



DISSERTAÇÃO DE MESTRADO

**FADIGA E COMPORTAMENTO TENSÃO-DEFORMAÇÃO
CÍCLICO DA LIGA DE ALUMÍNIO 7050-T7451**

Por,

Karen Viviana Fabara Hernández

Brasília, 29 de Abril de 2016

UNIVERSIDADE DE BRASÍLIA

FACULDADE DE TECNOLOGIA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA

FACULDADE DE TECNOLOGIA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA

UNIVERSIDADE DE BRASÍLIA
Faculdade de Tecnologia
Departamento de Engenharia Mecânica

**FADIGA E COMPORTAMENTO TENSÃO-
DEFORMAÇÃO CÍCLICO DA LIGA DE ALUMÍNIO
7050-T7451**

Karen Viviana Fabara Hernández

DISSERTAÇÃO DE MESTRADO SUBMETIDA AO DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA DA FACULDADE DE TECNOLOGIA DA UNIVERSIDADE DE BRASÍLIA, COMO PARTE DOS REQUISITOS NECESSÁRIOS PARA A OBTENÇÃO DO GRAU DE MESTRE EM CIÊNCIAS MECÂNICAS.

APROVADA POR:



Prof. Fábio Comes de Castro, D.Sc. (ENM/UnB)
(Orientador)



Prof. Edgar Nobuo Mamiya, D.Sc. (ENM/UnB)
(Examinador Interno)



Prof. Francisco Evangelista Junior, D.Sc. (ENC/UnB)
(Examinador Externo)

FICHA CATALOGRÁFICA

FABARA, HERNANDEZ KAREN VIVIANA

Fadiga e comportamento tensão-deformação cíclico da liga de alumínio 7050-T7451.

[Distrito Federal] 2016.

xii, 54 p., 210 x 297 mm (ENM/FT/UnB, Mestre, Ciências Mecânicas, 2016)

Dissertação de mestrado – Universidade de Brasília.

Faculdade de Tecnologia.

Departamento de Engenharia Mecânica.

- | | |
|------------------------------|--|
| 1. Fadiga | 2. Comportamento tensão-deformação cíclico |
| 3. Abordagem deformação-vida | 4. Liga de alumínio 7050-T7451 |
| I. ENM/FT/UnB | II. Título (série) |

REFERÊNCIA BIBLIOGRÁFICA

FABARA, H., K.V. (2016) Fadiga e comportamento tensão-deformação cíclico da liga de alumínio 7050-T7451. Dissertação de mestrado, Publicação ENM.DM-238/2016, Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade de Brasília, DF, 54 p.

CESSÃO DE DIREITOS

AUTOR: Karen Viviana Fabara Hernandez.

TÍTULO: Fadiga e comportamento tensão-deformação cíclico da liga de 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 dessa dissertação de mestrado pode ser reproduzida sem autorização por escrito do autor.

Karen Viviana Fabara Hernández
e-mail: karenfabara@gmail.

Dedicatória

*Dedico este trabalho à memória de meu avô,
para que seu espírito, bondade e senso de humor
continuem tocando minha vida.*

*A meus pais e irmãs, que com amor, intuição e
generosidade sempre me apoiaram nesta minha
caminhada.*

Agradecimentos

A Deus pela vida e pela força para lutar, mesmo nos momentos mais difíceis.

A minha família pelo suporte emocional durante minha estadia no Brasil.

Agradeço ao professor Fábio Comes de Castro pela orientação, paciência e compreensão.

Ao professor Jorge Luiz de Almeida, por acompanhar, apoiar e incentivar meu trabalho.

A CAPES pela concessão da bolsa de mestrado.

Aos professores Alexander Araujo, Edgar Mamiya, Paloma Vieira, Aline Souza, pelos conhecimentos transmitidos ao longo do mestrado.

Aos técnicos do SG9 pelo sempre pronto atendimento.

Aos meus amigos Paola, Rodrigo, Pedro, Mauricio, Carolina, Edison, Sergio, Marcus, Denize, Lara, Jeannison, Felipe, imprescindíveis nesta caminhada.

Resumo

O presente trabalho investiga o comportamento tensão-deformação cíclico e em fadiga da liga de alumínio 7050-T7451. Corpos de prova de seção circular cheia foram submetidos a deformação uniaxial controlada com razão de deformação R_ϵ igual a -1 e 0,01. Nos ensaios com $R_\epsilon = -1$, observou-se um pequeno amolecimento cíclico do material para amplitudes de deformação superiores a 0,85%. Para amplitudes de deformação inferiores a 0,85% o material não exibiu encruamento cíclico. A análise dos laços de histerese estabilizados indica que o material investigado exibe comportamento não-Masing para amplitudes de deformação inferiores a 0,6%. Nos ensaios com $R_\epsilon = 0,01$ observou-se um pequeno endurecimento cíclico do material para amplitudes de deformação acima de 0,5%. Para amplitudes de deformação inferiores a 0,5% o material não exibiu encruamento cíclico. Observou-se ainda que a tensão média de tração observada no primeiro ciclo de carregamento sofre um relaxamento, sendo este mais pronunciado nos primeiros ciclos de carregamento. Foram determinadas as propriedades cíclicas do material presente no interior e próximo à superfície da placa laminada utilizada para fabricação dos corpos de prova. Não foi observada uma variação significativa das propriedades cíclicas ao longo da espessura do bloco. A correlação entre as vidas observadas e as estimadas com a relação de Smith, Watson e Topper foi bastante satisfatória (todos os dados dentro de uma banda de fator 2).

Abstract

The cyclic stress-strain and fatigue behaviors of aluminum alloy 7050-T7451 are investigated in this work. Solid cylindrical specimens were subjected to strain-controlled uniaxial loading with strain ratio R_ϵ equal to -1 and 0.01. For $R_\epsilon = -1$, small cyclic softening of the material was observed for strain amplitudes greater than 0.85%. For strain amplitudes less than 0.85%, no cyclic hardening/softening was observed. The stabilized hysteresis loops of the material exhibit non-Masing behavior for strain amplitudes less than 0.6%. For $R_\epsilon = 0.01$, small cyclic hardening was observed in the material for strain amplitudes greater than 0.5%. For strain amplitudes less than 0.5%, no cyclic hardening/softening was observed. No significant variation of the cyclic properties along the thickness of the alloy 7050 plate was observed in the range of fatigue lives investigated ($10-10^5$ cycles to failure). The Smith–Watson–Topper (SWT) parameter can satisfactorily correlate all the fatigue experiments on 7050-T7451 conducted in this study.

Sumário

1	Introdução	1
1.1	Objetivos e organização do trabalho	3
2	Revisão da literatura	4
2.1	Fundamentos da abordagem ϵ -N	4
2.1.1	Comportamento tensão-deformação cíclico	4
2.1.2	Curva deformação-vida	6
2.1.3	Efeito da tensão média na vida em fadiga	8
2.2	Trabalhos relacionados	10
2.2.1	Comportamento em fadiga da liga de Al 7050-T7451	10
2.2.2	Comportamento tensão-deformação cíclico da liga de Al 7050-T7451	12
3	Material e experimentos	14
3.1	Material	14
3.2	Análise metalográfica	15
3.3	Ensaio de Tração	16
3.4	Ensaio de fadiga	17
4	Resultados e discussão	20
4.1	Morfologia e tamanho dos grãos	20
4.2	Propriedades mecânicas monôtonicas	24
4.3	Comportamento tensão-deformação cíclico	25
4.4	Comportamento em fadiga	32
4.5	Análise fractográfica	36
5	Conclusões e sugestões para trabalhos futuros	38
5.1	Conclusões	38
5.2	Sugestões para trabalhos futuros	39
	Referências bibliográficas	40

Lista de Figuras

Figura 2.1 - Resposta tensão-deformação do (a) cobre totalmente recozido, (b) parcialmente recozido e (c) laminado a frio (Morrow, 1965).....	5
Figura 2.2 - Representação esquemática de um laço de histerese estabilizado.....	6
Figura 2.3 - Curva tensão-deformação cíclica.....	7
Figura 2.4 – Representação esquemática da relaxação da tensão média.....	9
Figura 3.1 - Tratamento térmico da liga de Al 7050-T7451.....	14
Figura 3.2 - Bloco de Al 7050-T7451 investigado (dimensões em mm).....	15
Figura 3.3 - Geometria do corpo de prova (dimensões em mm).....	17
Figura 3.4 - Divisão do bloco laminado em corpos de prova.....	18
Figura 4.1 - Microestruturas no interior (a) e próximo à superfície (b) do bloco de Al 7050.....	21
Figura 4.2 - Microestruturas do Al 7050 nos planos ortogonais às direções L, S e T.....	22
Figura 4.3 Tamanho de grão na face L-S ao longo da espessura do bloco de Al 7050.....	22
Figura 4.4 - Tamanho de grão na face S-T ao longo da espessura do bloco de Al 7050.....	22
Figura 4.5 - Tamanho de grão na face T-L ao longo da espessura do bloco de Al 7050.....	25
Figura 4.6 - Curva tensão-deformação monótonica da liga de Al 7050-T7451	
Figura 4.7 - Evolução da amplitude de tensão nos ensaios com $R_\epsilon = -1$	27
Figura 4.8 - Evolução da tensão média nos ensaios com $R_\epsilon = -1$	27
Figura 4.9 - Evolução da amplitude de tensão nos ensaios com $R_\epsilon = 0,01$	29
Figura 4.10 - Evolução da tensão média nos ensaios com $R_\epsilon = 0,01$	29
Figura 4.11 - Evolução da tensão média no ensaio com $\epsilon_a = 0,75\%$ e $R_\epsilon = 0,01$	28

Figura 4.12 - Laços de histerese estabilizados da liga de Al 7050-T7451.....	32
Figura 4.13 - Curva tensão-deformação cíclica da liga de Al 7050-T7451.....	33
Figura 4.14 - Curvas de fadiga do Al 7050-T745.....	34
Figura 4.15 - Curvas de fadiga do Al 7050-T745 tirado das camadas externa e interna.....	33
Figura 4.16 - Comparação entre as curvas de fadiga das ligas de Al 2024, 7050 e 7075.....	35
Figura 4.17 - Parâmetro SWT versus vida em fadiga.....	36
Figura 4.18 - Superfície de fratura (a) e orientação da trinca por fadiga (b) do corpo de prova G1 ($\Delta\varepsilon/2 = 0,5\%$ e $R_\varepsilon = -1$).....	35
Figura 4.19 - Trinca na superfície do corpo de prova F1 ($\Delta\varepsilon/2 = 0,85\%$ e $R_\varepsilon = -1$).....	37
Figura 4.20 - Fractografias com presença de estrias.....	38

Lista de Tabelas

Tabela 1.1 Composição química da liga de Al 7050-T7451 (% peso).....	14
Tabela 3.2. Ataques químicos usados na preparação das amostras metalográfica.....	16
Tabela 3.3. Resumo dos ensaios de fadiga na liga de Al 7050-T7451.	20
Tabela 4.1 Tamanho de grão das amostras. Reagente: 25 mL HNO ₃ + 75 mL H ₂ O.....	23
Tabela 4.3. Análise de variância do tamanho de grão.....	23
Tabela 4.4. Propriedades monotônicas da liga de Al 7050-T7451.....	25

Lista de Símbolos

Símbolos Latinos

b	Expoente de resistência à fadiga
c	Expoente de ductilidade à fadiga
E	Módulo de Young
f	Frequência
H'	Coeficiente de encruamento cíclico
L	Direção de laminação
n'	Expoente de encruamento cíclico
N_f	Número de ciclos para falha
S	Direção ao longo da espessura da placa
R_ε	Razão de deformação ($= \varepsilon_{\min}/\varepsilon_{\max}$)
R_σ	Razão de tensão ($= \sigma_{\min}/\sigma_{\max}$)
R_a	Rugosidade superficial
T	Direção ao longo da largura da placa

Símbolos Gregos

ε	Deformação
$\Delta\varepsilon/2, \varepsilon_a$	Amplitude de deformação
ε'_f	Coeficiente de ductilidade à fadiga
$\Delta\sigma/2, \sigma_a$	Amplitude de tensão
σ	Tensão
σ_y	Tensão de escoamento plástico
σ_u	Resistência à tração
σ'_f	Coeficiente de resistência à fadiga

Subscritos

e	elástica
p	plástica
a	amplitude
m	média
max	máximo
min	mínimo

1 Introdução

Segundo a *American Society for Testing and Materials*, o termo fadiga refere-se ao “processo de transformação permanente, progressivo e localizado em um material submetido a tensões e deformações cíclicas e que pode resultar no surgimento de trincas ou na fratura completa após um certo número de ciclos de carregamento” (ASTM E1823-13, 2013).

O problema de fadiga dos materiais envolve um custo financeiro significativo para a economia de um país. No caso dos Estados Unidos, Reed et al. (1983) estimaram que o impacto econômico da fratura de componentes e estruturas (a maioria ocasionada por fadiga) foi da ordem de 119 bilhões de dólares em 1982, quantia esta equivalente a aproximadamente 4% do produto interno bruto do país naquele ano.

Soma-se ao custo financeiro associado à fadiga dos materiais, as inúmeras perdas humanas ocorridas em acidentes catastróficos. O primeiro avião comercial a jato fabricado no mundo, o de Havilland Comet, despedaçou-se no ar em 10 de janeiro e 8 de abril de 1954 devido a falhas por fadiga em sua fuselagem originadas dos ciclos de pressurização e despressurização da cabine. No primeiro acidente foram registradas 35 mortes e no segundo 21 mortes. Em 28 de abril de 1988, o Boeing 737-297 com operação em uma linha aérea doméstica na Havaí perdeu parte da cobertura da cabine em pleno voo, resultando na perda de uma vida humana. Em 25 de maio de 2002, o Boeing 747-209B operado pela China Airlines sofreu um acidente fatal em pleno voo resultando na morte de todas as 225 pessoas a bordo. Uma investigação concluiu que o acidente foi causado por uma falha por fadiga propiciada por uma manutenção inadequada. Em 19 de dezembro de 2005, a aeronave Grumman G-73 Turbine Mallard operada pela Chalk's Ocean Airways sofreu um acidente fatal que resultou na morte de todas as 20 pessoas a bordo. A causa

provável do acidente foi atribuída à propagação de uma trinca por fadiga que resultou na perda de uma das asas.

O presente trabalho investiga o comportamento tensão-deformação cíclico e em fadiga da liga de alumínio (Al) 7050-T7451. As ligas de Al constituem uma classe de materiais de grande importância para indústria aeronáutica há mais de 80 anos. Dentre suas características atrativas pode-se mencionar a relação peso–resistência mecânica, resistência à corrosão, resistência à fadiga e tenacidade à fratura. Além disso, existe uma confiança no uso das ligas de alumínio propiciada pela disponibilidade de técnicas de manufatura consolidadas, o conhecimento dos custos de fabricação e a existência de métodos de projeto bem desenvolvidos (Starke e Staley, 1996). Os materiais compósitos tem sido um forte concorrente das ligas de Al na indústria aeronáutica, conforme exemplificado pelo seu uso no Boeing 787 e Airbus A350 (Dursun e Soutis, 2014). Entretanto, as características mecânicas particulares das ligas de alumínio, associado ao contínuo desenvolvimento de novas ligas de alto desempenho, propiciam a contínua utilização e importância das ligas de Al.

A liga de Al 7050 foi desenvolvida no início dos anos 1970 pela Alcoa para uso pela Marinha e Força Aérea dos Estados Unidos. Esta liga exibe uma excelente combinação de resistência mecânica, resistência à corrosão sob tensão e tenacidade à fratura. Uma das suas primeiras aplicações foi na construção dos *bulkheads* do avião de caça F/A-18 Hornet. A liga de Al 7050 encontra aplicação também em componentes das asas de aeronaves (e.g. longarinas e revestimentos) e partes de trens de pouso. Na indústria brasileira, a liga de Al 7050 é utilizada pela empresa ELEB Equipamentos LTDA na fabricação de trens de pouso.

1.1 Objetivos e organização do trabalho

O objetivo geral do presente trabalho é caracterizar o comportamento tensão-deformação cíclico e em fadiga da liga de Al 7050-T7451 quando submetida à deformação uniaxial com amplitude constante. A caracterização tem como foco os comportamentos do material na ausência de deformação média e com deformação média trativa (razão de deformação igual a -1). Um objetivo específico é investigar se as propriedades cíclicas do material variam ao longo da espessura da placa laminada a partir do qual os corpos de prova foram usinados. Um outro objetivo é avaliar o grau de correlação dos dados experimentais obtidos com a relação de Smith, Watson e Topper (1970).

