

1 2 9 0



UNIVERSIDADE D
COIMBRA

Nuno Miguel Carvalho Barbosa

**ESTUDO COMPARATIVO DO COMPORTAMENTO
À FADIGA OLIGOCÍCLICA DAS LIGAS DE
ALUMÍNIO 7050 E 7075**

**Dissertação no âmbito do Mestrado Integrado em Engenharia
Mecânica, na área de Produção e Projeto orientada pelo Professor Doutor Ricardo
Nuno Madeira Soares Branco e pela Professora Doutora Ana Paula Bettencourt
Martins Amaro e apresentada ao Departamento de Engenharia Mecânica da
Faculdade de Ciências e Tecnologias da Universidade de Coimbra.**

outubro de 2020



FACULDADE DE
CIÊNCIAS E TECNOLOGIA
UNIVERSIDADE DE
COIMBRA

Estudo comparativo do comportamento à fadiga oligocíclica das ligas de alumínio 7050 e 7075

Dissertação apresentada para a obtenção do grau de Mestre em Engenharia Mecânica na Especialidade de Produção e Projeto

Comparative study of low cycle fatigue behaviour of 7050 and 7075 aluminium alloys

Autor

Nuno Miguel Carvalho Barbosa

Orientadores

Ana Paula Bettencourt Martins Amaro

Ricardo Nuno Madeira Soares Branco

Júri

Presidente	Professor Doutor José Domingos Moreira da Costa Professor Auxiliar da Universidade de Coimbra
Orientador	Professor Doutor Ricardo Nuno Madeira Soares Branco Professor Auxiliar da Universidade de Coimbra
Vogal	Professor Doutor José António Correia Investigador Doutoramento da Universidade do Porto



Faculdade de Ciências e Tecnologias da
Universidade de Coimbra

Coimbra, outubro, 2020

Aos meus pais.

Emília, Armando

Aos meus irmãos.

Luís, Paulo, Patrícia

Agradecimentos

A realização da presente dissertação contou com o contributo e apoio de várias pessoas, às quais gostaria de direcionar os meus sinceros agradecimentos.

Em primeiro lugar, gostaria de agradecer aos meus orientadores, Professor Doutor Ricardo Nuno Madeira Soares Branco e Professora Doutora Ana Paula Bettencourt Martins Amaro, pela disponibilidade, preocupação, rigor e dedicação demonstrada ao longo deste trabalho. A partilha de conhecimentos, bem como a admirável orientação facilitaram a realização desta dissertação.

A todos os docentes, que trabalham no Departamento de Engenharia Mecânica, que contribuíram para o meu crescimento pessoal e académico.

A todos os meus amigos, pela preocupação, encorajamento e por todos os momentos partilhados.

Aos meus irmãos, pela presença e apoio constante ao longo deste percurso.

Por fim, gostaria de direcionar um agradecimento especial aos meus pais pelo apoio incondicional, pelos diversos sacrifícios suportados, pela compreensão, por toda a ajuda prestada durante esta caminhada e, principalmente, por servirem de exemplo e inspiração para mim.

Resumo

As ligas de alumínio da série 7000 são usadas num vasto número de aplicações, devido, principalmente, ao facto de combinarem elevada resistência específica, e boa resistência à corrosão. Estas ligas são particularmente atrativas para a conceção de componentes aeronáuticos, o que se deve às suas excelentes propriedades mecânicas, elevada resistência à corrosão, e boa tenacidade à fratura. Os componentes aeronáuticos são, muitas vezes, sujeitos a ciclos de carga complexos, variáveis ao longo do tempo, que podem causar a acumulação de deformação plástica. Nesse sentido, é fundamental ter um conhecimento sólido do comportamento elasto-plástico cíclico a fim de desenvolver modelos de previsão de vida à fadiga fiáveis.

O objetivo deste trabalho é fazer uma análise comparativa do comportamento elasto-plástico cíclico no regime de fadiga oligocíclica das ligas de alumínio 7050-T6 e 7075-T651 a partir de ensaios realizados em estudos anteriores. Numa primeira fase, foram efetuados ensaios em controlo de deformação, com amplitudes de deformação a variar entre 0.5% e 1.75%. Numa segunda fase, foi estudada a resposta tensão-deformação, bem como as relações tensão-vida, deformação-vida e energia-vida de cada liga. Por fim, as superfícies de fratura foram analisadas por microscopia eletrónica de varrimento, a fim de se identificar os principais mecanismos de fratura.

Os resultados mostram que a liga 7050-T6 apresenta um comportamento de amaciamento independentemente, da amplitude de deformação aplicada, ao contrário da liga 7075-T651 que apresenta um comportamento misto, ou seja, amacia para amplitudes de deformação inferiores a 1,1% e encrua para amplitudes de deformação superiores a este valor. Foi estabelecida uma relação linear entre o grau de amaciamento cíclico e a amplitude de deformação para amplitudes superiores a 1,0% para a liga 7050-T6 e, superiores a 0,80% para a liga 7075-T651. Além disso, as micrografias das superfícies de fratura das duas ligas revelaram a presença maioritária de degraus de clivagem para baixas amplitudes de deformação e o aparecimento de microcavidades com o aumento da amplitude de deformação.

Palavras-chave: Fadiga oligocíclica, Comportamento elasto-plástico cíclico, Amaciamento cíclico, Densidade de energia de deformação, Densidade de energia de deformação acumulada, Ligas da série 7000.

Abstract

The 7000-series aluminium alloys are used in a wide range of applications, mainly because they combine high specific strength and good corrosion resistance. These alloys are particularly attractive for the design of aeronautical components due to their excellent mechanical properties, high corrosion resistance and good fracture toughness. Aeronautical components are often subject to complex load cycles, variable over time, which can cause the accumulation of plastic deformation. In this sense, it is essential to have a solid knowledge of the cyclic elastic-plastic behaviour in order to develop reliable fatigue life prediction models.

The aim of this work is to comparatively analyse the cyclic elastic-plastic behaviour in the low cycle fatigue regime of the 7050-T6 and 7075-T651 aluminium alloys from tests performed in previous studies. In a first stage, tests were performed under strain-controlled conditions, with strain amplitudes in the range 0,5-1,75%. In a second stage, the stress-strain, as well as the stress-life, strain-life and energy-life relationships were studied for each alloy. Finally, the fracture surfaces were carefully examined by scanning electron microscopy in order to identify the main damage mechanisms.

The results show that the 7050-T6 aluminium alloy presents a softening behaviour regardless of the strain amplitude, on the other hand, the 7075-T651 aluminium alloy shows a mixed behaviour, i.e. it softens for strain amplitudes below 1.1% and hardens for strain amplitudes above 1.1%. A linear relationship has been established between the degree of cyclic strain softening and the strain amplitude for amplitudes above 1.0% for the 7050-T6 aluminium alloy and above 0.80% for the 7075-T651 aluminium alloy. Moreover, the micrographs of the fracture surfaces of the two alloys have revealed the presence of cleavage steps for low strain amplitudes and the appearance of microcavities with increasing strain amplitudes.

Keywords Low cycle fatigue, Cyclic elasto-plastic behaviour, Strain-softening, Strain energy density, Fracture toughness, 7000 series aluminium alloys

Índice

Índice de Figuras	ix
Índice de Tabelas	xi
Simbologia e Siglas	xiii
Simbologia.....	xiii
Siglas	xv
1. Introdução.....	1
1.1. Objetivos da investigação	2
1.2. Estrutura da dissertação	3
2. Revisão bibliográfica.....	5
2.1. Ligas de alumínio da série 7000	5
2.1.1. Liga de alumínio 7050-T6 vs Liga de alumínio 7075-T651	7
2.2. Fenómeno de fadiga.....	10
2.2.1. Efeito do carregamento.....	13
2.3. Fadiga oligocíclica.....	16
2.3.1. Resposta tensão-deformação cíclica.....	16
2.3.2. Relação deformação-vida e tensão-vida	22
2.3.3. Relação energia-vida	25
3. Procedimento experimental	29
3.1. Material.....	29
3.2. Geometria dos provetes	29
3.3. Ensaio de fadiga oligocíclica	31
3.4. Equipamento utilizado	32
3.5. Análise das superfícies de fratura	33
4. Análise e discussão de resultados	35
4.1. Ensaio de fadiga oligocíclica	35
4.1.1. Resposta tensão-deformação cíclica.....	38
4.1.2. Relação vida-deformação	45
4.1.3. Relação vida-energia	48
4.2. Análise das superfícies de fratura	53
5. Conclusões.....	55
5.1. Conclusões.....	55
5.2. Propostas para investigações futuras	58
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	59

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 2.1. Representação esquemática da nucleação e propagação de fendas por fadiga em componentes mecânicos solicitados por carregamentos uniaxiais cíclicos [20]...	12
Figura 2.2. Diferentes tipos de carregamento: a) carregamento constante; b) carregamento aleatório; c) carregamento alternado (adaptado de [5]).....	13
Figura 2.3. Representação esquemática da resposta tensão-deformação para diferentes variáveis de entrada cíclica: a) endurecimento por deformação; b) amaciamento por deformação; c) relaxação da tensão média; d) ratcheting por deformação [22]. ..	17
Figura 2.4. Representação gráfica de um circuito de histerese saturado [22].	18
Figura 2.5. Esquema ilustrativo da posição relativa das curvas de tensão-deformação cíclica e tensão-deformação monótona [6].	19
Figura 2.6. Representação esquemática de uma master curve [22].....	21
Figura 2.7. Relação das amplitudes de deformação elástica, plástica e total com o número de reversões até à rotura [22].	24
Figura 2.8. Representação esquemática da energia de deformação para um estudo uniaxial de tensão [43].	27
Figura 3.1. Geometria dos provetes utilizados nos ensaios de fadiga oligocíclica das ligas de alumínio 7050-T6 e 7075-T651 [6], [7].....	30
Figura 3.2. Geometria dos provetes utilizados nos ensaios de fadiga oligocíclica da liga de alumínio 7075-T651 [7].....	30
Figura 3.3. Equipamento experimental usado nos ensaios experimentais [6].....	33
Figura 4.1. Circuitos de histerese tensão-deformação da liga de alumínio 7050-T6: a) $\Delta\varepsilon/2 = \pm 0,80\%$ b) $\Delta\varepsilon/2 = \pm 1,50\%$	36
Figura 4.2. Circuitos de histerese tensão-deformação da liga de alumínio 7075-T651: a) $\Delta\varepsilon/2 = \pm 0,80\%$ b) $\Delta\varepsilon/2 = \pm 1,50\%$	37
Figura 4.3. Variação da amplitude de tensão para $R_\varepsilon = -1$ em função do número de ciclos para a liga de alumínio 7050-T6.....	40
Figura 4.4. Variação da amplitude de tensão para $R_\varepsilon = -1$ em função do número de ciclos para a liga de alumínio 7075-T651.....	40
Figura 4.5. Variação dos graus de amaciamento cíclico CS_1 e CS_2 da liga de alumínio 7050-T6 em função da amplitude de deformação.	42

Figura 4.6. Variação dos graus de amaciamento cíclico CS_1 e CS_2 da liga de alumínio 7075-T651 em função da amplitude de deformação.	42
Figura 4.7. Curvas monótonas e curvas cíclicas das ligas de alumínio 7050-T6 e 7075-T651.	44
Figura 4.8. Representação dos circuitos de histerese para diferentes amplitudes de deformação das ligas de alumínio 7050-T6 e 7075-T651 em coordenadas relativas.	45
Figura 4.9. Representação das curvas para a amplitude de deformação (elástica, plástica e total) em função do número de reversões até à rotura para as ligas de alumínio 7050-T6 e 7075-T651.....	47
Figura 4.10. Representação dos dados experimentais das densidades de energia de deformação plástica e total e respetivas retas de ajustamento obtidas através da Equação 2.28 e da Equação 2.32.....	50
Figura 4.11. Representação dos valores experimentais e aproximados da densidade de energia de deformação plástica acumulada da liga de alumínio 7050-T6 e da liga de alumínio 7075-T651.....	52
Figura 4.12. Representação dos valores experimentais e aproximados da densidade de energia de deformação total acumulada da liga de alumínio 7050-T6 e da liga de alumínio 7075-T651.....	52
Figura 4.13. Micrografias SEM das superfícies de fratura da liga de alumínio 7050-T6 para amplitudes de deformação diferentes: a) $\Delta\varepsilon/2 = 0,60\%$ [2]; b) $\Delta\varepsilon/2 = 0,60\%$; c) $\Delta\varepsilon/2 = 1,50\%$ [2]; d) $\Delta\varepsilon/2 = 1,50\%$	54
Figura 4.14. Micrografias SEM das superfícies de fratura da liga de alumínio 7075-T651 para amplitudes de deformação diferentes: a) $\Delta\varepsilon/2=0,50\%$; b) $\Delta\varepsilon/2=1,25$	54

ÍNDICE DE TABELAS

Tabela 2.1. Principal elemento de liga correspondente a cada série das ligas de alumínio [8].	5
Tabela 2.2. Especificação dos tratamentos de endurecimento [9].....	6
Tabela 2.3. Composição química da liga de alumínio 7050-T6 (wt%) (adaptado de [2]). ...	8
Tabela 2.4. Composição química da liga de alumínio 7075-T651 (wt%) (adaptado de [1]).	8
Tabela 2.5. Propriedades mecânicas monótonas da liga de alumínio 7050-T6 (adaptado de [2]).	9
Tabela 2.6. Propriedades mecânicas monótonas da liga de alumínio 7075-T651 (adaptado de [1]).	9
Tabela 2.7. Métodos possíveis para obter uma curva tensão-deformação cíclica [22].	20
Tabela 3.1. Amplitude de deformação associada a cada ensaio de fadiga oligocíclica [6], [7].	32
Tabela 4.1. Dados obtidos nos ensaios de fadiga oligocíclica.....	38
Tabela 4.2. Parâmetros da curva cíclica para a liga de alumínio 7050-T6 e 7075-T651. ...	43
Tabela 4.3. Constantes de resistência cíclica para as ligas de alumínio 7050-T6 e 7075-T651.	46
Tabela 4.4. Constantes de ductilidade cíclica para as ligas de alumínio 7050-T6 e 7075-T651.	46
Tabela 4.5. Constantes da Equação 2.28 para as ligas de alumínio 7050-T6 e 7075-T651..	48
Tabela 4.6. Constantes da Equação 2.32 para as ligas de alumínio 7050-T6 e 7075-T651..	49
Tabela 4.7. Resultados experimentais de ΔW_p , ΔW_{e+} e ΔW_t e resultados teóricos de ΔW_p e ΔW_t	50

SIMBOLOGIA E SIGLAS

Simbologia

$2N_f$ – Número de reversões até à rotura

$2N_t$ – Número de reversões de transição

b – Expoente de resistência cíclica

c – Expoente de ductilidade cíclica

CS_1 – Grau de amaciamento cíclico

CS_2 – Desvio da curva cíclica em relação à curva monótona

$d\varepsilon/dt$ – Taxa de deformação

E – Módulo de elasticidade

f – Frequência de carregamento

k' - Coeficiente de encruamento cíclico

k^* - Coeficiente de encruamento cíclico da master curve

m – Número de blocos de carga

n' - Expoente de encruamento cíclico

n^* - Expoente de encruamento cíclico da master curve

N_f – Número de ciclos até à rotura

N^i – Número de ciclos de carga i

N_f^i – Número de ciclos até à rotura resultante da aplicação do bloco de carga i

