

**UNIVERSIDADE DE BRASÍLIA
FACULDADE UnB GAMA / FACULDADE DE TECNOLOGIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM INTEGRIDADE DE
MATERIAIS DA ENGENHARIA**

**AVALIAÇÃO DO EFEITO DA DIREÇÃO DE LAMINAÇÃO SOBRE A TAXA DE
PROPAGAÇÃO DE TRINCAS NO ALUMÍNIO 7050-T7451**

ADRIANE FARIA DE ALMEIDA

**ORIENTADOR: DR. JORGE LUIZ DE ALMEIDA FERREIRA
CO-ORIENTADOR: PhD. JOSÉ ALEXANDER ARAÚJO**

**DISSERTAÇÃO DE MESTRADO EM INTEGRIDADE DE MATERIAIS DA
ENGENHARIA**

**PUBLICAÇÃO: FGA.GM – 33A/2016
BRASÍLIA/DF: JUNHO/2016**

**UNIVERSIDADE DE BRASÍLIA
FACULDADE UnB GAMA / FACULDADE DE TECNOLOGIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM INTEGRIDADE DE
MATERIAIS DA ENGENHARIA**

**AVALIAÇÃO DO EFEITO DA DIREÇÃO DE LAMINAÇÃO SOBRE A TAXA DE
PROPAGAÇÃO DE TRINCAS NO ALUMÍNIO 7050-T7451**

ADRIANE FARIA DE ALMEIDA

DISSERTAÇÃO DE MESTRADO SUBMETIDA AO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM INTEGRIDADE DE MATERIAIS DA ENGENHARIA DA FACULDADE DE TECNOLOGIA DA UNIVERSIDADE DE BRASÍLIA, COMO PARTE DOS REQUISITOS NECESSÁRIOS PARA A OBTENÇÃO DO GRAU DE MESTRE.

APROVADA POR:

**Prof. Jorge Luiz de Almeida Ferreira, Dr. (ENM-FT-UnB)
(Orientador)**

**Prof. Daniel Monteiro Rosa, Dr. (ENM-FT-UnB)
(Avaliador Interno)**

**Prof. Edson Paulo da Silva, Dr. (UFOP)
(Avaliador Externo)**

Brasília, 15/06/2016

FICHA CATALOGRÁFICA

ALMEIDA, Adriane Faria

AVALIAÇÃO DO EFEITO DA DIREÇÃO DE LAMINAÇÃO SOBRE A TAXA DE PROPAGAÇÃO DE TRINCAS NO ALUMÍNIO 7050-T7451, [Distrito Federal] 2016. 33A/2016, 129 p. 210 x 297 mm (FGA/FT/UnB, Mestre, Integridade de Materiais da Engenharia, 2016).

Dissertação de Mestrado - Universidade de Brasília. Faculdade UnB Gama. Programa de Pós-Graduação em Integridade de Materiais da Engenharia.

1. SENTIDO DE LAMINAÇÃO

2. TAXA DE CRESCIMENTO DE TRINCAS

3. FADIGA

4. ALUMÍNIO

I. FGA/FT/UnB

II. Título (série)

REFERÊNCIA BIBLIOGRÁFICA

ALMEIDA, A. F. (2016). AVALIAÇÃO DO EFEITO DA DIREÇÃO DE LAMINAÇÃO SOBRE A TAXA DE PROPAGAÇÃO DE TRINCAS NO ALUMÍNIO 7050-T7451. Dissertação de Mestrado em Integridade de Materiais da Engenharia, Publicação 33A/2016, Faculdade UnB Gama/FT/Universidade de Brasília, DF, nº.129 p.

CESSÃO DE DIREITOS

AUTOR: Adriane Faria de Almeida.

TÍTULO: AVALIAÇÃO DO EFEITO DA DIREÇÃO DE LAMINAÇÃO SOBRE A TAXA DE PROPAGAÇÃO DE TRINCAS NO ALUMÍNIO 7050-T7451.

GRAU: Mestre

ANO: 2016

É concedida à Universidade de Brasília permissão para reproduzir cópias desta dissertação de mestrado e para emprestar ou vender tais cópias somente para propósitos acadêmicos e científicos. O autor reserva outros direitos de publicação e nenhuma parte desta dissertação de mestrado pode ser reproduzida sem a autorização por escrito do autor.

NOME: Adriane Faria de Almeida

ENDEREÇO: Rua Baquité, Qd.: 167, Lt.: 10, Parque Amazônia.

CEP: 74835-330, Goiânia, GO – Brasil.

adrianefaria.eng@gmail.com

DEDICATÓRIA

Dedico este trabalho à minha mãe, que sempre me apoiou nos estudos, e sempre fez tudo ao seu alcance para que minha vida tivesse mais flores e menos espinhos, e também por ser a grande responsável pela pessoa que me tornei. Mãe, obrigada por tudo, mas principalmente por existir em minha vida!

AGRADECIMENTOS

Agradeço a Deus pela minha vida, pela minha família e por tudo que tenho.

À minha família, pelo apoio não só neste período, mas em toda minha vida, especialmente minha amada mãe, a rainha dos meus dias.

Ao meu eterno namorado, Régis Fernando Lemos, por sempre me apoiar em meus desafios e por ter aceito esse desafio junto comigo, foi muito melhor fazer tudo isso com você ao meu lado.

Aos meus professores, de outras datas, Paulo César (*In Memoriam*), cujo conhecimento e paixão pela física me inspiraram a seguir esse caminho, e ao professor Clodoaldo Valverde, por tanto ter contribuído aos meus conhecimentos durante minha graduação, e também pela grande ajuda com que pude contar durante todo o mestrado.

Aos professores do mestrado Jorge Luiz Almeida Ferreira e José Alexander Araújo, por todo conhecimento repassado durante esses dois anos de convivência e por acreditar e apostar em meu potencial, espero ter correspondido às suas expectativas.

Aos colegas do grupo de fadiga, que de alguma forma auxiliaram no desenvolvimento deste trabalho, principalmente o Marcus, que nos auxiliou muito (a mim e a meu namorado) no desenvolvimento das atividades práticas necessárias para a obtenção dos resultados apresentados neste trabalho.

Aos meus cunhados Mendell e Pollyana, pelo apoio de inúmeros pousos em sua residência, que ajudaram a tornar as viagens menos cansativas.

Obrigada a todos vocês! Sem vocês essa jornada teria sido bem mais difícil, ou até mesmo impossível.

“O impossível existe até que alguém duvide dele e prove o contrário.”

Albert Einstein.

RESUMO

Este trabalho avalia a influência da laminação na alteração das taxas de propagação de trincas por fadiga em ligas de alumínio AL7050-T7451. A análise é baseada no levantamento das curvas de velocidade de propagação de trincas $da/dN \times \Delta K$ através de ensaios experimentais, e na obtenção das constantes de Paris para cada uma das direções. Foram analisados quatro diferentes posicionamento de corpos de prova em função do sentido de laminação, sendo eles: L-T, T-L, S-L e T-S. Os resultados foram comparados entre si a fim de avaliar se existem diferenças significativas. As quatro direções analisadas apresentaram diferenças de resistência à propagação de trincas significativas, sendo a direção S-L menos resistente e a direção T-S mais resistente à propagação de trincas, sendo a diferença da velocidade de propagação de trincas entre as direções T-S e S-L, para os mesmos valores de ΔK , cerca de 600% a mais na direção S-L. A direção L-T apresentou a menor aceleração no crescimento das trincas, já a maior aceleração foi observada na direção S-L. Porém, a direção T-S (que foi a mais resistente à propagação de trincas) apresentou tendência de desvios e /ou bifurcações significativas. Ainda foi verificado que o método de ensaio experimental utilizado pode influenciar os resultados obtidos (controle de ΔK ou amplitude de carga constante), mesmo que todos os parâmetros utilizados nos dois métodos estejam dentro das condições estabelecidas pelas normas vigentes.

Palavras-chave: sentido de laminação, taxa de crescimento de trinca, fadiga, alumínio.

ABSTRACT

This study evaluates the influence of rolled on the propagation rates of fatigue crack in AL7050-T7451 aluminum alloy. The analysis is based on survey of velocity curves propagation $da/dN \times \Delta K$ through experimental trials, and obtaining of the constant of Paris for each direction. Four different positions of specimens were analyzed in function the direction of lamination, being them: L-T, T-L, S-L and T-S. The results were compared each other to assess whether there are significant differences. The four directions analyzed showed resistance differences to the spread of significant cracks, and the direction S-L was less resistant and direction T-S was more resistant to crack propagation, and the difference of crack propagation speed between the T-S and S-L directions for the same ΔK values, was about 600% more in the direction S-L. L-T direction had the lowest acceleration in the growth of cracks, already the largest acceleration was observed in the direction S-L. However, the direction of T-S (which was more resistant to crack propagation) tended significant of deviations and/or bifurcations. In additional it was found that the used experimental test method can influence the results (ΔK control or constant load), even if all the parameters used in the two methods are within the conditions laid down by standards.

Key-Words: Laminating direction, the growth rate of a crack, fatigue, aluminum.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1-1 – Falhas por fadiga: (a) Caso avião Comet ; (b) Caso navios Liberty (Fonte: (MANDAI, 2010)).....	18
Figura 1-2 – Direções de uma placa laminada (CHEN, 1994 (adaptada)).	21
Figura 1-3 – Principais direções de carregamento/propagação de trincas em corpos de prova de fadiga (Norma ASTM E399 (adaptada)).....	23
Figura 2-1 – Regiões típicas de propagação da trinca.	30
Figura 2-2 – Gráfico Tensão-Vida para liga ferrosas (SHIGLEY et al., 2005 (Adaptada)).	33
Figura 2-3 - Diagrama Tensão-Vida para liga não ferrosas (SHIGLEY et al. 2005 (adaptado)).....	34
Figura 2-4 – Comportamento Cíclico de um material sujeito a carregamentos cíclicos (ciclos de histerese) (SHIGLEY et al., 2005).....	35
Figura 2-5 – Relação entre deformação elástica, plástica e total. Fonte: (SILVA, 2009).	36
Figura 2-6 – Modos de carregamento (SHIGLEY et al., 2005).....	38
Figura 2-7 Distribuição do campo de tensões na ponta da trinca (SHIGLEY et al., 2005)	39
Figura 2-8 – Curva que representa o crescimento da trinca a cada ciclo de carregamento em função de ΔK	42
Figura 2-9 – Relação do tamanho da zona plástica em comparação ao tamanho do componente mecânico para validação da MFLE (DOWLING, 2007)	44
Figura 2-10 – Formato da zona plástica à frente da trinca.....	44
Figura 2-11 – Raio da zona plástica à frente da trinca.....	45
Figura 3-1 - Tratamento térmico da liga AA 7050-T7451 (HERNÁNDEZ, 2016).....	59
Figura 4-1 – Dimensões relativas dos corpos de prova para ensaio de fadiga (Norma ASTM E64 (Adaptada)).....	60
Figura 4-2 - Características geométricas do entalhe (Norma ASTM E647 (Adaptada)).	61
Figura 4-3 – Detalhe o encaixe do Clip Gage (Norma ASTM E399 (Adaptada)).....	62
Figura 4-4 - Desenho técnico dos corpos de prova.....	63

Figura 4-5 - Relação de validação do ensaio de propagação de trincas (Norma ASTM E399 (Adaptada)).	65
Figura 4-6 - Bloco original de AL 7050-T7451.	69
Figura 4-7 - Retirada da chapa para fabricação dos corpos de prova S-L.	70
Figura 4-8 – Blocos para usinagem dos corpos de prova na direção S-L.	70
Figura 4-9 - Retirada do bloco A1.	71
Figura 4-10 – Retirada da chapa para fabricação dos corpos de prova T-S.	72
Figura 4-11 – Blocos para usinagem dos corpos de prova na direção T-S.	72
Figura 4-12 - Retirada da chapa para fabricação dos corpos de prova L-T.	73
Figura 4-13 – Blocos para usinagem dos corpos de prova na direção L-T.	73
Figura 4-14 - Retirada de chapa para usinagem dos corpos de prova na direção T-L.	74
Figura 4-15 - Blocos para usinagem dos corpos de prova na direção L-T.	74
Figura 4-16 - Marcação do sentido de usinagem dos corpos de prova nos blocos.	75
Figura 5-1 – Curvas da direção S-L.	79
Figura 5-2 – Curvas da direção L-T.	81
Figura 5-3 Curva da direção T-S.	84
Figura 5-4 Todos os ensaios na direção T-S.	84
Figura 5-5 - Gráficos da direção T-L.	86
Figura 5-6 – Curvas das direções S-L e L-T.	88
Figura 5-7 - Curvas médias das direções S-L e L-T.	89
Figura 5-8 - Gráficos da direção S-L e T-S.	90
Figura 5-9 - Curvas médias das direções S-L e T-S.	91
Figura 5-10- Gráficos das direções L-T e T-S.	92
Figura 5-11 - Curvas médias das direções L-T e T-S.	93
Figura 5-12 - Gráficos das direções T-L e S-L.	94
Figura 5-13 - Curvas médias para as direções S-L e T-L.	94
Figura 5-14 - Gráficos das direções T-S e T-L.	96
Figura 5-15 - Curvas médias para as direções T-S e T-L.	96
Figura 5-16 - Gráficos das direções L-T e T-L.	98
Figura 5-17 - Curvas médias das direções L-T e T-L.	98
Figura 5-18 - Gráficos das curvas médias de todas as direções.	101
Figura 9-1 - Desenho técnico do corpo de prova.	110

LISTA DE TABELAS

Tabela 3-1 – Nomenclatura das ligas de alumínio trabalháveis.....	50
Tabela 3-2 - Nomenclatura das ligas de alumínio fundidas.....	51
Tabela 3-3 - Elementos que constituem a liga AA7050(CAMILLO, 2013).....	52
Tabela 3-4 - Propriedades físicas e mecânicas da liga AA 7050 (CAMILLO, 2013).	53
Tabela 3-5 - Tratamentos térmicos das ligas fundidas da série T1 a T10 (CAMILLO, 2013).....	54
Tabela 4-1 - Composição química da liga AA 7050-T7451.....	76
Tabela 4-2 - Composição química geral da liga obtida por microsonda (Análise realizada no Centro para o Desenvolvimento Tecnológico e Inovação - CRTI).....	77
Tabela 4-3 - Composição química das regiões de inclusões (Análise realizada no Centro para o Desenvolvimento Tecnológico e Inovação - CRTI).....	77
Tabela 5-4 - Constantes de Paris para a direção S-L.....	81
Tabela 5-5 - Constantes de Paris para o grupo L-T.....	83
Tabela 5-6 - Constantes de Paris para as três curvas do grupo T-S.....	85
Tabela 5-7- Constantes de Paris para direção T-L.....	86
Tabela 5-8 - Constantes de Paris nas direções S-L e L-T.....	89
Tabela 5-9 - Constantes de Paris para as direções S-L e T-S.....	91
Tabela 5-10 - Constantes de Paris para as direções L-T e T-S.....	93
Tabela 5-11 - Constantes de Paris para as direções T-L e L-S.....	95
Tabela 5-12 - Constantes de Paris das direções T-L e T-S.....	97
Tabela 5-13- Constantes de Paris para as direções L-T e T-L.....	99
Tabela 5-14 - Constantes de Paris para todas as direções.....	102
Tabela 10-1 - Relatório do ensaio 01 na direção S-L.....	111
Tabela 10-2 - Relatório do ensaio 02 na direção S-L.....	112
Tabela 10-3 - Relatório do ensaio 03 na direção S-L.....	113
Tabela 10-4 - Relatório do ensaio 01 na direção L-T.....	114
Tabela 10-5 - Relatório do ensaio 02 na direção L-T.....	115
Tabela 10-6 - Relatório do ensaio 03 na direção L-T.....	116
Tabela 10-7 - Relatório do ensaio 1 na direção T-S.....	117
Tabela 10-8 - Relatório do ensaio 02 na direção T-S.....	118
Tabela 10-9 - Relatório do ensaio 03 na direção T-S.....	119
Tabela 10-10 - Relatório do ensaio 01 na direção T-L.....	120

Tabela 10-11 - Relatório do ensaio 02 na direção T-L.	121
--	-----

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

AA	Aluminium Association
ABAL	Associação Brasileira do Alumínio
ASTM	American Society for Testing and Materials
CFC	Cúbica de Face Centrada
CP	Corpo de prova
CT	Compact Tension
EUA	Estados Unidos da América
<i>FIT</i>	Fator intensidade de Tensão
GP	Guinier-Preston
<i>IACS</i>	International Annealed Copper Standard
<i>IMechE</i>	Institution of Mechanical Engineers
MF	Mecânica da fratura
MFLE	Mecânica da fratura linear elástica
MTS	Mechanical Testing and Simulation

LISTA DE SÍMBOLOS

Símbolos Latinos

a	Tamanho da trinca
a_n	Tamanho efetivo da trinca pela presença da zona plástica
B	Largura do espécime.
B	Espessura do espécime
B_{min}	Mínima espessura do espécime
C	Constante da equação de Paris
cm^3	Centímetros cúbicos
Cos	Cosseno
$^{\circ} C$	Graus Célsius
da	Derivada de a
dN	Derivada de N
E	Módulo de elasticidade
ε	Deformação
ε_e	Deformação Elástica
ε_p	Deformação Plástica
F	Fator de forma
G	Giga (10^9)
G	Gramas
h	Altura do espécime
HB	Dureza Brinell
J	Joule
L	Direção de laminação
m	Expoente da equação de Paris
M	Mega (10^6)
m	Metro
m^2	Metro quadrado
m	Metro cúbico
mm	Milímetros
μ	Micro (10^{-6})

kg	Quilogramas
kJ	Quilo (10^3)
K	Fator de intensidade de tensão
K_I	Fator de intensidade de tensão em modo I
K_{IC}	Tenacidade a fratura sob estado plano de deformação
K_{th}	Fator de intensidade de tensão limiar (threshold)
N	Vida em fadiga (Número de ciclos de carregamento)
Pa	Pascal
R	Razão de carregamento
r	Raio de curvatura na ponta da trinca
r_p	Raio da zona plastificada
r_0	Raio da zona plastificada
S	Tensão
S_f	Limite de resistência à fadiga
S	Direção ortogonal ao plano de laminação
Sen	Seno
T	direção perpendicular à direção de laminação
$U\$$	Dólares
V_m	Abertura da boca da trinca
W	Largura do espécime
W	Watts
Y	Fator geométrico

Símbolos gregos

Δ	Varição entre duas grandezas da mesma natureza
σ	Tensão
σ_x	Tensão na direção x (normal)
σ_y	Tensão na direção y (normal)
σ_z	Tensão na direção z (normal)
σ_{cr}	Tensão crítica
σ_0	Tensão de escoamento
σ_{esc}	Tensão de escoamento

$\sigma_{\text{máx}}$	Tensão máxima
$\sigma_{\text{mín}}$	Tensão mínima
τ_0	Tensão cisalhante
τ_{xy}	Tensor de tensões (cisalhante)
ρ	Raio de curvatura da trinca teórica
Ω	Ohm
π	pi
ν	Coefficiente de Poisson
θ	Teta

Símbolos químicos

A_L	Alumínio
C_u	Cobre
C_r	Cromo
F_e	Ferro
L_i	Lítio
M_g	Magnésio
M_n	Manganês
N_a	Sódio
O	Oxigênio
S_i	Silício
S_n	Estanho
T_i	Titânio
Z_n	Zinco
Z_r	Zircônio

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO	17
1.1 Motivação.....	17
1.2 Estado da arte.....	20
1.3 Objetivos	24
1.4 Revisão histórica da fadiga	25
1.5 Estrutura da dissertação	27
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	28
2.1 Conceitos iniciais de fadiga.....	28
2.2 Características das falhas por fadiga	29
2.3 Método Tensão-Vida.....	31
2.4 Método deformação-vida.....	34
2.5 Mecânica da Fratura Linear e Elástica.....	37
2.5.1 Modos de carregamento.....	38
2.5.2 Fator intensidade de tensão	38
2.5.3 Fator intensidade de tensão crítico K_{Ic}	40
2.5.4 Taxa de crescimento da trinca.....	41
2.5.5 Zona plástica na ponta da trinca.....	43
2.6 Mecânica da fratura elastoplástica.....	47
3 CARACTERIZAÇÃO DO MATERIAL	49
3.1 Classificação e propriedades da liga AA7050 T7451	51
3.2 Tratamentos térmicos e mecânicos.....	53
3.3 Laminação.....	55
3.3.1 Laminação a quente.	55
3.3.2 Laminação a frio.	56
3.4 Solubilização	56
3.5 Envelhecimento artificial.....	57
3.6 Tratamento térmico da liga de alumínio 7050-T7451	58
4 MÉTODOS	60
4.1 Dimensões do corpo de prova	60

4.2	Ensaio de propagação de trincas.....	64
4.2.1	Levantamento da equação de Paris	67
4.3	Parâmetros de Ensaio.....	68
4.4	Obtenção dos corpos de prova	68
4.5	Análises químicas do material.....	75
5	APRESENTAÇÃO E DISCUSSÃO DOS RESULTADOS.....	78
5.1	Resultados obtidos nos ensaios.....	78
5.1.1	Grupo S-L.....	78
5.1.2	Grupo L-T	81
5.1.3	Grupo T-S.....	83
5.1.4	Grupo T-L	85
5.1.5	Comentários	87
5.2	Comparação entre as direções analisadas.	88
5.2.1	S-L e L-T.....	88
5.2.2	S-L e T-S	90
5.2.3	L-T e T-S	91
5.2.4	T-L e S-L.....	93
5.2.5	T-L e T-S.	95
5.2.6	L-T e T-L.....	97
5.3	Avaliação de todas as direções.....	99
6	CONCLUSÕES	104
7	SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS.....	106
8	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	107
9	ANEXO A.....	110
10	ANEXO B	111
11	ANEXO C	122

1. INTRODUÇÃO

1.1 Motivação

Falhas em componentes mecânicos representam um grave problema nos mais diversos ramos da engenharia. De uma forma geral, a falha de um componente pode ser entendida como o instante em que ele deixa de estar apto para realizar adequadamente, e com segurança, a função para o qual foi projetado. A falha de um componente depende do tipo de carregamento ao qual o componente está sujeito.

Um componente pode estar sujeito a um carregamento tipicamente estático ou dinâmico. Segundo Callister (2012) e Shigley et. al. (2005), no caso de carregamentos estáticos, como não há oscilações de tensão, a falha ocorre quando a tensão sob a qual o material está sujeito supera o limite de resistência estática do material, e neste caso, para materiais com comportamento dúctil, a falha de um componente sob condições de carregamento estático ocorre geralmente de maneira contínua e graduada, causando primeiramente a deformação crescente do componente, até que este atinja a tensão máxima, e posteriormente a tensão de ruptura, onde ocorrerá a ruptura do componente. Portanto, como a falha ocorre de maneira gradual, na maioria dos casos, é possível identificá-la visivelmente antes que o rompimento ocorra e cause danos maiores.

Porém, componentes que estão sujeitos a carregamentos dinâmicos, onde a intensidade do carregamento varia com o tempo, a falha geralmente ocorre com características diferentes do caso anterior. As falhas em componentes sujeitos a carregamentos dinâmicos, na maioria dos casos, se iniciam com trincas extremamente pequenas e imperceptíveis a olho nu, e então a cada ciclo de carregamento a trinca aumenta seu tamanho até atingir um determinado tamanho crítico, onde a partir deste ponto ocorre a ruptura instantânea do material (SHIGLEY et al., 2005).

CALLISTER (2012), cita que as falhas por fadiga ganharam importância a partir da primeira revolução industrial, com a criação de novas máquinas e mecanismos, e ganhou ainda mais importância com o desenvolvimento da aviação civil, porém naquela época, a fadiga ainda era um fenômeno desconhecido. Portanto não podia ser previsto antes que a falha ocorresse. Assim, vários acidentes graves

ocorreram por causa da fadiga antes que a ciência pudesse entender este fenômeno.

Dentre eles, alguns dos mais conhecidos são: o acidente com os navios *Liberty*, ocorrido na primeira guerra mundial. Foram fabricados 2.500 exemplares do navio, dos quais 145 se partiram ao meio (figura 1-1(a)) e 700 sofreram danos graves. A explosão do jato *Comet* durante o voo, em 1955, ilustrado na figura 1-1(b); As fraturas ocorridas em 1955-1956 em turbinas de geradores elétricos a gás; E as falhas nos motores dos foguetes *Polaris* e *Minuteman* em 1957 (MANDAI, 2010) e (SILVA, 2009).

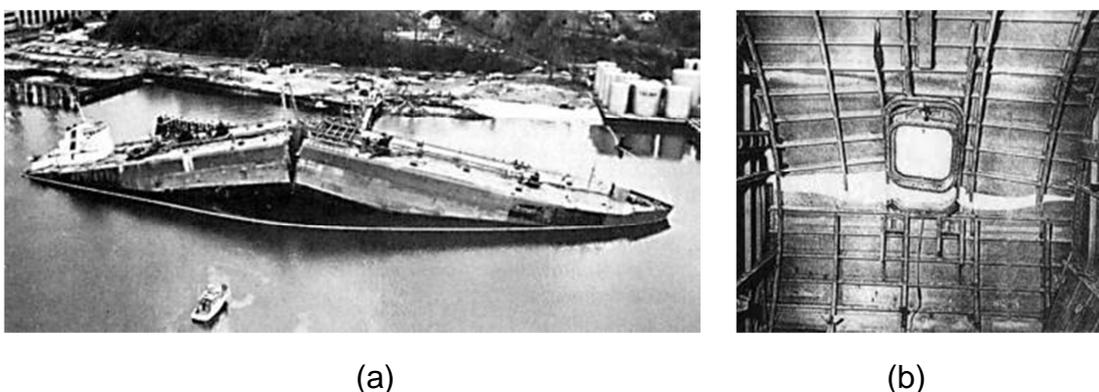


Figura 1-1 – Falhas por fadiga: (a) Caso avião Comet ; (b) Caso navios Liberty (Fonte: (MANDAI, 2010))

Assim, os vários casos que ocorreram foram um incentivo para que muitas pessoas estudassem esse fenômeno e possibilitasse a criação de formas seguras para evitar que as falhas por fadiga ocorressem.

Além dos riscos de acidentes graves oferecidos pela fadiga, outro fator tem agregado importância ao fenômeno: os custos econômicos decorrentes dos prejuízos causados pelas falhas ocorridas. Um estudo realizado sobre os custos econômicos da fadiga nos Estados Unidos da América (EUA) pelo Instituto Nacional de Normas e Tecnologia, em 1983, revelou os efeitos econômicos da fadiga nos Estados Unidos. O estudo incluiu todos os materiais e todos os tipos de estruturas e analisou tanto a ocorrência da falha quanto os gastos com sua prevenção. Os valores estimados chegaram a U\$ 119 bilhões para o ano de 1982, valor que representou 4% do PIB (Produto Interno Bruto) do país no ano considerado. Atualizando os valores para os dias atuais, tais custos representam atualmente

cerca de U\$ 600 bilhões. O relatório afirma ainda que a maior parte dos custos estão nos setores do transporte (veículos automotores e aeronaves) e da construção civil. O relatório cita ainda que seria possível haver reduções significativas destes valores com uma combinação de pesquisa e desenvolvimento sobre os assuntos relacionados à fadiga (CHERNENKOFF, 2012). Outro estudo desenvolvido na Europa em 1991, também produziu um custo total de 4% do PIB. Estes custos se distribuem de forma desigual na indústria: 10% na aviação, 6% na construção residencial, 5% da construção civil, etc (DOWLING, 2007). Ainda segundo Dowling (2007), estudos mostraram que com a aplicação das tecnologias existentes para prevenção de falhas por fadiga em todos os processos, seria possível reduzir um terço destes custos, e que pesquisas sobre o assunto trazendo novos conhecimentos sobre o problema poderiam reduzir o custo em mais um terço. Estes altos valores dos custos econômicos, em conjunto com a costumeira gravidade dos acidentes causados pela fadiga, demonstram a importância do estudo do fenômeno em seus mais variados aspectos.

O comportamento de um componente mecânico depende do tipo de material utilizado no mesmo, e um dos materiais que tem se destacado recentemente por sua grande aplicação nas mais diversas áreas da engenharia é o alumínio. O alumínio, apesar de ser um “metal jovem” para aplicações industriais, já se configura como um dos principais metais utilizados atualmente. É o terceiro elemento mais abundante na terra, e devido à sua resistência elevada e seu baixo peso específico é largamente utilizado na indústria, pode ser facilmente reciclado a baixo custo, possui boa aparência e é resistente à corrosão. Sua abundância na crosta terrestre, em combinação com suas propriedades químicas e físicas, facilitaram sua aplicação em processos industriais e o alumínio e suas ligas vêm ganhando espaço dentro do cenário industrial (ABAL, 2006).

A combinação das propriedades do alumínio, como baixa densidade, boa resistência mecânica e alta resistência à corrosão, acrescentou ao alumínio uma série de aplicações práticas específicas, como por exemplo na indústria da aviação (ARNOLD, SCHUBBE, MORAN, & BAYLES, 2012).

Segundo a ABAL (2006), a combinação do alumínio com outros elementos químicos, formando ligas, tem diversificado ainda mais suas aplicações práticas, pois a presença de elementos variados (principalmente cobre, zinco e magnésio)

aumentam significativamente algumas de suas propriedades mecânicas, o que contribui para sua utilização em aplicações especiais, como por exemplo, os diversos componentes aeronáuticos que são fabricados em ligas de alumínio. Este é exatamente o caso da liga que será objeto de estudo deste trabalho, a liga de alumínio e zinco AA 7050-T7451, que além da composição química específica que lhe fornece uma boa combinação de propriedades específicas, sofre também um tratamento térmico especial para que possa adquirir as propriedades mecânicas finais necessárias para sua utilização. Segundo Schubbe (2010), a liga de alumínio AA 7050-T7451 é amplamente utilizada em aeronaves militares e comerciais devido sua combinação diversificada de propriedades e principalmente sua boa resistência à corrosão.

Tendo em vista a crescente utilização do alumínio, inclusive em diversos componente sujeitos à carregamentos dinâmicos, como é o caso dos componentes de aeronaves, e a importância que as falhas por fadiga representam na engenharia, optou-se por objeto de estudo deste trabalho a caracterização de um aspecto relacionado à fadiga dos materiais: a avaliação das taxas de crescimento de trincas em ligas de alumínio AA7050-T7451.

1.2 Estado da arte

A laminação é um processo de fabricação mecânica bastante usual na engenharia, e seus efeitos sobre os materiais vêm sendo avaliados em diversos aspectos. A laminação consiste na passagem de um material sobre dois rolos compressores que giram na mesma velocidade, porém em sentidos diferentes. O material ao passar entre os rolos é deformado plasticamente, o que pode ocasionar alteração de suas propriedades (CHIAVERINI 1986). Uma característica típica destes materiais é a perda da isotropia (característica de materiais que mantêm as mesmas propriedades em todas as direções), os materiais laminados tendem a adquirir um certo grau de anisotropia¹, variando algumas propriedades com relação à direção analisada (DOWLING, 2007).

¹ Anisotropia: característica de um material que possui alteração nas propriedades em função da direção na qual a propriedade é analisada (CHEN, 1994).

Os materiais laminados, segundo (CHEN, 1994), se tornam transversalmente isotrópicos segundo a simetria de suas propriedades. Nos materiais transversalmente isotrópicos, existe um único plano de simetria que passa pelo material, no qual todas as infinitas direções contidas no plano preservam as mesmas propriedades mecânicas. Ou seja, em um dos eixos, existe uma simetria rotacional completa.

Dentre os materiais transversalmente isotrópicos, um caso bastante conhecido são as placas laminadas. Como os rolos de laminação “esmagam” uma das direções do material (direção x_1 na figura 1-2), as propriedades mecânicas do material nesta direção tendem a ser diferentes das demais direções. As outras duas direções terão propriedades mecânicas iguais, pois sofreram as mesmas deformações no processo de laminação. Na figura 1-2, ilustra-se um exemplo de uma placa laminada, onde neste caso, os eixos x_1 e x_2 possuem as mesmas propriedades mecânicas, já o eixo x_3 possui propriedades diferentes, pois foram modificadas devido ao processo de laminação. A laminação tende a transformar um material isotrópico em um material transversalmente isotrópico.

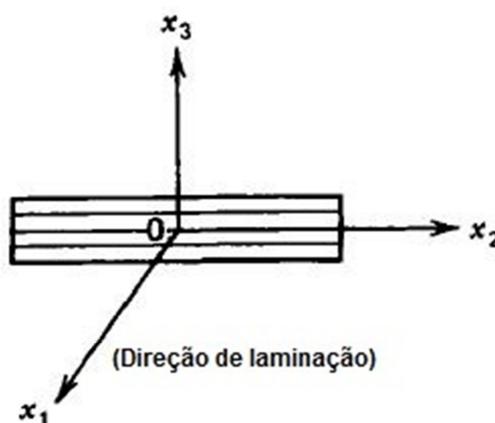


Figura 1-2 – Direções de uma placa laminada (CHEN, 1994 (adaptada)).

Assim, o processo de laminação tende a alterar também as taxas de crescimento de trincas por fadiga, quando analisadas em diferentes direções de propagação em relação às direções de laminação do material, ou seja, a velocidade com que a trinca se propaga no material dependerá da direção na qual ela está inserida (ASHIUCHI, 2009). Uma série de peças e componentes se originam do

processo de laminação e podem sofrer as influências das alterações causadas no material por este processo (CHIAVERINI, 1986).

Materiais laminados portanto, se tornam de uma forma geral, transversalmente isotrópicos, ou seja, suas propriedades podem variar em relação à direção analisada. A tenacidade à fratura é uma das propriedades do material que varia com a modificação da direção analisada, tanto que é recomendado pela norma ASTM E399 que para o caso de materiais laminados o valor da tenacidade à fratura deve vir sempre acompanhado da orientação na qual o corpo de prova para tal ensaio foi retirado (ASTM Standard E-399, 1999). Assim, existe a tendência de que a taxa de propagação de trincas também varie com a direção analisada.

Os ensaios de propagação de trincas é normatizado pela norma ASTM E647, porém, a nomenclatura dos corpos de prova em função do sentido de laminação do material é fornecida pela norma ASTM E399. A nomenclatura utilizada para determinar o posicionamento do corpo de prova em relação às direções de laminação é feita através de duas letras, no formato X-X, onde cada letra representa uma direção tendo como referência as direções do processo de laminação, sendo L a direção na qual a laminação ocorre, T a direção transversal à laminação (direção perpendicular à laminação, quando analisado o plano de atuação dos cilindros), e S a direção seccional (ortogonal ao plano de laminação), ou ainda a direção que corresponde à espessura da chapa laminada. Na nomenclatura, a primeira letra representa a direção na qual ocorrerá o carregamento e a segunda letra representa a direção na qual a trinca irá se propagar. Existem diversas orientações sob as quais um corpo de prova pode ser retirado de um tarugo laminado, sendo as principais: L-T, T-L, S-L, L-S, T-S, S-T. As direções citadas estão representadas na figura 1-3, e o método utilizado para identificação das direções foi o mesmo método utilizado pela norma que orienta os ensaios de propagação de trincas, a norma ASTM E647.

