). Nas figuras 7.6, de (a) a (d), são apresentados os comportamentos da taxa de crescimento da trinca da/dN e do espaçamento inter-estria (s), obtidos do ensaio de propagação de trinca por fadiga para quatro níveis de razão de carga - R distintos.



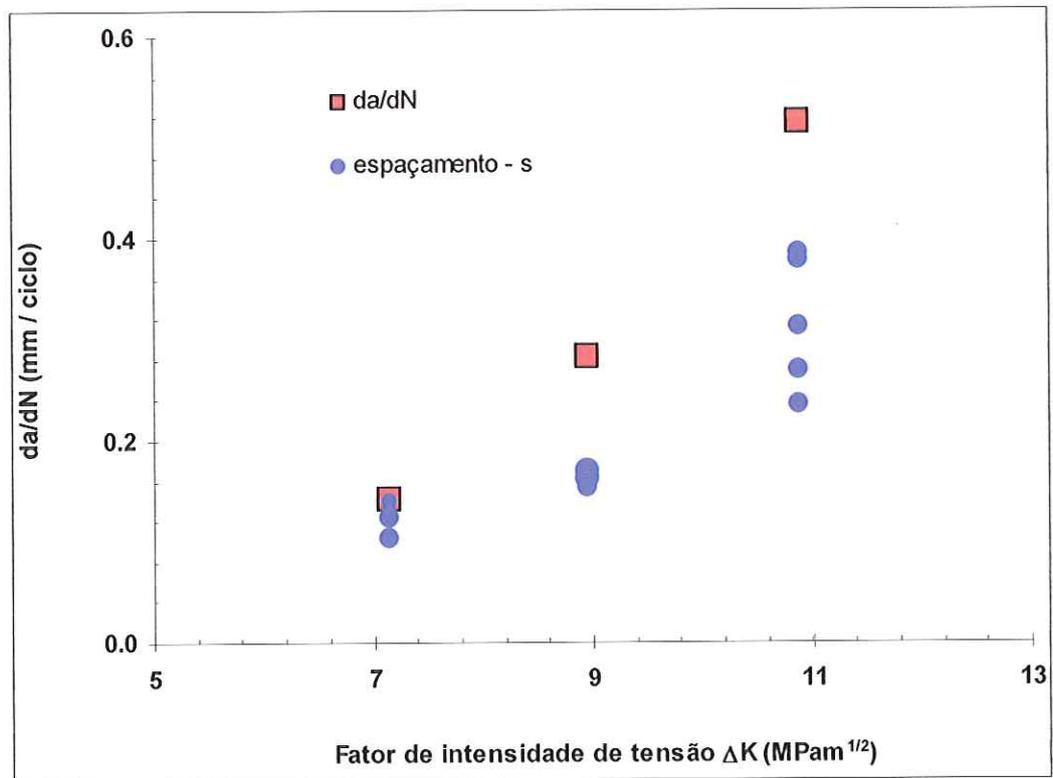
a)– da/dN x espaçamento para R = 0,1



b)– da/dN x espaçamento para R = 0,3



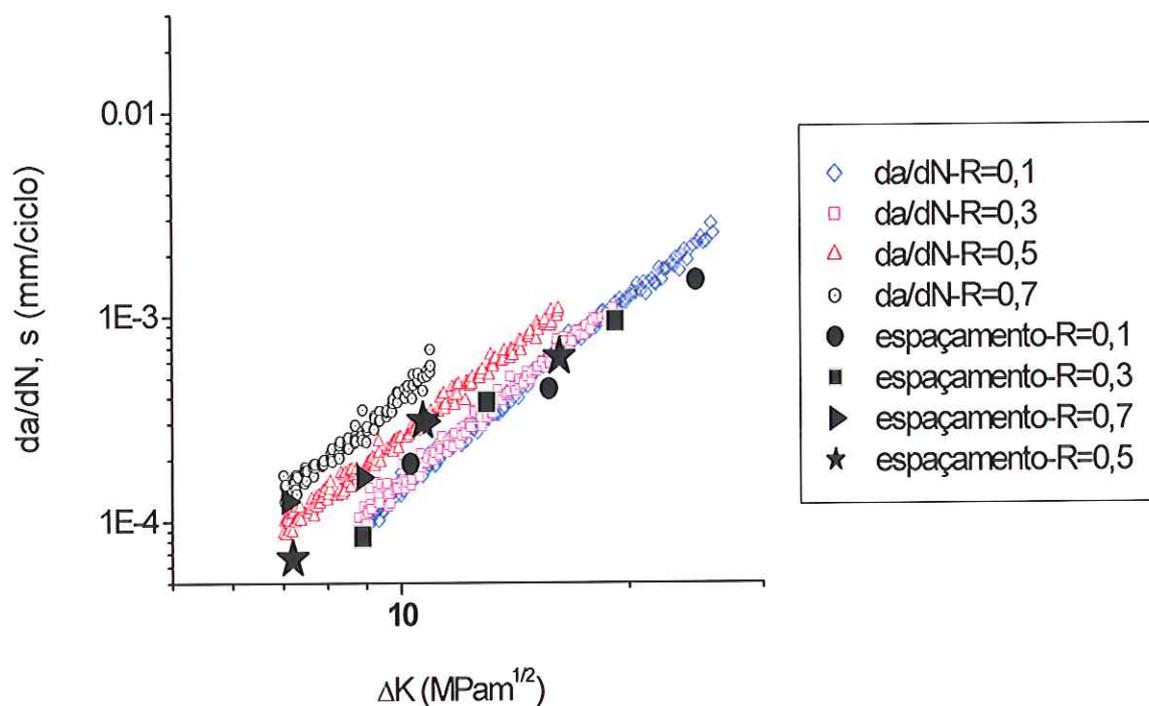
c)– da/dN x espaçamento para R = 0,5



d)–  $da/dN$  x espaçamento para  $R = 0,7$

