Campus de São Carlos

"FATOR LIMITE DE INTENSIDADE DE TENSÃO E FECHAMENTO DE TRINCA POR FADIGA PARA A LIGA AERONÁUTICA: 7050-T73651"

ENGº FÁBIO ALAS MARTINS

ORIENTADOR: PROF.DR.DIRCEU SPINELLI

UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO

**ESCOLA DE ENGENHARIA
DE SÃO CARLOS**

UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO
ESCOLA DE ENGENHARIA DE SÃO CARLOS
DEPARTAMENTO DE MATERIAIS

**"FATOR LIMITE DE INTENSIDADE DE TENSÃO E FECHAMENTO DE
TRINCA POR FADIGA PARA A LIGA AERONÁUTICA: 7050-T73651"**

FABIO ALAS MARTINS

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

ORIENTADOR: Prof. Dr. Dirceu Spinelli

DEDALUS - Acervo - EESC

31100035774

São Carlos
1995

Class.	TESE-EESC
Cutl.	3435
Tombo	165/96

materiais

st 745387

Ficha catalográfica preparada pela Seção de Tratamento
da Informação do Serviço de Biblioteca - EESC-USP

M386f Martins, Fabio Alas
Fator limite de intensidade de tensão e
fechamento de trinca por fadiga para a liga
aeronáutica : 7050-T73651 / Fabio Alas
Martins. -- São Carlos, 1996.

Dissertação (Mestrado). -- Escola de Engenharia
de São Carlos-Universidade de São Paulo, 1995.
Orientador: Prof. Dr. Dirceu Spinelli.

1. Liga aeronáutica. 2. Alumínio. 3. Fadiga.
4. Fechamento de trinca. 5. Limite de fadiga.
I. Título

FOLHA DE APROVAÇÃO

Dissertação defendida e aprovada em 28/4/1995
perante a Comissão Julgadora:

Prof. Doutor DIRCEU SPINELLI - Orientador
(Escola de Engenharia de São Carlos - USP)

Prof. Doutor OVIDIO RICHARD CRNKOVIC
(Escola de Engenharia de São Carlos - USP)

Prof. Doutor ODILSON COIMBRA FERNANDES
(Escola de Engenharia de São Carlos - USP)

Presidente da Comissão de Pós-Graduação
Prof. Dr. EDUARDO CLETO PIRES

Coordenador da área - Engenharia Metalúrgica
Prof. Dr. OVIDIO RICHARD CRNKOVIC

Aos meus pais,
Armando e Odete.

A concretização deste trabalho foi possível graças à:

- Universidade de São Paulo - Escola de Engenharia de São Carlos - Departamento de Materiais.
- Conselho Nacional de Pesquisa - CNPq
- Empresa Brasileira de Aeronáutica - EMBRAER

Agradecimentos:

Ao Professor Dirceu Spinelli pela amizade, conhecimentos transmitidos, orientação deste trabalho e pelo exemplo de profissionalismo.

À Professora Isa M. Muller Spinelli por ter me introduzido no estudo de propriedades mecânicas dos materiais e por ter me apresentado ao Departamento de Materiais da EESC-USP.

À Empresa Brasileira de Aeronáutica (EMBRAER) pelo fornecimento dos corpos de prova para realização dos ensaios mecânicos.

Ao Pessoal da Biblioteca Central da EESC-USP, nas pessoas de Teresinha das Graças Coletta e Neuza T. M. Celere, pelo trabalho valioso que realizam.

Aos Professores do Departamento de Materiais, especialmente aos Professores Luis Carlos Casteletti e Ovídio Richard Crnkovic por toda colaboração e amizade.

Aos técnicos e colegas do programa de Pós graduação do Departamento de Materiais da EESC-USP.

Aos Amigos pelo encorajamento e em especial à Denise Martins Morales que esteve sempre presente contribuindo de maneira inestimável.

Aos meus pais, irmãos e sobrinhos pelo apoio e carinho que sempre tiveram.

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS.....	i
LISTA DE TABELAS.....	iv
LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS.....	v
RESUMO.....	vi
ABSTRACT.....	vii
 1 - INTRODUÇÃO.....	 1
 2 - REVISÃO DA LITERATURA.....	 2
2.1 - Aspectos teóricos da fadiga.....	2
2.1.1 - Tensão cíclica.....	2
2.1.2 - Nucleação de trinca por fadiga.....	3
2.1.3 - Crescimento de trinca.....	5
2.1.4 - Fratura.....	8
2.2 - Propagação de trinca por fadiga.....	9
2.2.1 - Relações para crescimento de trinca por fadiga com amplitude constante.....	16
2.3 - Fator limite de fadiga.....	18
2.3.1 - Fatores que influenciam ΔK_0	19
2.3.1.1 - Fatores mecânicos.....	19
2.3.1.2 - Fatores microestruturais.....	22
2.4 - Fechamento de trinca.....	23
2.4.1 - Conceito de fechamento de trinca e ΔK_{ef}	23
2.4.2 - Mecanismos de fechamento de trinca.....	25
2.4.2.1 - Fechamento de trinca induzido por plasticidade.....	25
2.4.2.3 - Fechamento de trinca induzido por rugosidade da superfície de fratura.....	27
2.4.2.4 - Fechamento de trinca induzido por transformação de fase.....	29
2.4.2.5 - Fechamento de trinca induzido pela presença de fluido.....	29
2.4.3 - Técnicas de medição de fechamento de trinca.....	29

2.5 - Aspectos teóricos dos tratamentos térmicos em ligas de Alumínio.....	32
2.5.1 - Tratamentos para reforço das ligas de Alumínio.....	34
3 - MATERIAIS E PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS.....	36
3.1 - Material.....	36
3.2 - Corpo de prova.....	38
3.3 - Análise fractográfica.....	41
3.4 - Ensaio de fadiga.....	41
3.4.1 - Ensaio para determinação de ΔK_0	41
3.4.2 - Medição de carga de fechamento de trinca.....	43
4 - RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	44
4.1 - Micrografia.....	44
4.2 - Propagação de trinca por fadiga.....	45
4.3 - Determinação de ΔK_0	53
5 - CONCLUSÕES.....	58
6 - SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	59
7 - REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	60

LISTA DE FIGURAS

FIGURA 1 - Ciclo de tensão aleatória, normalmente encontrada em asas de aviões.....	2
FIGURA 2 - Ciclo de tensão de onda do tipo senoidal com tensão média zero, reproduzida para tensão de fadiga. Neste caso, $R=1$	3
FIGURA 3 - Desenho ilustrativo sobre o mecanismo de formação de extrusões em bandas de deslizamento.....	4
FIGURA 4 - Mecanismos propostos por Cottrell e Hull para a formação de extrusões e intrusões.....	5
FIGURA 5 - Desenho esquemático dos diferentes estágios no processo de falha por fadiga.....	5
FIGURA 6 - Desenho esquemático do processo de falha por fadiga para corpos de prova de seção circular.....	7
FIGURA 7 - Diagrama esquemático de falhas por fadiga em regime de baixa tensão (a) e alta tensão (b).....	9
FIGURA 8 - Gráfico de tensão aplicada versus número de ciclos para falha para aços e metais não-ferrosos.....	11
FIGURA 9 - Curva de propagação de trinca por fadiga (da/dN versus ΔK).....	15
FIGURA 10 - Ilustração esquemática de mecanismos de fechamento de trinca.....	25

FIGURA 11 - Esquema ilustrando o efeito do deslocamento do Modo II sobre a morfologia da superfície de fratura.....	28
FIGURA 12 - Curva carga X deslocamento esquemática usada para medir as cargas de fechamento. P_{fech} geralmente é definida como a interseção das linhas de extrapolação.....	30
FIGURA 13 - Extensômetro "laser". Mede a separação entre as faces superior e inferior em função do tempo durante o ciclo.....	32
FIGURA 14 - Desenho esquemático do produto laminado indicando as posições de retirada dos corpos de prova.....	39
FIGURA 15 - Esquema do corpo de prova utilizado para a realização do ensaio de fadiga.....	40
FIGURA 16 - Requisitos normalizados de tamanho para corpos de prova padrão de fadiga.....	42
FIGURA 17 - Micrografia mostrando a microestrutura nas três principais direções da liga estudada.....	45
FIGURA 18 - Curva de taxa de propagação de trinca por fadiga em função de ΔK para a orientação LT.....	46
FIGURA 19 - Curva de taxa de propagação de trinca por fadiga em função de ΔK para a orientação TL.....	47
FIGURA 20 - Curva de taxa de propagação de trinca por fadiga em função de ΔK para a orientação SL.....	48
FIGURA 21 - Equação de Donahue para a orientação LT.....	49

FIGURA 22 - Equação de Priddle para a orientação LT.....	50
FIGURA 23 - Equação de Donahue para a orientação TL.....	51
FIGURA 24 - Equação de Priddle para a orientação TL.....	52
FIGURA 25 - Curva de taxa de propagação de trinca por fadiga em função de ΔK para a orientação LT, incluídos os valores de ΔK com correção de fechamento.....	55
FIGURA 26 - Superfície de fratura por fadiga próxima ao fator limite observada ao MEV, mostrando aspecto de cordilheira (superfície rugosa).....	56
FIGURA 27 - Superfície de fratura observada ao MEV mostrando formação de óxidos.....	57

LISTA DE TABELAS

TABELA I - Tratamento Térmico da liga 7050-T73651.....	35
TABELA II - Composição química da liga 7050-T73651.....	37
TABELA III - Propriedades mecânicas de tração da liga 7050-T73651.....	37
TABELA IV - Propriedades de tenacidade à fratura da liga 7050-T73651.....	38
TABELA V - Valores de ΔK_0 obtidos para as orientações LT, TL e SL para a liga de alumínio 7050 - T73651.....	54

LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS

ΔK : Faixa de fator de intensidade de tensão.

ΔK_0 : Fator limite de intensidade de tensão.

$\Delta K_{0, ef}$: Fator limite de intensidade de tensão efetivo.

ΔK_{ef} : Fator de intensidade de tensão efetivo.

σ_{max} : Tensão máxima dentro de um ciclo de fadiga.

σ_{min} : Tensão mínima dentro de um ciclo de fadiga.

a : comprimento de trinca.

K_c : Tenacidade à fratura.

K_{max} : Fator de intensidade de tensão máxima dentro de um ciclo de fadiga.

K_{min} : Fator de intensidade de tensão mínima dentro de um ciclo de fadiga.

N : Número de ciclos de fadiga.

P_{fech} : Carga de fechamento de trinca.

P_{max} : Carga máxima dentro de um ciclo de fadiga.