Os corpos de prova para a análise deste trabalho serão retirados nas posições S-L, L-T, T-L e T-S.

Segundo SCHUBBE (2009), no caso particular da liga AA 7050 T7451, a laminação e as características do tratamento térmico criam um material com alta natureza anisotrópica.

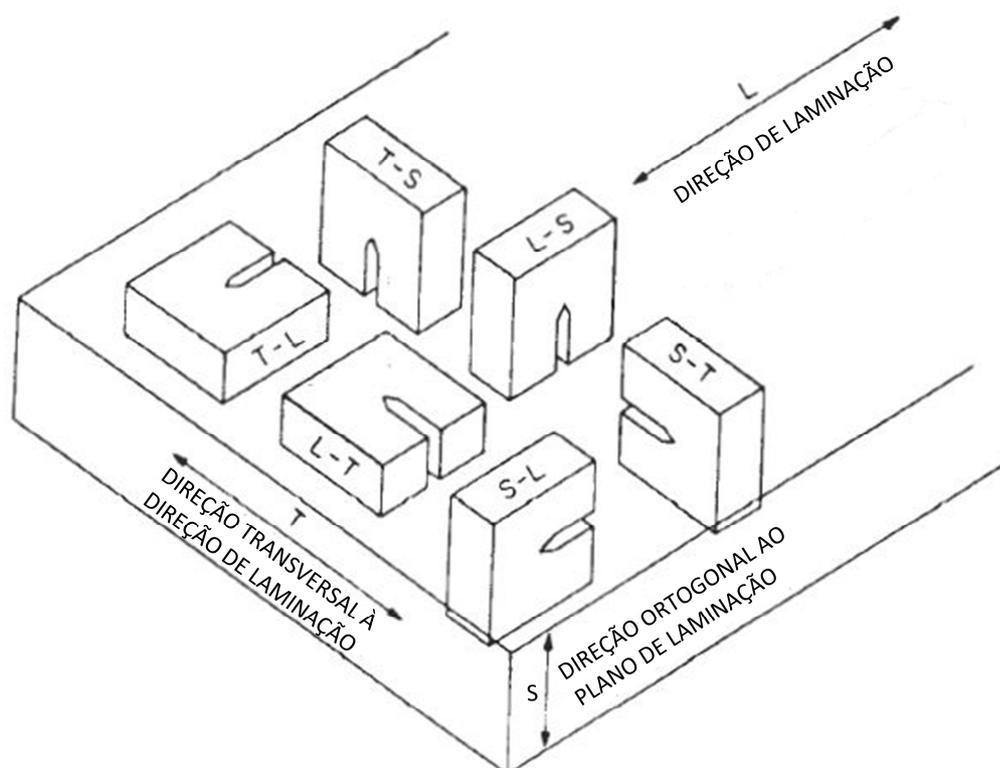


Figura 1-3 – Principais direções de carregamento/propagação de trincas em corpos de prova de fadiga (Norma ASTM E399 (adaptada)).

Já existem estudos sobre taxas de crescimento de trinca na liga de A7050-T7451, dentre eles, pode-se citar Schubbe (2009), que compara as taxas de crescimento de trincas na liga de alumínio 7050-T7451 em corpos de prova na direção L-S, com as taxas dos de corpos de prova nos sentidos T-L e L-T (retirados da mesma liga). Foram encontradas variações nas taxas de crescimento das trincas nas diferentes direções analisadas, estas diferenças se tornaram mais acentuadas na faixa do fator intensidade de tensão entre 10 e 13 $MPa\sqrt{m}$, nas demais faixas de ΔK as diferenças são menos significativas, ou até mesmo insignificantes em alguns momentos.

Wei et al. (2014) trata da influência da estrutura dos grãos e da orientação cristalográfica no comportamento da propagação de trincas de fadiga em ligas de Alumínio 7050, que mostrou que os comportamentos de fadiga dependem fortemente da orientação cristalográfica e da geometria microestrutural.

Em outras ligas, também é possível encontrar análises da influência da direção de laminação na taxa de crescimento de trincas por fadiga, como por

exemplo Gürbüz et al. (1991), onde a comparação é feita para as seis direções principais de orientação dos corpos de prova em relação à direção de laminação, para uma liga de alumínio 7050 T73651, também é analisada a influência da variação de ambiente (do ar para a água salgada) na variação das taxas de crescimento em cada uma das direções. Foram encontradas diferenças nas taxas de crescimento de trincas em todas as direções, chegando a quase 100% de variação entre as direções T-S e S-L para a faixa de $9,5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, concluindo-se que existe uma dependência significativa da orientação do corpo de prova na velocidade de propagação da trinca. Também foram encontradas variações significativas para os valores do ΔK de fratura, sendo que as fraturas ocorreram nas faixas de 12 a 31 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$.

Em face do exposto, verifica-se que o tema ainda encontra-se em evolução, e por isso, merece ainda ser analisado mais profundamente, já que o processo de laminação vem logo em sequência da fundição e é considerado base para diversos processos de fabricação posteriores.

Neste trabalho serão avaliadas e comparadas as taxas de crescimento de trincas em quatro diferentes direções: L-T, T-L, T-S e S-L, com o objetivo de observar quais as diferenças existentes entre cada uma das direções. Para a análise em questão, serão levantadas experimentalmente as curvas de propagação de trincas (taxa de propagação de trincas versus fator intensidade de tensão) e também os valores referentes à equação de Paris que caracteriza o comportamento da região de propagação estável (região II) da curva de propagação das trincas $(\frac{da}{dN} \times \Delta K)$.

1.3 Objetivos

Analisar a velocidade de propagação de trincas na liga de alumínio aeronáutico AA 7050-T7451, em quatro posições diferentes em relação aos sentidos de laminação do material (T-L, L-T, S-L e T-S), comparando-as entre si e avaliando se existem diferenças consideráveis das taxas crescimento das trincas entre as quatro direções analisadas e identificar as direções de maior e menor resistência ao crescimento de trincas.

1.4 Revisão histórica da fadiga

A primeira pesquisa conhecida relacionada à área de fadiga foi em 1829, do alemão W. A. J. Albert, realizada sobre as falhas que ocorriam nas correntes de transporte utilizadas em minas, despertando a atenção para um fenômeno até então ainda não estudado (SILVA, 2009). Em 1839, o termo “fadiga” foi utilizado pela primeira vez, por um francês chamado Jean Victor Poncelet em seu trabalho sobre componentes feitos de metal (DOWLING, 2007).

Em 1.849, no debate IMechE (*Institution of Mechanical Engineers*) que aconteceu na Inglaterra, concluiu-se que a fadiga era causada pela cristalização do metal, assim nasceu a “teoria da cristalização” após uma inspeção minuciosa da falha de componentes. Até que em 1.903, os ingleses Ewing e Humphrey refutaram a “teoria da recristalização”, pois com a invenção do microscópio, ficou comprovado que todos os metais já possuíam naturalmente estrutura cristalina, e que a fadiga estava relacionada com os deslizamentos dos planos cristalinos paralelos causados pela ação das forças (LIN, 1969).

Com a primeira revolução industrial e o crescimento do setor ferroviário, houveram muitos acidentes fatais causados pelas falhas de fadiga, que ainda era um fenômeno ainda não compreendido, esses acontecimentos provavelmente inspiraram o trabalho do mais famoso pesquisador da área, o alemão August Wöhler, que é conhecido como o “Pai da Fadiga” (DOWLING, 2007).

Em 1.870, August Wöler relatou os resultados obtidos de seu famoso teste do eixo ferroviário. Seu teste consistiu em forçar um eixo em uma máquina rotativa de flexão com níveis de cargas diferentes, criando assim a curva S-N (tensão-vida), que na época ficou conhecida como a curva de Wöler, sendo este um dos principais métodos utilizados até hoje. As curvas de Wöler foram transformadas em equações matemáticas em 1.910, pelo americano Basquin (DOWLING, 2007).

Em 1.886, o alemão J. Bauschinger registrou o efeito das cargas repetidas na elasticidade dos materiais, ou mais conhecido hoje como ciclo de histerese (CHERNENKOFF, 2012).

Com o desenvolvimento da aviação, as falhas por fadiga se tornaram um problema de maiores proporções. Assim, um novo passo foi dado em direção ao entendimento do fenômeno da fadiga, nascia a mecânica da fratura, que é a investigação da propagação das trincas. A Mecânica da Fratura nasceu do trabalho

do inglês Griffith, que investigou o crescimento de uma trinca em um vidro (CHERNENKOFF, 2012).

Com a descoberta de novas máquinas de engenharia, surgiram também novos equipamentos capazes de realizar testes de fadiga mais precisos e com um controle mais adequado. As máquinas servo-hidráulicas passaram a ser utilizadas nos testes de fadiga, trazendo uma maior precisão no controle dos carregamentos nos testes. Assim, possibilitou que em 1950 Mason e Coffin, utilizando esta nova tecnologia de ensaios laboratoriais e também os resultados do trabalho de Bauschinger sobre os efeitos das cargas repetidas na elasticidade do material (ciclos de histerese), criassem um novo método a partir da deformação local na iniciação da trinca, para fadigas de baixos ciclos (CHERNENKOFF, 2012).

Em 1.969, com base no trabalho de Griffith, Paul Paris criou o primeiro método para acompanhar o crescimento de trincas, a lei de Paris fornece a taxa de crescimento da trinca pelo acompanhamento do fator intensidade de tensão, e este método tem hoje uma grande aplicação sendo bastante utilizado na mecânica da fratura (RIBEIRO, 2012).

Em 1.961 Neuber sugeriu que a tensão média na proximidade de uma descontinuidade geométrica (que pode ocasionar uma redistribuição no campo de tensões em uma região próxima à descontinuidade²) para o caso de fadiga fossem calculadas em volumes de material da ordem do tamanho dos grãos, considerando volumes finitos e não em volumes infinitesimais como era proposto pela mecânica do contínuo. Uma das consequências da sua ideia foi a quantificação da tensão que causa o dano na região afetada pela fadiga. Neuber ainda propôs o método de correção elasto-plástico, que pode ser utilizado para grandes deformações, onde ocorre à plasticidade do material, caso que não era abordado pela teoria até então desenvolvida (que era baseada na elasticidade), neste caso utiliza-se para o cálculo a média das deformações no lugar das tensões (CHERNENKOFF, 2012).

Matsuishi e Endo criaram em 1.968 o método de contagem de ciclos Rainflow, que se tornou um método bastante confiável de contagem de ciclos de fadiga em componentes sujeitos a cargas que variavam aleatoriamente (SERRANO 2015).

Com o passar dos anos e o crescimento exponencial da tecnologia computacional, programas de computador cada vez mais sofisticados auxiliaram no

² Em algumas ocasiões, o termo entalhe também usado para descrever tais regiões de descontinuidades geométricas.

desenvolvimento de novos estudos para a caracterização de soluções para problemas ainda complexos, como simulações de fadiga com base nos carregamentos reais sofridos pelos componentes, simulações de fadigas multiaxiais, etc.

Nas últimas décadas têm surgido vários estudos em todo o mundo fornecendo novos conhecimentos sobre as de previsões da vida em fadiga e novos métodos de ensaios laboratoriais que fornecem informações importantes para conhecer o comportamento em fadiga dos mais variados tipos de materiais que vem surgindo na engenharia.

Esses estudos têm auxiliado na compreensão dos efeitos que abordam a fadiga dos materiais, porém a fadiga ainda é um fenômeno parcialmente desconhecido pela ciência.

1.5 Estrutura da dissertação

Este trabalho está dividido em oito capítulos. No primeiro capítulo é feita uma introdução ao assunto, citando as motivações que levaram à escolha do tema, os objetivos do trabalho e a contextualização dos estudos desenvolvidos sobre o assunto até o momento e traz-se ainda uma breve revisão histórica da mecânica da fratura. O segundo capítulo faz uma revisão bibliográfica sobre o assunto, trazendo os principais conceitos necessários para o entendimento do processo. O terceiro capítulo faz a identificação do material, fazendo a caracterização do seu processo de fabricação e tratamento térmico e de suas principais propriedades. O quarto capítulo demonstra as metodologias utilizadas nos ensaios e no desenvolvimento e fabricação dos corpos de provas. O quinto capítulo aborda os principais resultados obtidos nos ensaios e nas análises químicas do material. O sexto capítulo mostra as conclusões obtidas após a análise dos dados obtidos, o sétimo capítulo traz a bibliografia utilizada e o oitavo capítulo as sugestões de trabalhos futuros.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Conceitos iniciais de fadiga

As falhas em componentes mecânicos sujeitos a carregamentos que variam com o tempo (carregamentos dinâmicos), podem surgir mesmo que o material esteja sujeito a tensões inferiores ao seu limite de resistência. Este fato se deve aos vários ciclos de carregamento que o componente sofre ao longo do seu tempo de uso, ocasionando assim, a fadiga do material. Segundo Dowling (2007), a fadiga é uma causa comum de fratura, que é causada pelas cargas repetidas. Geralmente uma ou mais trincas se iniciam no material, e crescem até que ocorra a falha completa. Um exemplo deste fenômeno é a quebra de um arame dobrando-o para frente e para trás, várias vezes.

Estes ciclos de carregamento são responsáveis por causar micro danos no material, nos pontos onde se desenvolvem as maiores tensões, ou mesmo, em pontos onde existiam “defeitos” de fabricação do componente. Estes danos são responsáveis pela iniciação de uma microtrinca³, que cresce à medida que vão se passando os ciclos de carregamento no material (SHIGLEY et al., 2005).

Esta trinca se propaga até que seja suportável ao componente da peça, ou seja, em algum momento ela pode atingir um tamanho crítico, no qual ela não permita mais que o componente continue a suportar as tensões sob as quais ele está sujeito. Neste momento ocorre então o último estágio da falha por fadiga: a trinca irá se propagar quase instantaneamente pelo restante do material da peça, causando assim sua ruptura imediata (CALLISTER, 2012) e (SHIEH, LIN, HSU, & LIN, 2016).

O principal problema relacionado à fadiga é que nem sempre as pequenas trincas que crescem no material são percebidas antes que a peça chegue ao último estágio da propagação: a propagação instantânea da trinca pelo restante do material, que ocasionará a ruptura do componente. Portanto, estas falhas podem ocorrer de forma repentina e inesperada, causando assim prejuízos financeiros, e principalmente, colocando em risco a vida de pessoas. As falhas por fadiga são mais

³ Microtrinca: Iniciação da trinca que ocorre com o deslizamento dos grãos cristalinos dos primeiros grãos. Possui tamanho da ordem de dois a cinco grãos (SHIGLEY et al., 2005).

difíceis de serem previstas, por se tratar de um fenômeno que ainda não é totalmente conhecido (SHIGLEY et al., 2005).

Vários estudos têm sido desenvolvidos na área para auxiliar o entendimento das falhas por fadiga e desenvolver novos métodos que poderão ser utilizados para evitar sua ocorrência, porém, ainda existem muitas faces obscuras deste fenômeno.

Assim, a fadiga dos materiais ainda é uma área que precisa ser amplamente explorada, em suas diversas vertentes, devido sua importância para a segurança e confiabilidade dos mais diversos componentes utilizados na engenharia que estejam sujeitos a carregamentos dinâmicos, e consequentemente sujeitos a falhas por fadiga, tendo em vista o risco em potencial que estas falhas representam.

2.2 Características das falhas por fadiga

Em materiais dúcteis, as falhas por fadiga possuem características de uma fratura frágil. Não existe zona de “estrangulamento” e as falhas ocorrem em planos perpendiculares ao eixo de maior tensão (CHIAVERINI, 1996).

As características das falhas por fadiga são bem definidas, e portanto possíveis de serem identificadas. Segundo Shigley (2005), Ocorrem em três estágios diferentes: O estágio I é a fase de iniciação da trinca, onde um ou mais grãos do material são danificados devido ao carregamento cíclico, causando o surgimento de uma microtrinca que começa a se propagar nos grãos vizinhos. Neste estágio a trinca é muito pequena e não identificável a olho nu. No estágio II, a trinca se propaga pelo material, aumentando seu tamanho a cada novo ciclo de carregamento. A duração deste estágio varia com as propriedades do material e as condições de carregamento, costuma-se atingir tamanhos visíveis de trinca, ou seja, capazes de ser percebidos em inspeções no material. Já no estágio III ocorre a propagação repentina da trinca no material remanescente da peça, ocasionando a fratura do componente (SHIEH et al., 2016). Esta fratura final pode ter características de uma fratura dúctil ou frágil, ou até mesmo uma combinação dos dois casos, dependendo do material solicitado e do tipo de carregamento ao qual ele está submetido. Quando este estágio chega a ocorrer na vida útil de componentes mecânicos, pode representar enormes prejuízos financeiros e um alto risco para a vida humana. A análise de uma fratura pode indicar as características dos três

estágios de propagação, indicando se uma falha que tenha ocorrido foi causada pelo processo de fadiga dos materiais, conforme figura 2-1.

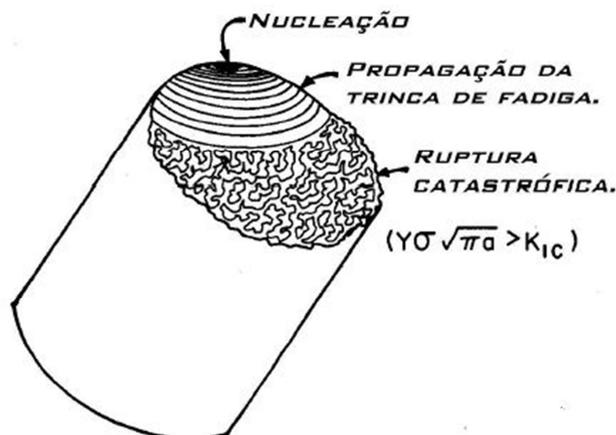


Figura 2-1 – Regiões típicas de propagação da trinca.

Ainda segundo Shigley (2005), as trincas costumam se iniciar em descontinuidades do material, onde a tensão atinge valores máximos nos carregamentos cíclicos. Estas descontinuidades são causadas por:

- Mudanças bruscas na seção transversal;
- Desgaste causado por elementos que rolam ou deslizam um contra o outro.
- Descuido com localização de marcações e identificações;
- Marcas de ferramentas, rebarbas, montagem inadequada e outras falhas de fabricação;
- Descontinuidades superficiais e subsuperficiais causadas por falhas nos processos de fabricação;
- Tensões residuais, temperaturas elevadas, ciclagem térmica, meio corrosivo e ciclagem de alta frequência também geram descontinuidades no material.

Os materiais metálicos são policristalinos, portanto, possuem seus átomos organizados em grãos, que possuem orientação cristalográfica definida, e os grãos por sua vez, estão distribuídos de forma aleatória, o que garante ao longo de todo material grãos com orientações cristalográficas diferentes entre si. Assim, quando o material é solicitado por uma carga, alguns cristais podem ultrapassar o limite elástico antes que outros, devido à direção do carregamento coincidir com uma

direção do grão que facilite o escorregamento dos planos cristalinos. Esta situação é ainda agravada pelos esforços repetitivos (Chiaverini, 1986).

As trincas geralmente se iniciam nas descontinuidades presentes no material, e combinadas com a ação de altas frequências de carregamento e/ou altos níveis de tensão, pode ocasionar além do surgimento da trinca, sua propagação.

Após o surgimento de uma microtrinca, o próximo estágio consiste no seu crescimento. Os fatores que influenciam o crescimento da trinca e determinam a direção e velocidade de propagação, são: as tensões localizadas, a frequência de carregamento e a estrutura do material. Também podem influenciar a temperatura e as condições do ambiente. Geralmente, as trincas crescem ao longo de planos perpendiculares às direções das tensões máximas de tração (SHIGLEY et al., 2005) e (DOWLING, 2007).

Existem atualmente três métodos utilizados para prever as falhas por fadiga, são eles: o método tensão-vida, o método deformação-vida e o método da mecânica da fratura linear e elástica (SHIGLEY et al., 2005).

2.3 Método Tensão-Vida

O método Tensão-Vida consiste em uma avaliação do número de ciclos de carregamento que um determinado material irá suportar, antes que ocorra sua falha por fadiga. Este material irá sofrer carregamentos cíclicos em um determinado nível de tensão, e terá sua duração acompanhada em número de ciclos. Esta duração representa a vida em fadiga.

Para determinação da resistência à fadiga no método tensão-vida, uma série de corpos de prova de um material são testados com variações cíclicas de tensão especificadas, e faz-se a contagem do número de ciclos no qual a peça resiste até sua falha. Assim, levanta-se a quantidade de ciclos de carregamento que o material suporta em um dado nível de tensão, e o teste ainda será repetido para outros níveis de tensão (DOWLING, 2007) e (SHIGLEY et al., 2005).

A variação de tensão pode ser definida como:

$$\Delta\sigma = \sigma_{m\acute{a}x} - \sigma_{m\acute{i}n},$$

Onde $\Delta\sigma$ representa a variação de tensão sob a qual o material está sujeito, $\sigma_{m\acute{a}x}$ representa a tensão máxima atuante no elemento e $\sigma_{m\acute{i}n}$ representa a tensão mínima atuante no elemento.

Desta forma, levanta-se a curva característica de resistência à fadiga do material, onde os resultados montam um diagrama Tensão-Vida (S-N), que pode ser feito em escala semi-log ou log-log. Para que o teste seja representativo, é necessário que o mesmo teste seja repetido várias vezes, gerando um número significativo de ensaios com as mesmas características, para garantir a confiabilidade dos resultados (SHIGLEY et al., 2005) e (DOWLING, 2007).

É o método mais prático de ser utilizado, porém é considerado mais adequado para fadiga de alto ciclo (acima 10^3 ciclos), não sendo muito aconselhável para aplicações de baixa ciclagem (menores que 10^3 ciclos). Também demanda um tempo maior para sua realização, devido ao grande número de ensaios necessários para o levantamento da curva de resistência (DOWLING, 2007).

O gráfico resultante dos ensaios é expresso em tensão no eixo das ordenadas e número de ciclos no eixo das abscissas, e o valor da ordenada representa o limite de resistência à fadiga em um determinado número de ciclos, chamado de S_f . Este valor de resistência à fadiga deve sempre vir acompanhado do número de ciclos no qual ele se refere, já que o valor da resistência varia com a quantidade de ciclos sob os quais material é submetido. Um exemplo do gráfico obtido é mostrado na figura 2-2 (SHIGLEY et al., 2005).

Como é possível observar na figura 2-2, para materiais ferrosos após um determinado número de ciclos o gráfico sofre uma curva e se torna horizontal (paralelo ao eixo que conta o número de ciclos). Este ponto do gráfico representa o limite de resistência à fadiga do material, chamado de S_e , e qualquer tensão menor do que ela não ocasionará a falha por fadiga no material, qualquer que seja o número de ciclos de tensão sob os quais o material seja submetido, ou seja, representa uma região do gráfico no qual o material suportará uma vida infinita⁴. Esta curva é observada nos aços com repetições de carregamento da ordem de 10^6 a 10^7 ciclos de carregamento, dependendo da liga analisada. Na figura 2-2, a vida

⁴ O termo “vida infinita” refere-se apenas a falhas ocasionadas por fadiga. O material ainda pode perder sua funcionalidade por outros fenômenos, como corrosão, desgaste, etc., já que na prática, nenhum componente possui vida infinita de fato.

infinita pode ser observada a partir de 10^6 ciclos, onde a reta que representa a resistência à fadiga sofre uma mudança de direção, se tornando paralela ao plano horizontal. O fenômeno não ocorre para outros tipos de materiais, como alumínio e suas ligas, cobre, latão, etc.

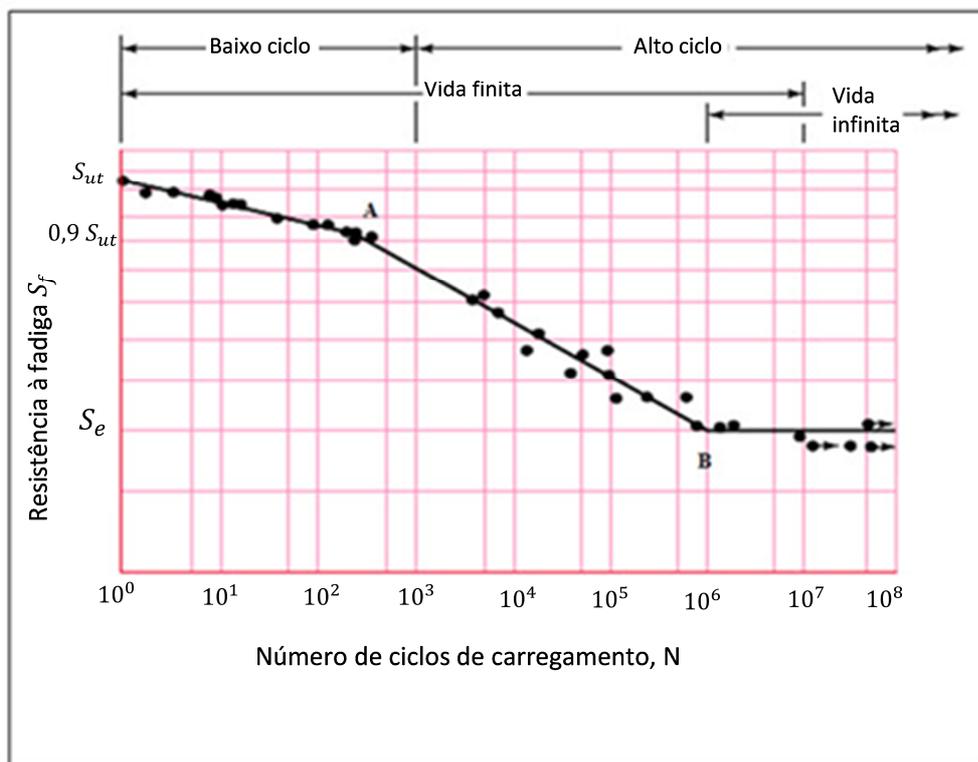


Figura 2-2 – Gráfico Tensão-Vida para liga ferrosas (SHIGLEY et al., 2005 (Adaptada)).

Tomando por exemplo as ligas de alumínio, após um determinado número de ciclos existe uma redução significativa do coeficiente angular que caracteriza a queda da resistência em relação ao aumento do número de ciclos de carregamento, mas o gráfico nunca se tornará horizontal. Neste caso, não existe um limite de resistência à fadiga S_e , conforme o exemplo da figura 2-3, que ilustra a curva de resistência à fadiga para algumas ligas de alumínio. Essa redução no coeficiente angular da curva garante, a partir deste ponto, aumentos significativos no número de ciclos suportado pelo material para pequenos decréscimos dos picos de tensão alternada.

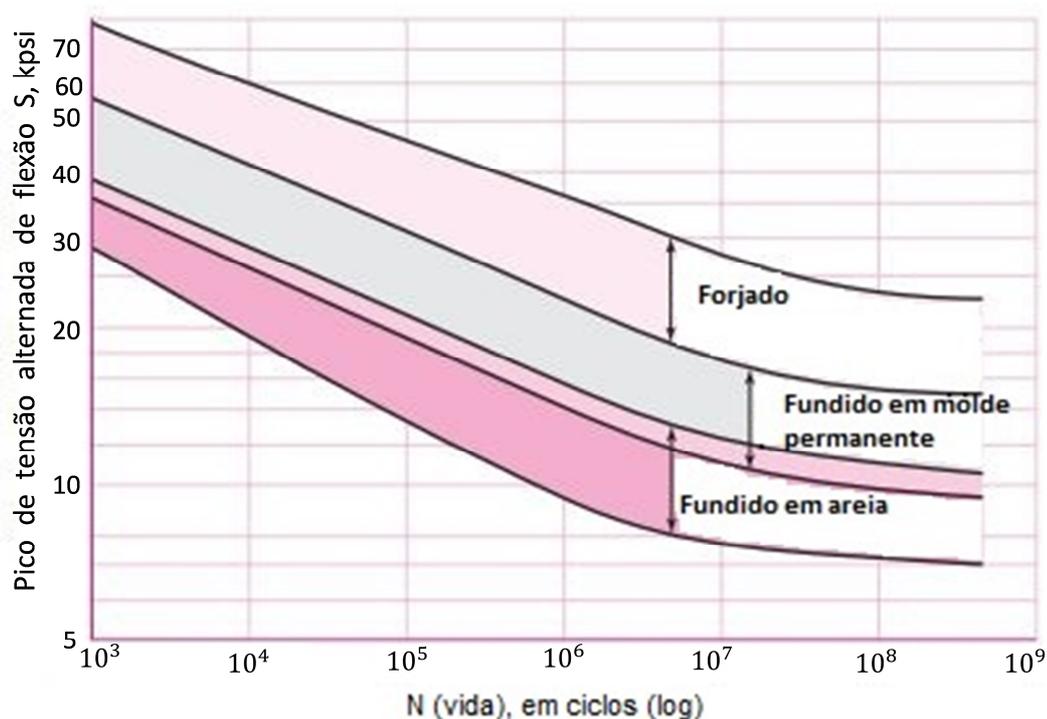


Figura 2-3 - Diagrama Tensão-Vida para liga não ferrosas (SHIGLEY et al. 2005 (adaptado)).

2.4 Método deformação-vida

O método deformação-vida funciona baseado no seguinte princípio: para uma trinca existir, ela se inicia em uma descontinuidade do material ou em uma área com altas concentrações de tensão, assim quando as tensões neste ponto atingem o limite elástico, ocorre a deformação plástica do material. Então se uma fratura por fadiga estiver prestes a acontecer em um determinado ponto do material, neste local devem existir deformações plásticas cíclicas, que serão responsáveis pelo surgimento e propagação da trinca. Assim, para a utilização deste método, faz-se necessário estudar o comportamento dos materiais sujeitos a deformações cíclicas (SHIGLEY et al., 2005).

Alguns materiais tendem a resistir a tensões cada vez menores quando submetidos a deformações cíclicas, um exemplo está ilustrado na figura 2-4, onde a cada novo ciclo as inversões da curva tensão-deformação ocorrem em níveis decrescentes de tensão (representado na figura pelos pontos de inversão, da primeira até a quinta inversão). Este efeito de alteração da curva característica causado pelo carregamento cíclico é denominado Ciclos de Histerese (SHIGLEY et

al., 2005). Para alguns materiais, as inversões da curva tensão-deformação podem ocorrer em níveis crescentes de tensão para cada novo ciclo, devido ao enrijecimento causado pelas inversões de tensão (Schubbe, 2009).

O método deformação-vida é utilizado com frequência para fadigas de baixo ciclo (inferior a 10^3 ciclos), devido ao fato das vidas com baixas quantidades de ciclos estarem relacionadas a uma amplitude de carregamento mais elevada, o que tende a desenvolver no material uma deformação na região da trinca, prevalecendo portanto em suas proximidades uma deformação plástica significativa (SHIGLEY et al., 2005) e (SILVA, 2009).

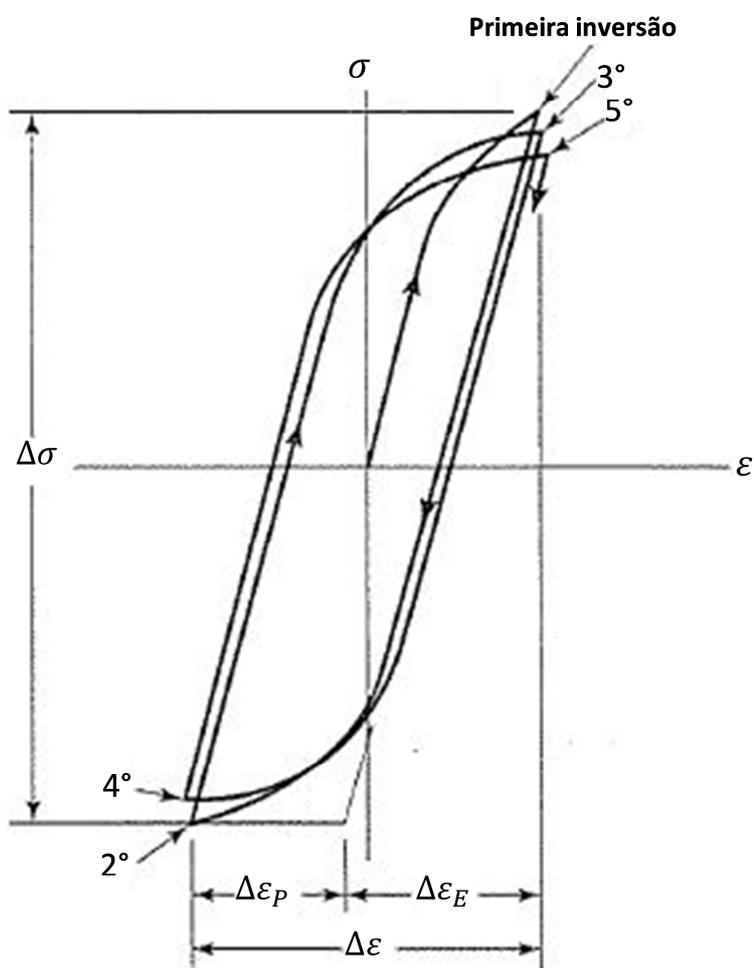


Figura 2-4 – Comportamento Cíclico de um material sujeito a carregamentos cíclicos (ciclos de histerese) (SHIGLEY et al., 2005).

A deformação total sofrida pelo material é uma soma da deformação elástica (ϵ_e) e da deformação plástica (ϵ_p), e a relação matemática da deformação total é mostrada na equação 2-2.

$$\Delta\varepsilon = \varepsilon_e + \varepsilon_p,$$

Equação 2-2

A figura 2-5 mostra a relação entre deformação total, plástica e elástica sofrida pelo material.

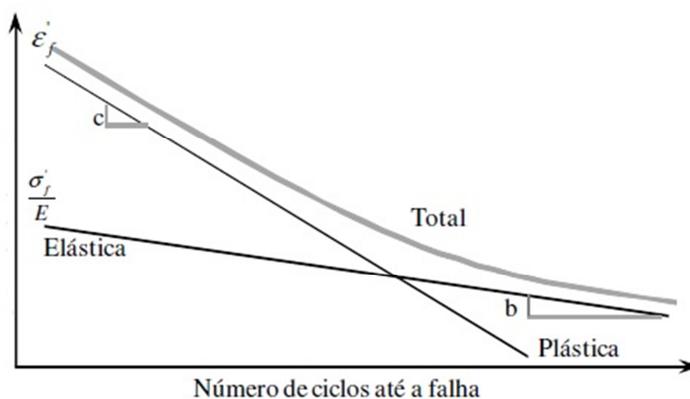


Figura 2-5 – Relação entre deformação elástica, plástica e total. Fonte: (SILVA, 2009).