**Figura 7.6** – Resultados comparativos entre  $da/dN$  x espaçamento inter-estrias ( $s$ ) dos ensaios de propagação de trinca por fadiga com razão de carga constante para quatro níveis de razão de carga distintos.

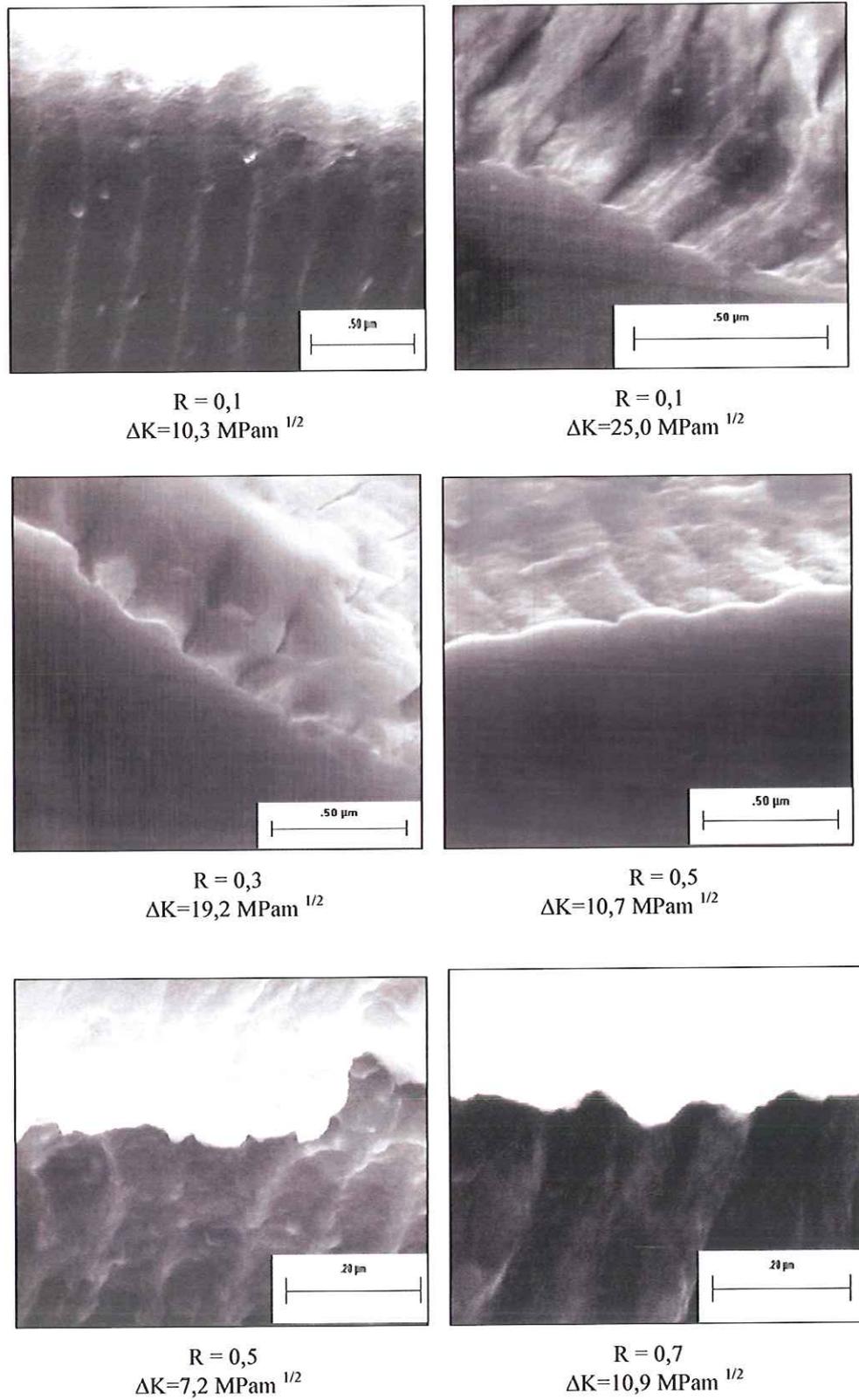
Na figura 7.7 é mostrada a relação entre a variação do fator de intensidade de tensão  $\Delta K$  à dispersão dos espaçamentos inter-estrias ( $s$ ) e a taxa de propagação da trinca ( $da/dN$ ) para os quatro níveis de razão de carga ensaiado.