P_{min} : Carga mínima dentro de um ciclo de fadiga.

R : Razão entre cargas ou razão entre tensões.

ASTM: American Society for Testing and Materials.

MEV: Microscópio Eletrônico de Varredura

RESUMO

O desenvolvimento de trabalhos relacionados à compreensão do fenômeno de limiar de fadiga ou fator de intensidade de tensão limite (ΔK_0), tem possibilitado a aplicação de medidas de segurança para evitar acidentes ou perdas. Estas medidas vão desde a avaliação e substituição de peças contendo falhas até o estabelecimento de prazos entre inspeções.

O conhecimento mais aprofundado dos mecanismos que induzem ou promovem o fechamento de trinca por fadiga, auxilia na avaliação dos resultados obtidos para ΔK_0 e permite o conhecimento mais preciso deste valor, introduzindo o parâmetro $\Delta K_{0,ef}$.

Estudou-se o crescimento de trinca por fadiga para a liga aeronáutica 7050-T73651 com decaimento de ΔK para determinação de ΔK_0 . Foi considerado o efeito de fechamento de trinca para se verificar o valor de $\Delta K_{0,ef}$ para a orientação de laminação LT. Foi verificada a eficiência das equações de Priddle e de Donahue para se prever o comportamento da curva da/dN versus ΔK em função dos parâmetros da equação de Paris e características do material.

ABSTRACT

The recent development of works on the fatigue threshold phenomenon has provided powerful knowledge applicable to reliability practices such as the replacement of parts or the establishment of periods between inspections.

A better understanding of the mechanisms leading to fatigue crack closure has permitted investigators to describe more accurately ΔK_0 values, thus introducing a new $\Delta K_{0,eff}$ parameter.

In this work, fatigue crack growth was carried out on the aeronautics aluminum alloy 7050-T73651 with ΔK decreasing in order to determine ΔK_0 . Fatigue crack closure effects were considered as to verify the $\Delta K_{0,eff}$ value for the LT direction. The ability of the equation of Priddle and that of Donahue to predict the behaviour of da/dN versus ΔK curves based on the parameters m and C from Paris equation and on the materials characteristics was verified.

1 - INTRODUÇÃO

A Segunda Guerra Mundial foi um marco decisivo no desenvolvimento da indústria aeronáutica. Inúmeros acidentes causados por falhas estruturais acarretaram imensos prejuízos em vidas humanas e equipamentos. Muitas razões para as falhas ocorridas em serviço, tinham origem nas estruturas de sustentação dos aviões que estavam submetidas a cargas cíclicas variáveis em amplitude e direção, originando o fenômeno de fadiga. As solicitações mecânicas provocavam a nucleação e o crescimento de trincas nos locais concentradores de tensões. Estas trincas atingiam um tamanho considerado crítico, criando uma região de desestabilização na estrutura que na maioria dos casos conduzia a uma ruptura desastrosa e/ou catastrófica [1].

O desenvolvimento de estudos aprofundados sobre os mecanismos de iniciação e propagação de trincas em estruturas, possibilitou o aprimoramento de projetos de peças ou componentes, além do desenvolvimento de novas ligas metálicas que combinassem alta resistência mecânica, boa tenacidade à fratura e que também possuissem boas propriedades de fadiga. Na maior parte das estruturas de engenharia, é inevitável a presença de trincas ou falhas. A existência destas falhas, tem motivado a pesquisa para que sejam compreendidos os mecanismos de extensão de trincas não-críticas. Somente com este conhecimento, pode ser aplicado o critério de tamanho tolerável de defeito. Esta metodologia se baseia na premissa de que os componentes críticos, como discos de turbinas a jato, serão retirados de serviço somente quando a trinca se aproximar de um tamanho crítico.

2 - REVISÃO DA LITERATURA

2.1 - ASPECTOS TEÓRICOS DA FADIGA

2.1.1 - TENSÃO CÍCLICA

O processo de fadiga depende basicamente de três fatores para conduzir a uma falha abrupta [2]:

- a) uma tensão de tração suficientemente alta;
- b) uma variação ou flutuação na tensão que está sendo aplicada ao componente;
- c) um número de ciclos grande de aplicação desta tensão.

As flutuações na tensão aplicada podem obedecer um tipo de comportamento dito aleatório ou periódico, vistos nas figuras 1 e 2, respectivamente. Embora as estruturas de sustentação de uma aeronave, principalmente as asas de um avião, estejam submetidas a uma variação do tipo aleatória, devido aos ventos e movimentos de pilotagem, o tipo de carregamento cíclico é mais fácil de ser reproduzido e estudado. Um ciclo de forma senoidal é utilizado com controle das amplitudes de tensão máxima ($\sigma_{\max}$), mínima ($\sigma_{\min}$) e média (σ_{med}).

Figura 1 - Ciclo de tensão aleatória, normalmente encontrada em asas de aviões.

Figura 2 - Ciclo de tensão de onda do tipo senoidal com tensão média zero, reproduzida para tensão de fadiga. Neste caso $R=1$.

Para determinar o tipo e as amplitudes de carregamento cíclico, definiu-se uma grandeza R , chamada razão entre tensões, calculada por $R = \sigma_{\min}/\sigma_{\max}$. A tensão média determina se o carregamento é por tração ($\sigma_{\text{med}} > 0$) ou compressão ($\sigma_{\text{med}} < 0$). A grandeza R normalmente assume dois valores, dependendo do tipo de ensaio, tendo valores -1 e 0,1, para ensaios de fadiga rotativa e de tração ou compressão, respectivamente.

2.1.2 - NUCLEAÇÃO DE TRINCAS POR FADIGA

A iniciação de uma trinca por fadiga geralmente ocorre na superfície de um metal onde possam existir um ou mais dos seguintes fatores:

- a) uma alta concentração de tensões. Em componentes de engenharia a iniciação da trinca normalmente se dá em locais de mudança de seção, rebaixos, locais de acabamento superficial grosseiro ou mesmo outras falhas topográficas;
- b) uma zona termicamente afetada de uma junção de solda;
- c) um efeito sensível de um ambiente agressivo;
- d) um deslizamento dos planos superficiais do cristal.

Algumas falhas em serviço não foram geradas em processos como os citados acima. As trincas tiveram o seu início no interior dos grãos devido às interfaces microestruturais e topográficas da superfície, seguido pela nucleação da trinca na área desordenada. Uma série de eventos foi proposta por DUGGAN e BYRNE [3], resumida por:

- a) formação das bandas de deslizamento;
- b) formação de extrusões e intrusões;
- c) desenvolvimento da trinca a partir das intrusões.

As bandas de deslizamento representam os planos nos quais as partes componentes dos grãos sofrem deslizamento, através de deformação plástica, ocorrendo na superfície polida de um metal durante a aplicação de cargas monotônicas ou cíclicas.

A formação de extrusões e intrusões parece ser uma extensão do processo de formação das bandas de deslizamento, e as Figuras 3 e 4 ilustram o processo. COTTRELL e HULL [4] além de FORSYTH [5], propuseram um mecanismo para a formação de extrusões e intrusões envolvendo deslizamento reverso e escalagem de discordâncias, por vacâncias ou átomos intersticiais.

Figura 3 - Desenho ilustrativo sobre o mecanismo de formação de extrusões em bandas de deslizamento.

Figura 4 - Mecanismos propostos por Cottrell e Hull para a formação de extrusões e intrusões.

2.1.3 - CRESCIMENTO DA TRINCA

Trabalhos feitos por FORSYTH [6] demonstraram que nos metais mais dúteis, as trincas propagam-se em dois estágios, designados I e II do crescimento da trinca. O estágio I, que ocorre pela formação das bandas de deslizamento, ocasiona o aprofundamento da trinca inicial (intrusão) em planos conjugados de alta tensão de cisalhamento. Durante o estágio II o plano da trinca é normal à tensão de tração máxima, como pode ser visto na Figura 5.

Figura 5 - Desenho esquemático dos diferentes estágios no processo de falha por fadiga.

Geralmente supõe-se que a transição do estágio I para o estágio II seja o resultado da redução na razão entre a tensão de cisalhamento e a tensão de cisalhamento e a tensão de tração. Enquanto o estágio I é governado pela tensão de cisalhamento, o critério de deformação no estágio II deve-se ao valor da máxima tensão de tração, operando no componente ou corpo de prova, na ponta da trinca, à medida que ela se move dos grãos superficiais, fracamente ligados, para o interior do material onde a interação mútua entre os grãos inibe o deslizamento. O local preferencial desta transição acontece em alguma descontinuidade microestrutural do material.

As superfícies de fratura produzidas durante o estágio II do crescimento da trinca apresentam estrias ou ondulações, especialmente para metais muito dúteis como o alumínio e suas ligas e os aços inoxidáveis austeníticos. As estrias se apresentam como ressaltos na superfície de fratura e referem-se às posições sucessivas da ponta da trinca. Alguns trabalhos em microscopia eletrônica de varredura apontam que cada estria foi produzida por um ciclo de tensão [7]. As estrias não podem ser confundidas com as marcas de praia, um modelo característico de fadiga, quase sempre visível a olho nu nas fraturas por fadiga, como ilustrado pela Figura 6.

Figura 6 - Desenho esquemático do processo de falha por fadiga para corpos de prova de seção circular.

Um novo modelo para a iniciação e crescimento de trincas por fadiga foi proposto por LYNCH [8]. Utilizando uma liga de Al-Zn-Mg em corpos de prova padrão para ensaios de fadiga de acordo com as normas, conclui-se que a extrusão, a intrusão e os estágios I e II do crescimento da trinca estão associados com a presença de camadas moles e finas, de aproximadamente 0,1 μm , rodeadas por material duro. Estas camadas moles são regiões de mudança microestrutural induzida por cisalhamento cíclico local, mas também presentes algumas vezes, antes da fadiga, onde zonas livres de precipitados estão nos contornos de grão das ligas envelhecidas por precipitação.

As extrusões são produzidas quando estas camadas, chamadas moles, são comprimidas entre material duro por tensões de compressão localizadas. Inversamente, as intrusões e o consequente crescimento da trinca por fadiga, resultam quando as camadas moles são repuchadas durante a deformação por tração. Tanto a extrusão como a intrusão e o crescimento da trinca por fadiga envolvem deformação plástica preferencial dentro das camadas moles e deslocamento relativo de regiões duras e moles por cisalhamento. O

crescimento da trinca através das intrusões prevê que o incremento no estágio II do crescimento da trinca por ciclo é proporcional à abertura da ponta da trinca que se desloca nas dimensões da região mole à frente da trinca.