A presente dissertação encontra-se organizada da seguinte forma: o capítulo 2 apresenta os conceitos fundamentais da abordagem ϵ -N de previsão de vida em fadiga e, também, uma revisão de trabalhos relacionados a fadiga e comportamento tensão-deformação cíclico da liga de Al 7050-T7451. As metodologias utilizadas para caracterização microestrutural e para condução dos ensaios de fadiga encontram-se descritas no capítulo 3. Os resultados do trabalho são apresentados e discutidos no capítulo 4. Por fim, o capítulo 5 apresenta as conclusões da investigação e sugestões para trabalhos futuros.

2 Revisão da literatura

A primeira parte deste capítulo apresenta os conceitos fundamentais da abordagem ϵ -N de previsão de vida em fadiga. A segunda parte contém uma revisão de trabalhos publicados sobre o comportamento tensão-deformação cíclico e em fadiga da liga de Al 7050-T7451.

2.1 Fundamentos da abordagem ϵ -N

2.1.1 Comportamento tensão-deformação cíclico

Morrow (1965) conduziu experimentos em cobre com diferentes tratamentos térmicos (totalmente recozido, parcialmente recozido e laminado a frio). Os corpos de prova foram submetidos à deformação uniaxial com amplitude constante. As curvas tensão-deformação obtidas são mostradas na Fig. 2.1. Para o cobre totalmente recozido observou-se o comportamento denominado *endurecimento cíclico* (Fig. 2.1a) no qual, para manter o nível de deformação prescrito, a amplitude de tensão aumenta a cada reversão de carregamento até atingir um valor máximo após 1100 reversões do carregamento. A partir de então, o material para de endurecer e a amplitude de tensão se mantém constante nos ciclos subsequentes. Para o cobre laminado a frio observou-se um comportamento denominado *amolecimento cíclico* (Fig. 2.1c). A cada reversão de carregamento os níveis de tensão diminuíram até que, após 1232 reversões, as tensões estabilizaram com uma amplitude de tensão menor do que a inicial. O comportamento do cobre parcialmente recozido (Fig. 2.1b) possui características dos dois fenômenos descritos anteriormente e, por isso, é denominado *comportamento misto*. Até a 21ª reversão de carregamento a amplitude de tensão aumenta (endurecimento), então diminui (amolecimento) e, por fim, estabiliza com uma amplitude de tensão inferior à do primeiro ciclo.

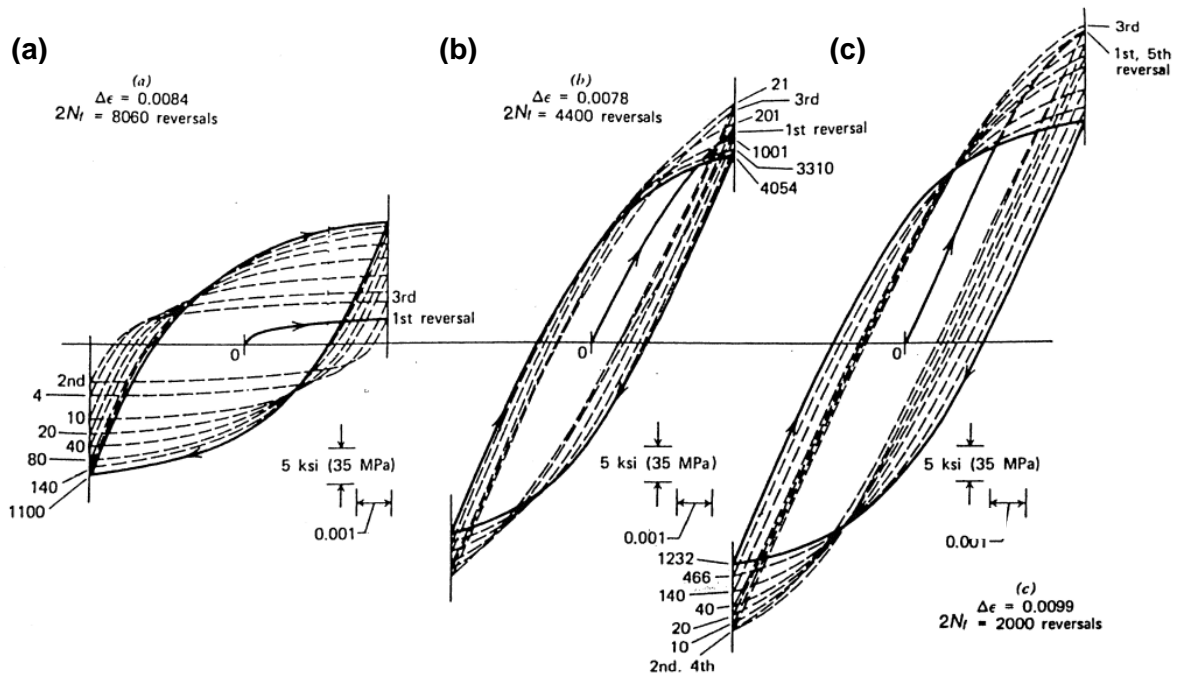


Figura 2.1 - Resposta tensão-deformação do (a) cobre totalmente recozido, (b) parcialmente recozido e (c) laminado a frio (Morrow, 1965).

Observa-se na Fig. 2.1 que a resposta tensão-deformação cíclica tem uma fase transitente, na qual os laços tensão-deformação variam ciclicamente, e uma fase estacionária ou estabilizada, onde os laços permanecem inalterados. O laço tensão-deformação correspondente à fase estabilizada é denominado *laço de histerese estabilizado*. A Fig. 2.2 ilustra um laço de histerese estabilizado. A gama de deformação total, $\Delta\varepsilon$, pode ser decomposta de forma aditiva, ou seja,

$$\Delta\varepsilon = \Delta\varepsilon_e + \Delta\varepsilon_p \quad (2.1)$$

onde $\Delta\varepsilon_e$ e $\Delta\varepsilon_p$ são as gamas de deformação elástica e plástica. Em termos de amplitudes de deformação,

$$\varepsilon_a = \varepsilon_{ea} + \varepsilon_{pa} \quad (2.2)$$

onde $\varepsilon_a = \Delta\varepsilon/2$, $\varepsilon_{ea} = \Delta\varepsilon_e/2$ e $\varepsilon_{pa} = \Delta\varepsilon_p/2$ são as amplitudes de deformação total, elástica e plástica. A amplitude de deformação elástica obedece à lei de Hooke

$$\varepsilon_{ea} = \sigma_a/E \quad (2.3)$$

onde $\sigma_a = \Delta\sigma/2$ é a amplitude de tensão e E é o módulo de Young.

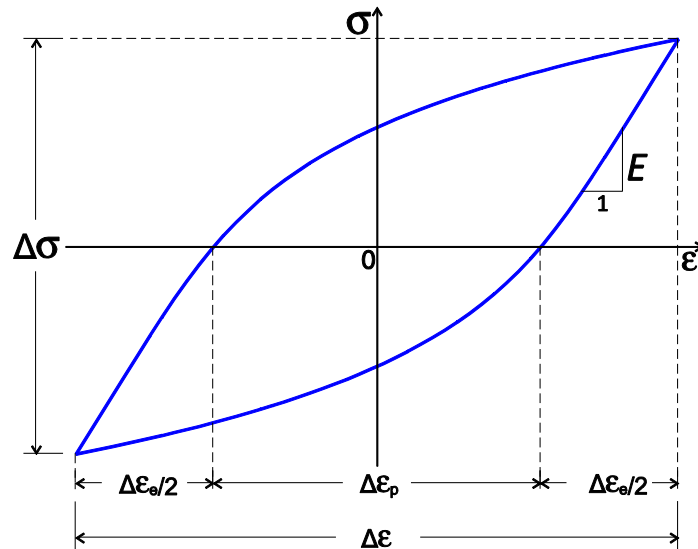


Figura 2.2 - Representação esquemática de um laço de histerese estabilizado.

Produzindo-se vários laços de histerese estabilizados, cada um associado a uma amplitude de deformação diferente, tem-se um conjunto de laços de histerese estabilizados de tamanhos distintos, conforme ilustrado na Fig. 2.3. Colocando-se em um mesmo gráfico o ponto de cada laço correspondente à maior deformação (ponto superior à direita) obtém-se a curva denominada *curva tensão-deformação cíclica*. A expressão matemática da curva tensão-deformação cíclica é geralmente obtida assumindo-se que as amplitudes de tensão e de deformação plástica estão relacionadas por uma relação de potência, ou seja,

$$\sigma_a = K'(\varepsilon_{pa})^{n'} \quad (2.4)$$

onde K' e n' são o coeficiente e o expoente de encruamento cíclico, respectivamente. Combinando-se as relações (2.2)–(2.4) obtém-se a expressão da curva tensão-deformação cíclica:

$$\varepsilon_a = \frac{\sigma_a}{E} + \left(\frac{\sigma_a}{K'}\right)^{1/n'} \quad (2.5)$$

2.1.2 Curva deformação-vida

A curva deformação-vida representa a relação entre a amplitude de deformação total e o número de ciclos de carregamento até a falha. Para vários materiais metálicos, observa-se

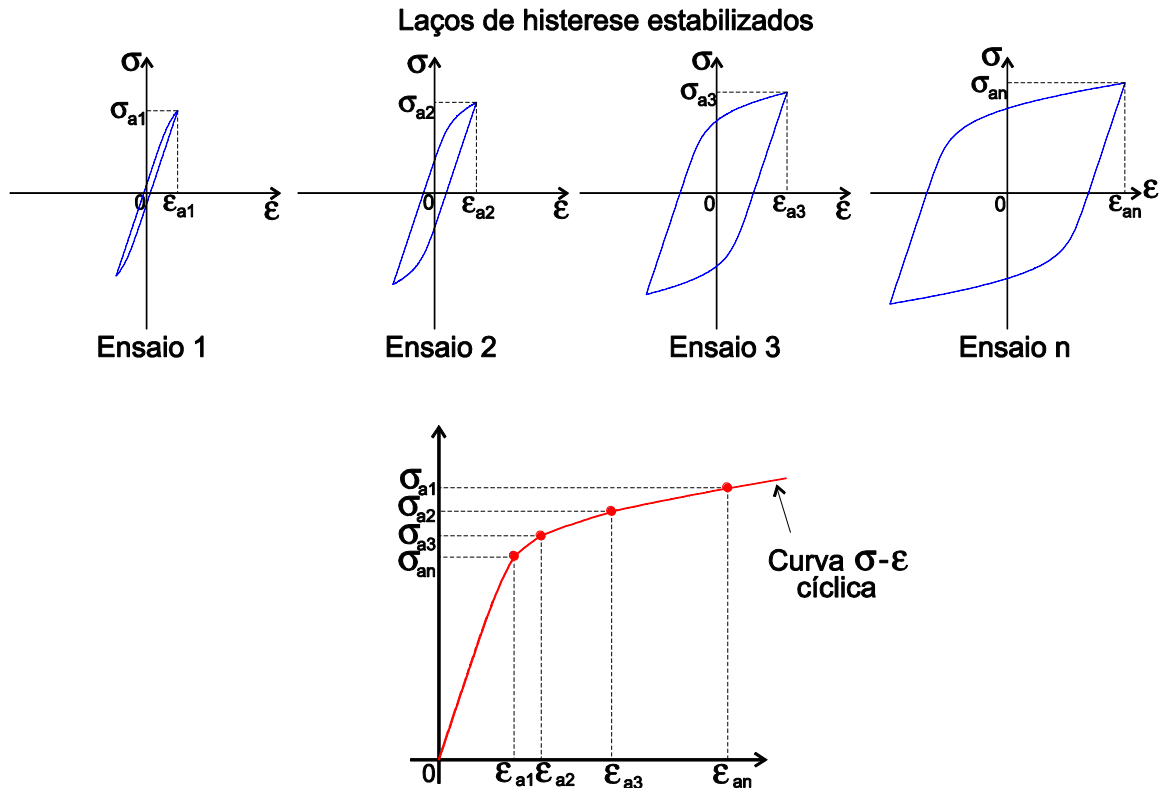


Figura 2.3 - Curva tensão-deformação cíclica.

num gráfico log-log uma relação linear entre as amplitudes de tensão e de deformação plástica e a vida em fadiga. Nestes casos, a curva deformação-vida pode ser expressa na forma,

$$\varepsilon_a = \varepsilon_{ea} + \varepsilon_{pa} = \frac{\sigma_f'}{E} (2N_f)^b + \varepsilon_f' (2N_f)^c \quad (2.6)$$

onde σ_f' e b são o coeficiente e o expoente de resistência à fadiga, ε_f' e c são o coeficiente e o expoente de ductilidade à fadiga e N_f é o número de ciclos para falha. Endo e Morrow (1969) observaram que nas ligas de Al 2024-T4 e 7075-T6 a relação entre as amplitudes de tensão e de deformação plástica e a vida em fadiga não segue uma tendência linear. Sanders et al. (1977) investigaram várias ligas de Al com têmperas comuns e concluíram que os gráficos log-log entre a amplitude de deformação plástica e a vida em fadiga exibiam um tendência linear até um valor crítico de amplitude de deformação plástica. Fatemi et al. (2005) estudaram 14 ligas de Al e concluíram que o uso a correlação entre a

amplitude de tensão e a vida em fadiga é melhor representada por meio de uma relação bilinear.

Uma outra equação bastante utilizada para descrição de dados de fadiga uniaxial tem a forma,

$$(\varepsilon_a - \varepsilon_0)^v N_f = A \quad (2.7)$$

onde ε_0 , v e A denotam constantes obtidas pelo melhor ajuste da curva ao conjunto de dados deformação-vida. A quantidade ε_0 corresponde ao limite de fadiga do material, ou seja, é a amplitude de deformação abaixo da qual o dano por fadiga é mínimo. A relação (2.7) foi proposta por Manson (1965) e tem sido utilizada com sucesso em materiais metálicos (Jiang, 2000; Zhao e Jiang, 2008).

2.1.3 Efeito da tensão média na vida em fadiga

Quando um material é submetido à deformação controlada, com amplitude constante e deformação média não nula, os ciclos de tensão resultantes possuem uma tensão média que diminui gradualmente e pode eventualmente estabilizar em um certo valor (Fig. 2.4).

Observa-se que a vida em fadiga é influenciada pelos níveis de tensão média presentes no material. Várias relações foram desenvolvidas para quantificar o efeito da tensão média na vida em fadiga. Morrow (1968) propôs uma modificação da Eq. (2.6) expressa por,

$$\varepsilon_a = \frac{\sigma'_f - \sigma_m}{E} (2N_f)^b + \varepsilon'_f (2N_f)^c \quad (2.8)$$

onde σ_m denota a tensão média. A forma da Eq. (2.8) é motivada pela observação de que o efeito da tensão média na vida em fadiga é mais significativo quando o nível de deformação plástica é pequeno.

Smith, Watson e Topper (1970) propuseram o seguinte parâmetro para quantificar o efeito da tensão média,

$$SWT = \sigma_{\max} \varepsilon_a \quad (2.9)$$

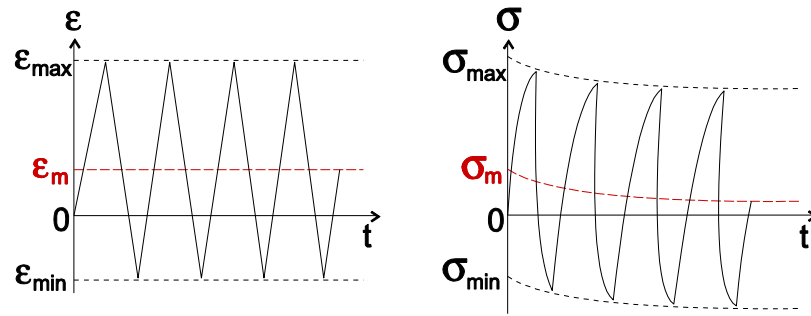


Figura 2.4 – Representação esquemática da relaxação da tensão média.

onde $\sigma_{\max} = \sigma_a + \sigma_m$ é a tensão máxima ao longo de um ciclo de carregamento. A relação entre o parâmetro SWT e a vida em fadiga pode ser obtida aplicando-se a Eq. (2.9) ao caso de fadiga uniaxial sob carregamento totalmente alternado. Assumindo-se que $\sigma_m = 0$ e que a curva deformação-vida é satisfatoriamente descrita pela Eq. (2.6), chega-se à relação

$$SWT = \frac{(\sigma'_f)^2}{E} (2N_f)^{2b} + \sigma'_f \varepsilon'_f (2N_f)^{b+c} \quad (2.10)$$

O parâmetro SWT e a vida em fadiga também podem ser relacionados por meio de uma expressão matemática similar à da Eq. (2.7),

$$(SWT - SWT_0)^\xi N_f = C \quad (2.11)$$

onde SWT_0 , ξ e C denotam constantes obtidas por meio do melhor ajuste da curva ao conjunto de dados. A quantidade SWT_0 denota o valor limiar do parâmetro de SWT abaixo do qual a vida em fadiga é teoricamente infinita.