**Figura 7.7** – Relação entre  $\Delta K$ ,  $da/dN$  e espaçamento inter-estrias (s) para os quatro níveis de razão de carga - R.

Na figura 7.8 são observadas as alturas das estrias após o corte e a análise no microscópio eletrônico (FEG) para distintos valores de  $\Delta K$  e razões de carga.

As tabelas 12, 13, 14 e 15 apresentam os valores médios medidos das alturas das estrias (h) na fratógrafia em corte dos corpos de prova nos quatro níveis de razão de carga aplicado.



**Figura 7.8** – Imagens obtidas no FEG da superfície fraturada da liga de alumínio AMS 7475-T7351 ensaiada em fadiga a  $\Delta K$  constante, onde se evidenciam os espaçamentos inter-estrias (s) e a altura (h) em corte na análise fraturada.

**Tabela 12** – Resultados das análises fratógráficas, medida da altura (h) do CP 01.

<b>Razão de carga - R</b>	<b>Ângulo de corte medido (<math>\alpha</math>)</b>	<b>Níveis de <math>\Delta K</math> (MPam<sup>1/2</sup>)</b>	<b>Altura da estria medida h (<math>\mu\text{m}</math>)</b>
<b>0,1</b>	<b>32°</b>	10,2	0,045
		15,7	0,093
		25,0	0,314

**Tabela 13** – Resultados das análises fratógráficas, medida da altura (h) do CP 02.

<b>Razão de carga - R</b>	<b>Ângulo de corte medido (<math>\alpha</math>)</b>	<b>Níveis de <math>\Delta K</math> (MPam<sup>1/2</sup>)</b>	<b>Altura da estria medida h (<math>\mu\text{m}</math>)</b>
<b>0,3</b>	<b>31°</b>	8,9	0,020
		13,0	0,087
		19,2	0,236

**Tabela 14** – Resultados das análises fratógráficas, medida da altura (h) do CP 03.

<b>Razão de carga - R</b>	<b>Ângulo de corte medido (<math>\alpha</math>)</b>	<b>Níveis de <math>\Delta K</math> (MPam<sup>1/2</sup>)</b>	<b>Altura da estria medida h (<math>\mu\text{m}</math>)</b>
<b>0,5</b>	<b>34°</b>	7,2	0,023
		10,7	0,092
		16,2	0,198