2.1.4 - FRATURA

Quando a trinca atinge um certo tamanho crítico tal que a seção tracionada fique relativamente pequena e a porção remanescente não consiga suportar a carga aplicada, ocorre uma fratura repentina no material. Assim, o modo transgranular de fratura é o mais esperado, a não ser que variáveis como temperatura, ambientes corrosivos e fases frágeis nos contornos de grão modifiquem esta regra [9].

Uma fratura por fadiga geralmente consiste de duas áreas distintas, conhecidas por zona de fadiga e zona de fratura final. A zona de fadiga é resultado da propagação da trinca e devido ao contínuo processo de abertura e fechamento da ponta da trinca para se movimentar no interior do material, esta zona apresenta uma aparência lisa. A zona de fratura final, por ser um mecanismo de fratura transgranular, apresenta uma aparência áspera (grosseira).

Uma solicitação de tensão muito baixa resultará numa zona de fadiga maior que a zona de fratura final, enquanto a presença de altas tensões cíclicas acarretará num dano maior do material resultando numa zona curta de fadiga em relação à zona de fratura final. Estes dois processos são mostrados nas Figuras 7(a) e 7(b), respectivamente.

Figura 7 - Diagrama esquemático de falhas por fadiga em regime de baixa tensão (a) e alta tensão (b).

2.2 - PROPAGAÇÃO DE TRINCA POR FADIGA

Uma trinca de fadiga, depois de nucleada, cresce de uma maneira constante e controlada dentro do componente. A taxa de crescimento desta trinca depende sobretudo, da amplitude de tensão cíclica, das características do material, da configuração geométrica do componente, ou corpo de prova e das condições do ambiente.

Para evitar que as trincas que se desenvolvem e crescem durante serviço não se tornem catastróficas, é necessário determinar a taxa de crescimento para uma dada trinca com bastante precisão.

Durante as últimas décadas, muitos pesquisadores dedicaram-se a estudos de propagação de trincas sob condições de carregamento cíclico e diversas leis foram propostas para explicar a taxa de crescimento de trinca por fadiga em relação ao campo de tensões, tamanho de trinca e propriedades dos materiais.

A técnica mais utilizada para dimensionar projetos e exercer controle sobre certos componentes estruturais submetidos à fadiga, baseia-se nas informações obtidas pelo gráfico da tensão aplicada pelo número de ciclos para ocorrer falha. Estas curvas são conhecidas como curvas S-N. Nestas curvas, o número de ciclos que um material pode suportar, N , aumenta com o decréscimo da tensão aplicada.

Os ensaios de fadiga a baixas tensões, são geralmente levados até 10^7 ciclos, e muitas vezes, no caso de metais não-ferrosos até $5,0 \cdot 10^8$ ciclos. Para alguns materiais como os aços e ligas de titânio, as curvas S-N tornam-se horizontais para uma dada tensão limite, chamando-se esta região de limite de resistência à fadiga. A maioria dos metais não-ferrosos como o alumínio e suas ligas, cobre e suas ligas e magnésio, apresentam uma curva S-N que decresce continuamente com o aumento do número de ciclos, como pode ser visto na Figura 8. Estes materiais não apresentam um limite de resistência à fadiga, a não ser pelo definido pelo número de ciclos.

Alguns componentes estruturais, contudo, já apresentam defeitos anteriores à sua utilização, assim o período de iniciação da trinca fica reduzido e a vida em fadiga passa a ser controlada pelo comportamento de propagação [10]. Para prever a vida mínima destes componentes estruturais, estabelecer intervalos de inspeção e selecionar materiais, é necessário conhecer-se a taxa de propagação de trinca por fadiga.

Figura 8 - Gráfico de tensão aplicada versus número de ciclos para falha para aços e metais não-ferrosos.

Com este objetivo, são realizados ensaios de propagação de trincas por fadiga em corpos de prova padronizados, entalhados e pré-trincados por fadiga, os quais são submetidos a flutuações na carga cíclica, cuja amplitude pode ser constante ou variável. Mede-se o aumento incremental do comprimento da trinca em relação ao número de ciclos de carga decorridos. Os dados são analisados segundo os conceitos da mecânica de fratura linear elástica, que fornece meios para caracterizar a distribuição e magnitude do campo de tensões na ponta de uma trinca, em função da tensão nominal aplicada, tamanho, forma e orientação da trinca [11].

A taxa de propagação de trinca por fadiga normalmente é expressa como da/dN , onde (da) representa o incremento no comprimento (a) da trinca para um dado incremento (dN) no número (N) de ciclos de fadiga.

Inicialmente, muitas tentativas foram feitas para relacionar da/dN à faixa de tensões aplicadas ΔK , e uma lei empírica proposta por FROST e DUGDALE [12] foi escrita como:

$$\frac{da}{dN} = (\Delta\sigma)^3 \cdot \frac{a}{C} \quad (1)$$

onde C é uma constante do material. Esta expressão, no entanto, não faz nenhuma ligação com a distribuição de tensões na ponta da trinca e só é aplicável em corpos de prova, não podendo ser aplicada para componentes.

Uma modificação na expressão anterior, proposta por LIU [13], levou ao seguinte resultado:

$$\frac{da}{dN} = A(\Delta\sigma)^2 \cdot a \quad (2)$$

Se o carregamento é tal que a tensão varia de zero ao máximo, esta equação pode ser reconstruída em termos da faixa de intensidade de tensão, assim:

$$\frac{da}{dN} = A \cdot \Delta K^2 \quad (3)$$

e se $K = K_{\max}$:

$$\frac{da}{dN} = A \cdot K_{\max}^2 \quad (4)$$

Tentativas de relacionar a taxa de propagação de uma trinca com alguma função da intensidade de tensões, considerando a máxima tensão do ciclo, conduziram a um resultado mais geral:

$$\frac{da}{dN} = C \cdot K_{\max}^m \quad (5)$$

onde C e m são constantes determinadas experimentalmente e dependem somente do material.

Contudo, o modelo que foi aceito com mais sucesso entre todos, foi proposto por PARIS e ERDOGAN [14], numa lei empírica conhecida por:

$$\frac{da}{dN} = C \Delta K^m \quad (6)$$

onde C e m são as constantes da equação 5 e $\Delta K = K_{\max} - K_{\min}$ é a faixa de intensidade de tensões.

Esta lei é aplicável devido às grandes facilidades na medição das taxas de crescimento de trinca em corpos de prova e componentes, resultando em ensaios de laboratório mais simplificados. Estes ensaios conduzem à obtenção de dados que podem ser aplicados diretamente nos projetos industriais, auxiliando na diminuição dos danos e perdas em serviço.

Estudando a lei de Paris, NICCOLS [15] demonstrou a existência de uma relação entre os parâmetros C e m da equação 5, de tal forma que:

$$m = a + b \cdot \ln C \quad (7)$$

onde a e b são parâmetros negativos que aparecem invariáveis para uma dada classe de materiais, como ligas baseadas em alumínio e alguns aços.

Comentando o trabalho de Niccols, dois pesquisadores McCARTNEY e IRVING [16], demonstraram que a relação linear entre C e m é derivada de uma análise dimensional da equação 6. A validade da equação 7, proposta por Niccols, foi testada em três ligas de alumínio de alta resistência, conhecidas comercialmente por 2024, 7175 e 2618A, por BAFLON e outros [17]. Estas ligas foram submetidas a condições variáveis nos ensaios de fadiga, tais como a razão R , meio-ambiente, frequência, dimensões dos corpos de prova e testada a influência destas variáveis na equação 7. Os resultados experimentais apontaram apenas para uma dependência dos parâmetros a e b , com a razão R , o que tornou a relação de Niccols muito útil nos ensaios com ligas de alumínio.

O método mais convencional para apresentar os resultados dos ensaios de propagação de trincas por fadiga em relação ao intervalo de tensões aplicadas é na forma de um gráfico correspondente a $\log da/dN$ por $\log (\Delta K)$, como mostrado na Figura 9.

Figura 9 - Curva de propagação de trinca por fadiga
(log da/dN versus log ΔK)

Estudos complementares de McCartney e Irving, sobre a lei de crescimento, mostraram que os gráficos experimentais de log da/dN por log ΔK não são lineares, particularmente para taxas de crescimento de trinca muito baixas ou muito altas, e que a lei de Paris e Erdogan depende da tensão média, através da razão R e do ambiente.

A equação 6, não descreve totalmente a relação entre da/dN e ΔK , sendo válida apenas numa faixa intermediária de crescimento de trinca, tipicamente de 10^{-6} a 10^{-4} mm/ciclo. A variação de log da/dN com log ΔK tende a ser de forma sigmoidal, como apresentado na Figura 9. A curva apresenta um limite superior caracterizando a tenacidade à fratura do material e um possível limite inferior, o

fator limite de intensidade de tensão, simbolizando por ΔK_0 , abaixo do qual não ocorreria propagação da trinca.

2.2.1 - RELAÇÕES PARA CRESCIMENTO DE TRINCA POR FADIGA COM AMPLITUDE CONSTANTE

A propagação de trinca por fadiga talvez seja a área mais completamente estudada em toda a mecânica de fratura. Existe uma grande quantidade de dados sobre propagação e seus mecanismos básicos já são conhecidos. Por outro lado, as relações teóricas que têm sido desenvolvidas são dependentes das considerações da Mecânica de Fratura Linear Elástica (MFLE). Estas relações não são capazes de tratar os processos de crescimento de trinca que ocorrem em serviço de maneira satisfatória. Isso porque, enquanto os dados de crescimento de trinca são coletados de maneira convencional e correlacionados para carregamento cíclico com amplitude constante, as condições de serviço são geralmente caracterizadas por carregamentos com espectros não-uniformes. Nestes casos, os efeitos não-lineares desempenham um papel chave.

A maior parte dos estudos para se prever o crescimento de trinca por fadiga é feita com base no conceito de similaridade. Em essência, as previsões são feitas a partir das correlações baseadas na MFLE de dados obtidos sob condições similares às existentes na área de aplicação. Em particular, a similaridade é alcançada comparando-se as regiões deformadas plasticamente geradas pela história de carregamentos anteriores. Como não é possível se proceder desta maneira para as diferentes condições de serviço que existem, o desenvolvimento de relações de previsão confiáveis para o crescimento de

trinca por fadiga normalmente apresenta uma das mais importantes oportunidades da mecânica de fratura.

Já existem na literatura, informações substanciais refletindo a importância do comportamento de propagação de trinca por fadiga com relação à integridade estrutural [18].

A equação de Paris (equação 6) é reconhecida como representativa das taxas de crescimento de trinca por fadiga. Contudo, as correlações efetivas de dados por toda a faixa de valores de ΔK requerem uma modificação desta relação.

