UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO
ESCOLA DE ENGENHARIA DE SÃO CARLOS
INSTITUTO DE FÍSICA DE SÃO CARLOS
INSTITUTO DE QUÍMICA DE SÃO CARLOS

ESTUDO DA INFERÊNCIA DE CARREGAMENTO EM
HISTÓRIAS DE VÔOS SIMULADOS NA LIGA DE AL
AERONÁUTICO SAE-AMS 7475 T7351

CASSIUS OLIVIO FIGUEIREDO TERRA RUCHERT

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

ORIENTADOR : Prof. Dr. Waldek Wladimir Bose Filho

São Carlos – 2007

Ruchert, Cassius Olívio Figueiredo Terra

“Estudo da inferência de carregamento em histórias de vôos simulados na liga de Al aeronáutico SAE-MAS 7475 T7351”

Cassius Olívio Figueiredo Terra Richert – São Carlos, 2007

Tese (Doutorado) – Interunidades Ciência e Engenharia de Materiais, da Universidade de São Paulo, 2007 – páginas: 207

Área: Desenvolvimento, Caracterização e aplicação de materiais

Orientador: Prof. Dr. Waldek Wladimir Bose Filho

1. Vôos simulados; 2. SAE-AMS

I. Título

MEMBROS DA COMISSÃO JULGADORA DA TESE DE DOUTORADO DE **CASSIUS OLIVIO FIGUEIREDO TERRA RUCHERT**, APRESENTADA AO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E ENGENHARIA DE MATERIAIS DO INSTITUTO DE FÍSICA DE SÃO CARLOS, UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO, EM 28/03/2007.

COMISSÃO JULGADORA:

Prof. Dr. Waldek Wladimir Bose Filho (Orientador e Presidente) - EESC/USP

Prof. Dr. Dirceu Spinelli – EESC/USP

Prof. Dr. Itamar Ferreira - UNICAMP

Prof. Dr. Vitor Luiz Sordi - UFSCar

Dr. Marcelo Tadeu Milan – EESC/USP

À minha querida esposa Sara Terra Ruckert, pelo amor, dedicação e compreensão, ao meu amado filho ARTHUR por existir, aos meus pais Carlos, Vânia e Ester, aos meus irmãos Marcus e Carla pelo amor, oportunidade e sacrifícios e a DEUS.

AGRADECIMENTOS

Meu maior agradecimento aos Professores e amigos Dr. Waldek Wladimir Bose Filho e Dr. Dirceu Spinelli, pela orientação e confiança durante anos de trabalho;

Aos amigos e companheiros de trabalho do NEMAF, Dra. Rosana Vilarim, Dr. Marcelo Tadeu Milan, Dr. Omar Maluf, MSc. Cristina, MSc. Luciana, Danilo e Roberto;

Aos técnicos e amigos do Departamento de Engenharia de Materiais, Aeronáutica e Automobilística, João Jerônimo Bernardi e Eliezer Dias Francisco pela ajuda na realização do trabalho experimental e inestimável apoio técnico;

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

A Prof.Dr. Isa Spinelli pela amizade e valiosas correções realizadas neste trabalho;

À Embraer, em especial ao Eng. MSc. Luiz Edno Pereira, pelo auxílio prestado na discussão deste trabalho e pela cessão do material para a confecção dos corpos de prova utilizados neste estudo;

Aos amigos e companheiros de trabalho Maria Helena Raci, Jonatan Rescio Gama, Marco Antônio Militão de Lima Pietro, Prof. Dr. Alberto Moreira Jorge Júnior, Prof. Dr. Walter José Botta Filho, da Universidade Federal de São Carlos pelo inestimável apoio científico e técnico no MEV, FEG e MET.

À FAPESP pela bolsa de estudos e todos os demais apoios financeiros com a qual foi possível a realização deste trabalho.

SUMÁRIO

LISTA DE SÍMBOLOS E ABREVIATURAS.....	XII
1 – MOTIVAÇÃO DO TRABALHO.....	XVIII
2 - OBJETIVO	XIX
3 – INTRODUÇÃO	1
4 - REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	4
4.1 - CONSIDERAÇÕES GERAIS DE FADIGA	4
4.1.1 – <i>VARIAÇÃO DO FATOR DE INTENSIDADE DE TENSÃO (ΔK)</i>	12
4.1.2 - <i>CONCEITO DE SIMILARIDADE EM FADIGA</i>	16
4.1.3 - <i>CURVAS DE PROPAGAÇÃO DE TRINCA POR FADIGA (da/dN vs. ΔK)</i>	19
4.1.3.1 - EQUAÇÕES EXPERIMENTAIS PARA O CRESCIMENTO DE TRINCA	20
4.1.3.2 - FATORES QUE INFLUENCIAM NO CRESCIMENTO DA TRINCA POR FADIGA	25
4.1.3.2.1 - EFEITO DA RAZÃO DE TENSÃO OU CARREGAMENTO	25
4.1.3.2.2 - EFEITO DO MEIO AMBIENTE	26
4.1.4 – <i>CONCEITO GERAL DE FECHAMENTO DA TRINCA</i>	27
4.2 - APLICAÇÃO DA MECÂNICA DA FRATURA NOS PROCESSOS DE PROPAGAÇÃO DE TRINCA POR FADIGA	31
4.3 - TAXA DE CRESCIMENTO DA TRINCA POR FADIGA E ESPAÇAMENTO INTERESTRIAS	33
4.3.1 - <i>CONSIDERAÇÕES GERAIS</i>	33
4.3.2 - <i>MECANISMO DE FORMAÇÃO DA ESTRIA DE FADIGA</i>	41
4.4 - PARAMETRIZAÇÃO DO FATOR-K	44
4.4.1 - <i>POTENCIAL DA METODOLOGIA DE PARAMETRIZAÇÃO-K</i>	47
4.5.1 - <i>PROJETO COM TOLERÂNCIA A DANO</i>	47
4.6 – AMPLITUDE CONSTANTE E VARIÁVEL DE CARREGAMENTO	51
4.6.1 – <i>CONSIDERAÇÕES INICIAIS</i>	51
4.6.2 - <i>PROPAGAÇÃO DE TRINCA SOB CARREGAMENTO DE AMPLITUDE VARIÁVEL</i>	60
4.6.2.1 - INTRODUÇÃO	60
4.6.2.2 - EFEITOS DE INTERAÇÃO DE CARGA	61
4.6.2.3 - MODELOS DE INTERAÇÃO DE CARGAS	65
4.6.3 - <i>ESTRIAS GERANDO CARGAS/BLOCOS MARCADORES</i>	67
4.6.3.1 - RECONHECIMENTO DOS PADRÕES DE ESTRIAS.....	69
4.6.3.2 - ANÁLISE DE FREQUÊNCIA	69
4.6.3.3 - MARCAÇÃO DELIBERADA DA SUPERFÍCIE DE FRATURA	70
4.6.4 - <i>RECONSTRUÇÃO DO CRESCIMENTO DA TRINCA APÓS CARREGAMENTO DE VÓOS SIMULADOS</i>	72
4.6.5 – <i>MÉTODO PARA SE ESTIMAR A CARGA EM AMPLITUDE VARIÁVEL</i>	81
4.7 – TÉCNICAS PARA MONITORAMENTO DE COMPRIMENTO DE TRINCA.....	82
4.7.1 - <i>MÉTODO DIRETO</i>	82
4.7.2 - <i>MÉTODO INDIRETO</i>	83
4.7.3 - <i>TÉCNICA DE FLEXIBILIDADE ELÁSTICA</i>	84
4.7.4 - <i>TÉCNICA DE QUEDA DO POTENCIAL ELÉTRICO</i>	88
5 – PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS.....	93
5.1 - DESCRIÇÃO DAS ETAPAS	93
5.2 - MATERIAL.....	94
5.3 - ENSAIO DE TRAÇÃO	97
5.4 - ENSAIO DE PROPAGAÇÃO DE TRINCA POR FADIGA: AMPLITUDE CONSTANTE E DIFERENTES RAZÕES DE CARREGAMENTO	98
5.5 - ENSAIO DE PROPAGAÇÃO DE TRINCA POR FADIGA EM AMPLITUDE CONSTANTE DE CARREGAMENTO : ΔK CONSTANTE E R CRESCENTE	100

5.6 - ENSAIO DE TENACIDADE À FRATURA - K_{IC}	108
5.7 - ENSAIO DE PROPAGAÇÃO DE TRINCA POR FADIGA: AMPLITUDE VARIÁVEL DE CARREGAMENTO (HISTÓRIA DE VÔOS SIMULADOS)	109
5.7.1 - ANÁLISE FRACTOGRÁFICA	122
6 - RESULTADOS E DISCUSSÕES	127
6.1 - ANÁLISE MICROESTRUTURAL.....	127
6.1.1 – MICROSCOPIA ÓPTICA	127
6.1.2 – MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE TRANSMISSÃO (MET)	130
6.2 - PROPRIEDADES MECÂNICAS	139
6.3 - ENSAIO DE PROPAGAÇÃO DE TRINCA POR FADIGA: AMPLITUDE CONSTANTE E DIFERENTES RAZÕES DE CARREGAMENTO, R.....	141
6.4 - ENSAIO DE TENACIDADE À FRATURA (K_{IC})	155
6.5 – ENSAIO DE PROPAGAÇÃO DE TRINCA POR FADIGA: ΔK CONSTANTE E R CRESCENTE	157
6.5.1 - ANÁLISE FRACTOGRÁFICA	158
6.6 – ENSAIO DE PROPAGAÇÃO DE TRINCA POR FADIGA: AMPLITUDE VARIÁVEL DE CARREGAMENTO (HISTÓRIAS DE VÔOS)	178
6.6.1 – ANÁLISE FRACTOGRÁFICA	193
7 - CONCLUSÕES.....	204
8 - BIBLIOGRAFIA.....	207

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Fractografia em MEV de uma liga de Al 7475 T7351, onde se observam estrias de fadiga em distintos aumentos e tamanhos, Ruckert (2003).	1
Figura 2 – Ensaio de fadiga de amplitude variável em escala real “full scale” realizada em uma aeronave CF-18, Cortesia de NRC Canadá.	3
Figura 3 - Nucleação de trinca por fadiga nas bandas de deslizamento, ilustrando o mecanismo de formação de extrusões e intrusões, segundo Cottrel-Hull, Dieter (1981).	5
Figura 4 - a) Deformação estática, b) deformação cíclica originando intrusões e extrusões, Fuchs & Stephens (1980) e imagens obtidas em MEV mostrando em c) intrusões e d) extrusões.	6
Figura 5 - Transição do estágio I para estágio II de propagação, Miller (1993).	6
Figura 6 - Esquema de propagação de trinca por fadiga no estágio II pelo modelo de Laird (1978).	7
Figura 7 - Aspectos macroscópicos a), microscópicos b) da superfície de fratura por fadiga evidenciando estrias e c) Superfície de fratura de fadiga. As setas indicam o local da nucleação da trinca por fadiga e as setas em branco indicam o sentido de propagação da trinca. A região brilhante corresponde à propagação estável e a rugosa a instável.	9
Figura 8 - Representação de um dos modelos de propagação de trinca por fadiga. Miller (1993).	10
Figura 9 - Micrografia mostrando os estágios I e II de propagação de trinca por fadiga na liga de alumínio de alta resistência - aumento 500X. Spinelli (1978).	11
Figura 10 - Modos básicos de carregamentos que podem ser aplicados na trinca, Anderson, T-L (1995).	13
Figura 11 - Exemplos de fatores de forma $f(a/W)$ para algumas geometrias de corpo de prova mais utilizadas, Anderson (1995).	16
Figura 12 - Crescimento de trinca em fadiga, sob amplitude constante e condições de escoamento de pequena escala, Anderson (1995).	17
Figura 13 - Curva do tamanho da trinca, a em função do número de ciclos, N. Ruckert et al (2003). Al 7475-T7351.	20
Figura 14 - Curva da dN em função da variação da intensidade de tensão, ΔK , mostrando os quatro estágios do fenômeno de fadiga, ANDERSON (1995).	21
Figura 15 - Influência da razão R no limite de fadiga, Anderson (1995).	26
Figura 16 - Fechamento da trinca durante crescimento de trinca por fadiga. (a) As faces da trinca encostam-se em um carregamento positivo, (b) resultando numa redução da força motriz na fadiga, ΔK_{eff} . Anderson (1995).	28
Figura 17 - Esquematização dos mecanismos de fechamento de trincas por fadiga em metais, Anderson (1995).	31
Figura 18 - (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).	33
Figura 19 - Perfis de fratura por fadiga do tipo (a) e (b) dente de serra e entalhe (c) ASM Handbook Vol. 19 (1997).	35
Figura 20 - Relação entre a variação do fator de intensidade de tensão (a) taxa de crescimento da trinca (b) espaçamento interestrias, Murakami e Furukawa et al (1990).	38
Figura 21 - Relação entre altura e espaçamento das estrias (H/s) com (a) razão de carga R e (b) $K_{m\acute{a}x}$, Murakami e Furukawa et al (1990).	39
Figura 22 - Relação entre ΔK_{eff} e (a) crescimento de trinca (b) espaçamento interestrias.	40
Figura 23 - Mecanismo da propagação da trinca por fadiga pelo deslizamento alternado na ponta da trinca. (a) Abertura da trinca e embotamento da ponta da trinca pelo deslizamento de planos de deslizamentos com o aumento da tensão de tração. (b) Fechamento de trinca e reaguçamento da ponta da trinca por deslizamento parcial reverso ou planos de deslizamentos alternados com o aumento da tensão de compressão, ASM Handbook Vol. 19 (1997).	42
Figura 24 - Mecanismo da formação da estria pelo embotamento da ponta da trinca durante o processo de crescimento de trinca por fadiga. Apud Anderson (1995).	43

Figura 25 - Fluxograma de parametrização do fator-K, baseado na singularidade dos campos de tensões elásticas lineares desenvolvidos na frente de uma trinca, em um corpo de prova padronizado em escala de laboratório e no componente estrutural em teste ou serviço Ruckert et al (2003).	45
Figura 26 - Aplicação do procedimento de parametrização do fator-K ao caso idealizado de fratura de componente estrutural aeronáutico segundo o mecanismo de fadiga, Ruckert (2003).	46
Figura 27 - Esquema da análise de tolerância a danos. (a) Determinação do primeiro intervalo de inspeção, I_1 , (b) Determinação do segundo intervalo de inspeção, I_2 , (c) Determinação do terceiro intervalo de inspeção, I_3 . Anderson (1995).	50
Figura 28 - Gráfico tensão-tempo para uma fuselagem inferior da asa de um avião comercial, Jonge & Nederveen, (1980) - ABM Fadiga e Fratura de Materiais Metálicos (1999).	52
Figura 29 - Definição dos diferentes parâmetros utilizados para descrever os efeitos do crescimento da trinca antes e após a aplicação de uma sobrecarga simples de tração, ABM Fadiga e Fratura de Materiais Metálicos (1999).	54
Figura 30 - Ilustração esquemática do transiente do crescimento da trinca durante o (A) ensaio de fadiga de amplitude constante (C) durante o carregamento de amplitude variável envolvendo sobrecargas de tração simples (B) seqüências de sobrecargas de tração-compressão. Os círculos abertos representam o comprimento da trinca no momento em que cada seqüência de amplitude variável é aplicada, ABM Fadiga e Fratura de Materiais Metálicos (1999).	55
Figura 31 - Influência de ΔK_b na magnitude do retardamento para uma liga de alumínio AL-2090 T8E41, ABM Fadiga e Fratura de Materiais Metálicos (1999). $N_D = da/dN$.	56
Figura 32 - Comparação do retardamento para diferentes microestruturas das ligas de alumínio AL-7075 e AL-7050, em função de ΔK , ABM Fadiga e Fratura de Materiais Metálicos (1999).	57
Figura 33 - Influência da magnitude da sobrecarga no retardamento, para duas espessuras do aço FV520B, ABM Fadiga e Fratura de Materiais Metálicos (1999).	57
Figura 34 - Dados de retardamento para a liga Waspalloy para diversos tamanhos de grãos, ABM Fadiga e Fratura de Materiais Metálicos (1999).	58
Figura 35 - Cargas normalizadas de abertura de trinca em função de R sob amplitude constante de carregamento para tensão plana ($\alpha=1$) a diferentes carregamentos máximos normalizados aplicados, ABM Fadiga e Fratura de Materiais Metálicos (1999).	59
Figura 36 - Cargas normalizadas de abertura de trinca em função de R sob amplitude constante de carregamento para tensão plana ($\alpha=1$) e deformações planas ($\alpha=3$) para diferentes carregamentos máximos normalizados aplicados, ABM Fadiga e Fratura de Materiais Metálicos (1999).	60
Figura 37 - Retardo no crescimento da trinca após aplicação de uma sobrecarga, Bannantine et al (1990).	62
Figura 38 - Retardo atrasado, Bannantine et al (1990).	63
Figura 39 - Carga compressiva simples (subcarga), Bannantine et al (1990).	64
Figura 40 - Sobrecarga seguida de uma subcarga, Bannantine et al (1990).	64
Figura 41 - Espaçamento M, entre múltiplas sobrecargas, P, é crítico na produção de retardo máximo, Bannantine et al (1990).	64
Figura 42 - Aceleração da taxa de crescimento da trinca devido a um aumento na	65
Figura 43 - Variação do fator de intensidade de tensão para fechamento de trinca (e variação em ΔK_{eff}) com variação no nível de carga, Bannantine et al (1990).	67
Figura 44 - Micrografias eletrônicas de varredura de carregamentos seqüenciais de três tipos de blocos marcadores para: a) 10 blocos marcadores, b) 6 blocos marcadores e c) 3 blocos marcadores. Willard (1997).	71
Figura 45 - Seqüência randômica de vôos em um bloco de 1000 vôos do tipo A. Pártl e Shijve (1990).	73
Figura 46 - Parte de uma seqüência de vôo randômica em um bloco de 6000 vôos do tipo 1 a 12 (severidade decrescente). Foram apenas mostrados os vôos mais severos 1, 2, 3, 13. Fonte: Embraer.	73
Figura 47 - Histórias de tensão ou carregamento de vôos do tipo A a J como o Twist (severidade e número de ciclos decrescente). Pártl e Shijve (1990).	74
Figura 48 - Superfície fractográfica de um componente aeronáutico onde evidenciam (setas) nove vôos do tipo 1 (mais severos). A seta preta indica o ponto de nucleação da trinca. Tarpani, Ruckert et al (2003 EFA).	74
Figura 49 - Detalhe da superfície fractográfica da figura anterior, obtida por MEV, onde é possível observar com detalhes os vôos 1, 2, 3 e 13 (mais severos). Tarpani, Ruckert et al (2003 EFA).	75
Figura 50 - Exemplo de uma curva de propagação onde mostra os dados do crescimento da trinca por fadiga em vôos/mm obtida fractograficamente do componente da asa de um avião pelo comprimento da trinca do sítio ao comprimento final de 23 mm. Tarpani, Ruckert et al (2003 EFA).	75

Figura 51 – Exemplo da taxa estimada de crescimento da trinca média de acordo com o conceito de voo equivalente em função do tamanho da trinca até um comprimento de trinca de 23 mm. Tarpani, Ruckert et al (2003 EFA).	76
Figura 52 - Sequência de voo do tipo Lo-Hi-Lo em um bloco de 1000 vãos. Vãos com história de tensão do tipo A. Pártl e Shijve (1990).	76
Figura 53 - Sequência programada de vãos em um bloco de 1000 vãos. Vãos com história de tensão do tipo A. Pártl e Shijve (1990).	77
Figura 54 - Sequência de voo do tipo Twist e mini-Twist – primeiro seis vãos, Schijve, Vlutters, Ichsan, e Provó Kluit (1985).	78
Figura 55 - Dois vãos da sequência (história) de carregamento do tipo Falstaff: (a) história de carregamento original, (b) indicação em negrito dos pares a serem omitidos para redução do voo, (c) redução da história de carregamento Falstaff, Schijve, Vlutters, Ichsan, e Provó Kluit, (1985).	79
Figura 56 - Relação esquemática entre flexibilidade elástica e comprimento de trinca, ASM, (1998).	85
Figura 57 - Extensômetro acoplado a um corpo de prova do tipo C(T), montado em uma garra, para ensaios de propagação de trinca por fadiga. Ruckert (2003).	85
Figura 58 - Diagrama esquemático da técnica da queda do potencial elétrico de corrente contínua (DC).	89
Figura 59 - Ensaio de fadiga à amplitude constante de carregamento para obtenção das curvas de propagação de trinca por fadiga onde mostra a fonte de corrente contínua (seta azul) e o nanovoltímetro (seta amarela). Equipamentos pertencentes à EESC.	90
Figura 60 - Exemplo de curva de calibração para o método de corrente alternada e contínua. Wei-Brazil (1981).	92
Figura 61 - Dimensões e geometria dos corpos de prova cilíndricos usados no ensaio de tração. Dimensões em mm.	97
Figura 62 – Geometria e dimensões dos corpos de prova compactos em tração C(T) que foram confeccionados para o presente projeto. (a) Deformação plana (B=25 mm), (b) Tensão plana (B=2,5 mm).	99
Figura 63 - a) Códigos de orientação do plano da trinca para seções retangulares b) Código para corpos de prova do tipo C(T).	99
Figura 64 - Espectro de carregamento em termos do fator K que mostra que em um mesmo corpo de prova foram aplicados três níveis de ΔK constantes e crescentes para uma razão de carregamento R, constante.	101
Figura 65 – Geometria e dimensões do corpo de prova do tipo C(T) utilizado no ensaio de ΔK constante e R crescente. (B=7,0 mm).	101
Figura 66 – Fluxograma onde evidencia as razões de carga, R e a variação do fator de intensidade de tensão, ΔK aplicados em 4 corpos de prova distintos.	102
Figura 67 - a) Corpos de prova com a superfície de fratura protegida pela resina; b) Figura esquemática e fratura de um dos corpos de prova evidenciando o corte em ângulo sugerido por Furukawa (1998).	103
Figura 68 - Desenho esquemático que ilustra a medida de altura, h e espaçamento interestrias, s obtido após o corte em ângulo. Furakawa (1998).	103
Figura 69 - Esquema da obtenção das imagens dos espaçamentos interestrias (s) da superfície de fratura dos corpos de prova C(T).	104
Figura 70 - Programa de imagem digital utilizado para medir os a) espaçamentos interestrias, s e b) as alturas das estrias, h. Programa Image Pro Plus4.5.	106
Figura 71 - Esquematização da obtenção da medida da altura H, a partir das medidas efetuadas diretamente no plano de corte h. Observa-se o ângulo utilizado para correção da altura.	106
Figura 72 - Esquema da geometria e dimensões, realizado em CAD, dos corpos de prova do tipo M(T) com o detalhe A do furo e do entalhes.	110
Figura 73 – Fotomacrografia do corpo de prova M(T), instrumentado para a medição da tensão, após confecção e polimento da região da trinca.	111
Figura 74 - Conjunto garra e corpo de prova M(T) projetado e construído para ser utilizado nos ensaios dinâmicos de fadiga de amplitude variável, segundo a norma ASTM E647-05.	112
Figura 75 – Par de garras confeccionadas para uso em corpos de prova do tipo M(T) e utilizada nos ensaios de amplitude variável com carregamentos compressivos e trativos (vãos simulados). É possível observar a placa isolante de compósito fixada à garra (setas).	113
Figura 76 – Máquina de ensaios dinâmicos MTS com controlador FlexTest GT (seta azul), acoplado a queda de potencial (seta amarela).	114
Figura 77 – Foto da tela do gerenciador de comando do MPT (Mult Purpose Testware) onde são mostradas as carga de comando (espectro vermelho) e a de resposta (espectro azul).	115

Figura 78 – Detalhe do corpo de prova M(T) instrumentado para se obter a curva tensão vs. a . As setas azul e amarela indicam a entrada e a saída respectivamente da corrente emitida pela fonte Agilent. Os fios vermelho e preto são ligados ao nanovôltemetro para que sejam feitas as medidas de voltagem durante o ensaio. É também possível observar a técnica da réplica de acetato para a medida do tamanho da trinca, realizado no corpo de prova de calibração CP02.	116
Figura 79 – Tela principal do programa Gênesis, com as histórias de vôos simulados gerados, a) Twist e b) Falstaff.	118
Figura 80 – Gráfico de $2a/W$ vs. V/V_r que mostra a equação que correlaciona o tamanho da trinca com a tensão padronizada (tensão nominal/tensão de referência).	121
Figura 81 – Gráfico da tensão vs. carga reversa do tipo de vôo Falstaff com tensão máxima de 200 MPa. A partir das setas no gráfico nota-se que a repetição da carga mais severa de 60 kN ocorre apenas duas vezes em toda a história do vôo (no vôo 32 e 173).	124
Figura 82 – Gráfico da tensão aplicada vs. o nº de carga reversa do tipo de vôo Falstaff com tensão máxima de 200 MPa e supressão gráfica dos vôos menos severos.	125
Figura 83 – Gráfico da tensão aplicada vs. os vôos, do tipo de vôo Falstaff com tensão máxima de 200 MPa.	126
Figura 84 - Montagem tridimensional das microestruturas nas direções L, T e S. a) retirado do bloco com dimensões iniciais de 800 x 500 x 100 mm; b) Retirado da placa com dimensões iniciais de 1150 x 110 x 6,09. Ataque: Reagente de Keller. Ampliação original de 100 X.	128
Figura 85 - Montagem tridimensional das fotomicrografias, sem ataque, realizadas em uma amostra do bloco , onde se observam partículas de segunda fase nos planos S-L, S-T e T-L. Ampliação original de 100X.	129
Figura 86 - Montagem tridimensional das fotomicrografias, sem ataque, realizadas em uma amostra da placa , sem ataque, onde se observam partículas de segunda fase. Nos planos S-L, S-T e T-L. Ampliação original de 100X.	129
Figura 87 - Região mostrando precipitação em contorno de grão (placas brancas), ou seja, os dispersóides e precipitação no interior dos grãos. a) campo escuro e b) campo claro.	131
Figura 88 - - Espectro de EDX qualitativo da matriz indicando a presença de Al, Cu, Mg e Zn.	131
Figura 89 - a) Espectros de EDX qualitativo de precipitados de formas arredondadas (pretos na imagem , ricos em Cu. b) Detalhe da Figura 89a mostrando um pico de Mg.	132
Figura 90 - Espectros de EDX qualitativo de precipitados brancos, incluindo os de contorno de grão.	132
Figura 91 - a) Espectro de EDX qualitativo do precipitado envolvendo o contorno de grão. b) Detalhe mostrando pico de Mg.	133
Figura 92 - Precipitados com 02 tipos de morfologia, alongada e arredondada. a) campo escuro e b) campo claro.	133
Figura 93 - Precipitados observados predominantemente na forma de barras, bastonetes alongadas. a) campo escuro e b) campo claro obtidos no interior do grão.	134
Figura 94 - Espectro de EDX qualitativo da matriz, ou seja, sem focalizar em precipitados.	134
Figura 95 - Espectros de EDX qualitativo de precipitados pretos na imagem da Figura 93b , mostrando diferentes composições ricos em Zn e Cu.	135
Figura 96 - Espectros de EDX qualitativo de precipitados brancos nas imagens da Figura 93b , não mostrando evidências claras de aumento de concentração de Cu, Mg ou Zn.	135
Figura 97 - Espectros de EDX qualitativo da matriz.	136
Figura 98 - As imagens mostram as subestruturas de linhas de discordâncias definidas por precipitação fina. a) campo escuro e b) campo claro.	136
Figura 99 - As imagens mostram a subestrutura de linhas de discordâncias definidas por precipitação fina.	137
Figura 100 - As imagens a e b mostram precipitados com diferentes morfologias, arredondadas e alongadas. a) campo escuro e b) campo claro.	137
Figura 101 - As imagens a e b mostram uma precipitação fina e uniforme distribuídas na matriz.	138
Figura 102 - Resultados dos ensaios de propagação de trinca por fadiga (da/dN vs. ΔK) realizados nos corpos de prova C(T) para a liga de Al aeronáutica AMS 7475 T7351 na orientação L-T para cinco níveis de carga, R, distintos.	142
Figura 103 – Resultados dos ensaios de propagação de trinca por fadiga (da/dN vs. ΔK) realizados nos corpos de prova C(T) para a liga de Al aeronáutica SAE-AMS 7475 T7351 na orientação T-L para quatro níveis de razão de carga, R, distintos.	143
Figura 104 - Resultados das curvas de propagação de trinca por fadiga da/dN vs. ΔK na região II, juntamente com a equação de Paris na orientação L-T do plano da trinca , para a) $R = 0,1$, b) $R = 0,3$, c) $R = 0,5$, d) $R = 0,7$ e e) $R = 0,8$	146

Figura 105 - Resultados das curvas de propagação de trinca por fadiga da/dN vs. ΔK na região II, juntamente com a equação de Paris na orientação T-L do plano da trinca, para a) $R = 0,1$, b) $R = 0,5$, c) $R = 0,7$ e d) $R = 0,8$.	148
Figura 106 - Resultados sobrepostos dos ensaios de propagação de trinca por fadiga (da/dN vs. ΔK) realizados nos corpos de prova C(T) para a liga de Al aeronáutica AMS 7475 T7351 na orientação L-T para cinco níveis de carga, R, distintos em corpos de prova com predominância de tensão plana.	151
Figura 107 - Resultados das curvas de propagação de trinca por fadiga da/dN Vs. ΔK na região II e da equação de Paris na orientação L-T em predominância de tensão plana ($B=2,5$ mm) para a) $R = 0,1$; b) $R=0,3$; c) $R=0,5$, d) $R = 0,7$ e e) $R = 0,8$.	154
Figura 108 - Curvas do tamanho da trinca vs. número de ciclos ($a \times N$) para ΔK constante e em quatro níveis de razão de carga, R - Liga de Alumínio AMS 7475 T7351. Os pontos de inflexão (setas) representam a parada do equipamento para mudança do nível de ΔK .	157
Figura 109 - Imagens obtidas por MEV da liga de alumínio AMS 7475 T7351 ensaiada em fadiga com ΔK constante e R crescente onde mostra os espaçamentos interestrias (s) nas análises fractográficas.	159
Figura 110 - Resultados comparativos entre da/dN x espaçamento interestrias dos ensaios de propagação de trinca por fadiga com razão de carregamento constante para quatro níveis de razão de carregamento distintos.	165
Figura 111 - Relação entre ΔK , da/dN e espaçamento interestrias, s para os quatro níveis de razão de carregamento R descritos na legenda.	166
Figura 112 - Imagens obtidas no FEG da superfície fractográfica da liga de alumínio AMS 7475-T7351 ensaiada em fadiga a ΔK constante e R crescente, onde se evidenciam os espaçamentos interestrias, s, e a altura, h em corte feita para a análise fractográfica.	167
Figura 113 - Relação entre o fator de intensidade de tensão máximo, $K_{\max}$ e o espaçamento interestrias para os quatro níveis carregamento R, da liga de alumínio SAE AMS 7475-T7351.	171
Figura 114 - Influência do fator de intensidade de tensão máximo ($K_{\max}$) sobre a relação entre a altura da estria H, e o espaçamento s, (H/s) na liga de alumínio AMS 7475-T7351 para quatro níveis de carregamento mensurados ($R=0,1$; $R=0,3$; $R=0,5$ e $R=0,7$).	172
Figura 115 - Relação entre a razão da morfologia da estria, H/s e a razão de carregamento R, para a liga de alumínio AMS 7475-T7351.	173
Figura 116 - Gráfico que mostra a carga aplicada em função da carga inferida pelo processo de parametrização proposta por Berkovits, J.B (1995) para as razões de carga a) 0,1; b) 0,3; c) 0,5 e d) 0,7.	177
Figura 117 - Gráfico dos resultados do ensaio realizado no CP01 (mini-Twist) evidenciando o tamanho da trinca, 2a, em função da sequência de vãos aplicada. No final da curva notam-se os valores do tamanho da trinca e do número do voo na ruptura do CP.	186
Figura 118 - Gráfico da taxa de propagação da trinca em função do tamanho da trinca para o CP01 (mini-Twist).	186
Figura 119 - Gráfico dos resultados do ensaio realizado no CP03 (mini-Twist) evidenciando o tamanho da trinca, 2a, em função da sequência de vãos aplicada. No final da curva notam-se os valores do tamanho da trinca e do número do voo na ruptura do CP.	187
Figura 120 - Gráfico da taxa de propagação da trinca em função do tamanho da trinca para o CP03 (mini-Twist).	187
Figura 121 - Gráfico dos resultados do ensaio realizado no CP04 (Falstaff) mostrando o tamanho da trinca, 2a, em função da sequência de vãos aplicada. No final da curva notam-se os valores do tamanho da trinca e do número do voo na ruptura do CP.	188
Figura 122 - Gráfico da taxa de propagação da trinca em função do tamanho da trinca para o CP04 (Falstaff).	188
Figura 123 - Gráfico dos resultados do ensaio realizado no CP05 (Falstaff) onde evidencia o tamanho da trinca, 2a, em função da sequência de vãos aplicada. Notam-se no final da curva os valores do tamanho da trinca e do número do voo na ruptura do CP.	189
Figura 124 - Gráfico da taxa de propagação da trinca em função do tamanho da trinca para o CP05 (Falstaff).	189
Figura 125 - Gráfico dos resultados do ensaio realizado no CP06 (mini-Falstaff) mostrando o tamanho da trinca, 2a, em função da sequência de vãos aplicada. No final da curva notam-se os valores do tamanho da trinca e do número do voo na ruptura do corpo de prova.	190
Figura 126 - Gráfico da taxa de propagação da trinca em função do tamanho da trinca para o CP06 (mini-Falstaff).	190

Figura 127 - Gráfico dos resultados do ensaio realizado no CP07 (Twist) que mostra o tamanho da trinca, 2a, em função da sequência de vãos aplicada. Notam-se no final da curva os valores do tamanho da trinca e do número do vão na ruptura do corpo de prova.	191
Figura 128 - Gráfico da taxa de propagação da trinca em função do tamanho da trinca para o CP07 (Twist)....	191
Figura 129 - Gráfico que mostra o tamanho da trinca, 2a, em função da sequência de vãos aplicada para os sete corpos de prova ensaiados em amplitude variável de carregamento.....	192
Figura 130 – Fotofractografia ilustrando as bandas de cargas marcadoras de vãos mais severos aplicados em sete corpos de prova do tipo M(T). O CP02 não possui marcações, pois foi submetido à ensaio de fadiga de amplitude constante de carregamento (CP de Calibração). A imagem b) mostra uma ampliação do lado esquerdo da imagem a) para facilitar a visualização das cargas marcadoras.	194
Figura 131 – Fotomontagem da superfície de fratura do corpo de prova CP05 obtida em MEV evidenciando as diferentes morfologias de fratura com o aumento da taxa de propagação da trinca por fadiga. A seta mostra a região da nucleação da trinca (rasgo usinado por eletroerosão).	195
Figura 132 – Fotomontagem da superfície de fratura do CP05 obtida em MEV evidenciando o perfil de quase a totalidade da extensão da fratura (86 fotos).	195
Figura 133 – Aspecto da superfície de fratura obtida em a) MEV e b) FEG da região do quadrado pontilhado branco da Figura 131 mostrando um tunelamento localizado em cada grão com diferentes orientações de propagação.	196
Figura 134 – Aspecto da superfície de fratura obtida em FEG de uma região do início da fratura que mostra com distintos aumentos de a) 2000X, b) e c) 8000X detalhes da morfologia das estrias de fadiga resultantes da aplicação de carregamento de amplitude variável.....	197
Figura 135 – Aspecto da superfície de fratura da região do quadrado pontilhado amarelo (meio da fratura) da Figura 131 , em vários aumentos, mostrando os diferentes espaçamentos entre as cargas marcadoras (vãos simulados) e distintas alturas dessas marcações. a) 100X, b) 200X, c) 500X, d) 1000X, e) 3000X e f) 5000X	199
Figura 136 – Aspecto da superfície de fratura da região do quadrado pontilhado vermelho (próximo ao fim da fratura) da Figura 131 . Observa-se uma morfologia de fratura de rasgamentos típica da região de disparo da trinca com a presença de uma fratura de coalescência de microvazios cisalhados.	200
Figura 137 – Fotomontagem de duas imagens fractográficas sequenciais onde se identificam os vãos mais severos na superfície de fratura do CP05 para uma sequência de 200 vãos aplicados.	201
Figura 138 – Gráfico da taxa de propagação da trinca em função do tamanho da trinca obtido após reconhecimento e análise do vão 173 na superfície de fratura do CP05.....	202
Figura 139 – Curvas superpostas dos dados do ensaio do vão simulado do tipo Falstaff e dos dados fractográficos da taxa de propagação da trinca em função do tamanho da trinca obtidas para o CP05.....	203