**Tabela 15** – Resultados das análises fratógráficas, medida da altura (h) do CP 04.

<b>Razão de carga - R</b>	<b>Ângulo de corte medido (<math>\alpha</math>)</b>	<b>Níveis de <math>\Delta K</math> (MPam<sup>1/2</sup>)</b>	<b>Altura da estria medida h (<math>\mu\text{m}</math>)</b>
<b>0,7</b>	<b>30°</b>	7,1	0,053
		8,9	0,063
		10,9	0,126

As tabelas 16, 17, 18 e 19 apresentam os valores médios dos resultados obtidos da altura corrigida (H) em função do ângulo de corte aplicado nos corpos de prova e a razão entre a altura e o espaçamento (H/s) para os quatro níveis de razão de carga.

**Tabela 16** – Resultados das análises fratógráficas, altura corrigida (H) e a razão H/s do CP 01.

Razão de carga - R	Espaçamento - s (μm)	Altura H das estrias (μm)	relação H/s médio (μm)	Níveis de ΔK (MPam <sup>1/2</sup> )
0,1	0,190	0,038	0,199	10,2
	0,444	0,079	0,179	15,7
	1,507	0,267	0,177	25,0

**Tabela 17** – Resultados das análises fratógráficas, altura corrigida (H) e a razão H/s do CP 02.

Razão de carga - R	Espaçamento - s (μm)	Altura H das estrias (μm)	relação H/s médio (μm)	Níveis de ΔK (MPam <sup>1/2</sup> )
0,3	0,085	0,018	0,205	8,9
	0,382	0,075	0,196	13,0
	0,950	0,202	0,213	19,2

**Tabela 18** – Resultados das análises fratógráficas, altura corrigida (H) e a razão H/s do CP 03.

Razão de carga - R	Espaçamento - s (μm)	Altura H das estrias (μm)	relação H/s médio (μm)	Níveis de ΔK (MPam <sup>1/2</sup> )
0,5	0,066	0,019	0,284	7,2
	0,286	0,076	0,266	10,7
	0,633	0,164	0,259	16,2

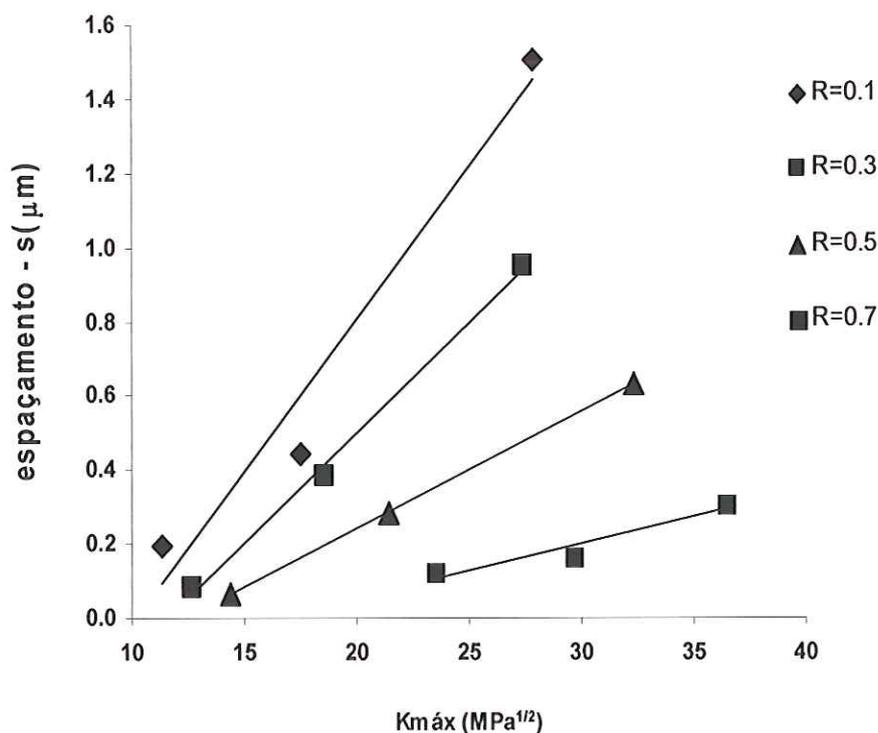
**Tabela 19** – Resultados das análises fratógráficas, altura corrigida (H) e a razão H/s do CP 04.