A relação entre a deformação plástica sofrida pelo material e a vida do material foi desenvolvida por Mason e Coffin, de forma independente, em 1950 (SILVA, 2009). A equação conhecida como Mason-Coffin, relaciona a deformação total sofrida pelo material e a vida em fadiga, e pode ser escrita como:

$$\frac{\Delta\varepsilon}{2} = \frac{\Delta\varepsilon_e}{2} + \frac{\Delta\varepsilon_p}{2} = \frac{\sigma_f}{2} (N)^b + \varepsilon_f (N)^c,$$

Equação 2-3

Onde:

$\Delta\varepsilon$ = Deformação total;

$\Delta\varepsilon_e$ = Deformação elástica;

$\Delta\varepsilon_p$ = Deformação plástica;

σ_f = Coeficiente de resistência à fadiga;

N = Número de ciclos de carregamento;

c = Expoente de ductilidade à fadiga;

b = Expoente de resistência à fadiga.

Conhecendo os valores das constantes de material, representadas por c e b , é possível prever a duração da vida em fadiga de um material. Os valores das constantes podem ser determinados experimentalmente.

2.5 Mecânica da Fratura Linear e Elástica

A Mecânica da fratura Linear e Elástica é uma abordagem da fadiga dos materiais que estuda os processos mecânicos que são responsáveis pela propagação das trincas de fadiga, baseando-se nos conceitos da teoria da elasticidade dos materiais (DOWLING, 2007). Assim, ao acompanhar o desenvolvimento das trincas, é possível prever quando a presença da trinca representa um risco real de rompimento do componente (SHIGLEY et al., 2005).

As trincas de fadiga se iniciam em imperfeições do material, ou mesmo em regiões que desenvolvem concentrações de tensão (estágio I). Após a iniciação, a trinca passa a se propagar pelo material e cresce a cada novo ciclo de carregamento desenvolvido (estágio II). Em um determinado momento, a trinca atinge o tamanho máximo que o material consegue suportar, e então ela se propaga instantaneamente pelo restante do material, causando a ruptura do componente (estágio III) (SHIGLEY et al., 2005).

A Mecânica da Fratura Linear e Elástica tem como objetivo estudar os fenômenos que causam o crescimento da trinca, e como ela se desenvolve, a fim de evitar que em um dado componente mecânico, qualquer trinca que venha a existir, jamais chegue no estágio III de sua propagação, o que representaria a falha do componente (SHIGLEY et al., 2005).

Neste conceito, é admissível que um componente opere com a presença de trincas, sem que estas representem um risco para a falha da peça. Porém, sempre que esses conceitos forem usados na prática, é imprescindível a manutenção periódica rigorosa, para garantir a segurança da operação (DOWLING, 2007).

A detecção da presença de trincas é realizada através dos seguintes métodos: inspeção visual, fotografia por raio-x, ultrassom, e aplicação de correntes elétricas (no caso do método de aplicação de correntes elétricas, ele pode ser utilizado somente para materiais ferrosos). A escolha do método a ser utilizado

dependerá das condições de viabilidade econômica e técnica de cada caso (DOWLING, 2007).

2.5.1 Modos de carregamento

Existem três modos de carregamento distintos que descrevem o campo de tensões na ponta da trinca, eles são mostrados na figura 2-6. O modo de carregamento I causa a abertura da trinca e é basicamente trativo em sentido perpendicular à propagação da trinca, é o mais utilizado na prática. No modo de carregamento II as forças de acionamento causam deslizamento dos planos paralelos ao plano de propagação da trinca, gerando cisalhamento no campo de tensões à frente da trinca. No modo de carregamento III as forças de acionamento são ortogonais ao plano de propagação da trinca, e agem causando um cisalhamento, este modo é conhecido como modo rasgamento.

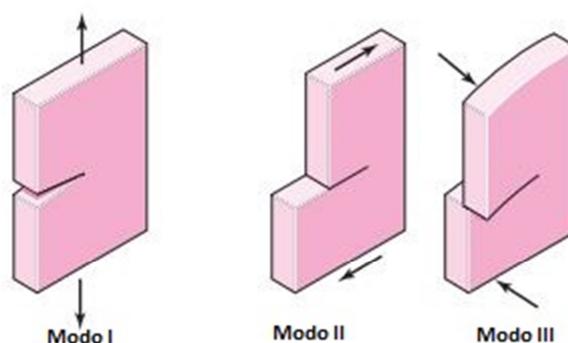


Figura 2-6 – Modos de carregamento (SHIGLEY et al., 2005).

2.5.2 Fator intensidade de tensão

De uma forma geral, o Fator intensidade de tensão (FIT) pode ser compreendido como a caracterização da magnitude ou a intensidade das tensões que estão presentes na ponta de uma trinca idealmente afiada em um material linear elástico e isotrópico. Para a determinação do FIT, será analisado um elemento de área retirado da à frente da ponta da trinca, conforme ilustrado na figura 2-7, onde é possível descrever o comportamento das tensões atuantes nele através das equações que serão descritas a seguir. Como o modo de carregamento mais usado

é o modo I (e também é caso mais crítico), as equações descritas a seguir terão como base esse tipo de carregamento (SHIGLEY et al., 2005).

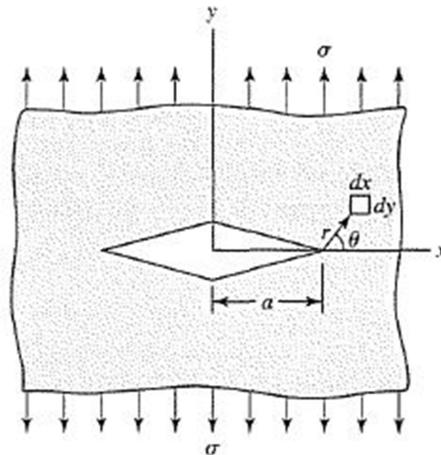


Figura 2-7 Distribuição do campo de tensões na ponta da trinca (SHIGLEY et al., 2005)

Segundo DOWLING (2007) e Shigley et al. (2005), as equações que descrevem o campo de tensões na ponta da trinca podem ser escritas como:

$$\sigma_x = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left(1 - \operatorname{sen} \frac{\theta}{2} \operatorname{sen} \frac{3\theta}{2} \right),$$

Equação 2-4

$$\sigma_y = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left(1 + \operatorname{sen} \frac{\theta}{2} \operatorname{sen} \frac{3\theta}{2} \right),$$

Equação 2-5

$$\tau_{xy} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \operatorname{sen} \frac{\theta}{2} \cos \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2},$$

Equação 2-6

$$\sigma_z = \begin{cases} 0 & (\text{Para tensão plana}) \\ \nu(\sigma_x + \sigma_y) & (\text{Para deformação plana}). \end{cases}$$

Equação 2-7

Onde:

r = distância do ponto analisado da ponta da trinca;

ν = Coeficiente de Poisson;

θ = ângulo entre a distância ao ponto analisado e o eixo horizontal x ;

K_I = Fator intensidade de tensões.

Na equações de 2-4 a 2-6 K_I é conhecido como Fator Intensidade de Tensão (FIT), e representa a intensidade do campo de tensões atuante na ponta da trinca. Ele varia com o tipo de carregamento, a geometria do material, a forma e o tamanho da trinca (SHIGLEY et al., 2005); (DOWLING, 2007) e (SILVA, 2009).

Conceitualmente, pode-se entender o FIT como um parâmetro que indica o nível de severidade que a presença de uma trinca afeta um componente estrutural quando solicitado mecanicamente (BANNANTINE, COMMER, & HANDROCK, 1989). Pode ser redefinido matematicamente considerando $r \rightarrow 0$, onde será representado por:

$$\Delta K = K_{m\acute{a}x} - K_{m\acute{i}n} = F\sigma\sqrt{\pi a}.$$

Equação 2-8

Onde F é o fator de modificação da intensidade de tensão, expresso por $F = a/b$ (tamanho da trinca por largura), e a representa o comprimento característico da trinca medida a partir da origem do sistema de coordenadas. O fator intensidade de tensão é responsável por prever o comportamento da trinca da trinca no material, e é influenciado pelo carregamento sob o qual o material está sujeito, pelo tamanho da trinca, pelo formato da trinca e pela geometria dos grãos (BANNANTINE et al., 1989).

2.5.3 Fator intensidade de tensão crítico K_{Ic}

O fator intensidade de tensão crítico representa o máximo de intensidade de tensão que o material é capaz de suportar na ponta de uma trinca, ou seja, o valor de intensidade de tensão que caso seja atingindo ou superado, causará a propagação instantânea da trinca pelo restante do material, causando a ruptura (falha) do componente (DOWLING, 2007).

Este valor crítico do fator intensidade de tensão é uma característica intrínseca dos materiais denominada Tenacidade à Fratura e pode ser obtido em laboratório através de ensaios mecânicos.

O valor da tenacidade à fratura de um material varia com o modo de carregamento sob o qual o material está sujeito, Modo I, II ou III (SHIGLEY et al.,

2005), neste caso, como o modo mais utilizado é o modo I, os valores utilizados de K_{Ic} neste trabalho também serão referentes ao modo I.

2.5.4 Taxa de crescimento da trinca

A trinca causada por fadiga passa por três estágios de crescimento. No estágio I ocorre o início da trinca, devido aos movimentos de discordâncias dos planos cristalinos do material causados pelas oscilações de tensão sob a qual o material é sujeito. Geralmente estas trincas surgem próximo à superfície ou a uma descontinuidade do material. Assim, a trinca se inicia no estágio I e segue por alguns grãos. Neste estágio a trinca sofre forte influência da microestrutura do material, da tensão média sob a qual o material está sujeito e do ambiente no qual o material se encontra (CHIAVERIRINI, 1986).

Na figura 2-8 estão ilustrados para os três estágios de propagação da trinca a curva Paris, que representa o crescimento da trinca em mm/ciclos versus os respectivos valores de ΔK . É possível notar neste gráfico uma particularidade da região I, onde a curva de propagação da trinca não se inicia em valores muito baixos de ΔK . Este fato ocorre porque existe um limite mínimo do valor de ΔK para que haja propagação da trinca, conhecido como ΔK limiar, ou ainda, ΔK_{th} (*threshold*), que representa o mínimo necessário de variação do fator intensidade de tensão para que haja propagação da trinca. Valores de ΔK abaixo do limiar geram uma propagação tão lenta da trinca que sua propagação pode ser considerada nula (SHIGLEY et al., 2005) e (DOWLING, 2007).

No estágio II ocorre o crescimento ordenado da trinca. Nesta fase a trinca já superou o estágio inicial e possui um tamanho considerável, então começa a ocorrer uma propagação de forma ordenada. Assim, a trinca cresce de forma regular a cada novo ciclo de carregamento, e torna-se possível estimar sua velocidade de propagação através da lei de Paris, em mm/ciclo. Neste estágio da propagação existe uma pequena influência da espessura do material, da microestrutura, da tensão média sob a qual o material está sujeito, e do ambiente no qual o material se encontra (SHIGLEY et al., 2005).

Como a trinca cresce com o número de ciclos de carregamento sob o qual o material está sujeito, a área da secção transversal é reduzida, e como os níveis de

carregamento geralmente se mantém, a tensão sob a secção transversal na qual a trinca está inserida tende a aumentar, causando conseqüentemente um aumento no fator intensidade de tensão atuante na ponta da trinca. Porém, as análises da Mecânica da Fratura Linear e Elástica (MFLE) avaliam apenas o aumento do fator intensidade de tensões, pois ele já inclui o efeito descrito acima (SHIGLEY et al., 2005).

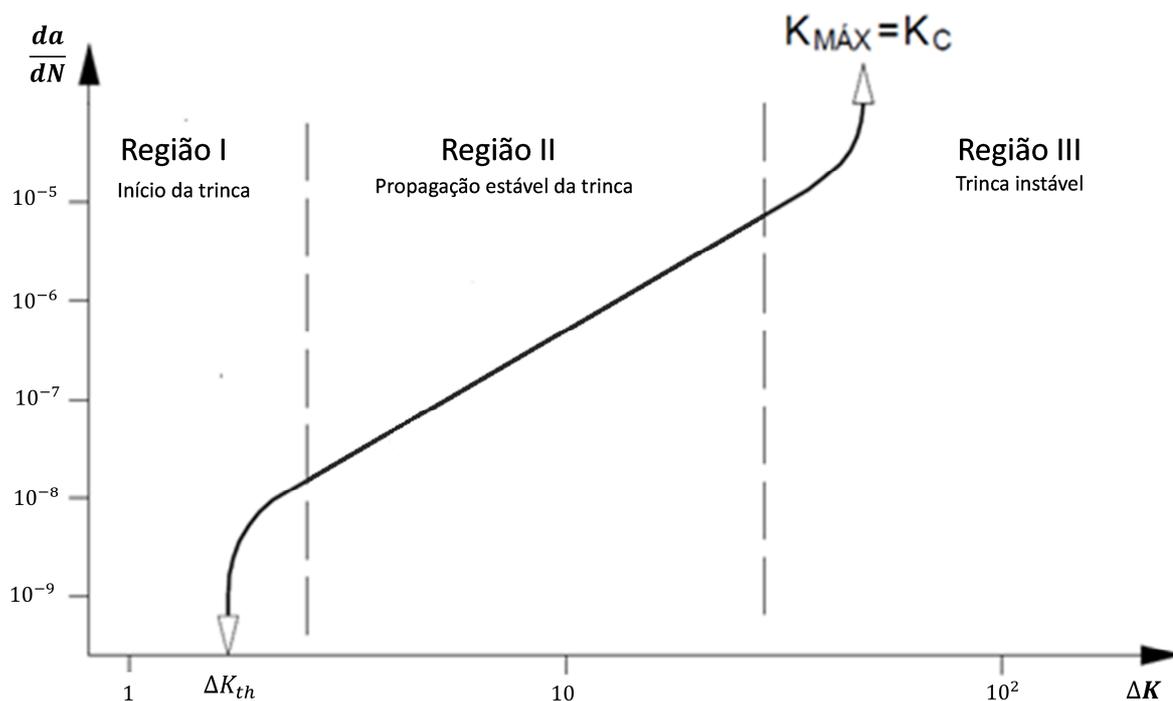


Figura 2-8 – Curva que representa o crescimento da trinca a cada ciclo de carregamento em função de ΔK .

Quando a trinca atinge o estágio III, os valores de ΔK são elevados, e causam uma propagação instável e não linear da trinca. Então, quando o valor do limite de tenacidade à fratura K_{Ic} é atingido, ocorre a propagação instantânea da trinca pelo material remanescente, causando a ruptura do componente. No estágio III existe forte influência da microestrutura, da tensão média causada pelo carregamento cíclico e da espessura do componente, e uma pequena influência do ambiente no qual o material se encontra (DOWLING, 2007).

O crescimento da trinca em função do número de ciclos de carregamento pode ser acompanhado e é representado pela figura 2-8. Com base no acompanhamento do crescimento da trinca em função do número de ciclos de

carregamento, é possível caracterizar a razão $\Delta a/\Delta N$. Para intervalos pequenos, a taxa de crescimento de uma trinca pode ser avaliada por da/dN , e cada valor de da/dN representa um ponto na curva $\frac{da}{dN} \times \Delta K$.

Os pontos experimentais na região II do gráfico de $da/dN \times \Delta K$ podem ser ajustados por uma função linear, devido ao fato de que existe um crescimento ordenado da trinca a cada novo ciclo de carregamento. Este comportamento da trinca pode ser previsto através da lei de Paris:

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K_I)^m,$$

Equação 2-9

Onde C e m são constantes de material. As constantes C e m podem ser obtidas por métodos experimentais, através do levantamento da curva $\frac{da}{dN} \times \Delta K$ no ensaio de propagação de trincas.

2.5.5 Zona plástica na ponta da trinca

As ideias desenvolvidas na Mecânica da Fratura se fundamentam nos conceitos da teoria da elasticidade, porém existe uma singularidade neste caso para aplicação de tais princípios. Como pode ser observado na equação 2-8, quando r tende a zero, a tensão atuante na ponta da trinca tende ao infinito, e quando a tensão em um material atinge valores elevados, o material escoava causando deformação plástica, fugindo então do regime elástico que foi tido como base para o desenvolvimento das equações (DOWLING, 2007).

O que ocorre de fato é que na prática não existe a atuação de uma tensão infinita, mas existe em uma região bem próxima à ponta da trinca uma tensão bastante elevada, que causa deformação plástica no material, sendo esta responsável pela propagação da trinca (SHIGLEY et al., 2005).

Porém esta região é bem definida e demasiadamente pequena em relação à região onde ocorre predominância do regime elástico de tensões. Portanto, considera-se que as equações são válidas mesmo havendo deformações plásticas, pois o espaço ocupado por estas regiões é bem menor do que o espaço onde o

regime elástico prevalece (ROSA, 2002). Porém para tanto, é necessário que o tamanho da trinca seja pequeno em comparação com o restante do material à frente da trinca ($b - a$), com a altura h , com o tamanho da trinca a , conforme mostrado na equação 2-9.

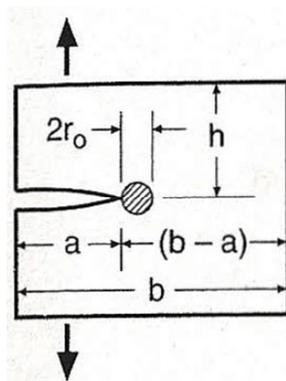


Figura 2-9 – Relação do tamanho da zona plástica em comparação ao tamanho do componente mecânico para validação da MFLE (DOWLING, 2007)

A forma da zona plástica na ponta da trinca é ilustrada na figura 2-9. A zona plástica é maior para o estado plano de tensões, devido à ausência da tensão σ_z . Para materiais mais espessos, a medida com que caminha-se no sentido do interior da placa, a tensão σ_z cresce até atingir um valor fixo do estado plano de deformação que se desenvolve no interior da espessura do material. Portanto, com o aumento da tensão σ_z a zona plástica diminui, se tornando menor para o estado plano de deformação, conforme mostrado na figura abaixo (DOWLING, 2007).

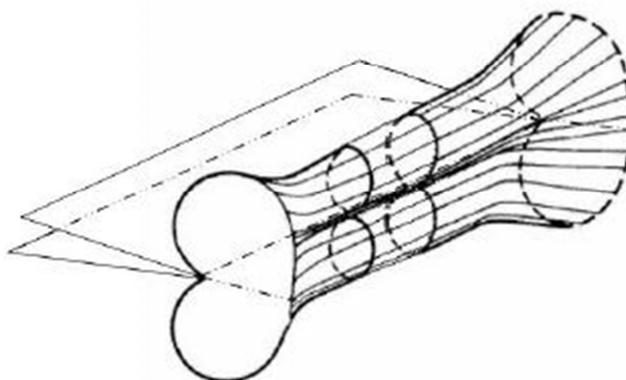


Figura 2-10 – Formato da zona plástica à frente da trinca.

Segundo Irwin, o tamanho da zona plástica pode ser estimado considerando as seguintes hipóteses: σ para $\theta = 0$; um regime elástico perfeitamente plástico; admitindo um formato circular para a zona plástica (SILVA, 2009).

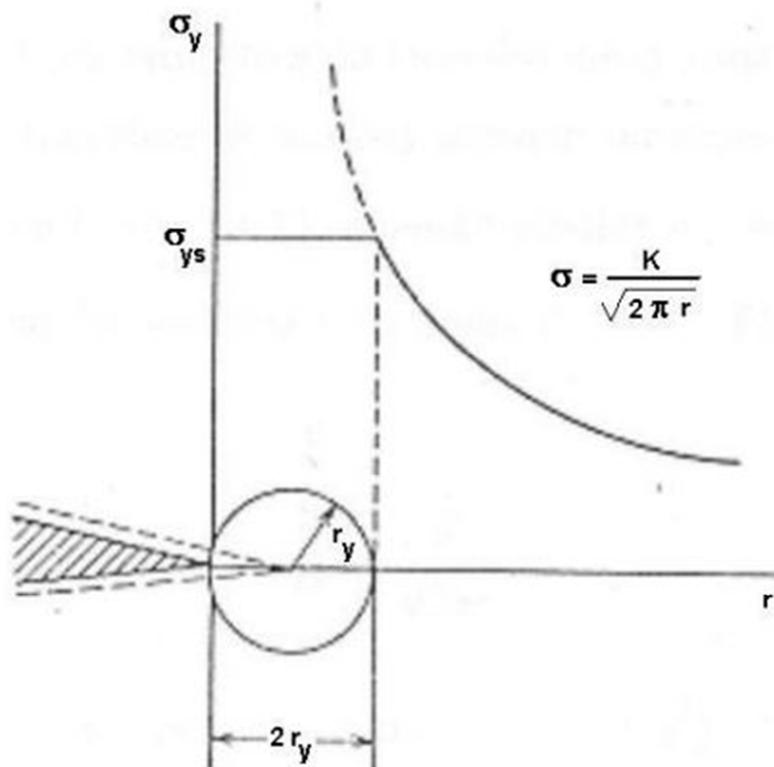


Figura 2-11 – Raio da zona plástica à frente da trinca.

No modelo de Irwin, calcula-se de forma aproximada o tamanho da zona plástica, partindo da suposição de que a presença da zona plástica na ponta da trinca faz com que a trinca se comporte como se ela fosse maior do que ela realmente é, conforme mostrado na figura 2-11, e a equação que determina o tamanho da zona de comportamento plástico é:

$$r_0 = \frac{1}{2\pi} \left(\frac{K_I}{\sigma_0} \right)^2 = \frac{\sigma^2}{2\sigma_0^2} (a + \Delta a_n),$$

Equação 2-10

Onde:

r_0 = raio da zona plástica;

K_I = fator intensidade de tensões na ponta da trinca para o modo I;

σ_0 = tensão de escoamento;

a = comprimento da trinca;

Δa_n = variação do tamanho efetivo da trinca pela presença da zona plástica.

O tamanho do raio da zona plástica é igual ao comprimento adicional da trinca devido à presença da zona plástica, ou seja, analisando a figura 2-11, nota-se que a diferença entre o tamanho efetivo da trinca e o tamanho real da mesma é igual ao raio da zona plástica na ponta da trinca, portanto:

$$\Delta a_n + r_0 = 2r_0.$$

Esta abordagem estima inicialmente uma forma para zona plástica e considera um regime elástico perfeitamente plástico, portanto, devido a tais aproximações, este modelo não é muito preciso para descrever o tamanho da zona plástica.

Outra forma de estimar o tamanho da zona plástica é através de uma aproximação de primeira ordem. Este método calcula o tamanho da zona de deformação plástica de maneira aproximada, e a forma é determinada com base em um critério de escoamento, normalmente são usados Tresca ou Mises. Neste caso, utilizando o critério de Von Mises, tem-se:

Para o estado plano de tensões:

$$r(\theta) = \frac{1}{4\pi} \left(\frac{K_I}{\sigma_{esc}} \right)^2 \left(1 + \frac{3}{2} \text{sen}^2\theta + \text{cos}\theta \right).$$

Para o estado plano de deformação:

$$r(\theta) = \frac{1}{4\pi} \left(\frac{K_I}{\sigma_{esc}} \right)^2 \left[\frac{3}{2} \text{sen}^2\theta + (1 - 2\nu)^2 (1 + \text{cos}\theta) \right].$$

A validade dos conceitos da MFLE está condicionada ao fato da fratura ocorrer em regime elástico, e para tanto, existe a influência da espessura no processo. Materiais com espessuras maiores tendem a desenvolver no seu interior um estado plano de deformação, o que reduz o tamanho da zona plástica, conforme

visto anteriormente. Já materiais com pequenas espessuras tendem a desenvolver um estado plano de tensão, neste caso, o tamanho da zona plástica é maior.

Portanto, para que a MFLE seja válida, é necessário que o regime de tensões atuante seja o estado plano de deformação, visto que nele o tamanho da zona plástica é significativamente menor. E para que possa existir o estado plano de deformação, é necessário que a espessura da peça seja significativa.

A relação r_p/B determina o regime de tensões atuante no componente. Sempre que o valor desta relação for bem menor que um, o estado plano de deformações prevalecerá no componente. Quando os valores de r_p e B forem próximos, a relação r_p/B se aproxima de um e o estado plano de tensões prevalece (MANDAI, 2010). Segundo BROEK (1982), se a relação r_p/B for da ordem de 0,025, então o crescimento da trinca se dará no regime do estado plano de deformação.

Segundo a norma ASTM E399, a relação para que haja o estado plano de deformação é:

$$B, a, (W - a) \geq 2,5 \left(\frac{K_{Ic}}{\sigma_{esc}} \right)^2,$$

Equação 2-11

Onde B representa a espessura do componente, a é o tamanho da trinca, W é a largura útil do componente, K_{Ic} é o valor da tenacidade à fratura do material e σ_{esc} é a tensão sob a qual o material sai do regime elástico e inicia o escoamento.

Portanto, a validade da MFLE fica condicionada aos critérios acima, ou seja, regime de tensões atuante no componente e o tamanho da zona plástica na ponta da trinca

2.6 Mecânica da fratura elastoplástica

A mecânica da fratura elastoplástica passa a substituir a MFLE quando esta perde a validade. Quando a espessura do material é pequena o regime de tensões dominante é o estado plano de tensão, portanto o tamanho da zona plástica vai ser maior que no regime do estado plano de deformação. Para que a Mecânica da Fratura Elastoplástica possa ser aplicada, a condição estabelecida pela equação

2-11 precisa ser falsa, assim não haverá predominância do estado plano de deformação e a Mecânica da Fratura Elastoplástica poderá ser aplicada (DOWLING, 2007).

Assim, quando esta condição ocorrer os conceitos e teorias da mecânica da Fratura Elastoplástica serão mais adequados, visto que as abordagens deste método são diferentes da MFLE, e os mais usuais são: método da integral de J, que é capaz de medir o trabalho mecânico realizado para a propagação da trinca na área analisada, e o método *Crack Tip Opening Displacement* (CTOD), que avalia o deslocamento crítico da abertura da boca da trinca (SILVA, 2009).

3 CARACTERIZAÇÃO DO MATERIAL

A produção do alumínio ocorre pela redução da alumina (óxido de alumínio Al_2O_3), que é retirada do minério bauxita, através da eletrólise em um banho de criolita (Na_3AlF_6). Este processo consiste na passagem de uma corrente elétrica pela solução, o oxigênio presente no óxido de alumínio é atraído para o ânodo (polo negativo) do eletrodo, e o alumínio se deposita no cátodo (polo positivo) e depois é removido do processo.

Segundo a ABAL (2016), o alumínio puro possui baixa resistência mecânica e baixa dureza, portanto, nessas condições não deve ser utilizado em aplicações que exijam esforços elevados. Assim, surgiram várias ligas de alumínio com a presença de elementos variados que serviram para melhorar algumas propriedades do alumínio que assim poderia ser utilizado em aplicações específicas, que exijam resistência mecânica significativa.

As ligas de alumínio são divididas em dois grandes grupos: as ligas trabalháveis e as ligas fundidas. Dentro de cada um dos grupos a *Aluminium Association* (AA) determinou um sistema de nomenclatura com a classificação das ligas com base em determinadas categorias, os nomes são diferentes para cada um dos dois grupos, as trabalháveis e as fundidas.

As ligas trabalháveis são ligas que passam por processos de laminação, forjamento, extrusão ou estiramento para adquirirem suas propriedades finais. Elas possuem em sua nomenclatura principal uma série de 4 dígitos: xxxx. O primeiro dígito varia de 1 a 9 e indica o elemento de liga dominante. O segundo dígito, quando diferente de zero, indica se a liga possui ou não alguma variação específica diferente do padrão, e o terceiro e o quarto dígito servem para diferenciar as várias ligas que podem ser formadas a partir da liga base. A tabela 3-1 indica as principais classes das ligas trabalháveis. Além destas classificações, as ligas de alumínio de elevada pureza podem ser consideradas como pertencentes à série Pxxxx, onde P representa "Percentual" máximo de silício e ferro (CAMILLO, 2013).

Tabela 3-1 – Nomenclatura das ligas de alumínio trabalháveis.

Série	Principais elementos de liga
1xxx	Alumínio de elevada pureza (> 99% Al).
2xxx	Principal elemento de liga: Cobre. (Al-Cu)
3xxx	Principal elemento de liga: Manganês. (Al-Mn)
4xxx	Principal elemento de liga: Silício. (Al-Si)
5xxx	Principal elemento de liga: Magnésio. (Al-Mg)
6xxx	Principais elementos de liga: Magnésio e Silício. (Al-Mg-Si).
7xxx	O Zinco é o principal elemento de liga, mas pode conter outros elementos como Cobre, Magnésio, Cromo e/ou Zircônio. (Al-Zn-Mg-Cu)
8xxx	Principais elementos de liga: outros elementos, como Estanho e/ou Lítio. (Al-Sn / Al-Li).
9xxx	Nomenclatura disponível para uso futuro.

Segundo a ABAL (2016), as ligas da série 3xxx são uma das mais utilizadas, pois a resistência a corrosão delas é próxima a do alumínio puro, porém possui melhores propriedades mecânicas que as ligas da série 1xxx. A série 5xxx são as mais resistentes que ainda mantém as principais qualidades do alumínio puro, como elevada resistência à corrosão e boa capacidade de ser trabalhada. As da série 6xxx são bastante resistentes à corrosão, mas perdem a capacidade de serem trabalhadas. As ligas das séries 2xxx, com Cobre, e 7xxx com zinco, possuem resistência mecânica comparável com o aço industrial, porém são menos resistentes à corrosão e geralmente necessitam de alguma proteção superficial. São bastantes utilizadas em aplicações que necessitam de um alto fator resistência/peso, como na aviação.

As ligas fundidas adquirem suas propriedades finais logo após o processo de fundição, ou em alguns casos, com tratamento térmico. Sua nomenclatura é formada por três dígitos e um valor decimal: xxx.x. O primeiro dígito varia de 1 a 9 e indica a classificação pelo principal elemento de liga. O segundo e o terceiro dígito indicam as ligas de composição específica. O quarto dígito, que vem após o ponto, está relacionado ao processo de fabricação: 0 para peças fundidas em moldes e 1 para material na forma de lingote. As classes estão exemplificadas na tabela 3-2 (ABAL, 2016).

Tabela 3-2 - Nomenclatura das ligas de alumínio fundidas

Série	Principais elementos de liga
1xx.x	Alumínio de elevada pureza (> 99% Al).
2xx.x	Principal elemento de liga: Cobre. (Al-Cu)
3xx.x	Principal elemento de liga: Silício, mas pode conter cobre e magnésio. (Al-Si-Mg / Al-Si-Cu / Al-Si-Mg-Cu)
4xx.x	Principal elemento de liga: Silício. (Al-Si)
5xx.x	Principal elemento de liga: Magnésio. (Al-Mg)
6xx.x	Nomenclatura disponível para uso futuro.
7xx.x	O zinco é o principal elemento de liga, mas pode conter outros elementos como cobre, magnésio, cromo e/ou zircônio. (Al-Zn / Al-Zn-Cu / Al-Zn-Mg-Cu)
8xx.x	Principal elemento de liga: estanho. (Al-Sn)
9xx.x	Nomenclatura disponível para uso futuro.

Segundo a ABAL (2016), as ligas mais utilizadas na engenharia geralmente contêm silício como elemento de liga para facilitar sua fundição. O cobre também é muito utilizado para aumentar a dureza e a resistência mecânica. As ligas de Alumínio-Magnésio possuem boa resistência e ductilidade, são bastante empregadas em ambientes agressivos, mas apresentam muitos problemas de fundição. Em algumas ligas, pequenas porções de magnésio em conjunto com silício facilitam o tratamento térmico.

3.1 Classificação e propriedades da liga AA7050 T7451

O material utilizado para análise é a liga de alumínio AA7050 T7451. Nesta liga, a primeira sequência alfanumérica indica a classificação da liga de alumínio correspondente, e a segunda sequência alfanumérica indica o processo de tratamento sob o qual a liga foi submetida. Esta liga pertence à série 7xxx, portanto, possui como principal elemento de liga o zinco. O segundo dígito, por ser 0, indica que não houve modificação da liga base de Al-Zn. O segundo e o terceiro dígito indicam a configuração específica desta liga, ou seja, a caracterização pela composição de cada um dos elementos na liga. Esta composição dos elementos em relação ao peso total de Alumínio presente na liga está descrita na tabela 3-3, onde

os elementos em destaque são os principais elementos que caracterizam a liga (elementos em itálico e sublinhados).

Tabela 3-3 - Elementos que constituem a liga AA7050(CAMILLO, 2013).

Elemento	% mínimo (peso)	% máximo (peso)
<u>Zinco</u>	<u>5,7</u>	<u>6,7</u>
<u>Cobre</u>	<u>2</u>	<u>2,6</u>
<u>Magnésio</u>	<u>1,9</u>	<u>2,6</u>
Zircônio	0,08	0,15
Ferro	-	0,15
Silício	-	0,12
Manganês	-	0,15
Titânio	-	0,06
Cromo	-	0,04
Outros elementos	-	0,15

As ligas da série 7050 são bastante utilizadas em componentes de aeronaves, pois apresentam em geral boa resistência mecânica, alta resistência ao desgaste, boa tenacidade à fratura, resistência à fadiga e boa usabilidade (CAMARGO, 2007) e (GÜRBUZ, DORUK, & SCHÜTZ, 1991). Uma lista das propriedades específicas da liga AA 7050 é mostrada na tabela 3-4.

Segundo (CAMILLO, 2013), esta liga está entre as ligas consideradas aeronáuticas, devido à sua combinação especial de propriedades. É largamente utilizada em componentes de aeronaves, principalmente, para os componentes que necessitam de elevada resistência mecânica, resistência a corrosão sob tensão, baixo peso específico e alta tenacidade. Geralmente é utilizada na construção de partes do trem de pouso (partes de suporte do trem de pouso) e como revestimentos de asas das aeronaves (longarinas, rebites reforçadores e revestimentos, nervura das empenagens).

Tabela 3-4 - Propriedades físicas e mecânicas da liga AA 7050 (CAMILLO, 2013).

Propriedades físicas do alumínio AA 7050		
Massa específica	2,83	g/cm ³
Temperatura de fusão	490-630	°C
Coeficiente de expansão térmica linear (20 a 100 °C)	21,1	µm/m. °C
Condutividade térmica (25 °C)	157	W/m. °C
Resistividade elétrica (20 °C)	0,0415	Ω. Mm ² /m
Limite de resistência à tração	525	Mpa
Limite de escoamento	470	MPa
Alongamento (em 50 mm com corpo de prova cilíndrico de 1,3 mm de diâmetro)	11%	
Módulo de elasticidade	72	GPa
Tenacidade à fratura no modo de deformação plana (K _{Ic})	37	MPa√m
Dureza Brinell (Carga de 500 kg e esfera de 10 mm)	140	HB

3.2 Tratamentos térmicos e mecânicos.

Após a determinação da composição final da liga, que é representada pela primeira sequência alfanumérica, ainda é possível modificar algumas propriedades físicas e mecânicas com tratamentos térmicos. Neste caso, a sequência de tratamentos é representada pela segunda sequência alfanumérica que indica os tipos de tratamentos térmicos sob os quais a liga foi submetida, portanto indica também quais alterações nas propriedades espera-se do material após a fabricação e o tratamento térmico.