LISTA DE TABELAS

Tabela I - Resumo das principais propriedades mecânicas e constantes da equação de Nasgro 3.0.	24
Tabela II - Tipos de espectros e suas variáveis principais.....	52
Tabela III - Autores e seus modelos de vida básicas.....	58
Tabela IV - Composição química da liga de Alumínio AMS 7475 T7351 segundo norma SAE AMS 2355 (1989).....	96
Tabela V – Parâmetro para o cálculo da flexibilidade elástica para as geometrias da Figura 62 . a) predominância de deformação plana (B=25,0 mm), b) predominância de tensão plana (B=2,5 mm).....	100
Tabela VI - Valores calculados da flexibilidade elástica para as geometrias da Figura 65	102
Tabela VII - Características principais das histórias de vôos utilizadas neste trabalho.....	117
Tabela VIII - Parâmetros obtidos do ensaio de calibração da curva tensão vs. a para o espécime CP02.	119
Tabela IX - Parâmetros obtidos do ensaio de calibração da curva tensão em função de a realizado no CP02....	120
Tabela X - Parâmetros da técnica da queda de potencial utilizados para medidas de tamanho da trinca durante o ensaio.	122
Tabela XI - Resultados do ensaio de dureza HRB realizados na <i>placa</i> e no <i>bloco</i>	139
Tabela XII - Resultados dos ensaios de tração de corpos de prova cilíndricos na orientação L, segundo a norma ASTM E8M-2000.	140
Tabela XIII - Resultados do ensaio de tração para corpos de prova cilíndricos na orientação T, segundo norma ASTM E8M-2000.	140
Tabela XIV – Valores da constante C, expoente m e a variação do fator de intensidade de tensão crítico, ΔK_{crit} , determinados para as cinco distintas razões de carregamento ensaiadas na orientação L-T em predominância de deformação plana.....	149
Tabela XV - Valores da constante C, expoente m e a variação do fator de intensidade de tensão crítico, K_{crit} para as quatro distintas razões de carregamento ensaiadas na orientação T-L em predominância de deformação plana.....	149
Tabela XVI - Resumo dos resultados da constante C e do expoente m de Paris e da variação do fator de intensidade de tensão crítico, ΔK_{crit} para as cinco distintas razões de carregamento ensaiadas na orientação L-T em predominância de tensão plana.	155
Tabela XVII - Resultados dos ensaios de tenacidade à fratura da liga de alumínio AMS 7475 na condição T7351 e na orientação L-T.....	156
Tabela XVIII - Resultados dos ensaios de tenacidade à fratura da liga de alumínio AMS 7475 na condição T7351 e na orientação T-L.....	156
Tabela XIX - Resultados das análises macrográficas e fractográficas do CP 01.....	160
Tabela XX - Resultados das análises macrográficas e fractográficas do CP 02.....	160
Tabela XXI - Resultados das análises macrográficas e fractográficas do CP 03.....	160
Tabela XXII - Resultados das análises macrográficas e fractográficas do CP 04.	161
Tabela XXIII - Resultados das medidas da altura – h do CP 01.	168
Tabela XXIV - Resultados das medidas da altura– h do CP 02.	168
Tabela XXV - Resultados das medidas da altura – h do CP 03.....	168
Tabela XXVI - Resultados das medidas da altura – h do CP 04.	169
Tabela XXVII - Resultados das análises fractográficas, altura corrigida - H e a razão H/s do CP 01.	169
Tabela XXVIII - Resultados das análises fractográficas, altura corrigida - H e a razão H/s do CP 02.	169
Tabela XXIX - Resultados das análises fractográficas, altura corrigida - H e a razão H/s do CP 03.....	170
Tabela XXX - Resultados das análises fractográficas, altura corrigida - H e a razão H/s do CP 04.	170
Tabela XXXI – Valores de carga (ΔP_{inf}) inferidos analiticamente por meio de medidas do espaçamento e altura interestrias em análise “post-mortem” da superfície de fratura do CP01.....	174
Tabela XXXII – Valores de carga (ΔP_{inf}) inferidos analiticamente por meio de medidas do espaçamento e altura interestrias em análise “post-mortem” da superfície de fratura do CP02.....	174
Tabela XXXIII – Valores de carga (ΔP_{inf}) inferidos analiticamente por meio de medidas do espaçamento e altura interestrias em análise “post-mortem” da superfície de fratura do CP03.....	174

Tabela XXXIV – Valores de carga (ΔP_{inf}) inferidos analiticamente por meio de medidas do espaçamento e altura interestrias em análise “post-mortem” da superfície de fratura do CP04.....	175
Tabela XXXV - Comparação entre parâmetros de resultados de parâmetros dos vôos ensaiados.	178
Tabela XXXVI - Valores das cargas máxima, média e mínima aplicadas durante os ensaios na seqüência de vôos mini-Twist, Twist, mini-Falstaff e Falstaff.	179
Tabela XXXVII - Parâmetros de construção das curvas $d2a/dVôo$ vs. a para o CP01 (mini-Twist).	180
Tabela XXXVIII - Parâmetros de construção das curvas $d2a/dVôo$ vs. a para o CP03 (mini-Twist).	180
Tabela XXXIX - Parâmetros de construção das curvas $d2a/dVôo$ vs. a para o CP04 (Falstaff).	181
Tabela XL - Parâmetros de construção das curvas $d2a/dVôo$ vs. a para o CP05 (Falstaff).	182
Tabela XLI - Parâmetros de construção das curvas $d2a/dVôo$ vs. a para o CP06 (mini-Falstaff).	183
Tabela XLII - Parâmetros de construção das curvas $d2a/dVôo$ vs. a para o CP07 (Twist).	184

LISTA DE SÍMBOLOS E ABREVIATURAS

SÍMBOLOS

a	comprimento de trinca
a_o	comprimento da trinca inicial
a_{oi}	tamanho da trinca sob aplicação de sobrecarga
a_f	comprimento final da trinca
a_c	comprimento crítico da trinca
2a	comprimento total de uma trinca interna em uma chapa plana
$2a_i$	tamanho instantâneo da trinca para um corpo de prova do tipo M(T)
$2a_f$	tamanho da trinca medido fisicamente com auxílio de um paquímetro no final da fratura em um CDP do tipo M(T)
$2a_{f_{queda}}$	tamanho da trinca no final da fratura medido pela técnica de queda de potencial para um CDP do tipo M(T)
A_o	área inicial da seção transversal do corpo de prova
A	área instantânea da seção transversal do corpo de prova
b	expoente de resistência à fadiga
c	expoente de ductilidade à fadiga
C	constante de Paris
C_s	coeficiente de Miller experimental obtido do equacionamento de interestrias
da/dN	taxa de propagação da trinca por fadiga (função do número de ciclos)
$da/dVôo$	taxa de propagação da trinca por fadiga (função do número de vôos)
e	deformação de engenharia
e_p	deformação plástica real
E	módulo de elasticidade ou de Young
f_l	lei do crescimento da linha base
H	altura corrigida da estria
H/s	relação entre altura e espaçamento interestria (morfologia da estria)
h	altura medida da estria
J	integral J
m	expoente de Paris
m_s	coeficiente experimental do equacionamento de interestrias

K_I	fator de intensidade de tensão no modo I de abertura de trinca
K_{II}	fator de intensidade de tensão do modo II de abertura de trinca
K_{III}	fator de intensidade de tensão do modo III de abertura de trinca
K_{op}	fator de intensidade de tensão de abertura da trinca
K_o	fator de intensidade de tensão calculado no pico da sobrecarga
K_Q	fator de intensidade de tensão normalizado que irá resultar no K_{IC}
K_{IC}	fator de intensidade de tensão crítico em deformação plana
K_{crit}	fator de intensidade de tensão crítico em tensão plana
K_{min}	fator de intensidade de tensão mínimo
$K_{máx}$	fator de intensidade de tensão máximo
K_t	fator de entalhe
k	coeficiente de resistência
k'	coeficiente de resistência cíclica
l	comprimento final do corpo de prova
l_o	comprimento útil inicial do corpo de prova
n	expoente de encruamento
n'	expoente de encruamento cíclico
N	número de ciclos
N_i	número de ciclos para iniciação de trinca
N_f	número de ciclos para fratura final
$2N$	número de reversos
$2N_f$	número de reversos para fratura final
$2N_t$	número de reversos no ponto de transição elasto-plástica da curva ε - N
P	carga aplicada
$P_{máx}$	carga máxima aplicada
$P_{méd}$	carga média aplicada
$P_{mín}$	carga mínima aplicada
r	raio da ponta da trinca
$r_{y(c)}$	tamanho da zona plástica
R	razão de carga ou razão de tensão ou razão de intensidade de tensão
S	tensão de engenharia ou convencional
s	espaçamento interestrias
S_L	espaçamento interestrias local medido pela técnica fratográfica.
S_P	espaçamento interestrias projetado na direção macroscópica de propagação da trinca
S_a	amplitude de tensão
S_e	limite de escoamento de engenharia ou convencional
S_r	limite de resistência à tração de engenharia ou convencional
$S_{méd}$	tensão média de engenharia
$S_{máx}$	tensão máxima de engenharia
$S_{mín}$	tensão mínima de engenharia
$Y = f(a/w)$	fator geométrico ou de forma
ε	deformação verdadeira
ε_p	deformação plástica verdadeira
ε_f'	coeficiente de ductilidade à fadiga
ϕ	diâmetro do corpo de prova

λ	parâmetro de ajuste da zona plástica
σ	tensão verdadeira
σ_a	amplitude de tensão no estado estável (50% da vida em fadiga)
σ_y	limite de escoamento verdadeiro
σ_f	tensão de fratura real
σ_f'	coeficiente de resistência à fadiga
σ_{op}	tensão de abertura de trinca
σ_{yy}	tensão normal ao plano da trinca
w	largura do corpo de prova
Δa	variação do crescimento de trinca 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
$\Delta \epsilon_e/2$	amplitude de deformação elástica
$\Delta \epsilon_p/2$	amplitude de deformação plástica
$\Delta \sigma$	variação de tensão
$\Delta \sigma/2$	amplitude de tensão real cíclica
ΔK	variação do fator de intensidade de tensão
ΔK_{aplic}	variação do fator de intensidade de tensão aplicado no corpo de prova
ΔK_{inf}	variação do fator de intensidade de tensão inferido analiticamente
ΔK_{eff}	variação do fator de intensidade de tensão efetivo
ΔK_0	variação do fator de intensidade de tensão limite
ΔP_{aplic}	variação da carga aplicada durante o ensaio
ΔP_{inf}	variação de carga inferida por método analítico-fratográfico
$\% \Delta L$	percentual do alongamento total
L_{25mm}	Alongamento do comprimento para $L_0=25$ mm

ABREVIATURAS

RA – Redução de área.
 MFEL – Mecânica da fratura elástica linear
 MFEP – Mecânica da fratura elastoplástica.
 ND – Não detectado
 CP – Corpo de prova
 CDP – Corpo de prova
 Cps – Corpos de prova
 NDE - Ensaio não destrutivo
 MEV – Microscópio eletrônico de varredura
 FEG – Canhão de emissão de campo “Field emission gun”
 DP – Desvio padrão quadrático
 DP_L – Desvio padrão na direção localizada (microscópica).
 DP_P – Desvio padrão na direção projetada (macroscópica).
 DDP - Diferença de potencial
 L_N – Logaritmo neperiano.

VAL – Carregamento de amplitude variável
CA – Carregamento de amplitude constante
NLR - National Aerospace Laboratory
EDX - Energia dispersiva de raios X
LLD - Deslocamento na linha de carregamento “*load line displacement*”
COD - Deslocamento da abertura de trinca COD “*crack opening displacement*”

PUBLICAÇÕES INTERNACIONAIS

- Tarpani, J. R., **Ruckert, C. O. F. T.**, Silva, R. V.; Bose Filho, W. W.; Spinelli, D, Rosato Júnior, A., Pereira, R. N. “Quantitative Fractography Applied to Fatigue Life Estimations – A Case Study”. Recent Developments in The Modelling of Rupture of Solids, Engineering Failure Analyses (EFA 2004). Vol 11 Págs. 547-229.
- **Ruckert, C. O. F. T.**; Bose Filho, W. W.; Tarpani, J. R.; Spinelli, D. “Evaluating the Berkovit’s Method to Predict Fatigue Loads in Mechanical Failure Investigations” Journal of Materials Engineering and Performance (JMEP), ASM International, 2005. Vol 15 (6) Pgs. 661-667.
- **Ruckert, C. O. F. T.**; Bose Filho, W. W.; Tarpani, J. R.; Spinelli, D.; Millan, M. “Modeling of Stress Ratio Effect on Al Alloy SAE 7475-T7351: Influence of Loading Direction” Journal of Materials Engineering and Performance (JMEP), ASM International, 2005. Vol 15 (5) Pgs. 608-613.
- **Ruckert, C. O. F. T.**; Bose Filho, W. W.; Tarpani, J. R.; Spinelli, D. “On the Relation Between Micro-and Macroscopic Fatigue Crack Growth Rates” International Journal of Fracture (IJF). Vol 142(3) Pgs. 233-240.
- **Ruckert, C. O. F. T.**; Bose Filho, W. W.; Tarpani, J. R.; Spinelli, D. “Load Ratio Estimative Through Height and Interstriation Spacing Analysis of an Aeronautic Al Alloy SAE AMS 7475-T7351” Journal of Materials Engineering and Performance (JMEP), ASM International, 2005. Em Revisão

RESUMO

Ruckert, Cassius O.F.T (2007). *Estudo da Inferência de Carregamento em Histórias de Vôos Simulados em Liga de Al Aeronáutico SAE-AMS 7475 T7351.* São Carlos. 222p. Tese de Doutorado - Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo.

Este trabalho discutiu o estudo da inferência de carregamento e a reconstrução fratógrfica da taxa de propagação da trinca por fadiga em histórias de vôos simulados do tipo Twist, mini-Twist, Falstaff e mini-Falstaff. O material estudado foi uma liga de alumínio de grau aeronáutico SAE-AMS 7475 T7351 na qual foram obtidas as propriedades mecânicas a partir dos ensaios de tração e dureza, análise química, metalográfica. Foram realizados ensaios de amplitude constante de carregamento em corpos de prova com geometria tipo C(T) extraídos de um bloco e ensaios de amplitude variável em corpos de prova com geometria tipo M(T) extraídos de uma placa. Corpos de prova do tipo C(T) foram extraídos da orientação L-T e T-L, à temperatura ambiente com diferentes espessuras para a realização de ensaios de propagação de trinca por fadiga (da/dN vs. ΔK) com distintos valores de razão de carregamento, R (0,1; 0,3; 0,5; 0,7 e 0,8) de acordo com a norma ASTM-E647 (1993). Foram realizados dois tipos de ensaios de fadiga com amplitude constante de carregamento. Primeiro, o ensaio com ΔP constante para obtenção dos dados dos estágios II e III das curvas da/dN vs. ΔK para distintos valores de R e, posteriormente, o ensaio com ΔK constante e R crescente para ser utilizado no estudo da inferência de carregamento de amplitude constante a partir da relação entre a morfologia da estria, H/s e a razão de carregamento R. Adicionalmente foram realizados ensaios de tenacidade à fratura, nas direções L-T e T-L, conforme a norma ASTM-E1820 (1999). As taxas de propagação macroscópica e microscópica foram comparadas e boas correlações foram obtidas para um intervalo entre 0,1 a 1,0 $\mu\text{m}/\text{ciclo}$, mesmo com distintos R. Através da técnica proposta por Berkovitz (1995), o espectro de carregamento foi estimado para distintos valores de R, através da técnica de parametrização do fator K e os resultados foram comparados ao espectro de carregamento real imposto pela máquina de ensaio. Após os ensaios de amplitude constante de carregamento foram realizados ensaios de amplitude variável com a aplicação em corpos de prova M(T) de espectros de vôos simulados padronizados pela NLR do tipo Twist e Falstaff e seus vôos reduzidos, mini-Twist e mini-Falstaff, em uma máquina servohidráulica de ensaios dinâmicos. A partir destes ensaios notou-se que suprimir os vôos com os carregamentos menos severos influencia muito a vida da propagação da trinca de fadiga, quando vôos simulados do tipo Twist e mini-Twist, fato este não observado para o Falstaff e mini-Falstaff. Foi possível observar também o efeito da aceleração e desaceleração da trinca por fadiga observando os gráficos de $d2a/dv\text{ôo}$ vs. a obtidos dos ensaios de amplitude variável. Foi realizado um estudo da superfície de fratura do CP05 por meio da técnica fratógrfica do reconhecimento de blocos marcadores sendo possível mostrar uma satisfatória reconstituição da taxa de propagação da trinca por fadiga de vôo simulado do tipo Falstaff por meio de medidas das marcações na superfície de fratura dos vôos mais severos, realizadas em imagens obtidas por MEV.

Palavras-Chaves : Liga de Alumínio; curvas da/dN; análise fratógrfica; espaçamento e alturas interestrias de fadiga; espectro de carga de amplitude variável; parametrização fator K; vôos simulados tipo Twist, mini-Twist, Falstaff e mini-Falstaff.

ABSTRACT

Ruckert, Cassius O.F.T (2007). *Loading Study of Inference in a Simulated Flights History using an SAE-AMS 7475 T7351 aluminum alloy.* São Carlos. 222pps.
Doctoral Theses – Engineering School of São Carlos, São Paulo University.

The loading inference and the fractographic reconstruction of fatigue crack propagation rate in simulated flight stories, as Twist, mini-Twist, Falstaff and mini-Falstaff were investigated in this work. The studied material was an aluminum alloy SAE-AMS 7475 T7351. Tensile and hardness tests were carried out in order to determine mechanical properties, as well as chemical and microstructure analysis of the material. C(T) specimens were extracted from a block of material for constant amplitude load testing and M(T) specimens were extracted from a plate and were tested in variable amplitude loading. The curves (da/dN vs. ΔK) for constant-amplitude loading were obtained from fatigue crack propagation tests performed in L-T and T-L directions in C(T) specimens for R (0.1; 0.3; 0.5; 0.7 and 0.8), at room temperature, according to ASTM-E647 (1993). Two different constant loading fatigue tests were performed. At constant ΔP and distinct values of R for obtaining data of stages II and III of da/dN - ΔK curves; and at constant ΔK and increasing the R ratio to be used in the inference of constant amplitude loading in the relation of H/s striation morphology (obtained from fractographic images) and the loading ratio, R. Additionally, fracture toughness tests were executed in T-L and L-T directions, according to ASTM-E1820 (1999). The macroscopic and microscopic fatigue crack propagations were compared and good correlation was obtained for the range 0.1-1.0 $\mu m/cycle$, for all R values. By using the K factor parametrization method, Berkovitz (1995), the loading spectrum was estimated for the distinct R values and the results were compared to the actual spectrum imposed by the test machine. Variable amplitude tests were performed in M(T) specimens by applying simulating flight spectra normalized by NLR, as Twist, mini-Twist, Falstaff and mini-Falstaff, in a servo-hydraulic test machine MTS, in which a Flextest GT controller was coupled. The suppression of less severe loading flights showed a great influence in fatigue crack propagation life, in simulated flight tests Twist and mini-Twist, but not in Falstaff and mini-Falstaff. The acceleration and slowing down of fatigue crack were observed in the $d2a/dflight$ - a curves obtained from variable loading tests. The fractured surfaces of some samples were examined by the fractographic technique of blocking marks recognition. A good reconstitution of fatigue crack propagation rate of a simulated flight like Falstaff was obtained by the measurements of marks in the fracture surfaces of the more severe flights, in MEV images.

Keywords : Aluminum Alloy; crack growth curves (da/dN); fractographic analysis; fatigue striation spacing and height; variable amplitude loading; K factor parametrization; Twist, mini-Twist, Falstaff and mini-Falstaff simulated flight.

1 – MOTIVAÇÃO DO TRABALHO

As tarefas de reconhecimento de um padrão de estrias por técnicas fractográficas e sua correlação com os ciclos de carregamento de fadiga em amplitude variável são fundamentais na determinação precisa dos períodos de iniciação e crescimento de trincas, e, portanto, na otimização dos programas de inspeção periódica de aeronaves em serviço e na análise de falhas ocorridas em ensaios de escala real “full-scale” e em serviço.

Por outro lado, a multi-disciplinaridade do tema implica em que especialistas de áreas distintas, como o de projeto de estrutura de aeronaves e de materiais, freqüentemente se vejam envolvidas na resolução de um dado problema, tendo, portanto, que estabelecer a comunicação por meio de uma linguagem comum, de modo a solucionar o problema rápida e eficientemente.

Os resultados advindos seriam potencialmente úteis a diversas atividades desenvolvidas pela empresa, como na verificação dos modelos matemáticos de previsão de vida em fadiga, a inferência de carregamentos a partir das análises post-mortem da fratura, a utilização da tecnologia de marcação deliberada de superfícies de fratura por fadiga, “block marks”, em ensaios de escala real “full-scale” e a aplicação de um banco de dados fractográficas referentes a diversos materiais, ambientes, condições de carregamento, entre outras variáveis em análises de falha.

A determinação da taxa de propagação da trinca por fadiga e a determinação de cargas que levaram efetivamente a fratura pela análise “post mortem” do componente fraturado seria de suma importância para a alteração de um projeto através do seu redimensionamento ou para a calibração de softwares responsáveis por calcular numericamente esses carregamentos e essas taxas de propagações em amplitude variável de carregamento. Para isto foi realizada uma reconstituição fractográfica para se determinar as taxas de propagação da trinca por fadiga e conseqüentemente a vida em fadiga em ensaios de amplitude variável de carregamento e em um primeiro estudo inferiu-se cargas em ensaios de amplitude constante, mas variando-se a razão de carregamento R , para isso houve a necessidade de encontrar uma relação entre a altura de estria H e o espaçamento interestrias s com R .

2 - OBJETIVO

Os principais objetivos deste projeto de pesquisa, são:

- Inferência de carregamento com a introdução do efeito da razão de carga R ($P_{\min}/P_{\max}$) advindo da correlação da morfologia da estria (espaçamento e altura) com a taxa de propagação macroscópica da trinca. Nesta etapa foram realizados ensaios de amplitude constante de carregamento em corpos de prova padronizados C(T), variando-se R (0,1; 0,3; 0,5 e 0,7), para correlacionar H , s e R e conseqüentemente inferir o carregamento para distintas razões de carregamento.
- Estudo de fadiga de amplitude variável, com aplicação de histórias de vôos randômicos em corpos de prova laboratoriais do tipo M(T). As histórias aplicadas foram do tipo Twist, mini-Twist, Falstaff e mini-Falstaff, projetados pela NLR (National Aerospace Laboratory). Neste item foram levantadas curvas do tipo *Vôos-a* e *da/dVôo-a* (taxa de propagação da trinca por fadiga de amplitude variável).
- Mapeamento das principais cargas marcadoras do espectro de carregamento de amplitude variável, através da análise da superfície de fratura “post-mortem” onde posteriormente foram determinadas as taxas de crescimento da trinca como função do seu tamanho (curvas do tipo *da/dVôos-a*), ou seja, a vida de fadiga em propagação fractograficamente.

3 – INTRODUÇÃO

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

Figura 1 - Fractografia em MEV de uma liga de Al 7475 T7351, onde se observam estrias de fadiga em distintos aumentos e tamanhos, Ruckert (2003).

Por outro lado, a relação entre os ciclos de carga aplicados, o tamanho e a taxa de crescimento de uma trinca, podem ser determinados pela combinação entre a curva da/dN vs. ΔK e a análise de tensões do componente estrutural em questão. A curva da/dN , obtida por meio de ensaios de fadiga sob amplitude constante, fornece dados essenciais sobre o padrão de estriamento característico do material, bem como informações a respeito das características de propagação da trinca de fadiga, que são indispensáveis na tarefa de análise das evidências na superfície de fratura. Por sua vez, a análise de tensões do componente estrutural, por exemplo, pelo método dos elementos finitos, é fundamental para correlacionar as cargas ou tensões

nominais aplicadas remotamente, às cargas ou tensões na seção crítica da parte que falhou em teste ou serviço.

Segundo Berkovitz (1995) e Ruckert (2003), os resultados da análise da tensão, quando combinados aos dados fractográficas da superfície de fratura e às informações obtidas a partir dos ensaios laboratoriais de fadiga, permitem a construção de gráficos paramétricos, relativamente a variação do fator de intensidade de tensão do regime elástico linear, ΔK de tensões elásticas lineares, que inter-relacionam ambos o tamanho e a taxa de propagação da trinca na estrutura, à tensão ou carga aplicadas, possibilitando assim a inferência da correlação existente entre o padrão de estriamento e o espectro de cargas ou tensões, técnica esta utilizada em carregamentos de amplitude constante e razão de carga constante.

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

Figura 2 – Ensaio de fadiga de amplitude variável em escala real “full scale” realizada em uma aeronave CF-18, Cortesia de NRC Canadá.

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

4 - REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

4.1 - CONSIDERAÇÕES GERAIS DE FADIGA

Segundo definição da norma ASTM E 1823, fadiga são o processo de alteração estrutural permanente, localizado e progressivo que ocorre em um material submetido a condições de carregamentos que produzem tensões e deformações flutuantes, que podem culminar em trincas ou fratura completa, após certo número de flutuações. Segundo Forrest (1970), fadiga é um processo de falha gradativa de um componente submetido a uma sollicitação mecânica cíclica (alternada, pulsante, ou flutuante).

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

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

- ▶ Tensões de tração (podem ser geradas em carregamentos de flexão ou torção);
- ▶ Tensões cíclicas;
- ▶ Deformações plásticas, mesmo que localizadas.

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

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

Nucleação (*Iniciação da trinca*) - trincas por fadiga inicia-se em singularidades ou descontinuidades, e uma vez formadas, tendem a se propagar inicialmente ao longo dos planos

de alta tensão cisalhante (45°), **Figura 9**. Tais discontinuidades em geral, encontram-se na superfície ou próximas a ela. As singularidades podem ser estruturais, tais como inclusões, ou geométricas, tais como riscos. Estas singularidades podem estar presentes desde o início ou podem ser desenvolvidas durante a deformação cíclica, como por exemplo, em intrusões e extrusões em bandas de deslizamento, **Figura 3**. De maneira geral uma trinca por fadiga tem início numa superfície livre, sendo que nas raras oportunidades em que se inicia no interior do material, sempre existe uma interface envolvida. A explicação para uma trinca por fadiga preferencialmente incidir na superfície reside no fato de a deformação plástica ser mais fácil de ocorrer nesta região, por encontrar-se num estado plano de tensões. Segundo Meyers (1982), as alterações estruturais, como intrusões e extrusões, podem ser unicamente responsáveis, pelo início de trincas ou podem interagir com os defeitos estruturais ou geométricos existentes. Os danos estruturais observados neste estágio podem ser removidos por tratamento térmico e mecânico (remoção mecânica da camada danificada) adequado.

Cottrel & Hull¹ apud Dieter (1981) propuseram um mecanismo para a formação de intrusões e extrusões que depende da existência de dois sistemas de deslizamento cruzados que operam simultaneamente, **Figura 3**.

Outros mecanismos, como o proposto por Wood² apud Dieter (1981), de formação de extrusões e intrusões se baseia em pequenos movimentos de deslizamento de vai-e-vem que podem originar entalhes ou ressaltos, **Figura 4**.

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

¹COTTREL, A. H.; HULL, D. (1957). *Proceedings of Royal Society of London*, v.242A, p.211-217 apud DIETER, G. E. (1981). *Metalurgia Mecânica*, 2 ed., Guanabara Dois.

²WOOD, W. A. (1955). *Bull. Inst. Met.*, vol.3, p.5-6, Sep. apud DIETER, G. E. (1981). *Metalurgia Mecânica*, 2 ed., Guanabara Dois.

Figura 4 - a) Deformação estática, b) deformação cíclica originando intrusões e extrusões, Fuchs & Stephens (1980) e imagens obtidas em MEV mostrando em c) intrusões e d) extrusões.

Primeiro estágio - *Crescimento da trinca em bandas de deslizamento* - corresponde ao aprofundamento da trinca inicial nos planos de alta tensão de cisalhamento seguindo a orientação preferencial do grão, como ilustra esquematicamente a **Figura 5** e observada em uma micrografia de uma liga de alumínio de alta resistência realizada por Spinelli (1978) pela **Figura 9**. Neste estágio, as trincas por fadiga são normalmente transgranulares, estendendo-se por 2 a 5 tamanhos de grão e não são visíveis a olho nu. A taxa de propagação é da ordem de ângstrons por ciclo.

Figura 5 - Transição do estágio I para estágio II de propagação, Miller (1993).

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

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

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

- (a) Sob carga nula a trinca está fechada.
- (b) Com o aumento da carga trativa, ocorre a formação de entalhes duplos na ponta da trinca, devido a indução da tensão de cisalhamento na direção de $\pm 45^\circ$.
- (c) Ao se atingir a carga máxima trativa no ciclo, ocorre o arredondamento completo da ponta da trinca.
- (d) Com o decréscimo do carregamento, ocorrerá a inversão do escorregamento e do fechamento da ponta da trinca, deixando-a novamente aguçada e com dois entalhes remanescentes.

- (e) Na carga mínima do ciclo, ocorre o fechamento total da trinca com a formação de uma estria.
- (f) O processo é repetido no ciclo subsequente, e em cada ciclo produzirá uma nova estria.

No modelo de Laird (1978), o crescimento da trinca é controlado pela deformação plástica localizada na frente da trinca, preenchendo assim as principais condições da mecânica da fratura elástica linear. Permite assim, o tratamento do comportamento de crescimento de trincas longas por fadiga, tomando por base a variação do fator de intensidade de tensão, ΔK .

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

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

(a)

(b)

(c)

Figura 7 - Aspectos macroscópicos a), microscópicos b) da superfície de fratura por fadiga evidenciando estrias e c) Superfície de fratura de fadiga. As setas indicam o local da nucleação da trinca por fadiga e as setas em branco indicam o sentido de propagação da trinca. A região brilhante corresponde à propagação estável e a rugosa a instável.

Assim sendo, o estágio I do modelo de Miller (1993) da **Figura 5** de propagação é extremamente dependente da microestrutura. A trinca é desacelerada à medida que se aproxima da barreira microestrutural dominante. À medida que a trinca avança, ela continua a ser desacelerada ao se aproximar de novas barreiras, mas em menor grau, até o ponto em que ela se torna insensível a novas barreiras microestruturais, atingindo o estágio II de propagação.

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

- Etapa 1** - Planos de deslizamento preferenciais na direção de máxima tensão de cisalhamento;
- Etapa 2** - A trinca abre e estende-se em comprimento;
- Etapa 3** - Deslizamento acontecendo em outros planos;
- Etapa 4** - O aumento da tensão ativa em novos planos e arredonda a ponta da trinca. Há um avanço;
- Etapa 5** - Há deformação plástica em uma região pequena.
- Etapa 6** - Embotamento da trinca.

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

Segundo Miller (1993), um material que possua grãos grandes e numerosos sistemas de escorregamento oferecerá poucos obstáculos ao crescimento inicial da trinca e o estágio II se desenvolverá rapidamente e a criação do limite de fadiga será muito difícil observar.

Figura 9 - Micrografia mostrando os estágios I e II de propagação de trinca por fadiga na liga de alumínio de alta resistência - aumento 500X. Spinelli (1978).

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, tensões 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 micros-defeitos da estrutura do material. Estes componentes quando solicitado acima do limite de fadiga, nota-se claramente que a propagação estável das microtrincas pode 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, existe uma tensão na qual a trinca começa a se propagar mesmo com tais impedimentos, assume-se ainda que a trinca retarda 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.

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

Segundo Dieter (1981), a vida total (N) de um componente submetido a um carregamento cíclico pode ser considerada composta de duas partes: a vida necessária para iniciar a trinca (N_i) e a vida necessária para a sua propagação até a fratura rápida (N_p), segundo a equação:

$$N = N_i + N_p \quad (1)$$

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

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

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

4.1.1 – VARIAÇÃO DO FATOR DE INTENSIDADE DE TENSÃO (ΔK)

Conforme Hertzberg (1995) a superfície da fratura do componente que ocorreu a falha também pode ser investigada pela análise de tensões baseado no conceito da teoria elástica, através de métodos analíticos descritos por Westergaard e Irvin que apresentaram soluções da distribuição de tensões para a ponta da trinca associada com três modos básicos de carregamentos.

A tenacidade à fratura é determinada através do parâmetro denominado de fator de intensidade de tensão, K , que é uma medida da concentração de tensão na ponta da trinca, que se assemelha ao fator de concentração de tensão K_T , porém, não são equivalentes. Em materiais que possuem descontinuidades, a fratura frágil poderá ocorrer quando K atingir um valor crítico, denominado de K_{IC} , que mede a tenacidade à fratura do material. A relação entre o fator de intensidade de tensão K e o fator de tenacidade à fratura K_{IC} é semelhante à relação existente entre a tensão aplicada e o limite de resistência à tração, onde K é o nível de tensão na ponta da trinca e depende da tensão aplicada, e K_{IC} representa o valor máximo da intensidade de tensão que o material pode suportar sem fraturar.

A **Figura 10** apresenta os três modos principais de carregamentos envolvem diferentes deslocamentos da superfície da trinca.

Figura 10 - 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 à outra e paralelas à frente de propagação.

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

$$K_I = \lim_{r \rightarrow 0} \left\{ \sqrt{2\pi r} \sigma_{yy} \right\} \quad \text{Para } \theta = 0 \quad (1)$$

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

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

$$K_I = \sigma \sqrt{\pi a} \quad (2)$$

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

$$K_I = Y \sigma \sqrt{\pi \cdot a} \quad (3)$$

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

O fator de forma Y ou $f(a/W)$ representa um parâmetro ou função adimensional que depende tanto dos tamanhos quanto das geometrias da trinca e da amostra. Este fator foi calculado matematicamente para vários tipos de corpos de provas laboratoriais, como por exemplo, os quatro corpos de prova ilustrados na **Figura 11**. O que determinará a utilização do corpo de prova é a geometria real do componente associado ao tipo de carregamento empregado.

$f\left(\frac{a}{W}\right) = \frac{K_I B \sqrt{W}}{P}$
<p>(a) Compacto de tração - C(T)</p> $\frac{2 + \frac{a}{W}}{\left(1 - \frac{a}{W}\right)^{3/2}} \left[0.886 + 4.64 \left(\frac{a}{W}\right) - 13.32 \left(\frac{a}{W}\right)^2 + 14.72 \left(\frac{a}{W}\right)^3 - 5.60 \left(\frac{a}{W}\right)^4 \right]$
<p>(b) Compacto em forma de disco</p> $\frac{2 + \frac{a}{W}}{\left(1 - \frac{a}{W}\right)^{3/2}} \left[0.76 + 4.8 \left(\frac{a}{W}\right) - 11.58 \left(\frac{a}{W}\right)^2 + 11.43 \left(\frac{a}{W}\right)^3 - 4.08 \left(\frac{a}{W}\right)^4 \right]$
<p>(c) Corpo de prova de simples entalhe carregado em tres pontos (momento)</p> $\frac{3 \frac{S}{W} \sqrt{\frac{a}{W}}}{2 \left(1 + 2 \frac{a}{W}\right) \left(1 - \frac{a}{W}\right)^{3/2}} \left[1.99 - \frac{a}{W} \left(1 - \frac{a}{W}\right) \left\{ 2.15 - 3.93 \left(\frac{a}{W}\right) + 2.7 \left(\frac{a}{W}\right)^2 \right\} \right]$
<p>(d) Corpo de prova de painel com furo central</p> $\sqrt{\frac{\pi a}{4W} \sec \frac{\pi a}{2W}} \left[1 - 0.025 \left(\frac{a}{W}\right)^2 + 0.06 \left(\frac{a}{W}\right)^4 \right]$

Figura 11 - Exemplos de fatores de forma $f(a/W)$ para algumas geometrias de corpo de prova mais utilizadas, Anderson (1995).

4.1.2 - CONCEITO DE SIMILARIDADE EM FADIGA

Segundo Anderson, T. L (1995) o conceito de similaridade em fadiga permite obter as bases para a aplicação da Mecânica da Fratura. A similitude implica que as condições na ponta da trinca são definidas unicamente por um simples parâmetro de carregamento, tal como o fator de intensidade de tensão, K . No caso de uma trinca, sob certas condições, o crescimento por fadiga pode também ser caracterizado pelo fator de intensidade de tensão, K . Pode ser observado que uma zona de deformação plástica cíclica é formada na ponta da trinca, deixando atrás de si um rastro de deformação plástica. Se a zona plástica é suficientemente pequena para que possa ser colocada dentro da zona de singularidade elástica, as condições na frente da trinca são definidas por K e a taxa de crescimento é caracterizada por $K_{\min}$ e $K_{\max}$, ver **Figura 12**.

Figura 12 - Crescimento de trinca em fadiga, sob amplitude constante e condições de escoamento de pequena escala, Anderson (1995).

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

$$\Delta K_I = K_{I_{\max}} - K_{I_{\min}} \quad (4)$$

$$\Delta K_I = Y(\sigma_{I_{\max}} - \sigma_{I_{\min}}) \sqrt{\pi a} \quad (5)$$

$$\Delta K_I = Y\Delta\sigma \sqrt{\pi a} \quad (6)$$

Onde:

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

W = largura do corpo de prova;

a = tamanho da trinca

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

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

$$R = \frac{\sigma_{\min}}{\sigma_{\max}} = \frac{K_{\min}}{K_{\max}} = \frac{P_{\min}}{P_{\max}} = \frac{K_{\max} - \Delta K}{K_{\max}} \quad (7)$$

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

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

$$\frac{da}{dN} = f(\Delta K, R) \quad (8)$$

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

$$\frac{da}{dN} = C (\Delta K)^m \quad (9)$$

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

A **Equação 10** pode ser integrada e desta forma ser obtido o número de ciclos necessários para ocorrência de uma falha por fadiga:

$$N = \int_{a_0}^{a_f} \frac{da}{f(\Delta K, R)} \quad (10)$$

$$Nf = \frac{2}{(m-2) CY^m / (\Delta\sigma)\pi^{m/2}} \left\{ \frac{1}{(a_0)^{(m-2)/2}} - \frac{1}{(a_f)^{(m-2)/2}} \right\} \quad m \neq 2 \quad (11)$$

$$Nf = \frac{1}{CY^2 \Delta\sigma^2 \pi} \ln \frac{af}{ao} \Rightarrow m = 2 \quad (12)$$

No caso de $K_{\text{máx}}$ e $K_{\text{mín}}$ variarem durante o período de carregamento, tem-se a dependência da história de carregamento e a **Equação 10** passa a ser escrita como:

$$\frac{da}{dN} = f_2 (\Delta K, R, H) \quad (13)$$

onde H indica a dependência da história de carregamento.

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

$$\frac{da}{dN} = f_3 (\Delta J, R) \quad (14)$$

$$\Delta J = \frac{\Delta K^2}{E'} \quad (15)$$

$$\Delta J \neq J_{\text{max}} - J_{\text{min}} \quad (16)$$

onde ΔJ é a integral de contorno para o carregamento cíclico. A **Equação 16** é válida dentro da condição de escoamento em pequena escala, EPE e amplitude constante, porque neste caso J tem relação com K em condições lineares elásticas. No caso de deformação plástica em larga escala, a validade da **Equação 16** ainda não está comprovada.

4.1.3 - CURVAS DE PROPAGAÇÃO DE TRINCA POR FADIGA (da/dN vs. ΔK)

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

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

O passo inicial para a determinação destas curvas de propagação de trincas por fadiga (da/dN) em função da variação do fator de intensidade de tensão ΔK , é a obtenção da curva de tamanho da trinca versus número de ciclos, como observado pela **Figura 13**.

Figura 13 - Curva do tamanho da trinca, a em função do número de ciclos, N . Ruckert et al (2003). Al 7475-T7351.