Razão de carga - R	Espaçamento - s ( $\mu\text{m}$ )	Altura H das estria ( $\mu\text{m}$ )	relação H / s ( $\mu\text{m}$ )	Níveis de $\Delta K$ ( $\text{MPam}^{\frac{1}{2}}$ )
0,7	0,126	0,046	0,363	7,1
	0,165	0,055	0,333	8,9
	0,308	0,109	0,353	10,9

Através dos resultados apresentados nas tabelas acima, observa-se que os valores de H/s tendem a aumentar na mesma proporção em que aumenta a razão de carregamento R.

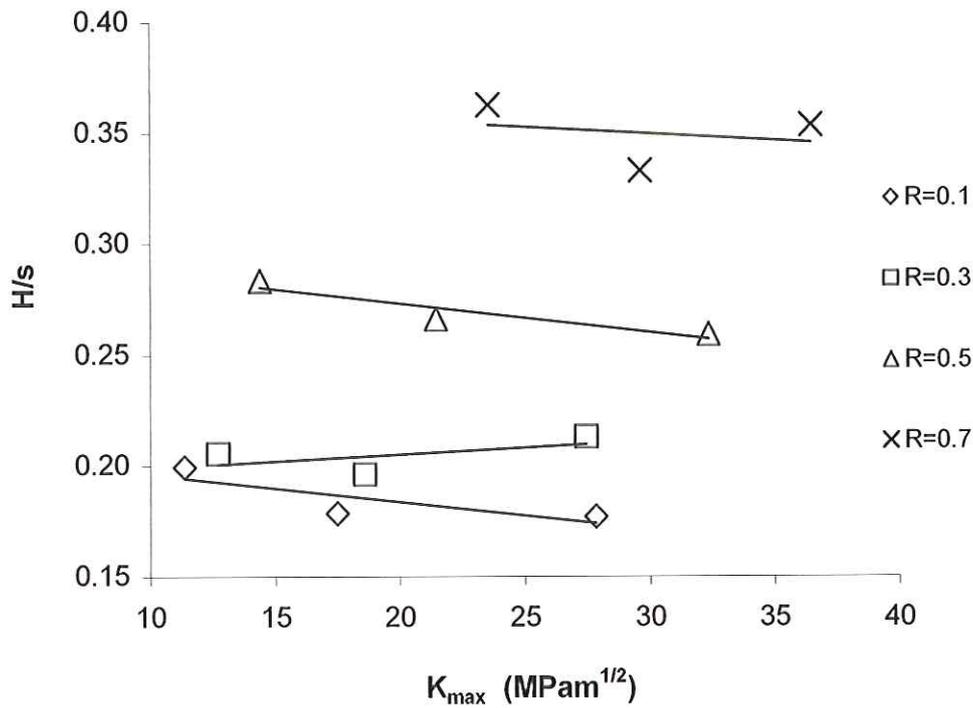
Outro comportamento notado é que os valores de H/s não sofrem influências da variação do fator de intensidade de tensão,  $\Delta K$ . Furukawa (1998) comenta que o espalhamento apresentado nos valores de H/s pode ser inerente à superfície de fratura de fadiga de materiais policristalinos, ou pode ser causado pela variação da razão de carga, R local, não somente pela orientação cristalográfica dos grãos à frente da ponta da trinca.

A figura 7.9 apresenta a influência de  $K_{\text{máx}}$  no espaçamento inter-estria para cada nível de carregamento R aplicado.