Na sequência alfanumérica que mostra o tratamento térmico sob o qual a liga foi submetida, a primeira letra indica basicamente qual o tipo de tratamento ou a sequência básica do grupo. Ela pode ser F, O, H, W e T. A letra "F" indica que a liga está no estado de fabricação, sem nenhum tratamento térmico, que pode ser: laminação, extrusão e outros. A letra "O" indica que o material foi recozido, para eliminar o encruamento, diminuir a resistência mecânica ou ainda para aumentar a ductilidade em materiais fundidos. A letra "H" é usada em produtos que sofreram

tratamentos mecânicos para encruamento, assim como a letra “O”. A letra “W” indica que o material foi solubilizado, para casos em que ocorre o envelhecimento natural da liga à temperatura ambiente, geralmente vem acompanhada da duração em horas do período de envelhecimento. A letra “T” indica que a liga foi tratada termicamente para a produção de têmperas estáveis. A designação T pode variar de T1 a T10, indicando em cada caso os tratamentos descritos na tabela 3-5. Ainda existem algumas nomenclaturas para casos especiais, tais como (CAMILLO, 2013):

- Tx51: Para ligas que são estiradas para redistribuição de tensões;
- Tx52: Para ligas que passam por compressão direta para redistribuição de tensões;
- Tx53: Para ligas que passam por uma combinação de estiramento e compressão direta para redistribuição de tensões;
- T42: Para ligas solubilizadas a partir do estado “O” ou “F”, temperadas e envelhecidas naturalmente, para a obtenção de fases estáveis;
- T62: Para ligas solubilizadas a partir do estado “O” ou “F” e envelhecidas artificialmente.

Tabela 3-5 - Tratamentos térmicos das ligas fundidas da série T1 a T10 (CAMILLO, 2013).

Designação	Sequência de tratamentos térmicos
T1	Conformação a quente, resfriamento rápido e envelhecimento natural até estabilização.
T2	Conformação a quente, resfriamento rápido, conformação a frio e envelhecimento natural até a estabilização.
T3	Solubilização, conformação a frio e envelhecimento natural até a estabilização.
T4	Solubilização e envelhecimento natural até a estabilização.
T5	Conformação a quente, resfriamento e envelhecimento artificial até a estabilização.
T6	Solubilização e envelhecimento artificial até a estabilização.
T7	Solubilização e estabilização (por superenvelhecimento).
T8	Solubilização, conformação a frio e envelhecimento artificial até a estabilização.
T9	Solubilização, envelhecimento artificial e conformação a frio.
T10	Conformação a quente, resfriamento e envelhecimento artificial até a estabilização.

3.3 Laminação

O alumínio é um material que pode ser transformado com facilidade. Pode ser facilmente laminado em qualquer espessura, extrudado em vários formatos de perfis com seção transversal constante, pode ser forjado ou impactado, trefilado e usinado com alta velocidade. Aceita praticamente todos os métodos de união, como rebiteamento, soldagem, brasagem e colagem (ABAL, 2016). A laminação é um processo de conformação mecânica que, através da compressão direta de um lingote entre dois rolos laminadores, causa uma redução na seção transversal do lingote, que neste caso é retangular, e altera suas propriedades mecânicas. O processo de laminação pode ocorrer de duas formas: Laminação à quente e Laminação a frio (CHIAVERINI, 1986).

A laminação produz tanto chapas finas, com 0,005 mm, até chapas espessas, com 150 mm. A laminação também produz chapas bobinadas, folhas e discos. (ABAL, 2016)

3.3.1 Laminação a quente.

Neste caso, o processo de laminação ocorre a temperaturas acima da temperatura de recristalização dos grãos, para que se possa alterar as características microestruturais do alumínio. Segundo a ABAL (2016), a temperatura mínima é de aproximadamente 350 °C, a ductilidade do metal nesta temperatura é máxima e com a laminação ocorre a deformação plástica, que causa a recristalização dinâmica. Primeiramente, ocorre a fundição de uma placa de seção transversal retangular, após a fundição, pode ocorrer corrosão superficial devido a interação do alumínio em altas temperaturas e o oxigênio presente no ar atmosférico, também podem ser agregadas algumas impurezas, assim em alguns casos pode fazer-se necessário uma usinagem superficial para limpeza. Após a preparação prévia do material, a placa é aquecida novamente até tornar-se semiplástica, quando então é laminada. Na laminação, a chapa passa entre dois rolos compressores que causam a deformação plástica do material. A redução da seção transversal varia em cada processo, dependendo do resultado final desejado.

3.3.2 Laminação a frio.

A laminação a frio é realizada em temperaturas bem abaixo da temperatura de recristalização (350 °C), e o material da laminação a frio já foi laminado a quente anteriormente. O processo ocorre de maneira semelhante, o material, ao passar entre dois rolos cilíndricos compressores, tem sua seção transversal reduzida por deformação plástica permanente, o que conseqüentemente altera algumas propriedades do material.

Segundo ABAL (2016), a laminação a frio é executada, na maioria dos casos, em laminadores quádruplos, devido a exigência de um grau maior de compressibilidade que no caso da laminação a quente. As reduções de seção ficam entre 30% e 70% por passe, dependendo do produto final desejado e das características do material em questão.

A deformação a frio causa o encruamento do alumínio, o que por sua vez, aumenta os limites de resistência à tração e ao escoamento, com a diminuição do alongamento. Este processo fabrica produtos com bom acabamento superficial e controle dimensional preciso (CHIAVERINI, 1986).

3.4 Solubilização

A solubilização do alumínio consiste em um tratamento térmico onde o material é aquecido até a temperatura de solubilização dos grãos que constituem o material (no caso da liga 7050, cerca de 470 °C), para que haja o endurecimento do material por precipitação (CHIAVERINI, 1986) e (CALLISTER, 2012).

O alumínio é aquecido até uma determinada temperatura na qual os átomos de todos os elementos químicos presentes na liga serão dissolvidos dentro dos grãos do próprio alumínio. Para que a dissolução ocorra, é necessário manter o alumínio por um determinado período de tempo em temperatura elevada, pois o processo de solubilização não é instantâneo, e também deve-se garantir que o material se torne o mais uniforme possível (MELLO, 2009).

Quando a liga encontra-se no estado fundido, todos os elementos adicionados ficam dissolvidos na matriz da liga, e à medida que a liga resfria, começa a separação. A liga no estado sólido possui uma matriz rica em alumínio,

contendo pequenas quantidades dos demais elementos, a solubilidade desses elementos é muito maior à temperaturas elevadas, e este fato é a base dos tratamentos térmicos dessas ligas de alumínio (CHIAVERINI, 1986).

Assim que todos os elementos no contorno dos grãos estiverem devidamente dissolvidos dentro dos grãos da liga, a liga é resfriada rapidamente para que mantenha em temperatura ambiente esta configuração, ou seja, é realizada uma têmpera. Caso a liga se resfrie lentamente, os precipitados dissolvidos no alumínio voltam novamente a se agrupar formando novamente uma segunda fase na liga, desfazendo a solubilização (CALLISTER, 2012).

Após a solubilização, a chapa é estirada a frio, com uma deformação nominal de 2% para alívio de tensões. Consiste basicamente em forçar a passagem do material em uma matriz, através de um esforço de tração, assim, reduz-se a seção e aumenta comprimento, porém neste caso, com uma pequena variação das dimensões, com o objetivo principal de aliviar as tensões residuais que podem ter se formado pelo rápido resfriamento do material.

3.5 Envelhecimento artificial

Após a solubilização, a liga passa por um tratamento de envelhecimento artificial para atingir as propriedades finais desejadas. Este mecanismo de endurecimento por envelhecimento artificial causa a formação de precipitados finos na liga, que irão de aumentar a resistência mecânica do material.

O envelhecimento artificial é uma técnica utilizada frequentemente em ligas de alumínio. Partículas de precipitados finos foram formadas na etapa de solubilização, e posteriormente foram estabilizadas através da têmpera, possibilitando assim sua permanência neste estado à temperatura ambiente.

Segundo Callister (2012), no processo são formadas várias fases de transição de precipitados até que se atinja a formação final desejada, e a natureza destas fases de transição são capazes de influenciar nas propriedades do material. Primeiramente, no estágio inicial os átomos dos elementos de liga presentes no alumínio se aglomeram na forma de discos muito pequenos e finos, distribuídos por todas as partes do material. Esses aglomerados, conhecidos como zona de Guinier-Preston (GP), são muito pequenos e não são considerados como partículas de

precipitados distintas. Ao longo do envelhecimento, o tamanho das zonas de GP aumenta e estas zonas se tornam partículas. Esta fase de transição é metaestável⁵, e para que o material permaneça com estas configurações, o processo de envelhecimento é concluído e o material é resfriado à temperatura ambiente, para que não ocorra superenvelhecimento.

A presença dos precipitados pode aumentar a resistência mecânica do material, desde que os mesmos estejam distribuídos de maneira coesa e uniforme, isto é, uma grande quantidade de precipitados finos numa dispersão homogênea. Quando o material for submetido a um esforço mecânico, a presença dos precipitados finos irá dificultar o deslizamento dos planos cristalinos, devido ao fato das partículas se comportarem como barreiras, dificultando o movimento dos planos cristalinos (CALLISTER, 2012).

Para ligas de Alumínio, o processo consiste no aquecimento da liga em temperaturas relativamente baixa, entre 115 °C e 190 °C, e na manutenção destas temperaturas por um determinado período de tempo (entre 5 e 48 horas), a fim de facilitar o processo de formação de precipitados finos (CAMILLO, 2013).

O tempo no qual o material ficará sujeito ao processo de envelhecimento artificial deve ser rigorosamente controlado, pois após a formação das partículas, elas tendem a aumentar de tamanho até a formação de uma fase mais estável, onde a resistência mecânica tende a ser reduzida. Este processo é conhecido como superenvelhecimento, e no caso da liga em questão é indesejado. Portanto, fica evidente a importância do controle da duração do processo de envelhecimento artificial, a fim de se obter as propriedades finais desejadas (CAMILLO, 2013) e (CALLISTER, 2012).

3.6 Tratamento térmico da liga de alumínio 7050-T7451

Para a liga AA7050 T7451, o tratamento térmico correspondente se baseia na sequência: solubilização seguida de resfriamento rápido, deformação plástica nominal de 2% na espessura através do estiramento para redistribuição de tensões e duplo envelhecimento artificial para precipitação de fases estáveis.

⁵ Uma fase metaestável representa um estado não estável, com taxas de deterioração tão lentas que para a maioria das aplicações práticas pode ser considerada estável (CALLISTER, 2012).

A sequência do tratamento térmico está ilustrado na figura 3-1. A liga é obtida por um processo de laminação a quente, posteriormente, a liga passa por um processo de solubilização, onde tem sua temperatura aquecida até 475 °C, por um período de 4 a 12 horas, e após este período é resfriada rapidamente para manter-se solubilizada à temperatura ambiente. Após este processo, a liga passa por um duplo envelhecimento artificial, que consiste em aquecê-la novamente até cerca de 110 °C por um período de 12 horas, resfriá-la, e posteriormente aquecê-la novamente à 175 °C por um período de 8 a 12 horas (HERNÁNDEZ, 2016).

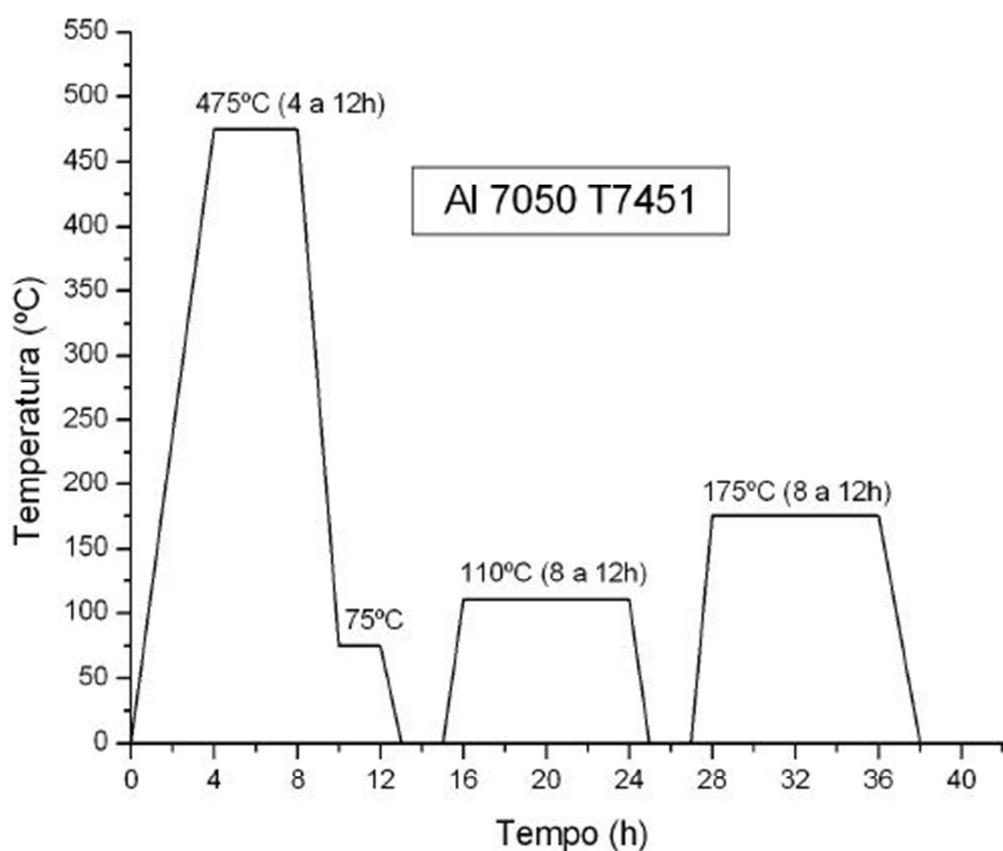


Figura 3-1 - Tratamento térmico da liga AA 7050-T7451 (HERNÁNDEZ, 2016).

4 MÉTODOS

Os ensaios mecânicos das taxas de propagação de trincas foram desenvolvidos no laboratório de Fadiga da Universidade de Brasília no bloco SG-9. A máquina de teste utilizada foi a MTS 810, o *software* utilizado para coleta de dados experimentais foi o MTS *Fatigue Crack Growth*. O ensaio seguiu a padronização das normas:

- ASTM 647, que padroniza as medições da taxa de crescimento de trincas por fadiga;
- ASTM 399, que padroniza o ensaio de tenacidade à fratura em estado plano de deformação para materiais metálicos.

4.1 Dimensões do corpo de prova

O corpo de prova foi dimensionado conforme a orientação da norma ASTM E647. A base para o dimensionamento foi o diâmetro do pino de carregamento usado na MTS, que mede 12,1 mm. A partir desta medida, as demais dimensões do corpo de prova e as tolerâncias em cada uma das dimensões foram obtidas conforme a figura 4-1, que consta no anexo 1 da norma ASTM E647.

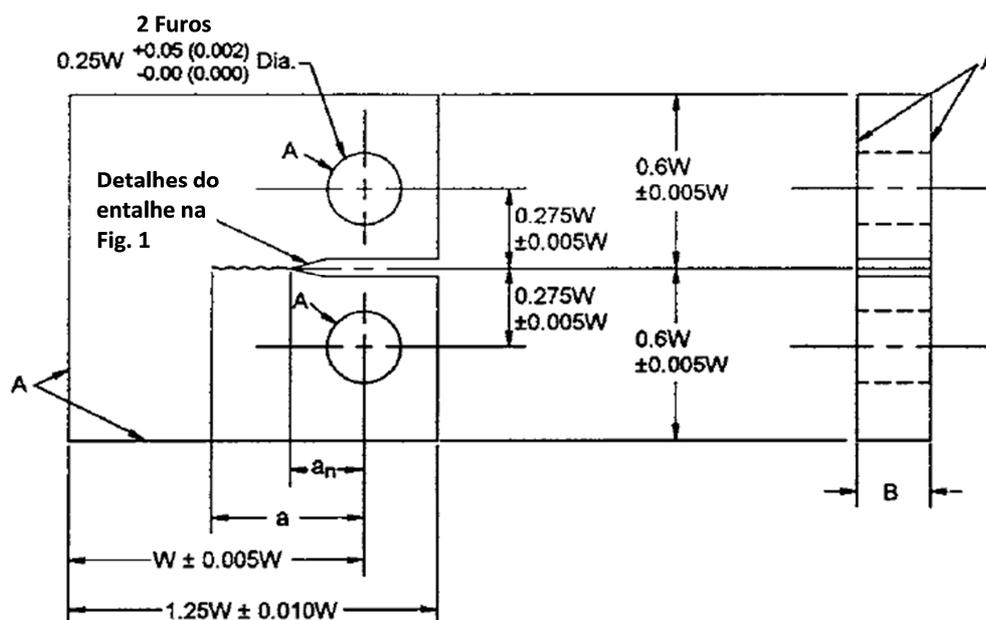


Figura 4-1 – Dimensões relativas dos corpos de prova para ensaio de fadiga (Norma ASTM E64 (Adaptada)).

Assim, as dimensões finais do corpo de prova ficaram conforme ilustrado na figura 4-4, e detalhado no anexo A. Neste corpo de prova, existe a inserção de um entalhe prévio, conforme ilustrado na figura 4-2, para possibilitar o correto crescimento da trinca. O dimensionamento deste entalhe foi feito com base na norma ASTM E647, conforme orientações da figura 1 da norma, presente na secção 7.1.1. Portanto, a altura do entalhe e sua profundidade foram determinadas, sendo que o valor máximo para h seria: $h_{máx} = 3,025 \text{ mm}$, e o comprimento de a_0 é determinado pela relação que consta no final da norma, no anexo A.1.1 da norma ASTM E647, que define o valor de a_0 como sendo 20% de W .

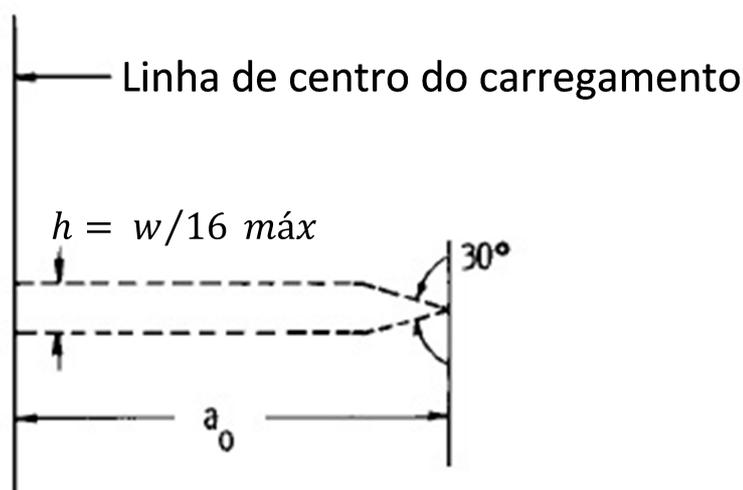


Figura 4-2 - Características geométricas do entalhe (Norma ASTM E647 (Adaptada)).

Para que o crescimento da trinca possa ser acompanhado, foi utilizado o sensor que mede a abertura da boca da trinca (clipe gage), que mede o deslocamento vertical da borda do entalhe, através da flexão de uma haste encaixada na borda do entalhe, que é lida por meio de extensometria, e relaciona o valor do deslocamento vertical da boca da trinca com o tamanho da trinca presente no momento. Para o encaixe do sensor (Clip Gage), foi desenvolvido na borda do entalhe uma geometria específica, conforme orientado pela norma ASTM E399, na figura 5 presente na secção 6.3.2 da norma (representado pela figura 4-3).

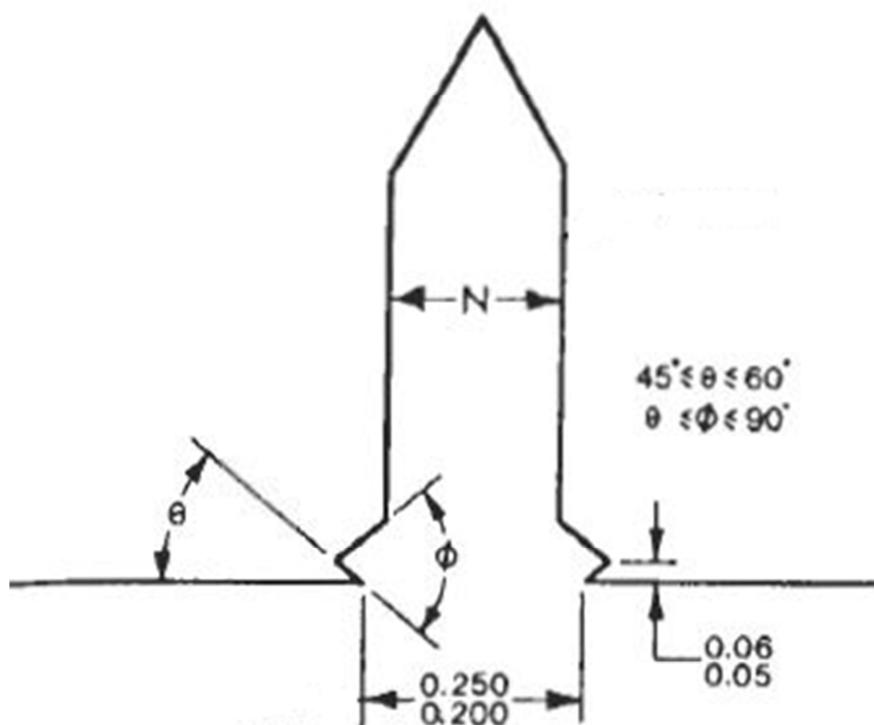


Figura 4-3 – Detalhe o encaixe do Clip Gage (Norma ASTM E399 (Adaptada)).

As dimensões utilizadas para os ângulos foram: $\theta = 50^\circ$ e $\phi = 65^\circ$.

As dimensões finais do corpo de prova com as respectivas tolerâncias dimensionais e o detalhamento do entalhe estão exemplificados na figura 4-4, onde consta o projeto do corpo de prova. O projeto do corpo de prova também está presente, em tamanho ampliado, no anexo A.

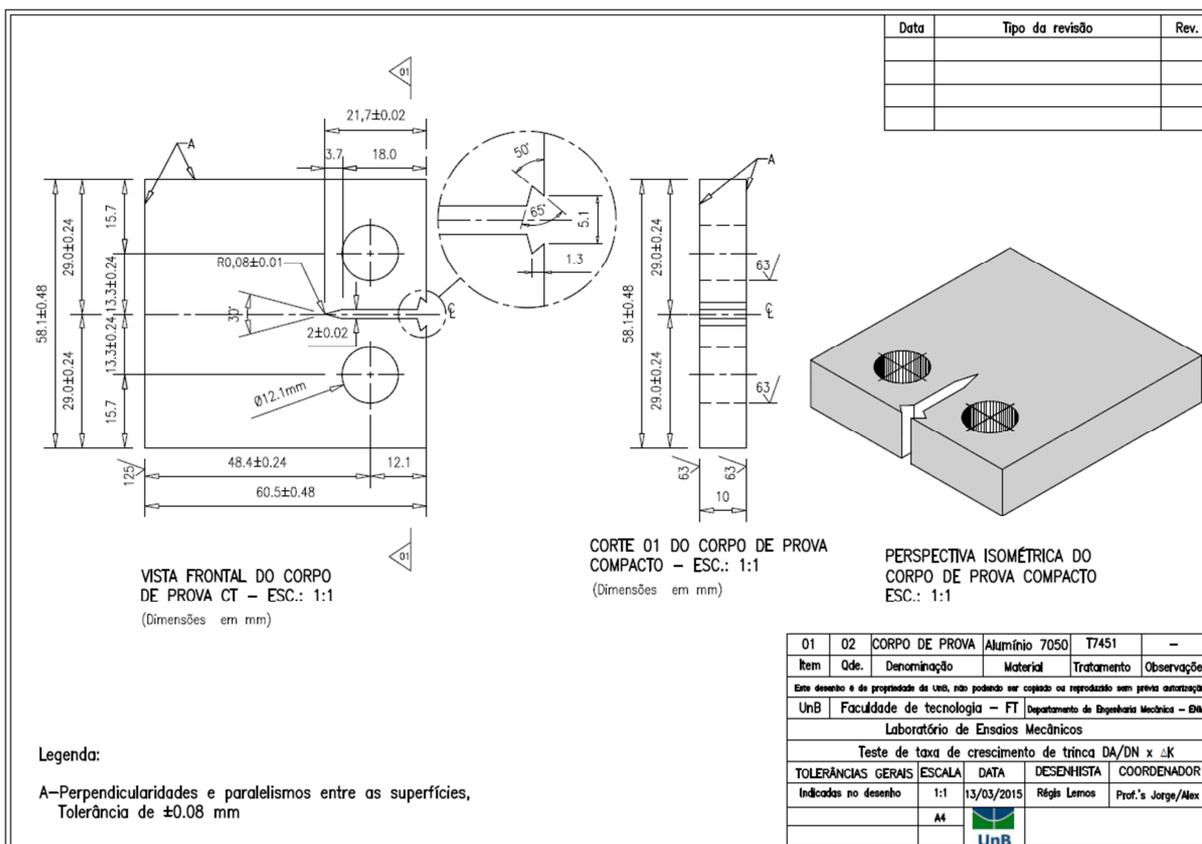


Figura 4-4 - Desenho técnico dos corpos de prova.

O ensaio de propagação de trincas foi realizado utilizando dois métodos: primeiramente, foi utilizado o método da amplitude de carregamento constante, onde a carga aplicada e a razão de carregamento são constantes ao longo do ensaio, e com o aumento gradual do tamanho da trinca o valor de ΔK também aumenta gradualmente, até que ele atinja o valor de ΔK da fratura final ou até que a trinca atinja um tamanho final limite determinado no início do ensaio. Este método foi utilizado em oito ensaios. O segundo método utilizado foi o controle de ΔK , neste caso, o valor de ΔK inicia no máximo que se deseja atingir, e com o aumento gradual da trinca a carga aplicada vai sendo reduzida a fim de decrescer o valor de ΔK até o mínimo possível (valor mínimo suportado pela máquina), o ensaio prossegue até que seja atingida a carga mínima que a máquina consegue suportar, ou então, até o tamanho final da trinca determinado no início do ensaio seja atingido. Assim, acompanha-se o respectivo valor de da/dN para os valores de ΔK , e levanta-se a curva $da/dN \times \Delta K$. Esse método foi utilizado em três ensaios.

4.2 Ensaio de propagação de trincas.

O ensaio de propagação de trincas por fadiga para levantamento da curva $da/dN \times \Delta K$ deve seguir as orientações da norma ASTM E647, que padroniza os ensaios para obtenção de medidas de taxas de crescimento de trincas por fadiga. Os principais pontos a serem observados são discutidos a seguir.

As taxas de propagação de trincas podem ser influenciadas por uma série de fatores, sendo os principais: as propriedades do material, a orientação do plano de propagação da trinca, a espessura do corpo de prova, a razão de carregamento, os valores de ΔK no final da pré-trinca, entre outros. Portanto, torna-se necessário padronizar os testes segundo os critérios pré-estabelecidos na norma, para que se obtenha resultados que possam ser interpretados corretamente e evitar a influência de fatores indesejados no teste. Neste caso, para garantir a confiabilidade do ensaio, serão utilizadas as recomendações da norma ASTM E647.

A norma abrange os métodos de obtenção das taxas de propagação de trincas por fadiga. Ela recomenda observar, além das variáveis citadas acima, alguns outros fatores que podem influenciar o resultado, como a espessura do corpo de prova e as tensões residuais deixadas por processos de usinagem, principalmente para o caso de corpos de prova originários de materiais forjados, extrudados, moldados ou trabalhados em formas complexas.

Observa-se ainda que a taxa de propagação de trincas bem pequenas pode diferir da taxa de propagação de trincas maiores, e trincas deverão ser consideradas pequenas quando tiverem dimensões comparadas com a da microestrutura do material, tiverem comprimento comparável com a região de domínio plástico ou forem fisicamente pequenas (menores que 1 mm).

No equipamento de ensaio, as garras de fixação do corpo de prova devem seguir o modelo indicado para cada tipo de corpo de prova, e o alinhamento das garras deve estar garantido. As dimensões do corpo de prova devem ser suficientes para garantir um regime predominantemente elástico, para validação dos conceitos da Mecânica da fratura.

A pré-trinca tem o objetivo de eliminar qualquer efeito da usinagem do entalhe na taxa de propagação de trincas no início do teste. Na realização da pré-trinca, a distribuição de forças deve ser simétrica no corpo de prova e controlada dentro de

uma faixa de $\pm 5\%$, e o tamanho trinca desenvolvida neste estágio deverá ser de: $0,1B$, h ou $1,0 \text{ mm}$, o que for maior dos três. Recomenda-se ainda iniciar a pré-trinca com o menor nível de carga no qual a trinca conseguirá se propagar, e taxas da ordem de 10^{-8} m/ciclo são sugeridas. As medidas da trinca nas duas faces do corpo de prova não devem diferir em mais de $0,1 \text{ mm}$ ou $0,002w$, o que for maior, se os valores diferirem em mais de 25% do valor da espessura, o teste é considerado inválido.

A carga durante o teste deverá ser controlada dentro de uma faixa de $\pm 2\%$ dos valores fixados para o teste, e a precisão no controle da frequência deve garantir que ocorra exatamente o número de ciclos de carregamento por segundo definidos no início do ensaio.

A norma recomenda a utilização do método de amplitude de carga constante para taxas de propagação de trincas superiores a 10^{-8} m/ciclo .

A validade do ensaio fica condicionada ao alinhamento da propagação da trinca nas faces frontal e posterior do corpo de prova. Ela não deve se desviar do plano normal à aplicação da carga em mais de $\pm 20^\circ$, conforme ilustrado na figura 4-5. Caso elas se desviem em mais de $\pm 10^\circ$, o resultado do teste deve vir acompanhado pela informação do desvio ocorrido no ensaio.

As medidas da trinca na face frontal e posterior não devem diferir em mais de 25% do valor da espessura durante a realização dos ensaios.

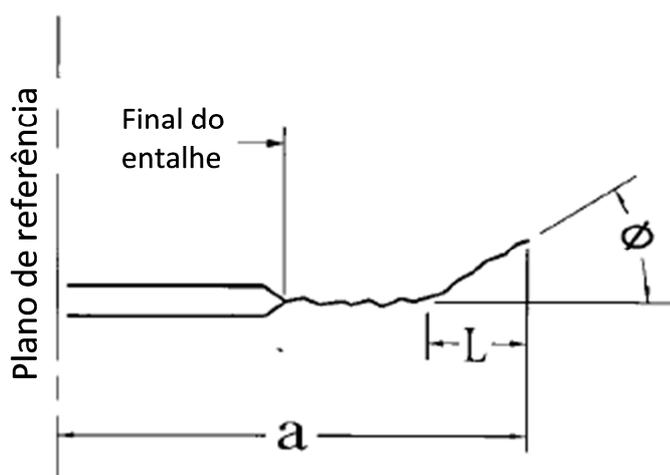


Figura 4-5 - Relação de validação do ensaio de propagação de trincas (Norma ASTM E399 (Adaptada)).

Após a obtenção dos dados do ensaio, o ajuste da curva da/dN , bem como a análise e comparação dos resultados experimentais foi realizado utilizando-se do *software* MatLab.

Sobre a apresentação dos resultados, é necessário informar todas as variáveis utilizadas no ensaio que possam ter influência sobre o resultado, sendo elas:

- o tipo de corpo de prova utilizado e suas dimensões;
- a descrição do equipamento de ensaio utilizado, da forma de medição do tamanho da trinca e a precisão do equipamento de medição do tamanho da trinca;
- a caracterização do material;
- o plano de orientação do corpo de prova;
- os valores finais de ΔK , R e o comprimento da trinca no final do procedimento da pré-trinca;
- os dados do carregamento do teste, como ΔP , R , frequência de carregamento e a forma da onda do ciclo;
- as condições ambientais da realização do teste, como temperatura, composição química (quando for um ambiente de teste que for muito diferente do ar atmosférico, como por exemplo, ambientes corrosivos), pH (para testes submersos em líquidos) e pressão (para gases ou vácuo);
- o método de análise dos dados; a descrição de qualquer anomalia observada no teste;
- e para testes de ΔK decrescente reportar o valor de C , e valores iniciais de K da pré-trinca.

Com todos os pontos da norma observados, as incertezas nos valores obtidos de ΔK serão de $\pm 2\%$ na região II da curva e de $\pm 4\%$ até $\pm 10\%$ nos dados de da/dN na região de ΔK *threshold*.

4.2.1 Levantamento da equação de Paris

Após a realização dos ensaios, com a curva $\frac{da}{dN} \times \Delta K$ levantada, é possível obter as constantes de Paris C e m . O primeiro passo é identificar as regiões I, II e III da curva, já que a equação de Paris é aplicável apenas na região II. Assim, após a identificação das três regiões do gráfico, retira-se para a obtenção das constantes as regiões I e III, ficando para a análise apenas a região II.

A partir dos dados da região II, são escolhidos dois pontos aleatórios A e B, sendo A um ponto inferior ao ponto B na curva $\frac{da}{dN} \times \Delta K$. Assim, com os respectivos valores de da/dN e de ΔK para os pontos escolhidos, é possível aplicar a equação 4-1 e obter o valor de m .

$$m = \frac{\log(da/dN_A) - \log(da/dN_B)}{\log(\Delta K_A) - \log(\Delta K_B)},$$

Equação 4-1

Com o valor de m levantado, basta escolher novamente um único ponto da região II da curva e substituir os valores de da/dN e de ΔK do ponto escolhido na equação 2-9 (equação de Paris).

Porém para o levantamento manual das constantes é necessário obter vários valores de C e m para que se possa posteriormente obter um valor médio de cada constante, aumentando assim a precisão nos valores obtidos.

Portanto, neste caso, para facilitar a análise e também para a obtenção de resultados mais precisos, o gráfico da região II da curva $\frac{da}{dN} \times \Delta K$ foi plotado no Excel, e então foi levantado a curva de tendência exponencial da região II. Como o Excel já fornece a equação da curva levantada, os valores de C e m foram então obtidos a partir da equação da curva de tendência fornecida pelo Excel.

4.3 Parâmetros de Ensaio.

O tipo de teste e os parâmetros utilizados tiveram algumas alterações ao longo dos ensaios, dentro de parâmetros adequados, para tentar obter regiões e tamanhos de curva $da/dN \times \Delta K$ que representassem da melhor forma possível a curva de propagação de cada direção analisada, visto que algumas propriedades variam em função da variação da direção analisada em relação ao sentido de laminação do material.

O tipo de corpo de prova e as dimensões do mesmo foram as mesmas para todas as amostras analisadas, o modelo utilizado foi o corpo de prova *Compact Tension* (CT), descrito no anexo 1 da norma ASTM E647, e suas principais dimensões que influenciam a interpretação dos resultados são o comprimento da trinca a , a largura do corpo de prova B , e o material remanescente à frente da trinca $b = W - a$.

A caracterização do material foi feita no capítulo anterior, e o plano de orientação do corpo de prova será informado em cada resultado apresentado, sendo que as orientações utilizadas foram: L-T, T-L, S-L e T-S.