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

4.1.3.1 - EQUAÇÕES EXPERIMENTAIS PARA O CRESCIMENTO DE TRINCA

A **Figura 14**, apresenta uma curva esquemática em log-log típica de da/dN vs. ΔK , que ilustra tipicamente o comportamento do crescimento da trinca em fadiga nos metais. A curva sigmoidal apresenta três regiões bem distintas.

Na região I, pode ser observado que abaixo do limite ΔK_0 não é possível o crescimento de trincas. A região limite é muito importante, pois uma porção significativa da vida estrutural do componente é gasta nesta região. Segundo Sengupta; Schaefer, Putatunda (1990) a variação do fator de intensidade de tensão limite ΔK_0 é também um parâmetro fundamental para a forma estrutural, pois se espera que componentes estruturais projetados com base no limite de fadiga tenham uma vida infinita ou pelo menos que durem um longo período de tempo. De

acordo com a norma ASTM E647 (1993), o limite ΔK_0 é definido como o valor da variação do fator de intensidade de tensão no qual a taxa de propagação de trinca é da ordem de 10^{-10} m/ciclo.

Figura 14 - Curva da/dN em função da variação da intensidade de tensão, ΔK , mostrando os quatro estágios do fenômeno de fadiga, ANDERSON (1995).

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

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^m \quad (17)$$

onde **C** e **m** são constantes do material e determinadas experimentalmente, e comumente chamadas de constante e expoente de Paris respectivamente.

De acordo com a **Equação 18**, a taxa de crescimento da trinca nesta região é dependente somente de ΔK .

Segundo Anderson, T.L. (1995), Paris e Erdogan foram os primeiros independentemente, a propor a relação da lei de potência da **Equação 18**. Propuseram também um valor de $m=4$, o qual foi utilizado em seus experimentos. Entretanto, hoje é conhecido que $2 \leq m \leq 7$. A **Equação 18** tornou-se amplamente conhecida como Lei de Paris.

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

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

$$\frac{da}{dN} = \frac{C \Delta K^m}{(1-R)K_{IC} - \Delta K} \quad (18)$$

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

Muitas outras **Equações 20 a 26** foram apresentadas, sendo a maioria delas empíricas, tais como:

Região I:

$$\frac{da}{dN} = C (\Delta K^m - \Delta K_0^m) \quad \text{Klesnil, M e Lukas, P (1972) } (\Delta K_0) \quad (19)$$

Regiões II e III:

$$\frac{da}{dN} = \frac{C \Delta K^{m-1}}{\frac{K_{crit}}{K_{max}} - 1} \quad \text{Forman, R.G (1990)} \quad (20)$$

$$\frac{da}{dN} = \frac{C \Delta K^4}{K_{crit}^2 - K_{max}^2} \quad \text{Weertman, J (1966),} \quad (21)$$

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

Região I, II e III:

$$\frac{da}{dN} = C \left(\frac{\Delta K - \Delta K_0}{K_{crit} - K_{máx}} \right)^m \quad \text{Priddle} \quad (\Delta K_0 \text{ e } K_{crit}) \quad (22)$$

$$\frac{da}{dN} = C (\Delta K - \Delta K_0)^2 \left(1 + \frac{\Delta K}{K_{crit} - K_{máx}} \right) \quad \text{McEvily, A. J. (1988)} \quad (23)$$

$$\frac{da}{dN} = \frac{(\Delta K - \Delta K_0)}{(1-R) K_{IC} - \Delta K} \quad \text{Forman Modificado} \quad (24)$$

O cálculo da taxa de crescimento da trinca no programa Nasgro 3.0 utilizado por muitas indústrias aeronáuticas usa a relação chamada de equação NASGRO. Diferentes elementos desta equação foram desenvolvidos por Forman e Newman da NASA, Shivakumar da Lockheed Martin, Koning da NLR, Henriksen da ESA, mas primeiramente foi publicada por Forman e Mettu (1992). A expressão é dada por:

$$\frac{da}{dN} = C \left[\left(\frac{1-f}{1-R} \right) \Delta K \right]^n \frac{\left(1 - \frac{\Delta K_0}{\Delta K} \right)^p}{\left(1 - \frac{K_{máx}}{K_{crit}} \right)^q} \quad \text{Equação de NASGRO} \quad (25)$$

, onde N é o número de ciclos de fadiga aplicados, a é o tamanho da trinca, R a razão de carregamento, ΔK a variação do fator de intensidade de tensão, C, n, p e q são constantes derivadas empiricamente, f é a função de abertura da trinca, ΔK_0 a variação do fator de intensidade de tensão limite e K_c o fator de intensidade de tensão crítico. É importante salientar que $U=(1-f)/(1-R)$.

A **Tabela I** mostra um resumo dos valores das propriedades mecânicas e das constantes da equação NASGRO 3.0 para alguns tipos de liga de alumínio aeronáutica pertencente à série 7000, inclusive a utilizada neste trabalho.

Tabela I - Resumo das principais propriedades mecânicas e constantes da equação de Nasgro 3.0.

Material	Condição	Orient.	Se (MPa)	Sr (MPa)	K _{IC} (MPam ^{1/2})	C	n	p	q	ΔK _o (MPam ^{1/2})
7149- T73511	Extrudada	L-T	455	524	34	2,95E-8	1,544	0,5	1,0	3,3
7149- T73511	Extrudada	T-L	434	510	26	5,50E-8	1,435	0,5	1,0	3,3
7178-T6 & T651	Placa	L-T	579	614	26	1,73E-9	2,180	0,5	1,0	3,3
7178-T6 & T651	Placa	T-L	545	614	23	4,58E-10	2,400	0,5	1,0	3,3
7178- T7651	Placa	L-T	496	552	31	5,99E-9	1,800	0,5	1,0	3,3
7178- T7651	Placa	T-L	483	545	25	5,99E-9	1,800	0,5	1,0	3,3
7475- T7351	Placa	L-T	434	503	47	1,64E-11	2,877	0,5	1,0	3,1
7475- T7351	Placa	T-L	393	483	38	6,90E-10	2,212	0,5	1,0	3,1

Fonte: Embraer

Por outro lado, segundo McEvily & Ritchie (1998) considera que o fechamento é de fato importante e eles mostraram que os dois parâmetros (ΔK_{eff} e $K_{máx}$) propostos por Vasudevam et al (1994) podem explicar em termos o mecanismo de fechamento. Eles sugerem que na ausência do modo estático de falha, ΔK_{eff} é somente o parâmetro que controla a força de acionamento da trinca e o papel correspondente ao $K_{máx}$ é o limitante da extensão do fechamento atrás da ponta da trinca e não uma força motriz de propagação da trinca. Entretanto, surpreendentemente, no mesmo trabalho eles sugerem o processo de fadiga é mais bem descrito por uma modificação da relação da Lei de Paris como proposto por Ritchie & Rao (1996) a qual leva em conta ambos os efeitos, ou seja, o ΔK_{eff} e o $K_{máx}$:

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K_{eff})^m (K_{máx})^p \quad (26)$$

4.1.3.2 - FATORES QUE INFLUENCIAM NO CRESCIMENTO DA TRINCA POR FADIGA

Diversos fatores influenciam a propagação de trinca por fadiga, entre eles podemos citar: a tensão média normalmente variando em termos de razão de carga R ; a tenacidade à fratura do material; a espessura; a microestrutura; as taxas de deformações e meios corrosivos. A seguir são apresentados e explanados dois desses fatores que podem influenciar no processo de propagação da trinca.

4.1.3.2.1 - EFEITO DA RAZÃO DE TENSÃO OU CARREGAMENTO

A razão de carga ou tensão $R = P_{\min}/P_{\max} = \sigma_{\min}/\sigma_{\max} = K_{\min}/K_{\max}$, possui grande influência na taxa de crescimento da trinca. Para um mesmo valor de ΔK , quanto maior o valor de R , maior a taxa de crescimento, observar **Figura 15**.

A **Equação 28** apresentada por Forman é uma das muitas equações empíricas utilizada para explicar o efeito de R na taxa de crescimento da trinca.

$$\frac{da}{dN} = \frac{C \Delta K^m}{(1 - R) K_{\text{crit}} - \Delta K} \quad (27)$$

Figura 15 - Influência da razão R no limite de fadiga, Anderson (1995).

4.1.3.2.2 - EFEITO DO MEIO AMBIENTE

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

Segundo Dieter (1981), processos corrosivos causam a ocorrência de "pites" na superfície do material, que atuam como entalhes, concentrando tensões e conseqüentemente reduzindo a resistência à fadiga do material. Esta redução é muito superior quando os dois processos (corrosão e fadiga) operam simultaneamente, no processo chamado de fadiga-corrosão, pois o ataque químico acelera muito a taxa de propagação da trinca em fadiga.

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

4.1.4 – CONCEITO GERAL DE FECHAMENTO DA TRINCA

Elber³ apud Bastian (1994) observou um importante fenômeno para a compreensão da propagação de trincas por fadiga no início da década de 70. Ele constatou que durante o descarregamento do ciclo de fadiga, a trinca fechava-se antes da carga aplicada ser anulada. Esse fenômeno foi denominado de fechamento de trinca por fadiga.³

A importância do fenômeno de fechamento na ponta da trinca está relacionada à diminuição da taxa de crescimento ou mesmo à sua parada, sob histórias de carregamentos em serviço. A finalidade dos modelos de estimativas de fechamento é chegar a resultados quantitativos na propagação de trincas por fadiga em termos de milímetros por ano mesmo em outros períodos de, por exemplo, para estruturas de aeronaves, vasos de pressão, componentes de engenharia e força, e assim por diante. Algumas vezes o carregamento em serviço é similar aos carregamentos com amplitudes constantes, enquanto que em outros casos, a história de carregamentos com amplitudes variáveis é predominante. Em ambos os casos, o conhecimento do nível de tensão de abertura da trinca, σ_{op} é geralmente aceito como essencial para estimativas de propagação, pois o conhecimento do valor de σ_{op} é necessário para definir qual a variação do efetivo fator de intensidade de tensão atuando na ponta da trinca:

$$\Delta K_{eff} = (K_{máx} - K_{op}) \quad (28)$$

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

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

Na região III da curva, esta influência é explicada em termos da interação entre a fadiga e quando K_{max} se aproxima de K_{IC} .

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

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

Entretanto, para baixas cargas, a flexibilidade medida foi próxima à de um corpo de prova sem trinca. Elber, W. (1971) acreditou que este fenômeno era devido ao contato entre as superfícies da trinca. Ele postulou que o fechamento da trinca diminui a taxa de crescimento da trinca, reduzindo o valor de ΔK . Este fenômeno está esquematizado na **Figura 16**.

Figura 16 - Fechamento da trinca durante crescimento de trinca por fadiga. (a) As faces da trinca encostam-se em um carregamento positivo, (b) resultando numa redução da força motriz na fadiga, ΔK_{eff} . Anderson (1995).

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

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K_{eff})^n \quad (29)$$

Segundo Elber (1970), o conceito de fechamento de trinca considera que a trinca de fadiga do material é deformado plasticamente durante a sua propagação. Durante o descarregamento de um ciclo de tensão, acontecerá algum contato entre as superfícies da trinca devido à contração elástica do material ao redor, e a trinca permanecerá fechada durante algum tempo durante o ciclo. Elber (1970) define a faixa de intensidade de tensão efetiva como:

$$\Delta K_{eff} = U \Delta K \quad (30)$$

$$U = \frac{K_{max} - K_{op}}{K_{max} - K_{min}} \quad (31)$$

onde K_{op} é o fator de tensão de mínima intensidade que exigiu para reabrir a trinca. Para um dado ciclo de tensão, a relação de R e $K_{máx}$ são definidas como:

$$K_{máx} = \frac{\Delta K}{(1-R)} \quad (33)$$

Portanto Elber introduziu a seguinte equação geral:

$$U = \frac{\Delta K_{eff}}{\Delta K} = \frac{(K_{max} - K_{op})}{(1-R)K_{max}} \quad (34)$$

Modernos modelos de predições de crescimento de trinca empregam o conceito do fechamento da trinca. Elber (1971) propôs uma expressão experimental, **Equação 35**, com base nos ensaios de propagação de trinca por fadiga de uma liga de AL 2024-T3 e medidas dos deslocamentos da abertura da trinca em amplitude constante de carregamento.

$$U = \frac{\Delta K_{eff}}{\Delta K} = 0,5 + 0,4R \quad (35)$$

Posteriormente a equação de Elber (1971) ser proposta muitos pesquisadores como, por exemplo, Newman, (1976/1981) Fühning, (1977), Zhang & Schijve et al (1987) propuseram

equações similares para outras ligas aeronáuticas, mas utilizando também a técnica de elementos finitos mais que estava mais desenvolvida.

Zhang & Schijve et al (1987), propuseram uma equação empírica de U , utilizando a técnica de fechamento, para a liga de alumínio aeronáutica SAE AMS 7475-T7351. Para isso fizeram ensaios de propagação de trinca por fadiga em amplitude constante variando R de -3,33 à 0,8 com medições do K_{op} resultando em um total de 13 curvas as quais foram colapsadas em uma única curva finalmente obtendo a taxa de propagação da trinca em função da variação do fator de intensidade de tensão efetivo.

As **Equações 36 e 37** são os resultados de U e da/dN vs. ΔK_{eff} obtidos por Zhang & Schijve et al (1987), para a liga de alumínio SAE AMS 7475-T7351.

$$U = \frac{\Delta K_{eff}}{\Delta K} = 0,618 + 0,365R + 0,139R^2 \quad \text{para } 0 \leq R \leq 0,8$$

(36)32

$$da / dN = 0,467E - 6 \Delta K_{eff}^{2,972} \quad (37)$$

É importante saber que o fechamento da trinca pode ser induzido pelos seguintes mecanismos:

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

A **Figura 17** representa cada mecanismo citado acima.

Figura 17 - Esquematisação dos mecanismos de fechamento de trincas por fadiga em metais, Anderson (1995).

4.2 - APLICAÇÃO DA MECÂNICA DA FRATURA NOS PROCESSOS DE PROPAGAÇÃO DE TRINCA POR FADIGA

Segundo Pastoukhov (1995), a necessidade de previsão de falhas em construções mecânicas estimulou as pesquisas do fenômeno da fratura, onde os problemas gerados em materiais e estruturas estão sendo estudados por diversas esferas científicas. Desde a 2ª 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, as estruturas de aeronaves.

Entretanto Pastoukhov (1995) comenta que os conceitos básicos da Mecânica da Fratura que caracterizam o campo de tensão e deformação na frente da trinca são denominados de tenacidade a fratura do material. Tais características permitem uma avaliação precisa do

potencial da falha, podendo determinar o limite da capacidade da carga crítica, com intuito de fornecer respostas quantitativas para o problema específico de trincas em estruturas. Uma trinca pré-existente contida numa estrutura pode crescer devido a vários motivos e continuará crescer progressivamente mais rápida, à medida que a resistência residual da estrutura diminui com o aumento do tamanho da trinca. Após certo tempo, a resistência residual torna-se tão baixa que a estrutura pode falhar em serviço.

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 certo tamanho inicial a_o até um tamanho crítico a_c ?;
- Qual a vida da estrutura quando 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, onde se a tensão limite de resistência deste for maior que a tensão máxima prevista em projeto, evitando assim, a ocorrência de fratura frágil pela imposição de um fator de segurança para a tensão aplicada. A abordagem do mecanismo de fratura está ilustrada na **Figura 18a** e **Figura 18b**, que contém as variáveis importantes, segundo Anderson (1995). A **Figura 18b** contém três variáveis, uma a mais em relação à **Figura 18a**. 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 aos mecanismos de crescimento da trinca.

(a)

(b)

Figura 18 - (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).

4.3 - TAXA DE CRESCIMENTO DA TRINCA POR FADIGA E ESPAÇAMENTO INTERESTRIAS

4.3.1 - CONSIDERAÇÕES GERAIS

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

Tipicamente, uma estria é formada em cada ciclo de carregamento aplicado, sendo bem nítido para ensaios primários que uma estria freqüentemente evidencia um incremento do

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

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

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

O estágio III é a fase de propagação final da trinca de fadiga, no qual o modo de formação de estria é progressivamente deslocado pelo modo de fratura estática, tal como a ruptura do tipo coalescência de microvazios (dúctil) ou clivagem (frágil). A taxa de crescimento da trinca aumenta durante o estágio III antes que a trinca de fadiga se torne instável e o componente falhe. Devido à propagação da trinca ser altamente dominada pelo modo de fratura estática é esperado que a formação de estrias por ciclos seja intermitente.

Segundo Mughrabi (1987) e McMillan (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 19a** 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 19c**. 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 19b**. Mesmo a superfície de fadiga do tipo entalhe e do tipo dente de serra pode não apresentar o ajuste simétrico entre as faces da trinca. O plano microscópico local da trinca de fadiga frequentemente se desvia do plano de aplicação da tensão principal. Conseqüentemente, segundo Beachem (1967), uma das superfícies de fratura será deformada mais pelo deslizamento do ciclo repetitivo do que o emparelhamento da outra parte. Logo, uma superfície de fratura pode mostrar estrias bem desenvolvidas, enquanto seus lados opostos exibem estrias com formações pouco profundas (marcadas).

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

Sob condições normais, cada estria é o resultado de um ciclo de carga e marca a posição da trinca de fadiga quando foi formada. Entretanto, quando existe um decréscimo

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

A propagação de trinca por fadiga, logo o espaçamento interestrias, pode ser afetado por um grande número de variáveis, tais como as condições de carregamento, a resistência do material, a microestrutura e o meio ambiente (ex. temperatura, presença de agentes corrosivos ou gases e fluidos que fragilizam o material). Considerando somente as condições de carregamento, a qual inclui a tensão média σ_m , a tensão alternada e a frequência cíclica, a amplitude da tensão alternada ($S_{\text{máx}} - S_{\text{mín}}$) tem o maior efeito no espaçamento interestrias. O aumento da amplitude das tensões alternadas gera um acréscimo do espaçamento interestrias. Quando elevada, a tensão média pode também aumentar o espaçamento interestrias, mas este efeito não é tão grande para um acréscimo numericamente equivalente da tensão alternada. Dentro de limites razoáveis, a frequência cíclica tem um menor efeito no espaçamento interestrias. Em muitos casos, os espaçamentos interestrias de fadiga podem mudar significativamente em uma distância muito curta. Isto ocorre devido à propagação da trinca em superfícies inclinadas.

Como mencionado anteriormente, a propagação de trinca por fadiga tem usualmente sido estudado de duas formas, isto é, a aplicação do mecanismo de fratura elástica linear e a análise fractográfica da superfície de fratura, segundo Masuda (1980). A taxa de propagação de trinca por fadiga, da/dN é geralmente expressa por uma função de potência da variação do fator de intensidade de tensão, como visto na **Equação 10**, Broek (1969) e Nedbal et al (1994), sendo que esta equação só é válida dentro da região de da/dN de 0,1 a 1 $\mu\text{m}/\text{ciclo}$ para ligas de alumínio. Uma expressão similar foi sugerida por Miller (1968) para o espaçamento interestrias, s , como:

$$s = C_s (\Delta K)^{m_s} \quad (38)$$

onde C_s e m_s são constantes de Miller obtida dos espaçamentos interestrias medidos.

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

Broek (1969) examinou a relação entre as **Equações 18 e 38** para duas ligas de alumínio e encontrou que da/dN coincide com s somente para valores de da/dN de 0,1 a 1 $\mu\text{m}/\text{ciclo}$ para vários R ensaiados. Broek (1969) explicou que acima desta região da/dN foi acelerado pela a fratura dúctil induzida pelas partículas intermetálicas onde o efeito de $K_{\text{máx}}$ é acentuado, enquanto abaixo desta região s se torna maior do que da/dN devido à não homogeneidade ao longo da frente da trinca.

Portanto, é conhecido no meio dos pesquisadores do assunto que a estria de fadiga, s formada a cada ciclo de carga é comparada a taxa de crescimento da trinca, da/dN , onde para a liga de alumínio, como fora mencionado anteriormente excelentes comparações são conseguidas para taxas de propagação de trincas variando entre 0,1 à 1,0 $\mu\text{m}/\text{ciclo}$, ver **Figura 20**.

Figura 20 - Relação entre a variação do fator de intensidade de tensão (a) taxa de crescimento da trinca (b) espaçamento interestrias, Murakami e Furukawa et al (1990).

Atualmente é conhecido que a relação entre s e a variação do fator de intensidade de tensão ΔK , ou entre da/dN e ΔK , obedece a lei de Paris somente quando a razão de tensão R é mantida constante, conseqüentemente muitos investigadores como Paris e Edorgan (1963) à Kitsunai et al (1987) tentaram determinar as cargas em serviço pelo meio do estudo dos dados de s e da lei de Paris. 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 ΔK mas também pela razão de carregamento R , ver **Figura 20** e **Figura 21**. Portanto, segundo Jono et al (1984) da/dN pode ser unicamente e somente expressado pela variação do fator de intensidade de tensão efetivo, ΔK_{eff} sem considerar o valor de R , ou seja, incluindo o fechamento da trinca.

Figura 21 - Relação entre altura e espaçamento das estrias (H/s) com (a) razão de carga R e (b) $K_{máx}$, Murakami e Furukawa et al (1990).

No intuito de se corrigir o fato do espaçamento interestrias variar com a variação de R o qual dificultaria e impossibilitaria 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 carregamento R como mencionado anteriormente, portanto a partir da inferência de R apenas com a análise morfológica da superfície de fratura (altura e espaçamento) e medindo a taxa de propagação da trinca a partir de s , podemos determinar ΔK , e em conformidade, calcular o carregamento em serviço. Isto seria um primeiro estudo para determinar os carregamentos máximos e mínimos (P_{max} e P_{min}) em amplitude variável.

As medidas de correlação entre H/s e R , realizadas por Murakami et al (1990), são observadas na **Figura 21**, mostrando uma clara correlação entre eles em uma faixa de R . Apesar dos dados de H/s ter uma faixa de espalhamento pela variação de R , as medidas de H/s

em várias estrias nos possibilitam determinar o valor de R com uma precisão adequada para finalidade prática de inferir carregamentos.

Observou-se também a relação entre H/s e $K_{\text{máx}}$, chegando-se a conclusão que H/s independe de $K_{\text{máx}}$ sendo somente determinado apenas por R.

Murakami et al (1990) observou após a análise de vários materiais de liga aeronáutica da série 2XXX e 7XXX e alguns tipos de aços que a curva praticamente não altera com o tipo de material ensaiado, o que, seria de grande importância prática.

Murakami et al (1990) apresentou em seu trabalho uma discussão sobre associações de ΔK_{eff} com a propagação de trinca (macroscópico) e o espaçamento das estrias (microscópico). A relação entre ΔK_{eff} e da/dN ou s para vários valores de R está mostrada na **Figura 22**, e pode ser dada, como se observa, por uma relação linear, ou seja, ΔK_{eff} pode ser relacionado a estes valores de maneira satisfatória.

Figura 22 - Relação entre ΔK_{eff} e (a) crescimento de trinca (b) espaçamento interestrias.

4.3.2 - MECANISMO DE FORMAÇÃO DA ESTRIA DE FADIGA

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

O mecanismo da formação da estria geralmente compreende um processo de dois passos, como um resultado do embotamento da ponta da trinca com o aumento da porção de carga, seguido pelo reaguçamento quando a carga é liberada, **Figura 24**. Segundo Pelloux, R.M.N (1969) e Neumann, P (1974) o modelo deste mecanismo é baseado no deslocamento (escorregamento) da ponta da trinca. Entretanto, o deslizamento pode não ocorrer precisamente na ponta da trinca devido à presença de imperfeições microestruturais ou vazios. Se a tensão é concentrada na trinca de fadiga, a deformação plástica (deslizamento) será confinada a uma pequena região na ponta da trinca enquanto o restante do material é sujeito às tensões elásticas. Como mostrada na **Figura 23a**, a trinca abre no aumento da tensão do ciclo de carga pelo deslizamento em planos de deslizamento alternados. Como o deslocamento ocorre, a ponta da trinca embota, mas é reaguçada pelo deslizamento parcial reverso durante o declínio da quantidade de carga do ciclo de fadiga. Isto resulta em uma tensão compressiva na ponta da trinca devido à relaxação da tensão de tração residual elástica, induzida em um local do material não trincado durante o aumento da carga cíclica **Figura 23b**.

O fechamento da trinca não foi “ressoldado” porque as novas superfícies de deslizamento criadas durante o deslocamento da abertura de trinca são instantaneamente

oxidadas, o qual faz completar um improvável deslizamento reverso. Algumas superfícies de fratura contendo estrias de fadiga amplamente espaçadas exibem traços de deslizamentos na aresta principal da estria e vestígios de arestas relativamente lisas, como esboçadas pelo o modelo da **Figura 23**. Entretanto, não são todas as estrias de fadiga que exibem traços de deslizamentos distintos, como sugerido na **Figura 23**, o qual é uma representação simplificada do processo de fadiga, segundo ASM Handbook Vol. 19 (1997).

Figura 23 - Mecanismo da propagação da trinca por fadiga pelo deslizamento alternado na ponta da trinca. (a) Abertura da trinca e embotamento da ponta da trinca pelo deslizamento de planos de deslizamentos com o aumento da tensão de tração. (b) Fechamento de trinca e reaguçamento da ponta da trinca por deslizamento parcial reverso ou planos de deslizamentos alternados com o aumento da tensão de compressão, ASM Handbook Vol. 19 (1997).

Figura 24 - Mecanismo da formação da estria pelo embotamento da ponta da trinca durante o processo de crescimento de trinca por fadiga. Apud Anderson (1995).

Segundo o ASM Handbook Vol. 19 (1997), as estrias são mais comumente observadas no ar do que no vácuo. A ausência de estrias de fadiga nas superfícies de fratura dos metais ensaiados sob vácuo tende a reforçar a suposição que a oxidação reduz o deslizamento reverso durante o fechamento da trinca, o qual resulta na formação de estrias de fadiga. A falta de oxidação no extremo vácuo promove um deslocamento reverso completo, no qual resulta numa superfície de fratura de fadiga lisa e relativamente sem características marcantes definidas. Segundo Davidson e Lankford (1992) para o crescimento da trinca de fadiga no vácuo, evidências apontam para um processo de dois passos que começa com a ponta da trinca embotando seguido pelo passo evidenciando menos plasticidade.

O embotamento da ponta da trinca, **Figura 24** é acompanhado primeiro pela geração de numerosos deslocamentos conforme a trinca avança. Muitos destes deslocamentos não retornam para a ponta da trinca, mas permanecem muito próximas a elas e são detectadas pela lâmina de microscopia eletrônica de transmissão confundindo com deslocamentos, segundo Davidson e Lankford (1992). O segundo passo na formação da estria é relatado com a ruptura ao longo da linha de deslizamento que se forma durante o passo de embotamento da trinca. A

formação e ruptura da linha de deslizamento evidentemente deixam poucos deslocamentos anteriores, que devem ser caracterizados como o comportamento de materiais frágeis.

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

4.4 - PARAMETRIZAÇÃO DO FATOR-K

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

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

Segundo a **Figura 25**, a curva da/dN vs. ΔK é determinada para o material a partir de ensaios convencionais de fadiga conduzidos em ambiente de laboratório. Alternativamente, a literatura disponibiliza uma enorme quantidade de dados relativos às propriedades de fadiga para uma gama variada de materiais, ambientes e temperaturas, dentre outras condições de ensaio. A mesma **Figura 25** ilustra o fato de que a solução K de uma trinca presente na superfície de um componente estrutural em condições de teste ou serviço pode ser analiticamente derivada por métodos de elementos finitos, ou, à semelhança dos resultados de fadiga acima mencionados, ser obtida em termos numéricos, a partir de dados amplamente divulgados na literatura. De posse destas informações, a **Figura 25** mostra de que maneira podem ser obtidos gráficos paramétricos, em que o nível de carga, ou tensão atuante no componente estrutural são determinados como função de ambos o comprimento da trinca, a , e o espaçamento interestrias (i.e. da/dN , que se correlaciona inequivocamente ao fator-K via

curva da/dN vs. ΔK), este último dado determinado pela leitura fractográfica da superfície de fratura do componente, para aquele tamanho de trinca.

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

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

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

4.4.1 - POTENCIAL DA METODOLOGIA DE PARAMETRIZAÇÃO-K

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

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

4.5.1 - PROJETO COM TOLERÂNCIA A 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 com os conceitos da Mecânica da Fratura são desenvolvidos os projetos de modo que as trincas pré-existent 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) acima de uma dada dimensão. Existem ainda casos onde a MFEL pode auxiliar na análise de falhas de componentes submetidos a carregamentos cíclicos de fadiga.

Os ensaios de fadiga em estruturas aeronáuticas em escala real “full scale testing” visam assegurar a confiabilidade da aeronave em condições de carregamento que simulem o mais

realisticamente possível às encontradas pelo veículo em serviço. Nestes ensaios, o espectro de cargas cíclicas aplicadas na estrutura é invariavelmente quase-aleatório, freqüentemente obtido de dados coletados durante vôos com aeronaves instrumentadas. Uma vez detectada uma trinca na estrutura devido à aplicação de esforços flutuantes, devem ser conhecidas às causas da iniciação da trinca, o tempo para nuclear e iniciar sua propagação, a sua taxa de crescimento sob o carregamento em fadiga e como os estágios de nucleação, e propagação da trinca se relacionam aos ciclos de carga aplicados na estrutura. Assim é utilizada pela indústria aeronáutica a abordagem do Projeto Tolerante a Danos “*Damage Tolerant Design*”.

Segundo ABM (1999), o termo tolerância de danos normalmente se refere a uma metodologia de projeto, na qual a análise pela Mecânica de Fratura prevê a vida residual e quantifica os intervalos de inspeção da estrutura. Esta aproximação é usualmente aplicada para situações onde existe a susceptibilidade para o crescimento de trinca dependente do tempo, como fadiga, fluência e corrosão sob tensão. Como o nome sugere, filosofia da tolerância de danos admite a presença de uma trinca na estrutura, desde que seu tamanho esteja bem abaixo do tamanho crítico para a fratura do componente.

Um dos primeiros aspectos a ser abordado pela análise de tolerância de danos é a estimativa para o tamanho a_c crítico de trinca. Este cálculo depende das propriedades da matéria, principalmente da tenacidade à fratura. Pode ser realizada uma análise através da mecânica da fratura linear elástica de fratura – K_{IC} ou pela mecânica de fratura elastoplástica – δ_c ou J_{IC} .

Uma vez que o tamanho crítico de trinca tenha sido estimado, um fator de segurança será aplicado, para se determinar o tamanho tolerável a_t de trinca. Geralmente este fator de segurança é escolhido de forma arbitrária, mais uma definição mais racional estará baseada nas incertezas nos dados de entrada (por exemplo, tensão aplicada e tenacidade). Outra consideração para a determinação de a_t é a taxa da/dt de crescimento de trinca: a_t deverá ser escolhida de tal maneira que da/dt para este valor seja relativamente pequena e conhecida, e o tempo requerido para crescer a trinca de a_t até a_c seja razoavelmente grande.

A abordagem pela Mecânica da Fratura está intimamente relacionada com técnicas de avaliação de ensaios não destrutivos (NDE). Estas técnicas fornecem os dados de entrada para a análise de fratura, com o objetivo de se calcular os tempos de intervalo de inspeção. Uma estrutura ou componente é inspecionada no início de sua vida, para se determinar o tamanho

inicial de trincas presentes. Se nenhum defeito for detectado, o tamanho inicial de trinca é considerado como sendo o maior tamanho a_0 de trinca que poderia ser desprezado pela NDE. Este tamanho de trinca não deve ser confundido com o limite de detecção do NDE, que corresponde ao menor tamanho de trinca que pode ser detectado pela técnica NDE (em um bom dia). Na maioria dos casos, a_0 , é significantemente maior do que o limite de detecção, devido a variações nas condições de operação e na habilidade do operador.

A **Figura 27a** ilustra o procedimento para se determinar o primeiro intervalo de inspeção na estrutura. A curva inferior define o verdadeiro comportamento do pior defeito na estrutura, enquanto que a curva de previsão assume um tamanho inicial a_0 de trinca. O tempo requerido para crescer a trinca de a_0 até a_t é computado. O primeiro intervalo de tempo I_1 de inspeção deverá ser menor do que este tempo, de tal maneira a evitar o crescimento da trinca além do valor a_t antes da próxima inspeção. Se nenhuma trinca maior do que a_0 for detectada, o segundo intervalo de tempo I_2 de inspeção será igual a I_1 , conforme ilustrado na **Figura 27b**. Supondo que a próxima inspeção revele uma trinca de comprimento a_1 , maior que a_0 , uma análise de crescimento de trinca deve ser realizada, para se estimar o tempo requerido de crescimento de trinca entre a_1 e a_t . O próximo intervalo de tempo I_3 de inspeção deve ser menor que I_2 , conforme mostra a **Figura 27c**. Os intervalos de inspeção ficam progressivamente menores à medida que a vida da estrutura ou componente aproxima-se de seu fim. A estrutura ou componente deve ser reparada ou retirada de serviço, quando o tamanho da trinca atingir o tamanho máximo admissível, ou quando os tempos de inspeção tornarem-se muito próximos uns dos outros, não justificando mais a operação continuada.

O esquema apresentado na **Figura 27c** ilustra uma análise de crescimento de trinca que é conservativa. Se os efeitos de retardamento de propagação de trinca não forem levados em conta, a análise será bem mais simples, com a tendência a superestimar o crescimento de trinca. Se uma análise mais detalhada for aplicada, uma comparação entre o tamanho real e previsto para a trinca após cada inspeção pode ser usada para calibrar a análise.

Figura 27 - Esquema da análise de tolerância a danos. (a) Determinação do primeiro intervalo de inspeção, I_1 , (b) Determinação do segundo intervalo de inspeção, I_2 , (c) Determinação do terceiro intervalo de inspeção, I_3 . Anderson (1995).

Portanto a abordagem de tolerância a danos, segundo a ABM (1999), admite a convivência com a presença de trincas na estrutura aeronáutica, de até um determinado comprimento. O tamanho do dano é definido em função da capacidade de detecção de defeitos tipo-trinca dos equipamentos de inspeção periódica, não-destrutivos, e do intervalo de tempo entre estas inspeções. Os tempos de iniciação do trincamento e das taxas de propagação das

trincas como função das cargas aplicadas em vôo, são, portanto, informações fundamentais para o fabricante.

O projeto tolerante a danos passa, necessariamente, pela determinação de uma correlação entre o padrão de estrias desenvolvido na superfície de fratura por fadiga do componente e o padrão dos ciclos de carregamento que efetivamente contribuíram para a geração e a extensão da trinca.

4.6 – AMPLITUDE CONSTANTE E VARIÁVEL DE CARREGAMENTO

4.6.1 – CONSIDERAÇÕES INICIAIS

O comportamento da propagação da trinca por fadiga em metais é dependente das propriedades mecânicas e da microestrutura, tamanho do corpo de prova ou componente, meio ambiente, tensões e deformações cíclicas atuando na ponta da trinca.

Entretanto, sistemas mecânicos e estruturas reais de engenharia raramente são solicitados por carregamentos de amplitude constante. A vasta maioria das estruturas carregadas dinamicamente está sujeita a carregamentos de amplitude variável, que podem ser considerados como uma mistura dos modelos determinístico e aleatório de carregamento. Se estes carregamentos não forem desprezíveis em relação à estrutura, uma trinca inicial pode crescer e eventualmente conduzir ao colapso. As histórias do carregamento podem ter um maior efeito nas previsões de vida de fadiga para tais aplicações.

A fim de garantir a continuidade de uma operação segura do sistema em análise é necessário melhorar os modelos de previsão da propagação da trinca sob condições complexas de carregamento. Portanto, é necessária a avaliação da influência do espectro de carregamento real na propagação de trinca e na vida em fadiga. Variações na sequência de carregamento podem produzir efeitos de interações de carga que pode levar as aceleração ou desaceleração da taxa de crescimento da trinca. Os micromecanismos destes efeitos ainda são desconhecidos em sua grande maioria.

A **Figura 28** mostra um resumo de uma história de carregamento de amplitude variável em fadiga gerada pela instrumentação da asa de um avião comercial em operação.

Figura 28 - Gráfico tensão-tempo para uma fuselagem inferior da asa de um avião comercial, Jonge & Nederveen, (1980) - ABM Fadiga e Fratura de Materiais Metálicos (1999).

Segundo ABM (1999), este tipo de carregamento, chamado de carregamento de amplitude variável, espectro de cargas ou carregamento irregular, é o que se verifica na maioria das estruturas de Engenharia. Trata-se mais uma vez de uma situação em que a taxa de crescimento de trinca não depende exclusivamente de ΔK , mas agora também da história de carregamento. A previsão da vida de fadiga para o material torna-se bem mais complexa do que no caso de amplitude constante.

Segundo Schijve (1976), os espectros de cargas podem ser classificados em cinco categorias. A **Tabela II** a seguir apresenta estes tipos, com as respectivas variáveis principais. Esta classificação é comumente empregada para pesquisas na indústria aeronáutica.

Tabela II - Tipos de espectros e suas variáveis principais.

Espectro	Variáveis
Sobrecargas	Sobrecargas simples
	Sobrecargas repetidas
	Blocos de sobrecargas
	Magnitude das sobrecargas
	Seqüência no ciclo de sobrecarga
Carregamentos em degraus	Seqüência (alto-baixo, baixo-alto)

Blocos programados	Magnitude dos degraus
	Seqüência de amplitudes
	Tamanho dos blocos
	Função de distribuição das amplitudes
Carregamento aleatório	Função densidade espectral
	Fator de crista
	Fator de irregularidade
Simulação de vôo	Função distribuição dos ciclos de cargas
	Seqüência dos vôos
	Seqüência das cargas nos vôos
	Máxima carga no ensaio

Obs. Mais adiante foi explanada com maiores detalhes a seqüência de vôos específicas utilizada neste trabalho.