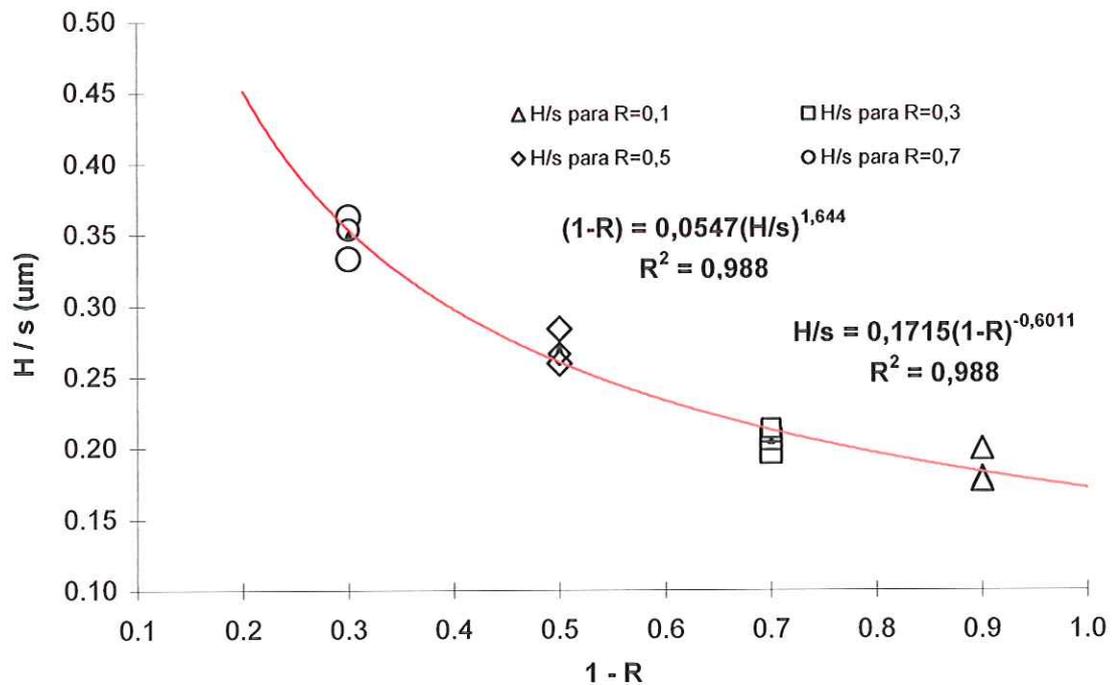


**Figura 7.9** – Relação entre o fator de intensidade de tensão máxima ( $K_{máx}$ ) e o espaçamento inter-estrias ( $s$ ) para os quatro níveis carregamento  $R$  da liga de alumínio AMS 7475-T7351.

Nesta figura percebe-se que, para um mesmo nível de razão de carga e aumentando o valor de  $K_{máx}$ , os valores do espaçamento ( $s$ ) aumentam, conforme apresentado nos resultados obtidos. A influência do fator de intensidade de tensão máxima ( $K_{máx}$ ) sobre a relação da morfologia da estria  $H/s$  é mostrada na figura 7.10 para os quatro níveis de razão de carga. Conforme Furukawa (1990),  $H/s$  é independente do  $K_{máx}$ , sendo a razão de carregamento  $R$  o fator que tem forte predominância. Esta confirmação pode ser observada na figura 7.11, onde se verifica que  $H/s$  possui uma correspondência direta com a razão de carregamento  $R$ . Neste gráfico também é possível observar a equação que correlaciona a morfologia da estria e a razão de carga.



**Figura 7.10** – Influência do fator de intensidade de tensão máxima ( $K_{max}$ ) sobre a relação da altura da estria (H) e o espaçamento (s) ( $H/s$ ) da liga de alumínio AMS 7475-T7351 para quatro níveis de carga ( $R=0,1$ ;  $R=0,3$ ;  $R=0,5$  e  $R=0,7$ ).



**Figura 7.11** – Relação da morfologia da estria ( $H/s$ ) e razão de carga, R, para a liga de alumínio AMS 7475-T7351.

Assim, conhecendo-se a relação entre a taxa de propagação macroscópica  $da/dN$ , os espaçamentos inter-estrias ( $s$ ) e conhecendo-se a relação  $H/s$  obtida após análise morfológica da estria na superfície de fratura, é possível estimar o valor da variação da carga,  $\Delta P$  ( $P_{m\acute{a}x}$  e  $P_{m\acute{i}n}$ ) aplicado no corpo de prova ensaiado em escala laboratorial.