Dowling (2009) avaliou o grau de correlação de diversas relações que quantificam o efeito da tensão média. O uso da relação de Morrow produziu estimativas de vida bastante satisfatórias para os aços investigados. Entretanto, Dowling não a recomendou para aplicação em ligas de alumínio. O parâmetro de Smith, Watson e Topper apresentou estimativas de vida satisfatórias para todos os materiais investigados. Em particular, as correlações obtidas para as ligas de alumínio foram bastante satisfatórias. As estimativas

de vida para os aços também foram boas, mas não foram superiores aquelas obtidas com a relação de Morrow.

2.2 Trabalhos relacionados

Apresenta-se a seguir uma revisão de alguns trabalhos sobre o comportamento tensão-deformação cíclico e em fadiga da liga de Al 7050-T7451. Investigações sobre a propagação de trincas longas no Al 7050-T7451 não foram incluídas na revisão, pois este tema foge ao escopo do presente trabalho.

2.2.1 Comportamento em fadiga da liga de Al 7050-T7451

O comportamento em fadiga da liga de Al 7050-T7451 tem sido objeto de estudo de inúmeros pesquisadores. Sharp e Clark (2001) investigaram o efeito do jateamento com granalhas sobre a vida em fadiga de um corpo de prova de seção retangular fabricado em Al 7050-T745. O carregamento foi projetado de forma a representar o carregamento de uma aeronave de uso militar e escalonado para que a tensão máxima no corpo de prova fosse representativo da tensão máxima no componente estrutural de interesse. Concluiu-se que todos os tipos de jateamento com granalhas estudados beneficiaram a vida em fadiga do Al 7050-T7451 em comparação a uma superfície polida e, ainda, que a vida em fadiga de um componente em serviço pode ser restaurada por meio de um cuidadoso procedimento de jateamento com granalhas. Rusk et al. (2006) conduziram ensaios em controle de deformação e de força em quatro diferentes tipos de corpos de prova de seção circular. Os ensaios objetivaram quantificar estatisticamente a dispersão das vidas em fadiga tendo em vista o desenvolvimento de uma metodologia deformação-vida probabilística. O estudo indicou que a geometria dos corpos de prova é a variável mais importante na determinação da dispersão das vidas em fadiga de alto ciclo do Al 7050-T7451.

Carvalho e Voorwald (2007) investigaram as influências do jateamento com granalhas e do revestimento de cromo duro eletrodepositado no comportamento em fadiga do Al 7050-T7451. Os experimentos indicaram uma redução da vida em fadiga do Al 7050-T7451 revestido com cromo duro. Este efeito deletério foi atribuído às altas tensões residuais tratativas e a presença de microtrincas produzidas pelo processo de eletrodeposição. Observou-se que um pré-tratamento do Al 7050-T7451 com jateamento com granalhas mitiga o efeito deletério produzido pelo revestimento do Al 7050-T7451 com cromo duro. Kassim et al. (2007) estudaram o efeito de pré-deformações de 1% a 7% na vida em fadiga do Al 7050-T7451. A pré-deformação do material é uma forma de gerar deformações plásticas que possivelmente são introduzidas na manufatura ou montagem de partes de componentes mecânicos. Observou-se que a pré-deformação resulta na redução da vida em fadiga Al 7050-T7451 e que esta redução é mais pronunciada quanto maior for a magnitude da pré-deformação. Gao (2011) investigou os efeitos do jateamento com granalhas e do jateamento por laser na resistência à fadiga do Al 7050-T7451 correspondente a 10^7 ciclos de carregamento. Os procedimentos de jateamento por laser estudados resultaram em aumento da resistência à fadiga de até 42% e os procedimentos de jateamento com granalhas em aumento de até 35%, em comparação com a resistência à fadiga do material sem tratamento da superfície.

Crawford e Sharp (2012) estudaram o efeito de pites de corrosão na vida em fadiga do Al 7050-T7451. Na primeira etapa do programa experimental, placas com furo circular foram corroídas por meio do contato com uma solução salina com 3,5% de cloreto de sódio. Posteriormente, as placas foram submetidas a carregamento axial com amplitude constante e razão de carregamento igual a 0,1. A pesquisa revelou que o Al 7050-T7451 é susceptível ao surgimento de pites quando imerso em ambiente corrosivo e que há uma redução significativa da vida em fadiga devido a presença dos pites. Gamboni (2011)

conduziu em ensaios de fadiga no Al 7050-T7451 após sua exposição, por 15 dias, à névoa salina com concentração de 5% de NaCl. Todos os ensaios foram conduzidos em corpos de prova de seção retangular e carregamento axial de amplitude constante com razão de carregamento igual a 0,1. A maior diferença entre as vidas observadas nos ensaios sem e com pré-condicionamento ocorreu para amplitude de tensão de 108 MPa. Neste caso, os ensaios sem e com pré-condicionamento duraram aproximadamente 10^6 e $6 \cdot 10^4$ ciclos de carregamento, respectivamente.

Um único trabalho sobre o comportamento em fadiga multiaxial do Al 7050-T7451 foi encontrado pelo autor na literatura. Chen et al. (2012) conduziram ensaios em controle de deformação axial e torsional com sete tipos diferentes de carregamento de amplitude variável. Os pesquisadores concluíram que as estimativas de vida à fadiga dos quatro modelos de plano crítico avaliados são satisfatórias.

2.2.2 Comportamento tensão-deformação cíclico da liga de Al 7050-T7451

Kuruppu et al. (1992) desenvolveram um modelo constitutivo para a liga de Al 7050-T7451 baseado no modelo de Ramaswamy, Stouffer e Lafle (1990). O modelo foi verificado com sucesso em três diferentes condições de carregamento: ensaio de tração com curtos períodos onde a deformação foi mantida constante, ensaio de fluência e ensaio de fadiga com deformação média trativa. Posteriormente, He et al. (1994) avaliaram a capacidade do modelo de Ramaswamy–Stouffer–Lafle modificado em prever as tensões no Al 7050-T7451 quando submetido a carregamentos complexos. Duas histórias de carregamento foram estudadas: blocos com amplitude constante separados por períodos em que a deformação foi mantida constante e carregamento formado pela superposição de duas ondas senoidais. Uma boa correlação entre os resultados experimentais e as predições do modelo foi observada nos dois casos investigados.

Hu et al. (1999) investigaram o comportamento tensão-deformação cíclico do Al 7050-T7451 quando submetido a três tipos de carregamento: deformação controlada com amplitude constante e deformação média trativa, deformação controlada formada por cinco blocos com amplitude e deformação média distintas e tensão controlada com tensão média trativa. Estes experimentos foram projetados com os objetivos de observar os fenômenos de relaxação da tensão média em carregamento com amplitude constante e variável e o fenômeno de fluência cíclica (*cyclic ratcheting*) no Al 7050-T7451. Verificou-se que um modelo de plasticidade cíclica do tipo Armstrong–Frederick é capaz de descrever o comportamento do Al 7050-T7451 nos experimentos investigados de forma satisfatória.

Knop et al. (2000) ressaltaram a importância do uso de um modelo constitutivo capaz de descrever corretamente a relaxação da tensão média no Al 7050-T7451. Neste estudo a resposta tensão-deformação de componentes entalhados foi simulada com o método clássico de Neuber e com métodos que incorporam a relaxação da tensão média. Em seguida, o dano por fadiga em cada componente foi calculado pela abordagem deformação-vida. As simulações numéricas indicaram que quando o efeito da relaxação da tensão média é levado em consideração as vidas em fadiga são alternadas de forma significativa.

3 Material e experimentos

3.1 Material

O material investigado neste trabalho é a liga de alumínio da série 7XXX com designação 7050, na condição T7451. A composição química nominal da liga de Al 7050-T7451 (ASM, 1990) é apresentada na Tabela 3.1. Esta liga apresenta alta resistência mecânica, boa usinabilidade e boa resistência à corrosão sob tensão. Sua principal aplicação é na indústria aeronáutica onde é utilizada na fabricação de componentes estruturais de aviões comerciais (Moreto, 2012) e de combate (Barter, 2003; Barter e Molent, 2014).

Tabela 3.1 Composição química da liga de Al 7050-T7451 (% peso).

Zn	Ti	Mg	Cu	Zr	Fe	Mn	Cr	Si	Al
5,7–6,7	0,06	1,9–2,6	2,0–2,6	0,08–0,15	0,15	0,10	0,04	0,12	Balanço

A liga de Al 7050-T7451 é obtida por um processo de laminação a quente e passa por um processo de duplo envelhecimento e alívio de tensões. Conforme ilustrado na Fig. 3.1, o tratamento térmico empregado nesta liga consiste em aquecê-la até a temperatura de 475°C para solubilização, em seguida em aquecê-la com temperaturas menos intensas (75°C e 110°C) e, por fim, aquecê-lo a 175°C com a finalidade de envelhecer a liga.

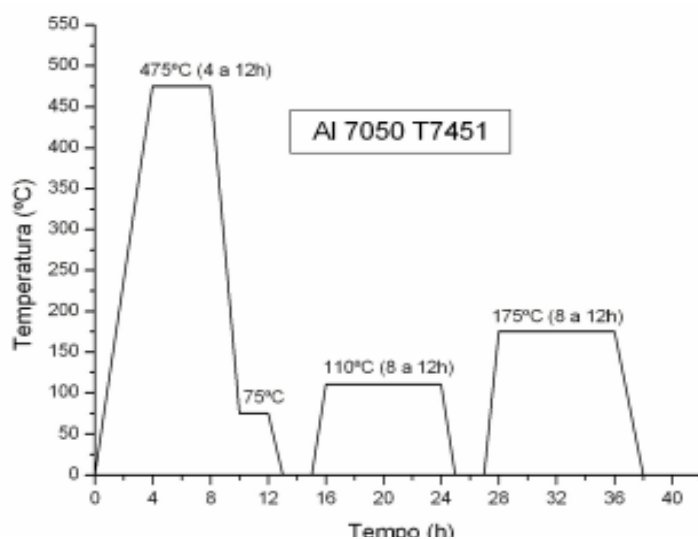


Figura 3.1 - Tratamento térmico da liga de Al 7050-T7451.

3.2 Análise metalográfica

A análise metalográfica da liga de Al 7050-T7451 foi realizada em seis cubos de material retirados ao longo da espessura do bloco de alumínio investigado, conforme ilustrado na Fig. 3.2. As coordenadas em milímetros dos cubos de materiais, em relação ao eixo S, foram iguais a 10, 41, 72, 103, 134 e 165. Estes cubos foram cortados em cubos menores. Fez-se então o embutimento dos cubos menores em uma resina transparente de forma a deixar exposta as faces perpendiculares às direções L, S e T.

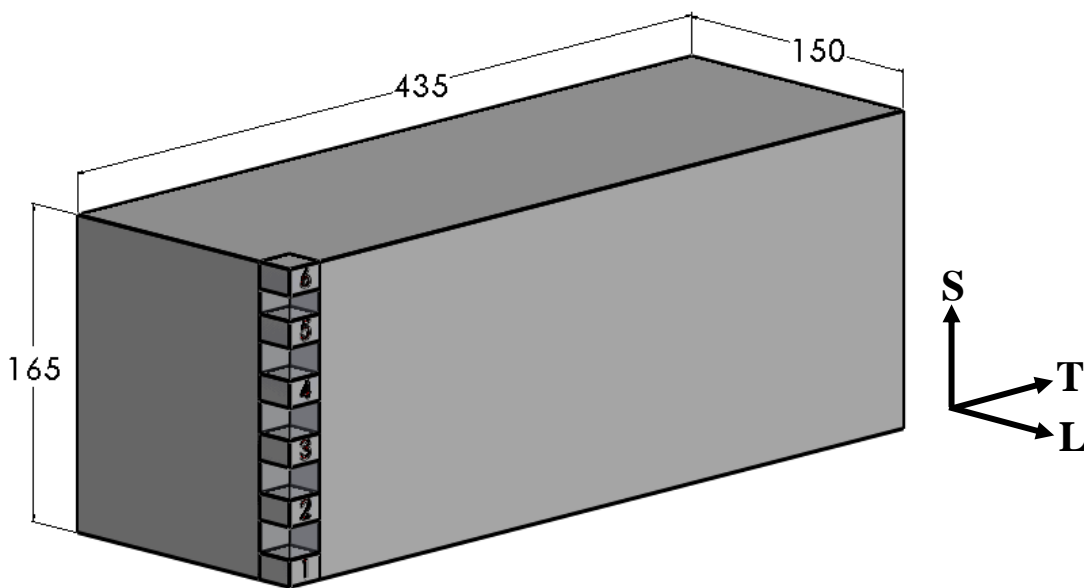


Figura 3.2 - Bloco de Al 7050-T7451 investigado (dimensões em mm).

A superfície de cada amostra foi então cuidadosamente preparada com o auxílio de uma politriz manual da marca Pantec, modelo Polipan-U. O lixamento das superfícies foi realizado com lixas d'água de carbureto de silício com granulometrias 240, 400, 600, 800 e 2400. Em seguida, as amostras foram polidas com pasta de diamante.

Após os procedimentos de lixamento e polimento, as superfícies das amostras foram atacadas quimicamente de acordo com a norma ASTM E407-07. Dois tipos de reagentes foram utilizados a fim de se comparar a qualidade das imagens obtidas com cada um deles

A Tabela 3.2 apresenta a composição química dos reagentes e os procedimentos empregados para aplicá-los.

Tabela 3.2. Ataques químicos usados na preparação das amostras metalográficas.

Reagente	Procedimento
25 mL HNO ₃ + 75 mL H ₂ O	Submergir a amostra por 2 minutos a 70 °C. Enxaguar com água fria.
Keller: 2 mL HF + 2 mL HCl + 5 mL HNO ₃ + 190 mL H ₂ O	Submergir a amostra por 10 a 20 segundos. Enxaguar com água morna.

Após a preparação das superfícies, foi feita a aquisição das imagens da microestrutura de cada amostra por meio de um microscópio confocal a laser da marca Olympus, modelo LEXT OLS4100. A análise das imagens foi realizada com o auxílio do aplicativo Olympus Stream. O Método dos Interceptos definido pelo norma ASTM E112-13 foi adotado para determinação do tamanho médio de grão. Este método baseia-se na sobreposição à imagem da microestrutura de um determinado padrão de linhas, seguida da contagem do número de grãos interceptados pelas linhas.

3.3 Ensaio de Tração

A Fig. 3.3 apresenta o corpo de prova para o ensaio de tração projetado segundo a norma E8/E8M-15. O corpo de prova foi usinado no sentido de laminação da liga. O ensaio foi realizado em uma máquina servo-hidráulica MTS 810. A primeira parte do ensaio foi conduzida com carregamento controle deformação por meio de um *clip gage* axial até uma amplitude de deformação de 3,5%. A segunda parte do ensaio foi conduzida em controle deslocamento até a ruptura do corpo de prova.

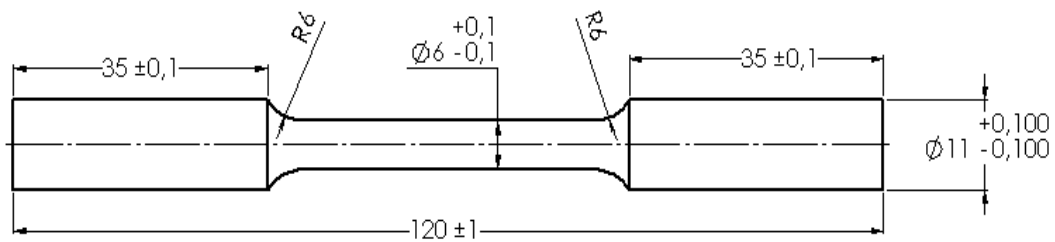


Figura 3.3 - Geometria do corpo de prova de tração (dimensões em mm).

3.4 Ensaios de fadiga

Os ensaios de fadiga foram conduzidos em corpos de prova de seção circular cheia com a geometria e dimensões mostradas na Fig. 3.4. O projeto do corpo de prova seguiu as especificações da norma ASTM E606-92.

Cada corpo de prova foi usinado a partir de um paralelepípedo cortado do bloco de alumínio, conforme ilustra a Fig. 3.5. O eixo do corpo de prova é paralelo a direção longitudinal de laminação do bloco. O sistema de identificação mostrado na Fig. 3.5 foi utilizado para mapear a localização de um determinado corpo de prova em relação ao bloco de material original. Note que os corpos de prova das camadas 1 e 7 foram usinados com material próximo a superfície do bloco. Por sua vez, os corpos de prova da camada 4 foram fabricados com material do interior do bloco.