As condições ambientais foram o ambiente atmosférico, com temperatura média de 20° C a 30° C, que corresponde à temperatura do laboratório de ensaio mecânicos do SG-9. As demais variáveis utilizadas nos testes são descritas detalhadamente no anexo B.

4.4 Obtenção dos corpos de prova

Para garantir que a fabricação dos corpos de prova seguiria rigorosamente as direções pré-estabelecidas para a fabricação dos mesmos, foi realizado um estudo do posicionamento da retirada do material e a sequência de corte necessária. Primeiramente, foram retiradas as chapas maiores, que foram em sequência divididas nos blocos que originariam os corpos de prova.

O processo de corte dos blocos foi inteiramente acompanhado, para garantir que não haveriam trocas das direções durante o processo, e cada parte retirada do material eram remarcadas as direções de laminação, a fim de garantir o correto posicionamento dos corpos de prova. Cada grupo recebeu uma numeração, para

que pudesse ser identificado caso houvesse uma mistura acidental dos blocos durante o processo de fabricação ou até mesmo após a fabricação. O grupo S-L recebeu a numeração 01, o grupo L-T recebeu a numeração 02, o grupo T-S recebeu a numeração 04 e o grupo T-L recebeu a numeração 05.

O bloco inicial foi recebido com as direções de laminação identificadas, e com as dimensões que consta na figura 4-6.

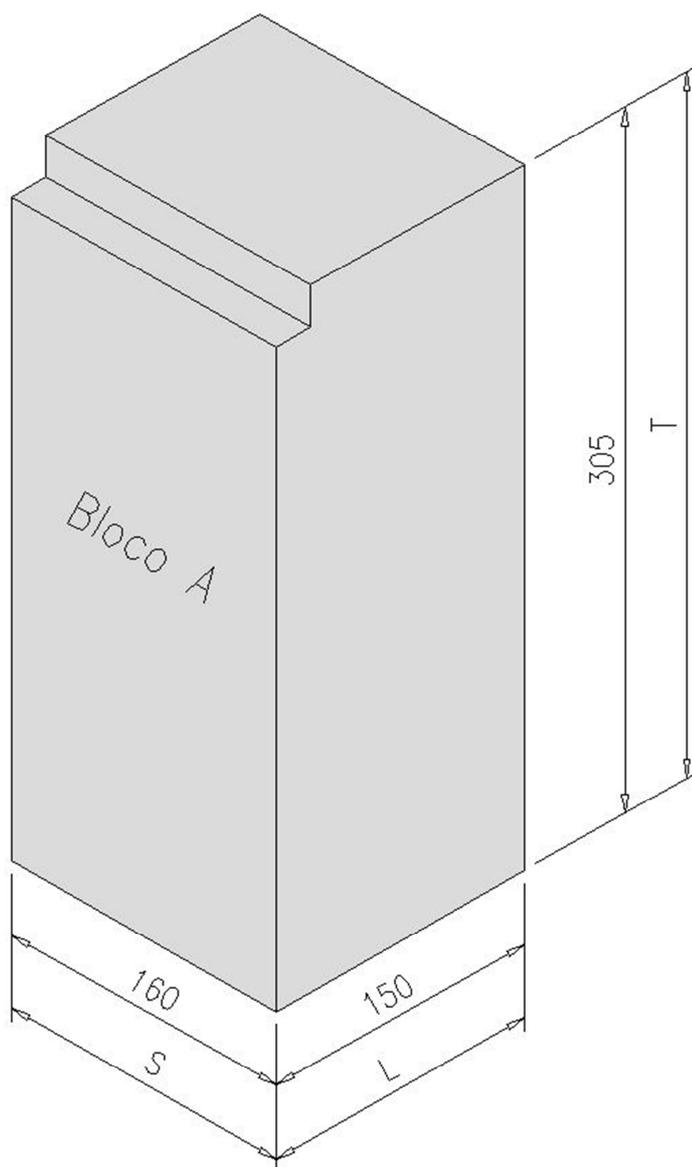


Figura 4-6 - Bloco original de AL 7050-T7451.

Primeiramente, foram retirados os corpos de prova S-L. A parte superior do bloco A, que já se encontrava entalhada, foi removida, conforme figura 4-7.

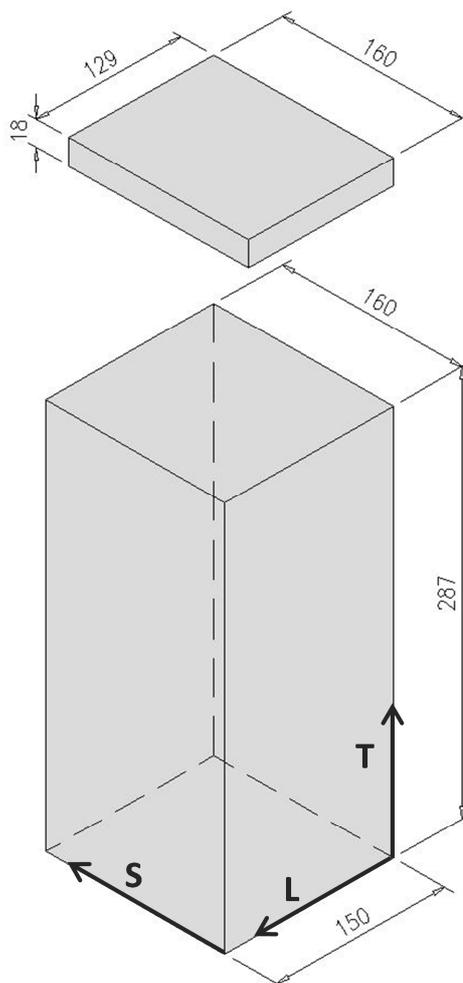


Figura 4-7 - Retirada da chapa para fabricação dos corpos de prova S-L.

Após a retirada da primeira chapa (no plano S-L), a mesma foi cortada em quatro blocos, que foram usinados posteriormente e transformados nos corpos de prova, conforme figura 4-8. Os blocos do grupo S-L foram marcados com a numeração 01.

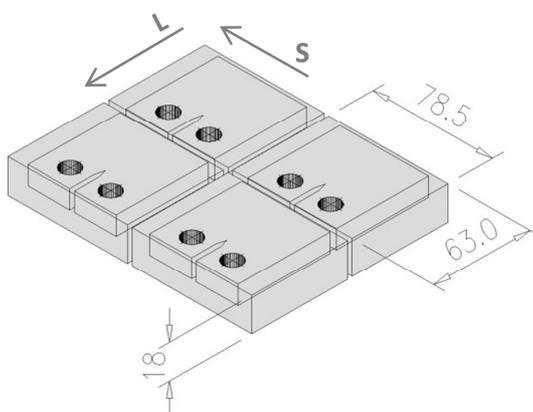


Figura 4-8 – Blocos para usinagem dos corpos de prova na direção S-L.

Para a retirada dos corpos de prova na direção T-S, primeiramente o bloco foi partido em um pedaço menor, chamado de bloco A1, para evitar desperdício demasiado de material, visto que o corte foi realizado em serra-fita e a mesma não permite uma flexibilidade muito grande de retirada do material, o processo está ilustrado na figura 4-9.

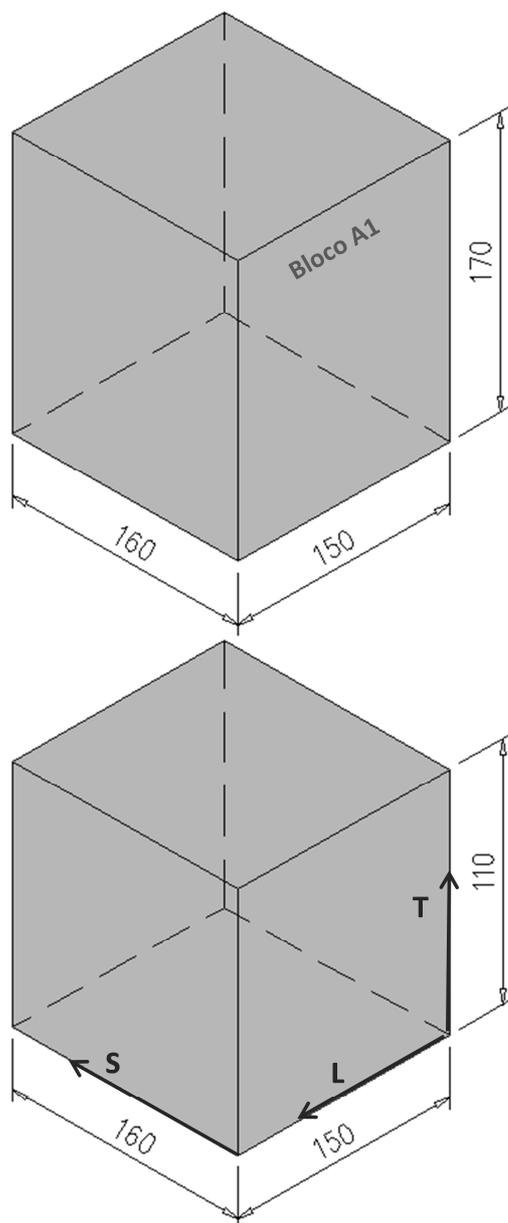


Figura 4-9 - Retirada do bloco A1.

Deste bloco A1 foi retirado uma chapa (no plano T-S) que originou os quatro blocos que posteriormente foram usinados e transformados nos corpos de prova da direção T-S, conforme figuras 4-10 e 4-11. Os blocos do plano T-S foram identificados com o número 04.

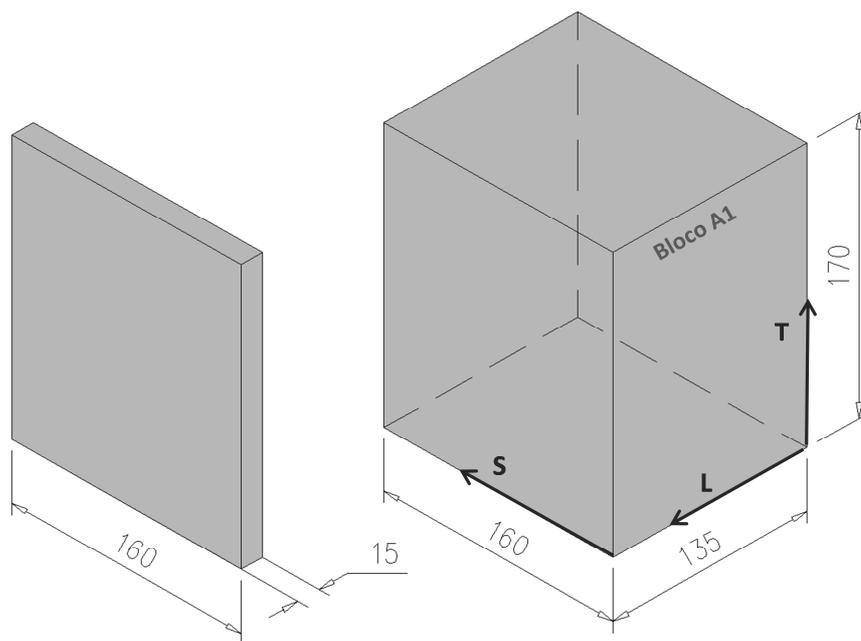


Figura 4-10 – Retirada da chapa para fabricação dos corpos de prova T-S.

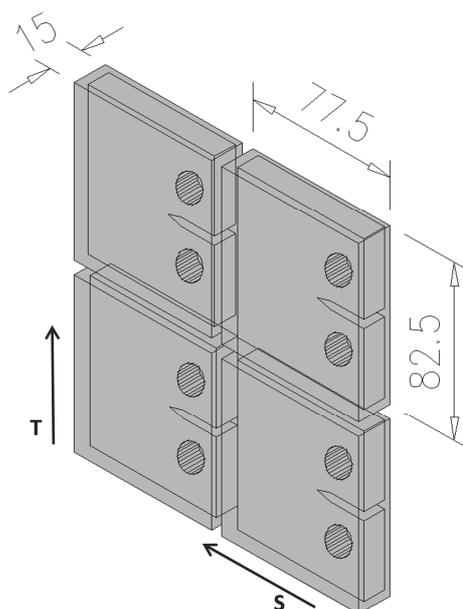


Figura 4-11 – Blocos para usinagem dos corpos de prova na direção T-S.

Em seguida, uma nova chapa foi retirada do bloco A1 (no plano L-T), conforme figura 4-12, e desta chapa foram feitos quatro blocos que originaram os corpos de prova da direção L-T, conforme a figura 4-13. Os blocos do plano L-T foram identificados com o número 02.

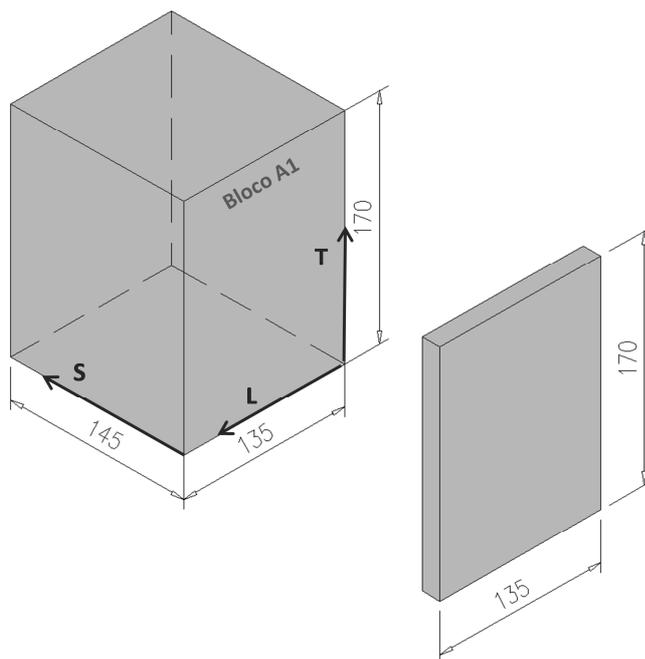


Figura 4-12 - Retirada da chapa para fabricação dos corpos de prova L-T.

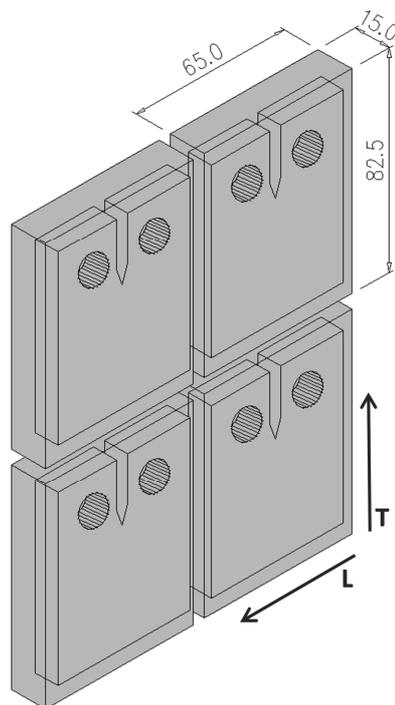


Figura 4-13 – Blocos para usinagem dos corpos de prova na direção L-T.

O próximo passo foi a retirada de mais uma chapa do bloco A1 (no plano L-T) conforme figura 4-14, e desta chapa foram feitos quatro blocos que originaram os

corpos de prova da direção T-L, conforme figura 4-15. Os blocos do plano T-L foram identificados com o número 05.

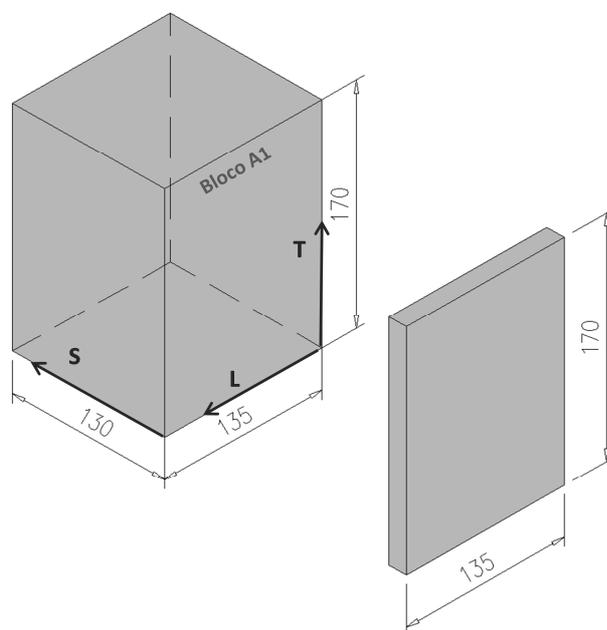


Figura 4-14 - Retirada de chapa para usinagem dos corpos de prova na direção T-L.

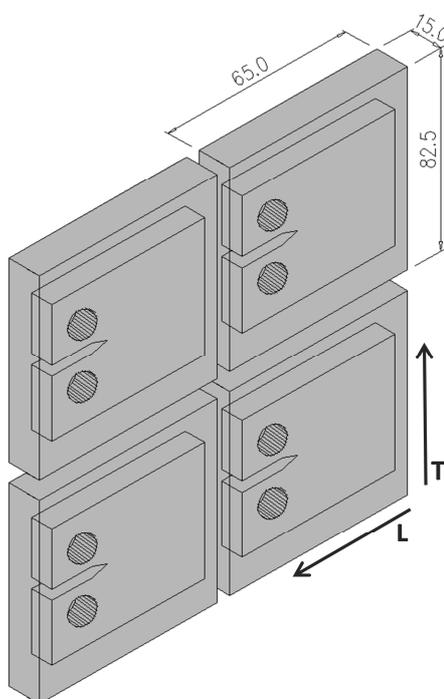


Figura 4-15 - Blocos para usinagem dos corpos de prova na direção L-T.

Após o corte de cada etapa descrita acima, as partes retiradas eram marcadas com as direções de laminação, a fim de evitar a troca das mesmas nas próximas etapas. E após a produção de cada bloco que originaria um corpo de prova, o posicionamento correto do entalhe e dos furos para encaixe dos pinos era desenhado no bloco, assim como o número que identificava a qual grupo o corpo de prova pertencia, conforme figura 4-16.

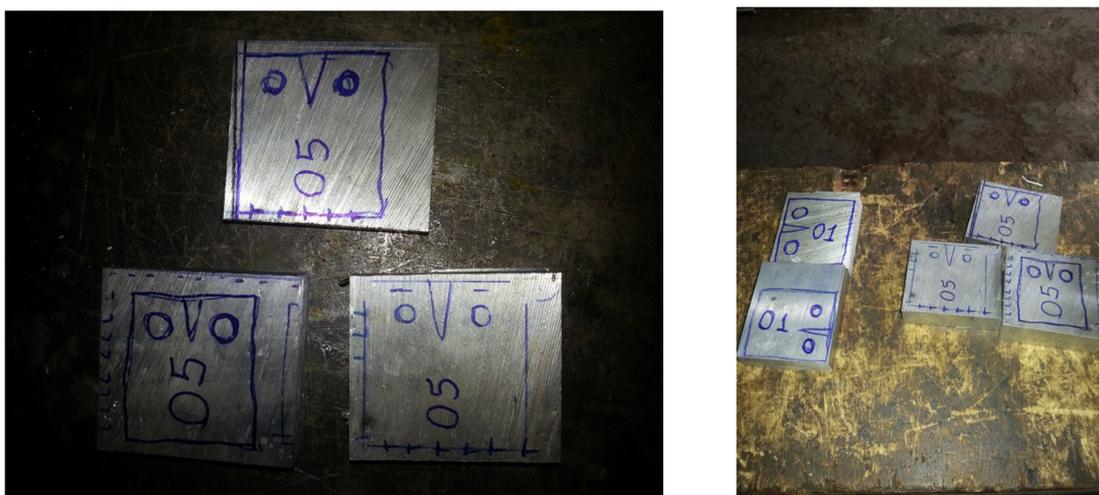


Figura 4-16 - Marcação do sentido de usinagem dos corpos de prova nos blocos.

Após este processo de corte, os blocos para fabricação dos corpos de prova foram deixados na empresa responsável pela usinagem separados em quatro caixas, onde cada caixa continha os blocos do seu respectivo grupo (01, 02, 04 e 05), com o desenho do posicionamento correto da usinagem desenhado nas faces frontal e posterior do bloco, e ainda com instruções claras de que fosse tomado todo o cuidado necessário para que não houvesse troca no posicionamento do entalhe e dos furos durante o processo de fabricação.

4.5 Análises químicas do material.

Foram realizadas duas análises químicas, uma por emissão óptica e outra por microsonda eletrônica, sendo a primeira com a finalidade de caracterizar a composição química da liga como um todo e a segunda análise com a finalidade de observar a existência de regiões de descoesão, respectivamente.

A composição química geral da liga encontra-se dentro dos padrões esperados, conforme pode ser observado na tabela 4-1. Os valores padrões encontram-se na tabela 3-3, e como pode ser observado, as únicas variações fora do padrão estabelecido foram o Cobre e o Zinco, porém essas variações foram baixas, 0,05% a mais de Cobre e 0,05% a mais de Zinco.

Tabela 4-1 - Composição química da liga AA 7050-T7451.

Elemento	(%) em peso
Zinco	6,75
Cobre	2,65
Magnésio	2,31
Zircônio	0,12
Ferro	0,05
Titânio	0,03
Silício	0,02
Manganês	<0,01
Cromo	<0,01
Níquel	<0,01
Alumínio	Restante

A outra análise química foi realizada através de microsonda, e observou que no aspecto geral a liga apresenta composição química dentro dos padrões, mas alguns pequenos pontos na liga apresentam composição química diferente do restante da liga, com bastante concentração principalmente de Cobre e Ferro, estas regiões foram denominadas de inclusões. A composição geral da liga encontra-se na tabela 4-2, e as regiões de inclusões encontra-se na tabela .

Como é possível observar, a composição global da liga obtida pelo método convencional e pelo método de análise por microsonda foram próximos. Porém existe uma variação nos resultados obtidos pelo método de análise da composição química tradicional e o método da microsonda nas regiões de inclusão, isso se deve ao fato de que na análise convencional a composição química é analisada na liga dissolvida, e nesta condição a liga encontra-se totalmente homogênea apresentando uma única fase. Já a análise da microsonda é feita com o material no

estado sólido, e portanto consegue identificar regiões descoesas, representado pelas zonas de inclusões. Estas zonas podem ter se formado durante o resfriamento da liga após a solubilização, ou ainda durante o duplo envelhecimento artificial.

Tabela 4-2 - Composição química geral da liga obtida por microsonda (Análise realizada no Centro para o Desenvolvimento Tecnológico e Inovação - CRTI).

Análise	Elemento (Massa %)											Total
	Mg	Si	Al	Cu	Cr	Zn	Fe	Ni	Mn	Bi	Pb	
1	2,09	0,03	89,39	2,11	>0,01	6,42	n.d.	n.d.	>0,01	0,01	0,01	100,06
2	2,09	0,03	89,1	2,11	n.d.	6,3	n.d.	n.d.	n.d.	n.d.	n.d.	99,64
3	2,1	0,01	88,97	2,13	>0,01	6,34	n.d.	n.d.	>0,01	n.d.	n.d.	99,55
4	2,09	0,03	89,1	2,13	>0,01	6,32	n.d.	n.d.	>0,01	0,01	n.d.	99,68
5	2,11	0,02	89,6	2,13	>0,01	6,53	n.d.	n.d.	>0,01	n.d.	0,01	100,41
6	1,09	0,03	89,87	2,15	n.d.	6,61	n.d.	n.d.	>0,01	n.d.	n.d.	100,75
Média	1,93	0,03	89,34	2,13	>0,01	6,42	n.d.	n.d.	>0,01	>0,01	>0,01	100,02

Tabela 4-3 - Composição química das regiões de inclusões (Análise realizada no Centro para o Desenvolvimento Tecnológico e Inovação - CRTI).

Análise	Elemento (Massa %)											Total
	Mg	Si	Al	Cu	Cr	Zn	Fe	Ni	Mn	Bi	Pb	
1	0,36	0,03	53,39	27,72	n.d.	1,51	12,46	0,48	0,02	n.d.	n.d.	95,97
2	0,04	0,03	48,19	30,58	n.d.	1,02	13,49	0,28	0,03	0,03	0,01	93,68
3	0,04	0,02	48,99	31,07	n.d.	1,03	13,88	0,57	0,02	n.d.	0,01	95,63
Média	0,15	0,03	50,19	29,79	n.d.	1,19	13,28	0,44	0,02	>0,03	>0,01	95,09

Estas regiões de inclusão são responsáveis pela diminuição da resistência à propagação de trincas, facilitando o processo de separação das partículas, este fato já havia sido mencionado por (WEI, PAN, HUANG, FENG, & WANG, 2014). Os laudos completos das análises químicas encontram-se no anexo C.

Porém, como a composição global da liga encontra-se dentro dos limites estabelecidos, considerou-se o material como sendo efetivamente uma liga de alumínio AA 7050.

5 APRESENTAÇÃO E DISCUSSÃO DOS RESULTADOS

Na apresentação dos resultados, com a intenção de facilitar a leitura deste capítulo, primeiramente será mostrado as curvas de cada grupo separadamente, para demonstrar a consistência dos resultados obtidos, e posteriormente será feita a comparação entre as curvas de grupos distintos para avaliar as alterações nas taxas de propagação de trincas.

5.1 Resultados obtidos nos ensaios

A discussão a seguir visa analisar o comportamento de cada ensaio e comparar com os resultados dos demais ensaios realizados no mesmo grupo de amostras, sendo que cada um dos grupos contém apenas corpos de prova com o mesmo posicionamento em relação às direções de laminação. Esta análise tem por objetivo demonstrar a consistência obtida nos resultados dos ensaios experimentais.

5.1.1 Grupo S-L

No grupo S-L foram realizados 3 ensaios, sendo o ensaio 1 e o ensaio 3 realizados com amplitude de carregamento constante e o ensaio 2 com controle de ΔK . As três curvas⁶ estão ilustradas na figura 5-1, onde pode-se observar que para os três casos os dados estão consistentes, pois as curvas de propagação da trinca de cada corpo de prova coincidem com as demais na região II de propagação, ou seja, na região de propagação estável e linear, onde a lei de Paris é válida.

Para o CP-01 o método de ensaio foi amplitude de carga constante, e observa-se que o início da curva obtida pelo ensaio ocorre em $3,875 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, e a curva segue de maneira estável até $5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, o que configura que estes dados fazem parte da região II do gráfico $\frac{da}{dN} \times \Delta K$ (região linear da curva), onde a lei de Paris é válida. O valor máximo de ΔK atingido foi de $5,5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$.

⁶ Apesar da maior parte do gráfico apresentar-se de forma linear, ele será neste trabalho chamado de “curva” pelo formato característico da curva $\frac{da}{dN} \times \Delta K$, conforme ilustrado na figura 2-8. Para o caso dos ensaios experimentais deste trabalho, não são capturadas as três regiões da curva, e na maioria das vezes, apresenta-se apenas a região de maior interesse (região II).

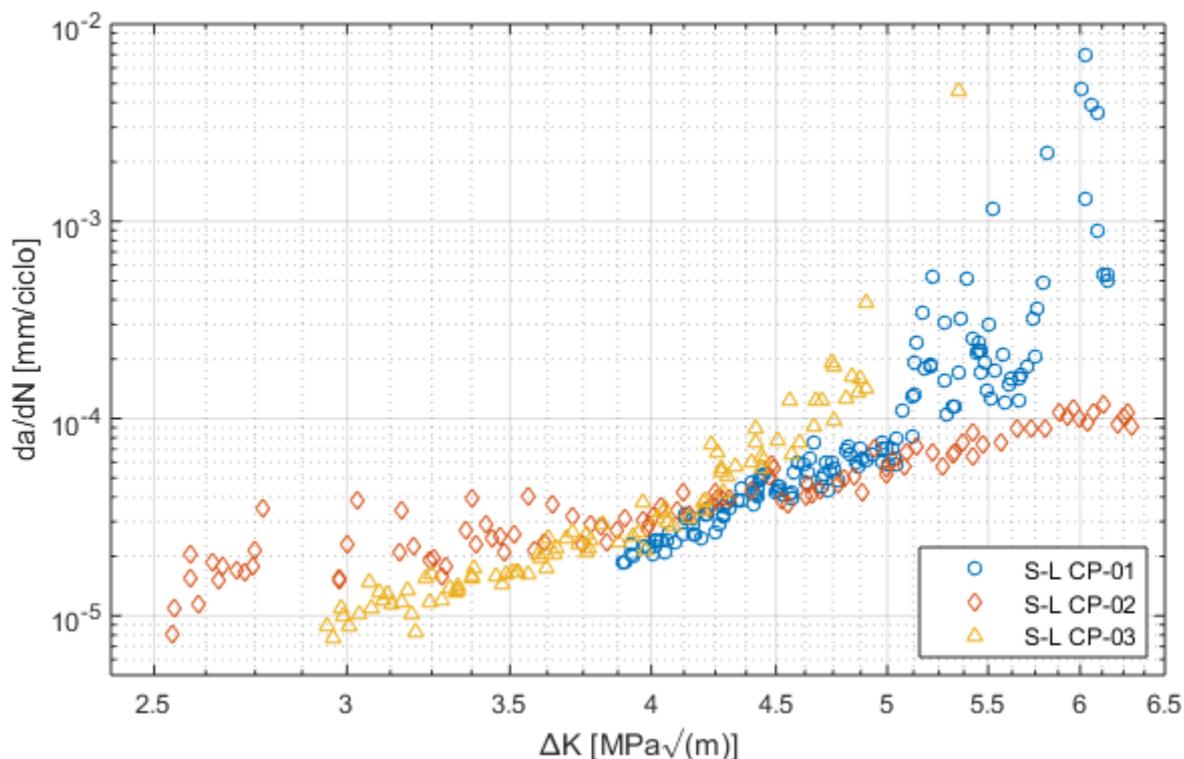


Figura 5-1 – Curvas da direção S-L.

Para o CP-02, o método do teste foi o controle de ΔK , e a curva inicia-se em $6,25 MPa\sqrt{m}$, tendo uma leve instabilidade até $6,125$ devido serem os primeiros pontos obtidos no ensaio. A região estável da curva encontra-se entre $3,75$ e $6,125 MPa\sqrt{m}$. Para valores de ΔK abaixo de $3,75 MPa\sqrt{m}$ observa-se uma instabilidade nos dados obtidos, devido ao fato da força aplicada no corpo de prova durante o ensaio ficou bastante reduzida (valores de $P_{máx}$ inferior a $1.000 N$ e $P_{mín} = 0,1 \cdot P_{máx}$), e atingiu valores sobre os quais o equipamento não possuía um controle muito preciso.

Com o método do ΔK decrescente, também não é possível obter o valor máximo de ΔK suportado pelo corpo de prova, visto que o valor de ΔK inicia o ensaio no máximo que se deseja atingir, e este valor deve ser sempre menor que a máxima resistência do material, para não quebrar o corpo de prova nos primeiros ciclos de carregamento. Portanto, o valor máximo atingido neste caso é o valor inicial de ΔK , que foi de $6,25 MPa\sqrt{m}$.

Considerando a região de propagação regular, nota-se que a curva também está bastante consistente com as demais, apresentando apenas uma ligeira variação na inclinação quando comparadas com as curvas levantadas pelo outro método.

Para o CP-03, o método de ensaio foi amplitude de carga constante, e observa-se que o início da curva obtida pelo ensaio ocorre em $3 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, e a curva segue de maneira estável até $4,25 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$. O valor máximo de ΔK atingido foi de $4,75 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$.

É possível observar que os ensaios que seguem o mesmo método fornecem resultados mais próximos. Nos corpos de prova 01 e 03, os gráficos seguem a mesma angulação da curva de propagação durante todo o gráfico, até que se atinja a zona de crescimento instável, também conhecida como o último estágio da propagação. Este fato pode ser observado na figura acima para a curva do CP-01, do seu início em $3,875 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ até $5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, e para a curva do CP-03 que começa aproximadamente em $3 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ e se propaga de forma ordenada até $4,25 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$. Nestes trechos, é possível notar que as curvas estão completamente paralelas, apresentado apenas uma pequena diferença de velocidade de propagação para os mesmos valores de ΔK . Quanto ao valor máximo atingido de ΔK para os ensaios 1 e 3 foram de 5,5 e $4,75 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, respectivamente, com uma diferença de apenas $0,75 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ nos valores máximos, o que representa uma redução de 14% no valor máximo de ΔK .

Vale observar ainda que para o CP-01 a frequência do carregamento do ensaio foi de 7 Hz , já para o caso do CP-03 foi de 5 Hz . Porém, essa redução de aproximadamente 28% na frequência de carregamento do ensaio não provocou mudanças severas nos resultados, como pode ser observado na figura 5-1, visto que as curvas dos respectivos ensaios encontram-se quase coincidentes.

Os valores das constantes de Paris, C e m para cada uma das curvas é descrito na tabela 5-4, assim como o valor da média para a direção S-L. Nota-se pela tabela 5-4 que a maior diferença encontrada nos valores das constantes ocorreu no ensaio do CP-02, e este fato está relacionado com a maior variação na direção desta curva em comparação com as demais.

Tabela 5-1 - Constantes de Paris para a direção S-L.

	C	m
	$\left[\frac{mm/ciclo}{(MPa\sqrt{m})^m} \right]$	
CP-01	2,41E-08	4,97
CP-02	9,47E-07	2,57
CP-03	2,00E-08	5,45
Média	3,30E-07	4,33

5.1.2 Grupo L-T

No grupo dos corpos de prova L-T foram realizados 3 ensaios, sendo o primeiro (ensaio 1) com controle de força, e os dois últimos (ensaio 2 e 3) com controle de ΔK . Os três gráficos estão ilustrados na figura 5-2.

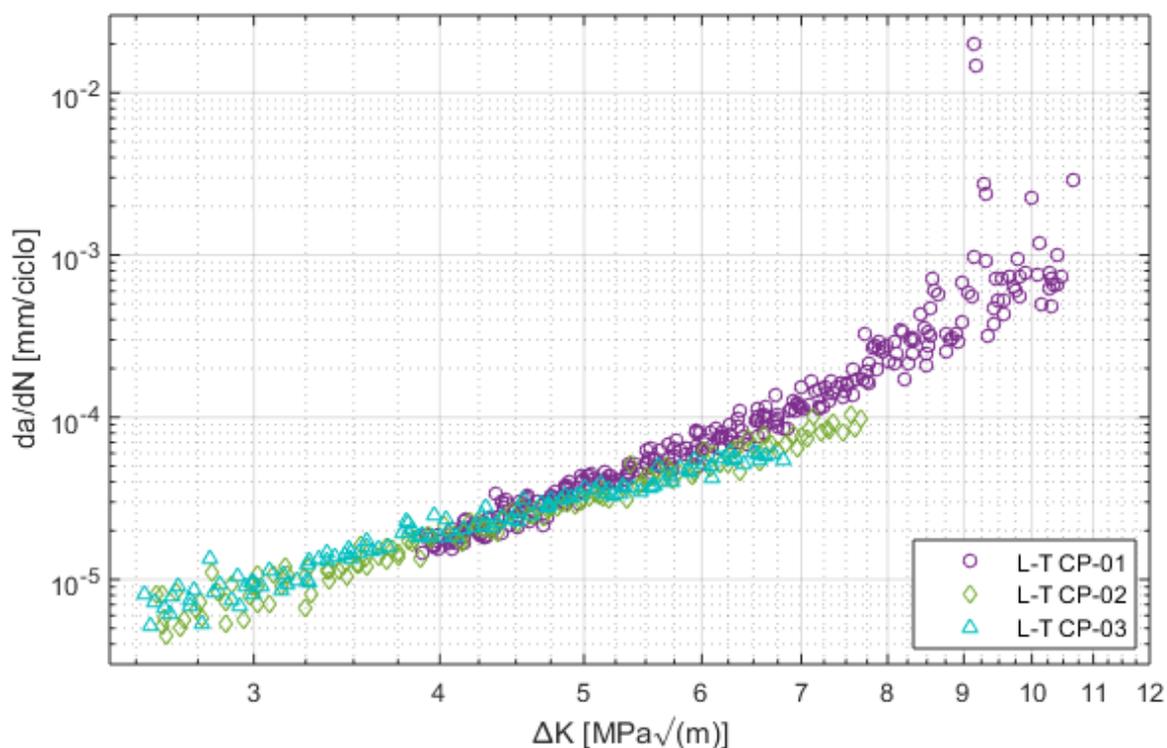


Figura 5-2 – Curvas da direção L-T.