Qualquer que seja a história considerada verifica-se que o espectro de cargas induz um número de diferentes efeitos de interação de cargas, dos quais o retardamento da propagação da trinca é o mais importante. Este retardamento está esquematizado na **Figura 29**, a partir da evolução do comprimento da trinca a em função do número de ciclos N e da taxa de propagação da trinca da/dN em função do comprimento da trinca a . Nota-se a presença de um desvio bem marcante crescimento de trinca em relação ao comportamento normal com amplitude constante. Esta figura mostra um período inicial de aceleração da trinca, seguido por uma diminuição gradual da taxa de propagação de trinca, chamada de retardamento e a volta ao comportamento inicial. São justamente estes efeitos de interação de cargas que impedem a aplicação de metodologias simples da fadiga com amplitude constante e tornam o problema mais complexo. Negligenciar estes efeitos pode resultar em previsões grosseiramente conservadoras para a vida da estrutura ou componente.

Figura 29 - Definição dos diferentes parâmetros utilizados para descrever os efeitos do crescimento da trinca antes e após a aplicação de uma sobrecarga simples de tração, ABM Fadiga e Fratura de Materiais Metálicos (1999).

A **Figura 30** ilustra o retardamento da propagação da trinca numa liga de alumínio, para diversas histórias de carregamento. Observa-se que a aplicação de uma carga de compressão em seguida a uma carga de tração diminui sensivelmente o retardamento.

Figura 30 - Ilustração esquemática do transiente do crescimento da trinca durante o (A) ensaio de fadiga de amplitude constante (C) durante o carregamento de amplitude variável envolvendo sobrecargas de tração simples (B) seqüências de sobrecargas de tração-compressão. Os círculos abertos representam o comprimento da trinca no momento em que cada seqüência de amplitude variável é aplicada, ABM Fadiga e Fratura de Materiais Metálicos (1999).

Segundo ABM (1999) diversos mecanismos foram propostos nos últimos 30 anos para explicar os efeitos de interação de cargas. Estes mecanismos envolvem conceitos baseados nos seguintes aspectos:

- 1) Embotamento plástico na ponta da trinca;
- 2) Tensões residuais compressivas na ponta da trinca, ou próximas da ponta da trinca;
- 3) Fechamento de trinca gerado pela deformação plástica na região em volta da trinca;
- 4) Endurecimento por deformação, monotônico ou cíclico do material na região da zona plástica à frente da trinca;
- 5) Orientação incompatível da frente da trinca;
- 6) Ramificação da trinca;
- 7) Microrrugosidades das superfícies da trinca.

De acordo com uma revisão realizada por Godefroid e Bastian (1993), dos mecanismos apresentados acima, os mais fortes candidatos a explicarem os efeitos de interação de cargas são as tensões compressivas residuais e o fechamento da trinca.

Inúmeras variáveis influenciam na magnitude do retardamento. Godefroid e Bastian (1993) citam os seguintes parâmetros mais importantes: microestrutura, tipo de corpo de prova, espessura do corpo de prova, ambiente, temperatura, tamanho de trinca (ΔK), magnitude da sobrecarga, número de picos de sobrecarga, distâncias entre sobrecargas, frequência do carregamento, tempo de permanência na sobrecarga, modo de carregamento, razão de carga R, tração/compressão. As **Figura 31** à **Figura 34** exemplificam alguns destes parâmetros.

Figura 31 - Influência de ΔK_b na magnitude do retardamento para uma liga de alumínio AL-2090 T8E41, ABM Fadiga e Fratura de Materiais Metálicos (1999). $N_D = da/dN$.

Figura 32 - Comparação do retardamento para diferentes microestruturas das ligas de alumínio Al-7075 e Al-7050, em função de ΔK , ABM Fadiga e Fratura de Materiais Metálicos (1999).

Figura 33 - Influencia da magnitude da sobrecarga no retardamento, para duas espessuras do aço FV520B, ABM Fadiga e Fratura de Materiais Metálicos (1999).

Figura 34 - Dados de retardamento para a liga Waspalloy para diversos tamanhos de grãos, ABM Fadiga e Fratura de Materiais Metálicos (1999).

Existe uma grande quantidade de modelos que tentam determinar a vida de um componente estrutural submetido à fadiga com carregamento em amplitude variável. Godefroid e Bastian (1993) encontraram em uma revisão bibliográfica pelo menos 50 distintos modelos, sendo que todos estão fundamentados em uma das cinco proposições clássicas listadas na **Tabela III** a seguir.

Tabela III - Autores e seus modelos de vida básicas

Autor Principal	Ano de Publicação	Idéia Básica
Miner	1945	Acúmulo de danos
Barsom	1973	ΔK característico
Willenborg	1971	Tensões residuais
Wheeler	1972	Tensões residuais
Elber	1971	Fechamento de trinca

Fazendo-se uma rápida comparação entre os modelos básicos listados acima, verifica-se uma tendência atual entre os pesquisadores, para adotarem a idéia do fechamento de trinca como a mais provável de boa correlação entre teoria e prática. Neste sentido, diversas tentativas já foram realizadas, desde o trabalho clássico de Elber (1971), para aperfeiçoar o seu modelo. Entre estas, parecem promissores os modelos mais recentes de Newman (1984) e de Wang e Blom (1987). Ambos os modelos baseiam-se na determinação da tensão de fechamento da trinca, que é função do tamanho da trinca, do estado de tensão reinante e da história de carregamento. Eles consideram as idéias básicas de Dugdale (1960) para a zona plástica na ponta da trinca, com uma modificação para deixar o material deformado plasticamente ao longo das superfícies da trinca com o avanço da mesma. Estes modelos prevêem uma relação entre σ_{op} e $\sigma_{máx}$ (onde σ_{op} é a tensão de fechamento da trinca). Uma vez calculada a relação entre as tensões, têm-se como consequência o valor de ΔK_{eff} que, por sua vez, será empregado na equação $da/dN = C * (\Delta K_{eff})^m$ para a determinação da taxa de crescimento da trinca, da/dN . A **Figura 35** e **Figura 36** apresentam os resultados para $\sigma_{op}/\sigma_{máx}$ do trabalho de Wang e Blom (1987), em função da razão de carga R e do estado de tensão ($\alpha=1$ – tensão plana; $\alpha=3$ – deformação plana).

Figura 35 - Cargas normalizadas de abertura de trinca em função de R sob amplitude constante de carregamento para tensão plana ($\alpha=1$) a diferentes carregamentos máximos normalizados aplicados, ABM Fadiga e Fratura de Materiais Metálicos (1999).

Figura 36 - Cargas normalizadas de abertura de trinca em função de R sob amplitude constante de carregamento para tensão plana ($\alpha=1$) e deformações planas ($\alpha=3$) para diferentes carregamentos máximos normalizados aplicados, ABM Fadiga e Fratura de Materiais Metálicos (1999).

4.6.2 - PROPAGAÇÃO DE TRINCA SOB CARREGAMENTO DE AMPLITUDE VARIÁVEL

4.6.2.1 - INTRODUÇÃO

Segundo Bannantine (1990), os ensaios de propagação de trinca por fadiga e as previsões feitas sob carregamento de amplitude constante diferem consideravelmente das condições de carregamento de amplitude variável. Diferentemente do carregamento de amplitude constante, onde o comprimento do crescimento da trinca, Δa , é dependente apenas do tamanho da trinca presente e da carga aplicada, sob carregamento de amplitude variável, o incremento do crescimento da trinca de fadiga é também dependente da história do carregamento cíclico precedente. Isto é conhecido como interação de carga. A interação de carga ou de sequência afeta significativamente a taxa de crescimento de trinca por fadiga, e

como consequência, a vida em fadiga. A seguir, será discutido o comportamento da interação de carga observado e uma revisão de alguns modelos desenvolvidos para a previsão do crescimento da trinca por fadiga sob carregamento de amplitude variável.

4.6.2.2 - EFEITOS DE INTERAÇÃO DE CARGA

No início dos anos de 1960, foram reconhecidos os efeitos de interação. Foi observado que a aplicação de uma sobrecarga simples causava a diminuição da taxa de crescimento da trinca, como mostrado na **Figura 37**. Este fenômeno foi chamado de retardo da trinca. Se a sobrecarga fosse grande o bastante, poderia ocorrer uma parada da trinca e a trinca por fadiga parava completamente. Numa brincadeira, foi sugerido que um passageiro de um vôo, avistando uma trinca na asa do avião deveria ordenar ao piloto que fizesse uma volta de 360°. A asa seria sobrecarregada, causando a parada da trinca.

Este retardo continua por um período de carregamento, após a sobrecarga. O número de ciclos neste período mostrou corresponder ao tamanho da zona plástica desenvolvida devido à sobrecarga. Quanto maior for a zona plástica sobrecarregada, maior será o efeito do retardo no crescimento da trinca, onde a relação para a zona plástica é dada pela **Equação 39**.

$$r_y = \frac{1}{\beta\pi} \left(\frac{K}{\sigma_y} \right)^2 \quad (39)$$

, onde r_y é o raio da zona plástica, $\beta = 2$ para tensão plana e $\beta = 6$ para deformação plana.

Figura 37 - Retardo no crescimento da trinca após aplicação de uma sobrecarga, Bannantine et al (1990).

O período no retardo da propagação da trinca é maior para materiais que desenvolvem maiores tamanhos de zona plástica, tais como amostras finas ($\beta = 2$) ou materiais com baixa tensão de escoamento. Acredita-se que o retorno à taxa de crescimento normal ocorra quando a trinca cresce além da zona sobrecarregada.

A taxa de crescimento da trinca não alcança o mínimo imediatamente depois da aplicação da sobrecarga, **Figura 38**. Assim, o mínimo é atingido depois que a trinca cresceu uma distância aproximada de um oitavo a um quarto da distância dentro da zona plástica. Este comportamento é conhecido como retardo atrasado.

Figura 38 - Retardo atrasado, Bannantine et al (1990).

Uma única carga compressiva, chamada de subcarga, como mostrado na **Figura 39**, geralmente causa uma aceleração na taxa de propagação da trinca. Ainda, quando uma subcarga segue uma sobrecarga, como mostrado na **Figura 40**, o retardo do crescimento da trinca é significativamente diminuído.

Em seqüências de carregamento alto-baixo, **Figura 41**, também ocorre retardo na trinca. Há um aumento no retardo para um aumento no número de sobrecargas de tensão, P , até que uma saturação de sobrecargas seja atingida. O espaçamento, M na **Figura 41**, entre sobrecargas, é crítico para esta tendência. Sobrecargas muito juntas irão eliminar os benefícios de retardo na trinca, pois a resposta do material tende a seguir o crescimento de trinca em amplitude constante correspondente às sobrecargas.

Figura 39 - Carga compressiva simples (subcarga), Bannantine et al (1990).

Figura 40 - Sobrecarga seguida de uma subcarga, Bannantine et al (1990).

Figura 41 - Espaçamento M , entre múltiplas sobrecargas, P , é crítico na produção de retardo máximo, Bannantine et al (1990).

As seqüências do tipo alto-baixo mostrado na **Figura 42** podem causar aceleração do crescimento de trinca. Mas esta aceleração estabiliza-se rapidamente, quando comparada aos efeitos de retardo. Deve ser notado que sobrecargas periódicas não são sempre benéficas. Em alguns ensaios de fadiga de baixo ciclo, sobrecargas também podem causar aceleração no crescimento de trinca.

Figura 42 - Aceleração da taxa de crescimento da trinca devido a um aumento na Carga, Bannantine et al (1990).

4.6.2.3 - MODELOS DE INTERAÇÃO DE CARGAS

Segundo Bannantine (1990), muitas teorias foram desenvolvidas para explicar o retardo da trinca:

1. Arredondamento da ponta da trinca (embotamento)
2. Tensões residuais compressivas na ponta da trinca
3. Efeitos de fechamento de trinca

O arredondamento da ponta da trinca foi proposto como um resultado da sobrecarga. Esta teoria estabelece que conforme a ponta da trinca arredonda-se durante a sobrecarga, a concentração de tensão associada à trinca torna-se menos severa, resultando em uma menor taxa de propagação. Porém, esta teoria não explica além não ser consistente com o comportamento de retardo atrasado observado. Deveria ser esperado que o retardo fosse máximo, imediatamente depois da aplicação da sobrecarga, pois o arredondamento da ponta da trinca seria maior. Ao invés disto, o retardo máximo ocorre depois que a trinca propagou

uma porção do caminho através da zona sobrecarregada (retardo atrasado).

Um segundo modelo proposto, levando em consideração os efeitos de interação de carga estabelece que depois de uma sobrecarga, tensões residuais compressivas são desenvolvidas na ponta da trinca devido à grande zona plástica. As tensões compressivas são desenvolvidas quando o corpo elástico ao redor da ponta da trinca esmaga a zona plástica quando a sobrecarga é removida. Estas tensões compressivas reduzem a tensão efetiva na ponta da trinca, causando a redução da taxa de crescimento da trinca. Novamente, esta teoria não prevê o retardo atrasado. Em vez disto, prediz que o retardo máximo ocorre imediatamente após o sobrecarregamento.

Os modelos de fechamento de trinca assumem que o retardo e a aceleração da trinca são causados por efeitos de fechamento de trinca. O fechamento de trinca causam variações na tensão de abertura, σ_{op} , e na intensidade de tensão efetiva, ΔK_{eff} , com variações nas cargas. Os deslocamentos residuais na frente de propagação da trinca fazem com que as faces da trinca entrem em contato ou se fechem, antes que a carga seja removida. Isto é denominado de fechamento de trinca e seus argumentos sejam bem sucedidos na previsão do comportamento de interação de carga.

Os argumentos de fechamento de trinca prevêem aceleração da trinca em seqüências de carregamento baixo-alto e retardo da trinca em seqüências de carregamento alto-baixo. No carregamento alto-baixo no início de um bloco de ciclo alto, a aceleração da taxa de crescimento da trinca é um aumento transiente na taxa de crescimento da trinca, que depois se estabiliza.

Da mesma forma, no carregamento alto-baixo, o retardo da trinca é um decréscimo transiente na taxa de crescimento da trinca. Como mostrado na **Figura 43**, a intensidade de tensão de fechamento estabilizada associada com o nível mais baixo de carga é dada por K_A , e para o mais alto nível de carga, K_B . Conforme a carga é aumentada para o nível mais alto, o nível de fechamento ajusta do correspondente ao mais baixo nível para o nível mais alto.

Durante o período de transição, a aceleração do crescimento da trinca irá ocorrer, pois o transiente ΔK_{eff} , é maior que o valor estabilizado na carga mais alta. Depois de continuar ciclando no nível de carga mais alto, ΔK_{eff} estabiliza e a taxa de crescimento da trinca alcança o valor associado com o mais alto nível. De maneira análoga, numa seqüência de carregamento alto-baixo, o retardo do crescimento da trinca transiente ocorre no início do

bloco de ciclos mais baixo, **Figura 43**. No período transiente, ΔK_{eff} é menor que seu valor estabilizado na carga mais baixa.

Figura 43 - Variação do fator de intensidade de tensão para fechamento de trinca (e variação em ΔK_{eff}) com variação no nível de carga, Bannantine et al (1990).

Os argumentos de fechamento de trinca predizem, com sucesso, o comportamento do retardo atrasado depois de uma única sobrecarga. O corpo elástico envolvendo a zona plástica sobrecarregada desenvolve tensões residuais de compressão. Enquanto esta zona plástica se localiza na frente da ponta da trinca, as tensões compressivas não afetam a tensão de abertura da trinca. Uma vez que a trinca propaga-se na zona carregada, as tensões compressivas atuam nas superfícies da trinca. Conseqüentemente, a carga aplicada na ponta da trinca é reduzida devido a estas tensões compressivas e ocorre o retardo do crescimento da trinca. Conforme a trinca cresce na zona plástica sobrecarregada, a trinca propaga-se em taxas decrescentes, até que alcança um mínimo. E quando começa a sair desta zona, a taxa de crescimento da trinca aumenta, até alcançar sua taxa normal.

4.6.3 - ESTRIAS GERANDO CARGAS/BLOCOS MARCADORES

Nas ligas metálicas leves utilizadas pela indústria aeronáutica, tais como as ligas de alumínio e titânio, o carregamento cíclico produz, em níveis macroscópicos e microscópicos, marcações típicas e claramente definidas na superfície de fratura que são respectivamente

conhecidas por marcas de praia e estrias. Estas últimas marcam as sucessivas posições de avanço da frente da trinca sob a aplicação do carregamento mecânico cíclico.

Nos trincamentos que ocorrem sob carregamentos complexos de simulação de vôo, ou de vôo propriamente dito, o padrão de estriamento gerado no componente fraturado é muito mais complicado. Esse fato torna bastante difícil o estabelecimento de uma correlação direta e precisa entre o incremento de trinca e o ciclo de fadiga que o gerou. As principais técnicas desenvolvidas para a adequada identificação desta correlação são descritas neste projeto.

Os grupos de estrias, chamadas geralmente de cargas marcadoras ou bandas marcadoras, podem ser gerados propositalmente na superfície de fratura usada para marcar o avanço da trinca de fadiga em intervalos conhecidos. Esta técnica utiliza as distâncias entre as múltiplas marcações das bandas para se obter $a \times N$, onde a é o comprimento da trinca e N é o número de ciclos, a forma da frente da trinca, dados para a taxa de propagação de trincas e estimativas de vida. A técnica constitui uma poderosa ferramenta também para corpos de prova com geometrias não simétricas, onde é difícil de obter a precisão do crescimento de trinca usando métodos tradicionais, como a técnica de flexibilidade elástica ou queda de potencial elétrico, nos estágios iniciais do ensaio.

Esta correlação entre os padrões das estrias de fadiga e dos picos efetivos de carga tratativa que as produziram é, portanto, de fundamental importância. Assim o padrão de carregamento de uma aeronave pode fornecer importantes subsídios para um aperfeiçoamento do projeto de um dado componente estrutural, assim como para uma alteração do material utilizado na confecção, ainda nas etapas de projeto e de fabricação da aeronave.

Durante a manutenção da aeronave, seriam possíveis a pronta identificação dos componentes mais críticos, assim como a otimização dos períodos de inspeção. Neste contexto, as técnicas especialmente desenvolvidas para a determinação da correlação estrias–picos de cargas desempenham um papel determinante também em casos de análises de componentes que falharam em serviço, possibilitando a adoção de medidas corretivas que impeçam falhas posteriores sob as mesmas condições de uso da aeronave. Estas técnicas são brevemente descritas a seguir.

4.6.3.1 - RECONHECIMENTO DOS PADRÕES DE ESTRIAS

Esta técnica é tipicamente aplicável a estruturas críticas de aeronaves de alto desempenho, tais como as asas de aeronaves militares, que são frequentemente sujeitas a níveis de carregamento da ordem de até 8,5g, onde g é a aceleração da gravidade. Uma vez conhecido o padrão de carregamento aplicado ao componente fraturado, e somando-se o dano acumulado por fadiga em cada voo ou bloco de voos simulados, é possível identificar, ou mesmo prever o padrão repetitivo de estrias de fadiga gerado na superfície de fratura do componente.

Através de um processo de reconstituição fractográfica da superfície fraturada a partir da falha final do componente, e do conhecimento do programa de voo em termos de frequência de aplicação das cargas, podem ser obtidas:

- Estimativas precisas dos tempos despendidos nas etapas de nucleação, iniciação e crescimento da trinca;
- Taxa de propagação de trinca por voo como função do comprimento da trinca;
- Comprimento da trinca como função do número de voos realizados.

A técnica permite também a identificação e caracterização dos efeitos dos eventos mais críticos, dentro de um bloco de simulação de voos, que contém diversos voos aleatoriamente e repetidamente distribuídos ao longo do tempo, ou mesmo dentro de um voo individualmente avaliado (que contém diversos ciclos de carregamento). Ciclos de carregamentos tais como as cargas de pouso, decolagem, manobras e pressurização interna, na taxa de propagação da trinca de fadiga e, indiretamente, no período de nucleação.

4.6.3.2 - ANÁLISE DE FREQUÊNCIA

Esta técnica pode ser alternativamente aplicada à de reconhecimento de padrão de estrias, nos casos de ausência de uma marcação nítida da superfície de fratura pelos picos de carga mais intensos, ou na presença de muitas estrias de pequena resolução que não podem ser identificadas nem como picos individuais de carga, nem como grupos de cargas em voo.

Estas situações são tipicamente verificadas nas análises de materiais que apresentam resistência mecânica elevada e/ou em carregamentos brandos, tais como os desenvolvidos na aviação comercial. A técnica requer que os espectros de distribuição da frequência dos espaçamentos interestrias, obtidos diretamente na superfície de fratura, como das cargas aplicadas acima de um determinado valor, determinadas pelo padrão de carregamento empregado no ensaio, ou obtido em vôo. A comparação entre ambos os espectros, de estriamento e de carregamento, permite a correlação entre um dado tamanho particular de bandas de estrias ou cada estria, com um determinado nível de carga aplicado. Uma vez determinada a correlação estria-carga para todo o espectro de cargas aplicadas acima de um valor pré-especificado, a análise quantitativa para a caracterização de todo o processo de falha por fadiga do componente é similar à da técnica de reconhecimento por padrão de estrias.

4.6.3.3 - MARCAÇÃO DELIBERADA DA SUPERFÍCIE DE FRATURA

Esta técnica constitui um artifício que somente pode ser empregado em ensaios de escala real “full-scale” e em corpos de prova laboratoriais, onde o espectro de carregamento da aeronave pode ser manipulado. Embora nestes ensaios possam existir padrões bem definidos de carregamento, e conseqüentemente padrões bem definidos de estrias geradas na superfície de fratura, em certas ocasiões o espectro de carga pode ser extremamente difícil ser reconhecido e requerer muito tempo para ser decomposto nos vários tipos de ciclos de carregamento que compõe um vôo, ou nos vários vôos que compõem um bloco.

Uma solução é marcar deliberadamente a superfície de fratura com bandas codificadas de estrias, ou seja, blocos marcadores por intermédio de um carregamento controlado, sem que elas influenciem apreciavelmente a taxa de crescimento de trinca. Willard (1997). Deste modo, a observação da superfície de fratura ao microscópio possibilitará a identificação das cargas marcadoras, e conseqüentemente facilitará a identificação de um padrão de estrias entre as mesmas, e sua correlação aos diversos segmentos complexos de carga aplicada no componente, ver **Figura 44**.

Figura 44 - Micrografias eletrônicas de varredura de carregamentos sequenciais de três tipos de blocos marcadores para: a) 10 blocos marcadores, b) 6 blocos marcadores e c) 3 blocos marcadores. Willard (1997).

Uma extensão desta técnica pode ser aplicável a ensaios em escala de laboratório, onde, guardadas as devidas proporções, o espectro de carregamento complexo da aeronave pode alimentar o gerador da função de carregamento e ser diretamente aplicado a corpos de prova especialmente projetados.

Assim, o padrão de estrias obtido nos corpos de prova, utilizando-se da técnica de blocos marcadores de estrias codificadas, pode auxiliar na tarefa de reconhecimento de padrão de estrias, para um determinado material e condição de carregamento, e de sua correlação com

o padrão de cargas aplicadas no componente estrutural fraturado em ensaios de escala real ou mesmo durante a operação da aeronave em serviço.

Deste modo seria possível a criação de um banco de dados de padrões de estriamento correlacionado ao padrão de carregamento cíclico, para diversos materiais e condições de carregamento, que seria de aplicação útil, desde as etapas de projeto, até as de manutenção e análise de falhas de componentes e estruturas aeronáuticas.

4.6.4 - RECONSTRUÇÃO DO CRESCIMENTO DA TRINCA APÓS CARREGAMENTO DE VÔOS SIMULADOS

Segundo Pártl e Schijve (1990), atualmente ensaios de fadiga através de simulação de vôos são bem aceitos na indústria aeronáutica e pelas autoridades de aeronavegação como um meio viável para se obter propriedades de fadiga em estruturas aeronáuticas, componentes e de materiais. Ensaios “full-scale” de simulações de vôos com uma história de carregamento conhecida tem sido usado para checar a durabilidade e a tolerância a danos das novas estruturas. Histórias de simulação de vôos padronizados têm sido desenvolvidas no intuito de se obter um estudo mais profundo sobre fadiga de amplitude variável o qual se destina na prática em questão, pois em várias partes da aeronave, como a asa, o carregamento real é de amplitude variável (VAL) e não de amplitude constante (CA).

Os vôos normalmente possuem uma característica randômica, **Figura 45** e **Figura 46**, mas bem conhecida e caracterizada, onde as histórias de vôos mais severas, **Figura 47**, marcarão nitidamente a superfície de fratura funcionando como cargas marcadoras. As **Figura 48** e **Figura 49**, obtidas por microscopia eletrônica de varredura, mostram uma superfície fractográfica de um componente da estrutura da asa de um avião, após ensaio “full scale”, onde fora aplicada uma seqüência de vôo do tipo “Lo-Hi-Lo” onde é possível notar os vôos mais severos (1, 2, 3 e 13) marcados nitidamente na superfície fractográfica do componente ensaiado e podendo ser utilizado para determinação da vida em propagação da trinca.

Figura 45 - Sequência randômica de vôos em um bloco de 1000 vôos do tipo A. Pártl e Shijve (1990).

Figura 46 - Parte de uma sequência de vôo randômica em um bloco de 6000 vôos do tipo 1 a 12 (severidade decrescente). Foram apenas mostrados os vôos mais severos 1, 2, 3, 13. Fonte: Embraer.

Figura 47 - Histórias de tensão ou carregamento de vôos do tipo A a J como o Twist (severidade e número de ciclos decrescente). Pártl e Shijve (1990).

Figura 48 - Superfície fractográfica de um componente aeronáutico onde evidenciam (setas) nove vôos do tipo 1 (mais severos). A seta preta indica o ponto de nucleação da trinca. Tarpani, Ruckert et al (2003 EFA).

Figura 49 - Detalhe da superfície fractográfica da figura anterior, obtida por MEV, onde é possível observar com detalhes os vãos 1, 2, 3 e 13 (mais severos). Tarpani, Ruckert et al (2003 EFA).

Após a identificação dos vãos na superfície fractográfica e conhecendo a história da seqüência dos vãos, é possível medir o tamanho da trinca a e a distancia entre vãos incremental δa e calcular a taxa de propagação dada em vãos/mm, sendo possível montar os gráficos das **Figura 50** e **Figura 51**.

Figura 50 – Exemplo de uma curva de propagação onde mostra os dados do crescimento da trinca por fadiga em vãos/mm obtida fractograficamente do componente da asa de um avião pelo comprimento da trinca do sítio ao comprimento final de 23 mm. Tarpani, Ruckert et al (2003 EFA).

Figura 51 – Exemplo da taxa estimada de crescimento da trinca media de acordo com o conceito de vôo equivalente em função do tamanho da trinca até um comprimento de trinca de 23 mm. Tarpani, Ruckert et al (2003 EFA).

Existem inúmeras seqüências de vôos programadas utilizadas normalmente em ensaios “full-scale” pelas indústrias aeroespaciais, pois a seqüência de vôo é montada para se aproximar o máximo com o espectro real aplicado na aeronave. As seqüências de vôos mais comuns utilizadas são a do tipo Lo-Hi-Lo, **Figura 52** e as seqüências programadas, **Figura 53**, sendo a última muito utilizada na EMBRAER e outras montadoras renomadas de aeronaves.

Figura 52 - Seqüência de vôo do tipo Lo-Hi-Lo em um bloco de 1000 vôos. Vôos com história de tensão do tipo A. Pártl e Shijve (1990).

Figura 53 - Seqüência programada de vôos em um bloco de 1000 vôos. Vôos com história de tensão do tipo A. Pártl e Shijve (1990).

Pesquisadores aeroespaciais europeus em cooperação com Institutos de pesquisa, companhias de manufatura e organizações governamentais (NLR) estão envolvidas desde os anos 70 na padronização de inúmeros programas de carregamentos. Carregamentos padronizados, ou melhor, seqüências de cargas padronizadas ou história de carregamento padronizado ou histórias de carga-tempo são usadas em programas de ensaios de fadiga de amplitude variável para prover ensaios de cargas representativas no intuito de comparar as diferentes análises realizadas em materiais, soluções de projeto, tratamentos superficiais, efeitos do meio ambiente, técnicas de fabricação, técnicas de previsão de vida e a verificação de modelos da taxa de crescimento da trinca por fadiga.

Devido à padronização dessas seqüências de carregamento tornou-se possível substituir e comparar os dados dos ensaios de fadiga em amplitude variável de carregamento e os resultados de previsão de várias origens sem discussões sobre a seqüência de carga aplicada de amplitude variável. Os resultados dos ensaios obtidos com essas seqüências de cargas padronizadas podem também serem utilizados para estimativa preliminar de vida em fadiga no caso do espectro de cargas serem similar ao espectro padronizado.

A idéia básica tem sido um sucesso, portanto foi desenvolvida uma variedade de carregamentos padrões os quais têm sido utilizados em diversas aplicações distintas no mundo. Componentes para cada carregamento padrão foram desenvolvidos com o envolvimento direto da NLR, são eles:

- Fuselagem da asa inferior de aeronaves de transporte (TWIST, Mini-TWIST)
- Fuselagem da asa inferior de aeronaves militares (FALSTAFF, mini-FALSTAFF)

- Material compósito da fuselagem da asa de aeronaves militares (ENSTAFF)
- Motores de aeronaves militares (Cold, Hot TURBISTAN)
- Hélice dos rotores de helicópteros (Helix, Helix-32, Felix, Felix-28)
- Hélice da turbina do eixo horizontal (WISPER, WISPERX).

Segundo Siegl, Padamadinata e Schijve (1991), dois vôos programados de interesse, TWIST e o FALSTAFF e seus minis (mini-Twist e mini-Falstaff), têm sido largamente adotados como vôos padrões para estudos comparativos, pois são normalizados e utilizados desde a década de 70. A história de carregamento de vôo Twist e mini-Twist, **Figura 54** é suposto ser bem representativa na análise de tensões em fuselagens das asas de aeronaves comerciais e o FALSTAFF e o mini-Falstaff, **Figura 55** para aeronaves do tipo militar ou comercial, mas na raiz da fuselagem da asa inferior (maior concentração de carregamento).

Figura 54 - Sequência de vôo do tipo Twist e mini-Twist – primeiro seis vôos, Schijve, Vlutters, Ichsan, e Provó Kluit (1985).

Figura 55 - Dois vôos da sequência (história) de carregamento do tipo Falstaff: (a) história de carregamento original, (b) indicação em negrito dos pares a serem omitidos para redução do vôo, (c) redução da história de carregamento Falstaff, Schijve, Vlutters, Ichsan, e Provó Kluit, (1985).

Na literatura aqui apresentada existe um grande número de publicações dos efeitos de diferentes variáveis na história de carregamento em ensaios de simulações de vôos, especialmente para ensaios em corpos de prova de ligas de alumínio devido a sua grande utilização na indústria aeronáutica. Uma pesquisa abrangente foi apresentada em 1985 no simpósio em Pisa por Schijve (1985) chamado ICAF. Aparentemente, a taxa de crescimento por fadiga sob carregamento de simulação de vôos pode ser entendida qualitativamente, após vários estudos, pela adoção de argumentos baseados na plasticidade da ponta da trinca “crack tip” e no fechamento da trinca “crack closure”. Logo uma questão óbvia é se os estudos adotados podem também ser preditos pela teoria do crescimento da trinca. A predição de modelos ciclos por ciclo tem sido proposta na literatura e um considerável progresso neste estudo é ainda reivindicado. Uma pesquisa sobre este assunto foi recentemente desenvolvida por Schijve (1987). Infelizmente, não pode ser dito que atualmente possuímos um modelo de

predição disponível de crescimento de trinca que seja confiável (aplicável) e seguro. Como apontado na por Schijve (1987) comparação entre resultados experimentais e predições foram realizados em diferentes níveis de discriminação decrescentes de complexidade:

- (i) Levantamento da vida de crescimento de trinca completo,
- (ii) Curvas de crescimento de trinca (da/dN),
- (iii) Incrementos de comprimento de trinca (δa) em cada voo;
- (iv) δa em cada ciclo de voo.

De acordo com um nível não necessariamente implica no acordo de mais níveis de discriminação. Padmadinata (1987) obteve uma previsão bastante imprecisa para δa nos casos dos voos mais severos, entretanto a predição da curva de crescimento da trinca estava de acordo com os resultados dos ensaios. As melhores informações para a predição da vida foram possíveis através das observações fractográficas. Isto era uma das mais fortes razões para se trabalhar com análise fractográfica das trincas de fadiga obtidas sob carregamento de simulação de voo.

Um segundo incentivo para a análise fractográfica era a reconstituição do desenvolvimento do crescimento da trinca por fadiga. A reconstituição se torna extremamente importante se ela é a única informação sobre a história da falha. Trincas em serviço e ensaios “full-scale” algumas vezes permanecem indetectáveis por um longo período, devido ser extremamente difícil o acesso visual ou frequentemente a inspeção ser inacessível. Além disso, as trincas as quais podem ser facilmente inspecionáveis também pode passar despercebido por um tempo considerável. Para facilitar o exame post-mortem, cargas marcadoras podem ser introduzidas na história de carregamento de um ensaio “full-scale”. Esta questão foi extensivamente discutida no encontro internacional de Sienna chamado AGARD (1984).

Neste congresso foi concluído que cargas marcadoras podem ser aceitáveis, pois a contribuição na taxa de crescimento da trinca é insignificante. Entretanto, cargas marcadoras não são necessárias se a seqüência de carregamento utilizado na simulação de voo introduza marcações fractográfica suficientes para a reconstituição do crescimento da trinca. O que ficou claro ser a situação preferida.

No estudo de Pártl e Schijve (1990), ensaios de simulação de vôo foram realizados com uma história de carregamento randômica, aplicáveis para a fuselagem da asa inferior da aeronave CN-235. Para se obter uma informação mais específica da extensão da trinca em certos tipos de vôo dois programas sequenciais de vôo foram também adotados. Foram obtidos resultados da taxa de crescimento da trinca e a análise fractográfica. Eles provêem evidências sobre três questões:

- (i) Possibilita a reconstituição do crescimento da trinca através de evidências fractográficas sem o uso de cargas marcadoras;
- (ii) Reconhecimento dos tipos de vôos na superfície fractográfica e medição do δa em tipos específicos de vôos;
- (iii) Comparação entre as taxas de crescimento de trinca sob seqüências randômicas e programadas.

4.6.5 – MÉTODO PARA SE ESTIMAR A CARGA EM AMPLITUDE VARIÁVEL

Segundo proposto por Ruckert após estudo do caso, para se determinar o carregamento em amplitude variável de carregamento fractograficamente terão que ser realizadas as seguintes etapas:

- 1) Usar a técnica descrita por Furukawa e Murakami (1990), Furukawa (2000) e utilizada por Ruckert onde se correlaciona H/s e R , ou seja, infere-se a razão de carregamento R por meio das dimensões características da estria, isto é, altura, H , e espaçamento, s , obtida por microscopia eletrônica de varredura na superfície fraturada do corpo de prova e/ou componente.
- 2) Utilizar a equação que correlaciona R com U encontrada por Zhang & Schijve et al (1987), **Equação 36**, que introduz o conceito de fechamento da trinca para a liga de Al 7475 T7351, obtendo-se ΔK_{eff} .
- 3) Por último, utilizar a equação da Norma ASTM E647-00, que correlaciona ΔK com ΔP , **Equação 41**, para um corpo de prova padronizado C(T), obtendo-se ΔP e

posteriormente comparando-se com o ΔP real aplicado pela máquina para mensurar o erro relativo da técnica empregada.

$$U = \frac{\Delta K_{eff}}{\Delta K} = 0,618 + 0,365R + 0,139R^2 \quad (40)$$

Válido para: $0 \leq R \leq 0,8$

Material: Al AMS 7475-T7351

$$\Delta K = \frac{\Delta P}{B\sqrt{W}} \frac{(2 + \alpha)}{(1 - \alpha)^{3/2}} (0,886 + 4,64\alpha - 13,32\alpha^2 + 14,72\alpha^3 - 5,6\alpha^4) \quad (41)$$

Válido para: $\alpha = \frac{a}{W} \geq 0,2$

4.7 – TÉCNICAS PARA MONITORAMENTO DE COMPRIMENTO DE TRINCA

Para a escolha de uma particular técnica de monitoramento de trinca a partir de um vasto campo de métodos disponíveis no mercado, a escolha da técnica adequada depende do compromisso entre a qualidade de informação exigida, o custo do equipamento e a facilidade de operação e interpretação associada à velocidade de resposta. Existem dois métodos de monitoramento de trinca, o método direto e o indireto, Marsh et al, (1991).

4.7.1 - MÉTODO DIRETO

No método direto o monitoramento da trinca pode ser aplicado durante a realização do ensaio e após o ensaio é limitada a observação da superfície do espécime. As técnicas utilizadas durante o ensaio são:

- Visual por microscópio ótico e microscópio eletrônico de varredura;
- Réplicas com acetato;
- Fotográficas;
- Filamento por “*strain gauge*”;

- CVM “comparative vacuum monitoring”;
- Krack gauge.

Enquanto as técnicas após o ensaio são:

- Marcas de praia e estrias;
- Tingir a superfície durante o ensaio (*ink stains*) e aquecimento em atmosfera oxidante (*heat tints*).

4.7.2 - MÉTODO INDIRETO

A técnica de monitoração de trinca por método indireto exige sempre uma adequada calibração, pois sempre está associada à conversão de um sinal medido a um correspondente crescimento de trinca. Esta calibração envolve sempre derivações de expressões analíticas e ou experimentais. As técnicas de monitoramento indireto de crescimento de trinca são por:

Resistividade elétrica

- Queda de potencial com corrente contínua (DC) e corrente alternada (AC).

Flexibilidade elástica “*compliance*”

- Deslocamento na linha de carga LLD “*load line displacement*”
- Deslocamento da abertura de trinca COD “*crack opening displacement*”

Outras técnicas:

- Emissão acústica
- Microscópio acústico
- Ultra-som
- Interferometria a laser

➤ Correntes parasitas “Eddy currents”

As técnicas mais utilizadas no monitoramento de trinca por método indireto são por flexibilidade elástica e por queda de potencial elétrico, por serem equipamentos menos onerosos em relação a outras técnicas. Embora as outras técnicas de método indireto, também definem aspecto de medir trincas, basicamente são técnicas utilizadas para detecção (inspeção) de trincas e avaliar a integridade estrutural de componentes e estruturas.