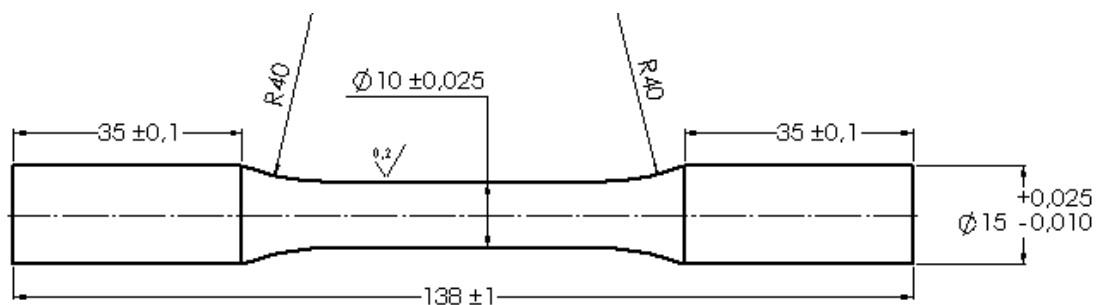


Figura 3.4 - Geometria do corpo de prova de fadiga (dimensões em mm).

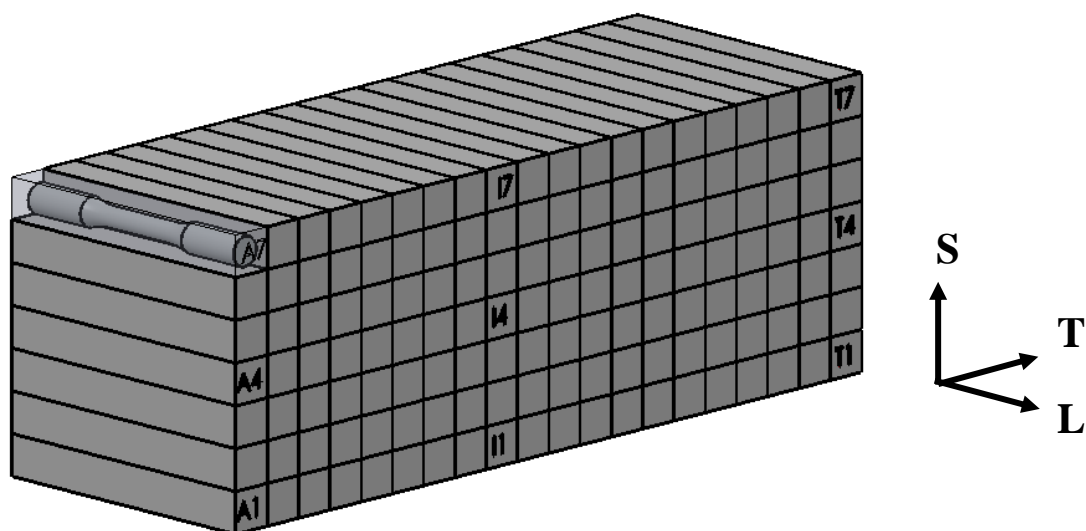


Figura 3.5 - Divisão do bloco laminado em corpos de prova.

A qualidade de fabricação dos corpos de prova foi verificada por meio de uma avaliação metrológica. A rugosidade média da superfície da parte útil dos corpos de prova foi medida com um rugosímetro digital da Mitutoyo, modelo SJ-201. A maioria dos corpos de prova apresentou rugosidade média $R_a = 0,038 \pm 0,010 \mu\text{m}$, valor este menor que o máximo de $0,2 \mu\text{m}$ especificado pela norma ASTM E606-92. Os diâmetros da seção reduzida (10 mm) e da seção maior (15 mm) de cada corpo de prova foram medidas em três regiões ao longo do eixo longitudinal com um micrômetro Mitutoyo modelo 103-137. Todas as medidas obtidas atenderam as especificações do desenho da Fig. 3.5. O raio de concordância dos corpos de prova foi medido com um projetor de perfil da Mitutoyo, modelo PJ-3000. O valor médio do raio de concordância foi $41,6 \pm 0,8 \text{ mm}$.

Os ensaios de fadiga foram realizados em uma máquina servo-hidráulica MTS 810 com capacidade de 100 kN e equipada com o sistema de controle TestStar II. Todos os ensaios foram conduzidos em controle de deformação por meio de um *clip gage* axial da MTS, modelo 634.11F-24, com comprimento de 25mm e faixa de operação de +20% a -10% em deformação. Os ensaios foram conduzidos com um forma de onda triangular, com amplitudes de deformação entre 1,5% a 0,3%. A frequência do sinal variou de 0,01 a 1 Hz

em função da amplitude de deformação empregada. Foram realizados ensaios com razão de deformação, R_ε , igual a -1 e 0,01. Todos os ensaios foram executados na condição ambiente. A Tabela 3.3 apresenta um resumo dos ensaios de fadiga conduzidos na liga de Al 7050-T7451. Adotou-se como critério de falha a redução da tensão máxima de um ciclo de carregamento em 2%. No momento do término do ensaio, alguns corpos de prova estavam rompidos, enquanto em outros trincas superficiais foram detectadas. A amplitude de deformação, amplitude de tensão e tensão média foram medidas em um laço de histerese correspondente a aproximadamente a metade do número de ciclos para falha.

Tabela 3.3. Resumo dos ensaios de fadiga na liga de Al 7050-T7451.

Identificação do CP	R_ε	f (Hz)	$\Delta\varepsilon/2$ (%)	$\Delta\sigma/2$ (MPa)	σ_m (MPa)	N_f (ciclos)
L1	-1	0,25	1,50	449,0	-20,7	20
P7	-1	0,01	1,50	444,1	-12,3	45
M4	-1	0,01	1,50	443,7	-9,8	31
L4	-1	0,01	1,50	449,3	-13,9	30
J1	-1	0,04	1,10	419,2	-9,9	139
I7	-1	0,04	1,10	424,1	-11,9	89
K4	-1	0,04	1,10	431,9	-9,6	150
J4	-1	0,04	1,10	429,8	-13,1	62
F1	-1	0,25	0,85	403,8	-14,1	409
K7	-1	0,25	0,85	417,3	-20,9	374
F4	-1	0,25	0,85	406,8	-1,9	316
G4	-1	0,25	0,85	406,9	-15,0	295
F7	-1	0,25	0,60	372,6	-10,8	1159
G1	-1	0,25	0,50	340,6	-11,4	3120
D1	-1	0,25	0,50	340,0	-14,0	2523
I4	-1	0,25	0,50	343,9	-14,7	3292
H4	-1	0,25	0,50	344,9	8,9	3363
P4	-1	0,40	0,43	300,0	-2,3	11137
O4	0,01	0,01	1,50	448,9	-6,5	16
R4	0,01	0,01	1,50	447,8	-8,7	30
S1	0,01	0,01	1,10	424,6	-5,9	108
T1	0,01	0,01	1,10	428,6	-5,7	113
N4	0,01	0,01	0,75	382,8	16,9	392
S4	0,01	0,05	0,75	395,3	16,4	499
T7	0,01	0,20	0,50	338,6	57,9	1610
Q4	0,01	0,20	0,50	326,5	84,3	2211
F2	0,01	1,00	0,40	273,9	102,9	4500
Q5	0,01	1,00	0,30	204,3	160,7	7530

R_ε = razão de deformação; f = frequência; $\Delta\varepsilon/2$ = amplitude de deformação axial; $\Delta\sigma/2$ = amplitude de tensão axial; σ_m = tensão média axial; N_f = número de ciclos de carregamento até a falha.

4 Resultados e discussão

4.1 Morfologia e tamanho dos grãos

A Fig. 4.1 mostra as microestruturas do Al 7050-T7451 retirado do interior e próximo à superfície do bloco laminado. Tem em vista uma apresentação mais clara da microestrutura, os planos metalográficos utilizado para compor a Fig. 4.1 são mostrados na Fig. 4.2. Observa-se na face L-S grãos longitudinalmente alongados, orientados no sentido de laminação do material. Os pontos pretos correspondem a partículas intermetálicas Al_7Cu_2Fe e Mg_2Si , características da liga, os pequenos grãos são obtidos pelo tratamento térmico de recristalização e as regiões não recristalizadas são grandes áreas claras e alongadas de grãos grosseiros cercados de regiões de grãos finos, nas faces T-L e S-T apresenta-se grãos mais fibrosos. Notam-se também maiores regiões não recristalizadas na camada interna do bloco.

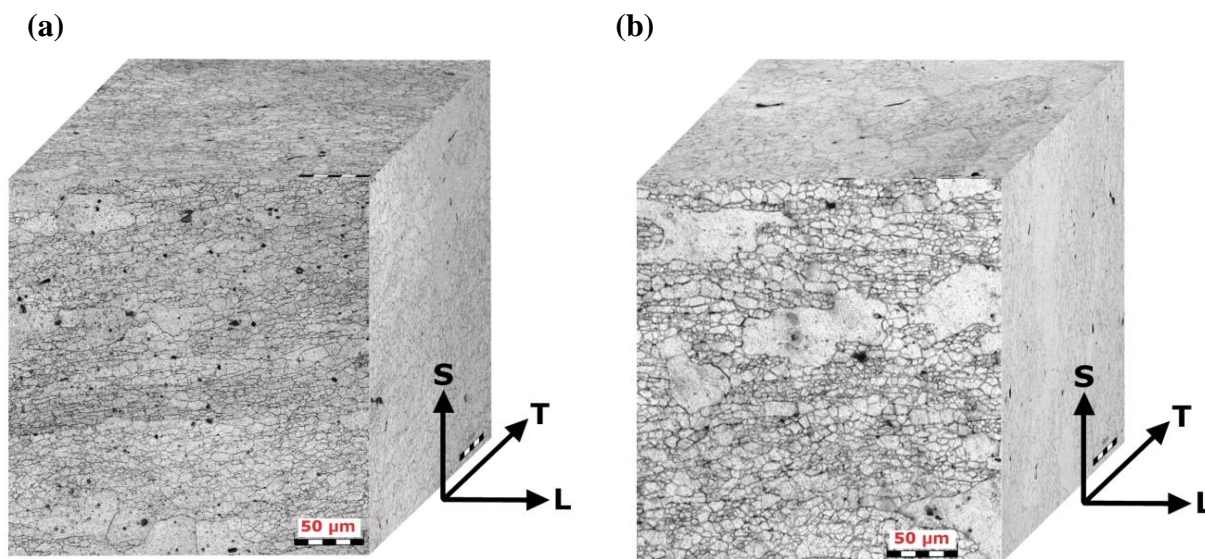


Figura 4.1 - Microestruturas próximas à superfície (a) e no interior (b) do bloco de Al 7050.

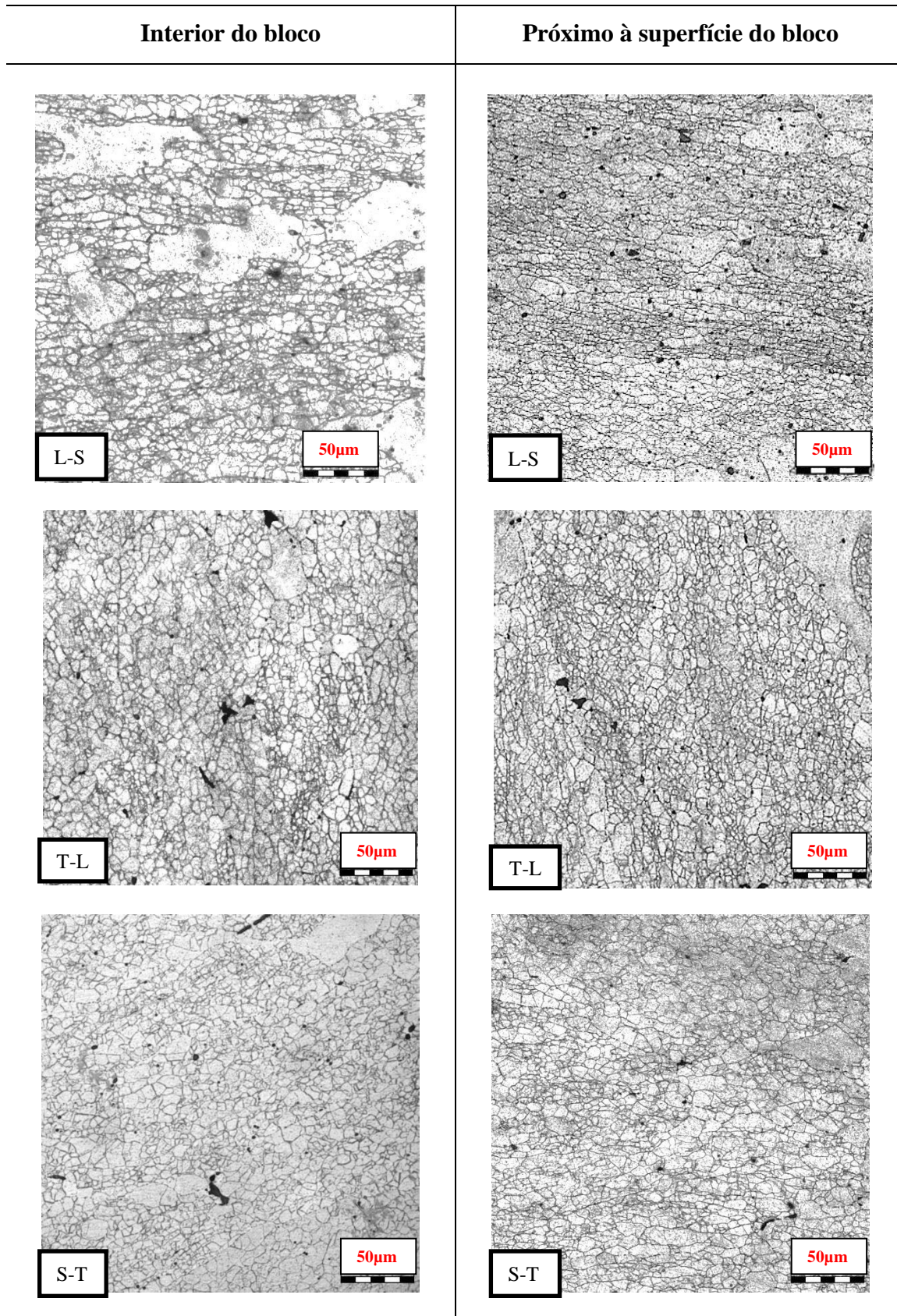


Figura 4.2 - Microestruturas do Al 7050 nos planos ortogonais às direções L, S e T.

As Tabelas 4.1 e 4.2 listam o tamanho de grão ao longo da espessura do bloco, obtidos com dois diferentes reagentes químicos. Os mesmos dados são apresentados graficamente nas Figs. 4.3–4.5. O tamanho médio de grão das amostras variou de 2,45 a 4,91 μm . Nota-se que não houve uma variação significativa do tamanho de grão ao longo da espessura do bloco. Com efeito, na análise de variância mostrada na Tabela 4.3, o valor de F (variância entre as amostras/variância dentro das amostras) é menor que o valor crítico e o valor da probabilidade é maior que 0,05 (valor típico). Isto significa que não existe significância e, portanto, não há uma diferença significativa entre as medidas de tamanho de grão.

Tabela 4.1 Tamanho de grão das amostras. Reagente: 25 mL HNO₃ + 75 mL H₂O.

Amostra	Coordenada S (mm)	Tamanho Médio de Grão (μm)		
		Face L-S	Face S-T	Face T-L
1	10	3.81	3.50	2.76
2	41	2.60	2.51	2.50
3	72	2.59	2.45	2.49
4	103	4.38	4.66	4.78
5	134	4.83	4.72	4.85
6	165	4.88	4.18	4.89

Tabela 4.2 Tamanho de grão das amostras. Reagente: Keller.

Amostra	Coordenada S (mm)	Tamanho Médio de Grão (μm)		
		Face L-S	Face S-T	Face T-L
1	10	3.98	5.00	3.78
2	41	4.83	4.91	4.01
3	72	4.32	4.25	4.06
4	103	3.61	3.57	3.50
5	134	3.79	3.84	3.56
6	165	4.18	4.88	4.58

Tabela 4.3. Análise de variância do tamanho de grão.