R – Razão de tensão

r – Coeficiente de correlação

R_ε – Razão de deformação

W – Energia de deformação acumulada

W_{e+} – Energia de deformação elástica positiva acumulada

W_p – Energia de deformação plástica acumulada

W_t – Energia de deformação total acumulada

ε_a – Amplitude de deformação

- ε'_f – Coeficiente de ductilidade cíclica
 ε_m – Deformação média
 $\varepsilon_{m\acute{a}x}$ – Deformação máxima
 $\varepsilon_{m\acute{i}n}$ – Deformação mínima
 σ^M – Tensão da curva monótona
 σ_R – Tensão de rotura
 σ_a – Amplitude de tensão
 σ_c – Tensão de cedência
 σ'_f - Coeficiente de resistência cíclica
 σ_m – Tensão média
 $\sigma_{m\acute{a}x}$ – Tensão máxima
 $\sigma_{m\acute{i}n}$ – Tensão mínima
 $\sigma_{m\acute{a}x}^1$ – Tensão máxima no primeiro ciclo
 $\sigma_{m\acute{a}x}^{MV}$ – Tensão máxima no ciclo da meia-vida
 ΔW_{e+} - Densidade de energia de deformação elástica positiva
 ΔW_0 – Energia elástica no limite de fadiga
 ΔW_e – Densidade de energia de deformação elástica
 ΔW_p – Densidade de energia de deformação plástica
 ΔW_t – Densidade de energia de deformação total
 ΔW_{0t} – Energia elástica positiva no limite de fadiga
 $\Delta \varepsilon^*$ - Gama de deformação num sistema de coordenadas auxiliares
 $\Delta \varepsilon_e$ – Gama de deformação elástica
 $\Delta \varepsilon_e/2$ – Amplitude de deformação elástica
 $\Delta \varepsilon_p$ – Gama de deformação plástica
 $\Delta \varepsilon_p/2$ – Amplitude de deformação plástica
 $\Delta \varepsilon$ – Gama de deformação
 $\Delta \sigma$ – Gama de tensão
 $\Delta \sigma^*$ - Gama de tensão num sistema de coordenadas auxiliares
 $\delta \sigma_0$ – Medida de expansão cíclica da gama elástica

ν – Coeficiente de Poisson

Siglas

ASTM – American Society for Testing and Materials

DEM – Departamento de Engenharia Mecânica

FCTUC – Faculdade de Ciências e Tecnologia da Universidade de Coimbra

GP – Guinier-Preston

IST – Incremental step test

LCF – Low cycle fatigue

MST – Multiple step test

SE – Eletrões secundários

SEM – Microscopia eletrónica de varrimento

SST – Single step test

SWT – Smith, Watson & Topper

TIFF – Tagged Image File Format

1. INTRODUÇÃO

As ligas de alumínio apresentam uma utilização crescente no mundo da engenharia, substituindo em muitos casos, componentes que anteriormente eram produzidos em aço. Em áreas como a engenharia aeronáutica ou aeroespacial é evidente a preocupação em utilizar materiais com elevada relação resistência/peso, boa rigidez específica e boa resistência à corrosão, bem como materiais com elevada tenacidade à fratura. Devido às ligas de alumínio da série 7000 aliarem todas estas características, tornam-se particularmente atrativas para a conceção de componentes aeronáuticos. No entanto, estes componentes são, muitas vezes, sujeitos a ciclos de carga complexos, variáveis ao longo do tempo, que na presença de descontinuidades geométricas podem causar a acumulação de deformação plástica tornando-os suscetíveis à rotura por fadiga [1]–[3].

De acordo com a *American Society for Testing and Materials*, a fadiga é um processo de alteração estrutural permanente, progressivo e localizado, que ocorre em materiais sujeitos a condições que produzem tensões ou deformações dinâmicas num ponto ou em vários pontos, e que pode culminar em fendas ou numa fratura completa, após um número suficiente de variações de carga ou ciclos de carga [4]. Do ponto de vista microestrutural, a fadiga é um processo sequencial que engloba três fases: iniciação da fenda, propagação estável da fenda e por último, rotura. Assim, de modo a reduzir o risco de falhas inesperadas e tendo em consideração que as ligas de alumínio são amplamente utilizadas em aplicações estruturais, é essencial ter um conhecimento preciso da durabilidade do material em serviço [5]. Deste modo, podemos encontrar várias abordagens no que concerne à previsão de vida de um componente sujeito a ciclos de carga complexos, sendo que as mais populares estabelecem relações tensão-vida, deformação-vida e energia-vida. Assim, a plena compreensão do comportamento elasto-plástico cíclico das ligas de alumínio é um trunfo fundamental no desenvolvimento de modelos de previsão fíáveis da vida à fadiga [1].

Sendo as ligas de alumínio 7050-T6 e 7075-T651 das mais utilizadas em aplicações estruturais nas áreas de aeronáutica e aeroespacial, o presente estudo tem como objetivo analisar, de forma comparativa, o comportamento elasto-plástico cíclico das mesmas no regime de fadiga oligocíclica. Essa comparação será efetuada com base em trabalhos anteriores realizados por Mário Branco [6] e Tiago Neves [7].

1.1. Objetivos da investigação

O objetivo principal da presente dissertação é contribuir para um melhor entendimento relativamente ao comportamento à fadiga oligocíclica das ligas de alumínio 7050-T6 e 7075-T651, considerando uma razão de deformação, R_ϵ , igual a -1. De uma forma mais específica, enumeram-se os seguintes objetivos:

- Estudar e comparar a resposta tensão-deformação cíclica para diferentes níveis de amplitude de deformação total;
- Estudar e comparar a forma dos circuitos de histerese estabilizados para diferentes níveis de amplitude de deformação;
- Estudar e comparar as propriedades de resistência e ductilidade cíclicas de fadiga, bem como analisar a vida de transição;
- Estudar e comparar as densidades de energia de deformação plástica e total por ciclo;
- Estudar e comparar os valores acumulados das densidades de energia de deformação plástica e total por ciclo;
- Identificar e comparar os principais micro-mecanismos de fratura associados à variação da amplitude de deformação.

1.2. Estrutura da dissertação:

A presente dissertação encontra-se estruturada em cinco capítulos. De seguida é apresentada uma descrição geral de cada um deles:

- No primeiro capítulo é introduzido o tema da dissertação e são identificados os principais objetivos de investigação;
- No segundo capítulo faz-se uma revisão da literatura sobre as ligas de alumínio da série 7000, mais especificamente, as ligas de alumínio 7050-T6 e 7075-T651. Além disso, é apresentada uma breve revisão da literatura sobre o fenómeno de fadiga, bem como algumas teorias e filosofias utilizadas em projeto à fadiga. Ainda no mesmo capítulo, aborda-se o tema da fadiga oligocíclica de uma forma mais aprofundada;
- No terceiro capítulo são apresentadas as metodologias utilizadas no trabalho experimental e são descritos os procedimentos laboratoriais;
- No quarto capítulo são apresentados os resultados experimentais e a respetiva discussão;
- No quinto capítulo são apresentadas as principais conclusões e identificados tópicos que merecem investigação futura.

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1. Ligas de alumínio da série 7000

As propriedades mecânicas de qualquer material dependem da microestrutura e da sua composição química. No caso do alumínio puro, devido à sua baixa resistência mecânica, este não pode ser usado diretamente em aplicações onde a resistência à deformação e à fratura são fundamentais. Assim, de modo a melhorar consideravelmente as suas propriedades, podem ser adicionados um ou mais elementos, formando as ligas de alumínio.

As ligas de alumínio dividem-se em dois grupos: as de trabalho mecânico e as de fundição. De modo a diferenciar estes dois tipos de ligas, é atribuído um sistema de designação que consiste em caracterizar cada uma delas através de um conjunto de quatro dígitos. No caso das ligas de trabalho mecânico, o primeiro dígito deste sistema de designação varia consoante o principal elemento da liga (Tabela 2.1). O segundo dígito identifica a modificação da liga principal, sendo que à original é atribuído o número zero. Por último, o terceiro e o quarto dígitos, no caso da série 1xxx, correspondem à pureza da liga, enquanto que nas restantes séries, estes dígitos servem para identificar diferentes ligas de alumínio da mesma série [8].

Tabela 2.1. Principal elemento de liga correspondente a cada série das ligas de alumínio [8].

Série	1xxx	2xxx	3xxx	4xxx	5xxx	6xxx	7xxx	8xxx
Principal elemento de liga	Alumínio puro	Cobre	Manganês	Silício	Magnésio	Magnésio e silício	Zinco	Outros elementos (incluindo lítio)

Por sua vez, as ligas de alumínio de trabalho mecânico dividem-se em endurecíveis e não endurecíveis por tratamento térmico. Dependendo do tratamento que as

ligas sofrem com vista a melhorar as suas propriedades, estas são designadas de maneiras diferentes. Assim, caso as ligas sejam endurecíveis por tratamento térmico, estas apresentam um sufixo, T, seguido por um ou mais dígitos, cuja designação do primeiro dígito está explicada na Tabela 2.2. Se porventura a designação do tratamento da liga possuir mais do que um dígito, então o segundo ou mais dígitos podem estar relacionados com a diminuição da espessura por deformação plástica, com o tipo de alívio de tensões ou com tratamentos térmicos realizados pelo operador. Caso as ligas sejam não endurecíveis por tratamento térmico, estas apresentam um sufixo, H, seguido por dois números, em que o primeiro está relacionado com o tratamento a que a liga foi sujeita, como se verifica na Tabela 2.2, e o segundo está relacionado com a diminuição de espessura na deformação a frio. Geralmente, as ligas das séries 2xxx, 7xxx e 8xxx são endurecíveis por tratamento térmico, enquanto as restantes (3xxx, 5xxx e 6xxx) não são endurecíveis por tratamento térmico [8], [9].

Tabela 2.2. Especificação dos tratamentos de endurecimento [9].

Endurecimento por	Tipo	Especificação do primeiro dígito
Deformação plástica	H1x	Deformação a frio
	H2x	Deformação a frio e recozimento parcial
	H3x	Deformação a frio e estabilização
Tratamento térmico	T1	Solubilização parcial e envelhecimento natural
	T2	Recozimento
	T3	Solubilização total e deformação a frio
	T4	Solubilização total e envelhecimento natural
	T5	Envelhecimento artificial
	T6	Solubilização total e envelhecimento artificial
	T7	Solubilização e estabilização
	T8	Solubilização, deformação a frio e envelhecimento artificial
	T9	Solubilização, envelhecimento artificial e deformação a frio

Posto isto, as ligas de alumínio da série 7xxx são ligas em que o principal elemento é o zinco. O zinco, em quantidades de 1 a 8%, quando aliado a uma menor

percentagem de magnésio e/ou cobre, resulta em ligas endurecíveis por tratamento térmico de moderada a alta resistência. Para além do magnésio e do cobre, é também normal adicionar elementos em pequenas quantidades como zircónio, manganês, crómio, ferro, silício, entre outros. Apesar da série 7xxx oferecer um conjunto de ligas com elevados valores de resistência mecânica, os baixos valores da resistência à corrosão e à fratura são, geralmente, um problema. Assim, de modo a melhorar estes parâmetros, é necessário submeter estas ligas a tratamentos térmicos para que estas possam ser usados na conceção de componentes aeronáuticos e aeroespaciais [10].

2.1.1. Liga de alumínio 7050-T6 vs Liga de alumínio 7075-T651

A utilização das ligas de alumínio 7050-T6 e 7075-T651 em aplicações estruturais tem sido cada vez mais recorrente, devido ao facto de aliarem excelentes propriedades mecânicas a um baixo peso.

No caso da liga de alumínio 7050-T6, esta é sujeita a um tratamento térmico T6 de forma a otimizar a resistência à fadiga, à corrosão e à fratura. O tratamento térmico T6 compreende três etapas distintas, nomeadamente a solubilização, têmpera e envelhecimento artificial. A solubilização é responsável por dissolver os elementos de liga a uma temperatura entre 406°C e 565°C e tornar a solução sólida supersaturada [11]. Posteriormente, é aplicada uma têmpera a fim de reter os elementos de liga em estado sólido. Por último, o material é envelhecido artificialmente a uma temperatura entre 115°C e 195°C de forma a que os elementos de liga possam precipitar, resultando na formação de zonas Guinier-Preston (GP) a partir da solução sólida supersaturada, seguida pelo aparecimento de precipitados metastáveis η' (MgZn_2) até chegarem à fase de equilíbrio η (MgZn_2). Tanto a fase η' como a fase η tem um papel fundamental no endurecimento da liga por precipitação, visto que a presença de MgZn_2 nos grãos e nas fronteiras de grão leva a um aumento da resistência da liga [12]–[14]. Para além disso, também o cobre quando aliado ao zinco e/ou ao magnésio provoca um notável endurecimento da liga, devido à formação de fases como o Al_2CuMg e AlCuMgZn [10].

Em relação à liga de alumínio 7075-T651, esta é submetida a um tratamento térmico T651. Tal como a liga 7050-T6, o tratamento térmico engloba solubilização, têmpera

e envelhecimento artificial. No entanto, após o envelhecimento artificial, a liga é submetida a um alívio de tensões por deformação plástica (1-3%) a fim de eliminar as tensões residuais originadas pela têmpera [12].

A Tabela 2.3 e a Tabela 2.4 exibem a composição química, em percentagem de peso, da liga de alumínio 7050-T6 e da liga de alumínio 7075-T651, respetivamente.

Tabela 2.3. Composição química da liga de alumínio 7050-T6 (wt%) (adaptado de [2]).

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Zr	Ti	Al
0,12	0,15	2,1	0,1	2,0	0,04	6,2	0,1	0,06	Rem.

Tabela 2.4. Composição química da liga de alumínio 7075-T651 (wt%) (adaptado de [1]).

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Al
0,33	0,007	1,52	0,09	2,12	4,89	Rem.

De acordo com as composições químicas das tabelas anteriores é possível observar que a liga de alumínio 7050-T6 tem maior teor de zinco e cobre quando comparada com a liga de alumínio 7075-T651, no entanto, o teor de magnésio é ligeiramente inferior na liga de alumínio 7050-T6. O zinco, o magnésio e o cobre são os principais elementos responsáveis pelo endurecimento das ligas da série 7xxx, sendo que as melhores propriedades para estas ligas podem ser obtidas quando a razão Zn/Mg é igual a três e a razão Zn/Cu é igual a quatro. A adição de elementos como o zircónio, o crómio e o manganês também proporcionam melhorias das propriedades mecânicas destas ligas, bem como a adição de impurezas como o silício e o ferro [10], [15]. Importa referir que o teor destas impurezas deve ser relativamente baixo, de modo a que estas não influenciem negativamente a resistência à fratura da liga [11]. Analisando as composições das duas ligas, é possível deduzir que a liga de alumínio 7050-T6 possui um teor de silício mais baixo e um teor de ferro mais alto do que a liga de alumínio 7075-T651 porém, devido à presença de manganês nas duas ligas, o efeito prejudicial do ferro na resistência à fratura é atenuado [10], [16]. Consoante o que foi mencionado anteriormente, é expectável que, no geral, a liga de alumínio 7050-T6 seja superior à liga de alumínio 7075-T651, o que pode ser comprovado através da análise da Tabela 2.5 e da Tabela 2.6.

Com base nas propriedades mecânicas monótonas das ligas de alumínio 7050-T6 (Tabela 2.5) e 7075-T651 (Tabela 2.6) é possível constatar que a liga de alumínio 7050-T6 tem maior alongamento, bem como maiores valores de tensão de cedência e de tensão de rotura do que a liga de alumínio 7075-T651.

Tabela 2.5. Propriedades mecânicas monótonas da liga de alumínio 7050-T6 (adaptado de [2]).

Tensão de cedência, σ_c [MPa]	Tensão de rotura, σ_R [MPa]	Elongamento, [%]	Módulo de elasticidade, E [GPa]
546	621	14	71,7

Tabela 2.6. Propriedades mecânicas monótonas da liga de alumínio 7075-T651 (adaptado de [1]).