Pode-se observar na figura acima que para o primeiro ensaio (CP-01) a curva se inicia em $4 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, e a região estável da curva da/dN encontra-se entre 4 e $7,75 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, o valor máximo de ΔK atingido foi de $10 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$.

Para o segundo ensaio (CP-02) a região mais baixa da curva encontra-se bastante instável, por se tratar da região próxima ao final do teste, estes dados estão na região de ΔK que vai de 2,5 até $3,5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$. A região estável da curva da/dN encontra-se entre 3,5 e $7,75 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, e o valor de fratura não foi obtido devido ao método do ensaio (controle de ΔK).

Já para o terceiro ensaio (CP-03), novamente a região inicial da curva encontra-se com pontos bastante aleatórios devido ao método do teste, o que pode ser observado na faixa de ΔK que vai de 2,5 a $3 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$. A região mais estável encontra-se entre 3 e $6,75 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, e novamente, o valor de fratura de ΔK não foi obtido.

As curvas dos ensaios 2 e 3 estão bastante coincidentes, e foram obtidas pelo mesmo método de ensaio experimental. Já a curva do ensaio 1 encontra-se perfeitamente coincidente na região de 4 a $5,25 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, e a partir deste ponto tem uma leve variação na inclinação da maioria dos pontos, o que faz com que a mesma se posicione um pouco acima das demais, mas com uma variação tão pequena que pode ser ainda ser considerada coincidente. Considerando um ΔK de $6 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, a taxa de crescimento da trinca para os ensaios 2 e 3 encontra-se em $5 \cdot 10^{-5} \text{ mm/ciclo}$ e para o ensaio 1 encontra-se em $7 \cdot 10^{-5} \text{ mm/ciclo}$, sendo esta a maior diferença entre as duas taxas.

Como o ensaio 1 foi o único obtido pelo método de amplitude de carregamento constante, foi o único caso para este grupo onde foi possível obter o ΔK da fratura, e correspondeu a $10 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$.

Os valores obtidos para as constantes de Paris, C e m para cada uma das curvas é descrito na tabela 5-5, assim como o valor da média para a direção L-T.

Conforme pode ser observado, a maior divergência entre os valores das constantes, assim como nas curvas da figura 5-2, é encontrada na curva do CP-01,

o que deve-se ao fato de ter sido utilizado para este ensaio um método diferente dos outros dois, confirmando o mesmo fato observado para as curvas da direção S-L.

Tabela 5-2 - Constantes de Paris para o grupo L-T.

	C $\left[\frac{mm/ciclo}{(MPa\sqrt{m})^m} \right]$	m
CP-01	1,37E-07	3,48
CP-02	4,81E-07	2,60
CP-03	1,03E-06	2,14
Média	5,51E-07	2,74

5.1.3 Grupo T-S

No grupo T-S foram realizados 3 ensaios, sendo que dos três ensaios realizados, apenas o primeiro foi considerado válido. Os demais ensaios apresentaram durante a realização dos testes um comportamento atípico dos corpos de prova: a bifurcação e/ou desvio do plano de crescimento da trinca. Nos dois casos, houve um desvio do plano de crescimento da trinca em mais de 20°, e conforme discutido no item 4.2, este desvio torna o ensaio inválido.

A curva do ensaio 1 (CP-01) está ilustrada na figura 5-3, e o método de ensaio utilizado foi amplitude de carregamento constante.

Conforme pode ser observado, a curva inicia em $4,8 MPa\sqrt{m}$ e termina em $30 MPa\sqrt{m}$ (valor do ΔK da fratura). A região mais estável da curva se inicia aproximadamente em $4,9 MPa\sqrt{m}$ e vai até $22 MPa\sqrt{m}$, portanto, essa será a região considerada como propagação estável na qual se aplica a lei de Paris.

No caso dos outros dois ensaios, apesar do desvio no plano de propagação da trinca principal em mais de 20°, ainda assim os valores levantados da curva $\frac{da}{dN} \times \Delta K$ ficaram compatíveis com a curva do CP-01, conforme pode ser observado na figura 5-4. Apesar dos dados dos ensaios 2 e 3 nesta direção não servirem como referência para a norma E647, os mesmos podem ser utilizados para confirmar a consistência do resultado obtido no ensaio um.

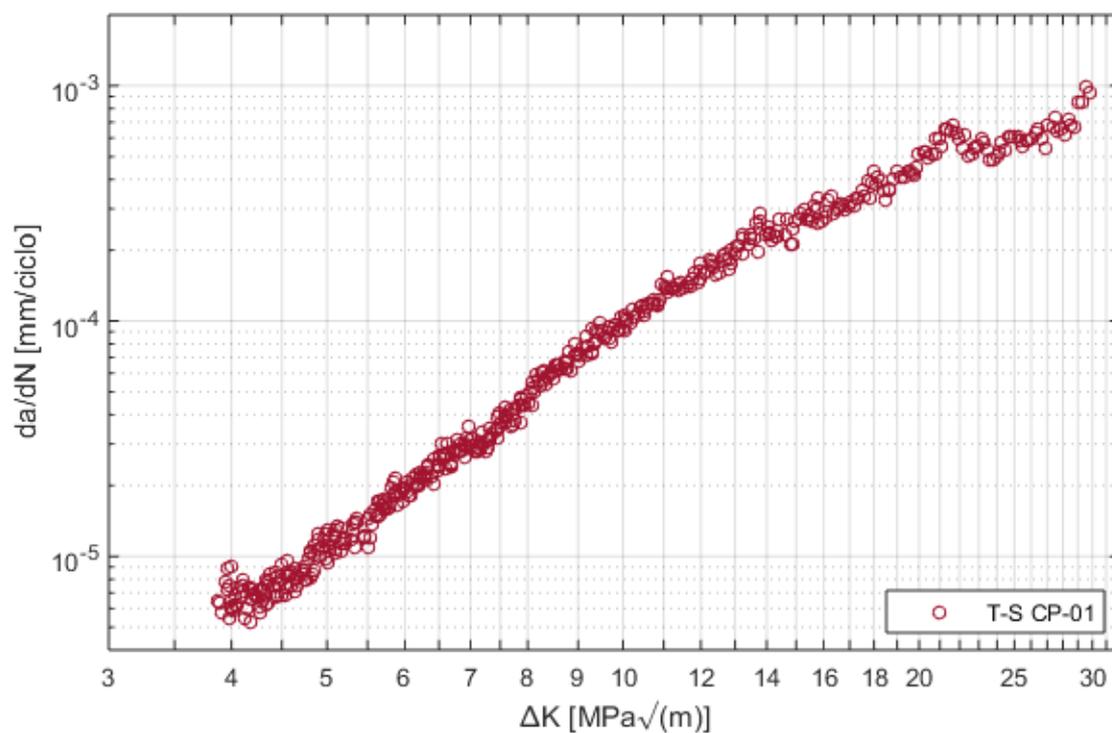


Figura 5-3 Curva da direção T-S.

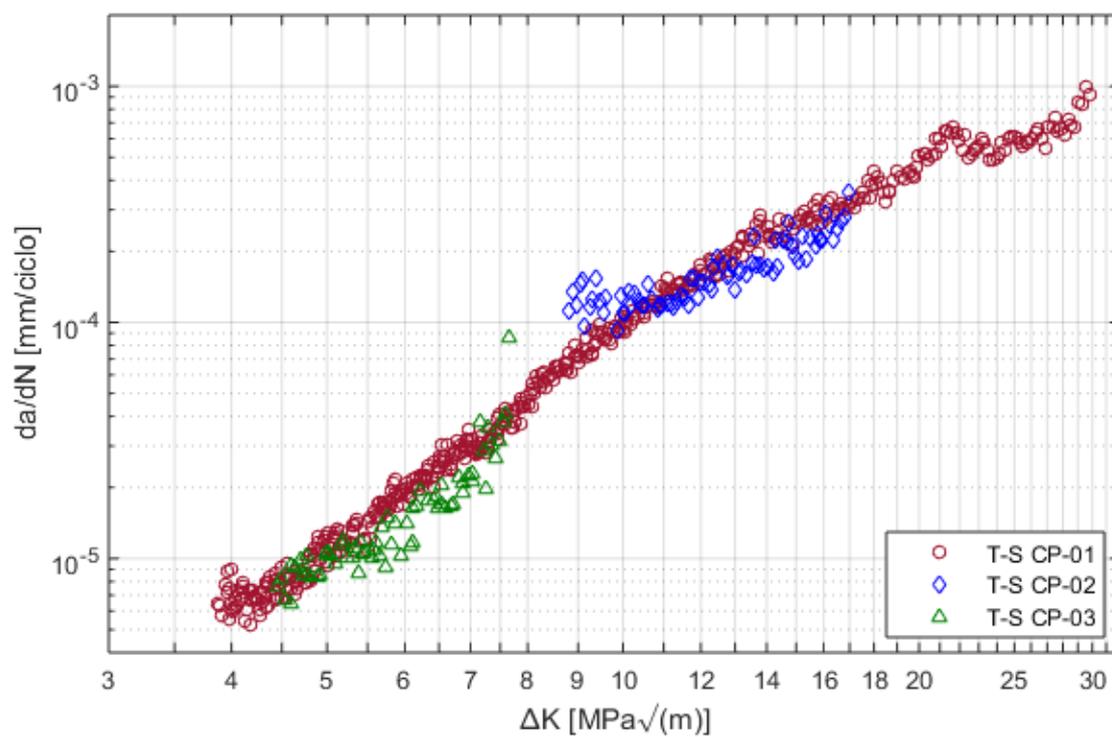


Figura 5-4 Todos os ensaios na direção T-S.

Na tabela 5-6 estão ilustrados os valores das constantes de Paris para as curvas $\frac{da}{dN} \times \Delta K$ dos três ensaios.

Tabela 5-3 - Constantes de Paris para as três curvas do grupo T-S.

	C $\left[\frac{mm/ciclo}{(MPa\sqrt{m})^m} \right]$	m
CP-01	1,15E-08	2,86
CP-02	2,86E-06	1,59
CP-03	2,65E-07	2,22
Média	1,05E-06	2,22

Porém, para comparação com as demais direções, será utilizada apenas a curva do CP-01, por ser a única curva validada pela norma ASTM E647.

5.1.4 Grupo T-L

No grupo T-L foram realizados 2 ensaios, sendo nos dois casos foi utilizado o método de amplitude de carregamento constante. Como pode ser observado na figura 5-5, as curvas encontradas estão bastante similares, visto que há apenas uma leve diferença no ΔK de fratura ($6 \text{ MPa}\sqrt{m}$ para o CP-01 e $5,6 \text{ MPa}\sqrt{m}$ para o CP-02).

Nos dois casos, a curva se inicia em aproximadamente $2,9 \text{ MPa}\sqrt{m}$. Para o CP-01, a região de propagação estável vai do início do ensaio até $5,2 \text{ MPa}\sqrt{m}$, e a partir deste ponto começa uma região de propagação mais instável, onde a partir deste ponto observa-se uma propagação instável, com ruptura em aproximadamente $6 \text{ MPa}\sqrt{m}$. Para o CP-02, a propagação estável também se inicia no começo da curva em $2,9 \text{ MPa}\sqrt{m}$, e se estende até $4,9 \text{ MPa}\sqrt{m}$, a partir deste ponto inicia-se a propagação instável, e a fratura ocorre em $5,6 \text{ MPa}\sqrt{m}$.

As taxas de crescimento na zona de propagação estável das duas curvas estão bem próximas, e a principal variação de um corpo de prova para o outro foi no

valor de ΔK de fratura, que foi de 6 e 5,6 $MPa\sqrt{m}$, para o CP-01 e o CP-02, respectivamente. Assim, observa-se uma redução de 6,7% no valor de ΔK máximo.

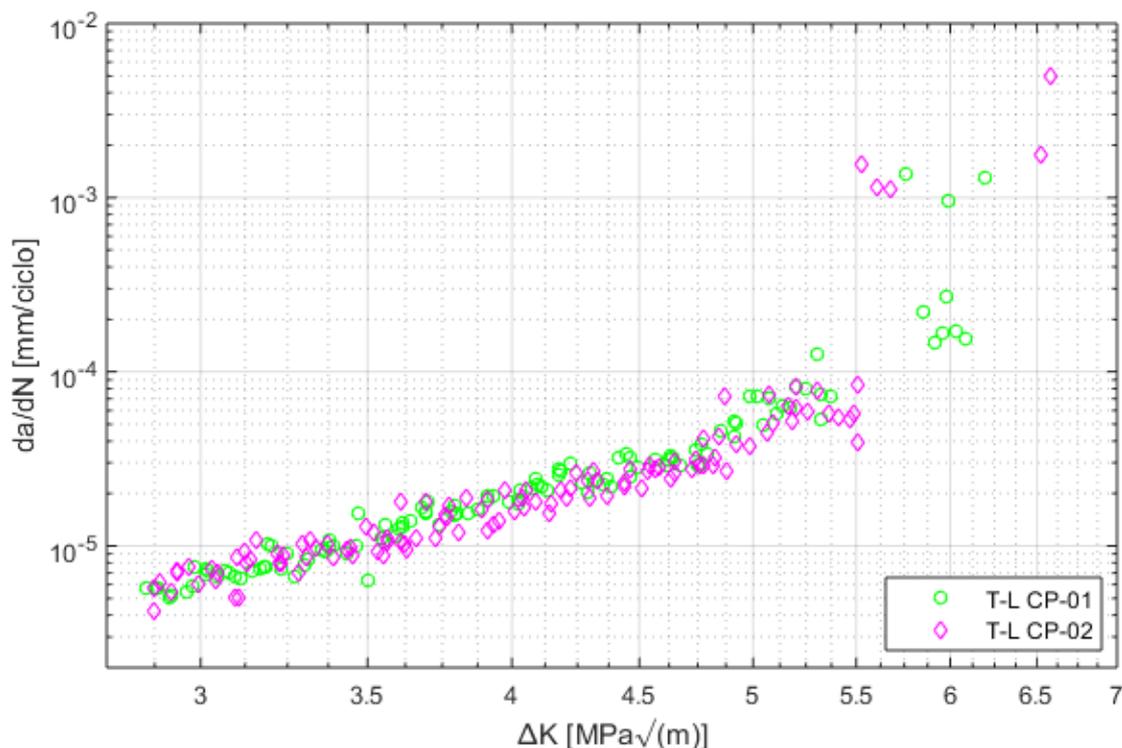


Figura 5-5 - Gráficos da direção T-L.

Na tabela 5-7 estão ilustrados os valores das constantes de Paris para as curvas $\frac{da}{dN} \times \Delta K$ dos três ensaios.

Tabela 5-4- Constantes de Paris para direção T-L.

	C $\left[\frac{mm/ciclo}{(MPa\sqrt{m})^m} \right]$	m
CP-01	1,05E-07	3,75
CP-03	1,55E-07	3,39
Média	1,30E-07	3,57

Como é possível observar na **Erro! Fonte de referência não encontrada.**, os valores das constantes para o CP-01 e para o CP-02 estão bem próximos, e para comparação com as demais direções será utilizado o valor da média das constantes.

5.1.5 Comentários

Observou-se durante a realização dos testes que a utilização do mesmo método de ensaio apresentou dados mais similares nos resultados, como pode ser observado nas figuras 5-1 e 5-2.

Para os dados da direção S-L, os resultados dos corpos de prova 01 e 03 estão mais próximos entre si do que quando comparados com o ensaio 02. Os dois primeiros ensaios foram realizados com amplitude de carga constante e o último com controle de ΔK .

Para a direção L-T, os ensaios 02 e 03 apresentam-se mais consistentes entre si do que quando comparado com o ensaio 01. Os dois primeiros ensaios foram realizados com controle de ΔK e o último ensaio com amplitude de carga constante.

A variação causada nos resultados de testes do mesmo grupo em função do tipo de ensaio realizado é pouca em vista das variações encontradas nas demais direções. Portanto, mesmo com tais diferenças, os resultados ainda assim podem ser considerados consistentes.

Porém, nas análises posteriores apresentadas neste trabalho, sempre que houver diferenças de metodologia e/ou parâmetros de ensaio, tais observações serão discutidas juntamente com a análise dos resultados.

Conforme exposto nos tópicos acima, é possível notar que os dados apresentam a consistência necessária para que possam ter validade segundo as normas vigentes e também para que possam ser analisados nas condições propostas para este trabalho.

O detalhamento completo de cada ensaio encontra-se no apêndice B, onde são apresentados os relatórios de cada ensaio separadamente, com a descrição dos parâmetros mais importantes.

5.2 Comparação entre as direções analisadas.

A seguir, será feita a comparação dos ensaios obtidos para cada direção aos pares de direções analisadas, para que se possa fazer uma observação detalhada das diferenças entre cada uma delas.

5.2.1 S-L e L-T

Na comparação das direções S-L e L-T nota-se que para as faixas mais baixas dos valores de ΔK não existe diferença nas taxas de propagação de trincas, pois as curvas estão totalmente sobrepostas na faixa que vai de 2,75 até 3,5 $MPa\sqrt{m}$. Após essa faixa, as curvas começam a caminhar de maneira distinta para cada uma das direções, a direção L-T segue com taxas de propagação menores, enquanto a direção S-L tende a propagar a trinca em velocidades maiores, pois possui uma maior aceleração no seu crescimento, o que pode ser observado pela maior inclinação da curva de propagação da direção S-L.

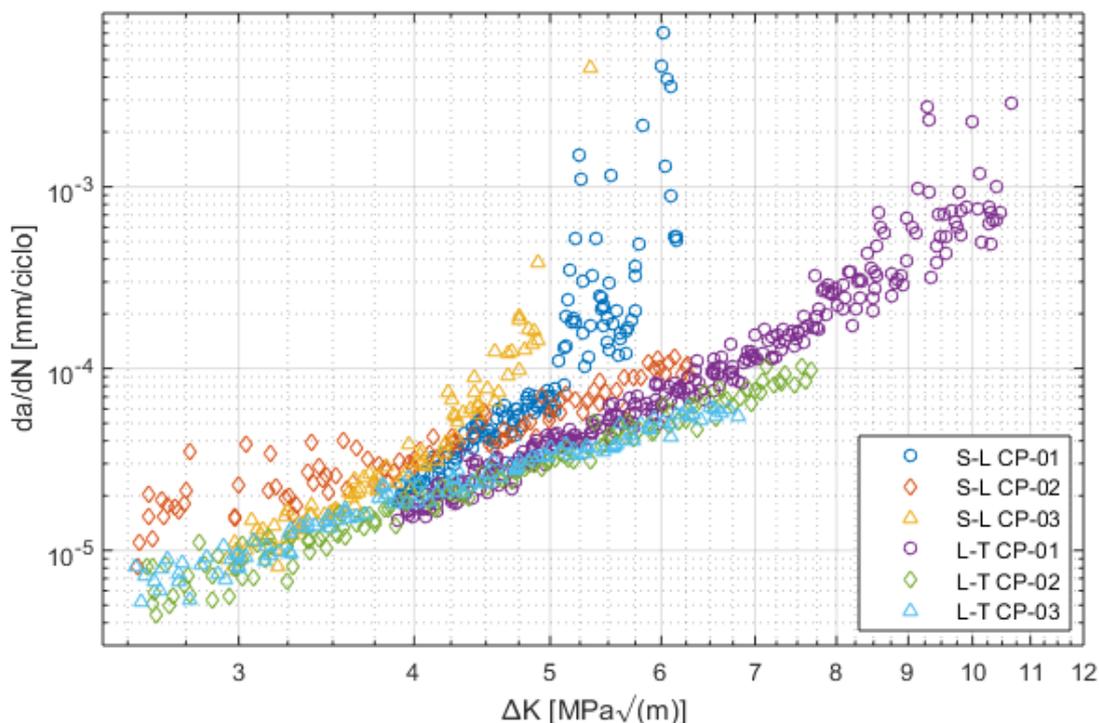


Figura 5-6 – Curvas das direções S-L e L-T.

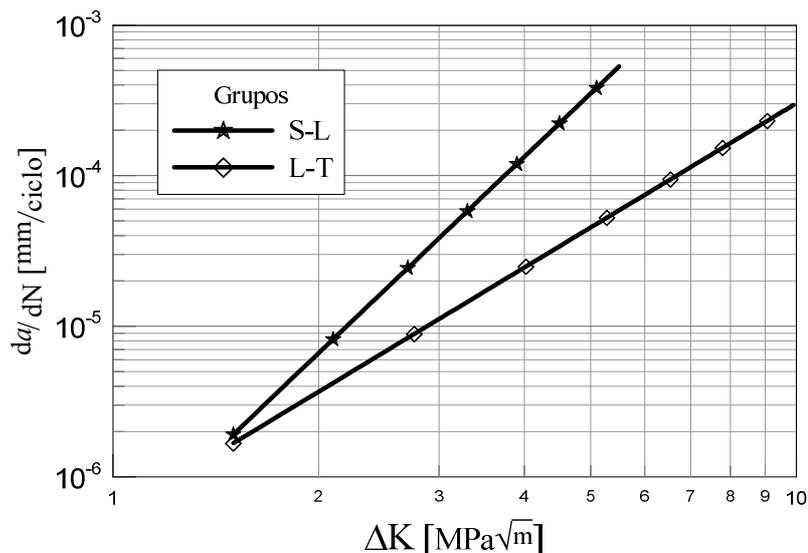


Figura 5-7 - Curvas médias das direções S-L e L-T.

Analisando a posição das curvas dos dois grupos, para um ΔK de $4,1 \text{ MPa}\sqrt{m}$, a velocidade de propagação da trinca na direção L-T foi de $2 \cdot 10^{-5}$ (mm/ciclo) e para a direção o S-L foi de $4 \cdot 10^{-5}$ (mm/ciclo), o que representa um acréscimo de 100% na velocidade de propagação da trinca. Para um ΔK de $5 \text{ MPa}\sqrt{m}$ a taxa de propagação na direção L-T foi de $3 \cdot 10^{-5}$ (mm/ciclo) e para a direção S-L $6 \cdot 10^{-5}$ (mm/ciclo), novamente observa-se um acréscimo de 100% na velocidade de propagação. As curvas médias das direções S-L e L-T são apresentadas na figura 5-7.

Quanto ao valor do ΔK de fratura, para direção S-L a faixa da fratura situa-se entre 5 e 6 $\text{MPa}\sqrt{m}$, e para a direção L-T, a fratura ocorreu na faixa de 10 $\text{MPa}\sqrt{m}$.

Os valores das constantes de Paris para as duas direções é apresentado na tabela 5-8, e como pode-se observar os valores de C são maiores para a direção L-T (cerca de 60% maior que na direção S-L), e os valores de m foram maiores na direção S-L (cerca de 58% maior que na direção L-T), o que explica a inclinação mais acentuada da direção S-L.

Tabela 5-5 - Constantes de Paris nas direções S-L e L-T.

	C $\left[\frac{\text{mm/ciclo}}{(\text{MPa}\sqrt{m})^m} \right]$	m
S-L	3,30E-07	4,33
L-T	5,51E-07	2,74

Portanto, observa-se, com base nos dados obtidos, que a direção L-T apresenta-se mais resistente à propagação das trincas, e a direção S-L, conseqüentemente, a trinca tende a se propagar mais rapidamente.

5.2.2 S-L e T-S

Entre as direções S-L e T-S observa-se a maior diferença entre as curvas $\frac{da}{dN} \times \Delta K$, tanto nas taxas de propagação quanto nos valores de ΔK de ruptura final. As curvas possuem diferenças bastante significativas nas taxas de propagação, como pode ser observado na figura 5-8, analisando um mesmo valor de ΔK , $5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, a velocidade de propagação da trinca na direção T-S é de $1 \cdot 10^{-5}$ (mm/ciclo) e para a direção S-L é de $7 \cdot 10^{-5}$ (mm/ciclo), o que representa na direção S-L uma taxa de crescimento de trinca 600% maior que na direção T-S. Outro detalhe a ser observado é maior inclinação da curva da direção S-L, o que representa uma maior aceleração no crescimento da trinca.

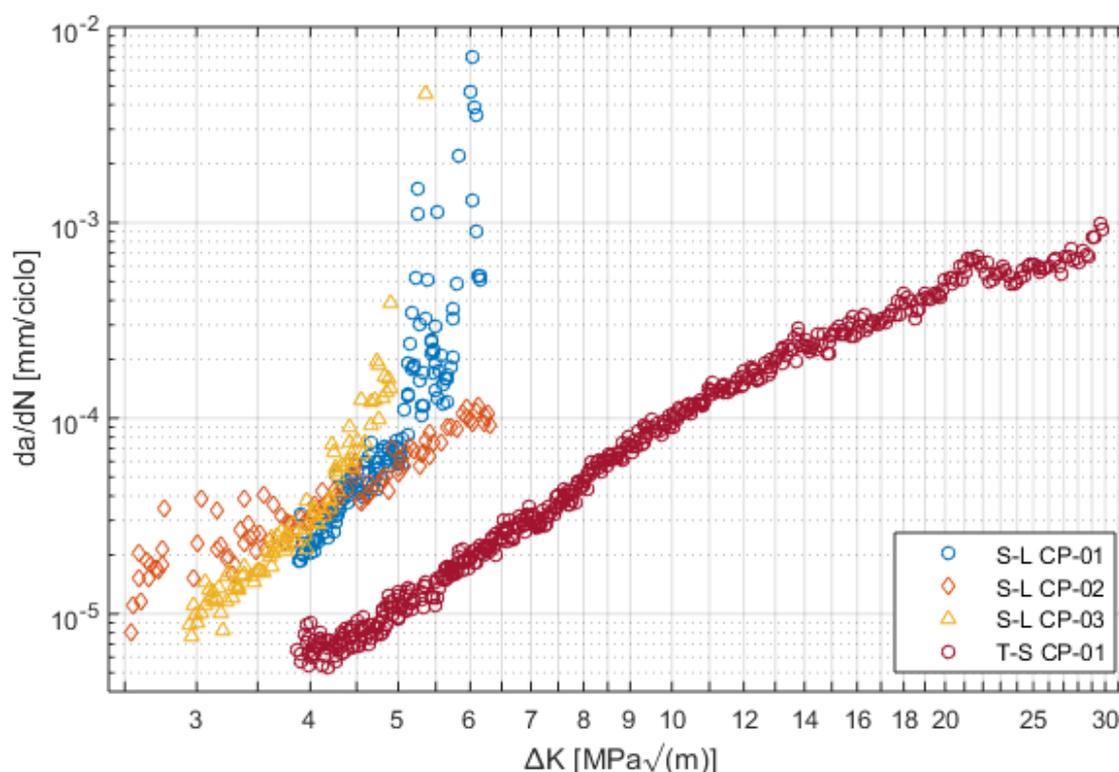


Figura 5-8 - Gráficos da direção S-L e T-S.

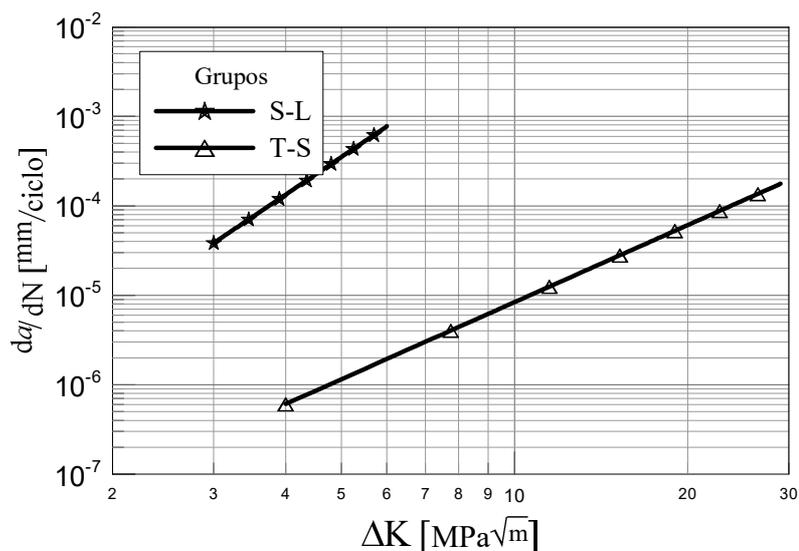


Figura 5-9 - Curvas médias das direções S-L e T-S.

Quanto ao valor da ruptura final, na direção S-L as faixas de ΔK encontram-se entre 5 e 6 $MPa\sqrt{m}$, e para a direção T-S, a fratura ocorreu em 29 $MPa\sqrt{m}$ (cerca de 500% maior na direção T-S, em comparação com a direção S-L). As curvas médias das direções S-L e T-S são apresentadas na figura 5-9.

As constantes de Paris para as direções S-L e T-S estão demonstradas na tabela 5-6, onde observa-se que para a direção T-S, os valores de C e m são menores que os valores observados na direção S-L, o que demonstra sua maior resistência à propagação de trincas.

Tabela 5-6 - Constantes de Paris para as direções S-L e T-S.

	C $\left[\frac{mm/ciclo}{(MPa\sqrt{m})^m} \right]$	m
S-L	3,30E-07	4,33
T-S	1,15E-08	2,86

5.2.3 L-T e T-S

Para as direções L-T e T-S, observa-se uma diferença significativa nas taxas de propagação de trincas, o que pode ser observado na figura 5-10. Comparando as velocidades de propagação da trinca para um ΔK de 5 $MPa\sqrt{m}$, a taxa de crescimento das trincas para o grupo T-S foi de $1 \cdot 10^{-5}$ (mm/ciclo), e para o grupo L-

T foi de $3 \cdot 10^{-5}$ (mm/ciclo). Para um ΔK de $6 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, a taxa de crescimento da trinca para o grupo T-S foi de $2 \cdot 10^{-5}$ (mm/ciclo), e para o grupo L-T foi de $6 \cdot 10^{-5}$ (mm/ciclo). E ainda para um ΔK de $7 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, a taxa de crescimento da trinca para o grupo T-S foi de $3 \cdot 10^{-5}$ (mm/ciclo), e para o grupo L-T foi de $9 \cdot 10^{-5}$ (mm/ciclo). Nos dois pontos observados, a direção L-T apresenta taxas de propagação cerca de 200% maior do que para a direção T-S. As curvas das duas direções apresenta-se praticamente paralelas, o que demonstra que os valores das acelerações no crescimento das trincas nas duas direções são próximos.

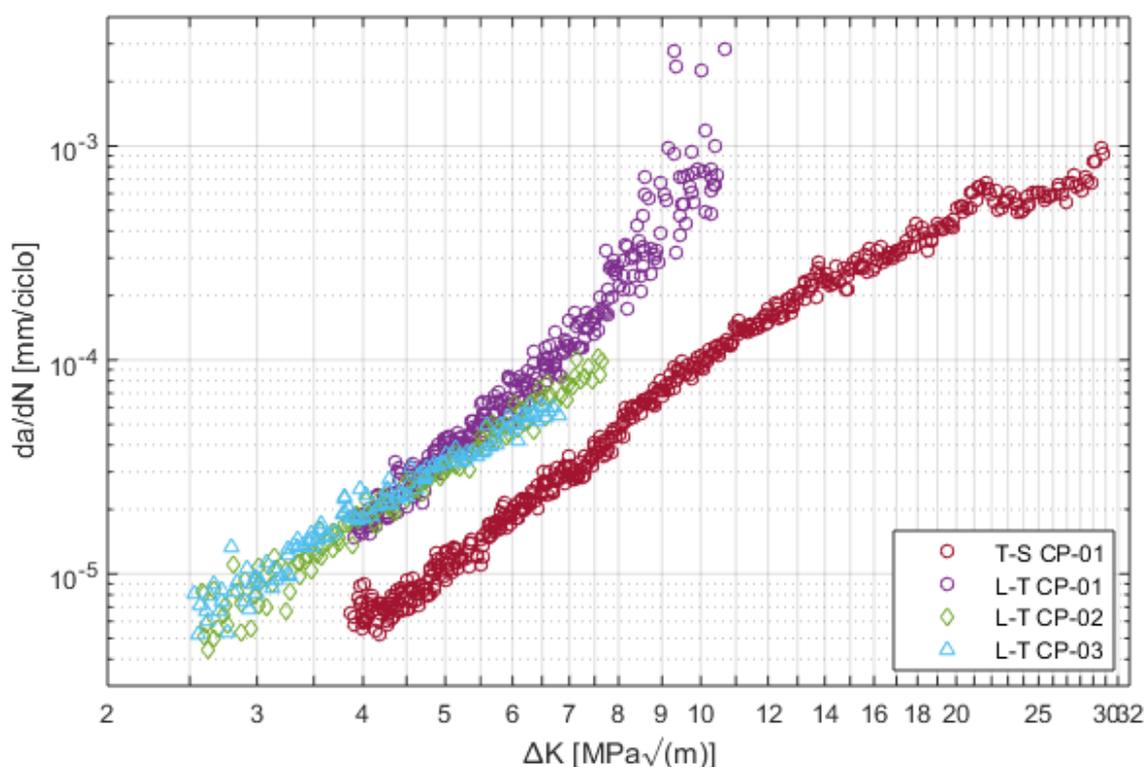


Figura 5-10- Gráficos das direções L-T e T-S.

Assim, observa-se que a velocidade de propagação das trincas na direção L-T cresce muito mais rapidamente que na direção T-S. E avaliando o valor da fratura final, para a direção L-T ocorreu em $10 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ e para a direção T-S em $29 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, o que representa um valor cerca de 300% maior na direção T-S. As curvas médias das direções L-T e T-S estão ilustradas na figura 5-11.