Reagente	F	Probabilidade	Valor crítico de F
25 mL HNO ₃ + 75mL H ₂ O	0,0427	0,958	3,68
Keller	1,537	0,247	3,68

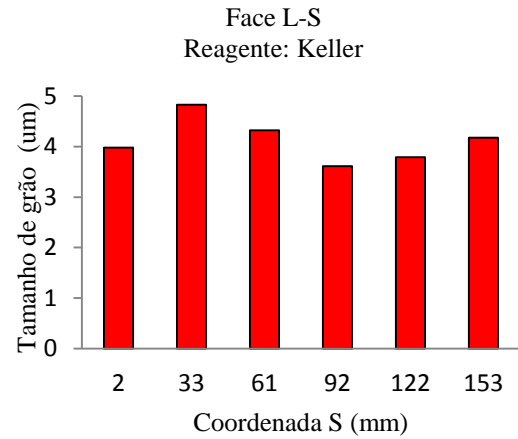
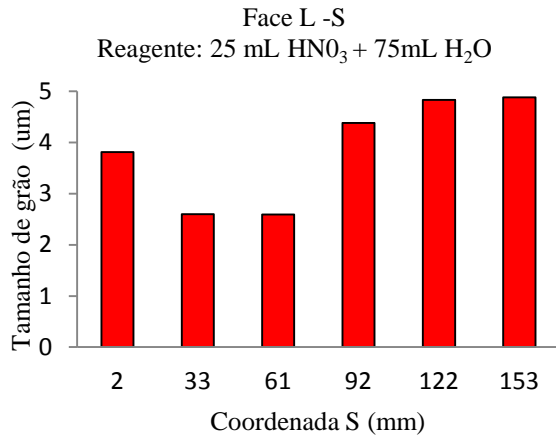


Figura 4.3 - Tamanho de grão na face L-S ao longo da espessura do bloco de Al 7050.

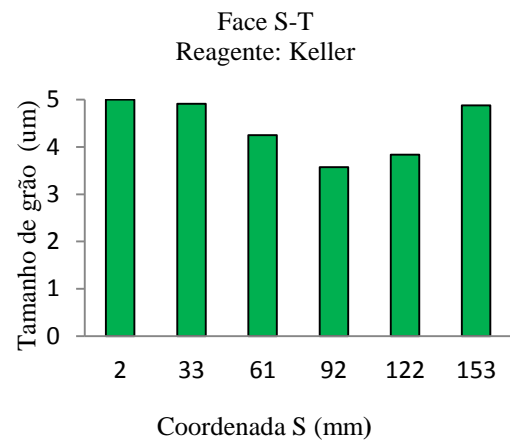
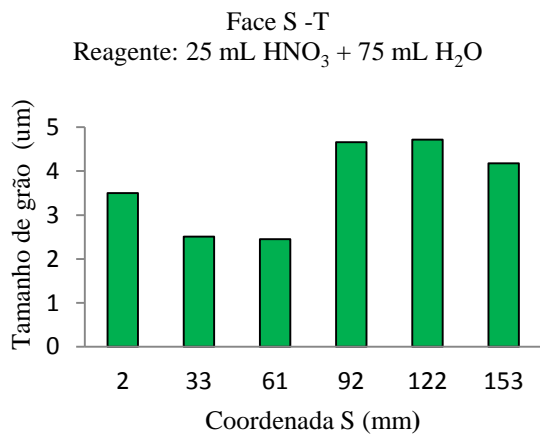


Figura 4.4 - Tamanho de grão na face S-T ao longo da espessura do bloco de Al 7050

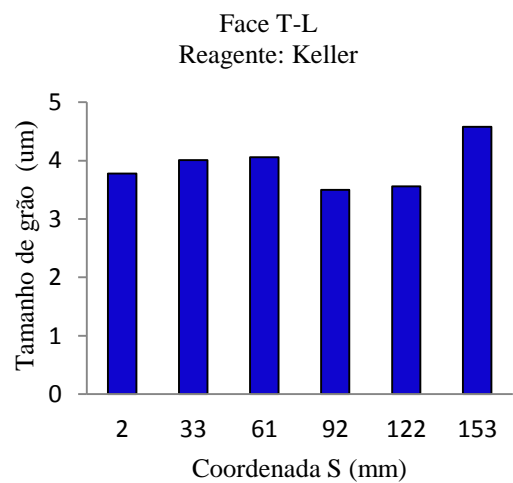
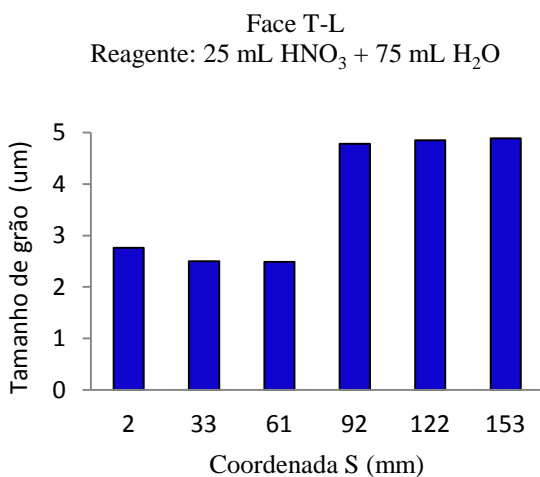


Figura 4.5 - Tamanho de grão na face T-L ao longo da espessura do bloco de Al 7050.

O tamanho de grão observado no presente trabalho é comparável aos obtidos em dois de três trabalhos encontrados que relatam esta medida. Barter et al. (1990) examinaram o tamanho de grão do Al 7050 de um componente estrutural do avião de combate F/A-18. O tamanho de grão variou de pequeno ($\leq 5\mu\text{m}$) a grande ($\geq 5\mu\text{m}$). Parida et al. (1999) relataram um tamanho médio de grão de aproximadamente 40 μm na liga de Al 7050-T7451. Rossino (2008) observou tamanhos de grão entre 4 e 7 μm em uma liga de Al 7050-T7451 pela Embraer S.A. Wang et al. (2015) observaram diferenças significativas entre os tamanhos de grão de uma liga Al 7050-T7451 produzida na China e uma importada. Embora estas diferenças sejam visíveis nas imagens metalográficas apresentadas pelos pesquisadores, os tamanhos de grãos não foram relatados. Segundo Barter et al. (1990), a espessura da placa de Al 7050 é uma das variáveis do processo de laminação que influenciam o tamanho, orientação e morfologia dos grãos.

4.2 Propriedades mecânicas monotônicas

As propriedades mecânicas monotônicas da liga de Al 7050-T7451 estão listadas na Tabela 4.4 e a curva de tração é mostrada na Fig. 4.6. Conforme sugerido pela norma ASTM E8, o ensaio foi inicialmente conduzido em controle de deformação para obtenção do módulo de elasticidade e limite de escoamento do material. Em seguida, o ensaio foi realizado em controle de deslocamento para obtenção do limite de resistência à tração. Observa-se que há consistência entre os valores medidos no presente trabalho e os valores típicos relatados pela ASM (1990).

Tabela 4.4 Propriedades mecânicas monôtonicas da liga de Al 7050-T7451.

Propriedade	ASM (1990)	Presente trabalho
Módulo de elasticidade, E (GPa)	72	69.2
Tensão de escoamento, $\sigma_{y0,02\%}$ (MPa)	470	463
Limite de resistência à tração, σ_u (MPa)	525	524

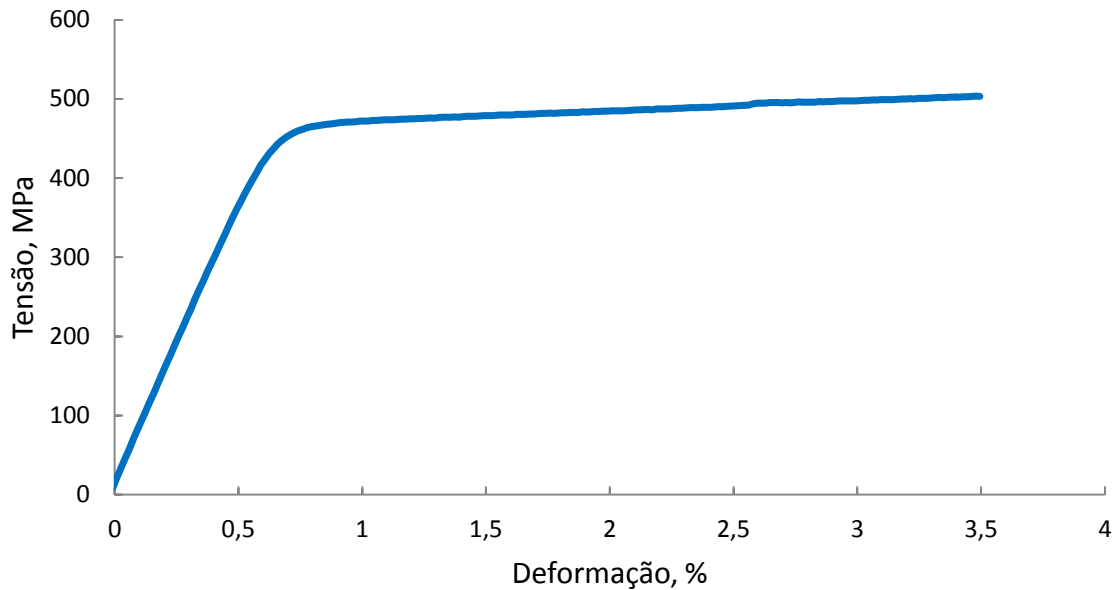


Figura 4.6 - Curva tensão-deformação monotônica da liga de Al 7050-T7451.

4.3 Comportamento tensão-deformação cíclico

As evoluções cíclicas da amplitude de tensão e da tensão média, para os ensaios conduzidos com deformação totalmente alternada, são apresentadas nas Figs. 4.7 e 4.8. As curvas mostradas foram construídas a partir dos dados experimentais obtidos com os corpos de prova P7 ($\epsilon_a = 1,5\%$), K4 ($\epsilon_a = 1,1\%$), K7 ($\epsilon_a = 0,85\%$), P4 ($\epsilon_a = 0,6\%$) e H4 ($\epsilon_a = 0,5\%$). Embora, para algumas das amplitudes de deformação investigadas, mais de um ensaio tenha sido realizado, apenas os resultados correspondentes a um dos ensaios. Este procedimento foi adotado devido à similaridade dos resultados observados e, também, para facilitar a compreensão da figura. É importante salientar que a variação abrupta em algumas das curvas, observada durante os ciclos de carregamento que antecedem a falha do material, deve-se a presença de uma trinca de fadiga e, portanto, não representa um fenômeno associado ao encruamento cíclico do material.

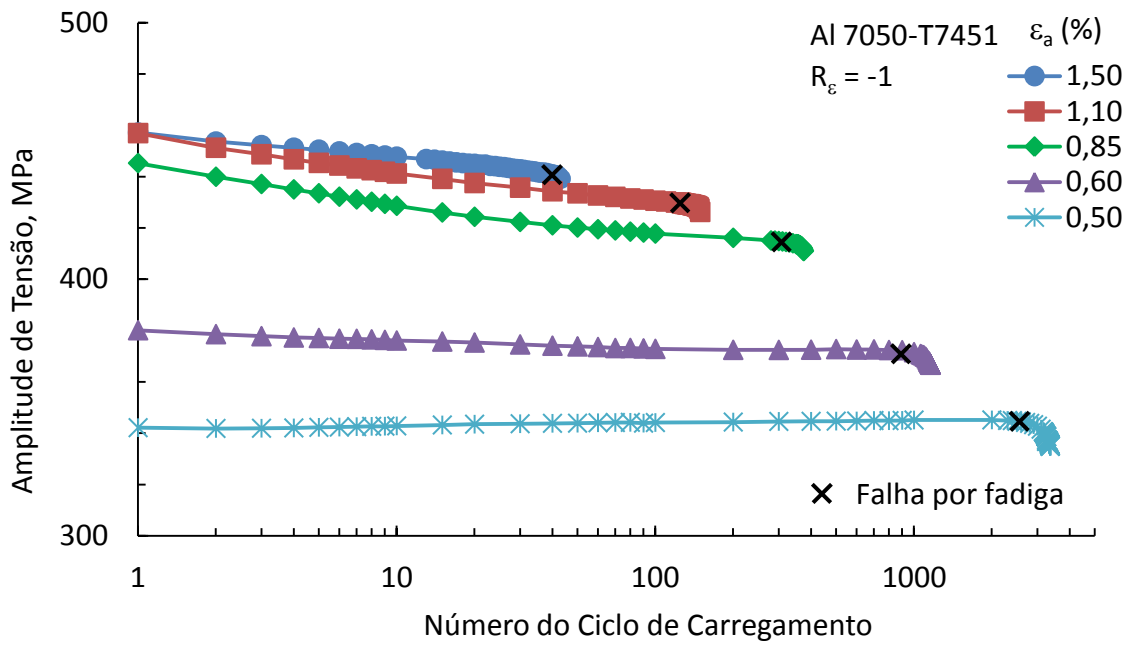


Figura 4.7 - Evolução da amplitude de tensão nos ensaios com $R_\epsilon = -1$.

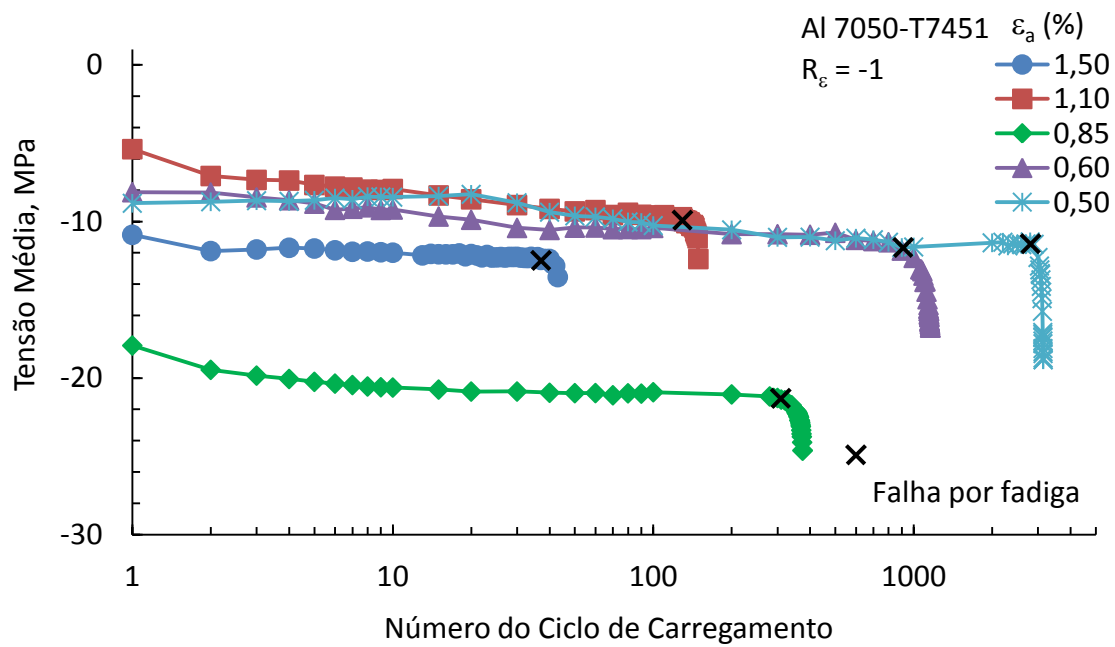


Figura 4.8 - Evolução da tensão média nos ensaios com $R_\epsilon = -1$.

Os dados apresentados na Fig. 4.7 indicam que a liga de Al 7050-T7451, quando submetida a deformação totalmente alternada, não exibe encruamento cíclico significativo quando sujeita às amplitudes de deformação investigados. Com efeito, para os ensaios com amplitudes de deformação de 1,5%, 1,1% e 0,85%, observa-se uma diminuição da amplitude de tensão durante todo o ensaio (amolecimento do material), porém esta diminuição não é muito pronunciada. Por exemplo, no ensaio com amplitude de deformação de 0,85%, a amplitude de tensão varia de 445 MPa no primeiro ciclo de carregamento para aproximadamente 414 MPa ao término do ensaio, o que representa uma variação percentual de apenas 7%. Para os ensaios com amplitudes de deformação de 0,6% e 0,5%, observa-se que a amplitude de tensão permanece essencialmente constante durante todo o ensaio.

A evolução cíclica da tensão média observada nos ensaios é mostrada na Fig. 4.8. Nota-se a presença de tensões médias de compressão em todos os ensaios e que, após o terceiro ciclo de carregamento, a tensão média permanece essencialmente constante até alguns ciclos antes da falha do material.

As evoluções cíclicas da amplitude de tensão e da tensão média, observadas nos ensaios em controle de deformação com $R_\epsilon = 0,01$, são apresentadas nas Figs. 4.9 e 4.10. As curvas mostradas foram construídas a partir dos dados experimentais obtidos com os corpos de prova R4 ($\epsilon_a = 1,5\%$), T1 ($\epsilon_a = 1,1\%$), S4 ($\epsilon_a = 0,75\%$), T7 ($\epsilon_a = 0,5\%$), F2 ($\epsilon_a = 0,4\%$) e Q5 ($\epsilon_a = 0,3\%$). Embora para as amplitudes de deformação de 1,5% a 0,5% dois ensaios tenham sido realizados em cada nível de amplitude, apenas os resultados correspondentes a um dos ensaios são apresentados. O motivo desta escolha deve-se à similaridade dos resultados observados e objetiva facilitar a compreensão da figura.