Para a obtenção dos carregamentos, se faz necessário a utilização de alguma equação empírica das distintas curvas de razão de carga,  $R$ . Como exemplo, podemos utilizar da equação de Paris e da equação do fator de intensidade de tensão dada pela norma ASTM E647 para o corpo de prova tipo C(T).

Supondo uma superfície de fratura a ser analisada através da técnica apresentada, e seguindo os procedimentos de análise descritos no trabalho, o primeiro passo é medir o espaçamento inter-estrias ( $s$ ) e a altura da estria,  $H$ . Desta relação é obtido um valor de  $H/s$  que tem uma relação direta com a razão de carga,  $R$  mostrada na figura 7.11.

Portanto, através da superfície de fratura, foi possível obter dois valores que são:

O espaçamento inter-estrias que pode ser determinado pela relação entre  $da/dN$  e o espaçamento inter-estrias,  $s \cong da/dN$ , e a relação entre o espaçamento inter-estrias ( $s$ ) e a altura da estria ( $H$ ), que neste trabalho, evidenciou-se que

$$H/s = f(R)$$

Através desses valores, e aplicando a equação de Paris é possível calcular o valor de  $\Delta K$ , que neste caso será a variação do fator de intensidade de tensão efetivo ( $\Delta K_{eff}$ ), por estar contabilizando a razão de carga. Os valores da constante  $C$  e expoente  $m$  de Paris para várias razões de carregamento distintas foram obtidos experimentalmente.

Obtendo-se o valor de  $\Delta K_{eff}$ , aplica-se a equação para calcular o fator de intensidade de tensão, dada pela norma ASTM E647, para o corpo de prova tipo C(T), e determina-se a variação da carga,  $\Delta P$ , em função da geometria do corpo de prova.

$$\Delta K_{eff} = \frac{\Delta P}{B * \sqrt{W}} * f(a/W) \Rightarrow \text{equação para calculo do } \Delta K \text{ conforme a}$$

norma

Calculando o  $\Delta P$ , temos

$$\Delta P = \frac{\Delta K_{eff} * B * \sqrt{W}}{f(a/W)}$$

Através da equação que correlaciona a variação da carga,  $\Delta P$  e 1-R., é possível estimar o valor da carga máxima ( $P_{m\acute{a}x}$ ) aplicada.

$$P_{m\acute{a}x} = \frac{\Delta P}{1 - R}$$

## 8. CONCLUSÃO

O ensaio da liga de Al 7475 T7351 foi realizado sobre várias combinações de razão de carga,  $R$ , com diferentes níveis de fator de intensidade de tensão  $\Delta K$  com intuito de estabelecer um método para obter informações do carregamento na superfície fraturada.

Considerando que a relação entre a taxa de crescimento de trinca  $da/dN$ , o espaçamento inter-estrias ( $s$ ) e a variação do fator de intensidade de tensão  $\Delta K$  são parâmetros usados para previsão da vida em fadiga, chegou-se às seguintes conclusões:

- ⇒ A taxa de crescimento da trinca ( $da/dN$ ) e o espaçamento inter-estrias ( $s$ ) sofrem influência direta com a variação do fator de intensidade de tensão ( $\Delta K$ ), entretanto, foi verificado que a relação de proporcionalidade de 1:1 entre eles somente é válida para níveis de  $da/dN$  variando entre 0,1 a 1  $\mu\text{m}/\text{ciclo}$ , corroborando os resultados obtidos por Broek (1969) e Masuda (1980) e Ruckert (2003).
- ⇒ A razão de carga,  $R$ , tem uma influência significativa sobre a vida em fadiga. Este fato pode também ser observado nos valores da morfologia da estria  $H/s$ , onde esta razão aumenta conforme o valor da razão de carga,  $R$ , aumenta
- ⇒ Ficou evidenciado que a largura da estria corresponde à taxa de crescimento da trinca ( $da/dN$ ) para intervalos definidos de  $da/dN$  e  $H/s$  possui uma correspondência direta com a razão de carga,  $R$ .