Tensão de cedência, σ_c [MPa]	Tensão de rotura, σ_R [MPa]	Elongamento, [%]	Módulo de elasticidade, E [GPa]
503	572	11	71,7

2.2. Fenómeno de fadiga

O fenómeno de fadiga é um problema de engenharia extremamente complexo, responsável pela maioria das falhas em componentes mecânicos sujeitos a solicitações dinâmicas. Do número total de falhas, estima-se que entre 50 e 90% são provocadas por fadiga, sendo que, na maioria das vezes, as falhas ocorrem de forma inesperada.

A fadiga define-se como sendo um fenómeno responsável pela redução gradual da capacidade de carga de um componente, que resulta numa rotura lenta do material, consequência do avanço progressivo das fissuras que se formam no seu interior [17]. Por outras palavras, a fadiga é responsável pela degradação gradual do material mesmo para tensões inferiores à tensão de rotura, ou à tensão de cedência. Para além das solicitações dinâmicas, a falha por fadiga pode ocorrer devido à combinação de vários fatores de dano, tais como fadiga por fluência, fadiga por corrosão, fadiga termodinâmica, fadiga por *fretting*, fadiga por contacto deslizante e, por último, fadiga por contacto rolante [18].

Com o desenvolvimento tecnológico, o número de falhas em componentes por fadiga teve um crescimento contínuo, o que obrigou a um grande trabalho de investigação, de modo a reduzir o número de falhas provocadas por fadiga em componentes mecânicos. Assim, ao longo do século XIX, o engenheiro alemão August Wöhler (1819-1914) estudou o comportamento de eixos ferroviários quando sujeitos a cargas cíclicas, visto que estes sofriam rotura para valores inferiores aos da tensão de cedência [19]. Este trabalho deu início à caracterização do comportamento à fadiga em termos de curvas que relacionam a tensão aplicada com o número de ciclos até à rotura de um componente, passando estas a ser conhecidas como curvas S-N. Desde então, as curvas S-N têm sido utilizadas no dimensionamento à fadiga nas mais variadas aplicações, nomeadamente em aeronaves, pontes, navios, máquinas industriais e componentes sujeitos a cargas cíclicas [20].

A rotura por fadiga, conforme ilustrado na Figura 2.1, é um processo sequencial que envolve três fases. A primeira fase compreende a nucleação microscópica e consequente iniciação da fenda. A segunda fase corresponde à propagação estável da fenda. Neste período, a fenda atinge uma dimensão crítica e a restante secção do componente deixa de estar preparada para suportar a carga imposta. A última fase consiste num período de

propagação instável da fenda que culmina na rotura súbita da restante secção transversal não fissurada do componente mecânico.

A iniciação da fenda é um processo localizado num ponto da peça. Geralmente, ocorre à superfície, numa zona de elevada concentração de tensões, devido a um acabamento superficial defeituoso, a uma variação brusca na geometria da peça, ou a defeitos do material. Além disso, o processo de iniciação da fenda também poderá resultar de um menor nível de constrangimento presente na superfície do material [20].

De acordo com Ewing e Humfrey, a nucleação de fendas inicia-se a partir de microfissuras em bandas de escorregamento. Apesar de estudos mais recentes demonstrarem que a nucleação de microfissuras ocorre geralmente numa fase inicial do processo de fadiga, estas permanecem praticamente invisíveis durante grande parte da vida dos componentes. A nucleação é facilitada pela aplicação de tensões de corte cíclicas que provocam deformação plástica no material. Porém, a tensão de corte nos planos cristalográficos de escorregamento varia de grão para grão, visto que o escorregamento cíclico está relacionado com a forma, tamanho de grão, orientação cristalográfica dos próprios grãos e anisotropia do material. Assim sendo, alguns grãos à superfície do material são mais suscetíveis ao escorregamento cíclico do que outros [21].

A Figura 2.1 esquematiza o início da fenda na superfície de um metal dúctil sujeito a uma tensão de tração uniaxial. Numa primeira fase, as bandas de escorregamento são visíveis à superfície durante o ciclo de carregamento porém, quando o nível de carregamento é aliviado, as bandas de escorregamento desaparecem. Após alguns ciclos de carga, este processo, até ao momento reversível, é interrompido formando-se bandas de escorregamento permanentes, podendo resultar em intrusões e extrusões que se comportam como locais de concentração de tensões propícios à formação de microfissuras. A contínua aplicação de cargas cíclicas resulta no crescimento estável da fenda. No período inicial de propagação estável da fenda, a direção da propagação não é perpendicular à direção da carga aplicada, visto que depende da orientação da banda de escorregamento primária. Posteriormente, a direção de crescimento muda e a fenda tende a propagar na direção normal

à carga aplicada, até atingir um comprimento crítico. Após a fenda atingir um comprimento crítico, esta propaga de forma instável conduzindo à rotura final [5].

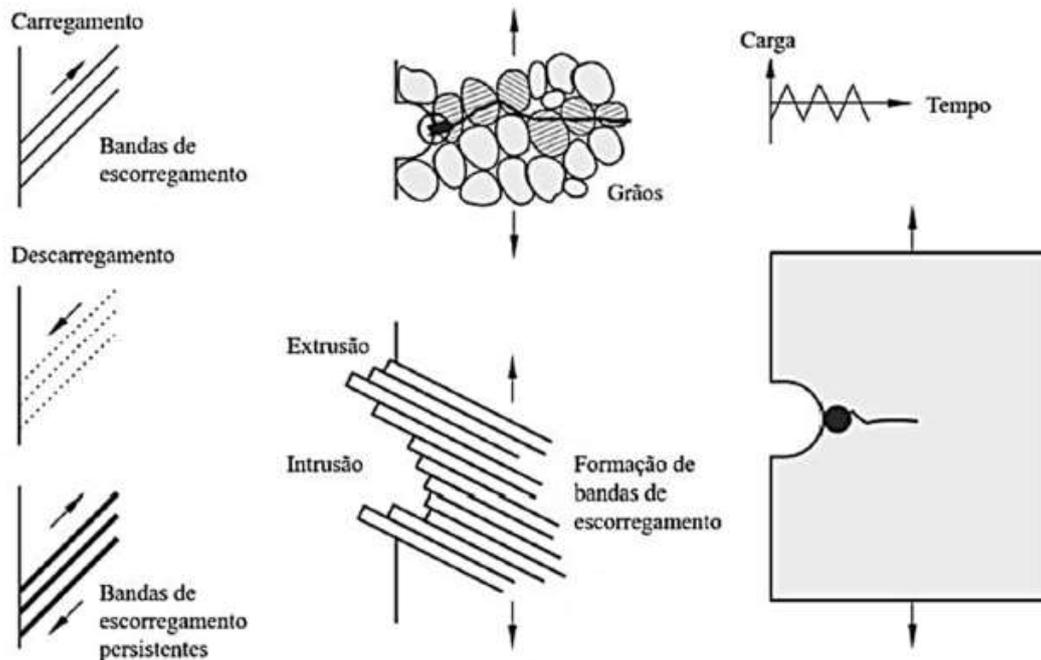


Figura 2.1. Representação esquemática da nucleação e propagação de fendas por fadiga em componentes mecânicos solicitados por carregamentos uniaxiais cíclicos [20].

No que diz respeito a metais policristalinos, como as ligas de alumínio, é importante ter em consideração que no processo de nucleação de fendas as bandas de escorregamento nem sempre resultam da orientação favorável dos grãos com a direção do carregamento. Deste modo, as bandas de escorregamento podem ainda resultar do movimento de deslocações no interior de grãos individuais ao longo de um plano de escorregamento definido pela estrutura cristalina, sendo que estes deslocamentos são fortemente afetados pela presença de fronteiras de grão, precipitados, impurezas e inclusões [5].

Em suma, o fenómeno de fadiga é um processo extremamente complexo, afetado por diversos fatores, entres os quais a geometria e a microestrutura do material, o tamanho de grão, as técnicas de processamento, o tipo de carregamento e o meio ambiente [22].

2.2.1. Efeito do carregamento

A história de carga a que um componente mecânico está sujeito desempenha um papel crucial na vida à fadiga. No caso de componentes estacionários, a história da carga é praticamente uniforme, existindo apenas pequenas alterações de ciclo para ciclo. Assim sendo, o ciclo de carga apresenta uma amplitude de tensão constante ao longo do tempo (Figura 2.2a), o que se verifica em componentes mecânicos que operam sempre à mesma velocidade. No entanto, a maioria dos problemas de fadiga está associada a casos em que a história de carga é praticamente aleatória durante determinado intervalo de tempo (Figura 2.2b), complicando a análise dos ciclos de tensão. Assim, de modo a facilitar esta análise, considera-se uma sucessão de blocos de ciclos com amplitudes de tensão constante, conforme a Figura 2.2c.

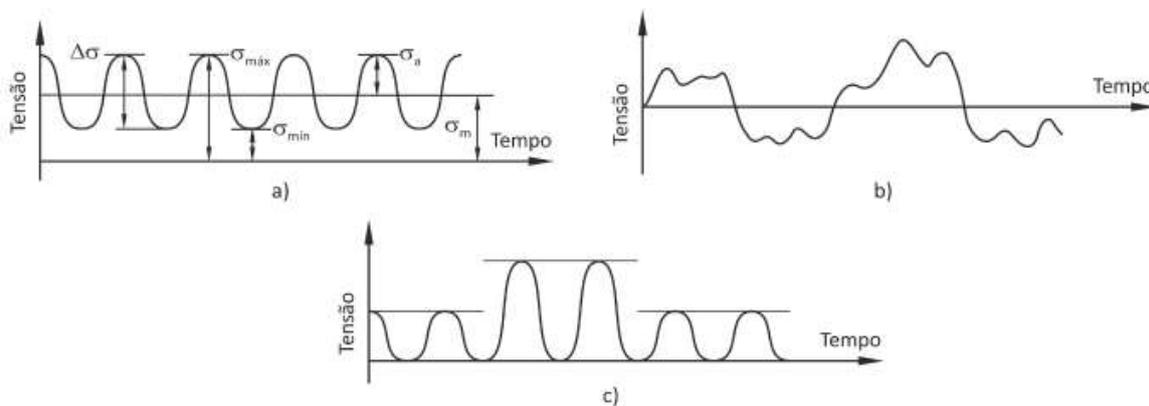


Figura 2.2. Diferentes tipos de carregamento: a) carregamento constante; b) carregamento aleatório; c) carregamento alternado (adaptado de [5]).

Com base nos casos mencionados anteriormente, os ciclos de tensão com amplitude constante são uma aproximação razoável aos casos reais com a condição de não existirem desvios significativos na história de carga. A gama de tensão, $\Delta\sigma$, é dada pela equação:

$$\Delta\sigma = \sigma_{m\acute{a}x} - \sigma_{m\acute{i}n} \quad (2.1)$$

onde $\sigma_{m\acute{a}x}$ e $\sigma_{m\acute{i}n}$ representam, respetivamente, a tensão máxima e a tensão mínima durante um ciclo de carga completo. A partir da tensão máxima e da tensão mínima é também

possível calcular a amplitude de tensão, σ_a , e a tensão média, σ_m , com base na Equação 2.2 e na Equação 2.3, e por essa ordem.

$$\sigma_a = \frac{\Delta\sigma}{2} = \frac{\sigma_{m\acute{a}x} - \sigma_{m\acute{i}n}}{2} \quad (2.2)$$

$$\sigma_m = \frac{\sigma_{m\acute{a}x} + \sigma_{m\acute{i}n}}{2} \quad (2.3)$$

Para uma melhor distinção das diferentes condições de carregamento é utilizado um parâmetro denominado de razão de tensão, R . A razão de tensão é calculada a partir da razão entre a tensão mínima e a tensão máxima durante um ciclo completo, e pode ser definida como se mostra na Equação 2.4. Em ensaios laboratoriais é muito frequente usar razões de tensão iguais a $R = -1$ ou $R = 0$. No primeiro caso, o ensaio diz-se alternado ou totalmente reversível, enquanto que no segundo caso o ensaio diz-se pulsante.

$$R = \frac{\sigma_{m\acute{i}n}}{\sigma_{m\acute{a}x}} \quad (2.4)$$

No caso da variável de controlo ser a deformação, definem-se expressões análogas para a razão de deformação, R_ϵ , para a gama de deformação, $\Delta\epsilon$, para a amplitude de deformação, ϵ_a , e para a deformação média, ϵ_m , conforme a Equação 2.5, Equação 2.6, Equação 2.7 e Equação 2.8, por esta ordem.

$$R_\epsilon = \frac{\epsilon_{m\acute{i}n}}{\epsilon_{m\acute{a}x}} \quad (2.5)$$

sendo $\epsilon_{m\acute{i}n}$ e $\epsilon_{m\acute{a}x}$ a deformação mínima e a deformação máxima, respetivamente.

$$\Delta\epsilon = \epsilon_{m\acute{a}x} - \epsilon_{m\acute{i}n} \quad (2.6)$$

$$\epsilon_a = \frac{\Delta\epsilon}{2} = \frac{\epsilon_{m\acute{a}x} - \epsilon_{m\acute{i}n}}{2} \quad (2.7)$$

$$\epsilon_m = \frac{\epsilon_{m\acute{a}x} + \epsilon_{m\acute{i}n}}{2} \quad (2.8)$$

A análise de carregamentos com amplitude de tensão variável pode ser realizada com base em modelos de acumulação de dano [23]. Segundo Miner, cada ciclo causa um determinado dano microestrutural que terá influência no dano total induzido até à rotura [24]. Assim, o dano acumulado resultante da aplicação de m blocos de carga pode ser determinado

adicionando diretamente os danos induzidos por cada um dos blocos individuais (Equação 2.9):

$$D = \sum_{i=1}^m \frac{N^i}{N_f^i} = 1 \quad (2.9)$$

sendo N^i o número de ciclos do bloco de carga i e N_f^i o número de ciclos até à rotura resultante da aplicação da solicitação do bloco de carga i .

2.3. Fadiga oligocíclica

A fadiga pode ser dividida em fadiga supercíclica e fadiga oligocíclica. No primeiro caso, a vida à fadiga é geralmente superior a 10^4 ciclos, enquanto que no segundo caso, a vida à fadiga é normalmente inferior a 10^4 ciclos. Devido ao elevado número de falhas com as características de fadiga oligocíclica (baixo número de ciclos até à rotura e elevado nível de tensões), este modo de fadiga é frequentemente estudado de modo a prever o comportamento do material quando sujeito a essas condições de carregamento.

2.3.1. Resposta tensão-deformação cíclica

Os materiais metálicos quando sujeitos a deformações plásticas reversíveis exibem um comportamento designado de comportamento cíclico. Este comportamento difere do comportamento monótono do material, dado que a cada ciclo de carregamento o material acumula dano. A Figura 2.3 exhibe várias respostas tensão-deformação em função da variável de controlo. Assim, quando a variável de controlo é a deformação e a razão de deformação é igual a -1, $R_\epsilon = -1$, pode ocorrer endurecimento cíclico (Figura 2.3a) ou amaciamento cíclico (Figura 2.3b). O endurecimento cíclico caracteriza-se pelo aumento progressivo da tensão com o aumento do número de ciclos, enquanto que o amaciamento cíclico caracteriza-se pela diminuição progressiva da tensão com o aumento do número de ciclos. Se o carregamento cíclico for realizado em controlo de deformação com tensão média não nula pode ocorrer o fenómeno de relaxação da tensão média (Figura 2.3c), isto é, haver uma diminuição da tensão média com o aumento do número de ciclos. Quando a variável de controlo é a tensão, pode ocorrer o fenómeno de *ratcheting* por deformação cíclica (Figura 2.3d). Como se pode observar na Figura 2.3c e na Figura 2.4d, tanto o *ratcheting* por deformação plástica, como a relaxação da tensão média são caracterizados por circuitos de histerese abertos.