4.7.3 - TÉCNICA DE FLEXIBILIDADE ELÁSTICA

Esta técnica normalmente é utilizada nos ensaios para obtenção da taxa de crescimento de trinca por fadiga (da/dN vs. ΔK), como também nos ensaios K_{IC} , de integral J e CTOD para obtenção de K_{IC} , J_{IC} , curva J-R e CTOD como parâmetros de tenacidade à fratura no regime MFLE e MFEP de acordo com as normas ASTM E647, E 399 e E1820, respectivamente.

O princípio básico desta técnica consiste em medir as diferenças de flexibilidades elásticas “*compliance*” do espécime à medida que o ensaio progride, o aumento da flexibilidade, ou seja, a variação da flexibilidade com relação à carga aplicada é associada ao incremento da extensão de trinca (Δa). A flexibilidade, C , é expressa como o quociente do deslocamento, δ , e a carga aplicada, P , isto é, $C = \delta / P$ como mostra a **Figura 56**. Esta expressão mede a deflexão do espécime durante o crescimento de trinca.

Figura 56 - Relação esquemática entre flexibilidade elástica e comprimento de trinca, ASM, (1998).

O deslocamento na linha de aplicação de carga, δ , causado pela propagação ou extensão de trinca, a , é monitorado durante o ensaio através de um extensômetro “*clip on gauge*” colocado na frente de abertura da trinca (entalhe) como pode ser visto na **Figura 57**, fixado por rabo de andorinha usinados no CP ou apoiados por lâminas metálicas fixadas ao espécime. Enquanto isso, a carga, P , é ao mesmo tempo registrada por uma célula de carga. A flexibilidade é obtida pelo inverso da regressão linear da curva $P \times \delta$.

O registro simultâneo de δ/P , é representado por uma expressão analítica para o cálculo das diversas flexibilidades durante o ensaio. Esta expressão é correlacionada com as dimensões geométricas e as propriedades elásticas do material em estudo.

Figura 57 - Extensômetro acoplado a um corpo de prova do tipo C(T), montado em uma garra, para ensaios de propagação de trinca por fadiga. Ruckert (2003).

Normalmente a interpretação dos parâmetros obtidos da expressão analítica é obtida diretamente de software específicos dos fabricantes, através de expressões polinomial ou secante na qual descreve a flexibilidade obtida durante o experimento em função do comprimento de trinca ou vice versa de modo normalizado, Rolfe (1977). Por exemplo, a

relação de flexibilidade pode ser expressa normalmente em forma polinomial (quinta ordem) como uma função do comprimento de trinca a/W . Com isso, a relação da flexibilidade normalizada é expressa de modo adimensional, em função da razão entre a extensão do comprimento de trinca, a , sobre a largura do espécime, a/W , e as dimensões do espécime com sua respectiva constante elástica, conforme a **Equação 42 e 43**, Saxena et al, 1978:

$$\frac{E' \delta_i B}{P_i} = \left(1 - \frac{X/W}{a_i/W}\right) \left(\frac{1+a_i/W}{1-a_i/W}\right)^2 \left\{ b_o + b_1(a_i/W) + b_2(a_i/W)^2 + b_3(a_i/W)^3 + b_4(a_i/W)^4 + b_5(a_i/W)^5 \right\} \quad (42)$$

e portanto,

$$C_i = \frac{1}{E'B} \left(1 - \frac{X/W}{a_i/W}\right) \left(\frac{1+a_i/W}{1-a_i/W}\right)^2 \left\{ b_o + b_1(a_i/W) + b_2(a_i/W)^2 + b_3(a_i/W)^3 + b_4(a_i/W)^4 + b_5(a_i/W)^5 \right\} \quad (43)$$

na qual

C_i é a flexibilidade requerida para um dado comprimento de trinca, a_i ;

$b_o, b_1...b_5$ são os coeficientes de regressão determinados por método do mínimo quadrado;

X é a distância do ponto de medida de rotação do espécime em relação à linha de carga;

E' é o módulo de elasticidade efetivo, (tensão plana = E) e (deformação plana = $E/(1-\nu)$);

B é a espessura do espécime;

P_i é a carga, a_i , o comprimento de trinca, ambas correspondentes ao ponto i , e W , a largura do espécime;

ν é o coeficiente de Poisson.

Por outro lado, a equação de interesse é expressar o comprimento de trinca como uma função da flexibilidade elástica, a forma funcional da relação é dada por:

$$a/W = C_o + C_1 u_x + C_2 u_{x^2} + C_3 u_{x^3} + C_4 u_{x^4} + C_5 u_{x^5} \quad (4)$$

na qual,

$$u_x = f\left(\frac{BE\delta_i}{P_i}\right) \quad (45)$$

e $C_0, C_1, \dots, C_5$ são coeficientes de regressão, f , função de transferência que é empregada para facilitar o ajuste de um vasto campo de valores de flexibilidade elástica entre $0,2 \leq a/W \leq 0,975$.

$$u_x = \left\{ \left[\frac{E\delta_i B}{P_i} \right]^{1/2} + 1 \right\}^{-1} \quad (46)$$

Portanto, a **Equação 46** representa a quantificação da extensão (incremento, Δa) de trinca durante o período que estiver submetido a um carregamento cíclico ou monotônico, isto é, quantifica o monitoramento de trinca por método indireto através da técnica por flexibilidade elástica, com intervalo de extensão de trinca entre o período inicial e final, pois, as mesmas são obtidas diretamente da superfície de fratura por método direto por microscopia ótica.

Desse modo, as **Equações 45 e 46** de flexibilidade são adequadas de modo analítico ou experimental de acordo com as seguintes características:

a) dimensões geométricas do espécime, especificamente, geometrias padronizadas tais como, C(T) e M(T) de acordo com a norma ASTM-E 647;

b) tipo de carregamento utilizado (cíclico ou monotônico) e principalmente com a relação ao comprimento normalizado a/W . Essas equações podem ser encontradas nas normas ASTM E399 e E1820 para geometrias padronizadas, correspondendo o ensaio de propagação de trinca por fadiga e ensaio de tenacidade à fratura (K_{IC} , integral J e CTOD), respectivamente.

No entanto, a técnica de flexibilidade é uma derivação matemática (analítica ou empírica), dependente diretamente das propriedades elásticas, do fator de correção de rotação

com relação à linha de carga e das dimensões geométricas do material em questão, portanto, tornando-se crítica para espécime com geometrias complexas e não padronizadas.

4.7.4 - TÉCNICA DE QUEDA DO POTENCIAL ELÉTRICO

A técnica do potencial elétrico ou queda de potencial tem recebido cada vez mais aceitação na pesquisa em mecânica da fratura como um das mais precisa e eficiente técnica para monitorar a iniciação e propagação de trincas, sobre carregamento cíclico de amplitude constante e variável ou monotônico. Esta técnica consiste na passagem de uma corrente elétrica (contínua ou alternada dependendo da técnica utilizada) em um espécime padronizado pré-trincado de modo que a resistência elétrica aumente com a extensão de trinca. Em outras palavras, com o aumento do comprimento de trinca, a área da seção transversal não trincada diminui, conforme a segunda lei de Ohm, $U = \rho l I / a$. Conseqüentemente, a resistência elétrica aumenta e o potencial elétrico ou a queda de voltagem através do plano da trinca aumentará em função da extensão de trinca.

A **Figura 58** ilustra o esquema da técnica de queda do potencial elétrico por corrente contínua. Normalmente o equipamento básico de queda de potencial elétrico é composto de uma fonte de corrente (contínua ou alternada) com um campo de magnitude (5 a 50 A), um amplificador de intensificação de sinal, voltímetro com capacidade de medir pequenas quedas de voltagem 0,05 a 0,5 (nanoV) e uma interface com um microcomputador. Atualmente se utiliza um único sistema de voltímetro digital/microcomputador com capacidade de saída digital, e suficiente resolução, precisão e característica de estabilidade da sensibilidade do instrumento para uma dada geometria, de modo a detectar trincas na fase de iniciação. A vantagem deste tipo de sistema é que toda sensibilidade do circuito analógico são contidas dentro de um simples instrumento. O tempo de resposta do sistema de medida de voltagem deve ser o suficiente para medir a variação da queda de potencial como uma função da carga aplicada durante o ensaio.

Figura 58 - Diagrama esquemático da técnica da queda do potencial elétrico de corrente contínua (DC).

A **Figura 59** mostra o conjunto queda de potencial (Fonte e Nanovoltímetro), pertencente ao departamento de Engenharia de Materiais da EESC, montado a um corpo de prova SE(T) sendo utilizado para monitorar o comprimento da trinca de um ensaio de propagação de trinca por fadiga em ambiente corrosivo (névoa salina NaCl à 3%).

Figura 59 - Ensaio de fadiga à amplitude constante de carregamento para obtenção das curvas de propagação de trinca por fadiga onde mostra a fonte de corrente contínua (seta azul) e o nanovoltímetro (seta amarela). Equipamentos pertencentes à EESC.

Por outro lado, o comprimento de trinca é obtido por meio de uma relação de calibração analítica, experimental ou por método numérico com a mudança da voltagem. Quando se determina o comprimento de trinca por queda de potencial elétrico é desejável eliminar o efeito de dependência do espécime dos valores medidos. Ou seja, esta calibração é uma normalização da leitura do potencial com relação a um potencial de referencia para cada amostra, **Figura 60**, de modo a eliminar valores de medidas e variações em potencial causadas pela mudança da resistividade do espécime com a temperatura ou com diferença de espessura entre um espécime e outro, Wei-Brazill (1981). O potencial normalizado, no entanto, é somente dependente da variação na resistência do espécime produzido pela extensão da trinca, quando todas outras variáveis permanecem constantes. Tais relações são normalmente expressa em termos da razão de voltagem (V/V_r) e um comprimento de trinca referente (a_r) como mostra a expressão que se segue:

$$a = f\left(\frac{V}{V_r}, a_r\right) \quad (47)$$

na qual

V é a voltagem medida;

V_r é a voltagem correspondente a um comprimento de trinca inicial ou referente (referencia);

a é o comprimento de trinca;

a_r é o comprimento de trinca associado com V_r .

A relação a/W é expressa com uma função de V/V_r .

Da mesma forma como ocorre na técnica de flexibilidade, uma expressão analítica para o cálculo da variação da queda de potencial durante o ensaio é necessária, isto é, uma expressão relacionando diferença de potencial normalizado associado à geometria em função da relação da extensão de trinca. A expressão é correlacionada somente em função da geometria, particularmente a extensão da trinca como segue:

$$V/V_r = A_0 + A_1(a/W) + A_2(a/W)^2 + A_3(a/W)^3 \quad (48)$$

$$a/W = B_0 + B_1(V/V_r) + B_2(V/V_r)^2 + B_3(V/V_r)^3 \quad (49)$$

Na quais os coeficientes de regressão $A_0, \dots, A_3$ e $B_0, \dots, B_3$, são determinados pelo método dos mínimos quadrados de modo a obter a equação de calibração polinomial. As equações de calibração polinomial são dependentes da posição dos terminais de saída e entrada, da corrente e da queda de potencial, de modo se ocorrer mudança na posição dos terminais, uma nova relação de calibração deve ser desenvolvida, ASTM E647-00.

Portanto, a **Equação 49** representa a quantificação da extensão de trinca pela técnica de queda de potencial elétrico, submetido a carregamento dinâmico ou monotônico.

Figura 60 - Exemplo de curva de calibração para o método de corrente alternada e contínua. Wei-Brazil (1981).

No entanto, ao contrario da técnica de flexibilidade elástica, a técnica de queda do potencial elétrico é somente dependente da mudança da resistência elétrica do espécime produzido pela extensão de trinca, e independente das propriedades elástica, geometria não padronizada e geometria complexa do material.

5 – PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS

5.1 - DESCRIÇÃO DAS ETAPAS

No avanço do estudo de carregamentos em amplitude variável foram utilizados os tipos de história de vôos simulados Twist e Falstaff e seus minis, padronizados pelo NLR (National Aerospace Laboratory). Para esta etapa serão utilizados corpos de prova do tipo M(T) com furo central e entalhe lateral tipo serra largamente utilizado em ensaios de amplitude variável. Logo abaixo, encontram-se, mais detalhadamente, as etapas que foram realizadas neste projeto:

1) Foram determinadas as propriedades mecânicas (ensaio de tração, tenacidade à fratura) de dureza e metalográficas (micrografia com e sem ataque, microscopia eletrônica de transmissão) para a liga de alumínio AMS 7475-T7351 que foi investigada neste projeto;

2) Foram obtidas as curvas da taxa de propagação da trinca em função da variação de intensidade de tensão, $(da/dN-\Delta K)$ para distintas razões de carregamento, $R = 0,1; 0,3; 0,5; 0,7$ e $0,8$ nas direções L-T e T-L, relativa a direção de laminação do bloco, utilizando corpos de prova do tipo C(T) sob amplitude constante de carregamento;

3) Foi verificada a influência da espessura dos corpos de prova (estado de tensão do espécime) na taxa de propagação da trinca em amplitude constante de carregamento em corpos de prova do tipo C(T);

4) Foi verificada a influência da razão de carga, R , no espaçamento interestrias, s , e na altura da estria, H , com o objetivo de encontrar uma função de correlação entre H/s e R que auxiliaria na inferência de carregamentos em amplitude variável. Neste item foram utilizados corpos de prova do tipo C(T) e o ensaio foi realizado em amplitude constante de carregamento;

5) Estudo de fadiga em amplitude variável, com aplicação de histórias de vôos randômicos em corpos de prova laboratoriais do tipo M(T). As histórias aplicadas são do tipo Twist, mini-Twist, Falstaff e mini-Falstaff, projetados pelo NLR. Com isto foram levantadas as curvas do tipo *Vôos-a* e *da/dVôo-a* (taxa de propagação da trinca por fadiga de amplitude variável de carregamento).

6) Mapeamento das principais cargas marcadoras do espectro de carregamento de amplitude variável, através da análise da superfície de fratura “post-mortem” onde posteriormente foram determinadas as taxas de crescimento da trinca em função do tamanho da trinca (curvas do tipo *da/dV*ôos-*a*), ou seja, a vida de fadiga em propagação determinadas por meios fractográficos. Nesta tarefa, a leitura e a interpretação do padrão de estriamento impresso na superfície de fratura foram realizadas por meio de técnicas fractográficas de microscopia eletrônica de varredura. Posteriormente foi comparada a taxa de propagação da trinca determinada pelo ensaio experimental com a obtida por meios fractográficos para uma história de voo do tipo Falstaff (CP05).

5.2 - MATERIAL

O material deste estudo consiste de uma liga de alumínio de alta resistência AMS 7475 tratada termomecanicamente para a condição T7351, segundo a norma SAE AMS 4202C (1989). O material cedido pela EMBRAER foi recebido de duas formas, uma na forma de bloco laminado de dimensões 800 x 500 x 100 mm e outra na forma de placa laminada com dimensões iniciais de 1150 x 110 x 6,09 mm. O material do bloco foi utilizado para confeccionar os corpos de prova abaixo relacionados:

- a) Corpos de prova de tração de geometria cilíndrica;
- b) Corpos de prova de propagação de trinca por fadiga (curvas da/dN vs. ΔK) com espessuras de 25 e 2,5 mm.
- c) Corpos de prova de propagação de trinca por fadiga (ΔK constante e R crescente) com espessura nominal de 7 mm.
- d) Corpos de prova de tenacidade à fratura (K_{IC}).

O material da placa foi utilizado para a confecção dos corpos de prova de propagação de trinca por fadiga em amplitude variável de carregamento $M(T)$.

Além de ser amplamente utilizado na indústria aeronáutica, este material apresenta acentuada ductilidade o que permite mais facilmente a observação das estrias, que podem ser

mais facilmente observadas nas superfícies de fratura dos corpos de prova submetidos aos esforços de fadiga.

Foram também realizados ensaios de dureza HRB com carga de 100 kgf no material do bloco e da placa utilizando uma máquina de ensaio de dureza Leco RT-240. Os valores finais da dureza foram obtidos da média de 5 medidas.

Para a análise micrográfica foram realizados metalografias em três dimensões no bloco e na placa como recebidas da EMBRAER para também se certificar da direção de laminação dos materiais recebidos. Assim amostras do material foram embutidas em resina sintética (baquelite) e polidas em lixa d'água na seqüência 80, 120, 240, 320, 400, 600, 1000, 1200 e 2000 com acabamento final em uma politriz com óxido de cromo de acordo com a norma ASTM E3-95 (1995). As microestruturas foram observadas nas direções longitudinal, transversal e de topo, e fotografadas em um microscópio óptico Olympus BX60M, a qual foi acoplada uma câmera digital de alta resolução (5,0 Mpixels). Posteriormente utilizou-se um software para a montagem tridimensional das micrografias.

O reagente de Keller foi utilizado no ataque das amostras. Este reagente é composto pelas seguintes substâncias e proporções.

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

Para a análise química da liga em questão, realizada tanto na placa quanto no bloco, foi utilizado um espectrômetro óptico por centelha modelo ARL 3460, onde os resultados foram comparados com os valores nominais especificados pela Norma SAE AMS 2355 ou MAM 2355 (1989) e apresentado na **Tabela IV**.

Tabela IV - Composição química da liga de Alumínio AMS 7475 T7351 segundo norma SAE AMS 2355 (1989).

Elemento Químico	% Peso Normalizado (SAE AMS 2355)		Resultado do bloco	Resultado da placa
	Mínimo	Máximo		
Si	--	0,10	0,040	0,031
Fe	--	0,12	0,061	0,09
Cu	1,2	1,9	1,576	1,9
Mn	--	0,06	0,010	0,01
Mg	1,9	2,60	2,045	2,397
Cr	0,18	0,25	0,197	0,215
Ni	--	0,05	ND	ND
Zn	5,2	6,20	5,464	6,03
Ti	-	0,06	0,018	0,029
P	--	0,05	0,001	0,001
Pb	--	0,05	ND	0,002
Sb	--	0,05	0,002	0,001
Sn	--	0,05	ND	0,001
V	--	0,05	0,003	0,01
Zr	--	0,05	ND	0,001
B	--	0,05	0,0009	0,0009
Co	--	0,05	0,001	ND
Al	--	--	<i>Restante</i>	<i>Restante</i>

ND=Não detectado.

Observando-se os valores, tem-se que, todos os elementos estão dentro do intervalo de composição apresentado na Norma SAE AMS 2355.

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

- 1) Solubilização da liga entre 460 °C e 500 °C e em resfriamento em água a 40 °C;

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

5.3 - ENSAIO DE TRAÇÃO

Para a obtenção das propriedades mecânicas monotônica de tração, quatro corpos de prova cilíndricos foram removidos e usinados, segundo a norma ASTM-8M (2000) sendo quatro retirados na direção L e quatro na direção T do bloco com as dimensões e geometria como mostrado na

Figura 61. Os corpos de prova foram ensaiados em um equipamento EMIC, à temperatura ambiente, velocidade de deformação de 1 mm/min até o escoamento e 4 mm/min até a sua ruptura.

Figura 61 - Dimensões e geometria dos corpos de prova cilíndricos usados no ensaio de tração. Dimensões em mm.

Utilizou-se o programa Tesc versão 1.10, onde foi necessário programar os passos do ensaio em linguagem Script, específica do fabricante, para obtenção da curva tensão vs. deformação de engenharia, posteriormente convertida em gráfico de tensão vs. deformação verdadeira. Com isto foram determinados o limite de escoamento, limite de resistência, alongamento e redução de área.

5.4 - ENSAIO DE PROPAGAÇÃO DE TRINCA POR FADIGA: AMPLITUDE CONSTANTE E DIFERENTES RAZÕES DE CARREGAMENTO

Quatorze ensaios de propagação de trinca por fadiga em amplitude constante de carregamento foram realizados para obtenção das curvas da/dN em função de ΔK , segundo a norma ASTM 647-05, sendo cinco níveis de valores de R distintos (0,1; 0,3; 0,5; 0,7; 0,8) na orientações L-T, quatro níveis de valores de R distintos (0,1; 0,5; 0,7 e 0,8) na orientação T-L todos com espessura nominal de 25 mm (predominância de deformação plana) e cinco níveis de R distintos (0,1; 0,3; 0,5; 0,7; 0,8) na orientação L-T em predominância de tensão plana ($B=2,5$ mm), portanto sendo confeccionados ao total quatorze corpos de prova de geometria do tipo C(T), ver **Figura 62**, retirados do bloco laminado. Os códigos de orientações utilizados nos ensaios de propagação de trinca por fadiga estão mostrados na **Figura 63**.

Todos os ensaios de propagação de trinca por fadiga foram realizados em uma máquina servohidráulica MTS 810 de 250 kN de capacidade, seguindo a Norma ASTM-E647 (1993), sob controle de carga, R (K_{min}/K_{max}) constante 0,1; 0,3; 0,5; 0,7 e 0,8 aplicado em cada corpo de prova, onda senoidal e as frequências selecionadas dentro do intervalo de 8 a 30 Hz. Esta variação da frequência ocorreu devido a variação de flexibilidade elástica. Dependendo do tamanho da trinca e do nível de ΔK aplicado foi preciso variar a frequência de nível para nível do ΔK aplicado.

O módulo de elasticidade do material utilizado foi de 72 GPa, e o modo de controle de ensaio utilizado foi o de carga constante para a obtenção das curvas da/dN x ΔK .

Os dados relativos aos ensaios de fadiga foram armazenados em um microcomputador e posteriormente processados em programas gráficos específicos, de onde foram obtidos os parâmetros da equação de Paris (C e m) para cada razão de carga aplicada.

Figura 62 – Geometria e dimensões dos corpos de prova compactos em tração C(T) que foram confeccionados para o presente projeto. (a) Deformação plana ($B=25$ mm), (b) Tensão plana ($B=2,5$ mm).

Figura 63 - a) Códigos de orientação do plano da trinca para seções retangulares b) Código para corpos de prova do tipo C(T).

Objetivando-se atingir a planicidade da superfície de propagação da trinca por fadiga, foi adotado o uso de um entalhe tipo chevron na região da ponta do entalhe dos corpos de prova. Foi utilizada uma nova metodologia de usinagem na confecção dos corpos de prova, conhecida como erosão a fio, que é um processo de corte utilizando elevada DDP (Diferença de Potencial) entre a amostra e a ferramenta de corte (fio de cobre de 0.25 mm). Tal metodologia proporciona elevado nível de acabamento superficial e precisão dimensional, muito superior relativamente às tradicionais técnicas de usinagem.

O crescimento da trinca por fadiga foi monitorado utilizando-se dois métodos; por meio visual, com uma luneta graduada e, utilizando-se a técnica da variação da flexibilidade elástica, em todos os ensaios.

Na **Tabela V** encontram-se os valores das constantes da flexibilidade elástica utilizados nos ensaios de propagação de trinca por fadiga (levantamento das curvas da/dN vs. ΔK). A distância X, relaciona a posição do sensor à linha de carregamento, onde para a geometria da **Figura 62a** é de 15 mm, na **Figura 62b** de 12,5 mm.

Tabela V – Parâmetro para o cálculo da flexibilidade elástica para as geometrias da **Figura 62**. a) predominância de deformação plana (B=25,0 mm), b) predominância de tensão plana (B=2,5 mm)

Figura 62	X/W	C0	C1	C2	C3	C4	C5
(a)	0,36145	1,001210	-4,951214	23,823594	-338,41782	1895,7736	-3741,2480
(b)	0,25000	1,001000	-4,676600	18,652500	-240,69730	1244,3424	-2222,1868

5.5 - ENSAIO DE PROPAGAÇÃO DE TRINCA POR FADIGA EM AMPLITUDE CONSTANTE DE CARREGAMENTO : ΔK CONSTANTE E R CRESCENTE

Ensaio de propagação de trinca por fadiga em amplitude constante de carregamento, exemplificado na **Figura 64**, foram realizados com níveis de ΔK constante e R crescente em corpos de prova do tipo C(T) com 7 mm de espessura, ver geometria e dimensões na **Figura 65**, no intuito de relacionar a morfologia da estria (H/s) com a razão de carregamento R. O procedimento experimental para este ensaio foi o mesmo que o utilizado para a construção das

curvas da/dN vs. ΔK já descrito no item anterior. Um fluxograma do resumo do ensaio está apresentado na **Figura 66**.

Figura 64 - Espectro de carregamento em termos do fator K que mostra que em um mesmo corpo de prova foram aplicados três níveis de ΔK constantes e crescentes para uma razão de carregamento R , constante.

Figura 65 – Geometria e dimensões do corpo de prova do tipo C(T) utilizado no ensaio de ΔK constante e R crescente. ($B=7,0$ mm).

Figura 66 – Fluxograma onde evidencia as razões de carga, R e a variação do fator de intensidade de tensão, ΔK aplicados em 4 corpos de prova distintos.

Na **Tabela VI** encontram-se os valores das constantes da flexibilidade elástica utilizados nos ensaios de propagação de trinca por fadiga com ΔK constante e R crescente. A distância X relaciona a posição do extensômetro à linha de carregamento, onde no caso do CDP mostrado para a geometria na **Figura 65** é de 14,10 mm.

Tabela VI - Valores calculados da flexibilidade elástica para as geometrias da **Figura 65**.

Fig.	X/W	C0	C1	C2	C3	C4	C5
Figura 65	0,30000	1,001000	-4,799000	20,829000	-281,64300	1513,2800	-2840,8520

Cinco corpos de prova do tipo C(T) foram utilizados nestes ensaios sendo aplicados três níveis de ΔK distintos em cada corpo de prova com a mesma razão de carregamento. Os níveis de ΔK aplicados aos corpos de prova foram determinados após uma criteriosa análise das curvas de propagação de trinca por fadiga para os diferentes níveis de razões de carregamentos, R. Para cada R aplicado foram escolhidos três fatores de intensidade de tensão que estivessem dentro da região de Paris, ou seja, início, meio e fim da curva da região II.

Após o ensaio, cada corpo de prova ensaiado resultou em duas superfícies fractográficas, que foram identificados conforme os tipos de razão de carregamento (R) aplicados. Em seguida as superfícies de fratura foram protegidas com resina Technovit 5071,

para evitar a deformação das estrias no momento do corte final dos corpos de prova, conforme apresentado na **Figura 67**.

Figura 67 - a) Corpos de prova com a superfície de fratura protegida pela resina; b) Figura esquemática e fratura de um dos corpos de prova evidenciando o corte em ângulo sugerido por Furukawa (1998).

Após a cura da resina a superfície oposta à da fratura, sofreu um corte com uma inclinação que variou de 30° a 34° em uma das extremidades, utilizando-se um micrótomo equipado com disco de carbeto de silício, com rotação de 3000 rpm e uma carga constante de 300 gramas, refrigerado com fluido de corte especial. Como as alturas das estrias são muito diminutas, este chanfro formado teve a finalidade de ampliar e facilitar a medida da altura do estriamento formado, conforme Furukawa (1998), ver **Figura 68**.

Figura 68 - Desenho esquemático que ilustra a medida de altura, h e espaçamento interestrias, s obtido após o corte em ângulo. Furakawa (1998).

Após o corte da superfície de fratura, os corpos de prova embutidos em resina, foram desembutidos usando-se um ultra-som e acetona, que não tem ação prejudicial na superfície de fratura da liga de alumínio. Os espaçamentos interestrias, s e as alturas das estrias, H , foram observadas e fotografadas utilizando-se um microscópio eletrônico de varredura, com ampliações que variaram de 5000X a 100.000X. Para as razões de carga com níveis de ΔK inferiores a $10 \text{ MPam}^{1/2}$, não foi possível capturar as imagens dos espaçamentos e das alturas interestrias no MEV convencional. Desta forma para medir os espaçamentos interestrias e altura para os níveis mais baixos de ΔK , 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 69** ilustra o esquema de aquisição de imagens no FEG e MEV. Note que os espaçamentos interestrias, s são tomados de 5 em 5 mm longitudinalmente e transversalmente espaçados de 1,4 mm, ao longo da espessura do corpo de prova. Foi necessário o espaçamento longitudinal de 5 mm devido à influência do perfil do tunelamento, pois na captação de imagens transversais poderia passar-se de um nível para outro incorrendo a erros.

Figura 69 - Esquema da obtenção das imagens dos espaçamentos interestrias (s) da superfície de fratura dos corpos de prova C(T).

Os objetivos principais da análise fractográfica foram:

- Obter, a partir das fractografias, os valores microscópicos de s (espaçamento interestrias) em função dos níveis constantes de ΔK aplicados durante o ensaio, e compará-los aos valores macroscópicos (da/dN) obtidos pela respectiva curva $da/dN \times \Delta K$;
- Obter os valores das alturas das estrias – H (H – altura final corrigidas pelo ângulo de corte), e correlacioná-las com o espaçamento interestrias, s e a razão de carregamento R .

Para isto foi utilizado um analisador de imagem digital, onde, após a calibragem do programa, foram realizadas mensurações de distâncias inter-estrias, sempre tendo como base a média da marcação das estrias (vale). Os resultados de cada imagem foram gravados e analisados separadamente. A **Figura 70** mostra um exemplo de medida do espaçamento interestrias, s , utilizando o programa analisador de imagem digital.

Os espaçamentos interestrias, s , e as alturas h medidas pelo programa, foram devidamente comparados com alguns resultados obtidos através de cálculos analíticos. Em seguida, calculou-se a largura total da imagem em micrometro (μm), utilizando **Equação 50** e com o auxílio da barra de calibração do programa, onde se resulta no valor da largura calculado pela equação:

$$W = \frac{90.000}{Ampliação} (\mu m) \quad (50)$$

onde W é a largura das fotos.

Esta forma de medir as distâncias interestrias, s , e as alturas das estrias h , otimizou o trabalho, conforme os resultados demonstrados que foram comparados com os valores calculados. Assim, o espaçamento interestrias, s , foi medido tomando o intervalo de 10 estrias e calculando-se a média do espaçamento interestrias, s ao longo da direção macroscópica da propagação da trinca.

Figura 70 - Programa de imagem digital utilizado para medir os a) espaçamentos interestrias, s e b) as alturas das estrias, h. Programa Image Pro Plus4.5.

Figura 71 - Esquematisação da obtenção da medida da altura H , a partir das medidas efetuadas diretamente no plano de corte h . Observa-se o ângulo utilizado para correção da altura.

As medidas da altura H das estrias encontradas foram corrigidas devido ao ângulo de corte adotado seguindo a seguinte equação:

$$H = h \cos \alpha \quad (51)$$

onde:

h = medida da altura diretamente na imagem obtida pelo FEG;

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

α = ângulo de corte (variando entre 30° a 34°) aplicado na superfície de corte.

Para a correlação de H/s com R (razão entre altura e espaçamento inter-estrias em função da razão de carregamento) houve a necessidade de se obter as curvas de propagação de trinca para algumas razões de carregamento no intuito de comparar o resultado fractográfico (H/s) com o teórico, obtido a partir do levantamento das curvas da/dN em função de ΔK .

Para a inferência do carregamento a partir da fratura “post-mortem” foi utilizada a seguinte seqüência de operações:

- 1) Fotografar com auxílio de MEV a região fractográfica que se deseja inferir o carregamento, tomando-se cuidado em conhecer o valor do tamanho da trinca nesta região de estudo e posteriormente medir o espaçamento interestrias comparando-o na razão 1:1 com o valor de da/dN . Medir também a altura da estria.
- 2) Obter a curva da/dN vs. ΔK e a equação de Paris para várias razões de carregamento
- 3) Conhecer ou obter a curva H/s vs. $(1-R)$, para o mesmo material estudado, no intuito de se determinar R a partir da relação da morfologia da estria (H/s)
- 4) Calcular a variação do fator de intensidade de tensão relativo à equação de Paris para o valor determinado de R que foi encontrado utilizando-se a igualdade $s=da/dN$.
- 5) Conhecendo-se o valor de R e conseqüentemente de ΔK para esta razão de carga infere-se o valor de ΔP utilizando-se a equação que correlaciona a variação do fator de intensidade de tensão e a carga aplicada, dada pela norma ASTM E647 para o corpo de prova C(T).

5.6 - ENSAIO DE TENACIDADE À FRATURA - K_{IC}

Dois corpos de prova com espessuras de 25 mm foram usados para a obtenção do fator de intensidade de tensão crítico, ou seja, o valor da tenacidade à fratura, K_{IC} , no intuito de conhecer o valor da variação do fator de intensidade de tensão abaixo do qual a trinca se propaga subcriticamente no ensaio de fadiga (CP01 e CP02).

Os ensaios foram realizados de acordo com a Norma ASTM E1820 (2000) em uma máquina servohidráulica de ensaios mecânicos MTS.

Os espécimes confeccionados foram do tipo compacto de tração C(T), com dimensões e geometria apresentada na **Figura 62**.

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

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

5.7 - ENSAIO DE PROPAGAÇÃO DE TRINCA POR FADIGA: AMPLITUDE VARIÁVEL DE CARREGAMENTO (HISTÓRIA DE VÔOS SIMULADOS)

Oito (8) corpos de prova do tipo M(T), painel com trinca central, foram retirados da placa laminada de Al AMS 7475 T7351. Todos os corpos de prova possuem uma espessura nominal de 3 mm, largura de 160 mm e furo central com diâmetro de 1 mm com dois entalhes laterais de 0,2 mm que de ponta a ponta mede 10 mm ($a_0 = 5$ mm), ver **Figura 72 e Figura 73**. As dimensões foram projetadas de acordo com a Norma ASTM E647-00.

Este tipo de corpo de prova foi confeccionado para os ensaios de fadiga de amplitude variável com a aplicação das cargas marcadoras da sequência de vôo tipo mini-Twist, Twist, mini-Falstaff e Falstaff. Os corpos de prova do tipo M(T) foram nomeados de CP01, CP02, CP03, CP04, CP05, CP06, CP07 e CP08. O corpo de prova CP02 foi utilizado para a calibração da curva obtida de tamanho da trinca vs. Volts (a vs. V) utilizada na técnica de acompanhamento de crescimento da trinca por queda de potencial e nos demais corpos de prova foram realizados ensaios de amplitude variável de carregamento. Nos corpos de prova CP01 e CP03 foi aplicada a história de vôo simulado mini-Twist, nos CP04 e CP05 foi aplicada a história de vôo simulado Falstaff, nos corpos de prova CP06 e CP08 a história mini-Falstaff e no CP07 a história Twist.

Figura 72 – Esquema da geometria e dimensões, realizado em CAD, dos corpos de prova do tipo M(T) com o detalhe A do furo e do entalhes.

Os corpos de prova foram instrumentados para a medida da DDP e posterior correlação com o tamanho de trinca. A preparação e instrumentação dos corpos de prova M(T), **Figura 73**, foram realizadas segundo os seguintes passos:

Figura 73 – Fotomacrografia do corpo de prova M(T), instrumentado para a medição da tensão, após confecção e polimento da região da trinca.

- 1) Lixamento com lixa de várias granulometrias e posterior polimento com óxido de cromo com auxílio de uma politriz na região de propagação da trinca;
- 2) Com o auxílio de um riscador tipo paquímetro, foram feitos riscos espaçados de 1 em 1 mm para ambas as direções de propagação da trinca até um total de $a=40$ mm, ou seja, $2a=80$ mm;
- 3) Soldou-se com o auxílio de um soldador pontual (Spot Weld) dois fios de leitura de tensão a uma distância de 12,25 mm/cada do centro do furo na direção perpendicular à propagação da trinca e posteriormente foi aplicada uma camada de adesivo epóxi (araudite) no local da solda para aumentar a resistência de fixação;
- 4) Foram realizados dois furos com rosca M3 para fixação dos terminais de entrada e saída de corrente vindos da fonte de corrente contínua.

Para a correção do tunelamento da trinca os fios foram soldados uma em cada face, distanciados em 15 mm abrangendo toda a região do rasgo de entalhe.

A configuração dos corpos de provas M(T) foi escolhida com base nos ensaios de fadiga para trincas propagando-se a partir de furos simples e furos com entalhe, Fawqz & Rijick (1997) e Siegl, Schijve & Padmadinata (1991). Esta configuração de corpos de prova é

amplamente utilizada por pesquisadores que estudam propagação de trinca por fadiga em carregamentos de amplitude variável como mini-Falstaff, Falstaff, mini-Twist, Twist, Helix entre outros.

Para a realização do ensaio de propagação de trinca nos corpos de prova do tipo M(T) foi necessário o projeto e confecção de uma garra especial de acordo com as especificações da Norma ASTM E647-00, pois foram utilizados carregamentos compressivos, ver **Figura 74**.

Figura 74 - Conjunto garra e corpo de prova M(T) projetado e construído para ser utilizado nos ensaios dinâmicos de fadiga de amplitude variável, segundo a norma ASTM E647-05.

Posterior à confecção foi feita a isolamento elétrica da garra para uso do equipamento de queda de potencial. Foram utilizadas várias técnicas de isolamento das garras (Teflon, Celeron etc..), mas devido à complexidade da geometria da garra, as técnicas empregadas não surtiram o efeito desejado, sempre ocasionando uma fuga de corrente e conseqüentemente um erro de leitura na voltagem, inviabilizando o uso da garra quando se utiliza a técnica de queda de potencial para monitoramento do crescimento da trinca.

Devido a esta dificuldade, foi confeccionado um par de garras com geometria especial, no intuito de aperfeiçoar o acoplamento do corpo de prova M(T) à máquina de ensaios. A

garra foi isolada eletricamente através de placas de compósitos composto de fibra de vidro e resina epóxi. As placas de compósitos foram coladas à garra com uma resina especial de alta resistência ao cisalhamento (Scotch-weld Brand 3M – DP460). Portanto, o isolamento foi efetuado entre a garra e as pinças da garra hidráulica da máquina de ensaios dinâmicos MTS. O isolamento é necessário para evitar a fuga de corrente do equipamento de queda de potencial e conseqüentemente minimizar os erros inerentes ao monitoramento do comprimento da trinca, ver **Figura 75**.

Figura 75 – Par de garras confeccionadas para uso em corpos de prova do tipo M(T) e utilizada nos ensaios de amplitude variável com carregamentos compressivos e trativos (vãos simulados). É possível observar a placa isolante de compósito fixada à garra (setas).