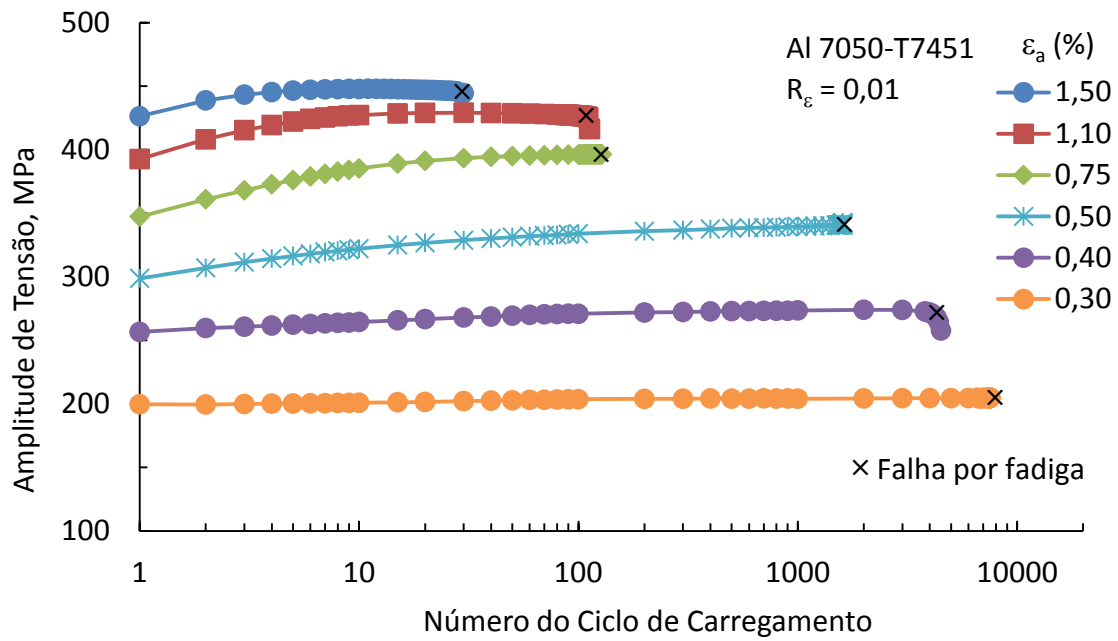


Figura 4.9 - Evolução da amplitude de tensão nos ensaios com $R_\epsilon = 0,01$.

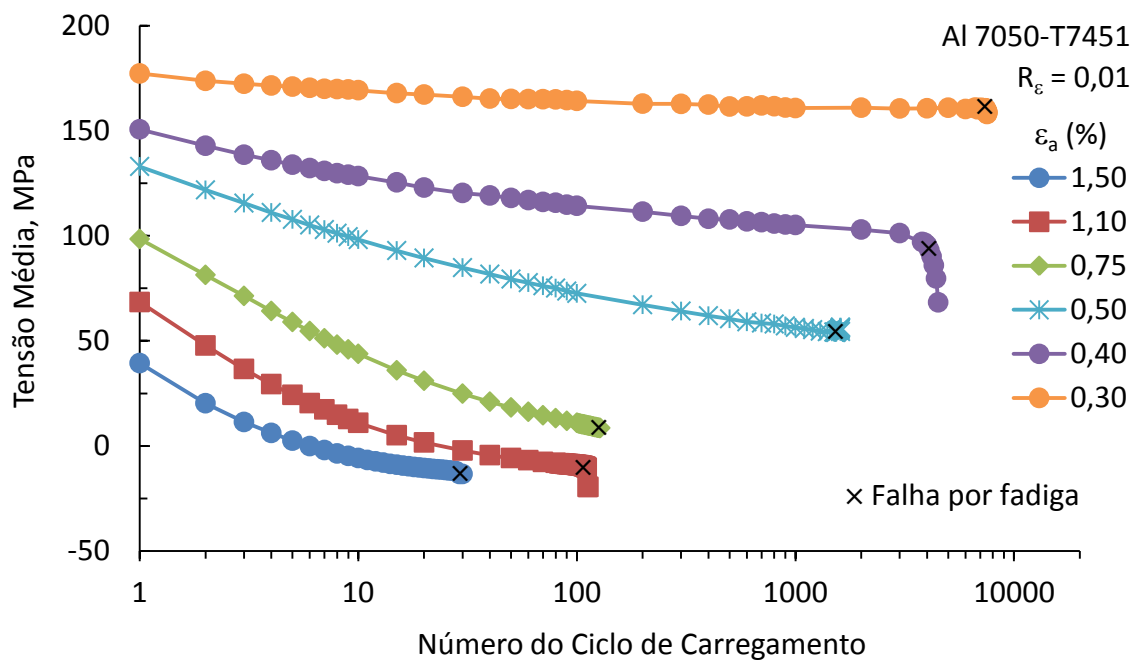


Figura 4.10 - Evolução da tensão média nos ensaios com $R_\epsilon = 0,01$.

Os dados apresentados na Fig. 4.9 indicam que o Al 7050-T7451 exibe endurecimento cíclico para níveis de amplitude de deformação maiores a 0,4%. Entretanto, o endurecimento observado não é muito pronunciado. Com efeito, a maior variação percentual entre as amplitudes de tensão no término e início do ensaio foi de 13,3% para o ensaio com amplitude de deformação de 0,5%. Observa-se ainda para os ensaios com amplitude de deformação de 1,5% e 1,1%, a amplitude de tensão estabiliza para um valor constante após o décimo ciclo de carregamento. Para os ensaios com amplitude de deformação de 0,75% e 0,5% a estabilização da amplitude de tensão ocorre depois de aproximadamente 40 e 400 ciclos de carregamento, respectivamente.

A evolução da tensão média ao longo de cada um dos ensaios é mostrada na Fig. 4.10. Em todos os casos, a tensão média de tração observada no primeiro ciclo de carregamento é relaxada, sendo esta relaxação mais pronunciada nos primeiros ciclos de carregamento. Para auxiliar a observação deste comportamento, mostra-se na Fig. 4.11, em escala linear, a curva tensão média vs. número de ciclos de carregamento do ensaio com amplitude de deformação de 0,75%. Nota-se que a taxa de relaxação da tensão média é bastante alta nos primeiros ciclos de carregamento e tende a diminuir à medida que o número de ciclos de carregamento aumenta. Observa-se também que após a meia-vida do material, a taxa de relaxação da tensão média torna-se bem pequena.

Um material exibe *comportamento Masing* quando as formas dos laços de histerese estabilizados, obtidos em experimentos conduzidos com diferentes amplitudes de carregamento, são geometricamente semelhantes (Masing, 1926; Jiang e Sehitoglu, 1996; Ellyin, 2012). Uma forma de checar se um material apresenta ou não este comportamento consiste em plotar vários laços de histerese estabilizados em um gráfico cuja origem coincide com os vértices inferiores de cada laço. Quando um material exibe

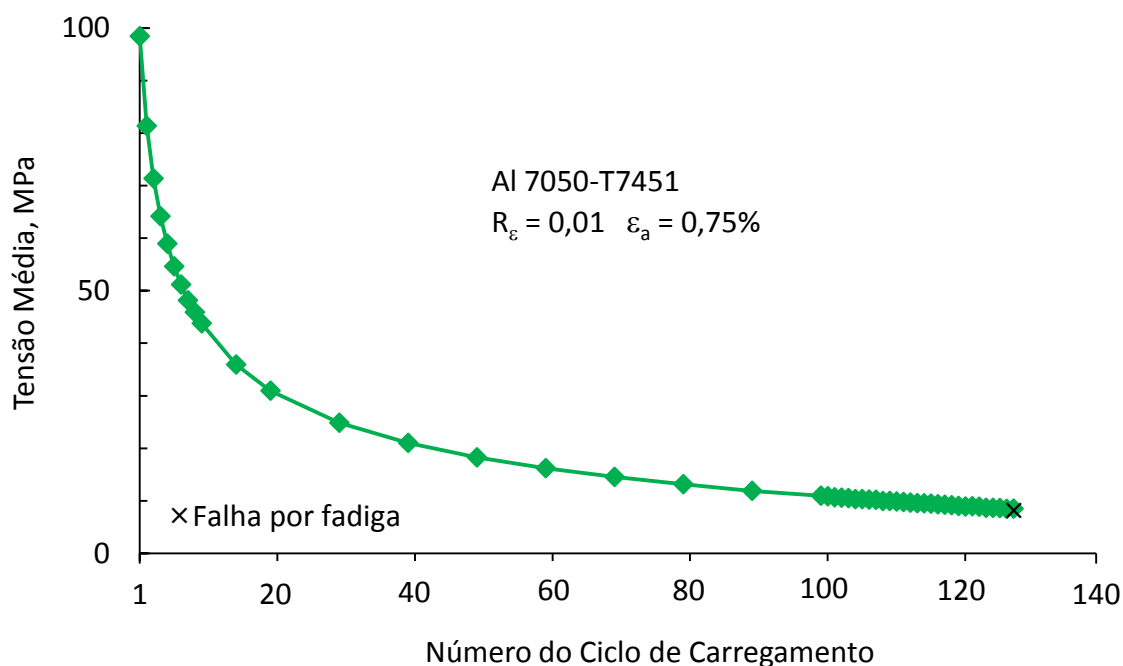


Figura 4.11 - Evolução da tensão média no ensaio com $\varepsilon_a = 0,75\%$ e $R_\varepsilon = 0,01$.

comportamento Masing, os ramos superiores dos laços de histereses formam uma única curva. Consequentemente, quando desvios em relação a este comportamento são observados, diz-se que o material exibe comportamento não-Masing.

A Fig. 4.12 apresenta os laços de histerese da liga de Al 7050-T7451 para amplitudes de deformação de 1,5%, 1,1%, 0,85%, 0,6%, 0,5% e 0,43%. Estes laços foram obtidos de um ciclo de carregamento correspondente a aproximadamente a metade do número de ciclos para falha. Os ensaios foram conduzidos com deformação totalmente alternada. Quatro dos cinco laços mostrados são de ensaios em corpos de prova fabricados com material do interior do bloco (camada 4). A exceção é o ensaio com $\varepsilon_a = 0,6\%$, cujo corpo de prova foi usinado com material próximo à superfície do bloco (camada 7). Mais especificamente, os corpos de prova com as seguintes designações foram utilizados: M4 ($\varepsilon_a = 1,5\%$), K4 ($\varepsilon_a = 1,1\%$), G4 ($\varepsilon_a = 0,85\%$), H4 ($\varepsilon_a = 0,5\%$), P4 ($\varepsilon_a = 0,43\%$) e F7 ($\varepsilon_a = 0,6\%$). A seleção dos corpos de prova teve o objetivo de evitar a possível influência de variações microestruturais dos materiais de diferentes camadas sobre o comportamento dos laços de

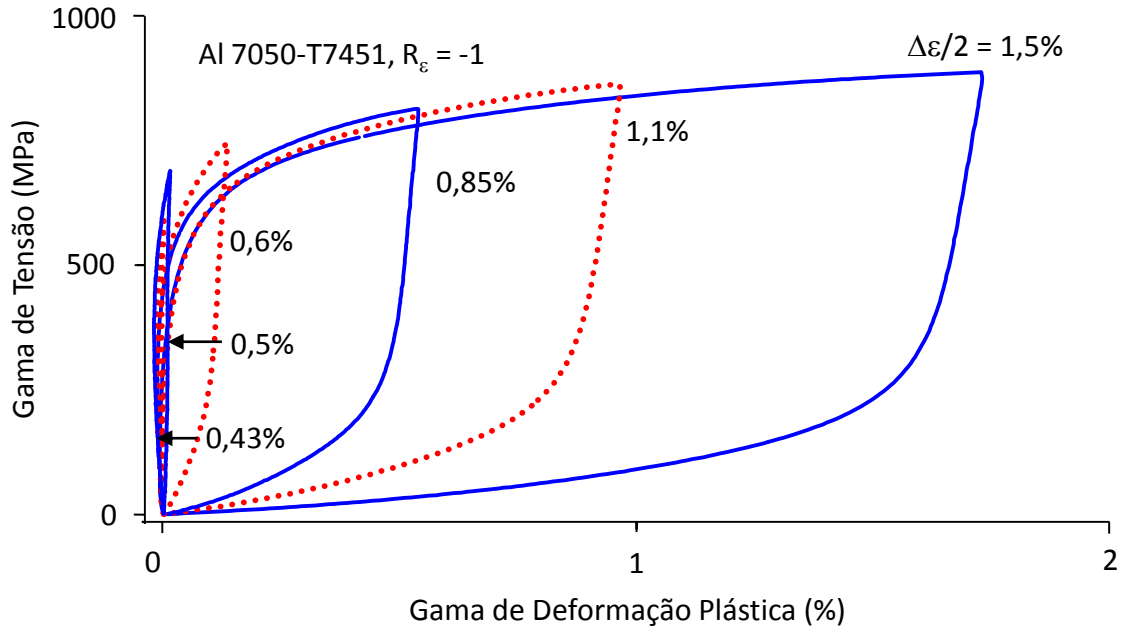


Figura 4.12 - Laços de histerese estabilizados da liga de Al 7050-T7451.

histerese. Os resultados da Fig. 4.12 indicam que para amplitudes de deformação maiores que 0,85% o comportamento é próximo ao ideal e para amplitudes inferiores a 0,6% a liga exibe um desvio do comportamento Masing. Um comportamento similar a este foi observado por Rusk et al. (2006) em uma liga de Al cuja classificação é a mesma da investigada neste trabalho.

A Fig. 4.13 mostra a curva tensão-deformação cíclica da liga de Al 7050-T7451. A amplitude de tensão e a amplitude de deformação plástica de cada ensaio foram obtidas de um laço histerese correspondente a aproximadamente a metade do número de ciclos para falha. Pode-se observar que a relação potência $\sigma_a = K'(\varepsilon_{pa})^{n'}$, com $K' = 628 \text{ MPa}$ e $n' = 0,0714$, é capaz de representar os dados experimentais de forma bastante satisfatória. Nota-se ainda que as tendências dos dados correspondentes às camadas externa e interna do bloco de alumínio são bastante similares. Isto indica que não há variação significativa nos valores de K' e n' ao longo da espessura do bloco.

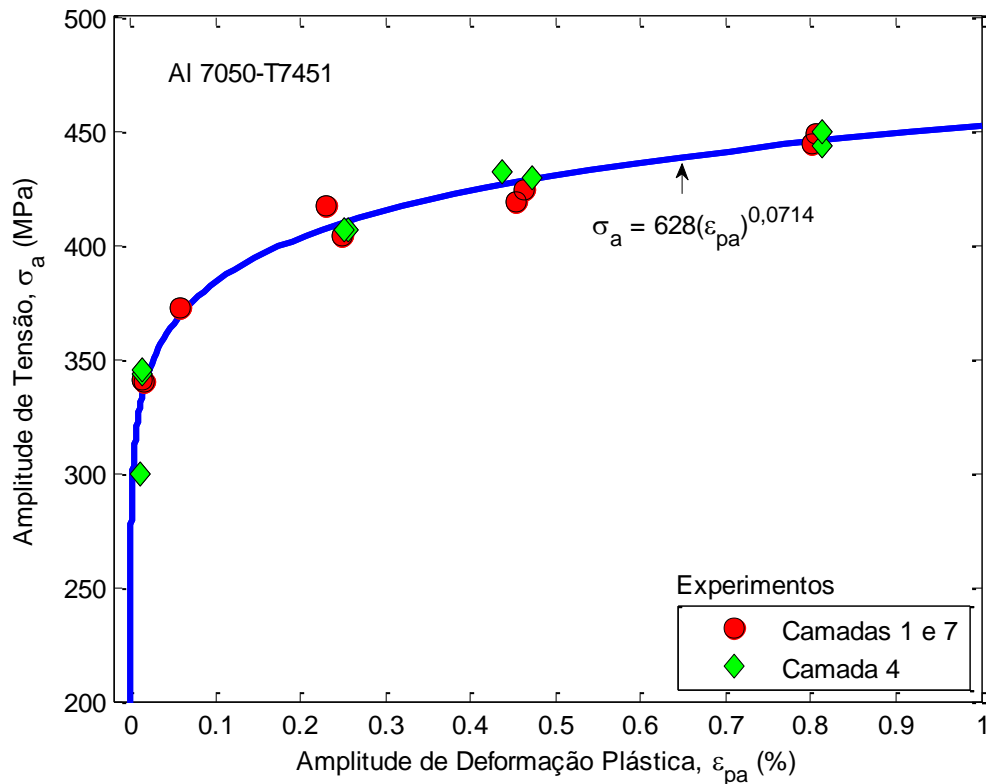


Figura 4.13 – Curva tensão-deformação cíclica da liga de Al 7050-T7451.