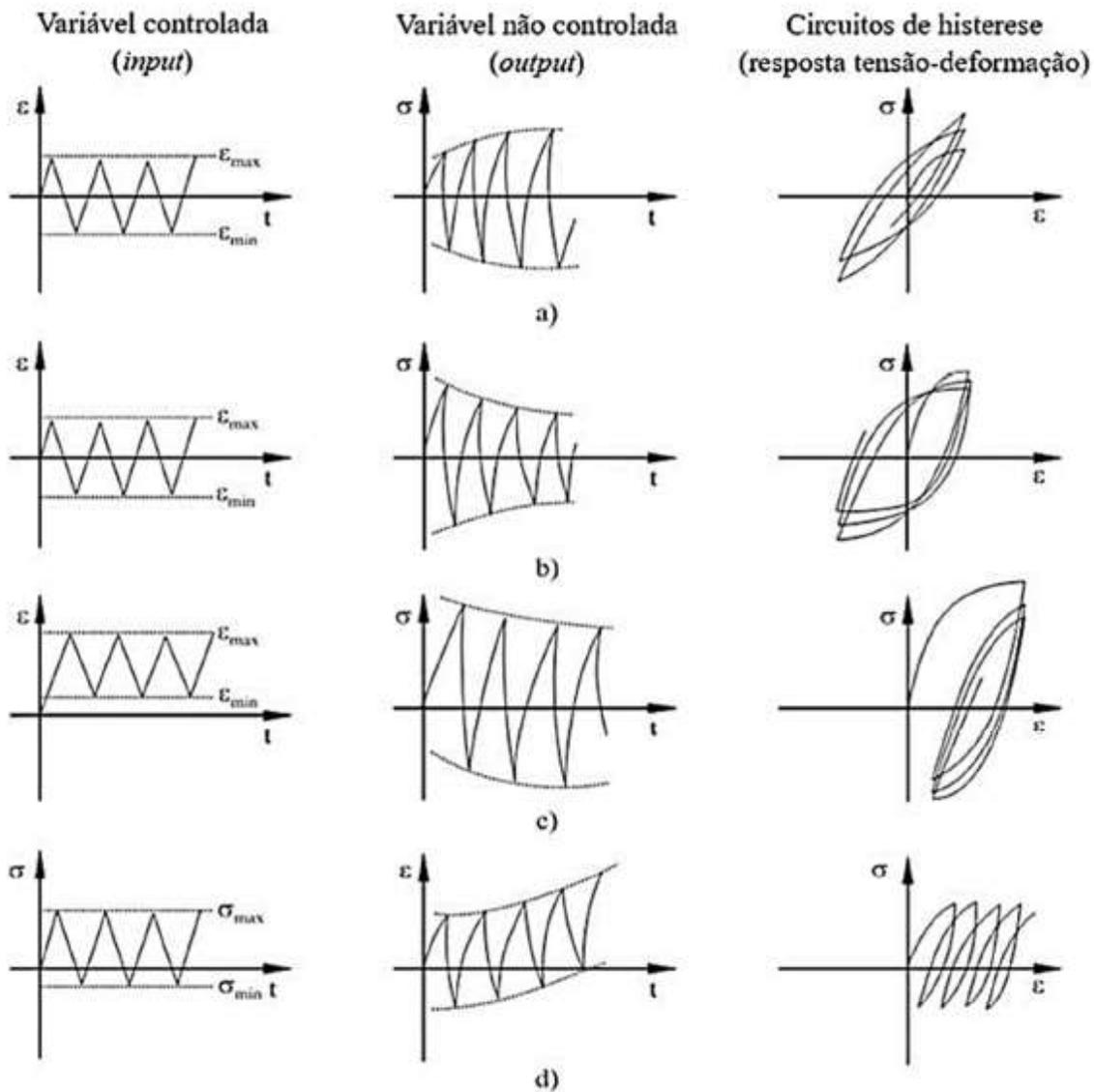


Figura 2.3. Representação esquemática da resposta tensão-deformação para diferentes variáveis de entrada cíclica: a) endurecimento por deformação; b) amaciamento por deformação; c) relaxação da tensão média; d) *ratcheting* por deformação [22].

A tendência do material para sofrer endurecimento cíclico ou amaciamento cíclico pode ser prevista de acordo com a razão entre a tensão de rotura, σ_R , e a tensão de cedência, σ_C . De uma forma geral, os materiais que apresentam uma relação entre a tensão de rotura e a tensão de cedência superior a 1,4 (Equação 2.10) sofrem endurecimento cíclico, enquanto aqueles que apresentam uma relação inferior a 1,2 (Equação 2.11) sofrem amaciamento cíclico [25].

$$\frac{\sigma_R}{\sigma_C} > 1,4 \quad (2.10)$$

$$\frac{\sigma_R}{\sigma_C} < 1,2 \quad (2.11)$$

Para relações entre os valores 1,2 e 1,4 o material pode sofrer endurecimento ou amaciamento. Em regra, materiais resistentes tendem a sofrer amaciamento cíclico, por outro lado, materiais macios, como as ligas de alumínio, apresentam endurecimento cíclico [26].

Na maioria dos casos de carregamento cíclico, a resposta do material estabiliza após um determinado número de ciclos ou tende a variar de forma pouco significativa. Assim sendo, é expectável que a resposta tensão versus deformação do material não sofra grandes alterações a partir de um determinado número de ciclos. A Figura 2.4 representa a resposta tensão-deformação cíclica quando a variável de controlo é a deformação. Esta pode ser definida pela amplitude de tensão saturada, $\Delta\sigma/2$, e pela amplitude de deformação saturada, $\Delta\varepsilon/2$. A partir destas duas variáveis é possível obter a amplitude de deformação plástica, $\Delta\varepsilon_p/2$, através da equação:

$$\frac{\Delta\varepsilon_p}{2} = \frac{\Delta\varepsilon}{2} - \frac{\Delta\sigma}{2E} \quad (2.12)$$

sendo $\Delta\varepsilon_p/2$ a amplitude de deformação plástica, $\Delta\varepsilon/2$ a amplitude de deformação saturada, $\Delta\sigma/2$ a amplitude de tensão saturada e E o módulo de Young.

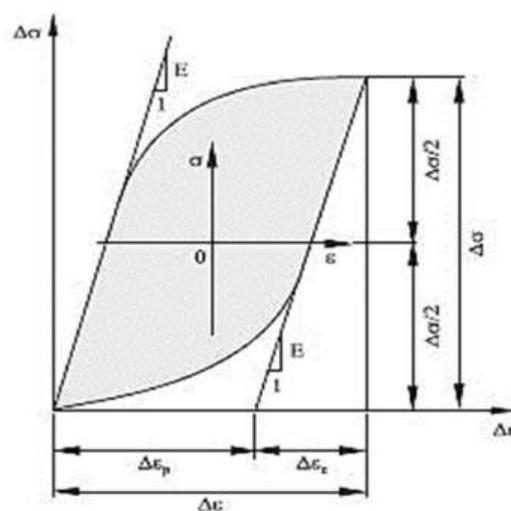


Figura 2.4. Representação gráfica de um circuito de histerese saturado [22].

Considerando todo o espectro de amplitude de deformação em análise é gerada uma curva de tensão-deformação cíclica. Para ensaios em controlo de deformação para $R_\epsilon = -1$, esta curva é obtida conectando as extremidades do circuito de histerese saturado para os diferentes valores de amplitude de deformação, conforme a Figura 2.5. A partir da posição relativa da curva cíclica e da curva monótona é possível prever o comportamento cíclico do material. Assim, quando a curva cíclica se encontra abaixo da curva monótona, o material sofre amaciamento cíclico e quando a curva cíclica se encontra acima da curva monótona, o material sofre endurecimento cíclico [5].

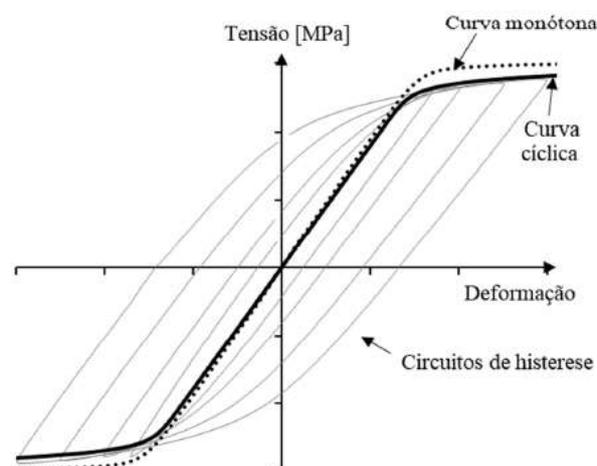
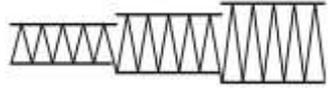
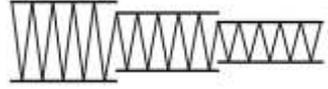
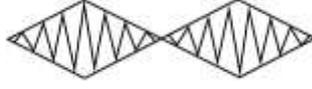


Figura 2.5. Esquema ilustrativo da posição relativa das curvas de tensão-deformação cíclica e tensão-deformação monótona [6].

Existem vários modelos utilizados para obter a curva tensão-deformação cíclica de um material, tais como o *single step test* (SST), o *multiple step test* (MST) e o *incremental step test* (IST), sendo que o *single step test* é o método mais preciso e, também, o mais utilizado. Neste método, várias amostras idênticas e altamente polidas são sujeitas a uma série de testes em controlo de deformação até à rotura. Como a resposta tensão-deformação do material não sofre, em geral, grandes alterações com o número de ciclos, então é habitual considerar o circuito de histerese correspondente à meia-vida como o comportamento estável representativo. No método *multiple step test* (MST), o provete é submetido a vários blocos com amplitudes de deformação diferentes com uma sequência de valores crescente ou decrescente. Apesar da sequência de valores crescente ser usada mais frequentemente, a sequência de valores decrescente evita o efeito da tensão média e portanto, é o mais

recomendável. Por fim, o método *incremental step test* (IST) consiste na aplicação de blocos com amplitude de deformação crescente e decrescente. Na Tabela 2.7 estão resumidos os métodos previamente apresentados.

Tabela 2.7. Métodos possíveis para obter uma curva tensão-deformação cíclica [22].

Método de teste	Esquema de ciclos de deformação
<i>Single step test</i> (SST)	
<i>Multiple step test</i> (MST) (sequência crescente)	
<i>Multiple step test</i> (MST) (sequência decrescente)	
<i>Incremental step test</i> (IST)	

O comportamento estável de tensão-deformação de um material sujeito a um ensaio de fadiga de baixo ciclo pode ser matematicamente descrito pela lei de potência [27] através da equação:

$$\frac{\Delta\sigma}{2} = k' \left(\frac{\Delta\varepsilon_p}{2} \right)^{n'} \quad (2.13)$$

sendo k' o coeficiente de encruamento cíclico e n' o expoente de encruamento cíclico. Assim, através da Equação 2.12 e da Equação 2.13 é possível obter a curva tensão-deformação cíclica que relaciona a amplitude de deformação total e a amplitude de tensão [28]:

$$\frac{\Delta\varepsilon}{2} = \frac{\Delta\varepsilon_e}{2} + \frac{\Delta\varepsilon_p}{2} \Leftrightarrow \frac{\Delta\varepsilon}{2} = \frac{\Delta\sigma}{2E} + \left(\frac{\Delta\sigma}{2k'} \right)^{\frac{1}{n'}} \quad (2.14)$$

onde $\Delta\varepsilon_e/2$ representa a amplitude de deformação elástica. Ainda que a Equação 2.14 descreva a relação entre tensão estável e amplitude de deformação, esta não fornece qualquer informação sobre a forma dos anéis de histerese. No entanto, esta descrição é importante para explicar vários fenômenos no comportamento cíclico dos materiais. Assim, de modo a

Devido ao facto de apenas um circuito de histerese ter o ponto de valor máximo de compressão coincidente com a origem do sistema de coordenadas $(\Delta\sigma, \Delta\varepsilon)$, então, há necessidade de adotar um sistema de coordenadas auxiliares $(\Delta\sigma^*, \Delta\varepsilon^*)$. Com base no sistema de coordenadas auxiliares, é possível definir a *master curve* através da equação:

$$\Delta\varepsilon^* = \frac{\Delta\sigma^*}{E} + 2 \left(\frac{\Delta\sigma^*}{2k^*} \right)^{\frac{1}{n^*}} \quad (2.16)$$

sendo k^* e n^* o coeficiente de encruamento cíclico e o expoente de encruamento cíclico da *master curve* medido em relação à origem 0^* . Os dois sistemas de coordenadas estão a ser relacionados através das equações 2.17 a 2.20 [22]:

$$\Delta\sigma^* = \Delta\sigma - \delta\sigma_0 \quad (2.17)$$

$$\Delta\varepsilon_p^* = \Delta\varepsilon_p \quad (2.18)$$

$$\Delta\varepsilon_e^* = \Delta\varepsilon_e - \frac{\delta\sigma_0}{E} \quad (2.19)$$

$$\Delta\sigma^* = 2k^* \left(\frac{\Delta\varepsilon_p^*}{2} \right)^{n^*} \quad (2.20)$$

onde $\delta\sigma_0$ representa o aumento do limite de tensão proporcional. O desvio do comportamento do tipo Masing para um determinado circuito de histerese estável pode ser avaliado pela área compreendida entre o ramo inferior do anel de histerese com o ponto de compressão máxima na origem correspondente ao sistema de coordenadas $(\Delta\sigma, \Delta\varepsilon)$ e o ramo inferior do anel de histerese com o ponto de compressão máxima na origem referente ao sistema de coordenadas auxiliares $(\Delta\sigma^*, \Delta\varepsilon^*)$, tal como está representado na Figura 2.6.

2.3.2. Relação deformação-vida e tensão-vida

As propriedades de um material ciclicamente estável possibilitam a previsão da vida à fadiga de um determinado componente mecânico. De forma a se obter a relação deformação-vida, é necessário, numa fase inicial, definir matematicamente a componente elástica e a componente plástica da deformação. A amplitude de deformação elástica é

frequentemente descrita a partir de uma relação entre a amplitude de tensão e o número de reversões até à rotura através da equação [31]:

$$\frac{\Delta\sigma}{2} = \sigma'_f(2N_f)^b \Leftrightarrow \frac{\Delta\varepsilon_e E}{2} = \sigma'_f(2N_f)^b \Leftrightarrow \frac{\Delta\varepsilon_e}{2} = \frac{\sigma'_f}{E}(2N_f)^b \quad (2.21)$$

onde σ'_f é o coeficiente de resistência cíclica, b é o expoente de resistência cíclica e $2N_f$ é o número de reversões até à rotura. Quanto à amplitude de deformação plástica, esta pode ser definida pela equação seguinte [32], [33]:

$$\frac{\Delta\varepsilon_p}{2} = \varepsilon'_f(2N_f)^c \quad (2.22)$$

sendo ε'_f e c , respetivamente, o coeficiente de ductilidade cíclica e o expoente de ductilidade cíclica. Por último, a amplitude de deformação total resulta da soma da componente elástica com a componente plástica da deformação, ou seja, resulta da soma algébrica da Equação 2.21 com a Equação 2.22, obtendo-se a Equação 2.23.

$$\frac{\Delta\varepsilon}{2} = \frac{\Delta\varepsilon_e}{2} + \frac{\Delta\varepsilon_p}{2} \Leftrightarrow \frac{\Delta\varepsilon}{2} = \frac{\sigma'_f}{E}(2N_f)^b + \varepsilon'_f(2N_f)^c \quad (2.23)$$

De acordo com a reta correspondente à componente elástica da deformação, representada na Figura 2.7, a vida à fadiga aumenta quando o coeficiente de resistência cíclica, σ'_f , aumenta e quando o expoente de resistência cíclica, b , diminui. Analisando de igual forma a reta relativa à componente plástica da deformação, também representada na Figura 2.7, é possível observar que o aumento do coeficiente de ductilidade cíclica, ε'_f , e a diminuição do expoente de ductilidade cíclica, c , resultam num aumento da vida à fadiga [5].