Para valores altos de ΔK , quando K se aproxima de K_c , pode ser observado um aumento considerável na velocidade de propagação. Isso levou a uma relação proposta por Forman.

$$\frac{da}{dN} = \frac{C(\Delta K)^n}{(1-R)K_c - \Delta K} \quad (8)$$

onde K_c é a tenacidade a fratura do material na condição linear-elástica.

No extremo oposto, a equação 6 também é violada devido ao efeito de limiar de fadiga. Neste regime, Donahue sugeriu uma relação que pode ser generalizada como:

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K - \Delta K_0)^m \quad (9)$$

onde ΔK_0 é o valor de intensidade de tensão limite.

Também existem relações combinando os efeitos de lei potencial para valores altos e baixos de ΔK . Por exemplo, a relação proposta por Priddle:

$$\frac{da}{dN} = C \left[\frac{\Delta K - \Delta K_0}{K_c - K_{\max}} \right]^m \quad (10)$$

onde o valor do fator limite de intensidade de tensão não é uma constante do material mas pode ser dependente de R.

2.3 - FATOR LIMITE DE INTENSIDADE DE TENSÃO

Muitas aplicações de engenharia, cuja segurança é crítica, utilizam o projeto de fadiga baseado no critério chamado de "tamanho tolerável de defeito". A principal consideração feita para se determinar a vida de um componente, é tomar o tempo ou número de ciclos necessários para se propagar uma trinca subcrítica de um tamanho inicial (frequentemente tomado como a maior falha não detectável) até um tamanho crítico onde a falha ocorre catastroficamente ou dentro da tensão limite.

Por ser amplamente usado, este critério motivou vários trabalhos envolvendo o estudo de crescimento de trincas e a caracterização das velocidades de propagação de trincas por fadiga para vários materiais de engenharia em função de parâmetros como microestrutura, frequência, tensão média, ambiente, razão de carga ($R = P_{\min}/P_{\max}$), etc. A maior parte destes dados foi obtida para velocidades de crescimento de trinca maiores que 10^{-6} mm/ciclo.

Tornou-se necessário o estudo da propagação de trincas por fadiga para velocidades de crescimento extremamente baixas (menores que 10^{-6} mm/ciclo) onde o fator de intensidade de tensão ΔK se aproxima do chamado ΔK_0 ou fator limite de intensidade de tensão, abaixo do qual a trinca não propaga ou cresce a uma velocidade não detectável.

De um ponto de vista mecânico ou metalúrgico, pouco se sabe sobre os mecanismos de propagação de trinca para velocidades de crescimento próximas do fator limite. Outra razão para o estudo, é de ordem prática pois os engenheiros de materiais ou de estruturas projetam peças que podem suportar frequências extremamente altas com carregamento de baixas amplitudes por períodos de vida na faixa de 10^{10} a 10^{12} ciclos, o que mesmo para velocidades baixas de propagação pode constituir em uma situação crítica podendo levar a falha catastrófica.

O estudo sobre velocidades de crescimento baixas em propagação de trincas por fadiga, tem-se mostrado essencial na análise de problemas como: trincas em lâminas de turbinas, eixos de turbinas, rotores de alternadores e fadiga acústica de soldas em circuitos de gás em sistemas de reatores nucleares.

Existem na literatura, muitos resultados sobre crescimento de trincas por fadiga próximo ao fator limite para vários materiais incluindo aços ferríticos, martensíticos, austeníticos, ligas de titânio, de alumínio, de cobre e de níquel. Pela análise destes resultados, pode-se observar que as velocidades de crescimento de trinca próximas do fator limite e os valores de ΔK_0 ainda causa controvérsia.

2.3.1 - FATORES QUE INFLUENCIAM ΔK_0

2.3.1.1 - FATORES MECÂNICOS

a) Tensão média (ou razão de carga)

Em estudos sobre fadiga, o efeito da tensão média geralmente é expresso em termos da razão de tensão ou razão de carga R . Embora haja pouca influência de R para as velocidades de propagação intermediárias, a

propagação próxima ao fator limite é geralmente muito sensível à razão de carga [19]. Estudos feitos em vários aços e em ligas não-ferrosas, testados ao ar, à temperatura ambiente, mostraram que o valor de ΔK_0 é decrescido, e as taxas de propagação são aumentadas com o aumento da razão de carga numa faixa de $R = 0$ até 0,9.

Foi observado [20,21] que não há dependência de R para ensaios feitos no vácuo. Os valores de ΔK_0 no vácuo são bem maiores que quando feitos ao ar.

A influência de R sobre ΔK_0 , para ensaios feitos ao ar, pode ser atribuída, pelo menos parcialmente a alguma interação com o ambiente.

A falta de influência de R para velocidades de propagação altas, está de acordo com o argumento anterior pois o tempo necessário para que haja efeito do ambiente não é compatível com a velocidade de propagação da trinca.

Outras explicações para o efeito da razão de carga são centradas no fenômeno de fechamento de trinca.

b) Geometria do corpo de prova

Desde que as condições de elasticidade linear sejam razoavelmente válidas, o crescimento da trinca por fadiga geralmente pode ser considerado independente da geometria, a não ser por variações na taxa de crescimento devido a mudanças na espessura do corpo de prova. Nestes exemplos, podem surgir pequenas diferenças na taxa de propagação de corpos de prova com espessuras diferentes devido ao escoamento nominal, mudanças no mecanismo da fratura por fadiga próximo à ruptura final e talvez, fechamento de trinca [22]. Contudo, para crescimento de trinca próximo ao fator limite os efeitos da espessura e da geometria do corpo de prova são mínimos porque as pequenas intensidades de tensão envolvidas, invariavelmente impõem uma condição

predominantemente de deformação plana. Isso foi concluído a partir de vários experimentos com aços de baixa resistência [23] e ligas de alumínio [24] testadas para várias geometrias e espessuras de corpos de prova.

A influência do tamanho da trinca, por outro lado, mostrou-se particularmente importante. Os experimentos clássicos de KITAGAWA e TAKAHASHI [25], em aços de baixa resistência, mostraram que enquanto a condição para não-propagação de uma falha na superfície poderia ser relacionada a uma intensidade de tensão limite constante ΔK_0 para comprimentos de trinca maiores que 1mm, abaixo deste tamanho de trinca, ocorria uma transição na qual a tensão do fator limite de fadiga se torna a condição limite do crescimento.

c) Frequência e tipo de onda

Os dados sobre o efeito da frequência para taxas de propagação próximas ao fator limite são muito reduzidos devido às limitações impostas pela resposta de alta-frequência das máquinas de teste convencionais e o fator tempo envolvido na medição de baixas taxas de crescimento a frequências muito baixas.

Os resultados obtidos [23] para a liga de alumínio 2219-T851 não indicaram nenhum efeito no crescimento próximo ao fator limite para uma faixa de frequências de 25 a 150 Hz. Por outro lado, testes feitos com ligas de alumínio 2024-T3 para frequências entre 342 e 832 Hz [26] mostraram um aumento na taxa de propagação de trinca e um decréscimo à metade do valor de ΔK_0 com o aumento da frequência, que a princípio foi atribuído a efeitos de fluência devido a aquecimento na ponta da trinca.

O efeito do tipo de onda (senoidal, quadrada ou triangular), no crescimento próximo ao fator limite, foi examinado em ligas de alumínio e aços

inox ao ar [24]. Para ambos os materiais, não foi observada nenhuma mudança no valor de ΔK_0 para os diversos tipos de ondas. Nos mesmos experimentos, o decréscimo na frequência de 130 para 0,5 Hz para todos os tipos de ondas, levou a redução no valor de ΔK_0 , talvez refletindo a influência do ambiente para baixas taxas de propagação.

2.3.1.2 - FATORES MICROESTRUTURAIS

a) Resistência do material

Geralmente, é observado que a propagação de trinca por fadiga em metais não é afetada pela tensão de escoamento do material [27]. Contudo, para níveis próximos ao fator limite, abaixo de 10^{-6} mm/ciclo, observa-se uma forte influência da resistência do material sobre o valor de ΔK_0 e nas taxas de crescimento subsequentes.

Os resultados de estudos feitos em ligas não-ferrosas mostraram uma pequena redução no valor de ΔK_0 com a diminuição da resistência cíclica. Este comportamento é o oposto do observado para os aços, porém a magnitude do efeito é muito menor, por exemplo, aumentando a tensão de fluxo cíclica de um fator de dois para uma liga de alumínio, resulta em um aumento de ΔK_0 de 2,5 para $3,7 \text{ MN.m}^{-3/2}$ [28], enquanto um aumento similar na resistência do aços martensítico 300-M leva a uma redução em ΔK_0 de 8,5 para $3 \text{ MN.m}^{-3/2}$ [29].

As explicações para estes efeitos são incertas. Para os materiais não-ferrosos, o pequeno aumento em ΔK_0 com o aumento da tensão de fluxo, tem sido atribuído à redução do deslocamento plástico cíclico de abertura da ponta da trinca [28,30].

b) Tamanho de Grão

Enquanto o refino do tamanho de grão pode ser benéfico para aumentar o limite de fadiga ou melhorar a resistência de materiais (com escorregamento planar) [31], o efeito do tamanho de grão na propagação de trinca por fadiga pode ser considerada desprezível na maioria dos estudos para taxas de crescimento intermediárias [31-34]. Contudo, para velocidades de crescimento baixas, muitos pesquisadores observaram maior resistência à propagação de trinca por fadiga próxima ao limiar para tamanhos maiores de grão.

Muitas explicações para o efeito do tamanho de grão têm sido propostas, porém nenhuma delas é inteiramente satisfatória. Tem sido sugerido por exemplo que, com o crescimento próximo ao limiar é sensível à microestrutura, ele pode ser confinado a planos cristalográficos específicos de tal forma que em estruturas mais grosseiras podem ocorrer maiores desvios do caminho da trinca a partir do plano de máxima tensão de tração [35].