⇒ Observou-se, neste trabalho, que a relação da morfologia da estria  $H/s$  não sofre influência com fator de intensidade de tensão máxima  $K_{m\acute{a}x}$ , onde ficou evidenciado que os valores de  $H/s$  para os quatro nívéis de razão de carga aplicado, apresentam uma tendência de se manterem constantes, conforme aumenta os valores do fator de intensidade de tensão máximo  $K_{m\acute{a}x}$ , entretanto, o mesmo não ocorre com o espaçamento inter-estrias ( $s$ ), que conforme apresentado nos resultados, os espaçamentos inter-estrias ( $s$ ) aumentam com valores maiores de  $K_{m\acute{a}x}$ . Portanto, a relação  $H/s$  somente é influenciada pela razão de carga,  $R$ , conforme resultados de Furukawa de 1990.

## 9. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Dentro deste trabalho foi apresentada a confirmação da técnica aplicada por Furukawa (1998), que determinou através da relação entre as medidas dos espaçamentos inter-estrias ( $s$ ) e da medida da altura da estria  $H$  ( $H/s$ ). Entretanto Furukawa (1998) demonstrou que a relação de  $H/s$  não se altera em função do material ensaiado.

Dentro deste escopo é relevante sugerir trabalhos futuros que venham determinar esta relação para outras ligas metálicas.

Medir os espaçamentos e a alturas da estrias por meio de microscopia a laser. Neste método, Furukawa (2000) afirma que as estrias podem ser medidas sem o uso de outras ferramentas, como no método aplicado neste trabalho.

Desenvolver estudos para a inferência de cargas a partir de ensaios de fadiga em amplitudes variáveis.

## 10. REFERÊNCIAS

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, Philadelphia. ASTM E-E647-95a (2000); "Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates."

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

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

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

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

Bannantine, Julie (1990), "Fundamentals of Metal Fatigue Analysis" Editora Prentice Hall do Brasil Ltda, Rio de Janeiro.

Bose, W.,W. (2005) "Apostila do Curso de Comportamento Mecânico dos Materiais - Ensaio de Tenacidade à Fratura" Escola de Engenharia de São Carlos - USP

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

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

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

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

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

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

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

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

Fucks, H.O and Stephens, R.I. (1980) "Metal Fatigue in Engineering" New York, John Wiley Fundamentals of LEFM for application to Fatigue Growth and Fracture.

Furukawa, Katsuaki, Yukitaka Murakami and Shin-ichi Nisshida (1998). "A Method for Determining Stress ratio of Fatigue Loading from the Width and Height of Striation" National Research Institute of Police Science, Japão.

Furukawa, Katsuaki, Yukitaka Murakami and Nobuhiko Shiraishi (1990). "Estimation of Service Loading From the Width and Height of Fatigue Striation of 2017-T4 Al Alloy Faculty of Engineering, Kyushu University, Japão.

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

Hertzberg, R.W. (1996). "Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials". 4.ed. New York: John Wiley & Sons, Cap.12 : "Cyclic stress and strain fatigue".

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

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

Magnabosco, R. Botton (2001), "Vida em Fadiga da Liga de Alumínio AA7175-T1" Projeto final de iniciação científica submetida à coordenação do curso de graduação de engenharia industrial – FEI.

Masuda, C., Ohta, A., Nishijima, S. e Sasaki, E. (1980). Fatigue Testing Division National Research Institute for Metals, 2-3-12, Nakameguro, Meguro-ku, Tokyo, Japan "Fatigue Striation in a Wide Range of Crack Propagation Rates up to 70 mm/ciclo in a Ductile Structural Steel".

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

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

MIL-HDBK-5H (1998).

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

Montezuma, M. F. V. (2002), "Modelagem Computacional da Propagação de Trincas em Vigas de Pontes de Aço Sob Carregamento Cíclico de Amplitude Variável" Dissertação submetida à coordenação do curso de pós-graduação em Engenharia e Ciência dos Materiais - Universidade Federal do Ceará – DEM.

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

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

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

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

Pastoukhov, Vitor A. (1995), "Introdução à Mecânica da Integridade Estrutural" Editora UNESP da fundação para o desenvolvimento da Universidade Estadual Paulista.

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

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

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

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

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

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

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

Wulpi, Donald J (1999). "Understanding how components fail" 2nd ed ASM Intenational.