Na Figura 2.7 é ainda identificado o número de reversões de transição, $2N_T$, que representa o ponto da vida para o qual as componentes elástica e plástica da deformação são iguais. O valor do número de reversões de transição pode ser calculado igualando a Equação 2.21 à Equação 2.22 e substituindo N_f por N_T , resultando na Equação 2.24.

$$\frac{\Delta\varepsilon_e}{2} = \frac{\Delta\varepsilon_p}{2} \Leftrightarrow \frac{\sigma'_f}{E}(2N_T)^b = \varepsilon'_f(2N_T)^c \Leftrightarrow 2N_T = \left(\frac{\varepsilon'_f E}{\sigma'_f}\right)^{\frac{1}{c-b}} \quad (2.24)$$

Para um número de ciclos superior ao número de reversões de transição, a componente elástica domina sobre a componente plástica. De notar que o contrário também

se verifica, quando o número de ciclos é inferior ao número de reversões de transição, a componente plástica domina sobre a componente elástica.

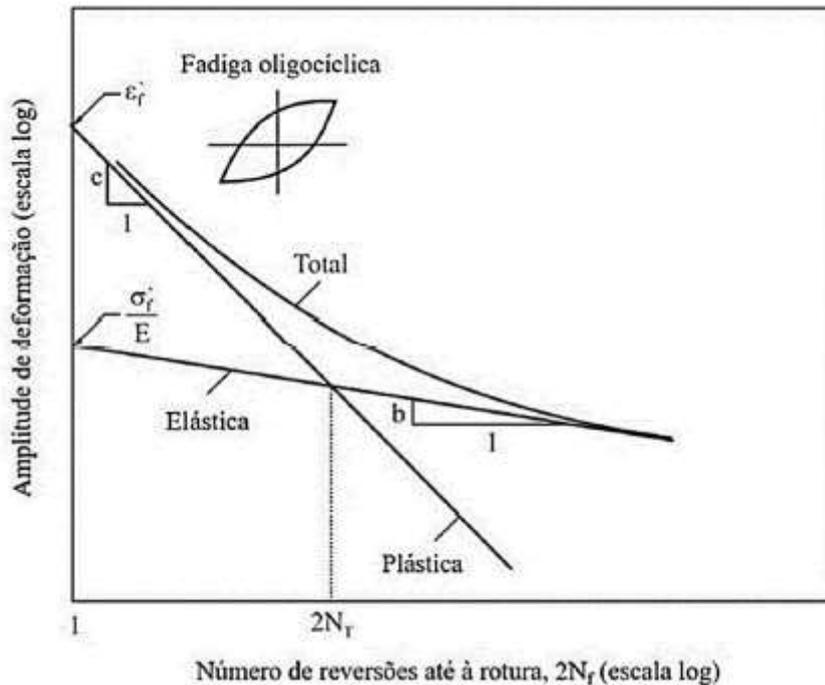


Figura 2.7. Relação das amplitudes de deformação elástica, plástica e total com o número de reversões até à rotura [22].

A influência da tensão média em casos de fadiga oligocíclica tem sido analisada ao longo do tempo. Posto isto, surgiram alguns modelos que permitem uma melhor compreensão do efeito que a tensão média pode ter na rotura de um material, sendo que o modelo de Smith-Watson-Topper (SWT) é o mais popular [34]. Este modelo assume que as falhas por fadiga ocorrem devido à densidade de energia de deformação que atua no plano crítico [35]. O parâmetro SWT foi desenvolvido de modo a considerar o efeito da tensão média em casos de carregamento uniaxial (Equação 2.25), podendo no entanto ser aplicado em situações de carregamento multiaxial dependendo do modo de fratura associado à falha por fadiga do material [36], [37]:

$$\sigma_{m\acute{a}x} \frac{\Delta\epsilon}{2} = \frac{\sigma_f'^2}{E} (2N_f)^{2b} + \sigma_f' \epsilon_f' (2N_f)^{b+c} \quad (2.25)$$

sendo $\sigma_{m\acute{a}x}$ a tensão normal máxima e $\frac{\Delta\epsilon}{2}$ a amplitude de deformação total.

2.3.3. Relação energia-vida

Quando um material é sujeito a um carregamento cíclico, este absorve parte da energia fornecida, sendo a restante dissipada. A energia absorvida divide-se em duas componentes: uma de carácter recuperável e outra de carácter irrecuperável. A energia armazenada é responsável pela alteração da estrutura de deslocações do material [38].

A partir da análise da resposta tensão-deformação é possível obter o valor da densidade de energia de deformação plástica. Para um material que apresente um comportamento do tipo Masing, o valor da densidade de energia de deformação plástica, ΔW_p , é obtido através da equação seguinte [27]:

$$\Delta W_p = \frac{1-n'}{1+n'} \Delta\sigma \Delta\varepsilon_p \quad (2.26)$$

sendo n' o expoente de encruamento cíclico, $\Delta\sigma$ a gama de tensão e $\Delta\varepsilon_p$ a gama de deformação plástica. No entanto, caso o material não apresente um comportamento do tipo Masing, então a densidade de energia de deformação plástica pode ser calculada recorrendo à equação [39]:

$$\Delta W_p = \frac{1-n'}{1+n'} \Delta\sigma \Delta\varepsilon_p + \frac{2n^*}{1+n^*} \delta\sigma_0 \Delta\varepsilon_p \quad (2.27)$$

onde n^* representa o expoente de encruamento da *master curve* e $\delta\sigma_0$ representa uma medida de expansão cíclica da gama elástica.

Em 1910, Bairstow reconheceu a importância da quantificação da energia da histerese para a análise do fenómeno de fadiga [40]. Posteriormente, Lefebvre e Ellyn concluíram que cada material apresenta um limite para a quantidade de energia que consegue absorver. Caso este limite seja ultrapassado, ocorre o processo de iniciação de fendas que pode levar à rotura do material [39]. Sob condições de controlo de deformação, o comportamento do circuito de histerese é praticamente uniforme ao longo do ensaio. A Figura 2.8, mais especificamente a área cinzenta escuro, representa a densidade de energia de deformação plástica, ΔW_p .

A densidade de energia de deformação plástica pode ser relacionada com o número de ciclos até à rotura através da equação [22]:

$$\Delta W_p = k_p (2N_f)^{\alpha_p} \quad (2.28)$$

sendo k_p e α_p constantes do material calculadas através de resultados experimentais obtidos. Com base na Figura 2.7, podemos concluir que a componente da densidade de energia de deformação plástica para vidas próximas da rotura do material torna-se um parâmetro difícil de determinar de forma rigorosa. Nestes casos, a melhor opção é recorrer ao uso da densidade de energia de deformação total, ΔW_t , visto que este parâmetro tanto pode ser utilizado na análise de fadiga oligocíclica como de fadiga supercíclica. Assim sendo, a densidade de energia de deformação total pode ser calculada pela soma da densidade das energias de deformação elástica e plástica (Equação 2.29) que na Figura 2.8 correspondem à região a cinzento claro e a cinzento escuro, respetivamente.

$$\Delta W_t = \Delta W_e + \Delta W_p \quad (2.29)$$

De acordo com a esta abordagem, a densidade de energia de deformação total pode ser descrita em função da vida à fadiga, segundo a equação [22]:

$$\Delta W_t = k(2N_f)^\alpha + \Delta W_0 \quad (2.30)$$

sendo k e α dois coeficientes obtidos através dos dados experimentais adquiridos e ΔW_0 corresponde ao valor aproximadamente igual da gama de energia elástica no limite de fadiga. No entanto, devido ao facto destas abordagens não considerarem o efeito da tensão média Golos e Ellyn [41], [42] adotaram uma abordagem diferente que contabiliza o efeito da tensão média. Esta abordagem é definida pela Equação 2.31 e consiste na soma da densidade de energia de deformação elástica positiva, ΔW_{e+} , com a densidade de energia de deformação plástica, ΔW_p , que correspondem, respetivamente, à região a tracejado e a cinzento escuro da Figura 2.8.

$$\Delta W_t = \Delta W_{e+} + \Delta W_p \quad (2.31)$$

Desta nova abordagem é possível obter um novo critério de rotura à fadiga dado pela expressão seguinte:

$$\Delta W_t = k_t(2N_f)^{\alpha_t} + \Delta W_{0_t} \quad (2.32)$$

onde k_t e α_t são dois coeficientes obtidos a partir da interpolação de dados experimentais e ΔW_{0_t} é a energia associada à componente elástica positiva no limite de fadiga do material.

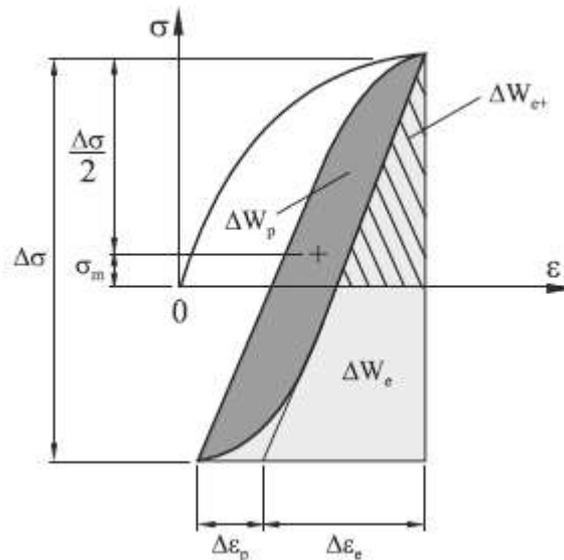


Figura 2.8. Representação esquemática da energia de deformação para um estudo uniaxial de tensão [43].

A partir da energia de deformação dissipada por ciclo é possível obter a energia de deformação acumulada, W , também designada por tenacidade à fadiga. Esta energia pode ser determinada através da soma das densidades de energia de deformação absorvidas durante a totalidade dos ciclos de carga aplicados na peça:

$$W = \int_1^{N_f} \Delta W dN \quad (2.33)$$

onde ΔW corresponde à energia de deformação dissipada por ciclo e N_f ao número de ciclos.

3. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

Neste capítulo, faz-se a descrição da metodologia experimental usada para realizar os ensaios de fadiga oligocíclica analisados nesta dissertação. Os ensaios de fadiga oligocíclica da liga de alumínio 7050-T6 foram realizados por Mário Branco [6] e os ensaios de fadiga oligocíclica da liga de alumínio 7075-T651 foram efetuados por Tiago Neves [7]. Nos subcapítulos seguintes faz-se uma descrição sucinta do modo como foram realizados esses ensaios, bem como da metodologia usada na observação das superfícies de fratura por SEM.

3.1. Material

Os materiais utilizados no presente estudo, como foi referido anteriormente, são as ligas de alumínio 7050-T6 e 7075-T651. As composições químicas, em percentagem de peso, destas ligas são exibidas na Tabela 2.3 e na Tabela 2.4, respetivamente. Por sua vez, as principais propriedades mecânicas das ligas de alumínio 7050-T6 e 7075-T651 são apresentadas na Tabela 2.5 e na Tabela 2.6, por essa ordem.

3.2. Geometria dos provetes

As geometrias dos provetes utilizados neste estudo encontram-se ilustradas na Figura 3.1 e na Figura 3.2. Os ensaios foram efetuados em concordância com as recomendações da norma ASTM E606 (2004).

Os provetes da liga de alumínio 7050-T6 apresentam uma zona de prova com 8 mm de diâmetro, 15 mm de comprimento e extremidades roscadas M18×1 (Figura 3.1). Em relação aos provetes de liga de alumínio 7075-T651, foram utilizadas duas geometrias, sendo que uma das geometrias é igual à usada para os provetes de liga de alumínio 7050-T6 (Figura

3.1) e a outra apresenta uma zona de prova com 6 mm de diâmetro, 19 mm de comprimento e extremidades roscadas M12×1 (Figura 3.2). De salientar que previamente à realização dos ensaios, as zonas de prova dos provetes foram sujeitas a polimento mecânico de alta velocidade utilizando lixas de carboneto de silício com granulometrias sucessivamente menores (P600-grit, P1200-grit e P2500-grit para os provetes de liga de alumínio 7050-T6 e P180-grit, P320-grit, P600-grit, P1000-grit, P2500-grit, P4000-grit para os provetes de liga de alumínio 7075-T651). Após esta etapa, foi aplicada pasta de alumina de 3 μm . O objetivo do polimento e da aplicação do composto à base de alumina foi remover eventuais defeitos superficiais que possam desencadear a iniciação de fendas de forma prematura e melhorar o acabamento superficial.

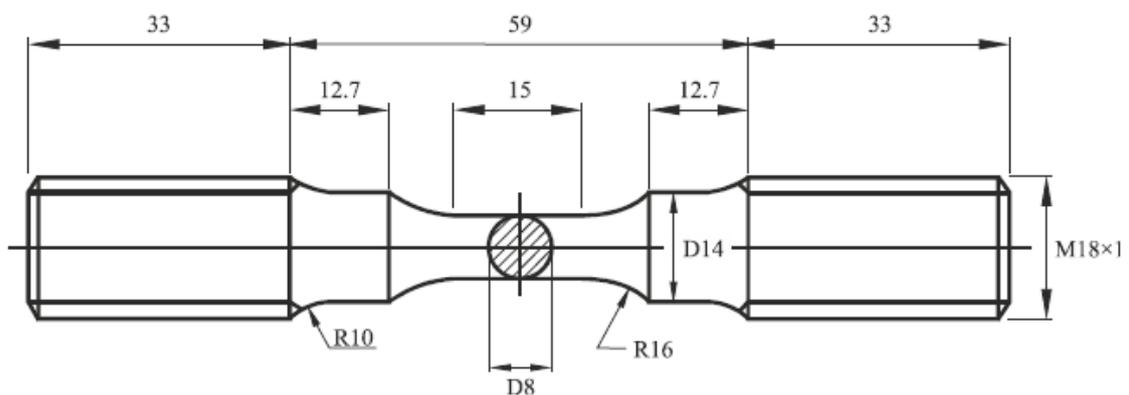


Figura 3.1. Geometria dos provetes utilizados nos ensaios de fadiga oligocíclica da liga de alumínio 7050-T6 e da liga de alumínio 7075-T651 [6], [7].