2.4 - FECHAMENTO DE TRINCA

2.4.1 - CONCEITO DE FECHAMENTO DE TRINCA E ΔK_{ef}

No estudo de propagação de trinca por fadiga, considerava-se, implicitamente, que uma trinca deveria permanecer fechada sob cargas de compressão e aberta sob cargas de tração. Contudo, estudando trincas de fadiga em chapas de alumínio, ELBER [36] observou que mesmo antes de serem removidas todas as cargas de tração, uma trinca fechava, surgindo tensões compressivas significativas entre as faces da trinca, mesmo para carga zero. Este fenômeno, chamado de fechamento de trinca, tem sido amplamente estudado e já são propostos diferentes mecanismos de fechamento de trinca na propagação de trinca por fadiga em metais e ligas e, em particular, na contribuição de tais mecanismos sobre os efeitos microestruturais e ambientais

comumente observados a velocidades de crescimento menores que 10^{-6} mm/ciclo. Tal fechamento, leva à supressão da força de acionamento efetiva para avanço da trinca através de contato prematuro entre as superfícies da trinca, a cargas positivas durante o ciclo de fadiga, de tal forma que sob condições de escoamento de pequena escala, a faixa de intensidade de tensão é reduzida de um valor nominal aplicado ΔK , computado das cargas aplicadas, geometria e medições do comprimento da trinca, para algum valor efetivo inferior; ΔK_{ef} , realmente experimentado na ponta da trinca. Especialmente abaixo de 10^{-6} mm/ciclo, onde as taxas de crescimento se aproximam de uma faixa de intensidade de tensão limite de fadiga, ΔK_0 , abaixo da qual as trincas longas não crescem ou propagam-se a uma velocidade indetectável experimentalmente. Sabe-se que a origem deste fechamento de trinca por fadiga não é somente resultado da plasticidade cíclica, como foi primeiramente observado por Elber, no seu conceito de fechamento de trinca induzido por plasticidade, mas também pela formação de depósitos de corrosão insolúveis formados na superfície da trinca, morfologias irregulares da fratura somados ao deslocamento inelástico da ponta da trinca do modo II, à ação de bloqueio de fluidos viscosos contidos no interior da trinca e por transformação de fase metalúrgica. Estes mecanismos estão listados na figura 10.

Figura 10 - Ilustração esquemática de mecanismos de fechamento de trinca.

2.4.2 - MECANISMOS DE FECHAMENTO DE TRINCA

2.4.2.1 - FECHAMENTO DE TRINCA INDUZIDO POR PLASTICIDADE

O mecanismo originalmente proposto por Elber foi o do leito plástico, onde as regiões em cada lado das faces da trinca, atrás da ponta da trinca, eram uma fonte de tensão compressiva residual, como resultado de terem sido anteriormente parte da zona plástica, na frente da ponta da trinca.

Durante um ciclo simples de crescimento da trinca, deformações de tração residuais são deixadas no material atrás da frente de propagação da trinca, porque ocorre somente restabelecimento elástico após a separação das

superfícies. Logo atrás da ponta da trinca, estas deformações são aproximadamente as mesmas que a deformação plástica na ponta da trinca.

Este mecanismo é observado em todos os casos desde que a razão de carga, R , seja pequena o bastante mas ele frequentemente é dominado por outros mecanismos.

2.4.2.2 - FECHAMENTO DE TRINCA INDUZIDO POR DEPÓSITOS DE ÓXIDOS

O modelo de fechamento de trinca induzido por óxidos foi proposto para explicar o papel de depósitos de corrosão gerados no interior das trincas, como promotores do fechamento da trinca.

De acordo com este modelo, atmosferas úmidas provocam a formação de filmes de óxidos observáveis nas superfícies recém-formadas da trinca. Estes filmes se tornam mais espessos pela ação da oxidação por atrito a baixas razões de carga, isto é, há uma quebra contínua do filme e uma restauração das camadas de óxidos atrás da ponta da trinca devido ao esmagamento das faces da trinca como resultado do fechamento induzido pela plasticidade. Estes depósitos de óxidos, que devem ser menos predominantes em atmosferas secas livres de oxigênio, ou a altas razões de carga (onde não há fechamento induzido pela plasticidade) promovem um mecanismo para um fechamento de trinca mais intenso. Como resultado do contato antecipado entre as superfícies de fratura, durante a porção de fechamento do ciclo de carga, as cargas de fechamento são aumentadas e a faixa de intensidade de tensão na ponta da trinca é reduzida, isto é, a presença de depósitos de óxidos efetivamente aumenta K_{min} . Este mecanismo para crescimento de trinca afetado pelo ambiente, entretanto, é específico somente para faixas de intensidade de tensão onde a espessura dos óxidos são da ordem do deslocamento de

abertura da ponta da trinca (CTOD). Como acontece, por exemplo, para níveis próximos ao limiar de fadiga.

2.4.2.3 - FECHAMENTO DE TRINCA INDUZIDO POR RUGOSIDADE DA SUPERFÍCIE DE FRATURA

Efeitos consideráveis de fechamento de trinca podem surgir de uma morfologia irregular ou grosseira da superfície de fratura.

O mecanismo originado por esta característica da superfície de fratura é chamado fechamento de trinca induzido por rugosidade. Ele ocorre em situações onde a escala de tamanho da rugosidade da superfície de fratura é comparável ao deslocamento de abertura da ponta da trinca e onde existe deslocamento do modo II, por exemplo, próximo aos níveis do limiar. Como mostrado na figura 11, o fechamento pode ser promovido porque a trinca pode tornar-se fechada em pontos de contato discretos ao longo das faces da trinca.

Estudos recentes indicaram que o fechamento induzido pela rugosidade é mais predominante a níveis próximos ao limiar onde os tamanhos máximos da zona plástica (r_p) são tipicamente menores que o tamanho de grão (d_g) [37]. Nestes casos, a baixa restrição no escorregamento cíclico promoverá primariamente extensão da trinca ao longo de um sistema de escorregamento único, semelhante ao mecanismo do estágio I de Forsyth, resultando em caminho de fratura serrilhado ou zig-zag. Estas morfologias facetadas de fratura, foram chamadas de crescimento sensível à microestrutura ou crescimento cristalográfico.

Figura 11 - Esquema ilustrando o efeito do deslocamento do Modo II sobre a morfologia da superfície de fratura.

Estudos recentes indicaram que o fechamento induzido pela rugosidade é mais predominante a níveis próximos ao limiar onde os tamanhos máximos da zona plástica (r_y) são tipicamente menores que o tamanho de grão (d_g) [37]. Nestes casos, a baixa restrição no escorregamento cíclico promoverá primariamente extensão da trinca ao longo de um sistema de escorregamento único, semelhante ao mecanismo do estágio I de Forsyth, resultando em caminho de fratura serrilhado ou zig-zag. Estas morfologias facetadas de fratura, foram chamadas de crescimento sensível à microestrutura ou crescimento cristalográfico.

2.4.2.4 - FECHAMENTO DE TRINCA INDUZIDO POR TRANSFORMAÇÃO DE FASE

Este tipo de mecanismo pode ocorrer em materiais que sofrem transformação de fase induzida por tensão ou deformação. Por exemplo: aços inoxidáveis metaestáveis. Neste caso, se a transformação da fase austenita para a fase martensita, que ocorre localmente na região ao redor da ponta da trinca envolver uma mudança de volume positiva, a restrição do material circundante não transformado, deixará esta região sob compressão.

2.4.2.5 - FECHAMENTO DE TRINCA INDUZIDO PELA PRESENÇA DE FLUIDO

Foram relatados efeitos consideráveis de fechamento de trinca em trincas que continham óleos ou outros líquidos que eram viscosos o bastante para transmitirem tensões compressivas [38].

Os vários mecanismos pelos quais os ambientes contendo óleos podem influenciar o comportamento de fadiga ainda precisam ser documentados de maneira sistemática [39]. Além disso, o papel específico dos fluidos viscosos ainda permanece mal resolvido. Qualquer análise quantitativa sobre a influência da viscosidade nas velocidades de propagação deve incluir considerações sobre a pressão hidrodinâmica do óleo criada entre as faces do fluido dentro da trinca e a extensão da penetração do fluido dentro da trinca, processos estes, que têm dependências opostas sobre a viscosidade.

2.4.3 - TÉCNICAS DE MEDIÇÃO DE FECHAMENTO DE TRINCA

A idéia básica por trás da maioria das medições de fechamento é registrar-se a carga versus deformação ou o deslocamento versus carga

durante a porção de carregamento ou de descarregamento de um ciclo. Se a trinca permanecer fechada devido à plasticidade ou em contato como nos fechamentos induzidos por rugosidade ou por óxidos, uma mudança na flexibilidade deve ocorrer quando as faces da trinca se separarem durante o carregamento como na figura 12.

Figura 12 - Curva carga versus deslocamento esquemática usada para medir as cargas de fechamento. P_{fech} geralmente é definida como a interseção das linhas de extrapolação.

A carga de fechamento, P_{fech} , é então tomada como a carga na qual a mudança na flexibilidade ocorreu. A grande maioria dos trabalhos sobre fechamento tem sido realizada em corpos de prova do tipo "CT" (compact tension). Foi mostrado por RICHARDS e DEAN [40] que o comprimento da trinca pode ser correlacionado com a deformação medida na face trazeira do corpo de prova. O carregamento de tração de um corpo de prova do tipo "CT" produz uma deformação negativa na face trazeira que é então usada para

calcular o comprimento da trinca. Durante o ciclo de carregamento, uma mudança na inclinação da curva de deformação na face trazeira versus carga indica que a trinca abriu. Esta é uma medição indireta porque o deslocamento da ponta da trinca não é medido diretamente.

Uma outra técnica utiliza um extensômetro "clip on" que monitora o deslocamento na linha de carga. A medição também pode ser desempenhada com um "clip-gage" colocado na face frontal do corpo de prova, evitando-se a usinagem extra necessária para acomodar o extensômetro na linha de carga. Esta medição de fechamento é mais direta que a com extensômetro na face trazeira ou com "clip-gage", contudo os deslocamentos muito próximos à ponta da trinca não podem ser medidos devido ao tamanho do corpo de prova.

Um método mais preciso foi desenvolvido por DAVIDSON e NAGY [41]. Este método envolve a medição direta do deslocamento de abertura da ponta da trinca ("COD") por meio de carregamento *in situ* em um "SEM" permitindo a medição de "COD" muito perto da ponta da trinca. Infelizmente, esta técnica não é disponível para a maior parte dos laboratórios e registra somente o fechamento na superfície do corpo de prova.

Alternativamente, qualquer dispositivo que possa medir deslocamento na amostra poderia ser usado para medir fechamento de trinca; como um extensômetro "laser" por exemplo. Este extensômetro mede a separação das faces da trinca em qualquer ponto x ao longo do entalhe usinado, figura 13.

Figura 13 - Extensômetro "laser". Mede a separação entre as faces superior e inferior em função do tempo durante o ciclo.

2.5 - ASPECTOS TEÓRICOS DOS TRATAMENTOS TÉRMICOS EM LIGAS DE ALUMÍNIO

São quatro os mecanismos conhecidos como reforçadores das ligas de alumínio:

- a) solução sólida;
- b) endurecimento por precipitação;
- c) encruamento;
- d) refino de grão.