Para o ensaio de propagação de trinca por fadiga em amplitude variável de carregamento foram utilizadas quatro histórias de carregamentos (Twist, mini-Twist, Falstaff, mini-Falstaff), padronizados pela NLR, muito utilizados em ensaios laboratoriais e em ensaios em escala real “full scale”. Todos os ensaios de amplitude variável foram realizados em uma máquina de ensaios dinâmica servohidráulica MTS, com um controlador FlexTest GT Modelo

439.10, **Figura 76** que está equipado com compensador de carga especial do tipo ALC. O compensador é um programa que em tempo real altera as características da servo-válvula do equipamento, no intuito de manter a resposta desejada a partir do comando dado. Esta característica é necessária, pois com o crescimento da trinca há uma alteração da rigidez do sistema, fazendo com que o comando e a resposta se defasem, ver **Figura 77**. A partir dos resultados dos ensaios gerados pela MTS, após seu processamento em planilhas, foi possível colocar em gráfico as curvas a vs. $V_{\text{ões}}$ e conseqüentemente $d2a/dV_{\text{ões}}$ vs. a . Estes gráficos foram comparados posteriormente com os mesmos resultados obtidos da análise fractográfica, onde foi observado a imprecisão da técnica de reconstrução da taxa de propagação da trinca por meio da análise “post mortem” do corpo de prova.

Figura 76 – Máquina de ensaios dinâmicos MTS com controlador FlexTest GT (seta azul), acoplado a queda de potencial (seta amarela).

Para a realização dos ensaios foi necessária a construção de um programa de comandos utilizando o software da MTS denominado de MPT (Mult Purpose Testware), **Figura 77**. A frequência utilizada para todos os ensaios de amplitude variável foi de 10 Hz com forma de onda senoidal. É importante salientar que foi realizada a correção do ganho “tunning” para minimizar os erros entre resposta e comando. A trinca foi monitorada por dois métodos: visual, com auxílio de uma luneta graduada e pela técnica de queda de potencial, ver **Figura 76**. Após a calibração, os instrumentos de queda de potencial são acoplados ao controlador da máquina MTS, o que torna possível adquirir os dados de voltagem da queda de potencial diretamente no controlador da MTS. O equipamento de queda de potencial utilizado, ver **Figura 76**, é da Marca Agilent com fonte de corrente contínua modelo 6651A 0-8V/0-50A e nanovoltímetro modelo 34420A.

Figura 77 – Foto da tela do gerenciador de comando do MPT (Mult Purpose Testware) onde são mostradas as carga de comando (espectro vermelho) e a de resposta (espectro azul).

Os dados de saída da MTS, que incluem a carga axial de comando, tensão, tempo, deslocamento axial, carga axial de resposta, contador, foram gravados em um

microcomputador e guardados em arquivos ASCII do tipo txt. Após os ensaios os dados foram processados em planilhas do software “Origin” pois o software “Excel” possui uma limitação no número máximo de linhas (65.536) impossibilitando analisar os dados. A partir da análise dos dados foram obtidas as cargas máxima, $P_{\text{máx}}$, mínima, $P_{\text{mín}}$ de ensaio, que foram posteriormente comparadas com o valor de comando imposto na história do voo. A vida de propagação da trinca, dada em vãos, também foi obtida com precisão. É também importante salientar que nenhum corpo de prova ensaiado rompeu na garra.

Figura 78 – Detalhe do corpo de prova M(T) instrumentado para se obter a curva tensão vs. Δa . As setas azul e amarela indicam a entrada e a saída respectivamente da corrente emitida pela fonte Agilent. Os fios vermelho e preto são ligados ao nanovoltímetro para que sejam feitas as medidas de tensão durante o ensaio. É também possível observar a técnica da réplica de acetato para a medida do tamanho da trinca, realizado no corpo de prova de calibração CP02.

O corpo de prova CP02 foi monitorado também pela técnica de réplica para a medida do tamanho de trinca, pois nele foi realizada a curva de calibração, ver **Figura 78**. Neste caso

o acompanhamento da trinca pela técnica da variação de flexibilidade (extensômetro), não é possível devido a dois motivos principais: primeiro pelo carregamento randômico aplicado, dificultando o perfeito acoplamento físico do extensômetro ao espécime e, por conseguinte prejudicando a aquisição de dados e segundo devido à história do carregamento possuir inúmeras sobrecargas, podendo ocasionar desaceleração e muitas vezes parada do crescimento da trinca, influenciando no tamanho e forma da zona plástica na frente da trinca, o que dificulta a leitura do extensômetro.

Os espectros de carregamento utilizados foram gerados a partir de um programa específico chamado “Gênesis” V1.0 pertencente à NLR e cedido pela empresa Embraer, para a realização deste trabalho, ver **Figura 79**. Após a geração do espectro, foi necessário o uso do programa “Profile Editor” da MTS para alterar o arquivo gerado de uma extensão em txt para a linguagem do MPT da MTS para que o ensaio fosse realizado. Os espectros de carga gerados pelo Gênesis possuem características normalizadas determinadas pela padronização da NLR e o software gera pontos de cargas reversas em uma seqüência definida. Como os resultados finais deste trabalho (curvas σ vs. ϵ) são dados em ϵ , foi necessário converter os pontos de carga reversa em ϵ . Para isto, o espectro foi extensamente estudado e houve a necessidade de construir um software em linguagem C++ para converter automaticamente os dados de saída do Gênesis em ϵ . A **Tabela VII** abaixo informa as características principais dos quatro ϵ simulados utilizados neste trabalho:

Tabela VII - Características principais das histórias de ϵ utilizadas neste trabalho.

História de ϵ	Numero de pontos gerados de cargas reversas	No. total de ϵ
Twist	805.331	4000
mini-Twist	124.885	4000
Falstaff	35.966	200
mini-Falstaff	18.012	200

Fonte: Gênesis

Os ϵ reduzidos do tipo mini, são compostos pelo mesmo número de ϵ dos espectros originais, sendo que a diferença está na redução do número de cargas reversas totais,

ou seja, redução das cargas menos severas. Um trabalho foi realizado por Schijve et al (1985) demonstraram que a vida em fadiga é praticamente a mesma comparado-se os vôos Falstaff e mini-Falstaff, portanto omitindo os vôos menos severos do espectro. Logo, os intervalos de cargas pequenas não contribuíram significativamente ao dano de fadiga. Já o mesmo não ocorreu para o vôo do tipo Twist comparado ao mini-Twist.

Figura 79 – Tela principal do programa Gênesis, com as histórias de vôos simulados gerados, a) Twist e b) Falstaff.

Nas histórias de vôos simulados do tipo Twist e mini-Twist foi utilizada uma tensão média de 80 MPa ($P_{\text{méd}} = 24 \text{ kN}$) para ser gerado o espectro e nas histórias do tipo Falstaff e mini-Falstaff uma tensão máxima de 200 MPa ($P_{\text{máx}} = 60 \text{ kN}$). Esses valores de tensão e/ou carga foram adotados após discussão com a Embraer e estudos de trabalhos internacionais, pois são valores críticos no espectro real de aeronaves do tipo comercial (Twist) e militar (Falstaff).

No corpo de prova de calibração, CP02, foi realizado ensaio de fadiga com carregamento constante de $\Delta P = 16,5 \text{ kN}$, com a variação do fator de intensidade de tensão inicial de $\Delta K = 10 \text{ MPam}^{1/2}$ a uma frequência de 30 Hz onde a trinca foi propagada até a ruptura do corpo de prova. O espécime foi instrumentado com o equipamento de queda de

potencial para a medida da tensão vs. a , ver **Figura 78**. A fonte de corrente contínua da marca Agilent aplicou uma corrente constante durante todo o ensaio de 15,002 A. A tensão de referência mostrada pelo nanovoltímetro, sem a aplicação de carregamento, portanto sem a presença de trinca, foi de 50,665 μ volts. Após um crescimento incremental da trinca, o ensaio era parado para a leitura da tensão no nanovoltímetro e na MTS. Logo após era realizada a aplicação da réplica de acetato na região da trinca propagada concomitantemente com obtenção de fotos da trinca com auxílio de uma câmera digital Cannon, modelo Power Shot Pro1 de 8 Mpixels. Posteriormente as réplicas foram devidamente medidas com o auxílio de uma mesa graduada acoplada a um estereoscópio Carl Zeiss modelo Citoval 2. As fotos obtidas pela câmera digital foram tratadas, calibradas e utilizando-se um software analisador de imagem digital, Image Pro-Plus4.5, foi realizada a medida da trinca propagada em ambas as direções, esquerda e direita em relação ao furo central. Para assegurar, foram necessárias duas técnicas de registro do comprimento da trinca, pois algumas vezes a réplica danificava-se (bolhas, manchas) ou era pequena para o tamanho total da trinca propagada.

A medida do tamanho da trinca utilizada ($2a_0$) foi a média aritmética das medidas de Δa_e e Δa_d da réplica, por ser a técnica de maior precisão. Nas realizações da sexta e da décima terceira medida, apresentaram uma dificuldades na medida do comprimento da trinca pelo método de réplica, portanto, utilizou-se na medida faltante, o comprimento da trinca medido pela técnica da foto com o auxílio do analisador de imagens digital Image Pro Plus4.5.

A **Tabela VIII** a **Tabela IX** mostram respectivamente os parâmetros do ensaio de calibração e dos cálculos para a obtenção da curva padrão tensão vs. a para o espécime CP02.

Tabela VIII - Parâmetros obtidos do ensaio de calibração da curva tensão vs. a para o espécime CP02.

Medida	Tensão do nanovoltímetro (μ V)	Tensão da MTS (V)	Medida Réplica		Medida Foto	
			Δa_e (mm)	Δa_d (mm)	Δa_e (mm)	Δa_d (mm)
1	50,665	0,3064	-	-	-	-
2	51,677	0,3122	0,70	0,65	0,73	0,68
3	52,327	0,3160	1,40	1,25	1,45	1,32

4	53,948	0,3255	2,20	2,00	2,26	2,15
5	56,891	0,3434	3,70	3,60	3,81	3,43
6	60,528	0,3652	*	5,30	5,54	*
7	67,695	0,4081	7,90	7,70	8,32	7,97
8	77,602	0,4677	11,20	10,90	11,19	11,12
9	87,431	0,5269	13,70	13,65	13,72	*
10	98,058	0,5902	16,30	16,20	16,95	15,55
11	120,586	0,7257	21,05	21,00	20,11	20,72
12	148,397	0,8921	25,60	25,70	25,87	26,16
13	211,888	1,2730	*	*	32,93	32,21

Obs. A trinca não estava presente quando foi realizada a medida 1.

Obs₂. Na medida 13 o corpo de prova estava rompido.

* Não foi possível realizar a medida do comprimento da trinca

Tabela IX - Parâmetros obtidos do ensaio de calibração da curva tensão em função de a realizado no CP02.

Medida	2a_o (mm)	Tensão MTS (V)	2a_o/W	V/V_r
1	11,35	0,3122	0,1135	1,0189
2	12,65	0,3160	0,1265	1,0313
3	14,20	0,3255	0,142	1,0623
4	17,30	0,3434	0,173	1,1208
5	15,30	0,3652	0,153	1,1919
6	25,60	0,4081	0,256	1,3319
7	32,10	0,4677	0,321	1,5264
8	37,35	0,5269	0,3735	1,7196
9	42,50	0,5902	0,425	1,9262
10	52,05	0,7257	0,5205	2,3685
11	61,30	0,8921	0,613	2,9116
12	75,14	1,2730	0,7514	4,1547

Obs. A medida 13 não foi computada por não ser possível obter o valor da tensão visto que o corpo de prova havia rompido.

Obs₂. V_r = tensão de referência = 0,3064 V (MTS) e 50,665 μ V (nanovoltímetro).

A **Figura 80** mostra o gráfico da curva de $2a_0/W$ vs. V/V_r resultante do ensaio de calibração do CP02, onde V_r é a tensão de leitura de referência MTS, sem carregamento, e portanto, sem trincamento. A **Equação 51**, polinomial de segundo grau resultante do ajuste do gráfico da **Figura 80** foi utilizada para correlacionar a tensão medida no ensaio de amplitude variável com o tamanho da trinca.

Figura 80 – Gráfico de $2a/W$ vs. V/V_r que mostra a equação que correlaciona o tamanho da trinca com a tensão padronizada (tensão nominal/tensão de referência).

$$2a_0/W = -0,0567\left(\frac{V}{V_r}\right)^2 + 0,4908\left(\frac{V}{V_r}\right) - 0,3164 \quad (52)$$

Para todos os ensaios de amplitude variável (Twist, mini-Twist, Falstaff e mini-Falstaff) a técnica de acompanhamento do crescimento da trinca pela técnica da queda de potencial foi utilizada. Portanto, a **Tabela X** mostra os parâmetros das tensões de referência,

V_r , de leitura do nanovoltímetro e da máquina MTS quando a trinca não havia ainda crescido, utilizadas para correlacionar o tamanho da trinca durante o ensaio. A corrente da fonte de corrente contínua foi de 15,002 A para todos os ensaios.

Tabela X - Parâmetros da técnica da queda de potencial utilizados para medidas de tamanho da trinca durante o ensaio.

CP	V_r do nanovoltímetro (μV)	V_r da MTS (V)
CP01	51,262	0,3096
CP02	50,665	0,3064
CP03	53,120	0,3207
CP04	46,335	0,2804
CP05	47,729	0,2886
CP06	49,192	0,2977
CP07	48,560	0,2935
CP08	45,128	-

V_r – Tensão de referência.

5.7.1 - ANÁLISE FRACTOGRÁFICA

Posteriormente aos ensaios de amplitude variável, os corpos de prova rompidos foram seccionados longitudinalmente no centro do furo e preparados para se efetuar a análise fractográfica. Estas análises foram realizadas em um microscópio eletrônico de varredura Zeiss 960 pertencente à Universidade de São Paulo, campus de São Carlos e outro Zeiss 940 pertencente ao Departamento de Engenharia de Materiais da UFSCar.

Para a construção da curva de propagação de trinca por fadiga por meio da análise fractográfica, a superfície de fratura do corpo de prova CP05, foi à escolhida. Este espécime, a qual foi aplicada a história de voo Falstaff, foi escolhida por ter sido aplicado um número considerável de blocos de vôos (aproximadamente 20 vezes). Este fato, portanto facilita a identificação dos vôos mais severos e conseqüentemente o número de vôos entre eles e a

variação do tamanho de trinca, δa . A partir deste estudo foi possível montar a curva $d2a/dV$ em função de a .

Foram tiradas seqüencialmente imagens da superfície do corpo de prova ensaiado e preparado para análise, com um aumento de 250X, onde foi possível posteriormente uni-las uma a uma com auxílio do programa Corel Draw12 para mapear quase a totalidade da fratura e em seguida identificar o vó 32 e 173 mais severos e realizar as medições de δa com o auxílio de um programa de imagens digital Image Pro Plus4.5.

Para que fosse possível montar o gráfico da taxa de propagação da trinca fractograficamente pela análise “post-mortem” do CP05 a história de vó do tipo Falstaff foi intensamente estudada. Notou-se que os vós mais severos marcavam mais nitidamente a superfície de fratura, portanto a partir desta análise, foram colocados em gráfico apenas os vós mais severos, **Figura 83** facilitando a identificação dos mesmos na superfície de fratura.

O gráfico da **Figura 81** mostra a história de vó do tipo Falstaff, com tensão máxima de 200 MPa, evidenciando os dois vós mais severos no espectro. Observando atentamente o espectro da **Figura 81** as setas indicam a ocorrência de duas vezes o aparecimento da carga máxima de 60 kN (200 MPa) em um total de 35966 pontos de carga reversa correspondente a uma seqüência inteira de 200 vós do tipo Falstaff. Portanto, foram escolhidos os vós 32 e 173 que possuíam em seu espectro a carga mais severa, onde marcou com mais nitidez a superfície fractográfica, para ser identificada na fratura e posteriormente utilizar o vó 173 para medir δa e conseqüentemente a taxa de propagação da trinca fractograficamente.

Figura 81 – Gráfico da tensão vs. carga reversa do tipo de voo Falstaff com tensão máxima de 200 MPa. A partir das setas no gráfico nota-se que a repetição da carga mais severa de 60 kN ocorre apenas duas vezes em toda a história do voo (no voo 32 e 173).

Os gráficos das **Figura 82** e **Figura 83** mostram a mesma particularidade do gráfico da **Figura 81**, mas o primeiro com a tensão em função do número de cargas reversas, suprimindo graficamente os vôos menos severos, e o segundo em função apenas dos vôos. Nota-se que todos esses gráficos possuem o mesmo perfil de carregamento.

História de Carregamento Faustaff ($S_{\text{máx}} = 200 \text{ Mpa}$)

Figura 82 – Gráfico da tensão aplicada vs. o nº de carga reversa do tipo de voo Falstaff com tensão máxima de 200 MPa e supressão gráfica dos vãos menos severos.

História de Carregamento Faustaff ($S_{\text{máx}} = 200 \text{ Mpa}$)

Figura 83 – Gráfico da tensão aplicada vs. os vãos, do tipo de vão Falstaff com tensão máxima de 200 MPa.

É possível observar, a partir do gráfico da **Figura 83**, o par de valores tensão vs. vão das principais cargas marcadoras.

Os pontos para a construção do gráfico da **Figura 83** foram obtidos após compilação do espectro de carga gerado pelo programa Genesis. Para esta tarefa, devido a grande quantidade de dados envolvidos, foi necessário confeccionar um programa com linguagem em C++ para que pudesse converter o número de cargas reversas para vãos. A tabela que mostra o número de cargas reversas por vão se encontra no anexo I.

6 - RESULTADOS E DISCUSSÕES

6.1 - ANÁLISE MICROESTRUTURAL

6.1.1 – MICROSCOPIA ÓPTICA

As **Figura 84a** e **b** exibem montagens tridimensionais das três principais direções, transversal, longitudinal e de topo do **bloco** e da **placa** respectivamente da liga de alumínio estudada. O material da placa foi utilizado para confeccionar os corpos de prova do tipo M(T) ilustrado na **Figura 72**. As amostras foram devidamente atacadas com o reagente de Keller e observadas por microscopia óptica que revelou os contornos de grãos dos materiais da liga de alumínio AMS 7475 T7351, da placa e do bloco, recebidos da Embraer.

Uma forte texturização microestrutural (estrutura bandeadada ou fibrada) segundo a direção *L*, e, em menor escala, na direção *T*, foi observada respectivamente nos planos ***S-L*** e ***S-T***. Isto indica que a direção *L* corresponde à direção de laminação (ou longitudinal *L*) da placa-mãe, da qual foram extraídas as amostras em questão e posteriormente os corpos de prova do tipo C(T) e M(T). A direção *T* corresponde à direção transversal de propagação da trinca da referida placa e longitudinal da referida barra, segundo a Norma ASTM E399-90. Portanto foram extraídos corpos de prova do tipo C(T) na orientação *L-T* e *T-L* e do tipo M(T) apenas na orientação *T-L*.

Ambos os materiais recebidos, placa e bloco, apresentaram níveis de texturização semelhantes, com um nível de texturização um pouco mais acentuado no bloco.

As **Figura 85** e **Figura 86** mostram fotomicrografias tridimensionais realizadas nas amostras do bloco e placa, sem ataque, onde é possível observar partículas de segunda fase nas três orientações fotografadas.

(a)

(b)

Figura 84 - Montagem tridimensional das microestruturas nas direções L, T e S. a) retirado do bloco com dimensões iniciais de 800 x 500 x 100 mm; b) Retirado da placa com dimensões iniciais de 1150 x 110 x 6,09. Ataque: Reagente de Keller. Ampliação original de 100 X.

Figura 85 - Montagem tridimensional das fotomicrografias, sem ataque, realizadas em uma amostra do ***bloco***, onde se observam partículas de segunda fase nos planos S-L, S-T e T-L. Ampliação original de 100X.

Figura 86 - Montagem tridimensional das fotomicrografias, sem ataque, realizadas em uma amostra da ***placa***, sem ataque, onde se observam partículas de segunda fase. Nos planos S-L, S-T e T-L. Ampliação original de 100X.

Avaliando-se as fotomicrografias da **Figura 85** e **Figura 86** pode-se observar que o bloco possui maior densidade de partículas de segunda fase quando comparado à placa, ou seja, a fração volumétrica das impurezas é bem maior no bloco. Não é possível verificar o ocorrido por não possuir uma norma específica que trate deste assunto.

6.1.2 – MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE TRANSMISSÃO (MET)

Objetivando-se uma melhor análise microestrutural do material foi aplicada a técnica de microscopia eletrônica de transmissão em amostras da liga de alumínio AMS 7475 T7351. Foram observados a morfologia do grão, as estruturas de discordâncias, distribuição dos precipitados, precipitados nos contornos do grão (dispersóides) denominado de ϵ e partículas de segunda fase denominados de ϵ' .

As amostras foram devidamente preparadas através de corte, lixamento da amostra em várias granulometrias de lixa (de 100 a 2000) e posteriormente foram polidas eletroliticamente. O equipamento utilizado foi um microscópio eletrônico de transmissão da Philipis CM120 ao qual foi acoplado a uma microanálise por EDX, que pertence ao Departamento de Engenharia de Materiais da Universidade Federal de São Carlos.

Todas as imagens obtidas no MET foram obtidas diretamente dos negativos das fotos utilizando-se um *scanner* com resolução de 300 dpi. São apresentados a imagem negativa (campo escuro) e o correspondente positivo (campo claro). Os comentários referem-se sempre à imagem positiva.

As imagens da **Figura 87** mostram o contorno do grão e precipitados, ou seja, dispersóides no interior e no contorno do grão.

A **Figura 88** mostra o espectro de EDX (energia dispersiva de raios X) qualitativo da matriz, evidenciando a presença de Al, Mg, Cu e Zn, principais elementos químicos da liga AMS 7475-T7351.

(a)

(b)

Figura 87 - Região mostrando precipitação em contorno de grão (placas brancas), ou seja, os dispersóides e precipitação no interior dos grãos. a) campo escuro e b) campo claro.

Figura 88 - - Espectro de EDX qualitativo da matriz indicando a presença de Al, Cu, Mg e Zn.

A **Figura 89** mostra o EDX qualitativo do precipitado de formas arredondadas, ou seja, pretos na imagem da **Figura 87b** e ricos em Cu.

Figura 89 - a) Espectros de EDX qualitativo de precipitados de formas arredondadas (pretos na imagem , ricos em Cu. b) Detalhe da **Figura 89a** mostrando um pico de Mg.

A **Figura 90** mostra o EDX qualitativo do precipitados brancos incluindo os de contorno de grão na imagem da **Figura 87b**.

Figura 90 - Espectros de EDX qualitativo de precipitados brancos, incluindo os de contorno de grão.

A **Figura 91a e b** mostram o EDX qualitativo do precipitado envolvendo o contorno de grão, ricos em Mg.

Figura 91 - a) Espectro de EDX qualitativo do precipitado envolvendo o contorno de grão. b) Detalhe mostrando pico de Mg.

Da **Figura 92** à **Figura 97** são exibidas morfologias de precipitados em diferentes regiões da amostra.

Figura 92 - Precipitados com 02 tipos de morfologia, alongada e arredondada. a) campo escuro e b) campo claro.

Figura 93 - Precipitados observados predominantemente na forma de barras, bastonetes alongadas. a) campo escuro e b) campo claro obtidos no interior do grão.

Figura 94 - Espectro de EDX qualitativo da matriz, ou seja, sem focalizar em precipitados.

Figura 95 - Espectros de EDX qualitativo de precipitados pretos na imagem da **Figura 93b**, mostrando diferentes composições ricos em Zn e Cu.

É importante ressaltar que no MET é muito difícil evitar a contribuição da matriz quando são analisados precipitados pequenos por EDX.

Figura 96 - Espectros de EDX qualitativo de precipitados brancos nas imagens da **Figura 93b**, não mostrando evidências claras de aumento de concentração de Cu, Mg ou Zn.

Figura 97 - Espectros de EDX qualitativo da matriz.

As imagens da **Figura 98** e **Figura 99** mostram as subestruturas de linhas de discordâncias definidas por precipitação fina.

(a)

(b)

Figura 98 - As imagens mostram as subestruturas de linhas de discordâncias definidas por precipitação fina. a) campo escuro e b) campo claro.

(a)

(b)

Figura 99 - As imagens mostram a subestrutura de linhas de discordâncias definidas por precipitação fina.

As imagens da **Figura 100** e **Figura 101** mostram precipitados de diferentes morfologias, arredondadas e alongadas.

(a)

(b)

Figura 100 - As imagens a e b mostram precipitados com diferentes morfologias, arredondadas e alongadas. a) campo escuro e b) campo claro.

Figura 101 - As imagens a e b mostram uma precipitação fina e uniforme distribuídas na matriz.

A identificação exata dos precipitados encontrados na liga estudada pode ser efetuada por meio da análise por EDX, porém seriam necessários a otimização das condições de operação e longos tempos de operação do MET o que estaria fora do escopo deste trabalho. Não foram encontradas evidências clara de diferenças de composição entre as diversas fases observadas, mas segundo Su et al (2003) e Cardoso (2004) que trabalharam com a liga de alumínio AMS 7050-T761 os principais precipitados geralmente encontrados nessa liga são: ϵ - $MgZn_2$ e/ou $Mg_3Zn_3Al_2$ (precipitados encontrados geralmente em contornos de grãos denominados dispersóides) e ϵ' - $Mg(Zn, Cu, Al)_2$ como por exemplo o Al_2Cu , Al_2CuMg , Al_2Zn . Portanto para a liga de alumínio AMS 7475 T7351 pode-se inferir que irão se formar os precipitados descritos, mas com percentuais diferentes.

6.2 - PROPRIEDADES MECÂNICAS

A **Tabela XI** exibe os resultados das medidas de dureza HRB, obtidas com a aplicação de carga de 100 kgf e esfera 1/16”, realizadas em uma máquina de dureza Leco RT-240 em uma amostra da *placa* e do *bloco*.

Tabela XI - Resultados do ensaio de dureza HRB realizados na *placa* e no *bloco*.

	<i>Bloco</i>	<i>Placa</i>
Número de medidas	HRB	HRB
01	83,3	79,8
02	85,9	79,5
03	80,0	79,9
04	82,9	80,3
05	82,5	79,4
<i>Média</i>	<i>82,9</i>	<i>79,8</i>
<i>DP</i>	<i>2,1</i>	<i>0,4</i>

DP – Desvio padrão quadrático

Segundo as normas SAE - AMS 4202C (2002) e MIL-HDBK-5H (1998) que regem as propriedades da liga de alumínio 7475 T7351 os níveis de dureza estão em conformidade.

A **Tabela XII** e **Tabela XIII** mostram os resultados dos ensaios de tração para as direções L e T, respectivamente, da liga de alumínio estudada, em corpos de provas retirados do bloco.

Tabela XII - Resultados dos ensaios de tração de corpos de prova cilíndricos na orientação L, segundo a norma ASTM E8M-2000.

CP	ϕ (mm)	A (mm ²)	Sr (MPa)	Se (MPa)	RA (%)	ΔL^a (%)	E(GPa)
01	6,09	29,1	456,6	389,2	24	16,6	73
02	6,02	28,5	460,7	379,6	17	16,8	61
03	6,12	29,4	477,6	403,7	19	17,8	79
04	5,98	28,1	484,3	407,8	17	15,0	72
Média	6,052	28,77	469,8	395,1	19	16,55	71
DP	0,064	0,61	13,28	13,04	3	1,17	7,7

^a $L_o = 25,0$ mm (comprimento base de medida)

Tabela XIII - Resultados do ensaio de tração para corpos de prova cilíndricos na orientação T, segundo norma ASTM E8M-2000.

CP	ϕ (mm)	A (mm ²)	Sr (MPa)	Se (MPa)	RA (%)	ΔL^a (%)	E(MPa)
01	5,95	27,8	468,2	395,2	15	10,55	75
02	6,07	28,9	456,8	384,2	16	11,13	71
03	5,98	28,1	479,8	406,3	14	11,55	75
04	5,98	28,1	484,2	407,6	14	11,50	73
Média	5,99	28,23	472,2	398,3	15	11,18	73
DP	0,052	0,61	13,28	13,04	0,8	0,46	1,9

^a $L_o = 25,0$ mm (comprimento base de medida)

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

6.3 - ENSAIO DE PROPAGAÇÃO DE TRINCA POR FADIGA: AMPLITUDE CONSTANTE E DIFERENTES RAZÕES DE CARREGAMENTO, R

Foram obtidos valores de da/dN em função do ΔK nos regimes II e III para cinco níveis de carregamento distintos, R (0,1; 0,3; 0,5; 0,7 e 0,8) na orientação L-T e para quatro níveis de carregamentos distintos, R (0,1; 0,5; 0,7 e 0,8) na orientação T-L em predominância de deformação plana (B=25 mm). Para predominância de tensão plana (B=2,5mm) foram obtidos os valores de da/dN vs. ΔK nos regimes II e III para cinco níveis de carregamento distintos R (0,1; 0,5; 0,7 e 0,8) na orientação L-T.

O valor da variação da variação do fator de intensidade de tensão limite, ΔK_0 , para o material AMS 7475 T7351 está descrito na **Tabela I**, cedida pela Embraer S/A.

Verifica-se nas **Figura 102 e Figura 103**, que as curvas da taxa de propagação da trinca em função do fator de intensidade de tensão (da/dN vs. ΔK) estão sobrepostas, para a liga de alumínio SAE AMS 7475 T7351, nas orientações **L-T e T-L** respectivamente, para os níveis de carregamentos mencionados e legendados na figura em corpos de prova com predominância de deformação plana (B=25 mm).

Figura 102 - Resultados dos ensaios de propagação de trinca por fadiga (da/dN vs. ΔK) realizados nos corpos de prova C(T) para a liga de Al aeronáutica AMS 7475 T7351 na orientação L-T para cinco níveis de carga, R, distintos.

Figura 103 – Resultados dos ensaios de propagação de trinca por fadiga (da/dN vs. ΔK) realizados nos corpos de prova C(T) para a liga de Al aeronáutica SAE-AMS 7475 T7351 na orientação T-L para quatro níveis de razão de carga, R , distintos.

Na **Figura 104** de (a) a (e) observam-se os gráficos apenas da região II de Paris, a constante C e o expoente m de Paris para cada razão de carregamento aplicado na orientação L-T em predominância de deformação plana.

Al 7475 T7351 Paris R=0,1 LT

(a)

AL 7475 T7351 Paris R=0,3 LT

(b)

Al 7475 T7351 Paris R=0,5 LT

(c)

AL 7475 T7351 Paris R=0,7 LT

(d)

Figura 104 - Resultados das curvas de propagação de trinca por fadiga da/dN vs. ΔK na região II, juntamente com a equação de Paris na orientação L-T do plano da trinca, para a) $R = 0,1$, b) $R = 0,3$, c) $R = 0,5$, d) $R = 0,7$ e e) $R = 0,8$.

Na **Figura 105** de (a) a (d) observam-se colocadas em gráfico apenas a região II de Paris, a constante C e o expoente m de Paris para cada razão de carregamento aplicado na orientação T-L em predominância de deformação plana.

AL 7475 T7351 Paris R=0,1 TL

(a)

AL 7475 T7351 Paris R=0,5 TL

(b)

Figura 105 - Resultados das curvas de propagação de trinca por fadiga da/dN vs. ΔK na região II, juntamente com a equação de Paris na orientação T-L do plano da trinca , para a) $R = 0,1$, b) $R=0,5$, c) $R = 0,7$ e d) $R = 0,8$.

A **Tabela XIV** e a **Tabela XV** mostram um resumo dos resultados da constante C e do expoente m de Paris para ensaios realizados em corpos de prova do tipo C(T) retirados na orientação L-T e T-L respectivamente em predominância de deformação plana.

Tabela XIV – Valores da constante C , expoente m e a variação do fator de intensidade de tensão crítico, $\Delta K_{\text{crít}}$, determinados para as cinco distintas razões de carregamento ensaiadas na orientação L-T em predominância de deformação plana.

Razão de carregamento ($R=P_{\text{min}}/P_{\text{máx}}$)	C (mm/cicloMPam ^{1/2})	m	R^2	$\Delta K_{\text{crít}}$ (MPam ^{1/2})
0,1	1,433E-7	3,024	0,995	30,1
0,3	1,351E-7	3,061	0,988	28,9
0,5	3,417E-7	2,874	0,993	22,0
0,7	3,559E-7	3,051	0,955	12,8
0,8	4,215E-7	2,932	0,956	8,3

Tabela XV - Valores da constante C , expoente m e a variação do fator de intensidade de tensão crítico, $K_{\text{crít}}$ para as quatro distintas razões de carregamento ensaiadas na orientação T-L em predominância de deformação plana.

Razão de carregamento ($R=P_{\text{min}}/P_{\text{máx}}$)	C (mm/cicloMPam ^{1/2})	m	R^2	$\Delta K_{\text{crít}}$ (MPam ^{1/2})
0,1	5,097E-7	3,470	0,995	26,9
0,5	2,138E-8	4,330	0,990	14,5
0,7	1,020E-8	5,008	0,989	9,1
0,8	2,557E-9	6,343	0,972	6,0

Pode-se observar após análise da **Tabela XIV** e **Tabela XV** que quanto maior é a razão de carga menor é a variação do fator de intensidade de tensão crítico. Este fato pode ser explicado devido à influência de $K_{\text{máx}}$ que se torna maior quanto maior é o valor de R para um mesmo ΔK , ver **Equação 27**.

Observa-se após a análise dos dados da **Tabela XIV** (orientação L-T) que o expoente m , responsável pela inclinação da reta de Paris, se mantém praticamente constante para as distintas razões de carregamento aplicadas. Com relação à constante C , responsável pelo deslocamento do gráfico de da/dN vs. ΔK para a esquerda, há um aumento progressivo da mesma com o aumento da razão de carregamento, R . Ou seja, para um mesmo valor de ΔK há uma aceleração do valor da taxa de propagação da trinca, e portanto encontra-se espaçamentos interestrias maiores quando existe um aumento do valor da razão de carregamento. Na prática isto ocorre, mas há um crescimento progressivo do espaçamento interestrias não proporcional ao crescimento de da/dN . Este fato é explicado, pois o que altera enormemente com o aumento da razão de carregamento é a altura da estria H formada durante a propagação da trinca por fadiga, enquanto que o espaçamento interestrias, s , aumenta pouco.

Entretanto, após análise dos resultados mostrados na **Tabela XV** (orientação T-L) observa-se uma grande variação dos valores de m que são responsáveis pela inclinação da reta, fato este, não observado na orientação L-T.

Na **Figura 106** visualiza-se a superposição das curvas da taxa de propagação da trinca em função da variação do fator de intensidade de tensão (da/dN vs. ΔK) para a liga de alumínio AMS 7475 T7351, na orientação **L-T**, para os níveis de carregamentos mencionados e legendados na figura em corpos de prova com predominância de tensão plana.

AMS 7475 T7351 $da/dN \times \Delta K$ - LT - Tensão Plana

Figura 106 - Resultados sobrepostos dos ensaios de propagação de trinca por fadiga (da/dN vs. ΔK) realizados nos corpos de prova C(T) para a liga de Al aeronáutica AMS 7475 T7351 na orientação L-T para cinco níveis de carga, R , distintos em corpos de prova com predominância de tensão plana.

Na **Figura 107** de (a) a (e) observam-se os gráficos da região II de Paris, a constante C e o expoente m de Paris para cada razão de carregamento aplicado na orientação L-T em predominância de tensão plana ($B=2,5$ mm).

AL 7475 T7351 - da/dN x ΔK R=0,1 LT (CP) - Tensão Plana - Paris

(a)

AL 7475 T7351 - da/dN x ΔK R=0,3 LT (CP4) - Tensão Plana - Paris

(b)

AL 7475 T7351 - da/dN x ΔK R=0,5 LT (CP5) - Tensão Plana - Paris

(c)

AL 7475 T7351 - da/dN x ΔK R=0,7 LT (CP6) - Tensão Plana - Paris

(d)

AL 7475 T7351 - $da/dN \times \Delta K$ $R=0,8$ LT (CP7) - Tensão Plana - Paris

(e)

Figura 107 - Resultados das curvas de propagação de trinca por fadiga da/dN Vs. ΔK na região II e da equação de Paris na orientação L-T em predominância de tensão plana ($B=2,5$ mm) para a) $R = 0,1$; b) $R=0,3$; c) $R=0,5$, d) $R = 0,7$ e e) $R = 0,8$.

Após a análise da **Figura 107** de (a) a (e) nota-se uma dispersão dos dados gradativamente maior quanto maior a razão de carregamento. Este fato pode ser explicado pela por dois motivos: 1) Corpo de prova com pequena espessura comparada à largura do extensômetro, ocasionando uma pequena área de contato 2) Dificuldade da máquina de fazer a aquisição de dados com cargas de fechamento baixas, ou seja, altos valores de R devido à pequena área de contato entre o extensômetro e o espécime (vibração).

A **Tabela XVI** mostra um resumo dos resultados da constante C e do expoente m de Paris para ensaios realizados em corpos de prova do tipo C(T) retirados na orientação L-T respectivamente em predominância de tensão plana.

Tabela XVI - Resumo dos resultados da constante C e do expoente m de Paris e da variação do fator de intensidade de tensão crítico, ΔK_{crit} para as cinco distintas razões de carregamento ensaiadas na orientação L-T em predominância de tensão plana.

Razão de carregamento ($R=P_{min}/P_{máx}$)	C (mm/cicloMPam ^{1/2})	m	R ²	ΔK_{crit} (MPam ^{1/2})
0,1	9,230E-8	3,261	0,97	28,6
0,3	1,325E-7	2,985	0,98	26,5
0,5	5,759E-7	2,542	0,95	19,6
0,7	1,550E-7	3,380	0,93	11,5
0,8	1,366E-7	3,766	0,78	8,7

Novamente, pode-se observar na **Tabela XVI** que quanto maior é a razão de carga menor é a variação do fator de intensidade de tensão crítico. Este fato pode ser explicado, pois quanto maior a razão de carregamento maior a influência de $K_{máx}$ (aumenta) na taxa de propagação da trinca por fadiga conforme **Equação 36** proposta por Vasudevan et al (1982). Portanto, avaliando um mesmo fator de intensidade de tensão o valor de ΔK_{crit} a $R=0,8$ (9,08 MPam^{1/2}) pode ser o início de Paris para $R=0,1$ (9 MPam^{1/2}) ambos em deformação plana.

Como esperado, comparando os valores de ΔK_{crit} da **Tabela XV** (orientação L-T – Predominância de deformação plana) com os valores de ΔK_{crit} da **Tabela XVI** (orientação L-T – Predominância de tensão plana), para distintos valores de R, pode-se inferir que os valores da variação do fator de intensidade de tensão crítico em carregamentos com predominância de tensão plana são menores comparados aos valores em deformação plana.