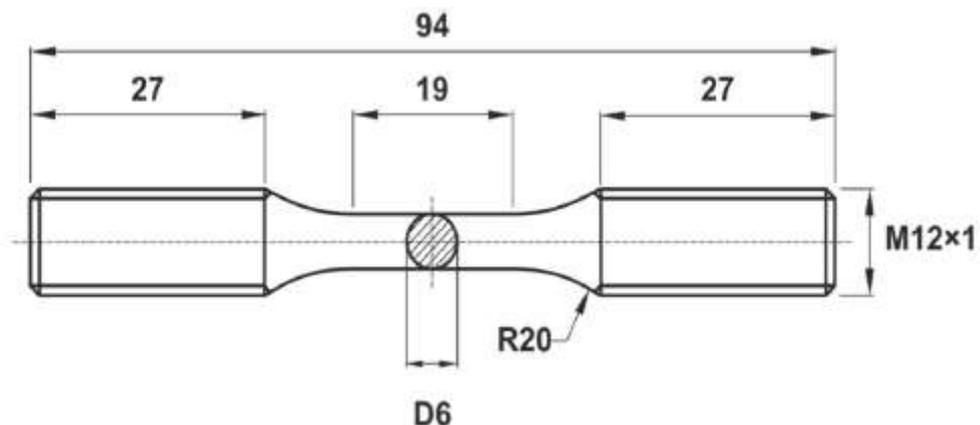


Figura 3.2. Geometria dos provetes utilizados nos ensaios de fadiga oligocíclica da liga de alumínio 7075-T651 [7].

3.3. Ensaios de fadiga oligocíclica

Os ensaios de fadiga oligocíclica foram efetuados em controlo de deformação com uma razão de deformação, R_ϵ , igual a -1 e com base no método *single step test*. Foi utilizada uma onda do tipo sinusoidal. Os ensaios foram realizados com amplitudes de deformação total, $\Delta\epsilon/2$, entre 0,5 e 1,75%. Na Tabela 3.1 estão apresentados alguns parâmetros associados ao procedimento experimental, nomeadamente a referência do provete, a amplitude de deformação aplicada, o número total de provetes e a geometria de provetes utilizada. No caso dos ensaios da liga 7075-T651, como foi referido anteriormente, foram utilizadas duas geometrias de provetes. A geometria da Figura 3.2 foi utilizada para amplitudes de deformação entre 0,5% e 1,25%, enquanto a geometria da Figura 3.1 foi utilizada para amplitudes de deformação maiores, entre 1,5% e 1,75%, de modo a evitar o risco de encurvadura da geometria com menor secção de prova. Para os provetes das duas ligas, os ensaios foram interrompidos quando ocorria rotura total do provete.

Em todos os ensaios foi usada uma taxa de deformação, $d\epsilon/dt$, igual a $8 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$. A frequência de carregamento, f , que é função da amplitude de deformação, $\Delta\epsilon/2$, foi calculada através da Equação 3.1.

$$f = \frac{(d\epsilon/dt)}{4(\Delta\epsilon/2)} \quad (3.1)$$

Tabela 3.1. Amplitude de deformação associada a cada ensaio de fadiga oligocíclica [6], [7].

Material	Referência da amostra	Amplitude de deformação total, $\Delta\varepsilon/2$ [%]	Diâmetro da zona de prova [mm]
7050-T6 (Grupo I)	D175	1,75	8
	D150	1,50	8
	D125	1,25	8
	D100	1,00	8
	D85	0,85	8
	D70	0,70	8
	D60	0,60	8
	D50	0,50	8
7075-T651 (Grupo II)	S175	1,75	8
	S150	1,50	8
	S125	1,25	6
	S100	1,00	6
	S80	0,80	6
	S70	0,70	6
	S50	0,50	6

Total: 15 amostras

3.4. Equipamento utilizado

O procedimento experimental teve lugar no Departamento de Engenharia Mecânica da Faculdade de Ciências e Tecnologias da Universidade de Coimbra. Foi utilizada uma máquina de ensaios servo-hidráulica DARTEC com 100 kN de capacidade de carga controlada por computador (Figura 3.3). Os provetes foram fixos à máquina através de duas amarras roscadas. A aquisição das curvas tensão-deformação foram efetuadas através de um extensómetro axial elétrico Instron 2620-601, com 12,5 mm, fixo diretamente na zona de prova dos provetes através de elásticos. Os ensaios de fadiga oligocíclica foram realizados com o auxílio do software Instron LCF, versão 7.02. A taxa de aquisição foi de 200 pontos por ciclos.



Figura 3.3. Equipamento experimental usado nos ensaios experimentais [6].

3.5. Análise das superfícies de fratura

Numa fase posterior à realização dos ensaios procedeu-se à análise das superfícies de fratura por microscopia eletrónica de varrimento (SEM). No caso dos provetes da liga de alumínio 7050-T6 foi usado um microscópio Philips XL30. Já no que diz respeito aos provetes da liga de alumínio 7075-T651, foi usado um microscópio Zeiss Merlin Gemini II. As micrografias foram guardadas em formato TIFF. As imagens foram criadas através da deteção de eletrões secundários (SE) com aceleração de voltagem (Acc.V) de 10 kV, dimensões de ponto (Spot) de 6 e ampliações (Magn) até 2×10^3 vezes.

Mais especificamente, para a liga 7050-T6 foram analisados os provetes sujeitos a amplitudes de deformação de 0,6%, 1,0% e 1,5% e, para a liga 7075-T651, foram analisados os provetes sujeitos a amplitudes de deformação de 0,5% e 1,25%. Antes da análise das superfícies de fratura, os provetes foram cortados perpendicularmente ao seu eixo longitudinal com o auxílio de uma serra de diamante, limpos por ultrassons numa solução de tricloroetileno durante 10 minutos e, por fim, em água destilada.

O objetivo da análise por microscopia eletrónica de varrimento das duas ligas foi caracterizar as morfologias das superfícies de fraturas bem como identificar os principais mecanismos de rotura associados às diferentes amplitudes de deformação.

4. ANÁLISE E DISCUSSÃO DE RESULTADOS

4.1. Ensaio de fadiga oligocíclica

Os provetes das ligas de alumínio 7050-T6 e 7075-T651 utilizados nos ensaios experimentais apresentam as geometrias descritas no capítulo três. Os ensaios de fadiga oligocíclica foram realizados segundo a norma ASTM E606 (2004) com base no método *single step test* (SST). Foram realizados 15 ensaios em controlo de deformação com uma razão de deformação, R_ϵ , igual a -1 com amplitudes de deformação entre 0,5% e 1,75%. Dos 15 ensaios, 8 foram realizados usando provetes da liga de alumínio 7050-T6 e os restantes 7 foram realizados utilizando provetes da liga de alumínio 7075-T651, como se pode verificar na Tabela 3.1. Como foi referido nos capítulos anteriores, os ensaios que tiveram por base o estudo comparativo apresentado a seguir foram realizados em trabalhos anteriores por Mário Branco [6] e Tiago Neves [7].

A Figura 4.1a) e a Figura 4.1b) representam graficamente a resposta tensão-deformação da liga de alumínio 7050-T6 para uma amplitude de deformação igual a 0,80% e 1,50%, respetivamente. Pretende-se deste modo mostrar a resposta tensão-deformação do material para uma amplitude de deformação mais baixa e para uma amplitude de deformação mais alta. Em ambos os casos, ocorre o fenómeno de amaciamento por deformação, visto que a tensão não controlada diminui sucessivamente com o aumento do número de ciclos até se atingir o estado estável. Para a amplitude de deformação igual a 0,80%, o estado estável é atingido após 400-500 ciclos, enquanto que para a amplitude de deformação igual a 1,50%, o comportamento estável é observado após 90-100 ciclos. Relativamente à liga de alumínio 7075-T651, podemos ver a resposta tensão-deformação para uma amplitude de deformação igual a 0,80% e 1,50% na Figura 4.2a) e Figura 4.2b), respetivamente. É possível observar na Figura 4.2a) que a tensão não controlada diminui a cada ciclo e por isso ocorre o fenómeno de amaciamento por deformação. Por outro lado, como se pode verificar na Figura 4.2b),

para uma amplitude de deformação igual a 1,5%, ocorre o fenómeno de encruamento, isto é, a tensão não controlada aumenta sucessivamente com o aumento do número de ciclos até se atingir o estado estável. Para a amplitude de deformação igual a 0,80%, o estado estável é atingido para cerca de 300-400 ciclos, enquanto que para a amplitude de deformação igual a 1,5%, o comportamento estável é observado após 60 ciclos.

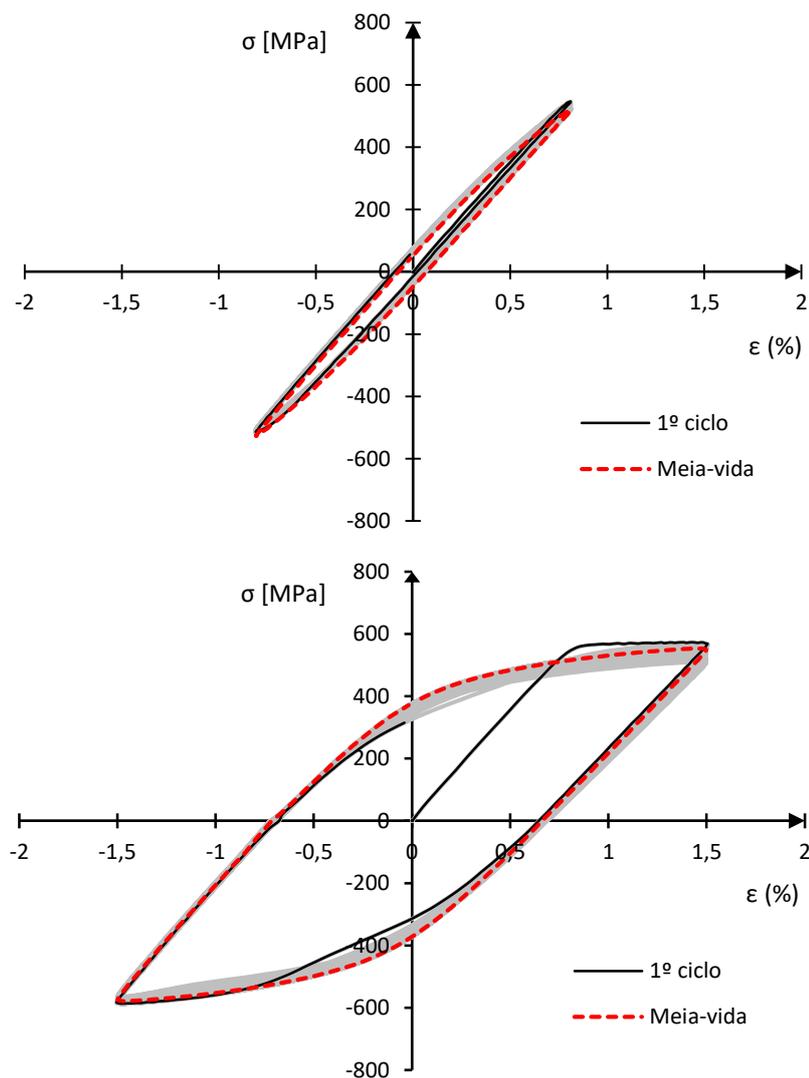


Figura 4.1. Circuitos de histerese tensão-deformação da liga de alumínio 7050-T6: a) $\Delta\epsilon/2 = \pm 0,80\%$ b) $\Delta\epsilon/2 = \pm 1,50\%$.

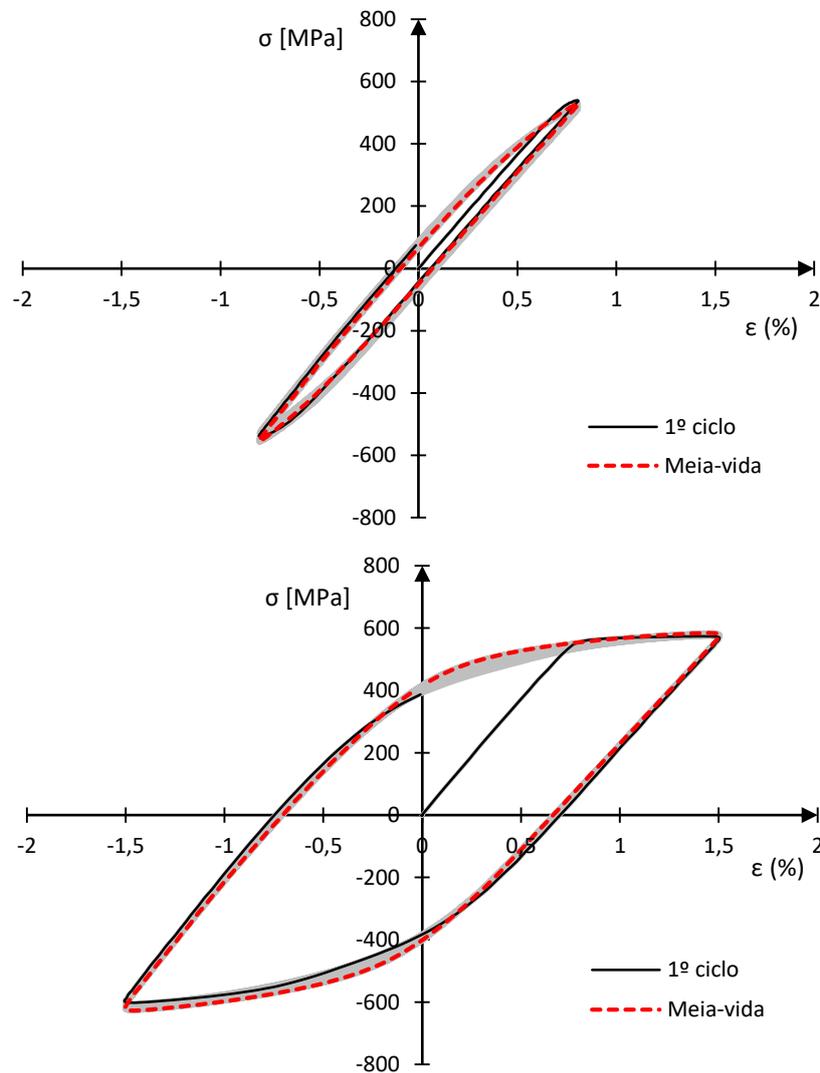


Figura 4.2. Circuitos de histerese tensão-deformação da liga de alumínio 7075-T651: a) $\Delta\varepsilon/2 = \pm 0,80\%$
b) $\Delta\varepsilon/2 = \pm 1,50\%$.

Uma vez que a resposta tensão-deformação tende a estabilizar após um determinado número de ciclos, na análise do comportamento elasto-plástico cíclico é frequente utilizar-se o circuito de histerese de meia-vida como o circuito representativo do comportamento estável. A partir dos circuitos de histerese é possível calcular a gama de tensão, bem como a gama de deformação. A gama de deformação total está dividida em duas componentes: a gama de deformação elástica, $\Delta\varepsilon_e$, e a gama de deformação plástica, $\Delta\varepsilon_p$, conforme se pode verificar na Equação 4.1.

$$\Delta\varepsilon = \Delta\varepsilon_e + \Delta\varepsilon_p \quad (4.1)$$

Aplicando a lei de Hooke, e com base na Equação 4.2, é possível calcular a gama de deformação elástica.

$$\Delta\varepsilon_e = \frac{\Delta\sigma}{E} \quad (4.2)$$

Relativamente à gama de deformação plástica, esta pode ser calculada substituindo a Equação 4.2 na Equação 4.1, resultando na equação seguinte:

$$\Delta\varepsilon_p = \Delta\varepsilon - \frac{\Delta\sigma}{E} \quad (4.3)$$

Posto isto, na Tabela 4.1, estão sintetizados alguns dos dados obtidos nos ensaios de fadiga realizados tais como: amplitude de tensão ($\Delta\sigma/2$), amplitude de deformação ($\Delta\varepsilon/2$), amplitude de deformação elástica ($\Delta\varepsilon_e/2$), amplitude de deformação plástica ($\Delta\varepsilon_p/2$) e número de reversões até à rotura ($2N_f$).

Tabela 4.1. Dados obtidos nos ensaios de fadiga oligocíclica.