4.4 Comportamento em fadiga

As curvas de fadiga da liga de Al 7050-T7451 para as duas razões de carregamento investigadas são apresentadas na Fig. 4.14. Os símbolos cheios representam os ensaios de fadiga em controle de deformação realizados no presente trabalho. Os símbolos vazios representam ensaios de fadiga em controle de força conduzidos em corpos de prova idênticos ao utilizados neste trabalho. Estes dados experimentais foram gerados na pesquisa de doutorado do aluno Marcus Sá da Universidade de Brasília. A forma matemática das curvas de fadiga é dada pela Eq. (2.7). Nota-se que a equação é capaz de descrever os dados experimentais de forma bastante satisfatória. A curva de fadiga para $R_\varepsilon = 0,01$ mostra o efeito da tensão média na vida à fadiga. Pode-se observar que a vida à fadiga não é alterada de forma significativa para as amplitudes de deformação investigadas (1,5% a 0,3%).

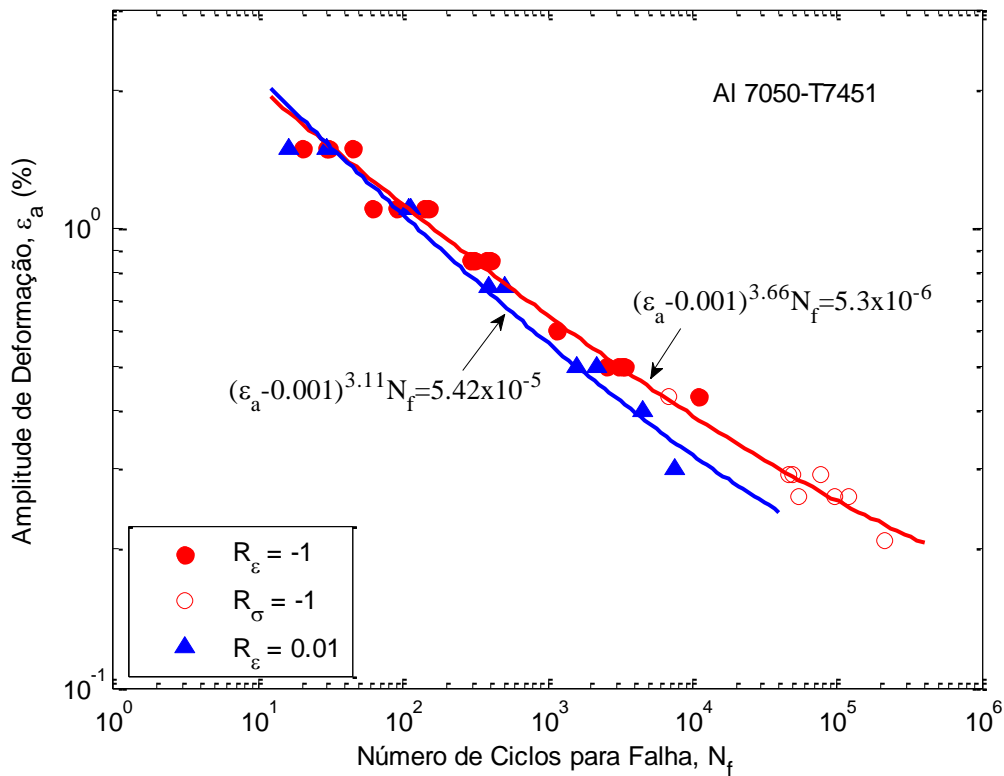


Figura 4.14 - Curvas de fadiga do Al 7050-T7451.

O processo de laminação pode gerar uma variação da microestrutura ao longo da espessura da placa que, por sua vez, pode influenciar o comportamento em fadiga do material. Para investigar se o comportamento em fadiga do Al 7050-T7451 varia ao longo da espessura da placa, foram geradas as curvas de fadiga do material retirado das camadas externa e interna do bloco laminado (Fig. 4.15). Pode-se observar que as curvas obtidas são praticamente idênticas, indicando que as propriedades cíclicas à fadiga ao longo da espessura do bloco são essencialmente iguais. Esta constatação, entretanto, não deve ser generalizada para qualquer bloco laminado e pode não ser válida para amplitudes de deformação diferentes das investigadas neste trabalho.

É importante comparar a resistência à fadiga da liga de Al 7050-T7451 com a de outras ligas de alumínio empregadas na engenharia. A Fig. 4.16 mostra a curva de fadiga da liga de Al 7050-T7451, as curvas das ligas 2024-T4 e 7075-T6 geradas com os dados de Endo e Morrow (1969) e a curva da liga 7075-T651 relatada por Zhao e Jiang (2008). Todas as

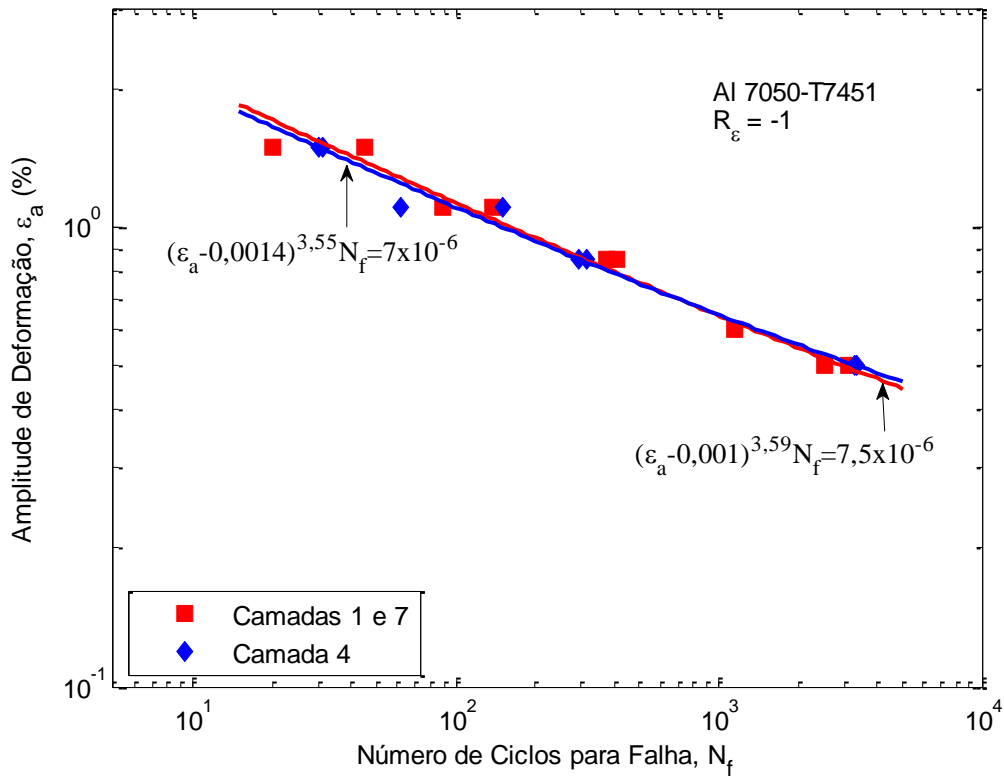


Figura 4.15 - Curvas de fadiga do Al 7050-T745 tirado das camadas externa e interna.

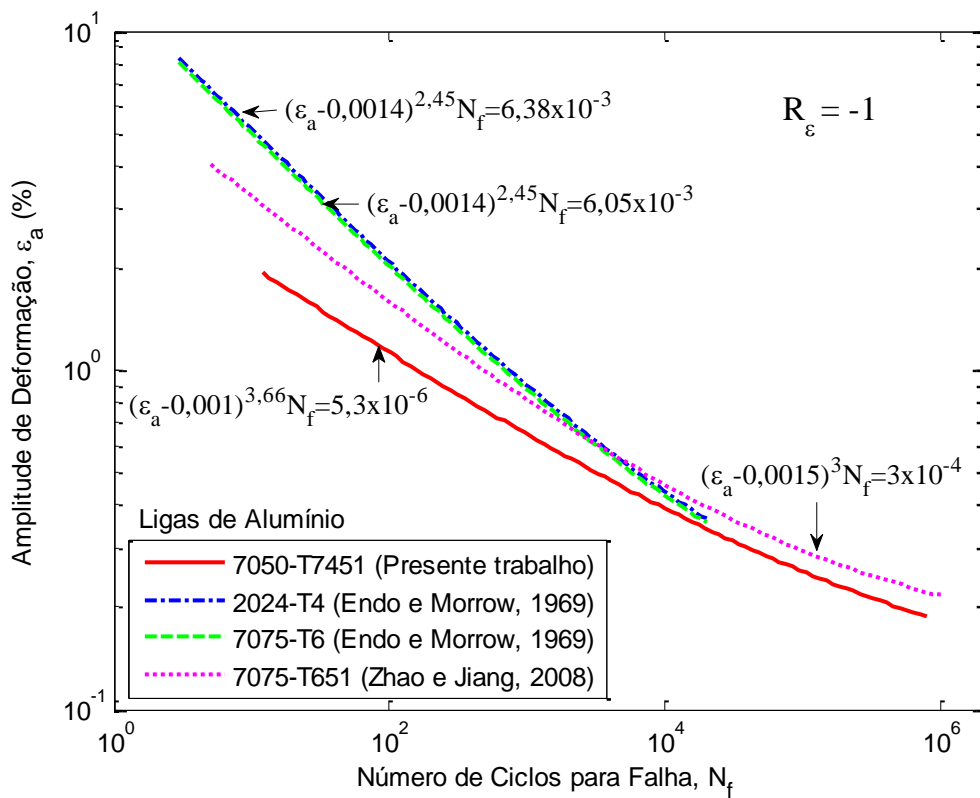


Figura 4.16 - Comparação entre as curvas de fadiga das ligas de Al 2024, 7050 e 7075.

entre as vidas do Al 7050-T7451 e 7075-T6 varia de quatro vezes menor para $\epsilon_a = 1,5\%$ até duas vezes menor para $\epsilon_a = 0,2\%$. Quando comparada às ligas 2024-T4 e 7075-T6, a vida à fadiga do Al 7050-T7451 varia de sete vezes menor para $\epsilon_a = 1,5\%$ ficando praticamente idêntica para $\epsilon_a = 0,36\%$.

A correlação entre o parâmetro de Smith-Watson-Topper (SWT) e a vida em fadiga do Al 7050-T7451 é apresentada na Fig. 4.17. A linha sólida foi obtida ajustando-se a Eq. (2.9) ao conjunto de dados. As duas linhas tracejadas representam um fator de dois entre as vidas estimada e observada. A maioria dos dados experimentais ficaram entre as duas linhas de fator dois, indicando que o parâmetro de SWT é capaz de correlacionar de forma satisfatória os ensaios de fadiga investigados.

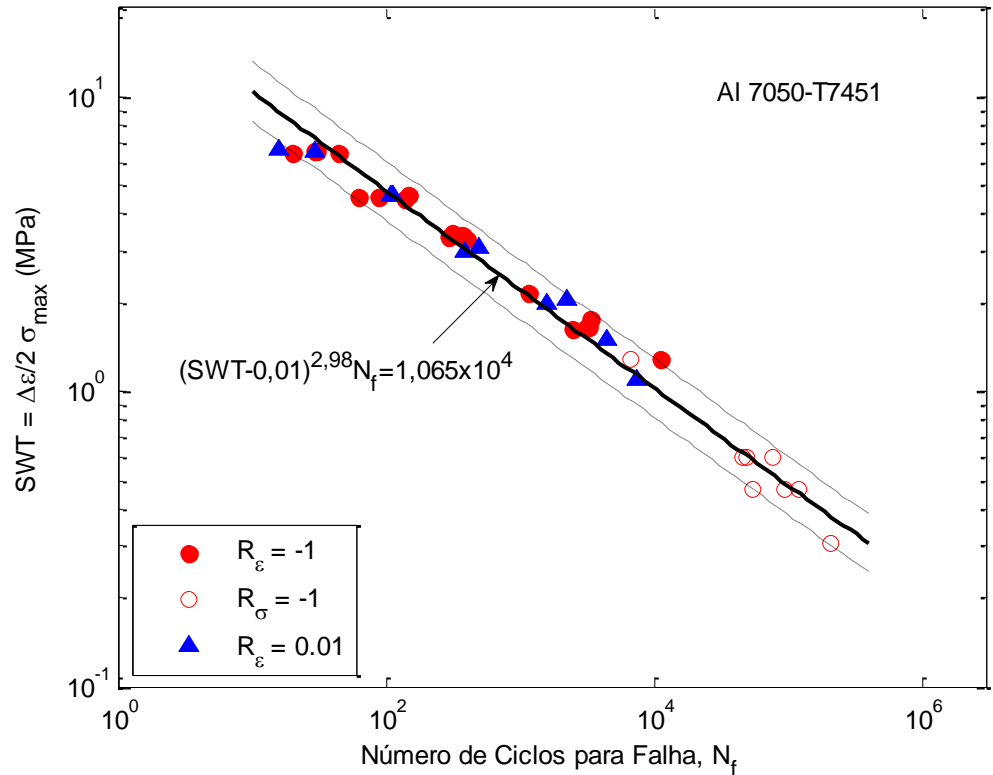


Figura 4.17 - Parâmetro SWT versus vida em fadiga.

4.5 Análise fractográfica

A Fig. 4.18 mostra a superfície de fratura e a orientação da trinca por fadiga do corpo de prova G1 ($\Delta\varepsilon/2 = 0,5\%$ e $R_\varepsilon = -1$). A região A demarca a superfície de propagação da trinca por fadiga e a região B corresponde à superfície gerada pela fratura rápida do corpo de prova. Observa-se que a trinca por fadiga cresceu em modo I com a superfície de propagação perpendicular a direção do carregamento aplicado e mostra-se na Fig 4.20 a presença de estrias na região A da superfície de fratura. As morfologias das superfícies de fratura dos demais corpos de prova que quebraram foram similares a exemplificada na Fig. 4.18. No caso dos corpos de prova trincados, observa-se que a direção da trinca é também perpendicular a direção do carregamento (Fig. 4.19). As estrias de fadiga observadas em microscópio eletrônico de varredura (MEV) são mostradas na Fig. 4.20.

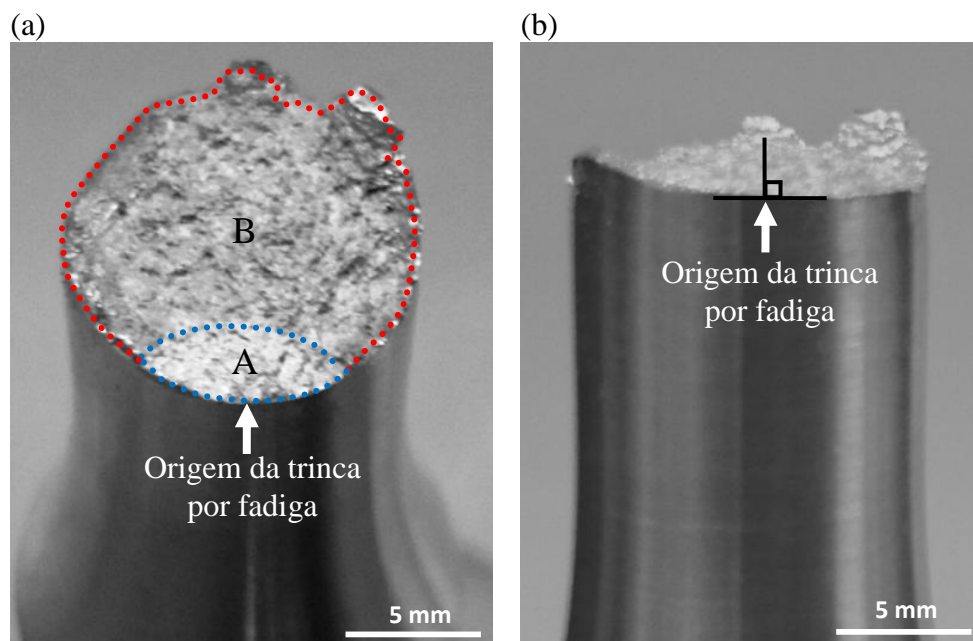


Figura 4.18 - Superfície de fratura (a) e orientação da trinca por fadiga (b) do corpo de prova G1 ($\Delta\varepsilon/2 = 0,5\%$ e $R_\varepsilon = -1$).