6.4 - ENSAIO DE TENACIDADE À FRATURA (K_{IC})

A **Tabela XVII** mostra os resultados dos ensaios de tenacidade à fratura da liga de alumínio AMS 7475 na condição T7351 e na orientação L-T após a análise criteriosa do gráfico Carga vs. Deslocamento, seguindo as diretrizes da Norma ASTM E1820 (1999).

Tabela XVII - Resultados dos ensaios de tenacidade à fratura da liga de alumínio AMS 7475 na condição T7351 e na orientação L-T

CP	K _{IC} (MPam ^{1/2})	Taxa de Carregamento
01	51,4	15 kN/min
02	49,6	20 kN/min
Média	50,5	—

A **Tabela XVIII** mostra os resultados dos ensaios de tenacidade à fratura da liga de alumínio AMS 7475 na condição T7351 e na orientação T-L.

Tabela XVIII - Resultados dos ensaios de tenacidade à fratura da liga de alumínio AMS 7475 na condição T7351 e na orientação T-L

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

As medidas da tenacidade à fratura permitiram verificar a grande diferença que este parâmetro exhibe entre as duas orientações, T-L e L-T, respectivamente.

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

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

Observa-se que a média da tenacidade à fratura da liga de alumínio AMS 7475 T7351 na orientação T-L, de 37,1 MPam^{1/2} é bem menor que na orientação L-T, 50,5 MPam^{1/2} respectivamente. Ainda que existam influências microestruturais, este fato ocorre devido à trinca gastar mais energia ao transpor os grãos perpendicularmente à direção de laminação do

que longitudinalmente. Logo a orientação L-T é mais tenaz, resultando em uma tenacidade à fratura maior que na orientação T-L.

6.5 – ENSAIO DE PROPAGAÇÃO DE TRINCA POR FADIGA: ΔK CONSTANTE E R CRESCENTE

A **Figura 108** apresenta as curvas do comprimento da trinca em função do número de ciclos efetuados para o ensaio a ΔK constante, em quatro níveis de razão de carregamento. Os corpos de prova foram denominados CP 01, CP 02, CP 03 e CP 04, sendo todos retirados na orientação L-T. Assim foram obtidas as curvas de $da/dN \times \Delta K$ constante. Estas curvas apresentam descontinuidades, ou seja, apresentam pontos de inflexão, o que se deve ao fato das paradas da máquina durante a realização do ensaio, para alteração do valor do ΔK . Para o ensaio de ΔK constante foram aplicados três níveis de ΔK para uma mesma razão de carregamento R.

Figura 108 - Curvas do tamanho da trinca vs. número de ciclos ($a \times N$) para ΔK constante e em quatro níveis de razão de carga, R - Liga de Alumínio AMS 7475 T7351. Os pontos de inflexão (setas) representam a parada do equipamento para mudança do nível de ΔK .

6.5.1 - ANÁLISE FRACTOGRÁFICA

Na **Figura 109** são observadas algumas imagens dos espaçamentos interestrias, s do ensaio de propagação da trinca a ΔK constante obtidas após análise em MEV e FEG para distintos valores de ΔK e razão de carregamento, R.

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

(a)

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

(b)

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

(c)

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

(d)

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

(e)

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

(f)

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

(g)

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

(h)

Figura 109 - Imagens obtidas por MEV da liga de alumínio AMS 7475 T7351 ensaiada em fadiga com ΔK constante e R crescente onde mostra os espaçamentos interestrias (s) nas análises fractográficas

As **Tabela XIX** à **Tabela XXII** mostram os resultados dos espaçamentos interestrias, s, obtidas das análises fractográficas dos ensaios de propagação de trinca a ΔK constante e a correlação do valor da taxa de propagação da trinca, obtida da equação de Paris do ensaio de $da/dN \times \Delta K$. As tabelas mostram também os valores da variação do fator de

intensidade de tensão e da carga aplicada na região das imagens realizadas para se medir os valores dos espaçamento interestrias, s.

Tabela XIX - Resultados das análises macrográficas e fractográficas do CP 01.

Razão de carregamento	Nível	ΔK (MPam ^{1/2})	$K_{m\acute{a}x}$ (MPam ^{1/2})	da/dN ($\mu\text{m}/\text{ciclo}$)	s (μm)	ΔP_{aplic} (kN)	Erro [*] (%)
R = 0,1	N1	10,2	11,4	0,172	0,190	9,29	10,4
	N2	15,7	17,5	0,490	0,444	8,70	9,4
	N3	25,0	27,8	1,588	1,507	7,46	5,1

* Erro relativo referente à medida de da/dN em relação ao espaçamento interestrias, s.

Tabela XX - Resultados das análises macrográficas e fractográficas do CP 02.

Razão de carregamento	Nível	ΔK (MPam ^{1/2})	$K_{m\acute{a}x}$ (MPam ^{1/2})	da/dN ($\mu\text{m}/\text{ciclo}$)	s (μm)	ΔP_{aplic} (kN)	Erro [*] (%)
R = 0,3	N1	8,9	12,7	0,109	0,085	9,85	21,5
	N2	13,0	18,6	0,343	0,382	8,97	11,3
	N3	19,2	27,4	1,048	0,950	7,57	9,4

* Erro relativo referente à medida de da/dN em relação ao espaçamento interestrias, s.

Tabela XXI - Resultados das análises macrográficas e fractográficas do CP 03.

Razão de carregamento	Nível	ΔK (MPam ^{1/2})	$K_{m\acute{a}x}$ (MPam ^{1/2})	da/dN ($\mu\text{m}/\text{ciclo}$)	s (μm)	ΔP_{aplic} (kN)	Erro [*] (%)
R = 0,5	N1	7,2	14,4	0,101	0,066	7,91	34,2
	N2	10,7	21,4	0,308	0,286	7,62	7,1
	N3	16,2	32,3	0,994	0,633	6,25	36,3

* Erro relativo referente à medida de da/dN em relação ao espaçamento interestrias, s.

Tabela XXII - Resultados das análises macrográficas e fractográficas do CP 04.

Razão de carregamento	Nível	ΔK (MPam ^{1/2})	$K_{m\acute{a}x}$ (MPam ^{1/2})	da/dN ($\mu\text{m}/\text{ciclo}$)	s (μm)	ΔP_{aplic} (kN)	Erro [*] (%)
R = 0,7	N1	7,1	23,5	0,143	0,126	5,40	12,1
	N2	8,9	29,6	0,284	0,165	3,96	42,0
	N3	10,9	36,5	0,516	0,308	2,46	40,2

* Erro relativo referente à medida de da/dN em relação ao espaçamento interestrias, s.

Pelos resultados apresentados nas tabelas acima, observa-se que os espaçamentos interestrias microscópios, s apresentam valores distintos dos valores macroscópico de (da/dN), onde é notado um crescimento significativo da taxa de crescimento da trinca (da/dN) com o aumento da razão de carregamento R e de ΔK . Este comportamento evidencia que com o aumento da razão de carregamento R e aumento de ΔK , os erros de correlação entre os espaçamentos interestrias e o valor da taxa de propagação macroscópica (da/dN) são bem mais significativos. Este comportamento pode ser visualizado melhor observando-se a **Figura 110**. Este fato pode ser explicado devido ao aumento de erros de medidas com o aumento de ΔK e R, pois as estrias ficam com características mais “quebradiças”, ou seja, morfologicamente mais complexas para realização das medidas.

Broek, D (1969) examinou a relação entre as **Equações 10** (Paris) e **38** (Miller) para duas ligas de alumínio (2024-T3 e 2524-T3) e várias razões de carregamento. Posteriormente, Ruckert (2003) examinou a mesma relação para a liga AMS 7475 T7351 e razão de carregamento R=0,1 e encontrou que da/dN coincide com o espaçamento s, somente para valores de da/dN dentro do intervalo entre 0,1 a 1 $\mu\text{m}/\text{ciclo}$. Broek (1969) explicou que acima desta região da/dN foi acelerado pela a fratura dúctil induzida pelas partículas intermetálicas, onde o efeito de $K_{m\acute{a}x}$ é acentuado, enquanto abaixo desta região s torna-se maior do que da/dN devido à não homogeneidade ao longo da frente da trinca, explicação esta já mencionada na introdução.

Na **Figura 110** de (a) a (d) são apresentados os comportamentos da taxa de crescimento da trinca da/dN e dos espaçamentos interestrias, s. Estes resultados foram obtidos após o ensaio de propagação de trinca por fadiga para ΔK constante e crescente e comparados com a análise das medidas dos espaçamentos interestrias para quatro níveis de razão de

carregamento distintos (0,1; 0,3; 0,5; 0,7). Observa-se também que quanto maior a razão de carregamento e maior a variação do fator de intensidade de tensão, maior é a dispersão entre os valores de da/dN e s . Este fato pode ser explicado pois quanto maior o valor de ΔK mais os valores se afastam da faixa de correlação 1:1 (0,1 a 1 $\mu\text{m}/\text{ciclo}$) aumentando o erro relativo e quanto maior R há uma mudança na morfologia da estria, com o aumento progressivo da altura da estria, H e em menor proporção do espaçamento da estria, s . Portanto, quando são comparados apenas os valores de da/dN e s , para elevadas razões de carregamentos, erros são cometidos.

a) da/dN e espaçamento interestrias vs. ΔK para $R = 0,1$

b) da/dN e espaçamento interestrias vs. ΔK para R = 0,3

c) da/dN e espaçamento interestrias vs. ΔK para R = 0,5

d) da/dN e espaçamento interestrias vs. ΔK para $R = 0,7$

Figura 110 - Resultados comparativos entre da/dN x espaçamento interestrias dos ensaios de propagação de trinca por fadiga com razão de carregamento constante para quatro níveis de razão de carregamento distintos.

Na **Figura 111** é mostrada a relação entre a variação do fator de intensidade de tensão ΔK a dispersão dos espaçamentos interestrias, s , e a taxa de propagação da trinca (da/dN) para os quatro níveis de razão de carregamento ensaiados. Pode ser observado que para uma previsão de valores de propagação de trinca por fadiga utilizando-se dos espaçamentos interestrias para valores de R entre 0,1 e 0,3 os resultados são muito bons, mas para valores de R acima de 0,3 o erro de comparação entre da/dN e s aumenta significativamente.

Figura 111 - Relação entre ΔK , da/dN e espaçamento interestrias, s para os quatro níveis de razão de carregamento R descritos na legenda.

Na **Figura 112** são observadas algumas das imagens das alturas das estrias após o corte e a análise no microscópio eletrônico (FEG), para distintos valores de ΔK e razões de carregamento.

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

R = 0,5
 $\Delta K = 10,7 \text{ MPam}^{1/2}$
 (d)

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

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

Figura 112 - Imagens obtidas no FEG da superfície fractográfica da liga de alumínio AMS 7475-T7351 ensaiada em fadiga a ΔK constante e R crescente, onde se evidenciam os espaçamentos interestrias, s, e a altura, h em corte feita para a análise fractográfica.

A partir da análise da **Figura 112** é possível observar a dificuldade na obtenção de boas imagens para a realização das medidas das alturas das estrias. Este fato deve-se às

imprecisões do método do corte mecânico adotado. Este foi o primeiro método de análise realizado por Murakami e Furukawa et al (1990), com a diferença de que não foi utilizada a resina para que as deformações plásticas durante o corte fossem diminuídas.

As **Tabela XXXIII** à **Tabela XXVI**, apresentam os valores médios das alturas das estrias, h medidos pelo analisador de imagem das imagens fractográficas na região dos cortes dos corpos de prova nos quatro níveis de razão de carregamento aplicados.

Tabela XXIII - Resultados das medidas da altura – h do CP 01.

Razão de carregamento	Ângulo de corte medido (α)	Níveis de ΔK (MPam ^{1/2})	Altura da estria medida h (μm)
0,1	32°	10,2	0,045
		15,7	0,093
		25,0	0,314

Tabela XXIV - Resultados das medidas da altura– h do CP 02.

Razão de carregamento	Ângulo de corte medido (α)	Níveis de ΔK (MPam ^{1/2})	Altura da estria medida h (μm)
0,3	31°	8,9	0,020
		13,0	0,087
		19,2	0,236

Tabela XXV - Resultados das medidas da altura – h do CP 03.

Razão de carregamento	Ângulo de corte medido (α)	Níveis de ΔK (MPam ^{1/2})	Altura da estria medida h (μm)
0,5	34°	7,2	0,023
		10,7	0,092
		16,2	0,198

Tabela XXVI - Resultados das medidas da altura – h do CP 04.

Razão de carregamento	Ângulo de corte medido (α)	Níveis de ΔK (MPam ^{1/2})	Altura da estria medida h (μm)
0,7	30°	7,1	0,053
		8,9	0,063
		10,9	0,126

As **Tabela XXVII** à **Tabela XXX**, apresentam os valores médios dos resultados obtidos da altura corrigida, H, em função do ângulo de corte dos corpos de prova, e a razão entre a altura e o espaçamento (H/s) para os quatro níveis de razão de carregamento aplicados.

Tabela XXVII - Resultados das análises fractográficas, altura corrigida - H e a razão H/s do CP 01.

Razão de carregamento	Espaçamento - s (μm)	Altura H das estrias (μm)	Relação H/s médio (μm)
0,1	0,190	0,038	0,199
	0,444	0,079	0,179
	1,507	0,267	0,177

Tabela XXVIII - Resultados das análises fractográficas, altura corrigida - H e a razão H/s do CP 02.

Razão de carregamento	Espaçamento - s (μm)	Altura H das estrias (μm)	Relação H/s médio (μm)
0,3	0,085	0,018	0,205
	0,382	0,075	0,196
	0,950	0,202	0,213

Tabela XXIX - Resultados das análises fractográficas, altura corrigida - H e a razão H/s do CP 03.

Razão de carregamento	Espaçamento - s (μm)	Altura H das estrias (μm)	Relação H/s médio (μm)
0,5	0,066	0,019	0,284
	0,286	0,076	0,266
	0,633	0,164	0,259

Tabela XXX - Resultados das análises fractográficas, altura corrigida - H e a razão H/s do CP 04.

Razão de carregamento	Espaçamento - s (μm)	Altura H das estrias (μm)	Relação H / s (μm)
0,7	0,126	0,046	0,363
	0,165	0,055	0,333
	0,308	0,109	0,353

A **Figura 113** apresenta a influencia de K_{max} nos espaçamentos interestrias para cada nível de carregamento R, aplicado. Pode-se notar que para um mesmo nível de razão de carregamento, R quando se aumenta o valor de $K_{\text{máx}}$, os valores do espaçamento s, aumentam, conforme apresentado nos resultados obtidos e portanto os espaçamentos interestrias são dependentes de $K_{\text{máx}}$.

Figura 113 - Relação entre o fator de intensidade de tensão máximo, $K_{máx}$ e o espaçamento interestrias para os quatro níveis carregamento R , da liga de alumínio SAE AMS 7475-T7351.

A influência do fator de intensidade de tensão máximo, $K_{máx}$ sobre a relação da morfologia da estria dada pela razão H/s , é mostrado na **Figura 114** para os quatro níveis de razão de carregamento ensaiados. Portanto, pode-se concluir que, conforme Murakami e Furukawa et al (1990) observaram e chegaram à conclusão que a razão da morfologia da estria H/s não dependente do $K_{máx}$, mas sim da razão de carregamento R . Esta confirmação pode ser observada na **Figura 114**, onde se verifica que com o aumento de $K_{máx}$ a morfologia da estria H/s altera-se muito pouco para todas as razões de carregamento R ensaiadas.

Figura 114 - Influência do fator de intensidade de tensão máximo ($K_{máx}$) sobre a relação entre a altura da estria H , e o espaçamento s , (H/s) na liga de alumínio AMS 7475-T7351 para quatro níveis de carregamento mensurados ($R=0,1$; $R=0,3$; $R=0,5$ e $R=0,7$).

Na **Figura 115** observa-se a dependência da morfologia da estria, H/s com R e as equações que correlacionam a morfologia da estria e a razão de carregamento, muito útil para a inferência de carregamento.

Figura 115 - Relação entre a razão da morfologia da estria, H/s e a razão de carregamento R , para a liga de alumínio AMS 7475-T7351.

Da tabela **Tabela XXXI** à **Tabela XXXIV** são mostrados os valores da variação do fator de intensidade de tensão e das cargas que foram inferidas analítica e fractograficamente para as razões de cargas 0,1, 0,3, 0,5 e 0,7 utilizando a técnica de Berkovits explanada no item 4.4.1. Detalhes da metodologia da técnica de inferência de carregamentos de Berkovits é explicada (para $R=0,1$) no trabalho de dissertação de Ruckert (2003). Utilizou-se a mesma metodologia da técnica, mas para razões de carregamentos positivas e diferentes de 0,1. Para isso, no cálculo da inferência de carregamento para determinada razão de carregamento, utilizou-se as curvas de Paris obtidas dos ensaios de da/dN vs. ΔK para esta razão de carregamento.

Tabela XXXI – Valores de carga (ΔP_{inf}) inferidos analiticamente por meio de medidas do espaçamento e altura interestrias em análise “post-mortem” da superfície de fratura do CP01.

Razão de carregamento	Nível	s ($\mu\text{m}/\text{ciclo}$)	a ^(a) (mm)	ΔK_{aplic} ($\text{MPam}^{1/2}$)	ΔK_{inf} ($\text{MPam}^{1/2}$)	ΔP_{aplic} (kN)	ΔP_{inf} (kN)	Erro ^(b) (%)
R = 0,1	N1	0,190	12,75	10,2	10,78	9,29	9,83	-5,81
	N2	0,444	22,71	15,7	14,27	8,70	8,81	-1,26
	N3	1,507	32,75	25,0	21,39	7,46	6,06	18,77

(a) Tamanho da trinca médio na região da fotofractografia.

(b) Erro relativo referente à medida de ΔP_{aplic} em relação ao ΔP_{inf} .

Tabela XXXII – Valores de carga (ΔP_{inf}) inferidos analiticamente por meio de medidas do espaçamento e altura interestrias em análise “post-mortem” da superfície de fratura do CP02.

Razão de carregamento	Nível	s ($\mu\text{m}/\text{ciclo}$)	a ^(a) (mm)	ΔK_{aplic} ($\text{MPam}^{1/2}$)	ΔK_{inf} ($\text{MPam}^{1/2}$)	ΔP_{aplic} (kN)	ΔP_{inf} (kN)	Erro ^(b) (%)
R = 0,3	N1	0,085	12,85	8,9	8,21	9,85	9,62	2,34
	N2	0,382	21,71	13,0	13,41	8,97	8,88	1,00
	N3	0,950	29,99	19,2	18,06	7,57	6,48	14,39

(a) Tamanho da trinca médio na região da fotofractografia.

(b) Erro relativo referente à medida de ΔP_{aplic} em relação ao ΔP_{inf} .

Tabela XXXIII – Valores de carga (ΔP_{inf}) inferidos analiticamente por meio de medidas do espaçamento e altura interestrias em análise “post-mortem” da superfície de fratura do CP03.

Razão de carregamento	Nível	s ($\mu\text{m}/\text{ciclo}$)	a ^(a) (mm)	ΔK_{aplic} ($\text{MPam}^{1/2}$)	ΔK_{inf} ($\text{MPam}^{1/2}$)	ΔP_{aplic} (kN)	ΔP_{inf} (kN)	Erro ^(b) (%)
R = 0,5	N1	0,066	12,96	7,2	6,25	7,91	7,23	8,59
	N2	0,286	21,61	10,7	10,40	7,62	6,88	9,71
	N3	0,633	30,48	16,2	13,71	6,25	4,68	25,12

(a) Tamanho da trinca médio na região da fotofractografia.

(b) Erro relativo referente à medida de ΔP_{aplic} em relação ao ΔP_{inf} .

Tabela XXXIV – Valores de carga (ΔP_{inf}) inferidos analiticamente por meio de medidas do espaçamento e altura interestrias em análise “post-mortem” da superfície de fratura do CP04.

Razão de carregamento	Nível	s ($\mu\text{m}/\text{ciclo}$)	a ^(a) (mm)	ΔK_{aplic} ($\text{MPam}^{1/2}$)	ΔK_{inf} ($\text{MPam}^{1/2}$)	ΔP_{aplic} (kN)	ΔP_{inf} (kN)	Erro ^(b) (%)
R = 0,7	N1	0,126	13,68	7,1	6,85	5,40	7,61	-40,92
	N2	0,165	23,47	8,9	7,48	3,96	4,38	-10,61
	N3	0,308	32,91	10,9	9,18	2,46	2,56	-4,07

(a) Tamanho da trinca médio na região da fotofractografia.

(b) Erro relativo referente à medida de ΔP_{aplic} em relação ao ΔP_{inf} .

Observando os valores dos erros calculados das inferências de carregamento das **Tabela XXXI** à **Tabela XXXIV** verificam-se os baixos valores encontrados e observa-se que há uma tendência de aumento do erro com o aumento da razão de carregamento e aumento da variação do fator de intensidade de tensão aplicado. Nota-se que o fator de intensidade de tensão inferido aproxima-se bastante do aplicado. Portanto os erros da inferência de carga podem ser resultado dos erros de medida do tamanho da trinca na superfície de fratura, passo este muito importante para o cálculo de ΔP conhecendo-se ΔK , utilizando-se a expressão da **Equação 41** obtida na norma ASTM E647-05.

A **Figura 116** mostra a dependência da carga aplicada em função da carga inferida pelo processo de parametrização proposta por Berkovits (1995) para as razões de carga R=0,1; 0,3; 0,5 e 0,7. É possível observar o aumento do erro relativo entre as cargas aplicadas e inferidas com o aumento de ΔK , com exceção de R=0,7. Nota-se também, uma tendência a maior dispersão entre os valores da carga aplicada e inferida quando se aumenta a razão de carregamento progressivamente. Esses erros podem ser explicados pela mudança da morfologia da estria com o aumento da razão de carregamento, ver gráfico da **Figura 115**.

(a)

(b)

(c)

(d)

Figura 116 – Gráfico que mostra a carga aplicada em função da carga inferida pelo processo de parametrização proposta por Berkovits, J.B (1995) para as razões de carga a) 0,1; b) 0,3; c) 0,5 e d) 0,7.

6.6 – ENSAIO DE PROPAGAÇÃO DE TRINCA POR FADIGA: AMPLITUDE VARIÁVEL DE CARREGAMENTO (HISTÓRIAS DE VÔOS)

A **Tabela XXXV** mostra uma comparação dos resultados compilados da vida em propagação de trinca, dada em vôos, a partir dos ensaios de amplitude variável utilizando as histórias de vôos simuladas do tipo Twist, mini-Twist, Falstaff e mini-Falstaff. Nesta tabela, também são mostrados os parâmetros das tensões principais de comando, $S_{m\acute{a}x}$ para a história Falstaff e mini-Falstaff e $S_{m\acute{e}d}$ para a história Twist e mini-Twist. Também estão incluídos os valores de tamanho da trinca no momento da ruptura do corpo de prova medido pela técnica da queda de potencial, $2a_{f_{queda}}$ e o tamanho médio da trinca medido fisicamente por um paquímetro, $2a_f$, após a ruptura. Em alguns casos foi difícil, as vezes impreciso, medir o exato valor de $2a_f$ devido à dificuldade de visualização da interface de fratura final e os blocos de vôos quando a trinca encontrava-se em propagação instável, ou seja, a medida do valor de $2a$ crítico.

Tabela XXXV - Comparação entre parâmetros de resultados de parâmetros dos vôos ensaiados.

Corpo de Prova (CP)	História de Vôo	$S_{m\acute{e}d}^{(a)}, m\acute{a}x^{(b)}$ (MPa)	$2a_{f_{queda}}$ (mm)	$2a_f$ (mm)	Vida (vôos)	Obs.
CP01	mini-Twist	80 (a)	73,52	74,22	9.370	-
CP02	-	-	-	-	-	CP de Calibração
CP03	mini-Twist	80 (a)	72,67	65,90	9.098	-
CP04	Falstaff	200 (b)	66,42	62,11	5.572	-
CP05	Falstaff	200 (b)	68,49	65,58	4.089	-
CP06	mini-Falstaff	200 (b)	63,73	61,63	5.229	-
CP07	Twist	80 (a)	66,13	63,49	2.936	-
CP08	mini-Falstaff	150 (b)	-	70,36	11.919	Perda Resultados

Obs. No CP08 alguns dados não foram compilados, pois durante o ensaio os resultados não foram gravados pelo microcomputador devido a um erro de programação.

Tabela XXXVI mostra os valores das cargas máximas, $P_{\max}$ e mínima, $P_{\min}$, aplicadas na sequência de vôos, obtidas após o processamento dos dados dos ensaios das quatro histórias de vôos simuladas aplicadas, realizadas no software Origin ProV7.5.

Tabela XXXVI - Valores das cargas máxima, média e mínima aplicadas durante os ensaios na sequência de vôos mini-Twist, Twist, mini-Falstaff e Falstaff.

Corpo de Prova (CP)	História de Vôo	$P_{\max}$ (kN)	$P_{\min}$ (kN)
CP01	mini-Twist	62,31	-14,45
CP02	ΔP constante	18,34	1,83
CP03	mini-Twist	62,27	-14,43
CP04	Falstaff	60,01	-16,20
CP05	Falstaff	59,58	-16,13
CP06	mini-Falstaff	60,27	-16,12
CP07	Twist	62,30	-19,40
CP08	mini-Falstaff	-	-

Obs. Os dados do ensaio do CP08 não foram gravados no microcomputador.

Sabendo-se que a carga média de comando da história de vôo do tipo Twist e mini-Twist é de 24 kN e a carga máxima de comando da história de vôo do tipo mini-Falstaff e Falstaff é de 60 kN e analisando-se os dados da **Tabela XXXV**, observa-se uma pequena dispersão entre os valores da carga de comando e de resposta da máquina MTS. Conclui-se que houve um excelente desempenho da máquina servohidráulica quando se realiza o acerto de ganho “tunning” concomitantemente utilizando o compensador. A resposta da máquina foi testada previamente, com forma de onda senoidal, sem que fossem realizados os procedimentos de ganho e do compensador ALC e a máquina não teve uma boa resposta, fazendo-se necessário adotar o procedimento acima descrito.

Os dados da **Tabela XXXVII** à **Tabela XLII** mostram os parâmetros principais para a construção das curvas Vôo vs. a e $d2a/dV_{\text{vôo}}$ vs. a como: pontos de carga reversa (sequência de cargas), vôo, tensão da queda de potencial da MTS, V/V_r , tamanho da trinca $2a$, tamanho da trinca interpolado $2a_i$, taxa de propagação da trinca $d2a/dV_{\text{vôo}}$.

Tabela XXXVII - Parâmetros de construção das curvas $d2a/dV_{\text{vão}}$ vs. a para o CP01 (mini-Twist).

Pontos de carga reversa	Vão	Queda		2a (mm)	$d2a/dV_{\text{vão}}$ (mm/Vão)	2a _i (mm)
		Potencial, V (V)	V/Vr			
15212	500	0,314017	1,01427	12,27	-	-
28820	1000	0,318247	1,02793	12,79	1,02193E-03	12,53
45086	1500	0,325498	1,05135	13,66	1,74206E-03	13,22
58670	2000	0,332548	1,07412	14,50	1,68177E-03	14,08
73340	2500	0,338792	1,09429	15,24	1,47978E-03	14,87
91602	3000	0,352892	1,13983	16,89	3,30758E-03	16,06
106406	3500	0,359941	1,16260	17,71	1,63620E-03	17,30
124885	4000	0,374444	1,20944	19,37	3,32902E-03	18,54
140097	4500	0,386529	1,24848	20,74	2,73627E-03	20,06
153705	5000	0,398614	1,28751	22,09	2,70181E-03	21,42
169971	5500	0,419764	1,35583	24,41	4,64522E-03	23,25
183555	6000	0,444136	1,43455	27,03	5,22218E-03	25,72
198225	6500	0,460854	1,48855	28,78	3,50110E-03	27,90
216487	7000	0,501743	1,62062	32,92	8,28502E-03	30,85
231291	7500	0,522892	1,68893	34,98	4,13055E-03	33,95
249770	8000	0,576269	1,86133	39,96	9,95535E-03	37,47
264982	8500	0,628840	2,03114	44,54	9,14792E-03	42,25
278590	9000	0,715049	2,30959	51,33	1,35896E-02	47,93
290013	9370	1,206922	3,89833	73,32	5,94430E-02	62,33

Obs. No ponto de carga reversa 290013 o CP rompeu.

Tabela XXXVIII - Parâmetros de construção das curvas $d2a/dV_{\text{vão}}$ vs. a para o CP03 (mini-Twist).

Pontos de carga reversa	Vão	Queda		2a (mm)	$d2a/dV$ (mm/Vão)	2a _i (mm)
		Potencial, V (V)	V/Vr			
15212	500	0,325297	1,01433	12,34		
28820	1000	0,330534	1,03066	12,92	1,16235E-03	12,63
45086	1500	0,338993	1,05704	13,91	1,96504E-03	13,41
58670	2000	0,347453	1,08342	14,88	1,94926E-03	14,39
73340	2500	0,354302	1,10478	15,66	1,56641E-03	15,27

91602	3000	0,370013	1,15377	17,44	3,55446E-03	16,55
106406	3500	0,377868	1,17826	18,32	1,75681E-03	17,88
124885	4000	0,394183	1,22913	20,12	3,60528E-03	19,22
140097	4500	0,406873	1,26870	21,50	2,76352E-03	20,81
153705	5000	0,419764	1,30890	22,89	2,77102E-03	22,20
169971	5500	0,441719	1,37736	25,21	4,63504E-03	24,05
183555	6000	0,467501	1,45775	27,86	5,30726E-03	26,53
198225	6500	0,484420	1,51051	29,56	3,40322E-03	28,71
216487	7000	0,530345	1,65371	34,02	8,91907E-03	31,79
231291	7500	0,554515	1,72908	36,28	4,50743E-03	35,15
249770	8000	0,616755	1,92315	41,78	1,10136E-02	39,03
264982	8500	0,686850	2,14172	47,47	1,13808E-02	44,63
278590	9000	0,863698	2,69317	59,42	2,38979E-02	53,45
281796	9098	1,202289	3,74895	72,68	1,35253E-01	66,05

Obs. No ponto de carga reversa 281796 o CP rompeu.

Tabela XXXIX - Parâmetros de construção das curvas $d2a/dV$ vs. a para o CP04 (Falstaff).

Pontos de carga reversa	Vôo	Queda		2a (mm)	$d2a/dV$ (mm/Vôo)	$2a_i$ (mm)
		Potencial, V (V)	V/Vr			
35966	200	0,28421	1,01358	12,28		
71932	400	0,28824	1,02794	12,82	2,69380E-03	12,55
107898	600	0,29287	1,04447	13,44	3,08394E-03	13,13
143864	800	0,29730	1,06027	14,02	2,93500E-03	13,73
179830	1000	0,30193	1,07679	14,63	3,05366E-03	14,33
215796	1200	0,30616	1,09188	15,19	2,77452E-03	14,91
251762	1400	0,31160	1,11127	15,90	3,54790E-03	15,54
287728	1600	0,31805	1,13426	16,73	4,17793E-03	16,32
323694	1800	0,32308	1,15221	17,38	3,24256E-03	17,06
359660	2000	0,32973	1,17592	18,23	4,25269E-03	17,81
395626	2200	0,33638	1,19963	19,08	4,22083E-03	18,66
431592	2400	0,34443	1,22836	20,09	5,07346E-03	19,59
467558	2600	0,35189	1,25494	21,02	4,65144E-03	20,56
503524	2800	0,36075	1,28654	22,12	5,47867E-03	21,57
539490	3000	0,37042	1,32102	23,30	5,91236E-03	22,71

575456	3200	0,38109	1,35910	24,59	6,45047E-03	23,95
611422	3400	0,39217	1,39861	25,91	6,60647E-03	25,25
647388	3600	0,40365	1,43955	27,26	6,75341E-03	26,59
683354	3800	0,41694	1,48696	28,80	7,70110E-03	28,03
719320	4000	0,43225	1,54155	30,55	8,70992E-03	29,67
755286	4200	0,44756	1,59615	32,25	8,54093E-03	31,40
791252	4400	0,46730	1,66654	34,41	1,07637E-02	33,33
827218	4600	0,49066	1,74987	36,88	1,23778E-02	35,64
863184	4800	0,51625	1,84110	39,50	1,31003E-02	38,19
899150	5000	0,54908	1,95819	42,73	1,61221E-02	41,11
935116	5200	0,59258	2,11335	46,76	2,01665E-02	44,74
971082	5400	0,66610	2,37555	52,95	3,09754E-02	49,86
1000599	5572	0,87740	3,12908	66,42	7,82836E-02	59,69

Obs. No ponto de carga reversa 1000599 o CP rompeu.

Tabela XL - Parâmetros de construção das curvas $d2a/dV_{\text{vôo}}$ vs. a para o CP05 (Falstaff).

Pontos de carga reversa	Vôo	Queda		2a (mm)	$d2a/dV$ (mm/Vôo)	$2a_i$ (mm)
		Potencial, V (V)	V/Vr			
35966	200	0,296292	1,02665	12,77	-	-
71932	400	0,303140	1,05038	13,66	4,42572E-03	13,21
107898	600	0,309183	1,07132	14,43	3,87895E-03	14,04
143864	800	0,314621	1,09016	15,13	3,46935E-03	14,78
179830	1000	0,322275	1,11668	16,10	4,84902E-03	15,61
215796	1200	0,330937	1,14670	17,18	5,43951E-03	16,64
251762	1400	0,339195	1,17531	18,21	5,13825E-03	17,70
287728	1600	0,348460	1,20742	19,35	5,70955E-03	18,78
323694	1800	0,358934	1,24371	20,63	6,38423E-03	19,99
359660	2000	0,370415	1,28349	22,01	6,91223E-03	21,32
395626	2200	0,383105	1,32746	23,52	7,53571E-03	22,77
431592	2400	0,397809	1,37841	25,24	8,59458E-03	24,38
467558	2600	0,414325	1,43564	27,13	9,47820E-03	26,19
503524	2800	0,432453	1,49845	29,17	1,01895E-02	28,15
539490	3000	0,453603	1,57174	31,49	1,16054E-02	30,33
575456	3200	0,478378	1,65758	34,14	1,32072E-02	32,81

611422	3400	0,506980	1,75669	37,08	1,47277E-02	35,61
647388	3600	0,544243	1,88580	40,75	1,83520E-02	38,92
683354	3800	0,597821	2,07145	45,70	2,47305E-02	43,22
719320	4000	0,695712	2,41064	53,72	4,01375E-02	49,71
733984	4088	0,950108	3,29213	68,49	1,67735E-01	61,11

Obs. No ponto de carga reversa 733984 o CP rompeu.

Tabela XLI - Parâmetros de construção das curvas $d2a/dV_{\text{vão}}$ vs. a para o CP06 (mini-Falstaff).

Pontos de carga reversa	vão	Queda		2a (mm)	$d2a/dV$ (mm/Vão)	$2a_i$
		Potencial, V (V)	V/Vr			
18012	200	0,30092	1,01082	12,18		
36024	400	0,30536	1,02573	12,74	2,79888E-03	12,46
54036	600	0,30959	1,03994	13,27	2,65477E-03	13,00
72048	800	0,31321	1,05210	13,72	2,26284E-03	13,49
90060	1000	0,31744	1,06631	14,25	2,63353E-03	13,98
108072	1200	0,32207	1,08186	14,82	2,86944E-03	14,53
126084	1400	0,32711	1,09879	15,44	3,10795E-03	15,13
144096	1600	0,33235	1,11639	16,09	3,21405E-03	15,76
162108	1800	0,33839	1,13668	16,82	3,68295E-03	16,45
180120	2000	0,34463	1,15764	17,58	3,78039E-03	17,20
198132	2200	0,35148	1,18065	18,40	4,12126E-03	17,99
216144	2400	0,35893	1,20568	19,29	4,44817E-03	18,85
234156	2600	0,36719	1,23342	20,27	4,89028E-03	19,78
252168	2800	0,37606	1,26322	21,31	5,20283E-03	20,79
270180	3000	0,38572	1,29567	22,43	5,60895E-03	21,87
288192	3200	0,39640	1,33154	23,66	6,13171E-03	23,05
306204	3400	0,40808	1,37078	24,98	6,62230E-03	24,32
324216	3600	0,41997	1,41072	26,31	6,65172E-03	25,65
342228	3800	0,43386	1,45737	27,85	7,65605E-03	27,08
360240	4000	0,44937	1,50947	29,53	8,40311E-03	28,69
378252	4200	0,46710	1,56903	31,41	9,41736E-03	30,47
396264	4400	0,48865	1,64142	33,64	1,11756E-02	32,53
414276	4600	0,51544	1,73141	36,34	1,34787E-02	34,99

432288	4800	0,54867	1,84303	39,56	1,60809E-02	37,95
450300	5000	0,59480	1,99798	43,79	2,11524E-02	41,67
468312	5200	0,67315	2,26117	50,35	3,28067E-02	47,07
479915	5229	0,87679	2,94521	63,73	1,11498E-01	57,04

Obs. No ponto de carga reversa 479915 o CP rompeu.

Tabela XLII - Parâmetros de construção das curvas $d2a/dV_{\text{vôo}}$ vs. a para o CP07 (Twist).

Pontos de carga reversa	carga	Vôo	Queda		2a (mm)	$d2a/dV$ (mm/Vôo)	2a _i (mm)
			Potencial, V (V)	V/Vr			
55420		250	0,299112	1,01912	12,49		
100870		500	0,305155	1,03971	13,26	3,08071E-03	12,87
147890		750	0,313816	1,06922	14,36	4,38183E-03	13,81
192600		1000	0,324491	1,10559	15,69	5,34642E-03	15,02
241520		1250	0,340605	1,16049	17,68	7,95681E-03	16,69
297310		1500	0,365984	1,24696	20,74	1,22545E-02	19,21
345490		1750	0,394183	1,34304	24,05	1,32183E-02	22,40
385710		2000	0,406470	1,38491	25,46	5,62858E-03	24,75
430600		2250	0,438697	1,49471	29,05	1,43852E-02	27,25
483320		2500	0,510202	1,73834	36,54	2,99650E-02	32,80
532710		2750	0,614136	2,09246	46,23	3,87540E-02	41,39
578187		2936	0,912241	3,10815	66,13	1,06989E-01	56,18

Obs. No ponto de carga reversa 578187 o CP rompeu.