Material	Referência da amostra	$\Delta\sigma/2$ [MPa]	$\Delta\varepsilon/2$ (%)	$\Delta\varepsilon_e/2$ (%)	$\Delta\varepsilon_p/2$ (%)	N_f	$2N_f$
7050-T6 (Grupo I)	D175	598,2	1,753	0,834	0,919	132	264
	D150	566,0	1,498	0,789	0,709	183	366
	D125	554,8	1,258	0,774	0,484	312	624
	D100	543,9	1,007	0,759	0,248	449	898
	D80	523,0	0,812	0,729	0,083	918	1836
	D70	506,4	0,715	0,706	0,009	2808	5616
	D60	431,3	0,617	0,602	0,015	4097	8194
7075-T651 (Grupo II)	S175	592,8	1,754	0,793	0,961	116	232
	S150	605,7	1,504	0,810	0,694	120	240
	S125	567,6	1,254	0,759	0,495	168	336
	S100	562,5	1,004	0,752	0,252	302	604
	S80	541,6	0,808	0,724	0,084	610	1220
	S70	492,9	0,707	0,659	0,048	1324	2648
	S60	460,8	0,609	0,616	-0,007	5300	10600

4.1.1. Resposta tensão-deformação cíclica

As variações da amplitude de tensão com o número de ciclos até à rotura para diferentes amplitudes de deformação das ligas de alumínio 7050-T6 e 7075-T651 estão representadas graficamente na Figura 4.3 e na Figura 4.4, respetivamente. Para ambos os casos, foram selecionadas quatro amplitudes de deformação (0,60%, 0,70%, 1,25% e

1,75%). Pela análise da Figura 4.3, não é possível identificar um comportamento característico do fenómeno de amaciamento ou encruamento para a liga de alumínio 7050-T6. Para a amplitude de deformação igual a 1,75%, a liga apresenta um comportamento de amaciamento durante os primeiros ciclos. Após esta etapa, a curva tende a estabilizar até aos últimos ciclos onde se dá a queda de tensão e conseqüente rotura do material. Para o ensaio com amplitude de deformação igual a 1,25%, ao contrário do que acontece para a amplitude de deformação igual a 1,75%, o material sofre o fenómeno de encruamento durante os primeiros ciclos, depois tende a estabilizar, ocorrendo na fase final a rotura. Para as restantes amplitudes de deformação (0,60% e 0,70%), a liga apresenta um comportamento estável, e sem grandes oscilações, até à rotura. De acordo com Branco et al. [2], para amplitudes de deformação baixas, a liga de alumínio 7050-T6 geralmente sofre encruamento, enquanto que para amplitudes de deformação elevadas, o material tende, de forma geral, a sofrer amaciamento. Através da análise da Figura 4.4, é possível observar que, tal como a liga de alumínio 7050-T6, a liga de alumínio 7075-T651 não apresenta um comportamento de amaciamento ou encruamento bem definido. Para a amplitude de deformação igual a 1,75%, o material sofre encruamento. Pelo contrário, para a amplitude de deformação igual a 1,25%, a liga de alumínio 7075-T651 apresenta um comportamento característico de amaciamento. Já quando a amplitude de deformação é igual a 0,7%, o material sofre o fenómeno de encruamento de forma significativa, enquanto que para a amplitude de deformação igual a 0,60%, a liga apresenta um comportamento praticamente estável até à rotura. Segundo Nogueira et al. [1], para amplitudes de deformação baixas, a liga de alumínio 7075-T651 sofre amaciamento, salvo algumas exceções, enquanto que para amplitudes de deformação elevadas, a liga apresenta um comportamento característico de encruamento bem definido.

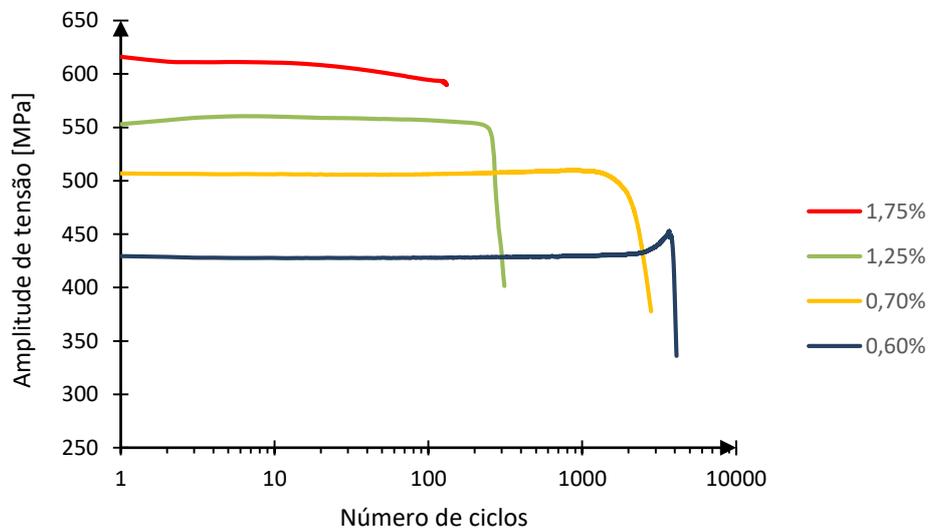


Figura 4.3. Variação da amplitude de tensão para $R_{\varepsilon} = -1$ em função do número de ciclos para a liga de alumínio 7050-T6.

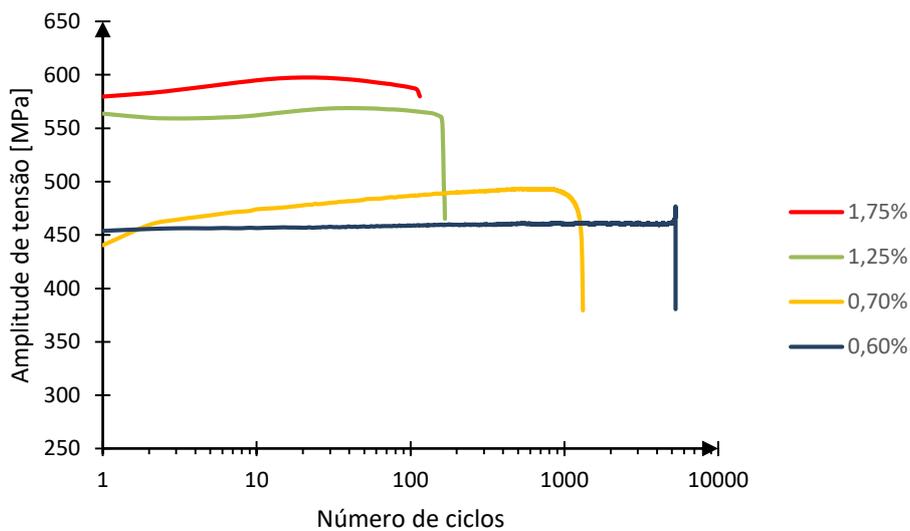


Figura 4.4. Variação da amplitude de tensão para $R_{\varepsilon} = -1$ em função do número de ciclos para a liga de alumínio 7075-T651.

De modo a avaliar a resposta cíclica das ligas de uma forma mais objetiva, podemos quantificar o grau de amaciamento cíclico para diferentes amplitudes de deformação. O grau de amaciamento cíclico (CS_1) pode ser calculado através da seguinte equação:

$$CS_1 = \frac{\sigma_{max}^1 - \sigma_{max}^{MV}}{\sigma_{max}^{MV}} \quad (4.4)$$

onde σ_{max}^1 corresponde à tensão máxima no primeiro ciclo e σ_{max}^{MV} corresponde à tensão máxima na meia-vida. Uma definição alternativa para o grau de amaciamento cíclico (CS_2) é apresentada abaixo:

$$CS_2 = \frac{\sigma^M - \sigma_{max}^{MV}}{\sigma_{max}^{MV}} \quad (4.5)$$

sendo σ^M a tensão da curva monótona para a mesma amplitude de deformação da tensão máxima na meia-vida.

A evolução das duas variáveis (CS_1 e CS_2) acima mencionadas com a amplitude de deformação é apresentada na Figura 4.5 para a liga de alumínio 7050-T6 e na Figura 4.6 para a liga de alumínio 7075-T651. Através da análise da Figura 4.5 é possível constatar que para baixas amplitudes de deformação ($\Delta\varepsilon/2 < 1,0\%$), os valores de CS_1 da liga de alumínio 7050-T6 tendem a aumentar com o aumento da amplitude de deformação, exceto no caso da amplitude de deformação igual a 0,7%. Por outro lado, para amplitudes de deformação elevadas ($\Delta\varepsilon/2 > 1,0\%$), os valores de CS_1 tendem a diminuir gradualmente com o aumento da amplitude de deformação, exceto no caso da amplitude de deformação igual 1,25% onde há uma diminuição brusca do valor de CS_1 . Relativamente à curva CS_2 versus deformação, esta pode ser aproximada, de forma satisfatória, através de uma relação linear para amplitudes de deformação superiores a 1,0%. Para amplitudes de deformação inferiores a 1,0%, a relação entre essas duas variáveis têm um comportamento semelhante ao observada para CS_1 . Para a liga de alumínio 7075-T651, os valores de CS_1 e CS_2 apresentam relações diferentes quando comparados com os valores das mesmas variáveis para a liga de alumínio 7050-T6. Neste caso, pela análise da Figura 4.6 é possível deduzir que para amplitudes de deformação inferiores a 0,80%, o valor de CS_1 é negativo, isto é, o comportamento característico do material é de encruamento cíclico. Para amplitudes de deformação superiores a 0,80%, CS_2 apresenta uma relação linear satisfatória, exceto para a amplitude de deformação igual a 1,25% que se afasta ligeiramente da tendência. De uma forma geral, podemos concluir que esta liga sofre amaciamento cíclico para amplitudes de deformação entre 0,8% e 1,25% e encruamento cíclico nos restantes casos analisados. Além disso, é

também claro que os valores de CS_1 e CS_2 apresentam evoluções semelhantes para esta liga, para o intervalo de amplitude de deformação estudado.

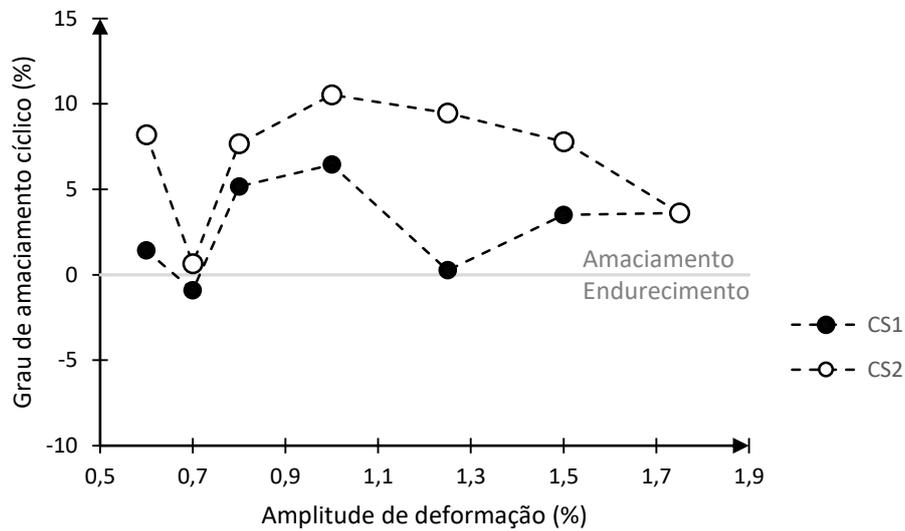


Figura 4.5. Variação dos graus de amaciamento cíclico CS_1 e CS_2 da liga de alumínio 7050-T6 em função da amplitude de deformação.

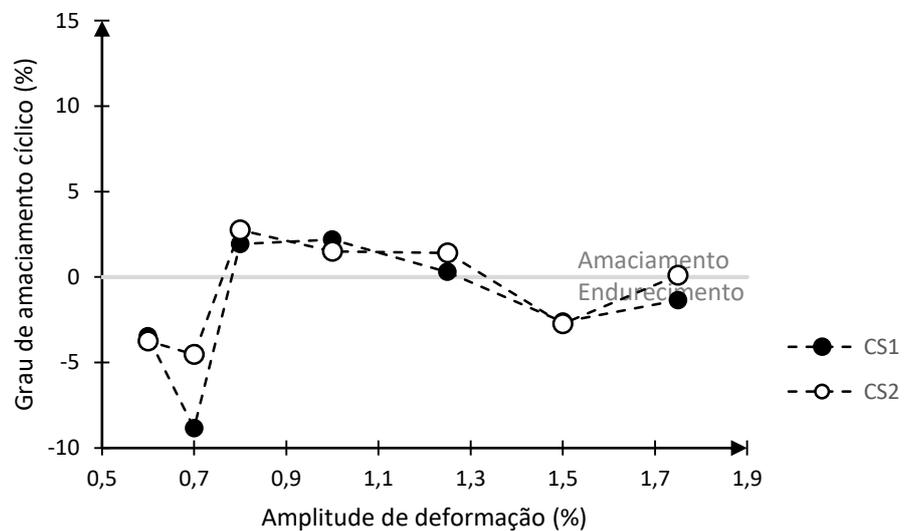


Figura 4.6. Variação dos graus de amaciamento cíclico CS_1 e CS_2 da liga de alumínio 7075-T651 em função da amplitude de deformação.

A resposta estável do material pode ser descrita através da curva tensão-deformação cíclica, dada pela Equação 2.13 [28]. O coeficiente de encruamento cíclico, k' , e o expoente de encruamento cíclico, n' , foram obtidos por regressão linear utilizando o método dos mínimos quadrados.

Na Tabela 4.2 são exibidos os valores de k' e n' calculados para a liga de alumínio 7050-T6 e para a liga de alumínio 7075-T651.

Tabela 4.2. Parâmetros da curva cíclica para a liga de alumínio 7050-T6 e 7075-T651.

Material	Coeficiente de encruamento cíclico, k' [MPa]	Expoente de encruamento cíclico, n'	Coeficiente de correlação, r
Liga Al 7050-T6	617,19	0,020	0,843
Liga Al 7075-T651	853,82	0,071	0,985

As curvas tensão-deformação cíclicas e monótonas das ligas de alumínio 7050-T6 e 7075-T651 estão representadas na Figura 4.7. Através da análise das curvas correspondentes à liga de alumínio 7050-T6, é possível constatar que a curva monótona apresenta amplitudes de tensão superiores aos valores da curva cíclica para a mesma amplitude de deformação e portanto, é expectável que o material apresente um comportamento de amaciamento. Relativamente às curvas da liga de alumínio 7075-T651, é possível observar que a curva monótona se encontra acima da curva cíclica para amplitudes de deformação inferiores a 1,1% e portanto, é esperado que o material, nestes casos, apresente um comportamento de amaciamento. Por outro lado, para amplitudes de deformação superiores a 1,1%, a curva cíclica encontra-se acima da curva monótona, sendo de prever que o material sofra encruamento. Comparando as curvas dos dois materiais, e tendo em conta que as tensões de cedência monótonas e cíclicas são obtidas através da interseção da reta que atravessa o eixo das abcissas em 0,2% com as curvas monótona e cíclica de cada material, respetivamente, verifica-se que a tensão de cedência monótona da liga de alumínio 7050-T6 é superior à tensão de cedência monótona da liga de alumínio

7075-T651, o que está de acordo com os valores apresentados na Tabela 2.5 e na Tabela 2.6, e que as tensões de cedência cíclicas têm valores aproximadamente iguais para os dois materiais. Além disso, as tensões de cedência cíclica dos dois materiais são inferiores às tensões de cedência monótona dos mesmos.