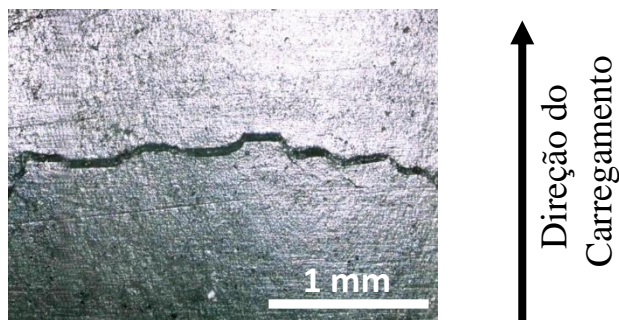


Figura 4.19 - Trinca na superfície do corpo de prova F1 ($\Delta\varepsilon/2 = 0,85\%$ e $R_\varepsilon = -1$).

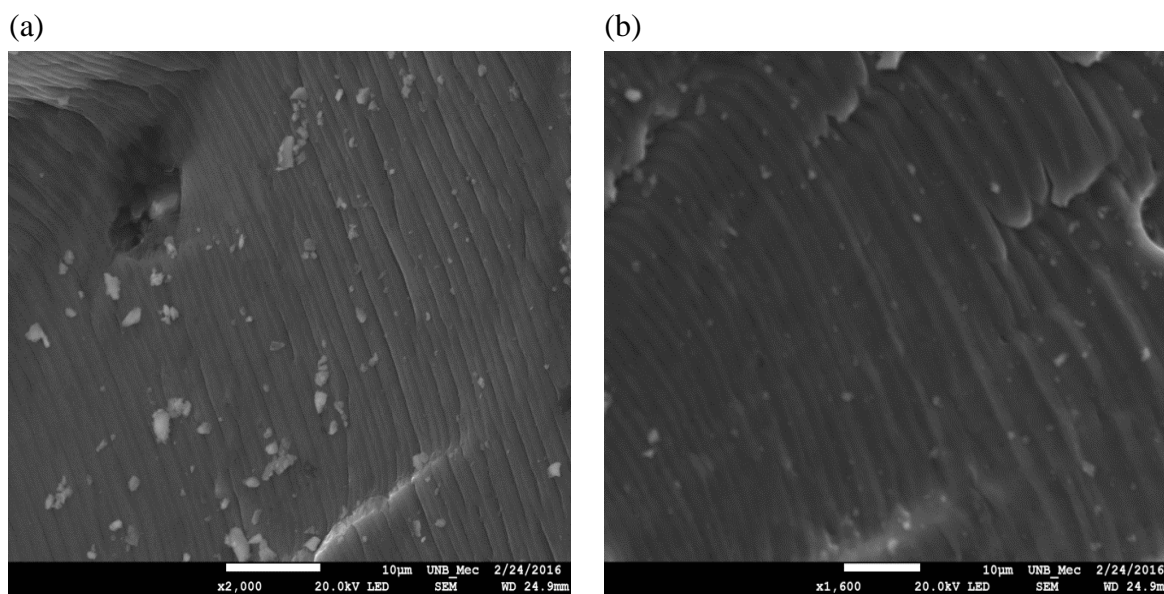


Figura 4.20 - Estrias de fadiga observadas no MEV: (a) $\varepsilon_a = 1,5\%$ e $R_\varepsilon = -1$; (b) $\varepsilon_a = 1,5\%$ e $R_\varepsilon = 0,01$.

5 Conclusões e sugestões para trabalhos futuros

5.1 Conclusões

O presente trabalho investigou o comportamento tensão-deformação cíclico e em fadiga da liga de alumínio 7050-T7451, quando submetida a carregamento uniaxial com razões de deformação iguais a -1 e 0,01. As conclusões da investigação encontram-se resumidas abaixo:

- (1) Nos ensaios com $R_\varepsilon = -1$, observou-se um pequeno amolecimento cíclico do material para amplitudes de deformação superiores a 0,85%. Para amplitudes de deformação inferiores a 0,85% o material não exibiu encruamento cíclico.
- (2) Nos ensaios com $R_\varepsilon = 0,01$ observou-se um pequeno endurecimento cíclico do material para amplitudes de deformação acima de 0,5%. Para amplitudes de deformação inferiores a 0,5% o material não exibiu encruamento cíclico. Observou-se ainda que a tensão média de tração observada no primeiro ciclo de carregamento sofre um relaxamento, sendo este mais pronunciado nos primeiros ciclos de carregamento.
- (3) A liga 7050-T7451 exibe um desvio do comportamento Masing na faixa de amplitudes de deformação investigadas (de 0,43% a 1,5%) sendo este desvio mais pronunciado para as amplitudes de deformação inferiores a 0,6%.
- (4) Não foi observada uma variação significativa das propriedades cíclicas do Al 7050-T7451 ao longo da espessura do bloco laminado utilizado para fabricação dos corpos de prova.
- (5) Para amplitudes de deformação maiores que 0,75% a presença da tensão média não influenciou de forma significativa a vida em fadiga. Para amplitudes de deformação entre 0,75% e 0,3%, a redução da vida em fadiga é de no máximo três vezes.
- (6) A resistência à fadiga da liga de Al 7050-T7451 investigada neste trabalho é inferior às observadas nas ligas 2024-T4, 7075-T6 e 7075-T651. Quando comparada às ligas

2024-T4 e 7075-T6, a vida à fadiga do Al 7050-T7451 varia de um valor sete vezes menor para $\varepsilon_a = 1,5\%$ até um valor praticamente idêntico para $\varepsilon_a = 0,36\%$. Quando comparada à liga 7075-T651, a vida à fadiga do Al 7050-T7451 varia de um valor quatro vezes menor para $\varepsilon_a = 1,5\%$ até um valor duas vezes menor para $\varepsilon_a = 0,2\%$.

- (7) O parâmetro de Smith, Watson e Topper (SWT) é capaz de correlacionar de forma satisfatória os dados de fadiga da liga de Al 7050-T7451 para razões de deformação iguais a -1 e 0,01.

5.2 Sugestões para trabalhos futuros

Quando aplicadas às ligas de alumínio, abordagens tradicionais de previsão de vida em fadiga podem resultar em estimativas não realísticas (Knop et al., 2000). Um aspecto importante na modelagem do problema consiste na descrição correta do comportamento plástico transiente do material como, por exemplo, o fenômeno de relaxação da tensão média (Hu et al., 1999; Arcari, 2010). Neste contexto, recomenda-se a realização de experimentos na liga de Al 7050-T7451 que explorem o comportamento cíclico transiente do material, tais como experimentos conduzidos com carregamento de amplitude variável. Os resultados destes experimentos podem servir de base para uma avaliação ou aperfeiçoamento de modelos empregados na descrição do comportamento plástico cíclico do Al 7050-T7451 (Kuruppu et al., 1992; Hu et al., 1999).

O comportamento em fadiga multiaxial do Al 7050-T7451 é ainda pouco conhecido e pode oferecer um possível caminho para investigações futuras. Segundo o conhecimento do autor, o estudo de Chen et al. (2012) é o único trabalho sobre o assunto publicado na literatura.

Referências bibliográficas

- Alpay, S. P., G. R., 1994. Effect of aging on the fatigue crack growth kinetics of an Al-Zn-Mg-Cu alloy in two directions. *Cripta Metallurgica et Materialia*, vol. 4, págs. 423-427.
- Arcari, A., 2010. Enhanced strain-based fatigue methodology for high-strength aluminum alloys, Tese de Doutorado, Virginia Polytechnic Institute and State University, Blacksburg, Virginia.
- ASM Handbook. 1990 Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials, Vol. 2, ASM International
- ASTM E606-92, 2013, Standard practice for strain-controlled fatigue testing, ASTM International, West Conshohocken, PA.
- ASTM E8/E8M, 2001, Standard Test Methods for tension testing of metallic materials
- ASTM E112-13, 2003, Standard test methods for determining average grain size, ASTM International, West Conshohocken, PA.
- ASTM 407-07, 2007, Standard practice for microetching metals and alloys, ASTM International, West Conshohocken, PA.
- ASTM E1823-13, 2013, Standard terminology relating to fatigue and fracture testing, ASTM International, West Conshohocken, PA.
- Barter, S. A., Athinotis, N., Lambrianidis, L., 1990. Examination of the microstructure of 7050 aluminium alloy samples. Australian Government, Department of Defence, Defence Science and Technology Organisation. Memorando Técnico ARL-MAT-TM-403.
- Barter, S. A., 2003. Fatigue crack growth in several 7050T7451 aluminium alloy thick section plates with aircraft manufacture's and laboratory surface finishes representing some regions of the F/A-18 structure. Australian Government, Department of Defence, Defence Science and Technology Organisation. Relatório Técnico DSTO-TR-1539.
- Barter, S. A., Molent, L., 2014. Fatigue cracking from a corrosion pit in an aircraft bulkhead. *Engineering Failure Analysis*, vol. 39, págs. 155-163.
- Basquin, O.H., 1910. The exponential law of endurance tests. *Proc. ASTM*, 10, 625-630.
- Carvalho, A. L. M., Voorwald, H. J. C., 2007. Influence of shot peening and hard chromium electroplating on the fatigue strength of 7050-T7451 aluminum alloy. *International Journal of Fatigue*, vol. 29(7), págs. 1282-1291.
- Chen, H., Shang, D. G., Tian, Y. J., Liu, J. Z., 2012. Comparison of multiaxial fatigue damage models under variable amplitude loading. *Journal of Mechanical Science and Technology*, vol. 26(11), págs. 3439-3446.
- Chiou, Y.C., Yip, M.C., 2003. Effect of mean strain level on the cyclic stress-strain behavior of AISI 316 stainless steel. *Materials Science and Engineering: A*, vol. 354, págs. 270-278.
- Coffin Jr., L.F., 1954. A study of the effects of cyclic thermal stresses on a ductile metal. *Transactions ASME*, Vol. 76, p. 931-950.
- Crawford, B. R., Sharp, R. K., 2012. Equivalent Crack Size Modelling of Corrosion Pitting in an AA7050-T7451 Aluminium Alloy and its Implications for Aircraft Structural Integrity. DSTO Aeronautical and Maritime Research Laboratory, Fishermans Bend, Victoria. Relatório Técnico DSTO-TR-2745

- Dowling, N. E., 2009. Mean stress effects in strain–life fatigue. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, vol. 32, págs. 1004-1019.
- Dowling, N. E., Calhoun, C. A., Arcari, A., 2009. Mean stress effects in stress-life fatigue and the Walker equation. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, vol. 32, págs. 163-179.
- Dursun, T., Soutis, C., 2014. Recent developments in advanced aircraft aluminium alloys. *Materials & Design*, vol. 56, págs. 862-871.
- Ellyin, F., 2012. *Fatigue damage, crack growth and life prediction*. Springer Science & Business Media.
- Endo, T., Morrow, J., 1969. Cyclic stress-strain and fatigue behavior of representative aircraft metals. *Journal of Materials*, vol. 4(1), págs. 159-175.
- Fatemi, A., Plaseied, A., Khosrovaneb, A.K., Tanner, D., 2005. Application of bi-linear log–log S–N model to strain-controlled fatigue data of aluminum alloys and its effect on life predictions. *International Journal of Fatigue*, vol. 27, págs. 1040-1050.
- Gamboni, O. C., 2011. Estudo do efeito do ambiente no comportamento em fadiga de novas ligas Al de grau aeronáutico, Dissertação de Mestrado, Universidade de São Paulo.
- Gao, Y. K., 2011. Improvement of fatigue property in 7050–T7451 aluminum alloy by laser peening and shot peening. *Materials Science and Engineering: A*, vol. 528(10), págs. 3823-3828.
- He, D. T., Williams, J. F., Ibrahim, R., Rees, D., Jones, R., 1994. Response of Al 7050-T7451 to complex load spectra. *The Journal of Strain Analysis for Engineering Design*, vol. 29(2), págs. 101-104.
- Hu, W., Wang, C. H., Barter, S., 1999. Analysis of cyclic mean stress relaxation and strain ratchetting behaviour of aluminium 7050. DSTO Aeronautical and Maritime Research Laboratory. Relatório de Pesquisa DSTO-RR-0153.
- Jiang, Y., Sehitoglu, H., 1996. Modeling of cyclic ratchetting plasticity, part I: development of constitutive relations. *Journal of Applied Mechanics*, vol. 63.3, págs. 720-725.
- Jiang, Y., 2000. A fatigue criterion for general multiaxial loading. *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, vol. 23, págs. 19-32.
- Kassim, S. A., Marcio, A. D., Dilermando, N. T., 2007. Effect of pre-strain on the fatigue life of 7050-T7451 aluminium alloy. *Materials Science and Engineering A*, vol. 464, págs. 141-150.
- Knop, M., Jones, R., Molent, L., Wang, C., 2000. On the Glinka and Neuber methods for calculating notch tip strains under cyclic load spectra. *International Journal of Fatigue*, vol. 22, págs. 743-755.
- Kuruppu, M. D., Williams, J. F., Bridgford, N., Jones, R., Stouffer, D. C., 1992. Constitutive modelling of the elastic-plastic behaviour of 7050-T7451 aluminium alloy. *Journal of Strain Analysis*, vol. 27(2), págs. 85-92.
- Masing, G., 1926. Eigenspannungen und verfestigung beim messing. In *Proceedings of the 2nd International congress of Applied Mechanics*, vol. 100, págs. 332-335.
- Manson, S. S., 1952. Behavior of materials under conditions of thermal stress. Symposium on Heat Transfer, University of Michigan, Junho 27-28.

- Molent, L., 2015. Alternative methods for derivation of safe life limits for a 7050-T7451 aluminium alloy structure. *International Journal of Fatigue*, vol. 74, págs. 55-64.
- Moreto, J. A., 2012. Estudo da corrosão e corrosão-fadiga em ligas de Al e Al-Li de alta resistência para aplicação aeronáutica, Tese de Doutorado, Universidade de São Paulo.
- Morrow, J., 1965. Cyclic plastic strain energy and fatigue of metals, ASTM STP 378, West Conshohocken, PA, p. 45.
- Parida, B. K., Manjunatha, C. M., Dash, P. K., 1999. Fatigue crack growth behavior of small cracks emanating from a corner crack. Em: *Small Fatigue Cracks: Mechanics, Mechanisms and Applications*. Ravichandran, K. S., Ritchie, R. O., Murakami, Y. (Editores), Elsevier Science Ltd.
- Ramaswamy, V. G., Stouffer, D. C., Laflen, J. H., 1990. A unified constitutive model for the inelastic uniaxial response of Rene'80 at temperatures between 538C and 982C. *Journal of Engineering Materials and Technology*, vol. 112(3), págs. 280-286.
- Reed, R. P., Smith, J. H., Christ, B. W., 1983. The economic effects of fracture in the United States. Special Publication 647-1, National Bureau of Standards, US Department of Commerce, Gaithersburg, Maryland.
- Rossino, L. S., Castro, F. C., Bose Filho, W. W., Araújo, J. A., 2009. Issues on the mean stress effect in fretting fatigue of a 7050-T7451 Al alloy. *International Journal of Fatigue*, vol. 31, págs. 2041-2048.
- Rossino, L. S., 2008. Estudo do comportamento em fadiga por fretting da liga de Al 7050-T7451, Tese de Doutorado, Universidade de São Paulo.
- Rusk, D. T., Taylor, R. E. & Hoffman, P. C., 2006. Testing of 7050-T7451 aluminum strain-life coupons for a probabilistic strain-life curve, Naval Air Warfare Center Aircraft Div Patuxent River MD.
- Sanders Jr, T.H., Mauney, D.A., Staley, J.T., 1977. Strain control fatigue as a tool to interpret fatigue initiation of aluminum alloys. Em: *Fundamental aspects of structural alloy design*. Editores: Jaffee, R.I., Wilcox, B.A., Plenum Press, New York, NY.
- Sharp, P.K., Clark, G., 1997. The effect of peening on the fatigue life of aluminium alloys, The 9th International Congress on Fracture, Sydney.
- Smith, K., Topper, T. H., Watson, P., 1970. A stress-strain function for the fatigue of metals (Stress-strain function for metal fatigue including mean stress effect). *Journal of Materials*, vol. 5, págs. 767-778.
- Starke Jr., E. A., Staley, J. T., 1996. Application of modern aluminum alloys to aircraft. *Progress in Aerospace Sciences*, vol. 32(2), págs. 131-172.
- Stephens, R.I., Fatemi, A., Stephens, R.R., Fuchs, H.O., 2001. *Metal fatigue in engineering*, Wiley Inter-Science, 2a edição.
- Viswanathan, R., 1989. Damage mechanisms and life assessment of high temperature components. *ASM international*, págs. 119-121.
- Zhao, T., Jiang, Y., 2008. Fatigue of 7075-T651 aluminum alloy. *International Journal of Fatigue*, vol. 30, págs. 834-849.
- Wang, W. H., Zhang, W. F., Zhang, W., Yang, J. S., 2015. Research on the material differences of 7050-T7451 aluminum alloy. In *Applied Mechanics and Materials*, vol. 727, págs. 115-118.