Da **Figura 117** à **Figura 128** são exibidos os gráficos de $V_{\text{vôo}}$ vs. a e da taxa de propagação da trinca para amplitude variável de carregamento $da/dV_{\text{vôo}}$ vs. a para os seis corpos de prova ensaiados com as histórias de carga Twist, mini-Twist, Falstaff e mini-Falstaff. Observando-se os gráficos da taxa de propagação da trinca podem ser notados pontos de inflexão que ocorrem após ser aplicada uma sobrecarga e cujo efeito se dá pela desaceleração e posterior aceleração da trinca.

É possível observar também que a história de vôos simulados do tipo Twist e mini-Twist possuem maior número de pontos de inflexão e com uma amplitude mais acentuada comparada à história de vôo simulado do tipo Falstaff e mini-Falstaff. Este fato pode ser explicado, pois o vôo do tipo Twist e seu mini possuem maiores amplitudes de carregamentos

comparados ao Falstaff e seu mini apesar do vôo Falstaff ser mais severo em termos de número de cargas severas.

Observa-se também que a história de vôo simulado do tipo Twist possui um número muito menor de pontos de inflexão quando comparada à história de vôo simulado do tipo mini-Twist. Logo se conclui que ao suprimir os vôos de amplitudes menores ocorrem mais acelerações e desacelerações da trinca, portanto talvez este seja o motivo da diferença entre a vida em propagação entre os vôos.

Para a história de vôo simulado do tipo Falstaff e mini-Falstaff as acelerações e desacelerações da trinca são muito menores e em menor amplitude e também são parecidas comparativamente. Este fato pode explicar o fato da vida em fadiga para as duas histórias serem praticamente as mesmas.

Figura 117 - Gráfico dos resultados do ensaio realizado no CP01 (mini-Twist) evidenciando o tamanho da trinca, 2a, em função da seqüência de vãos aplicada. No final da curva notam-se os valores do tamanho da trinca e do número do vão na ruptura do CP.

Figura 118 - Gráfico da taxa de propagação da trinca em função do tamanho da trinca para o CP01 (mini-Twist).

Figura 119 - Gráfico dos resultados do ensaio realizado no CP03 (mini-Twist) evidenciando o tamanho da trinca, $2a$, em função da sequência de vãos aplicada. No final da curva notam-se os valores do tamanho da trinca e do número do vão na ruptura do CP.

Figura 120 - Gráfico da taxa de propagação da trinca em função do tamanho da trinca para o CP03 (mini-Twist).

Figura 121 - Gráfico dos resultados do ensaio realizado no CP04 (Falstaff) mostrando o tamanho da trinca, $2a$, em função da sequência de vôos aplicada. No final da curva notam-se os valores do tamanho da trinca e do número do vôo na ruptura do CP.

Figura 122 - Gráfico da taxa de propagação da trinca em função do tamanho da trinca para o CP04 (Falstaff).

Tamanho da Trinca vs. Vãos - CP05 - Faustaff

Figura 123 - Gráfico dos resultados do ensaio realizado no CP05 (Faustaff) onde evidencia o tamanho da trinca, $2a$, em função da sequência de vãos aplicada. Notam-se no final da curva os valores do tamanho da trinca e do número do vão na ruptura do CP.

$d2a/dVão$ vs. $2a_i$ - CP05 - Faustaff

Figura 124 - Gráfico da taxa de propagação da trinca em função do tamanho da trinca para o CP05 (Faustaff).

Tamanho da Trinca vs. Vãos - CP06 - mini-Faustaff

Figura 125 - Gráfico dos resultados do ensaio realizado no CP06 (mini-Falstaff) mostrando o tamanho da trinca, $2a$, em função da seqüência de vãos aplicada. No final da curva notam-se os valores do tamanho da trinca e do número do vão na ruptura do corpo de prova.

$d2a/dVão$ vs. $2a_i$ - CP06 - mini-Faustaff

Figura 126 - Gráfico da taxa de propagação da trinca em função do tamanho da trinca para o CP06 (mini-Falstaff).

Tamanho da Trinca vs. Vôos - CP07 - Twist

Figura 127 - Gráfico dos resultados do ensaio realizado no CP07 (Twist) que mostra o tamanho da trinca, $2a$, em função da seqüência de vôos aplicada. Notam-se no final da curva os valores do tamanho da trinca e do número do vôo na ruptura do corpo de prova.

$d2a/dVôo$ vs. $2a_i$ - CP07 - Twist

Figura 128 - Gráfico da taxa de propagação da trinca em função do tamanho da trinca para o CP07 (Twist).

Figura 129 - Gráfico que mostra o tamanho da trinca, $2a$, em função da sequência de vãos aplicada para os sete corpos de prova ensaiados em amplitude variável de carregamento.

Observando-se o gráfico da **Figura 129** conclui-se que na maioria dos casos, a vida da propagação da trinca de fadiga sob a história de voo simulado do tipo mini-Twist foi consideravelmente maior quando comparada à história de voo do tipo Twist, portanto aparentemente ciclos de baixa amplitude podem contribuir de forma considerável ao dano em fadiga.

Observa-se também que na maioria dos casos a vida de propagação de trinca de fadiga, sob a história de voo simulado do tipo mini-Falstaff foi aproximadamente o mesmo que do tipo Falstaff, portanto aparentemente os ciclos de baixa amplitude não contribuem de forma considerável ao dano em fadiga.

Nota-se que a vida de propagação de trinca por fadiga foi aproximadamente à mesma comparando as duas histórias de voo simulado do tipo mini-Twist ensaiadas (CP1 e CP03). Todavia comparando as histórias de voo simulado do tipo Falstaff foi encontrada uma diferença significativa entre as vidas em propagação. Este fato pode ser explicado, pois para o CDP 05 foi realizado um novo ajuste do ganho “tunning” melhorando e conseqüentemente

alterando as características da onda de comando e resposta. Este fato pode ser observado após análise do espectro de comando e resposta do espectro do CP04 e do CP05 onde é possível observar diferenças em alguns trechos significativas. Conclui-se que é de suma importância que seja realizado o ajuste do ganho para cada novo ensaio.

6.6.1 – ANÁLISE FRACTOGRÁFICA

Nas imagens da **Figura 130** são observadas macroscopicamente as superfícies de fratura por fadiga de oito corpos de prova ensaiados após a fratura, sendo que o CP02 foi submetido a carregamento constante (utilizado para a calibração) e os demais, CP01, CP03, CP04, CP05, CP06, CP07 e CP08 submetidos a carregamentos de amplitude variável (vãos simulados). Analisando-se estas superfícies de fratura observa-se com clareza marcas pronunciadas evidenciando marcações de blocos de vão (cargas marcadoras) espaçando-se gradativamente com a propagação da trinca.

Comparando os corpos de prova pode-se também observar os distintos padrões de marcações devido às distintas histórias de vão simuladas empregadas. A seta vermelha da **Figura 130a** mostra a região do final da propagação estável da trinca por fadiga e o tunelamento, logo após ocorrendo a fratura oblíqua (45°).

(a)

(b)

Figura 130 – Fotofractografia ilustrando as bandas de cargas marcadoras de vôos mais severos aplicados em sete corpos de prova do tipo M(T). O CP02 não possui marcações, pois foi submetido à ensaio de fadiga de amplitude constante de carregamento (CP de Calibração). A imagem b) mostra uma ampliação do lado esquerdo da imagem a) para facilitar a visualização das cargas marcadoras.

Na **Figura 131** observa-se uma montagem de imagens, obtidas em MEV, que mostra a superfície de fratura de um dos lados do corpo de prova CP05 utilizado para análise fractográfica. Esta imagem apresenta um comprimento de trinca na fratura (a_f) de 30,2 mm de fratura, medidos em um analisador digital de imagem, constituindo, portanto, quase a totalidade da fratura ($2a_f = 65,58$ mm).

Nota-se a mudança na morfologia da superfície de fratura com o aumento da taxa de propagação da trinca por fadiga, esquerda para direita, tornando-se mais instável com micro-disparos e rasgamentos próximo ao final de fratura. Foi observado que a partir da metade do

tamanho total de fratura a superfície torna-se mais “empanquecada” com regiões de coalescência de microvazios cisalhadas dificultado a visualização das marcações dos blocos de cargas marcadoras e às vezes impossibilitando a identificação dos vãos mais severos.

Figura 131 – Fotomontagem da superfície de fratura do corpo de prova CP05 obtida em MEV evidenciando as diferentes morfologias de fratura com o aumento da taxa de propagação da trinca por fadiga. A seta mostra a região da nucleação da trinca (rasgo usinado por eletroerosão).

A **Figura 132** mostra uma fotomontagem da superfície de fratura do CP05 obtida em MEV mostrando o perfil de quase a total extensão da fratura. Este perfil foi utilizado para a identificação dos vãos 32 e 173 mais severos da história de carregamento Falstaff e na medida do incremento de trinca δa entre os vãos 173. Para a visualização do perfil da **Figura 132** foi necessária a diminuição de 90% do tamanho total da fotomontagem. A partir desta fotomontagem é possível observar que as imagens não foram obtidas em uma mesma direção (perfil irregular), pois foram sendo escolhidas as regiões das melhores marcações na superfície de fratura para posterior reconhecimento dos vãos.

Figura 132 – Fotomontagem da superfície de fratura do CP05 obtida em MEV evidenciando o perfil de quase a totalidade da extensão da fratura (86 fotos).

As imagens da **Figura 133** mostram em diferentes aumentos a morfologia de fratura da região do quadrado pontilhado branco (início de fratura), da **Figura 131**, evidenciando os contornos dos grãos, empanquecamento dos grãos, a orientação de texturização (T-L) e as marcações dos vãos mais severos aplicados na superfície de fratura do corpo de prova. É

possível notar que as marcações são impressas com tunelamentos localizados em cada grão, com diferentes orientações e planos de propagação e isto ocorre possivelmente devido à grande texturização do material, típica da morfologia da fratura na orientação T-L. Analisando a **Figura 134** são observadas estrias de fadiga de amplitude variável de carregamento com os diferentes espaçamentos inter-estrias e distintas alturas das mesmas.

Figura 133 – Aspecto da superfície de fratura obtida em a) MEV e b) FEG da região do quadrado pontilhado branco da **Figura 131** mostrando um tunelamento localizado em cada grão com diferentes orientações de propagação.

(a)

(b)

(c)

Figura 134 – Aspecto da superfície de fratura obtida em FEG de uma região do início da fratura que mostra com distintos aumentos de a) 2000X, b) e c) 8000X detalhes da morfologia das estrias de fadiga resultantes da aplicação de carregamento de amplitude variável.

A **Figura 135** evidencia o aspecto da superfície de fratura da região do quadrado pontilhado amarelo da **Figura 131** (meio da fratura) em distintos aumentos originais mostrando os diferentes espaçamentos e alturas entre as estrias de fadiga geradas pelos vôos simulados. Nota-se que carregamentos mais severos geram marcações mais acentuadas com vales mais profundos. Este tipo de morfologia pode ser observado também na **Figura 134a** e **b**.

(a)

(b)

(c)

(d)

Figura 135 – Aspecto da superfície de fratura da região do quadrado pontilhado amarelo (meio da fratura) da **Figura 131**, em vários aumentos, mostrando os diferentes espaçamentos entre as cargas marcadoras (vãos simulados) e distintas alturas dessas marcações. a) 100X, b) 200X, c) 500X, d) 1000X, e) 3000X e f) 5000X

A **Figura 136** mostra o aspecto da superfície de fratura da região do quadrado pontilhado vermelho (próximo ao início da região III de propagação) da **Figura 131** mostrando uma morfologia de fratura de rasgamento típica da região de disparo da trinca com coalescência de microvazios cisalhados. Há uma grande dificuldade de visualização das marcações advindas dos vãos e principalmente a impossibilidade de identificar os blocos de cargas mais severos. Com isto, surge a conseqüente impossibilidade de adquirir pontos para a construção do gráfico de propagação de trinca por fadiga em amplitude variável de carregamento $d2a/dv\text{vão}$ vs. a .

A dificuldade de se observar as marcações dos vãos tornou-se maior a partir da metade do total de comprimento da fratura, devido ao aumento a variação do fator de intensidade de tensão e da taxa de propagação da trinca.

É possível também notar a presença de trincas secundárias na direção da laminação (perpendicular à superfície de fratura) que se encontram nos contornos de grão, situação típica da região de disparo da trinca.

Figura 136 – Aspecto da superfície de fratura da região do quadrado pontilhado vermelho (próximo ao fim da fratura) da **Figura 131**. Observa-se uma morfologia de fratura de rasgamentos típica da região de disparo da trinca com a presença de uma fratura de coalescência de microvazios cisalhados.

A **Figura 137** mostra a identificação dos vãos mais severos na superfície de fratura do CP05 para uma seqüência de aproximadamente 200 vãos aplicados. Os vãos 32 e 173 são os mais severos do espectro aplicado, logo, são os que mais marcaram a superfície de fratura. Observando-se a **Figura 137** e o gráfico da **Figura 83** pode-se reconhecer os picos de cargas do espectro aplicado Falstaff impressas na superfície de fratura e concomitantemente observar o incremento de trinca entre os vãos, δa .

Esta metodologia fractográfica foi utilizada para a construção do gráfico da taxa de propagação da trinca como função do número de vãos em função do tamanho da trinca ($d2a/dv\text{vão}$ vs. a). Apenas o vão 173 foi analisado e utilizado para obter a curva mencionada acima.

Figura 137 – Fotomontagem de duas imagens fractográficas sequenciais onde se identificam os vãos mais severos na superfície de fratura do CP05 para uma sequência de 200 vãos aplicados.

O gráfico da **Figura 138** ilustra o gráfico da taxa de propagação da trinca em função do número de vãos, $d2a/dv_{\text{vão}}$ em função do tamanho da trinca, $2a$ obtido após reconhecimento e análise do vão 173 na superfície de fratura do CP05.

d2a/dVôo vs. 2a - CP05 - Faustaff (Fractográfico)

Figura 138 – Gráfico da taxa de propagação da trinca em função do tamanho da trinca obtido após reconhecimento e análise do vôo 173 na superfície de fratura do CP05.

O gráfico da **Figura 139** mostra uma superposição dos dados do ensaio do vôo simulado do tipo Falstaff e dos dados fractográficos da taxa de propagação da trinca em função do tamanho da trinca, para o CP05. A superposição das curvas indica que foi possível uma reconstituição satisfatória da taxa de propagação da trinca por fadiga de vôo simulado tipo Falstaff (amplitude variável) por meio de medidas realizadas em imagens obtidas por MEV de marcações na superfície de fratura dos vôos mais severos. Portanto foram mostradas a eficácia da metodologia empregada e a importância do seu uso. Isto porque, a partir de observações e medidas da superfície de fratura de um corpo de prova ou componente fraturado é possível, desde que se conheça o espectro de carregamento empregado, determinar a curva da taxa de propagação da trinca por fadiga e juntamente com técnicas analíticas inferir a vida de nucleação da trinca. Esta constitui uma técnica de suma importância na correção de programas de previsão de vida em amplitude variável (NASGRO) como na mudança, ou seja, reprojeção de componentes.

$d2a/dVôo$ vs. $2a$ - CP05 - Faustaff

Figura 139 – Curvas superpostas dos dados do ensaio do vôo simulado do tipo Falstaff e dos dados fratógráficos da taxa de propagação da trinca em função do tamanho da trinca obtidas para o CP05.

7 - CONCLUSÕES

- ⇒ Analisando os dados dos espaçamentos interestrias pode-se concluir que quanto maior a razão de carregamento e maior a variação do fator de intensidade de tensão, maior é a dispersão entre os valores de da/dN e s . A explicação deste fato é que quanto maior o valor de ΔK mais estes valores se afastam da faixa de correlação 1:1 entre da/dN e s (0,1 a 1 $\mu\text{m}/\text{ciclo}$) aumentando o erro relativo. A faixa de proporcionalidade foi avaliada por Broek (1969), Masuda (1980) e Ruckert (2003). Ainda, quanto maior o valor de R há uma mudança na morfologia da estria, com o aumento progressivo da altura da estria, H e aumento em menor proporção do valor do espaçamento da estria, s .
- ⇒ A razão de carregamento 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 aumento do valor da razão de carregamento R , e não sofre influência com fator de intensidade de tensão máxima $K_{\text{máx}}$.
- ⇒ Avaliando os resultados da inferência de carregamento observou-se um aumento do erro relativo entre as cargas aplicadas e inferidas com o aumento de ΔK . Nota-se também uma tendência para maior dispersão entre os valores da carga aplicada e inferida quando se aumenta a razão de carregamento progressivamente. Esses erros podem ser explicados pelo fato da mudança da morfologia da estria com o aumento da razão de carregamento.
- ⇒ Na maioria dos casos a vida da propagação da trinca de fadiga sob a história de voo simulado do tipo mini-Twist foi consideravelmente maior quando comparada à história de voo do tipo Twist, portanto aparentemente ciclos de baixa amplitude podem contribuir de forma considerável ao dano em fadiga. Este fato não ocorreu com o espectro de voo simulado do tipo mini-Falstaff onde a vida de propagação foi aproximadamente o mesmo que do tipo Falstaff, portanto para este tipo de voo pode-se suprimir os vãos com menores amplitudes que a não altera a vida de propagação em fadiga.

- ⇒ Dos gráficos da taxa de propagação da trinca ($d2a/dvôo$) em função do tamanho da trinca (velocidade da trinca) podem ser notados pontos de inflexão que ocorrem após a aplicação de uma sobrecarga e cujo efeito se dá possivelmente pela desaceleração e posterior aceleração da trinca.
- ⇒ As histórias de vôos simulados do tipo Twist e mini-Twist possuem maior número de pontos de inflexão e com uma amplitude mais acentuada comparada à história de vôo simulado do tipo Falstaff e mini-Falstaff. Este fato pode ser explicado, pois o vôo do tipo Twist e seu mini possuem maiores amplitudes de carregamentos comparados ao Falstaff e seu mini apesar do vôo Falstaff ser mais severo em termos de número de cargas severas.
- ⇒ A história de vôo simulado do tipo Twist possui um número muito menor de pontos de inflexão quando comparada à história de vôo simulado do tipo mini-Twist. Logo conclui-se que ao suprimir os vôos de amplitudes menores ocorrem mais acelerações e desacelerações da trinca e talvez este seja o motivo da diferença entre a vida em propagação destes vôos.
- ⇒ Para a história de vôo simulado do tipo Falstaff e mini-Falstaff as acelerações e desacelerações da trinca são muito menores e em menor amplitude, além de serem parecidas comparativamente. Isto pode explicar o fato da vida em fadiga para as duas histórias serem praticamente as mesmas.
- ⇒ A partir das análises da superfície de fratura do CP05 foi possível concluir que carregamentos mais severos geram marcações mais acentuadas com vales mais profundos. Observou-se mudança da morfologia de fratura com o aumento da taxa de propagação da trinca por fadiga o que a torna mais instável com micro-disparos e rasgamentos próximo ao final de fratura. Foi observado também que a partir da metade do tamanho total de fratura a superfície torna-se mais “empanquecada” com regiões de coalescência de microvazios cisalhadas, o que dificulta a visualização das marcações dos blocos de cargas marcadoras, e às vezes impossibilitando identificar os vôos mais severos.
- ⇒ A dificuldade de se observar as marcações dos vôos se tornou mais intensa a partir da metade do total de comprimento da fratura, devido ao aumento da variação do fator de

intensidade de tensão e da taxa de propagação da trinca, o que contribui para a ocorrência de maior porcentagem de rasgamento dúctil.

- ⇒ Após a análise da superposição das curvas de $d2a/dv_{\text{vôo}}$ obtida pela máquina e $d2a/dv_{\text{vôo}}$ obtida fractograficamente, conclui-se que foi possível uma satisfatória reconstituição da taxa de propagação da trinca por fadiga de um vôo simulado do tipo Falstaff por meio de medidas realizadas em imagens obtidas por MEV de marcações na superfície de fratura dos vôos mais severos.

8 - BIBLIOGRAFIA

Agard (1984) Conf. Proc. No. 376 on “*Fatigue Crack Topography*”, Siena, Italy

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

Berkovitz, J.B., (1995) “*Estimation of Loads Conducting to Mechanical Failures*”, *Eng Failure Analysis*, Vol. 2, pp 100-200.

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

Broek, D., (1969), “The Effect of Intermetallics Particles on Fatigue Crack Propagation in Aluminum Alloys”, **Fracture 1969**, pp. 754–764, Chapman and Hall. Proceedings of the 2nd International Conference on Fracture

Cardoso, K.R.; Rodrigues, C.A.D.; Botta F,W.J. (2004) “*Processing of Aluminum Alloys Containing Titanium Addition by Mechanical Alloying*”. *Materials Science & Engineering A* 375-377 1201-1205.

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.

De Rijck, J.J.M. (1998) “*Crack Interaction of Oblique Part-Elliptical Through Cracks*”, MS.

De Rijck, J.J.M, S.A. Fawaz., (2002) “*Stress Intensity Factors Solutions for Countersunk Holes Subjected to Tension, Bending and Pin Loading*”.), Sixth Joint NASA Conference on Aging Aircraft.

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

Elber, W (1970), “*Fatigue Crack Closure Under Cyclic Tension*”, Engineering Fracture Mechanics, Vol. 2, pp,37-45.

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

Elber, W., (1971), “*The Significance of Fatigue Crack Closure*”. ASTM **STP 486**, pp.230-242.

Fawaz, S.A. (1997), “*Fatigue Crack Growth in Riveted Joints*”, Diss. Delft University of Technology, Delft University Press.

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

Forman, R.G., e Mettu (1992), S.R. “*Behavior of Surface and Corner Cracks Subjected to Tensile and Bending Loads in Ti-6Al-4V Alloy*” Fracture Mechanics: Twentysecond Symposium, Vol.**I**, ASTM STP 1131, H.A. Ernst, A. Saxena e D. L. McDowell, eds, American Society for Testing and Materials, Filadélfia, pp. 519-546.

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

Furukawa, Katsuaki (2000). “*Method for Estimating Service Loading From Striation Width an Height*” National Research Institute of Police Science, Japão.

Führung H. (1977) “*Berechnung Von Elestisch-Plastischen Beanspruchungsabläufen in Dugdale-Riss Scheiben Mit Rissuferkontakt auf der Grundlage nicht-linearer Schwingbruchmechanik*”. Institut für Statik und Stahlbau, No. **30**, TH Darmstadt, Germany.

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

Harris, Charles E., Piascik, Robert S., Newman Jr *, James C., (2000) “*A Practical Engineering Approach Predicting Fatigue Crack Growth in Riveted Lap Joints*” *Center of Excellence in Structures and Materials, Nasa, Hampton, USA.

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

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

Jono, M. Song, J. Mikami, S e Ohgaki, M (1984), “*Fatigue Crack Growth and Crack Closure Behavior of Structural Materials*” J. Soc. Mater. Sci. Vol. **33**, pp 468-474.

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

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

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

Kitsunai, Y e Maeda, Y (1983), “*Fatigue Failure Análisis of Machina Parts by Jeans of Fractographic*”. J. Soc. Mater. Sci.Vol. **32**, pp 431-436.

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

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

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

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

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

McEvily, A.J., Yang, Z (1988). “*On Crack Closure in Fatigue Crack Growth*” Failure Analysis-Theory and Practice, Vol II, 1231-1248 (EMAS).

McEvily, A.J.; Ritchie, R.O (1988) “*Crack closure and the fatigue crack propagation threshold as a function of load ratio*”. Fatigue Fracture. Eng. Mater. Struct., Vol. **21**, pp 847-855.

McMillan, J.C. e Pelloux, R.M. N., (1970) Eng.Fract.Mech., Vol.**2**, pp 81-84.

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

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

Miller, G.A., (1968), “*The Dependence of Fatigue-Crack Growth Rate on the Stress Intensity Factor and the Mechanical Properties of Some High-Strength Steels*” *Transactions of ASM* **61**, 442–448.

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

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

MIL-HDBK-5H (1998) “Metallic Materials and Elements for Aerospace Vehicle Structures” – Military Handbook.

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.

Murakami, Yuhitara, Shiraishi, Nobuhiko e Furukawa, Katsuaki (1990). “*Estimation of Service Loading From the Width and Height of Fatigue Striations of 2017-T4 Al Alloy*”. Faculty of Engineering, Kyushu University, Japão.

Nedbal, I., Siegl, J. and Kunz, J., (1994), “*Relation Between Striation Spacing and Fatigue Crack Growth Rate in Al-Alloy Sheets*”, *Basic Mechanics in Fatigue of Metals*, Elsevier Science. ICF 7. Advances in Fracture Research. Vol. 5; Houston, Texas; USA; 20-24 Mar. 1989. pp. 3483-3491 (1989).

Newman Jr , James C; Harris, C. E.; James, M.A and Shivakumar, K.N, (1997) “*Fatigue-Life Prediction of Riveted Lap Joints using Small-Crack Theory*” *Fatigue in New and Ageing Aircraft*, R. Cook and P. Poole, (eds), EMAS Publishing, pp 523-552.

Newman J.C. Jr. (1976) “A *Finite-Element Analysis of Fatigue Crack Closure*”. ASTM *STP 590*, pp.281-301.

Newman J.C. Jr (1981) “A *Crack Closure Model for Predicting Fatigue Crack Growth Under Aircraft Spectrum Loading*”. ASTM *STP 748*, pp. 53-84.

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

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

NLR (National Aerospace Laboratory), Laboratorium Fur Betriebsfestigkeit Darmstadt German Federal Republic and Nationaal Lucht – En Ruimtevaartlaboratorium, Amstardan Netherlands

Ong, J.H. (1993). “In *Evaluation of Existing Methods for the Prediction of Axial Fatigue Life from Tensile Data*”. International Journal of Fatigue, Vol. 15, n.1, p.13-19, January.

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

Paris. P e F. Edorgan (1963) “*Critical Analysis of Crack Propagation Laws*”. Trans. Am. Soc. Min. Engrs Vol. 85D, 528-534.

Pártl, O. e Shijve, J. (1990) “*Reconstitution of Crack Growth from Fractographic Observations after Flight Simulation Loading*” International Journal of Fatigue Vol.12 No.3. pp 175-183.

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

Ritchie, R. O.;Rao, K.T.V. (1996) “ *Cyclic fatigue-crack growth in toughened ceramics and intermetallics at ambient and elevated temperatures*”. ECF-11 Mechanisms and Mechanics of

Damage and Failure, Proceedings of the Eleventh European Conference on Fracture Vol. **I**, pp 53-69.

Rofle, S.T. and Barsom, J.M. (1997). “*Fracture and Fatigue Control in Structures: Application of Fracture Mechanics*”, Prentice-Hall, Englewood Clifs.

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 2003.

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

Ruckert, C.O.F.T, Diss. (2003) “*Correlação de Estrias de Fadiga com Espectro de Cargas em Liga de AL Aeronáutica AMS 7475 T7351* ” USP – São Carlos – SP.

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

Saxena, A. and Hudak, S.J. Jr (1978) “Review and Extension of Compliance Information for Common Crack Growth Specimens”, International Journal of Fracture, Vol. **14**, No. 5, October.

Schijve, J (1985) “*The Significance of Flight-Simulation Fatigue Tests*” Proc 13th ICAF Symp. On Durability and Damage Tolerance in Aircraft Design, PISA, Italy (EMAS,Warley,UK) pp 71-170.

Schijve, J (1987) “*Fatigue Crack Growth Predictions for Variable Amplitude and Spectrum Loading*” Proc Int Conf Fatigue **87**, Charlottesville, USA (EMAS,Warley,UK) Vol III, pp 1685-1721.

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

Schijve, J. Vlutters, A.M., Ichsan, e Provó Kluit, J.C (1985), “*Crack Growth in Aluminium Alloy Sheet Material under flight-simulation Loading*”, International Journal Fatigue 7 No.3 127-136.

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

Siegl, J; Schijve, J; Padamadinata, U.H (1991), “*Fractographic Observations and Predictions on Fatigue Crack Growth in a Aluminium Alloy Under MiniTWIST Flight-Simulation Loading*” International Journal of Fatigue 13 No.2 pp 139-147

Spinelli, D. ; Williams, T.R.G. (1978) “Efeito do tratamento termomecânico na resistência à fadiga da liga de alumínio RR58”. Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais, 3, Rio de Janeiro, dez. 1978. Anais. São Paulo, ABM, 1978, p. J.12.1 - 12.11.

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

Su, J-Q.;Nelson, T.W.;Mishra,R.;Mahoney,M. (2003) “*Microestructural Investigation of Friction Stir Welded 7050-T761 aluminium*”. Acta Materialia Vol. 51, pp 713-729.

Tarpani, J. R., Ruckert., C. O. F. T., Silva, R. V.; Bose Filho, W. W.; Spinelli, D, Rosato Júnior, A., Pereira, R. N. “Quantitative Fractography Applied to Fatigue Life Estimations – A Case Study”. Recent Developments in The Modelling of Rupture of Solids, Engineering Failure Analyses (EFA 2004). Vol 11 Págs. 547-229.

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

Vasudevan, A.K.; Sadananda, K; Louat, N (1994) “A review of crack closure, fatigue crack threshold and related phenomena” Mater.Sci.Eng.A, Vol. **188A**, pp 1-22.

Vasudevan, A.K.; Suresh, S (1982) “*Influence of corrosion deposits on near-threshold fatigue crack growth behavior in 2xxx and 7xxx series Al alloys*”. Metall.Trans. A, Vol. **13A (12)**, pp 2271-2280.

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.

Wei, R.P., and Brazill, R.L. (1981), “*An Assessment of A-C and D-C Potencial Systems for Monitoring Fatigue Crack Growth, Fatigue Crack Growth Measurement and Data Analysis*”, ASTM STP **738**, S.J. Hudak, Jr. and R.J. Bucci, Eds., American Society for Testing and Materials, pp. 103-119.

Willard, S.A (1997) “*Use of Marker Bands for Detemination of Fatigue Crack Growth Rates and Crack Front Shapes in Pre-Corroded Coupons*” Lockheed Martin Engineering and Sciences Services, Hampton, Virginia

Zhang, S, Marissen,K. Schulte, K.K. Trautmann, H. Nowack e Schijve (1987) “*Crack Propagation Studies on Al 7475 T7351 on The Basis of Constant Amplitude and Selective Variable Amplitude Loading Histories*”. Fatigue Fracture. Engng Materials Struct. Vol **10**, No.4, pp 315-332.

ANEXO I

Tabela onde evidencia o número de cargas reversas em função da sequência de vôos. Também foi relacionado à carga e a tensão máxima aplicada.

Vôo	Nº Cargas Reversas	Σ Cargas Reversas	P _{máx}	S _{máx}
1	70	70	20,77	69,24
2	430	500	33,03	110,11
3	114	614	47,74	159,14
4	430	1044	42,84	142,79
5	70	1114	25,68	85,59
6	114	1228	50,19	167,31
7	114	1342	45,29	150,97
8	114	1456	42,84	142,79
9	70	1526	23,22	77,42
10	114	1640	47,74	159,14
11	70	1710	23,22	77,42
12	114	1824	52,65	175,48
13	114	1938	42,84	142,79
14	114	2052	45,29	150,97
15	70	2122	25,68	85,59
16	114	2236	40,39	134,62
17	70	2306	23,22	77,42
18	114	2420	45,29	150,97
19	114	2534	37,93	126,45
20	114	2648	40,39	134,62
21	70	2718	37,93	126,45
22	114	2832	52,65	175,48
23	70	2902	35,48	118,28
24	312	3214	45,29	150,97
25	114	3328	55,10	183,66
26	312	3640	55,10	183,66
27	70	3710	25,68	85,59
28	114	3824	42,84	142,79
29	70	3894	33,03	110,11
30	312	4206	47,74	159,14
31	114	4320	52,65	175,48
32	560	4880	60,00	200,00
33	70	4950	33,03	110,11

34	312	5262	55,10	183,66
35	70	5332	28,13	93,76
36	560	5892	50,19	167,31
37	312	6204	50,19	167,31
38	70	6274	30,58	101,93
39	188	6462	42,84	142,79
40	312	6774	52,65	175,48
41	188	6962	37,93	126,45
42	70	7032	37,93	126,45
43	312	7344	42,84	142,79
44	70	7414	30,58	101,93
45	188	7602	37,93	126,45
46	560	8162	42,84	142,79
47	188	8350	33,03	110,11
48	70	8420	33,03	110,11
49	70	8490	28,13	93,76
50	70	8560	28,13	93,76
51	188	8748	33,03	110,11
52	70	8818	47,74	159,14
53	70	8888	28,13	93,76
54	70	8958	47,74	159,14
55	430	9388	40,39	134,62
56	70	9458	33,03	110,11
57	70	9528	20,77	69,24
58	70	9598	28,13	93,76
59	430	10028	37,93	126,45
60	70	10098	42,84	142,79
61	70	10168	25,68	85,59
62	70	10238	45,29	150,97
63	430	10668	33,03	110,11
64	70	10738	30,58	101,93
65	70	10808	45,29	150,97
66	70	10878	25,68	85,59
67	430	11308	45,29	150,97
68	70	11378	42,84	142,79
69	70	11448	30,58	101,93
70	70	11518	40,39	134,62
71	430	11948	35,48	118,28
72	70	12018	30,58	101,93

73	70	12088	37,93	126,45
74	70	12158	30,58	101,93
75	182	12340	42,84	142,79
76	70	12410	35,48	118,28
77	182	12592	42,84	142,79
78	188	12780	40,39	134,62
79	70	12850	30,58	101,93
80	188	13038	35,48	118,28
81	182	13220	55,10	183,66
82	70	13290	37,93	126,45
83	182	13472	47,74	159,14
84	188	13660	40,39	134,62
85	70	13730	35,48	118,28
86	188	13918	42,84	142,79
87	348	14266	45,29	150,97
88	70	14336	33,03	110,11
89	348	14684	45,29	150,97
90	188	14872	40,39	134,62
91	188	15060	30,58	101,93
92	188	15248	35,48	118,28
93	114	15362	42,84	142,79
94	188	15550	30,58	101,93
95	114	15664	47,74	159,14
96	430	16094	40,39	134,62
97	188	16282	33,03	110,11
98	430	16712	45,29	150,97
99	114	16826	50,19	167,31
100	188	17014	33,03	110,11
101	114	17128	50,19	167,31
102	430	17558	33,03	110,11
103	188	17746	37,93	126,45
104	430	18176	33,03	110,11
105	114	18290	45,29	150,97
106	188	18478	33,03	110,11
107	114	18592	42,84	142,79
108	430	19022	40,39	134,62
109	430	19452	30,58	101,93
110	114	19566	47,74	159,14
111	430	19996	40,39	134,62

112	114	20110	52,65	175,48
113	430	20540	40,39	134,62
114	70	20610	40,39	134,62
115	114	20724	50,19	167,31
116	430	21154	37,93	126,45
117	114	21268	37,93	126,45
118	70	21338	47,74	159,14
119	430	21768	33,03	110,11
120	70	21838	35,48	118,28
121	114	21952	45,29	150,97
122	312	22264	45,29	150,97
123	70	22334	40,39	134,62
124	70	22404	40,39	134,62
125	312	22716	52,65	175,48
126	312	23028	50,19	167,31
127	182	23210	42,84	142,79
128	182	23392	45,29	150,97
129	560	23952	50,19	167,31
130	560	24512	55,10	183,66
131	182	24694	40,39	134,62
132	182	24876	47,74	159,14
133	70	24946	28,13	93,76
134	70	25016	28,13	93,76
135	182	25198	45,29	150,97
136	348	25546	47,74	159,14
137	70	25616	25,68	85,59
138	70	25686	28,13	93,76
139	348	26034	45,29	150,97
140	70	26104	47,74	159,14
141	114	26218	40,39	134,62
142	70	26288	28,13	93,76
143	70	26358	30,58	101,93
144	114	26472	52,65	175,48
145	70	26542	37,93	126,45
146	70	26612	42,84	142,79
147	114	26726	40,39	134,62
148	70	26796	30,58	101,93
149	70	26866	40,39	134,62
150	114	26980	47,74	159,14

151	70	27050	37,93	126,45
152	70	27120	35,48	118,28
153	114	27234	40,39	134,62
154	70	27304	28,13	93,76
155	70	27374	45,29	150,97
156	70	27444	23,22	77,42
157	114	27558	40,39	134,62
158	182	27740	45,29	150,97
159	70	27810	47,74	159,14
160	182	27992	55,10	183,66
161	114	28106	45,29	150,97
162	70	28176	23,22	77,42
163	70	28246	50,19	167,31
164	70	28316	28,13	93,76
165	114	28430	47,74	159,14
166	182	28612	42,84	142,79
167	70	28682	47,74	159,14
168	182	28864	42,84	142,79
169	114	28978	40,39	134,62
170	188	29166	30,58	101,93
171	70	29236	45,29	150,97
172	188	29424	28,13	93,76
173	114	29538	60,00	200,00
174	182	29720	50,19	167,31
175	182	29902	42,84	142,79
176	182	30084	42,84	142,79
177	114	30198	40,39	134,62
178	188	30386	28,13	93,76
179	182	30568	42,84	142,79
180	188	30756	33,03	110,11
181	312	31068	55,10	183,66
182	348	31416	40,39	134,62
183	182	31598	40,39	134,62
184	114	31712	47,74	159,14
185	312	32024	50,19	167,31
186	188	32212	30,58	101,93
187	182	32394	47,74	159,14
188	188	32582	33,03	110,11
189	312	32894	50,19	167,31

190	114	33008	47,74	159,14
191	182	33190	45,29	150,97
192	114	33304	50,19	167,31
193	560	33864	50,19	167,31
194	430	34294	37,93	126,45
195	346	34640	40,39	134,62
196	428	35068	42,84	142,79
197	560	35628	52,65	175,48
198	114	35742	42,84	142,79
199	114	35856	45,29	150,97
200	110	35966	52,65	175,48

Obs. Os números da tabela em destaque (vermelho) estão mostrando o vôo mais severo aplicado para o tipo de espectro Falstaff (200 MPa).