Todos estes mecanismos aplicados isolados e/ou combinados a sistemas de ligas, propiciam o aparecimento de barreiras ao movimento das discordâncias, dificultando a deformação dos metais e aumentando o limite de resistência dos materiais.

O endurecimento por precipitação nas ligas a base de alumínio, desenvolvido a cerca de 70 anos atrás por A. Wilm, é o principal mecanismo para melhorar as propriedades de resistência ao escoamento, resistência à

tração e tenacidade à fratura das ligas de alumínio, além de melhorar a resistência à corrosão sob tensão.

O endurecimento por precipitação é fortemente influenciado pelo tempo de duração e pela temperatura dos tratamentos. As variações das propriedades de resistência mecânica e de resistência à corrosão sob tensão em relação ao tempo de envelhecimento (isocronométrico) foram apresentadas por SPEIDEL [42].

Diversos pesquisadores têm estudado a precipitação nas ligas de alumínio através da observação da microestrutura, forma, distribuição e relação de coerência entre os precipitados e a matriz. Entre muitos estudos, GARLIPP e outros [43], demonstraram que numa solução supersaturada numa faixa de temperatura entre 100 e 135°C, aparecem zonas esféricas conhecidas como zonas de Guinier-Preston (GP), coerentes com a matriz de alumínio (α). Nesta temperatura as zonas GP têm um diâmetro médio variando entre 0,002 e 0,004 μm . A partir de 150°C as zonas GP começam a dar origem à fase semi-coerente η (MgZn_2), que é intermediária e atinge um diâmetro médio máximo de 0,01 μm , próximo a 250°C. Acima desta temperatura surge a fase η (MgZn_2), não-coerente com a matriz e com diâmetro médio entre 0,03 e 0,05 μm . Acima de 370°C aparece a fase α em solução.

A maior resistência mecânica é obtida para a faixa de temperatura de transição entre as zonas GP e a fase η . A diminuição ou o aumento no tamanho dos precipitados não impede a progressão das discordâncias dentro dos grãos e estas atravessam os precipitados por cisalhamento, no caso de precipitados pequenos, ou por mecanismos de deslizamento cruzado ("cross-slip"), no caso de precipitados maiores.

Estudos feitos por PAPAIZIAN e outros [44] utilizando um equipamento de varredura diferencial calorimétrica (DSC), verificaram que a deformação plástica

durante a fadiga pode causar alguma variação de η' para η na liga 7050-T74, mas este fato não interfere com a dissolução subsequente de η' . Os resultados com o DSC indicaram que a fadiga de baixo ciclo não deve causar uma reversão ou desordenamento significativo de η' e que esta fase na liga 7050 não sofre cisalhamento. O DSC não detectou mudanças no volume da microestrutura do precipitado na liga, após o ciclo de fadiga na faixa de deformação elástica.

A extensão da modificação microestrutural no interior dos grãos aumenta com a deformação plástica cumulativa sofrida pelo material, porém cada ciclo sucessivo de tensão é menos efetivo em causar transformação de fase.

2.5.1 - TRATAMENTOS DAS LIGAS DE ALUMÍNIO

O sistema padrão de designação dos mecanismos endurecedores para alumínio e suas ligas consiste de uma letra indicando o estágio de processamento [45]. Os quatro tipos principais são:

- a) recozimento, indicado pela letra O;
- b) bruta de fusão, indicado pela letra F;
- c) encruamento, indicado pela letra H;
- d) tratada termicamente, indicada pela letra T.

O tipo T produz em uma liga, um tratamento estável. Os números de 2 a 9 seguintes à letra representam uma combinação específica de operações de tratamento. Um tratamento térmico de precipitação (envelhecimento artificial), seguido de um tratamento térmico na solução e têmpera, produz o tipo T7. Ligas nesta condição estão estabilizadas por superenvelhecimento, isto significa sacrificar um pouco da resistência mecânica em função de outras características. A resistência da liga pode ser diminuída para uma melhoria na estabilidade dimensional, particularmente aos produtos que são utilizados em

altas temperaturas ou no desenvolvimento de melhores propriedades de resistência a trincas de corrosão sob tensão e corrosão por delaminação [46].

A designação T7 é aplicada aos produtos nos quais as condições de tempo/temperatura para estabilização conduzem a liga além do ponto de máxima dureza, permitindo um controle sobre tensões residuais e crescimento. Os próximos dígitos seguintes a T7 indicam variações envolvendo tempo de duração e temperatura dos tratamentos. Essa combinação resulta em diferentes características microestruturais que implicam necessariamente em diferentes comportamentos mecânicos.

A Tabela I apresenta os diferentes passos que caracterizam o tratamento feito à liga 7050, objeto deste estudo.

Tabela I - Tratamento térmico da liga 7050.

Forma do produto	TT de solubilização		TT de precipitação		
	Temp. (°C)	Tipo	Temp. (°C)	tempo (h)	designação
placa	475	W51	Y	Y	T74

Y: dois estágios de tratamento compreendendo de 6 a 8 horas a 107°C, seguido por 24 a 30 horas a 163°C.

W51: alívio de tensões por estiramento para produzir uma quantidade de deformação permanente bem determinada subsequente ao tratamento térmico de solubilização e anterior ao tratamento térmico de precipitação

3 - MATERIAIS E PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS

3.1 - MATERIAL

O material estudado neste trabalho foi a liga de alumínio de alta resistência 7050-T73651, cuja composição química (porcentagem em peso) é mostrada na tabela II. Esta liga de uso aeronáutico é utilizada em componentes de aviões cuja espessura ultrapasse uma polegada, tais como: nervuras, trens de pouso, suportes, pernas, cavernas e revestimentos externo e interno. Esta liga apresenta uma boa combinação de propriedades mecânicas, resistência à corrosão sob tensão e tenacidade à fratura, particularmente na direção transversal à direção de laminação.

A caracterização mecânica inicial do material foi realizada pela EMBRAER e os resultados para limite de resistência (σ_R) e limite de escoamento (σ_E) são apresentados na tabela III. As propriedades de tenacidade à fratura em deformação plana, K_{Ic} , da liga também foram obtidas em ensaios realizados pela EMBRAER e os resultados obtidos para as orientações estudadas são apresentados na tabela IV.

Tabela II - Composição química da liga Al 7050.

ELEMENTO QUÍMICO	(% EM PESO)
Zn	5,7 - 6,7
Mg	1,9 - 2,6
Cu	2,0 - 2,6
Mn	0,1 (max)
Cr	0,04 (max)
Zr	0,08 - 0,15
Si	0,2 (max)
Fe	0,15 (max)
Ti	0,06 (max)
outros	0,15 (max)
Al	Balanço

Tabela III - Propriedades mecânicas de tração da liga
7050-T7365I.

FORMA DO PRODUTO	DIREÇÃO	TEMP. (°C)	σ_R (MPa)	σ_E (MPa)
Placa	Transversal	25	527	462
Placa	Longitudinal	25	540	480

Tabela IV - Propriedades de tenacidade à fratura da
liga 7050-T73651

FORMA DO PRODUTO	DIREÇÃO	K_{Ic} (MPa.m ^{1/2})
Placa	L - T	32,2
	T - L	29,7
	S - L	28,6

3.2 - CORPO DE PROVA

Devido à anisotropia de propriedades mecânicas que o material apresenta nas condições propostas para o estudo, foram retirados corpos de prova nas orientações esquematizadas na figura 14.

Para a análise da metalografia foram cortadas amostras dos próprios corpos de prova utilizados para se determinar as curvas de propagação de trinca por fadiga, de tal forma a fornecerem cada uma das seções do material. Após terem sido convenientemente embutidas a frio, as amostras foram lixadas numa sequência normal de lixas de SiC e posteriormente, polidas com alumina fina. A microestrutura da liga foi revelada através do ataque químico com o reativo de Keller [47]:

HNO_3 = 2,5 ml

HCl = 1,5 ml

HF = 1,0 ml

H_2O = 95 ml

Figura 14 - Desenho esquemático do produto laminado indicando as posições de retirada dos corpos de prova "CT".

L - Direção de laminação (comprimento)

S - Espessura da placa (seção transversal menor)

T - Largura da placa (seção transversal maior)

Os corpos de prova para realização dos ensaios de fadiga foram usinados na EMBRAER e fornecidos no estado bruto de máquina. A confecção dos corpos de prova se deu segunda a Norma da ASTM nº. E647-88a [48]. A geometria tomada foi a "compact tension" - C(T), conforme esquema na figura 15. Para a obtenção de uma superfície espelhada à frente do entalhe, a fim de se observar a propagação, as laterais dos corpos de prova foram polidas mecanicamente na sequência de lixas 240-320-400-600 e depois em politriz rotativa com óxido de cromo de granulações decrescentes 10-5-1 μ m. Após o polimento mecânico, foi realizado polimento eletrolítico numa solução diluída de

ácido perclórico+etanol+água destilada nas proporções 140+600+240ml, mantendo a cuba em banho de gelo. Na área espelhada obtida, foram feitos traços de referência espaçados de 2,0mm para auxiliar nas medições do comprimento da trinca. A utilização destas marcas de referência elimina erros potenciais como movimentos acidentais ou trepidações na luneta de observação. As medições de comprimento da trinca foram feitas em intervalos tais que os valores de da/dN ficaram igualmente distribuídos com relação a ΔK . Neste trabalho, o mínimo Δa medido foi de 0,25mm durante o crescimento em estágio II. Em regime de propagação em estágio I, a medição de Δa foi realizada para 0,1mm para a obtenção de, pelo menos, cinco pontos (da/dN , ΔK) para a determinação do fator limite ΔK_0 , isto é, dez vezes a precisão da escala utilizada no monitoramento da trinca.

Figura 15 - Esquema do corpo de prova utilizado para a realização do ensaio de fadiga.

3.3 - ANÁLISE FRATOGRÁFICA

As amostras para observação no microscópio foram lavadas com álcool isopropílico em equipamento de ultra-som "Thornton". Foi evaporado ouro sobre as superfícies de fratura para maior nitidez das imagens observadas ao microscópio. As observações das superfícies de fratura foram feitas em comprimentos de trinca próximos ao fator limite de fadiga ΔK_0 .

Os aspectos morfológicos das superfícies de fratura foram examinados por meio da técnica de microscopia eletrônica de varredura, utilizando-se um microscópio eletrônico Cambridge, modelo S4-10.