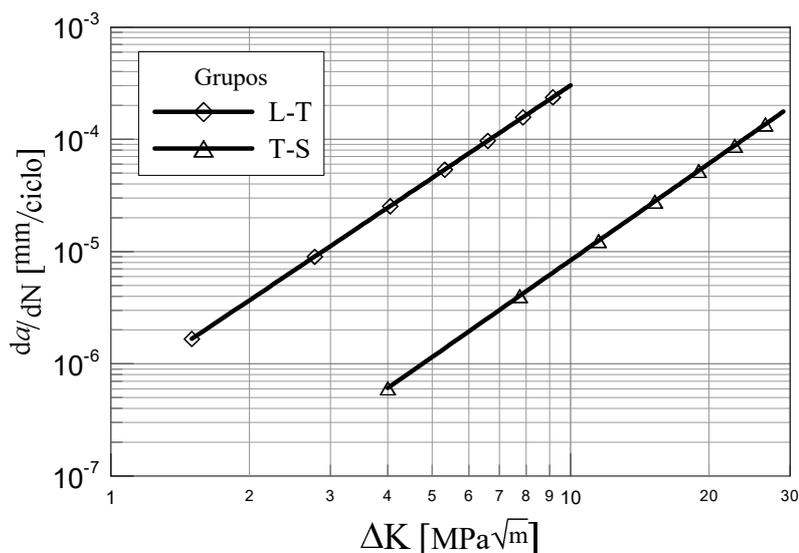


Figura 5-11 - Curvas médias das direções L-T e T-S.

Quanto aos valores das constantes de Paris, observa-se que os valores de m estão bastante próximos, já os valores de C encontram-se mais distantes, o que é responsável pelo deslocamento existente entre as curvas. Os dados são apresentados na tabela abaixo.

Tabela 5-7 - Constantes de Paris para as direções L-T e T-S.

	C $\left[\frac{mm/ciclo}{(MPa\sqrt{m})^m} \right]$	m
L-T	5,51E-07	2,74
T-S	1,15E-08	2,86

Assim, é possível notar que entre as duas direções analisadas, a direção T-S é mais resistente à propagação de trincas do que a direção L-T.

5.2.4 T-L e S-L

Para as direções T-L e S-L, as curvas estão ilustradas no gráfico abaixo. É possível observar que para tais direções as curvas de propagação encontra-se bastante similares, e tanto as taxas de propagação de trincas quanto o ΔK de fratura encontram-se bastante próximos.

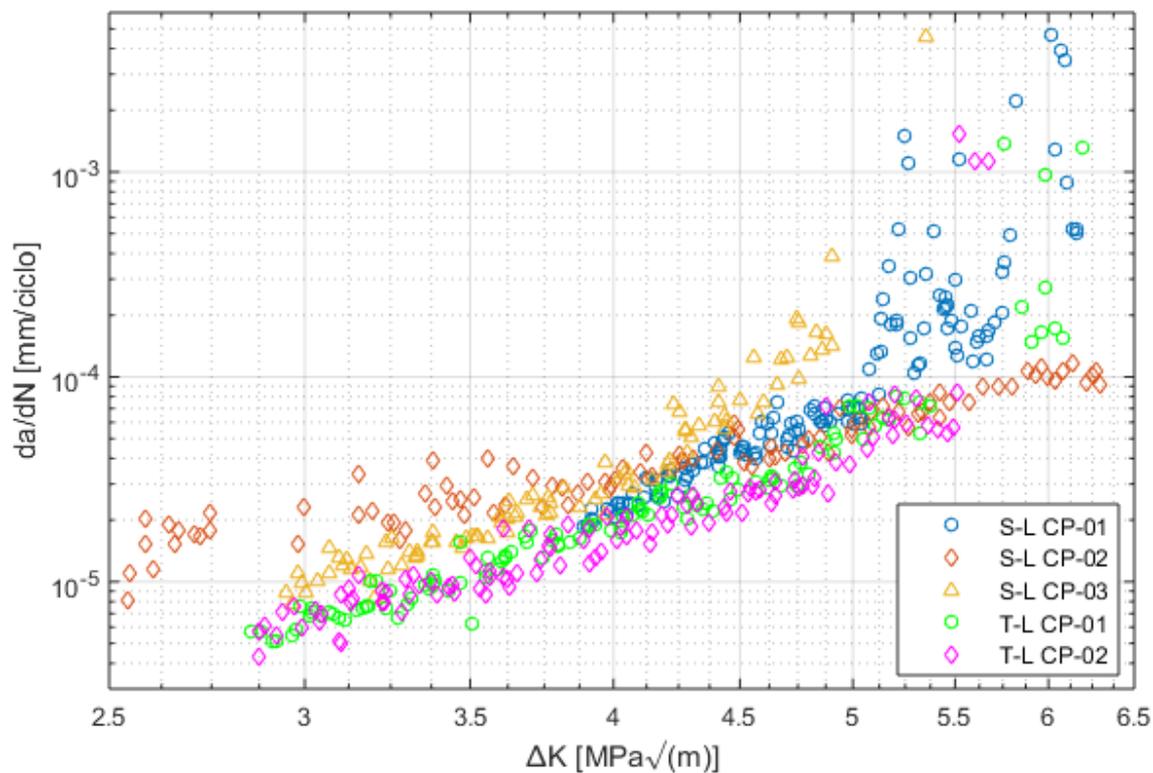


Figura 5-12 - Gráficos das direções T-L e S-L.

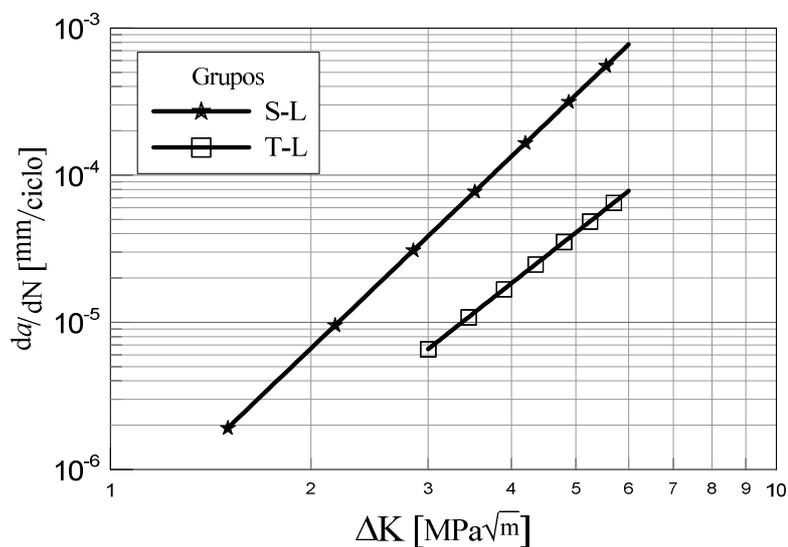


Figura 5-13 - Curvas médias para as direções S-L e T-L.

As curvas da direção T-L encontram-se ligeiramente abaixo das curvas da direção S-L, e as duas direções seguem com inclinações semelhantes, o que demonstra pouca variação na aceleração das trincas nas duas direções. Os valores

de fratura (ΔK final) encontram-se na faixa de 5,25 a 6,25 $MPa\sqrt{m}$ para ambas as direções. As curvas médias para as direções S-L e T-L estão ilustradas na figura 5-12.

O gráfico das curvas médias das duas direções (figura 5-13) demonstra de forma mais clara a maior resistência da direção T-L em comparação com a direção S-L.

Os valores das constantes C e m para as duas direções encontram-se na tabela 5-8, onde é possível observar que tanto os valores de C quanto os valores de m encontra-se próximos, o que explica a proximidade das curvas.

Tabela 5-8 - Constantes de Paris para as direções T-L e L-S.

	C $\left[\frac{mm/ciclo}{(MPa\sqrt{m})^m} \right]$	m
T-L	1,304E-07	3,569
S-L	3,033E-07	3,331

Outro fato que merece nota, é que em ambos os grupos a trinca propaga-se na direção L, e trincas que se propagam nesta direção tendem a possuir taxas de propagação maiores, devido ao formato dos grãos que a trinca encontra ao longo do seu caminho (grãos alongados no sentido da propagação da trinca), o que torna tal direção menos resistente à propagação onde trincas pelo contorno alongado dos grãos nesta direção.

5.2.5 T-L e T-S.

Devido ao comportamento similar da direção T-L com a direção S-L, a comparação da direção T-L com a direção T-S fica bastante similar à comparação da direção S-L com a direção T-S.

Conforme ilustrado na figura 5-14, observa-se um grande deslocamento entre as curvas das duas direções analisadas, também observa-se que para a direção T-L, a curva apresenta-se com inclinação mais acentuada.

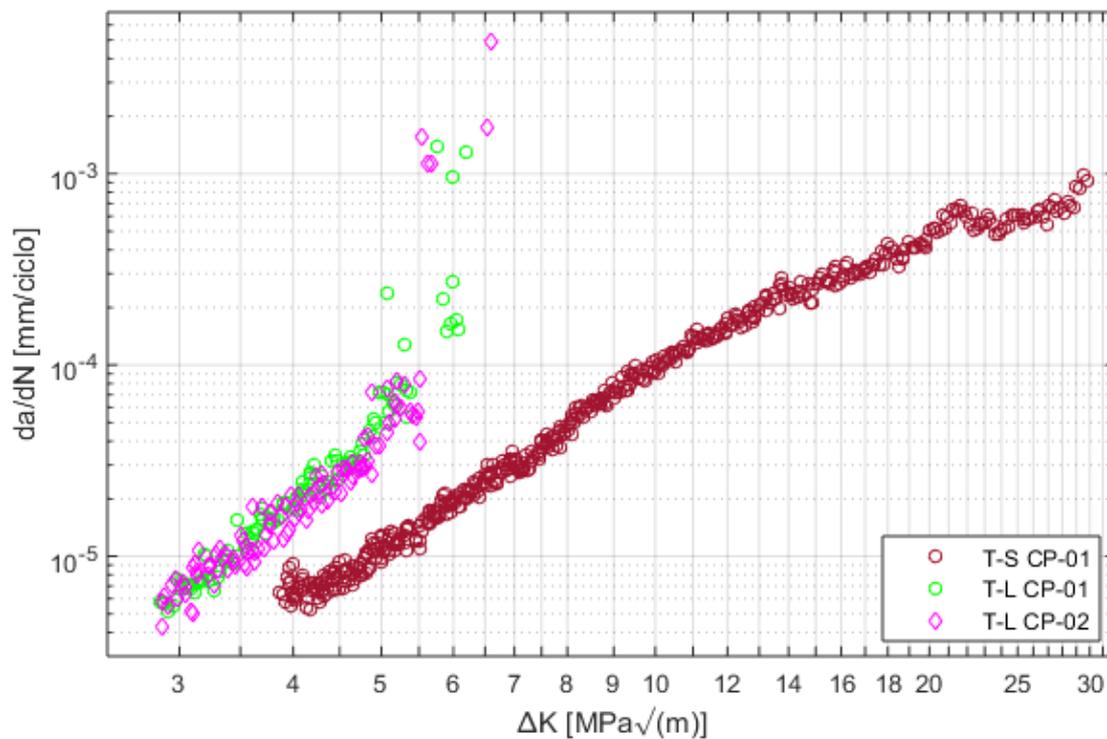


Figura 5-14 - Gráficos das direções T-S e T-L.

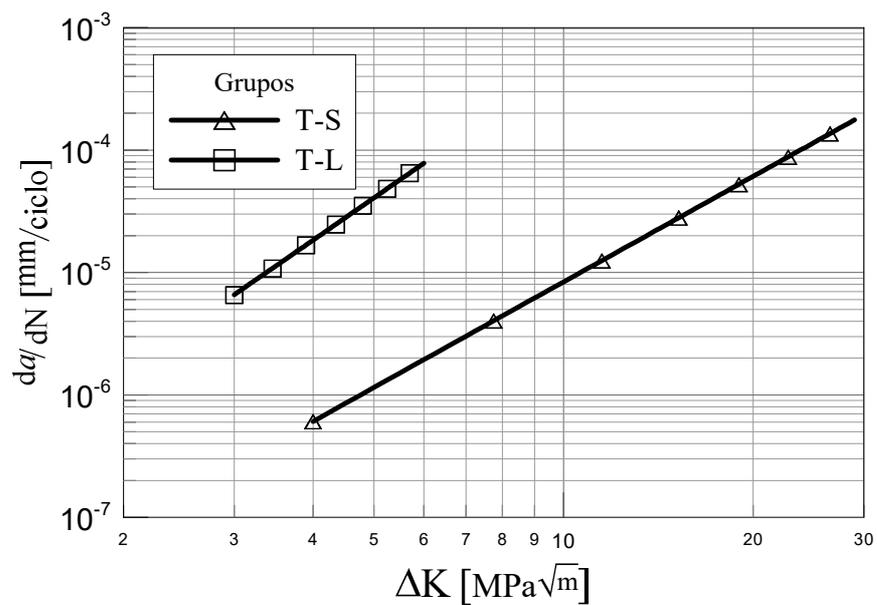


Figura 5-15 - Curvas médias para as direções T-S e T-L.

Observando o mesmo valor de ΔK para as duas curvas, para $4,5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ na direção T-S a velocidade de crescimento da trinca foi de $8 \cdot 10^{-6}$ (mm/ciclo), e para a direção T-L $2,5 \cdot 10^{-5}$ (mm/ciclo). Para um ΔK de $5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, a velocidade de crescimento da trinca foi de $1 \cdot 10^{-5}$ (mm/ciclo), e para a direção T-L $5 \cdot 10^{-5}$ (mm/ciclo). O valor final de ΔK para direção T-L foi entre 5 e $6 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, e para a direção T-S foi de $29 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$. As curvas médias das direções T-S e T-L estão ilustradas na figura 5-15. A aceleração no crescimento da trinca é maior na direção L-T, o que pode ser observado no gráfico da curva média (figura 5-15).

Quanto aos valores das constantes de Paris, tanto os valores de C quanto de m são menores para a direção T-S, o que condiz com sua maior resistência à propagação de trincas conforme observado na figura 5-14.

Tabela 5-9 - Constantes de Paris das direções T-L e T-S.

	C $\left[\frac{\text{mm/ciclo}}{(\text{MPa}\sqrt{\text{m}})^m} \right]$	m
T-L	1,30E-07	3,57
T-S	1,15E-08	2,86

Conforme já observado no item anterior, na direção T-L a trinca propaga-se na direção L, portanto tende a ser menos resistente.

5.2.6 L-T e T-L

Para os gráficos das direções L-T e T-L observa-se que as curvas encontram-se bastante próximas, com uma leve diferença de inclinação, deixando a curva da direção T-L mais acentuada, conforme pode ser observado na figura abaixo.

Os valores do ΔK de fratura para a direção T-L encontra-se entre 5 e $6 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, e a direção L-T em $10 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$. As curvas médias das direções L-T e T-L estão ilustradas na figura 5-17, e confirmam que a direção T-L possui uma resistência menor à propagação das trincas devido à maior angulação de sua curva média, o que demonstra uma maior aceleração no crescimento da trinca.

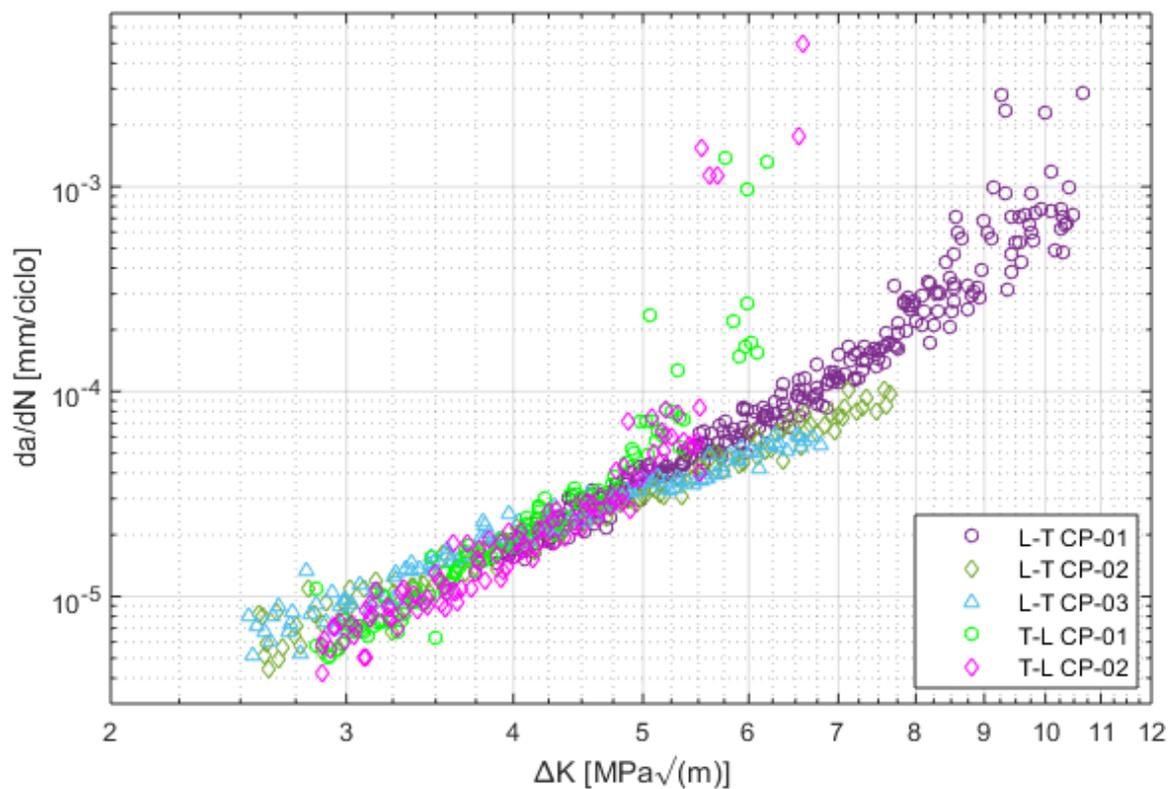


Figura 5-16 - Gráficos das direções L-T e T-L.

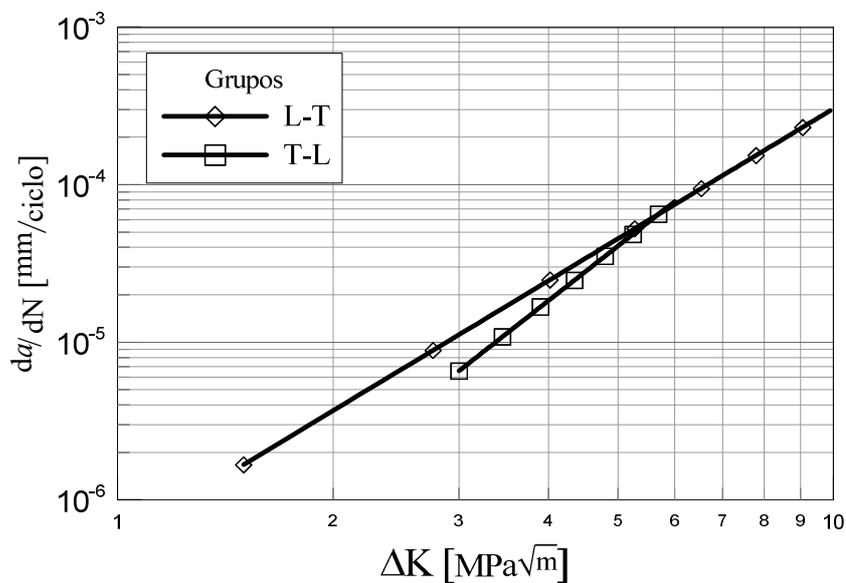


Figura 5-17 - Curvas médias das direções L-T e T-L.

Os valores de C e m para as curvas das duas direções pode ser observado na tabela 5-13.

Tabela 5-10- Constantes de Paris para as direções L-T e T-L.

	C $\left[\frac{mm/ciclo}{(MPa\sqrt{m})^m} \right]$	m
T-L	1,30E-07	3,57
L-T	5,51E-07	2,74

Quanto ao valor das constantes, observa-se que nos valores de C a direção L-T apresenta maiores valores (cerca de 300% mais elevado), já quanto aos valores de m a direção T-L apresenta valores levemente mais elevados (30% mais elevados). Assim, observa-se que o balanceamento das duas constantes (visto que o peso de m é muito maior do que de C , já que m corresponde ao valor da potência) e a observação dos valores de ΔK final fornece a direção L-T como ligeiramente mais resistente que a direção T-L.

5.3 Avaliação de todas as direções

Avaliando o comportamento geral de todas as direções, ilustrado na figura 5-18, pode-se observar que a direção que apresenta as maiores taxas de propagação de trincas foi a direção S-L, o que pode ser observado pelo posicionamento de suas curvas (tendendo ao lado superior esquerdo do gráfico) e pelos valores das constantes de Paris, já que nesta direção obteve-se os maiores valores de m e o valor de C foi o segundo mais elevado. E também pelos menores valores do ΔK de ruptura, que se manteve entre 5 e 6 $MPa\sqrt{m}$. Esta direção também foi a menos resistente para Gürbüz et al. (1991).

A direção com a segunda menor resistência é a direção T-L, que apesar de manter taxas de propagação similares à direção L-T, possui a curva levemente mais inclinada e os valores de m mais elevados. Apesar do valor de C na direção T-L se apresentar maior que na direção L-T, os valores de C mais elevados compensam a equação e posicionam a curva T-L mais inclinada, visto que o peso de m é maior que o peso de C na equação. O valor do ΔK de fratura também é outro indicador da menor resistência da direção T-L, visto que a fratura ocorreu na mesma faixa da

direção S-L, entre 5 e 6 $MPa\sqrt{m}$. As menores resistências das direções S-L e T-L já eram previstas, visto que nestas direções as trincas se propagam na direção de laminação, portanto os grãos do material estão alongados no sentido de propagação da trinca, o que facilita sua propagação, visto que a trinca em seu percurso encontra mais facilmente contornos de grãos. Quando a trinca propaga-se por regiões transgranulares (no interior dos grãos), ela encontra mais dificuldades do que quando se propaga pelas bordas dos grãos (regiões intergranulares). Este fato já foi mencionado em artigos anteriores, como Gürbüz et al., (1991) e Schubbe (2009).

A direção L-T apresenta-se como a terceira direção mais resistente (mais resistente que as direções S-L e T-L e menos resistente que a direção T-S). Isto pode ser observado na figura 5-18, pelo posicionamento das curvas da respectiva direção (posicionada abaixo da curva da direção S-L e acima da curva da direção T-S). Os valores das constantes de Paris encontram-se em dois extremos: para m foram os menores valores encontrados nas quatro direções, e para C foram os maiores valores encontrados, porém como m possui um peso maior nos cálculos da taxa de propagação de trincas, a direção L-T não se posiciona como a menos resistente, ficando posicionada como a segunda direção mais resistente analisada nos ensaios. Os valores do ΔK de fratura também são intermediários, maiores que das direções S-L e T-L, e menores que da direção T-S, ficando na faixa de 10 $MPa\sqrt{m}$. Fato que também já era esperado, tendo em vista que resultados similares foram encontrados no artigo de (SCHUBBE, 2009).

A direção T-S foi a direção com maior resistência à propagação de trincas de todas as direções analisadas, o que coincide com o observado por Gürbüz et al. (1991). Neste caso, a trinca caminha na direção seccional à direção de laminação, na direção do vetor normal que atravessa a superfície de laminação. Este fato pode ser observado pelo posicionamento da curva da direção T-S, que encontra-se bem mais abaixo e mais à direita que as demais. Também pode ser confirmado pelos menores valores encontrados para a constante C (da equação de Paris) que possui diferenças bem maiores entre esta direção e as demais do que entre as demais direções entre si. Já o valor de m é ligeiramente mais elevado que a direção L-T. O valor do ΔK final também foi bem mais elevado que as demais direções, posicionando-se na casa dos 29 $MPa\sqrt{m}$.

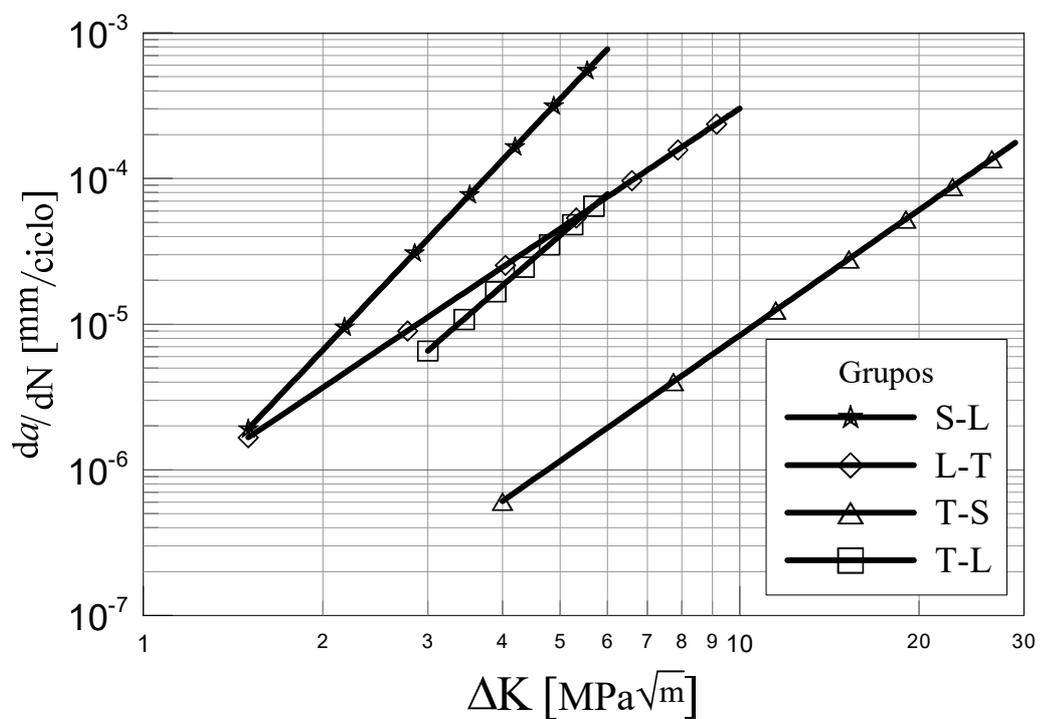
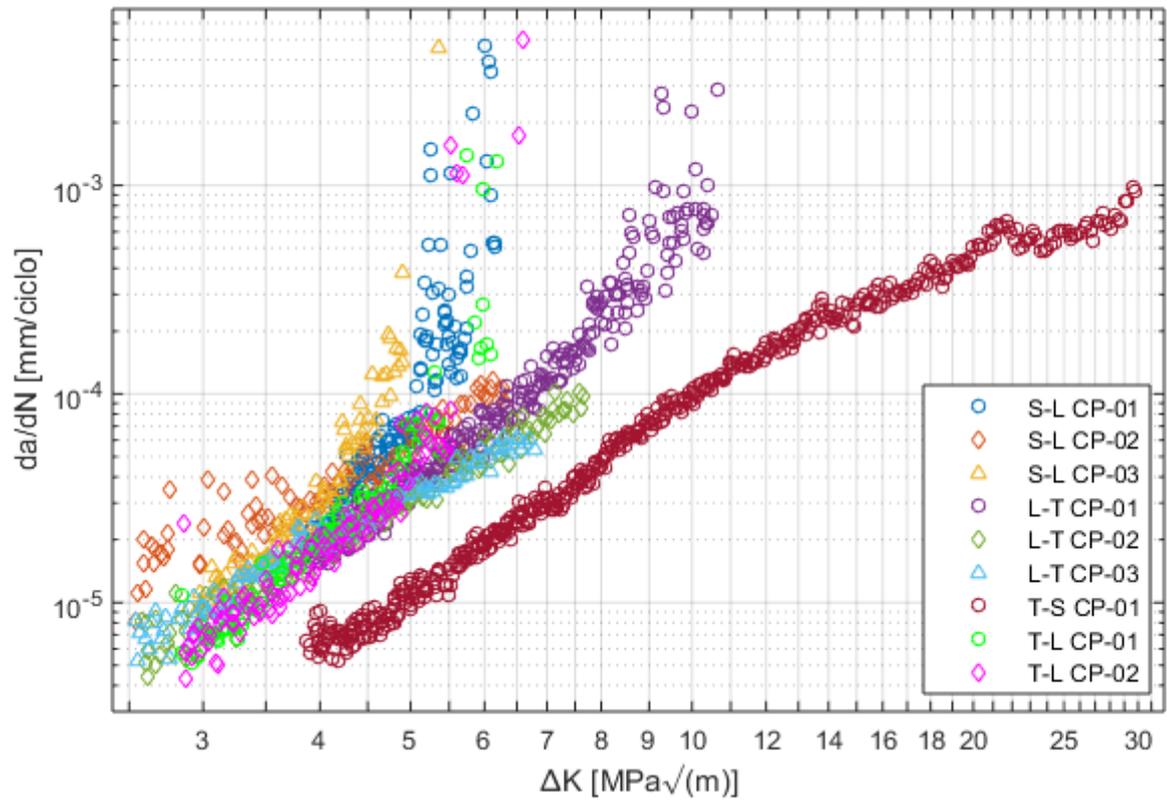


Figura 5-18 - Gráficos das curvas médias de todas as direções.

Porém, é importante constar que apesar da direção T-S apresentar as menores taxas de propagação de trincas, a maior parte dos corpos de prova ensaiados em tal direção apresentaram um comportamento bastante peculiar: a bifurcação e/ou desvio durante o crescimento das trincas. Dos quatro corpos ensaiados na direção T-S três apresentaram desvio e/ou bifurcações em angulações maiores que 20°, o que invalida a curva obtida no gráfico. Portanto, para esta direção apenas um ensaio foi considerado válido, segundo os critérios da norma ASTM E647.

Os valores médios das constantes de Paris para as quatro direções consta na tabela 5-14.

Tabela 5-11 - Constantes de Paris para todas as direções.

	C $\left[\frac{mm/ciclo}{(MPa\sqrt{m})^m} \right]$	m
S-L	3,30E-07	4,33
T-L	1,30E-07	3,57
L-T	5,51E-07	2,74
T-S	1,15E-08	2,86

Como é possível observar, a maior diferença entre os valores de C ocorreu na direção T-S, cujo valor ficou bem abaixo das demais direções. O segundo menor valor de C foi na direção T-L, o terceiro menor na direção S-L e o maior valor de C ocorreu na direção L-T.

Já os valores de m , o menor encontrado foi na direção L-T, o segundo menor, com valores ligeiramente mais elevados foi a direção T-S. O segundo maior valor de m foi na direção T-L, com diferenças mais significativas no aumento em seu valor do que o aumento entre as direções L-T e T-S. A direção com maiores valores de m foi a direção S-L, o acréscimo no valor de m na direção S-L em comparação com a direção T-L é da mesma ordem do acréscimo do valor de m da direção L-T em comparação com as direções L-T e T-S.

Observando o que ocorreu nos gráficos obtidos diretamente pelo ensaio, nos valores levantados das constantes C e m e nas curvas médias de cada direção pode-se notar que os dados encontram-se bastante consistentes entre si, nos três

casos. E com base na análise dos três parâmetros, a direção menos resistente à propagação de trincas é a direção S-L, que apresenta a curva média mais alta e à direita que as demais, apresenta a maior aceleração no crescimento de trincas (curva com maior inclinação), o segundo maior valor de C e os valores mais elevados de m . A segunda menor resistência à propagação de trincas foi na direção T-L, cuja curva média no início se posiciona levemente abaixo da curva L-T, mas devido à sua maior aceleração no crescimento da trinca, para valores de ΔK maiores que $5,5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, a resistência da direção L-T será menor que na direção T-L. O valor de C na direção T-L é menor que na direção L-T, mas o valor de m é cerca de 30% mais elevado. A direção L-T é a segunda mais resistente, apesar de sua curva se situar levemente acima da curva da direção T-L no início, devido à sua menor aceleração no crescimento de trincas (a menor inclinação das quatro curvas médias ilustradas na figura 5-18) ela se torna mais resistente para valores de ΔK maiores que $5,5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$. O valor de C na direção L-T é maior que na direção T-L, mas o m é menor, e os valores do ΔK de fratura também são bem mais elevados. A direção mais resistente à propagação das trincas foi a direção T-S, cuja curva situou-se bem mais abaixo e à direita que as demais curvas, o valor de C foi o menor valor encontrado nas quatro direções analisadas e o valor de m foi ligeiramente maior que o observado na direção L-T. A aceleração no crescimento das trincas foi o segundo menor, o que pode ser observado pela inclinação levemente mais acentuada da curva da direção T-S, em comparação com a direção L-T.

6 CONCLUSÕES

Com base no trabalho apresentado e nos resultados obtidos, é possível concluir que a direção de propagação da trinca em relação ao sentido de laminação influi diretamente na velocidade de propagação das trincas de fadiga e na aceleração da velocidade de crescimento das trincas.

As taxas de crescimento das trincas nas quatro direções analisadas apresentaram diferenças significativas quando comparadas entre si, sendo a maior variação encontrada na comparação da direção T-S com a direção S-L, chegando a uma diferença de 600% quando comparados taxas de crescimento para os mesmos valores de ΔK . As menores variações foram encontradas entre as direções L-T e T-L, sendo que para uma faixa de $\Delta K = 3 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ L-T apresenta uma propagação de trincas 43% maior que na direção T-L. Porém, para valores de ΔK entre 5 e 6 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ as velocidades de propagação são praticamente as mesmas, e para valores de ΔK acima de 6 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ a velocidades de propagação na direção T-L são maiores que na direção L-T.

As curvas de propagação foram levantadas nas quatro direções e na análise dos dados obtidos foram identificadas a resistência à propagação de trincas na seguinte sequência: a direção com a maior resistência à propagação foi a direção T-S, que possui as menores taxas de crescimento de trincas e também possui a segunda menor aceleração no crescimento das trincas, com um valor de $m = 2,86$. A segunda maior resistência foi a direção L-T, que possui a menor aceleração no crescimento de trincas ($m = 2,74$), e devido a este fato, para valores de ΔK maiores que 5 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ torna-se mais resistente que as direções T-L e S-L. A terceira maior resistência foi na direção T-L, que possui a curva média abaixo da curva na direção S-L, e também possui uma menor aceleração no crescimento das trincas quando comparada com a direção S-L, possuindo um valor de $m = 3,57$. E a direção menos resistente foi a direção S-L, que além de possuir as taxas de crescimento de trincas mais elevadas, também possui a maior aceleração no crescimento das trincas, com um valor de $m = 4,33$.

Um outro aspecto importante observado foi a influência do método de ensaio nos resultados obtidos, sendo que métodos diferentes (controle de ΔK ou amplitude de carga constante), além de focar em obter experimentalmente regiões diferentes da curva (região inicial ou região final), também forneceram dados ligeiramente diferentes para as mesmas regiões obtidas pelos dois métodos. Este comportamento demonstra que para a comparação das taxas de crescimento de trincas por fadiga, as curvas devem ser obtidas preferencialmente pelo mesmo método de teste, tentando conservar ao máximo em todos os ensaios as mesmas características.

Outra peculiaridade interessante está no comportamento de bifurcação e/ou desvio no plano de propagação da trinca principal na direção T-S. Nestes corpos de prova a trinca propaga-se no plano S-L, e o desvio levou a trinca a propagar-se no plano T-L. Este fato está associado com a microestrutura encontrada ao longo do plano de propagação da trinca principal, e pode também estar intrinsecamente relacionado com os efeitos da laminação, já que esta altera a característica microestrutural e a isotropia do material. Apesar de ser a direção mais resistente à propagação de trincas encontrada, é necessário uma atenção especial ao fato da sua tendência de desvios e/ou bifurcações.