3.4 - ENSAIO DE FADIGA

3.4.1 - ENSAIO PARA DETERMINAÇÃO DE ΔK_0

Os ensaios de fadiga foram realizados segundo a Norma ASTM E647-88 em uma máquina servo-hidráulica MTS ("Material Test System"), com célula de carga de capacidade 250kN operando sob controle de carga, com $R = 0,1$, em onda senoidal com frequência 50Hz.

Para acompanhamento e realização das medidas de comprimento da trinca foi empregado um microscópio óptico de translação com aumento de 15 vezes e precisão na leitura do comprimento da trinca de 0,01mm.

Os ensaios para determinação do fator limite, ΔK_0 foram realizados de acordo com a Norma ASTM E647-88, conforme estabelecido para o gradiente de decréscimo dos valores de ΔK (item 8.6 da Norma). É estabelecido que os valores das cargas máximas aplicadas sejam tais de forma que se tenha a

propagação da trinca sempre no regime linear-elástico, com relação a/W entre 0,3 e 0,7. Para tal, utilizou-se o gráfico [48] apresentado na figura 16.

Figura 16 - Requisitos normalizados de tamanho para corpos de prova padrão de fadiga [48].

Os ensaios de fadiga forneceram curvas de tamanho de trinca versus número de ciclos. A partir destas curvas, foram obtidos gráficos de taxa da/dN

de propagação de trinca versus fator cíclico ΔK de intensidade de tensão através do método das secantes estabelecido na Norma ASTM E647-88 [48].

Para se determinar a intensidade de tensão alternada (ΔK), utilizou-se a expressão:

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

onde:

$$\alpha = a/W$$

$$\Delta K = K_{\max} - K_{\min}$$

$$\Delta P = P_{\max} - P_{\min}$$

B: espessura do c.p.

W: largura do c.p.

a: comprimento da trinca

3.4.2 - MEDIÇÃO DE CARGA DE FECHAMENTO DE TRINCA

Durante o ensaio de propagação de trinca por fadiga, para determinados valores de comprimento de trinca, foi interrompido o ensaio e foram realizadas medições na carga de fechamento de trinca. O fechamento de trinca foi medido utilizando-se um "clip-gage" acoplado à boca do entalhe. Para se determinar a carga de fechamento, a leitura do extensômetro foi plotada contra a carga em um registrador X-Y, como no esquema da figura 12.

4 - RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1 - MICROGRAFIA

A microestrutura da liga estudada, quando observada ao microscópio óptico é apresentada na figura 17. Foi feita uma montagem da micrografia das três principais seções da liga.

A análise das micrografias ópticas revelou uma microestrutura anisotrópica de grãos não recristalizados, típica de processamento termomecânico, com grãos na forma de "panqueca", fortemente alongados na direção de trabalho mecânico.

Esta estrutura é a que fornece os valores mais elevados para resistência mecânica e a tenacidade da liga [49, 50, 51 e 52], através de homogeneização da deformação. Por esta razão, esta microestrutura é comumente encontrada nas ligas de alumínio usadas na indústria aeronáutica.

Normalmente, no estado em que a liga foi estudada, sua estrutura apresenta subgrãos dentro de grãos alongados não recristalizados. Estudos [53] mostraram que a estrutura é superenvelhecida com precipitados incoerentes dentro dos grãos e nos contornos de grão. Segundo o mesmo estudo, pôde-se constatar a presença de precipitados η ($MgZn_2$) e observou-se a possibilidade da formação de $Mg(CuAl,Zn)_2$. Godefroid [53] cita também que a presença de cobre pode controlar a largura das zonas livres de precipitados adjacentes aos contornos de grão. O não desenvolvimento de largas zonas livres de precipitados adjacentes aos contornos de grão das ligas da série 7XXX, garante a capacidade destas de ainda apresentarem uma fratura transgranular e não intergranular, como poderia ser esperado para ligas superenvelhecidas.

Figura 17 - Micrografia mostrando a microestrutura nas três principais direções da liga. (aumento = 200 X)

4.2 - PROPAGAÇÃO DE TRINCA POR FADIGA

Os resultados obtidos nos ensaios de propagação de trinca por fadiga para as orientações LT, TL e SL são apresentados nas figuras 18, 19 e 20, respectivamente.

Juntamente com os resultados para as curvas de propagação, foram plotadas as curvas referentes às equações de Priddle e de Donahue, que prevêm o comportamento da curva de propagação, da/dN versus ΔK , baseando-se em parâmetros do material como a constante C da equação de Paris e K_{Ic} , que é a tenacidade a fratura do material.

Os parâmetros C e m foram obtidos a partir das curvas da/dN versus ΔK experimentais por meio de regressão linear da região da curva onde é válida a lei de Paris.

As equações foram plotadas juntamente com os resultados obtidos para as direção LT e TL de laminação e são apresentadas nas figuras 21, 22, 23 e 24. Os resultados referentes à orientação SL de propagação, ficaram restritos à região mais próxima do fator limite de fadiga, ΔK_0 não possibilitando uma definição aceitável para a região da equação de Paris.

Figura 18 - Curva de taxa de propagação de trinca por fadiga em função de ΔK para a orientação LT.

Figura 20 - Curva de taxa de propagação de trinca por fadiga em função de ΔK para a orientação SL.

Figura 21 - Equação de Donahue para a orientação LT.

$$\frac{da}{dN} = 8.10^{-7} (\Delta K - 2,42)^{1,7}$$

Figura 22 - Equação de Priddle para a orientação LT.

$$\frac{da}{dN} = 8.10^{-4} \left[\frac{\Delta K - 2,42}{32,2 - K_{\max}} \right]^{1,2}$$

Figura 23 - Equação de Donahue para a orientação TL

$$\frac{da}{dN} = 2,2 \cdot 10^{-6} (\Delta K - 2,03)^{1.7}$$

Figura 24 - Equação de Priddle para a orientação TL.

$$\frac{da}{dN} = 2,2 \cdot 10^{-4} \left[\frac{\Delta K - 2,03}{29,7 - K_{\max}} \right]^{1,2}$$

No estudo feito para a orientação LT, as equações de Donahue e de Priddle produzem bons resultados com ajustes aproximados aos resultados

obtidos experimentalmente. Para a orientação TL, as curvas produzidas pelas equações de Donahue e de Priddle também tiveram um bom ajuste dentro dos intervalos onde estas são supostamente válidas.

4.3 - DETERMINAÇÃO DE ΔK_0

A determinação do limite de crescimento de trinca por fadiga se deu de acordo com o procedimento indicado no item 9.4 da norma ASTM E-647, que fornece uma definição operacional da faixa de fator de intensidade de tensão limite para o crescimento de trinca, ΔK_0 . Este procedimento consiste em se determinar a reta que melhor se ajuste a partir de uma regressão linear de $\log da/dN$ versus $\log \Delta K$, usando-se um mínimo de cinco pontos da/dN , ΔK de espaçamento aproximadamente igual entre as taxas de crescimento 10^{-9} e 10^{-10} m/ciclo. Usando-se a reta descrita acima, tem-se o valor de ΔK_0 como o valor de ΔK correspondente à taxa de crescimento de 10^{-10} m/ciclo.

A tabela V mostra os valores de ΔK_0 obtidos a partir dos resultados experimentais de propagação de trinca por fadiga para as três orientações estudadas, LT, TL e SL.

TABELA V - Valores de ΔK_0 obtidos para as orientações LT, TL e SL para a liga de alumínio 7050-T73651.

Orientação	LT	TL	SL
Valor de ΔK_0 [MPa.m ^{1/2}]	2,42	2,03	2,90

Os valores encontrados normalmente na literatura para ΔK_0 variam grandemente em função da razão de carga, R , à qual é submetido o corpo de prova durante o ensaio de propagação de trinca por fadiga.

Foi avaliado o efeito de fechamento de trinca para a orientação LT e os resultados são apresentados na figura 25. As cargas de fechamento de trinca foram avaliadas para valores de ΔK próximos a ΔK_0 . Devido ao reduzido número de medições de carga de fechamento, os resultados limitam-se a mostrar uma tendência à redução do valor de $\Delta K_{0,ef}$ como pode ser observado na figura 25. Esta tendência é confirmada pelas morfologias presentes nas análises das superfícies de fratura quando observadas ao microscópio eletrônico de varredura. A figura 26 mostra a superfície de fratura de um dos corpos de prova após rompido, observada ao MEV, que permite verificar a presença de características de formação de cordilheiras na superfície de propagação da trinca por fadiga, o que gera uma superfície rugosa muito propensa ao mecanismo de fechamento de trinca induzido por rugosidade. Outro mecanismo possivelmente presente na geração de fechamento de trinca pode ser devido à presença de óxidos na superfície de fratura. Devido às baixas taxas de propagação envolvidas próximas aos valores de ΔK_0 , este mecanismo é favorecido já que a formação de alguns óxidos não se dá de maneira imediata e sim quando é permitida a ação do ambiente sobre a superfície formada pela propagação da trinca. A superfície de fratura observada ao MEV revelou formação de óxidos como pode ser visto na figura 27.

Figura 25 - Curva de taxa de propagação de trinca por fadiga em função de ΔK para a orientação LT, incluídos os valores de ΔK com correção de fechamento.

Seguindo-se o mesmo procedimento que foi utilizado na determinação do fator limite de crescimento de trinca por fadiga para as três orientações estudadas, foi determinado o valor efetivo do fator limite de fadiga considerando-se o efeito de fechamento de trinca. Este valor foi

aproximadamente $2,05 \text{ MPa.m}^{1/2}$ que corresponde a uma redução de 15% do valor original sem correção do efeito do fechamento de trinca que foi de $2,42 \text{ MPa.m}^{1/2}$.

Os valores de ΔK_{ef} foram obtidos considerando-se a diferença entre os valores de K_{max} e os valores de K_{fech} correspondentes aos valores de carga de fechamento.

Figura 26 - Superfície de fratura por fadiga próximo ao fator limite observada ao MEV, mostrando aspecto de cordilheira. (superfície rugosa). (140 X)

FIGURA 27 - Formação de óxidos na superfície de fratura observada
ao MEV. (aumento = 1400 X)

5 - CONCLUSÕES

No estudo da liga 7050-T73651, para a orientação LT de laminação, a taxas de propagação próximas ao fator limite de intensidade de tensão, ΔK_0 , o fenômeno de fechamento de trinca foi aparentemente gerado pela ação conjunta dos mecanismos: Presença de óxidos na superfície de fratura e rugosidade da superfície de fratura. Embora não possa ser descartada a possibilidade de se ter ação de plasticidade do material atuando no sentido de promover fechamento.