7 SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS

Com base nas variações da resistência à propagação de trincas da direção analisada em função da direção de laminação do material, e como este ainda é assunto pouco explorado pela ciência, pode-se citar como pontos ainda a serem explorados:

- Avaliar as variações nas demais direções não analisadas: S-T e L-S.
- Avaliar a influência da laminação para as faixas iniciais de ΔK (ΔK_{th}).
- Avaliar a influência do sentido de laminação para outras razões de carregamento ($R = 0,2; 0,3; 0,5; -1; \text{etc.}$)
- Avaliar a influência do sentido de laminação em outras ligas de alumínio e nos demais materiais que passem pela laminação em sua fabricação.

8 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ABAL, *Associação Brasileira de Alumínio*, 2016. Disponível em: <<http://www.abal.org.br/>>.

ALUMINUM ASSOCIATION, 2016. Disponível em: <<http://www.aluminum.org/>>.

ARNOLD, E. M., SCHUBBE, J. J., MORAN, P. J., & BAYLES, R. A., Comparison of SCC thresholds and environmentally assisted cracking in 7050-T7451 aluminum plate. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 21(11), 2480–2486, 2012.

ASHIUCHI, E. S., *INFLUÊNCIA DO TRATAMENTO CRIOGÊNICO NA FADIGA SOB CONDIÇÕES DE FRETTING NO AL 7050-T7451*. Universidade de Brasília 2009. 95p. Dissertação - Universidade de Brasília, 2009.

ASTM Standard E-399, Standard test method for plane-strain fracture toughness of metallic materials. *Anual Book of ASTM Standards*, 1997.

ASTM Standard E-647, Standard test method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates, *Anual Book of ASTM Standards*, 1999.

BANNANTINE, J. A. ., COMMER, J. J. ., & HANDROCK, J. L., *FUNDAMENTALS OF METAL FATIGUE ANALYSIS*, New Jersey: Prentice Hall, 1989.

BROEK, D., *Elementary Engineering Fracture Mechanics*, 3 ed., Martinus Nijhoff Publishers.

CALLISTER, W. D. J., *Ciência e Engenharia dos Materiais : Uma Introdução*, 8 ed., Rio de Janeiro: LTC, 2012.

CAMARGO, J. A. M. de, *A INFLUÊNCIA DO SHOT PEENING E DAS ANODIZAÇÕES CRÔMICA, SULFÚRICA E DURA SOBRE A RESISTÊNCIA À FADIGA DA LIGA AI 7050 – T 7451 DE USO AERONÁUTICO*. Universidade Estadual Paulista, 2007. 213p. Tese - Universidade Estadual Paulista, 2007.

CAMILLO, D. C., *Estudo da laminação criogênica e do envelhecimento natural na liga AA7050: microestrutura e propriedades*. *Journal of Chemical Information and Modeling*. Universidade Estadual de Ponta grossa, 2013. 124p. Dissertação - Universidade Estadual de Ponta Grossa, 2013.

CHEN, W.-F., *Constitutive Equations for Engineering Materials*, v.1, Amsterdam - London - New York - Tokyo: Elsevier, 1994.

CHERNENKOFF, R. A., METAL FATIGUE: AN INTRODUCTION, *International Journal of Powder Metallurgy*, 48(5), 15–19, 2012.

CHIAVERINI, V., *Tecnologia Mecânica vol. II: Estrutura e propriedades das ligas metálicas*, v. 1, 2 ed., São Paulo, McGraw-Hill: 1996.

CHIAVERIRINI, V., *Tecnologia Mecânica: Processos de fabricação e tratamento*, v. 2, 2 ed., São Paulo: McGraw-Hill, 1996.

DOWLING, N. E., *Mechanical Behavior of Materials: Engineering Methods for Deformation, Fracture, and Fatigue*. 3 ed., New Jersey: PEARSON Prentice Hall, 2007.

GÜRBÜZ, R., DORUK, M., & SCHÜTZ, W., Effect of salt-water fog on fatigue crack growth behaviour of 7050 aluminium alloy in different orientations. *Journal of Materials Science*, 26(4), 1032–1038, 1991.

HERNÁNDEZ, K. V. F., *Fadiga e comportamento Tensão-Deformação cíclico da liga de alumínio 7050-T7451*. Universidade de Brasília, 2016. 57p. Dissertação - Universidade de Brasília. Brasília, Abril - 2016.

LIN, T. H. Y. M., *Mechanics of a Fatigue Crack Nucleation Mechanism*, 1969.

MANDAI, J. T., *Determinação dos Parâmetros para Crescimento De Trinca Em Ligas Metálicas: Modelagem E Experimentação*. Universidade de Brasília, 2010. 158p. Dissertação - Universidade de Brasília. Brasília, Junho - 2010.

MELLO, S. R. C., *Alumínio e suas ligas*, Rio de Janeiro, Brasil, 2009.

RIBEIRO, H. F., *Avaliação do dano em fadiga de materiais a muita elevada frequência*, Lisboa, Portugal, 2012.

ROSA E. D., *Análise de resistência Mecânica: Mecânica da fratura e fadiga*, Santa Catarina, 2002.

SERRANO, V. L., *Desenvolvimento de uma ferramenta numérica educacional para revisão de falha por fadiga*, São Paulo, Brasil, 2015.

SCHUBBE, J. J., Fatigue crack propagation in 7050-T7451 plate alloy, *Engineering Fracture Mechanics*, 76(8), 1037–1048, 2009.

SCHUBBE, J. J., Plate Thickness Variation Effects on Crack Growth Rates in 7050-T7451 Alloy Thick Plate, *Journal of Materials Engineering and Performance*, v. 20(1), 147-154, 2010.

SHIEH, Y., LIN, H., HSU, W., & LIN, Y., A Rapid Fatigue Test Method on Micro Structures for High-Cycle Fatigue, *IEEE TRANSACTIONS ON DEVICE AND MATERIALS RELIABILITY*, 16(1), 61–68, 2016.

SHIGLEY, J. E., MISCHKE, C. R., & BUDYNAS, R. G., *Projeto de Engenharia Mecânica*, 7 ed., Vol. 1, Bookman: Porto alegre, 2005.

SILVA, B. L. da, *Estratégia Alternativa para a Determinação do Liminar de Propagação de Trinças através da Teoria da Distância Crítica*. Universidade de Brasília. 2009. 88p. Dissertação - Universidade de Brasília. Brasília, Agosto - 2009.

WEI, L., PAN, Q., HUANG, H., FENG, L., & WANG, Y., Influence of grain structure and crystallographic orientation on fatigue crack propagation behavior of 7050 alloy thick plate, *International Journal of Fatigue*, 66, 55–64, 2014.

9 ANEXO A

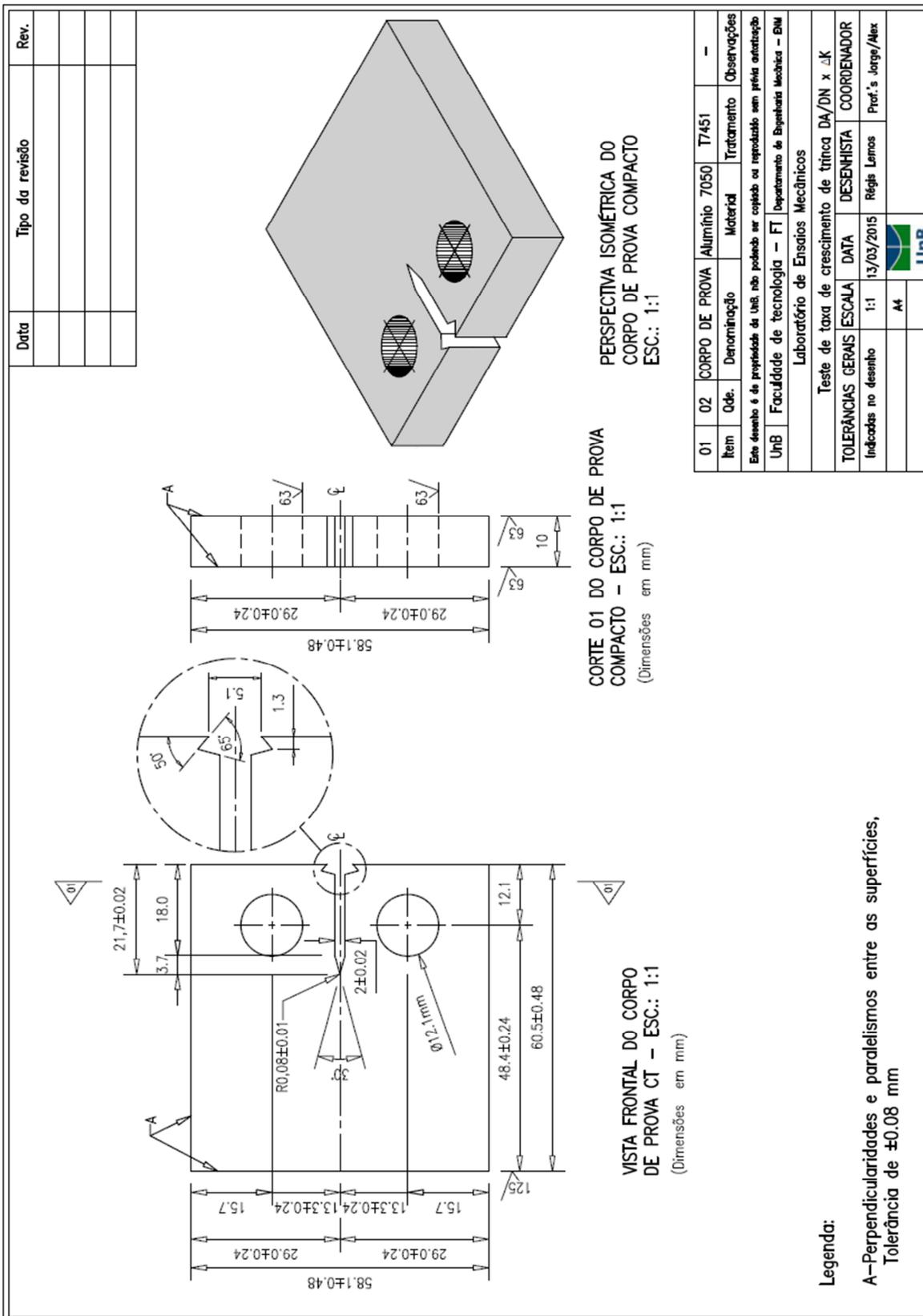


Figura 9-1 - Desenho técnico do corpo de prova.

10 ANEXO B

Seguem neste anexo os relatórios dos ensaios realizados.

Tabela 10-1 - Relatório do ensaio 01 na direção S-L.

Grupo S-L CP-01		
Parâmetros da pré-trinca		
Frequência	7	Hz
Comprimento final da trinca	11,60	Mm
Número de ciclos	69.536	-
K máx	6,09	$MPa\sqrt{m}$
K Final	4,31	$MPa\sqrt{m}$
Força máxima	3.162,30	N
Parâmetros do teste		
Método do teste	Amplitude de carga constante	
Pmáx	2.000,00	N
Pmín	200,00	N
R	0,10	-
Frequência	7	Hz
Número total de ciclos	140.688	-
K máx	6,92	$MPa\sqrt{m}$
K Final	-	$MPa\sqrt{m}$
Comprimento final da trinca	20,68	Mm
Angulação Máxima da trinca	5	°

Tabela 10-2 - Relatório do ensaio 02 na direção S-L.

Grupo S-L CP-02		
Parâmetros da pré-trinca		
Frequência	5	Hz
Comprimento final da trinca	11,60	Mm
Número de ciclos	73.437	-
K máx	6,11	$MPa\sqrt{m}$
K Final	4,33	$MPa\sqrt{m}$
Força máxima	3.125,80	N
Parâmetros do teste		
Método do teste	Controle de delta K	
Pmáx	3.331,89	N
P final	-	N
R	0,10	-
Frequência	5	Hz
Número total de ciclos	350.871	-
K máx	7,21	$MPa\sqrt{m}$
K Final	-	$MPa\sqrt{m}$
Comprimento final da trinca	24,64	Mm
Angulação Máxima da trinca	2	°

Tabela 10-3 - Relatório do ensaio 03 na direção S-L.

Grupo S-L CP-03		
Parâmetros da pré-trinca		
Frequência	5	Hz
Comprimento final da trinca	11,60	Mm
Número de ciclos	72.071	-
K máx	6,07	$MPa\sqrt{m}$
K Final	4,35	$MPa\sqrt{m}$
Força máxima	3.165,80	N
Parâmetros do teste		
Método do teste	Amplitude de carga constante	
Pmáx	1.500,00	N
Pmín	150,00	N
R	0,10	-
Frequência	5	Hz
Número total de ciclos	440.527	-
K máx	6,10	$MPa\sqrt{m}$
K Final	-	$MPa\sqrt{m}$
Comprimento final da trinca	22,27	Mm
Angulação Máxima da trinca	2	°

Tabela 10-4 - Relatório do ensaio 01 na direção L-T.

Grupo L-T CP-01		
Parâmetros da pré-trinca		
Frequência	7,00	Hz
Comprimento final da trinca	11,60	Mm
Número de ciclos	93.002	-
K máx	6,08	$MPa\sqrt{m}$
K Final	4,30	$MPa\sqrt{m}$
Força máxima	3.158,80	N
Parâmetros do teste		
Método do teste	Amplitude de carga constante	
Pmáx	2.000,00	N
Pmín	200,00	N
R	0,10	-
Frequência	7,00	Hz
Número total de ciclos	317.084	-
K máx	11,96	$MPa\sqrt{m}$
K Final	-	$MPa\sqrt{m}$
Comprimento final da trinca	29,02	Mm
Angulação Máxima da trinca	1	°

Tabela 10-5 - Relatório do ensaio 02 na direção L-T.

Grupo L-T CP-02		
Parâmetros da pré-trinca		
Frequência	5	Hz
Comprimento final da trinca	11,61	Mm
Número de ciclos	-	-
K máx	6,09	$MPa\sqrt{m}$
K Final	4,38	$MPa\sqrt{m}$
Força máxima	3.177,40	N
Parâmetros do teste		
Método do teste	Controle de delta K	
Pmáx	3.947,35	N
Pmín	563,05	N
R	0,10	-
Frequência	5	Hz
Número total de ciclos	869.471	-
K máx	8,58	$MPa\sqrt{m}$
K Final	2,68	$MPa\sqrt{m}$
Comprimento final da trinca	25,69	Mm
Angulação Máxima da trinca	2	°

Tabela 10-6 - Relatório do ensaio 03 na direção L-T.

Grupo L-T CP-03		
Parâmetros da pré-trinca		
Frequência	5	Hz
Comprimento final da trinca	11,61	Mm
Número de ciclos	98.781	-
K máx	6,16	$MPa\sqrt{m}$
K Final	4,39	$MPa\sqrt{m}$
Força máxima	3.166,20	N
Parâmetros do teste		
Método do teste	Controle de delta K	
P máx	3.651,44	N
P final	616,23	N
R	0,10	-
Frequência	5	Hz
Número total de ciclos	833.217	-
K máx	7,88	$MPa\sqrt{m}$
K Final	2,73	$MPa\sqrt{m}$
Comprimento final da trinca	24,37	mm
Angulação Máxima da trinca	4	°

Tabela 10-7 - Relatório do ensaio 1 na direção T-S.

Grupo T-S CP-01		
Parâmetros da pré-trinca		
Frequência	7,00	Hz
Comprimento final da trinca	11,60	Mm
Número de ciclos	239.135	-
K máx	6,12	$MPa\sqrt{m}$
K Final	4,33	$MPa\sqrt{m}$
Força máxima	3.199,10	N
Parâmetros do teste		
Método do teste	Amplitude de carga constante	
Pmáx	2.000,00	N
Pmín	200,00	N
R	0,10	-
Frequência	7,00	Hz
Número total de ciclos	1.109.254	-
K máx	33,56	$MPa\sqrt{m}$
K Final	33,34	$MPa\sqrt{m}$
Comprimento final da trinca	38,00	Mm
Angulação Máxima da trinca	3	°

Tabela 10-8 - Relatório do ensaio 02 na direção T-S.

Grupo T-S CP-02		
Parâmetros da pré-trinca		
Frequência	5,00	Hz
Comprimento final da trinca	11,60	mm
Número de ciclos	-	-
K máx	6,13	$MPa\sqrt{m}$
K Final	4,30	$MPa\sqrt{m}$
Força máxima	3.151,90	N
Parâmetros do teste		
Método do teste	Controle de delta K	
Pmáx	9.122,46	N
Pmín	-	N
R	0,10	-
Frequência	5,00	Hz
Número total de ciclos	60.870	-
K máx	19,94	$MPa\sqrt{m}$
K Final	-	$MPa\sqrt{m}$
Comprimento final da trinca	22,77	mm
Angulação Máxima da trinca	67	°

Tabela 10-9 - Relatório do ensaio 03 na direção T-S.

Grupo T-S CP-03		
Parâmetros da pré-trinca		
Frequência	5,00	Hz
Comprimento final da trinca	11,60	mm
Número de ciclos	-	-
K máx	6,13	$MPa\sqrt{m}$
K Final	4,36	$MPa\sqrt{m}$
Força máxima	2.982,10	N
Parâmetros do teste		
Método do teste	Controle de delta K	
Pmáx	3.871,87	N
Pmín	1.457,91	N
R	0,10	-
Frequência	5,00	Hz
Número total de ciclos	556.405	-
K máx	8,80	$MPa\sqrt{m}$
K Final	-	$MPa\sqrt{m}$
Comprimento final da trinca	18,62	Mm
Angulação Máxima da trinca	51	°

Tabela 10-10 - Relatório do ensaio 01 na direção T-L.

Grupo T-L CP-01		
Parâmetros da pré-trinca		
Frequência	5,00	Hz
Comprimento final da trinca	11,60	mm
Número de ciclos	-	-
K máx	6,09	$MPa\sqrt{m}$
K Final	4,36	$MPa\sqrt{m}$
Força máxima	2.061,70	N
Parâmetros do teste		
Método do teste	Amplitude de carga constante	
Pmáx	1.500,00	N
Pmín	150,00	N
R	0,10	-
Frequência	5,00	Hz
Número total de ciclos	884.234	-
K máx	6,97	$MPa\sqrt{m}$
K Final	5,02	$MPa\sqrt{m}$
Comprimento final da trinca	25,78	Mm
Angulação Máxima da trinca	2	°

Tabela 10-11 - Relatório do ensaio 02 na direção T-L.

Grupo T-L CP-02		
Parâmetros da pré-trinca		
Frequência	5,00	Hz
Comprimento final da trinca	11,60	mm
Número de ciclos	97.853	-
K máx	6,08	$MPa\sqrt{m}$
K Final	4,32	$MPa\sqrt{m}$
Força máxima	2.042,30	N
Parâmetros do teste		
Método do teste	Amplitude de carga constante	
Pmáx	1.500,00	N
Pmín	150,00	N
R	0,10	-
Frequência	5,00	Hz
Número total de ciclos	887.018	-
K máx	7,39	$MPa\sqrt{m}$
K Final	-	$MPa\sqrt{m}$
Comprimento final da trinca	26,07	Mm
Angulação Máxima da trinca	3	°

11 ANEXO C

Nas páginas a seguir consta os resultados das análises realizadas na microsonda pelo Centro Regional para o Desenvolvimento Tecnológico e Inovação – CRTI por microsonda eletrônica, e em seguida o laudo da análise realizado na TORK Controle Tecnológico de Materiais, por emissão óptica.

ENCAMINHAMENTO DE DADOS ANALÍTICOS MICROSSONDA ELETRÔNICA

Goiânia, 01 de junho de 2016

1. Solicitante

Prof. Dr. Jorge Luiz de Almeida Ferreira
 E-mail: regis.eng@outlook.com

2. Amostras analisadas*

1. Liga de Alumínio 4050-T7451

** Nomenclatura adotada pelo solicitante.*

3. Método utilizado para as análises de microsonda eletrônica.

O fragmento da liga de alumínio com cerca de 5 cm de comprimento e 1 cm de espessura foi fixado com fita adesiva de carbono sobre o porta amostras. Antes das análises a superfície da amostra foi limpa com álcool isopropílico e nenhum outro processamento foi realizado. As análises foram realizadas em pontos diferentes da amostra de modo a obter um valor médio e desvio padrão (σ) da composição. A espectroscopia por dispersão de comprimento de onda (WDS) foi realizada em uma microsonda eletrônica JEOL JXA-8230, operando a 20 kV e 20 nA. Os elementos analisados com suas respectivas linhas de energia encontram-se na Tabela 1:

Tabela 1 – Elementos e linhas analisados.

Elemento	Linha (keV)
Al	$K\alpha_1 - 1.486$
Bi	$M\alpha_1 - 2.419$
Cr	$K\alpha_1 - 5.411$
Cu	$K\alpha_1 - 8.041$
Fe	$K\alpha_1 - 6,3996$
Mg	$K\alpha_1 - 1.253$
Mn	$K\alpha_1 - 5.895$
Ni	$K\alpha_1 - 7.472$
Pb	$M\alpha - 2.342$
Si	$K\alpha_1 - 1.739$
Zn	$K\alpha_1 - 8.631$

As análises quantitativas apresentadas foram selecionadas com base em seu fechamento total. Devido à natureza do material, a amostra apresenta uma topografia irregular que impede uma análise quantitativa mais precisa. O resultado das análises encontra-se na Tabela 2 e na Tabela 3.

Durante a execução das análises, foram observadas incrustações na superfície enriquecidas em Cu e Fe (Figura 1 e Figura 2). As incrustações têm cerca de 10 μ m de diâmetro e estão espalhadas de forma homogênea pela liga de alumínio. Para confirmar a variação da composição química entre as inclusões e a liga, foram realizadas análises qualitativas WDS na liga de Al-Zn e nas incrustações de Fe-Cu (Figura 3 A e B). As análises confirmam a variação química entre as duas fases.



Ivan Mendes C. de P. Araújo, Msc

Ciente:



Prof. Dr. Jesiel F. Carvalho

4. Resultados

4.1 Resultados quantitativos

Tabela 2 – Análises pontuais quantitativas da liga de alumínio.

Análise	Elemento (Massa%)											
	Mg	Si	Al	Cu	Cr	Zn	Fe	Ni	Mn	Bi	Pb	Total
1	2.09	0.03	89.39	2.11	>0.01	6.42	n.d.	n.d.	>0.01	0.01	0.01	100.06
2	2.09	0.03	89.10	2.11	n.d.	6.30	n.d.	n.d.	n.d.	n.d.	n.d.	99.64
3	2.10	0.01	88.97	2.13	>0.01	6.34	n.d.	n.d.	>0.01	n.d.	n.d.	99.55
4	2.09	0.03	89.10	2.13	>0.01	6.32	n.d.	n.d.	>0.01	0.01	n.d.	99.68
5	2.11	0.02	89.60	2.13	>0.01	6.53	n.d.	n.d.	0.01	n.d.	0.01	100.41
6	2.09	0.03	89.87	2.15	n.d.	6.61	n.d.	n.d.	>0.01	n.d.	n.d.	100.75

Tabela 3 – Análises pontuais quantitativas das incrustações de Cu-Fe

Análise	Elemento (Massa %)											
	Mg	Si	Al	Cu	Cr	Zn	Fe	Ni	Mn	Bi	Pb	Total
1	0.36	0.03	53.39	27.72	n.d.	1.51	12.46	0.48	0.02	n.d.	n.d.	95.97
2	0.04	0.03	48.19	30.58	n.d.	1.02	13.49	0.28	0.03	0.03	0.01	93.68
3	0.04	0.02	48.99	31.07	n.d.	1.03	13.88	0.57	0.02	n.d.	0.01	95.63

4.1 Imagens obtidas

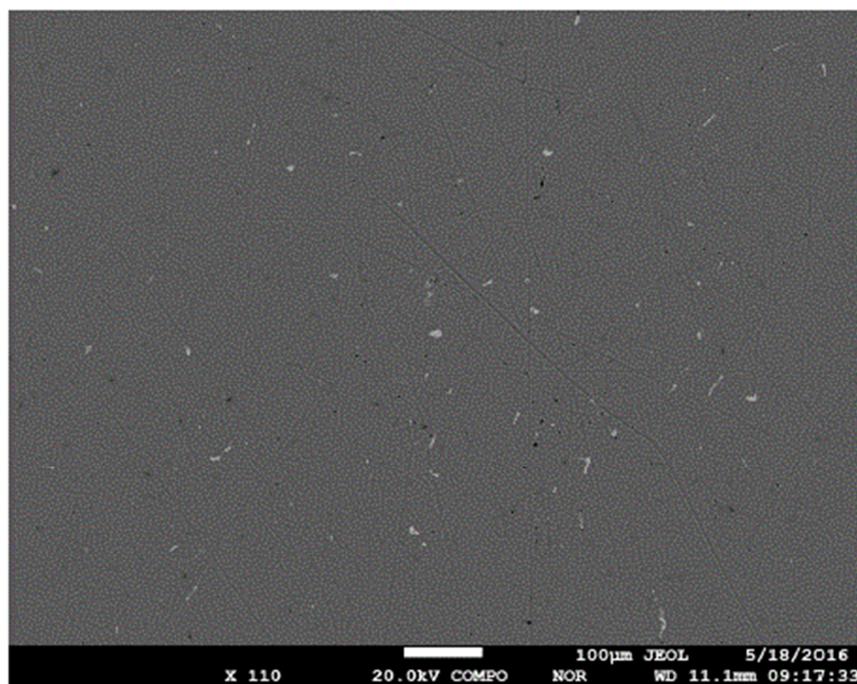


Figura 1 – Imagem de elétrons retroespalhados indicando as incrustações ricas em Cu-Fe (tom de cinza mais claro) na liga de Al-Zn (tom de cinza mais escuro).

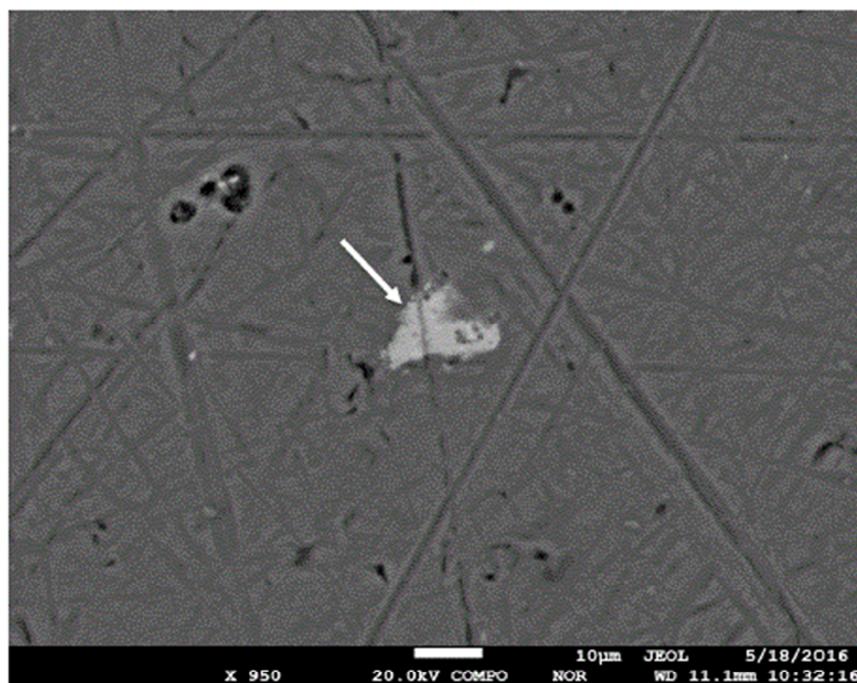
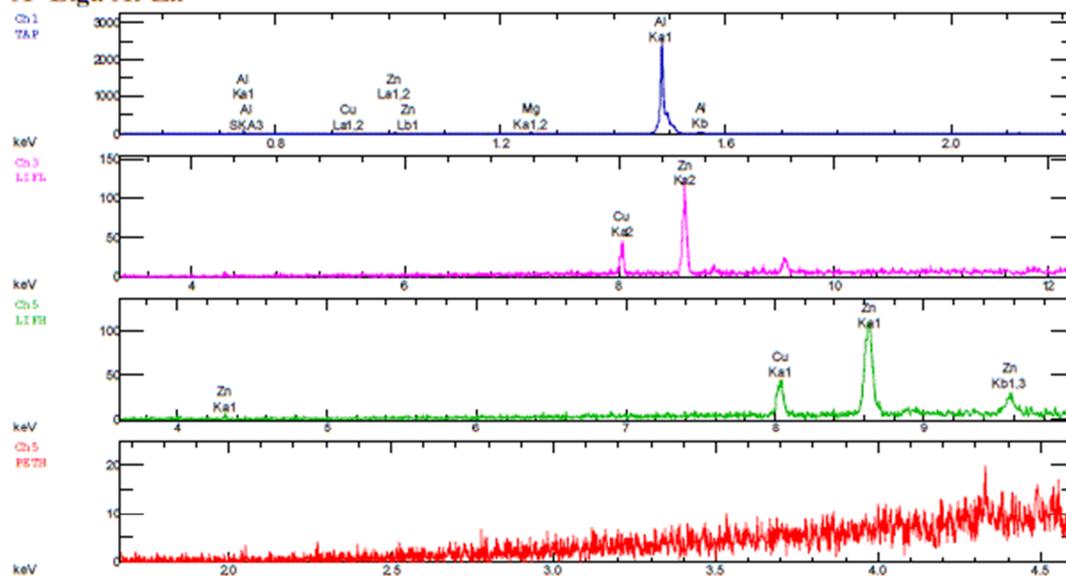


Figura 2 – Imagem de elétrons retroespalhados com detalhe de uma incrustação enriquecida em Cu-Fe (tom de cinza mais claro indicado) na liga de Al-Zn (tom de cinza mais escuro).

A- Liga Al-Zn



B – Incrustação Cu-Fe

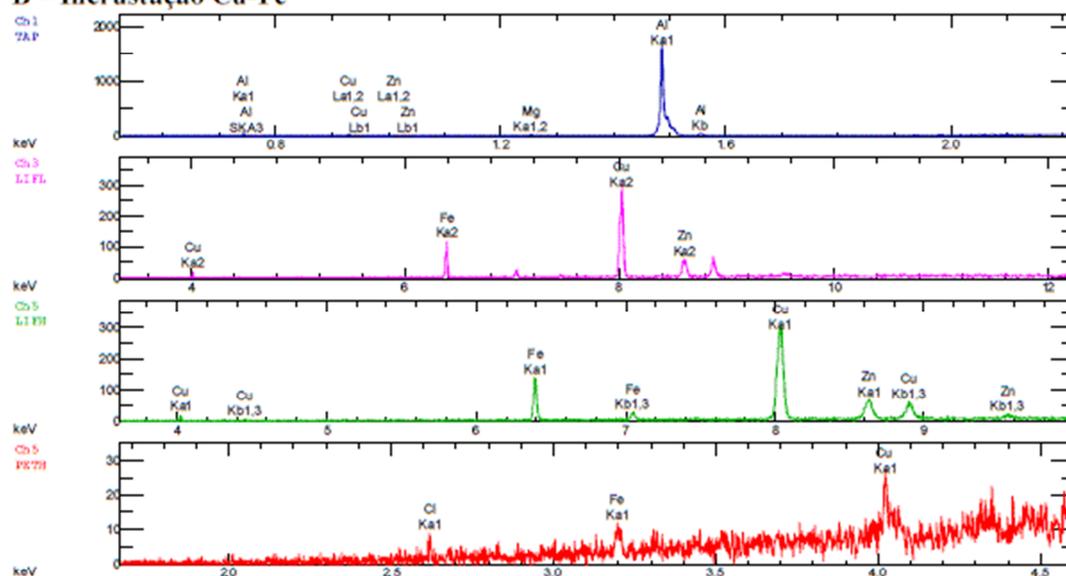


Figura 3 – Análise qualitativa WDS nos canais 1(TAP), 3(LIFL) e 5 (LIFH e PETH) da liga de Al-Zn (A) e incrustação Cu-Fe (B).


RELATÓRIO DE ENSAIO Nº: 16061861AQSP

FL. 1/1



Empresa interessada : **JORGE LUIZ DE ALMEIDA FERREIRA**
 Campus Univ. Darcy Ribeiro - Depto. de Eng. Mecânica / SG9 - UnB - Brasília / DF

Pedido de ensaio : 276193

Natureza do trabalho : **ANÁLISE QUÍMICA**

Indicações fornecidas pelo interessado sobre o material ensaiado:

QUANTIDADE.....: 01 amostra - Ø 15,0 mm

REF. DO CLIENTE.....: E-mail de 13/06/2016

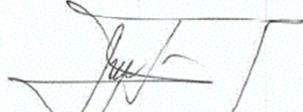
RESULTADOS OBTIDOS
COMPOSIÇÃO QUÍMICA (%)

Cobre	(Cu)	2,65
Silício	(Si)	0,02
Manganês	(Mn)	< 0,01
Cromo	(Cr)	< 0,01
Níquel	(Ni)	< 0,01
Zircônio	(Zr)	0,12
Ferro	(Fe)	0,05
Zinco	(Zn)	6,75
Magnésio	(Mg)	2,31
Titânio	(Ti)	0,03
Alumínio	(Al)	Restante

Procedimento Analítico Utilizado: Emissão Óptica

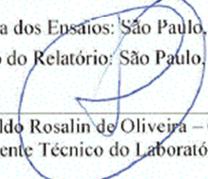
Norma de Referência: ASTM A 751, ed. 2011.

Procedimentos Tork: séries P-200 e P-300.



 José A. F. Lopez – CRQ 04402043
 Chefe do Laboratório Químico

Local e Data dos Ensaios: São Paulo, 15 de Junho de 2016.
 Emissão do Relatório: São Paulo, 15 de Junho de 2016.



 Eng. Leopoldo Rosalin de Oliveira – CREA 0600318910
 Gerente Técnico do Laboratório Tork SP

Laboratório de Ensaio acreditado pela Cgcre de acordo com a ABNT NBR ISO/IEC 17025, sob o número CRL 0056.

Os resultados apresentados no presente documento têm significação restrita e se aplicam somente ao objeto ensaiado ou calibrado. A sua reprodução só poderá ser feita integralmente, sem nenhuma alteração. As opiniões e interpretações expressas neste relatório não fazem parte do escopo de acreditação deste laboratório.

RAQ – Rev4

AC

TORK Controle Tecnológico de Materiais Ltda.

TORK SP: Rua Cruzeiro, 419 – CEP: 01137-000 – Tel./fax: (11) 3392-3902 – e-mail: tork@laboratorios-tork.com.br
 TORK BARRA FUNDA: Rua Dr. Ribeiro de Almeida, 203 – CEP: 01137-020 – Tel./fax: (11) 3392-3902 – e-mail: tork@laboratorios-tork.com.br