As equações de Priddle e de Donahue demonstraram ter boa aplicabilidade para se estimar o comportamento de fadiga (crescimento de trinca sob razão de carga constante) baseando-se no parâmetro C da equação de Paris e nos valores de ΔK_0 e K_c do material de acordo com os estudos realizados para as orientações LT e TL de laminação.

O valor de $\Delta K_{0,ef}$ mostrou que há coerência em se levar em conta o fenômeno de fechamento de trinca, já que a redução do valor de ΔK_0 , quando caso de orientação LT estudada neste trabalho foi de 15%, pode significar mudanças na estimativa do tamanho tolerável de defeito e também na avaliação de defeitos existentes em componentes durante trabalho.

A utilização da técnica de "clip gage" acoplado à boca do entalhe para medição das cargas de fechamento demonstrou ser de fácil utilização já que o ensaio de propagação de trinca por fadiga e de determinação de ΔK_0 puderam ser realizados sem interferência do extensômetro que foi acoplado somente para a realização das medições de carga de fechamento.

6 - SUGESTÕES PARA FUTUROS TRABALHOS

Realização de ensaios de decaimento de ΔK para as três principais orientações de laminação com medição de carga de fechamento para se determinar o valor de $\Delta K_{0,ef}$ nas três orientações SL, LT e TL.

Utilização de diferentes técnicas de medição de fechamento de trinca para se verificar a influência da posição da trinca onde se mede a carga de fechamento sobre o seu valor.

Medição de cargas de fechamento durante o ensaio de propagação de trinca por fadiga para se verificar o comportamento do efeito de fechamento de trinca e se determinar valores de ΔK_{ef} na região da Lei de Paris com o intuito de se avaliar a importância do fenômeno para taxas de propagação mais elevadas.

Utilização da técnica de medição por variação da flexibilidade elástica do corpo de prova para medir o crescimento da trinca com aquisição de dados e controle do ensaio através do computador.

7 - REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] ROLFE, S. T.; BARSON, J. M. Fracture and fatigue in structures. (Application of fracture mechanics). Prentice-Hall, Englewood Cliffs, New Jersey, 1977.
- [2] DIETER, G. E. Metalurgia mecânica. Trad. SOUZA E SILVA, A. S.; ALMEIDA, L. H. e MIRANDA, P. E. V. Rio de Janeiro, Guanabara Dois, 1981.
- [3] DUGGAN, T. V.; BYRNE, J. Fatigue as a design criterion. The McMillan Press, 1977.
- [4] COTTREL, A. H.; HULL, D. Proc. Roy. Soc., A242:211, 1957.
- [5] FORSYTH, P. J. E. ASTM Publication, 327:21, 1959.
- [6] FORSYTH, P. J. E. A two stages process of fatigue crack growth. Symposium on crack propagation. Cranfield, England, 1961.
- [7] McMILLAN, J. C.; PELLOUX, R. M. N. Fatigue crack propagation. ASTM STP 415:139, 1967.
- [8] LINCH, S. P. A new model for initiation and growth of fatigue cracks. Metals Science. v.9, n.9, p.401-410, 1975.
- [9] MARQUES, H. V. C. F. Propriedades mecânicas de fadiga em ligas de alumínio de alta resistência. São Carlos, 1982. Dissertação (Mestrado) - Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo.
- [10] POOK, L. P. Practical implication of the fatigue crack growth threshold. Metals Science, v.11, p. 382-389, 1977.
- [11] FAUSTINO, V. L. Efeito microestrutural nas propriedades de propagação de trincas por fadiga em um aço de alta resistência e baixa liga. São Carlos, 1985. Dissertação (Mestrado) - Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo.
- [12] FROST, N. E.; DUGDALE, D. S. The propagation of fatigue cracks in sheet specimens. J. Mech. Phys. of Solids, v.6, p.92-110, 1958.

- [13] LIU, H. W. Fatigue crack propagation and applied stress range: an energy approach. Trans. Am. Soc. Mec. Engrs. serie D:85, 1963.
- [14] PARIS, P. L.; ERDOGAN, F. A critical analysis of crack propagation laws. J. Basic Eng. Trans. ASME, D n.3, p.528-539, 1963.
- [15] NICCOLS, E. H. A correlation for fatigue crack growth rate. Scripta Met., v.10, n.4, p.295-8, 1976.
- [16] McCARTNEY, L. N.; IRVING, P. E. Comments on: "A correlation for fatigue crack growth rate". Scripta Met., v.11, n.3, p.181-3, 1977.
- [17] BAFLON, J. P.; MASOUNAVE, J.; BATHIAS, C. On the relationship between the parameters of Paris law for fatigue crack growth in Aluminum alloys. Scripta Met., v.11, n.12, p.1101-6, 1977.
- [18] KANNINEN, M. F.; POPELAR, C. H. Advanced fracture mechanics. Oxford, Oxford University Press, 1985. (Engineering Science Series, 15).
- [19] RITCHIE, R. O. Near-threshold fatigue-crack propagation in steels. Int. Metals Reviews, v.5/6, p.205-30, 1979.
- [20] COOKE, R. J.; IRVING, P. E.; BOOTH, G. S.; BEEVERS, C. J. Eng. Frac. Mech., v.7, p.69, 1975.
- [21] IRVING, P. E.; BEEVERS, C. J. The effect of air and vacuum environments on fatigue crack growth rates in Ti-6Al-4V. Metall. Trans., v.5, p.391-8, 1974.
- [22] RITCHIE, R. O.; SMITH, R. F.; KNOTT, J. F. Effects of thickness on fibrous fracture from a notch and on fatigue-crack propagation in low-strength steels. Met. Sci., v.9, p.485-92, 1975.
- [23] HUDAK, S. J.; SAXENA, A.; BUCCI, R. J.; MALCOLM, R. C. Third semi-annual report to AFML. Pittsburg, Westinghouse Research and Development Laboratories, 1977.
- [24] BATHIAS, C.; PINEAU, A.; PLUVINAGE, J.; RABBE, P. Fracture 1977. v.2, p. 1283. Waterloo, 1977.

- [25] KITAGAWA, H.; TAKAHASHI, S. Proc. 2. Int. Cong. on Mechanical Behaviour of Materials. ASM. 627. 1976.
- [26] SCHMIDT, R. A.; PARIS, P. C. Progress in flaw growth and fracture toughness testing. ASTM STP 536, 79. 1973.
- [27] BARSOM, J.; IMHOF, E. J.; ROLFE, S. T. Eng. Fract. Mech., v.2, p.301, 1970.
- [28] KNOTT, J. F.; PICKARD, A. C. Effects of overloads on fatigue-crack propagation: aluminum alloys. Met. Sci., v.11, p.399-404, 1977.
- [29] RITCHIE, R. O. J. Eng. Mater. Technol. Trans. ASME H, 99, 195, 1977.
- [30] PICKARD, A. C.; RITCHIE, R. O.; KNOTT, J. F. Proc. 4 Int. Conf. on Strength of Metals & Alloys. Nancy, France. INPL. 473. Aug. 1976.
- [31] PELLOUX, R. M. Ultrafine-grain metals. Siracuse, NY. 231, 1970.
- [32] CARLSON, M. F.; RITCHIE, R. O. On the effect of prior austenite grain size on near-threshold fatigue crack growth. Scr. Metall., v.11, p.113-8, 1977.
- [33] THOMPSON, A. W.; BUCCI, R. J. The dependence of fatigue crack growth rate on grain size. Metall. Trans., v.4, p.1173-5, 1973.
- [34] THOMPSON, A. W. Eng. Frac. Mech., v.7, p.61, 1975.
- [35] MASOUNAVE, J. ; BAILON, J. P. The effect of grain size on the threshold stress intensity factor in fatigue of a ferritic steel. Scr. Metal., v.10, p.165-70, 1976.
- [36] ELBER, W. The significance of fatigue crack closure. Damage tolerance in aircraft structures. ASTM STP 486. ASTM, 1971. p.230-42.
- [37] SURESH, S.; RITCHIE, R. O. A geometric model for fatigue crack closure induced by fracture surface roughness. Metall. Trans. A, v.13A, n.9, p.1627-31, 1982.
- [38] ENDO, K.; OKADO, T. ; KOMAI, K.; KIYOTA, M. Bull. JSME, v.15, p.1316-23, 1972.

- [39] TZOU, J. L.; SURESH, S.; RITCHIE, R. O. Fatigue crack propagation in oil environments - I. Crack growth behavior in silicone and paraffin oils. Acta Metall., v.33, n.1, p.105-16, 1985.
- [40] RICHARDS, C. E.; DEAN, F. W. The measurement of crack length and load using strain gauges. The measurement of crack length and shape during fracture and fatigue. 8, West Midlands, EMAS Publication, 1980.
- [41] DAVIDSON, D. L.; NAGY, A. A low-frequency cyclic-loading stage for the SEM. J. Phys. E. Sci. Instrum., v.11, 1978.
- [42] SPEIDEL, M. O. Stress corrosion cracking of Aluminum alloys. Metal. Trans. A, v.6, p.631-51, 1975.
- [43] GARLIPP, W., CILENSE, M. e GODOY, W. R. Envelhecimento por tratamentos termomecânicos da liga Al-Zn-Mg com e sem a adição de Cu e Cr. Metalurgia ABM, v.37, p. 451-55, 1981.
- [44] PAPAIZIAN, J. M. , DEIASI, R. J. e ADLER, P. N. A calorimetric study of fatigue induced microstructural change in aluminum alloy 7050, Metal. Trans. A, v.11, p. 135, 1980.
- [45] Metals Handbook, v. 1: Properties and selection of metals. Aluminum and Aluminum Alloys. ASM. Metals Park, 8th ed. Ohio, 1972.
- [46] Metals handbook, v. 4: Heat treatment. ASM. Metals Park, 9th ed. Ohio, p. 681-83, 1981.
- [47] VANDER VOORT, G. F. Metallography. McGraw-Hill Bollk, 1984. 195p.
- [48] NORMA ASTM 647-88.
- [49] HARRIS, S. J. ; NOBLE, B. ; DINSDALE, K.: The Metallurgy of light alloys, the institution of metallurgists, 1983, p. 48.
- [50] STALEY, J. T. : ASTM - STP 605, ASTM, 1976, p.71.
- [51] THOMPSON, D. S. : Met, Trans, 6A (1975) p. 671.
- [52] RAO, K. T. V. ; RITCHIE, R. O. :Mater. Sci, Technol., 5(1989) p. 882.

- [53] GODEFROID, L. B. :Propagação de trinca por fadiga sob carregamento com amplitude constante e variável em ligas de Alumínio para a indústria aeronáutica. UFRJ. Setembro, 1993.