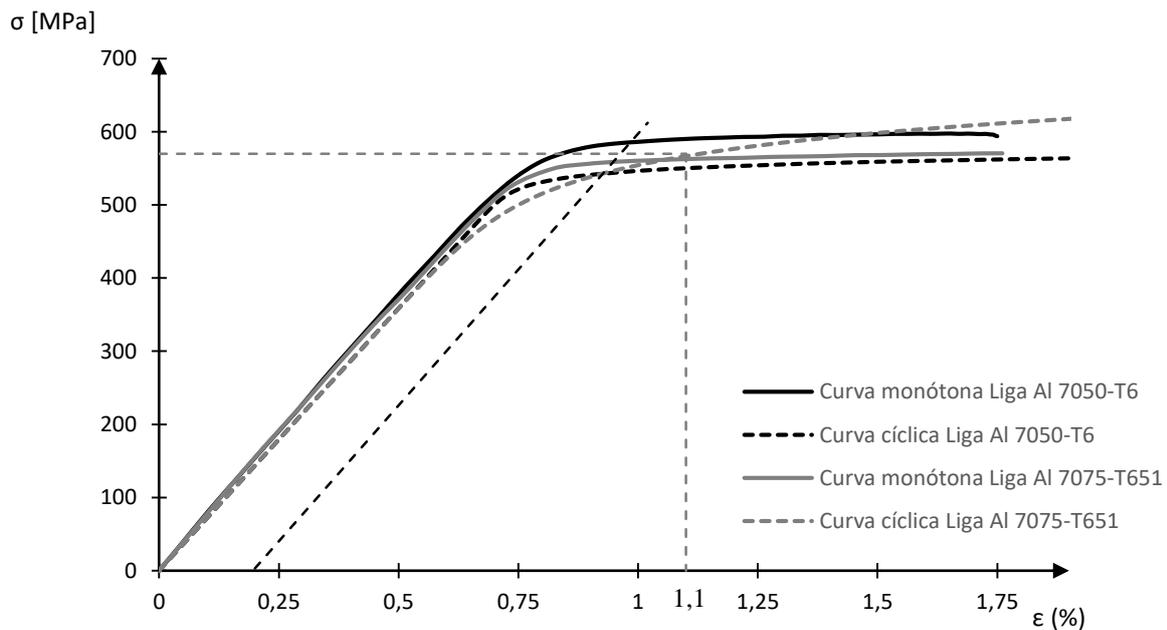


Figura 4.7. Curvas monótonas e curvas cíclicas das ligas de alumínio 7050-T6 e 7075-T651.

A Figura 4.8 mostra os circuitos de histerese correspondentes à meia-vida para diferentes amplitudes de deformação das ligas de alumínio 7050-T6 e 7075-T651 em coordenadas relativas, isto é, com as extremidades à compressão a sofrerem uma translação para uma origem comum. Uma vez que os ramos superiores dos dois materiais não seguem uma curva única, ambas as ligas não apresentam um comportamento do tipo Masing. Analisando os circuitos de histerese das duas ligas é possível observar que a deformação plástica aumenta à medida que a amplitude de deformação aumenta, como seria de esperar. Além disso, é importante destacar o facto da liga de alumínio 7075-T651 necessitar de tensões superiores às da liga de alumínio 7050-T6 para que ocorra deformação plástica. Assim sendo, pode-se deduzir que a deformação elástica é superior na liga de alumínio 7075-

T651 e que a deformação plástica é superior na liga de alumínio 7050-T6, uma vez que os anéis de histerese apresentam a mesma deformação total.

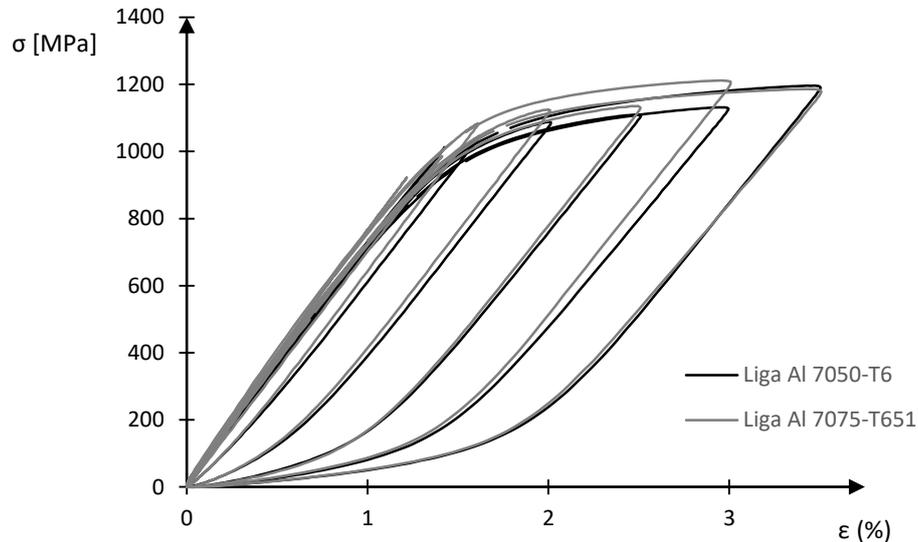


Figura 4.8. Representação dos circuitos de histerese para diferentes amplitudes de deformação das ligas de alumínio 7050-T6 e 7075-T651 em coordenadas relativas.

4.1.2. Relação vida-deformação

As representações gráficas que relacionam a deformação com o número de reversões até à rotura são geralmente apresentadas em escalas bi-logarítmicas, visto que as curvas características das relações vida-deformação são descritas por leis de potência. A amplitude de tensão, $\Delta\sigma/2$, pode ser relacionada com o número de reversões até à rotura, $2N_f$, através da Equação 2.21 [31], sendo o coeficiente de resistência cíclica, σ'_f , e o expoente de resistência cíclica, b , calculados através de resultados experimentais. Os valores destas duas constantes encontram-se exibidos na Tabela 4.3 e foram obtidos através do método dos mínimos quadrados. O coeficiente de resistência cíclica, σ'_f , corresponde ao valor da amplitude de tensão, $\Delta\sigma/2$, para um número de reversões igual a 1, $2N_f = 1$, e o expoente de resistência cíclica corresponde ao declive da reta.

Tabela 4.3. Constantes de resistência cíclica para as ligas de alumínio 7050-T6 e 7075-T651.

Material	Coefficiente de resistência cíclica, σ'_f [MPa]	Expoente de resistência cíclica, b	Coefficiente de correlação, r
Liga Al 7050-T6	896,25	-0,074	0,924
Liga Al 7075-T651	991,6	-0,092	0,980

A amplitude de deformação plástica, $\Delta\varepsilon_p/2$, pode ser expressa em função do número de reversões até à rotura, $2N_f$, através da Equação 2.22 [32], [33]. O coeficiente de ductilidade cíclica, ε'_f , e o expoente de ductilidade cíclica, c , podem ser obtidas por regressão linear através do método dos mínimos quadrados. Os valores obtidos neste trabalho para as duas ligas de alumínio encontram-se resumidos na Tabela 4.4. O coeficiente de ductilidade cíclica, ε'_f , corresponde ao valor da amplitude de deformação plástica, $\Delta\varepsilon_p/2$, para um número de reversões igual a 1, $2N_f = 1$, e o expoente de ductilidade cíclica, c , corresponde ao declive da reta. A Tabela 4.4 exhibe os valores de ε'_f e c .

Tabela 4.4. Constantes de ductilidade cíclica para as ligas de alumínio 7050-T6 e 7075-T651.

Material	Coefficiente de ductilidade cíclica, ε'_f	Expoente de ductilidade cíclica, c	Coefficiente de correlação, r
Liga Al 7050-T6	2,8109	-1,016	0,975
	61,234	-1,499	0,958
Liga Al 7075-T651	2,94	-1,123	0,986

A partir das amplitudes de deformação elástica e plástica é possível obter uma relação entre a amplitude de deformação total e o número de reversões até à rotura, conforme a Equação 2.23.

A Figura 4.9 exhibe a variação da amplitude de deformação (elástica, plástica e total) com o número de reversões até à rotura. Através da análise da representação gráfica das funções ajustadas da relação de Basquin e da relação de Coffin-Mason, é possível constatar que as retas da deformação elástica e plástica da liga de alumínio 7050-T6 se intersectam para um número de reversões superior ($2N_T = 314$) ao número de reversões das

retas da liga de alumínio 7075-T651 ($2N_T = 181$). Este ponto de interseção, designado por número de reversões de transição, é particularmente importante uma vez que define o número de reversões para o qual as amplitudes de deformação elástica e plástica são iguais. Para um número de reversões inferior a $2N_T$, a componente plástica predomina sobre a componente elástica. Por outro lado, quando o número de reversões é superior a $2N_T$, a componente plástica torna-se praticamente insignificante para a vida do material, prevalecendo a componente elástica. Além disso, também é possível destacar o facto da componente de deformação plástica da liga de alumínio 7050-T6 apresentar um comportamento bi-linear [2], uma vez que para amplitudes de deformação mais baixas, a curva afasta-se da tendência observada para amplitudes de deformação mais elevadas, dando origem a uma segunda reta com um declive significativamente diferente. Por outro lado, este comportamento não se verifica na liga de alumínio 7075-T651, uma vez que esta apresenta um comportamento linear [3]. Devido a esta diferença de comportamentos, as curvas da componente de deformação total das ligas tendem a aproximar-se cada vez mais à medida que o número de reversões aumenta. Por último, é possível comparar as curvas de deformação total das duas ligas obtidas através dos resultados experimentais com os resultados da literatura [44], [45] e verificar que existe conformidade entre estes.

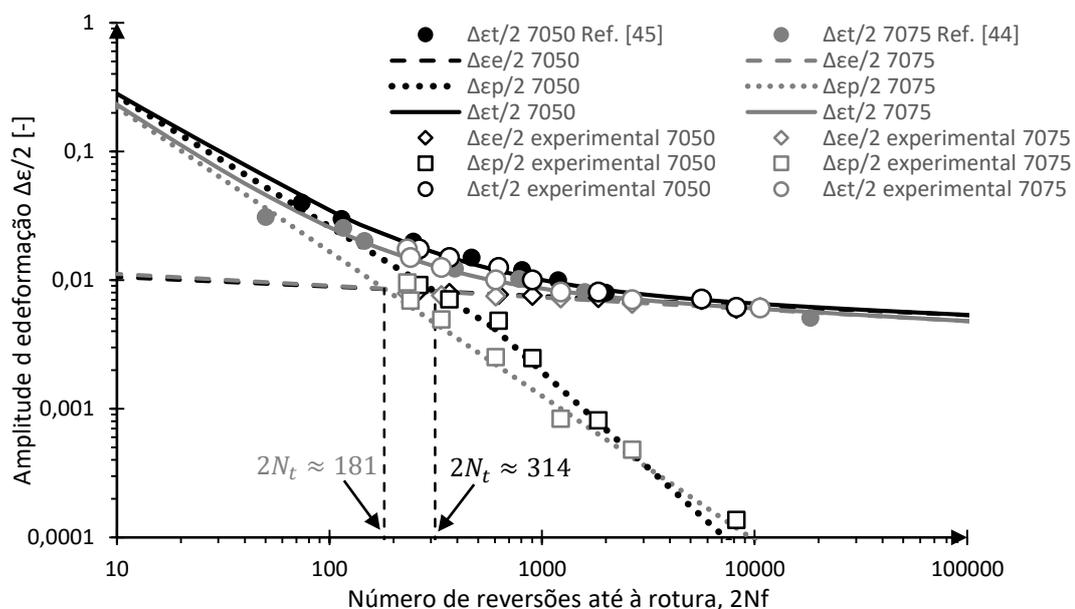


Figura 4.9. Representação das curvas para a amplitude de deformação (elástica, plástica e total) em função do número de reversões até à rotura para as ligas de alumínio 7050-T6 e 7075-T651.

4.1.3. Relação vida-energia

As abordagens baseadas na energia assumem que a energia de deformação dissipada contribui de forma significativa para o processo de dano por fadiga. Através da integração dos anéis de histerese de meia-vida para as diferentes amplitudes de deformação é possível determinar o valor experimental da energia de deformação plástica dissipada por ciclo, ΔW_p . A Equação 2.28 relaciona a densidade de energia de deformação plástica dissipada por ciclo com o número de reversões até à rotura [22]. As constantes k_p e α_p podem ser obtidas a partir dos dados experimentais usando, por exemplo, o método dos mínimos quadrados. Na Tabela 4.5 são apresentados os valores de k_p e α_p , bem como o valor do coeficiente de correlação, r , obtidos no presente trabalho para as duas ligas de alumínio. A constante k_p representa a densidade de energia de deformação plástica dissipada por ciclo para uma reversão enquanto a constante α_p representa o declive da reta.

Tabela 4.5. Constantes da Equação 2.28 para as ligas de alumínio 7050-T6 e 7075-T651.

Material	Coefficiente k_p [MJ/m ³]	Expoente α_p	Coefficiente de correlação r
Liga Al 7050-T6	10758	-1,128	0,983
	2000000	-1,873	0,993
Liga Al 7075-T651	50542	-1,518	0,991

A densidade de energia de deformação total, ΔW_t , pode ser calculada através da soma algébrica da densidade de energia de deformação elástica positiva com a densidade de energia de deformação plástica, conforme a Equação 2.32. As constantes k_t e α_t podem ser obtidas por regressão linear através do método dos mínimos quadrados e ΔW_{0_t} corresponde à densidade de energia elástica positiva no limite de fadiga do material. Os valores calculados das constantes k_t , α_t e ΔW_{0_t} neste trabalho para as duas ligas de alumínio, bem como os respetivos coeficientes de correlação, encontram-se exibidos na Tabela 4.6.

Tabela 4.6. Constantes da Equação 2.32 para as ligas de alumínio 7050-T6 e 7075-T651.

Material	Coefficiente k_t [MJ/m ³]	Expoente α_t	Coefficiente de correlação r	Constante $\Delta W_{0,t}$ [MJ/m ³]
Liga Al 7050-T6	5039,6	-0,985	0,991	0,7
Liga Al 7075-T651	47223	-1,51	0,974	1,063

Na Figura 4.10 estão representados graficamente, numa escala bi-logarítmica, os valores experimentais obtidos das densidades de energias de deformação plástica e total, bem como as curvas ajustadas de acordo com a Equação 2.28 e a Equação 2.32 para as duas ligas. Na Tabela 4.7 são apresentados os resultados experimentais e os resultados calculados a partir de funções ajustadas da densidade de energia de deformação elástica positiva, da densidade de energia de deformação plástica e da densidade de energia de deformação total para as ligas de alumínio 7050-T6 e 7075-T651.

A partir da análise da Figura 4.10 é possível observar que para um baixo número de reversões até à rotura, a liga de alumínio 7050-T6 dissipa mais energia do que a liga de alumínio 7075-T651. No entanto, com o aumento do número de reversões até à rotura, a densidade de energia de deformação total de ambas as ligas diminui gradualmente até vidas na ordem das 10×10^3 reversões. Após as 10×10^3 reversões, as curvas correspondentes às densidades de energia de deformação total de cada liga apresentam um comportamento relativamente estável, sendo que, a partir das 30×10^3 reversões, a liga de alumínio 7075-T651 começa a dissipar mais energia do que a liga de alumínio 7050-T6. Este comportamento pode ser explicado pelo facto da componente plástica da densidade de energia de deformação da liga de alumínio 7050-T6 apresentar um comportamento bi-linear, ao contrário da componente plástica da densidade de energia de deformação da liga de alumínio 7075-T651 que apresenta um comportamento linear. Analisando, de forma comparativa, as mesmas curvas é também possível constatar que para a mesma densidade de energia de deformação total, a liga de alumínio 7050-T6 apresenta uma vida maior quando comparada com a liga de alumínio 7075-T651.

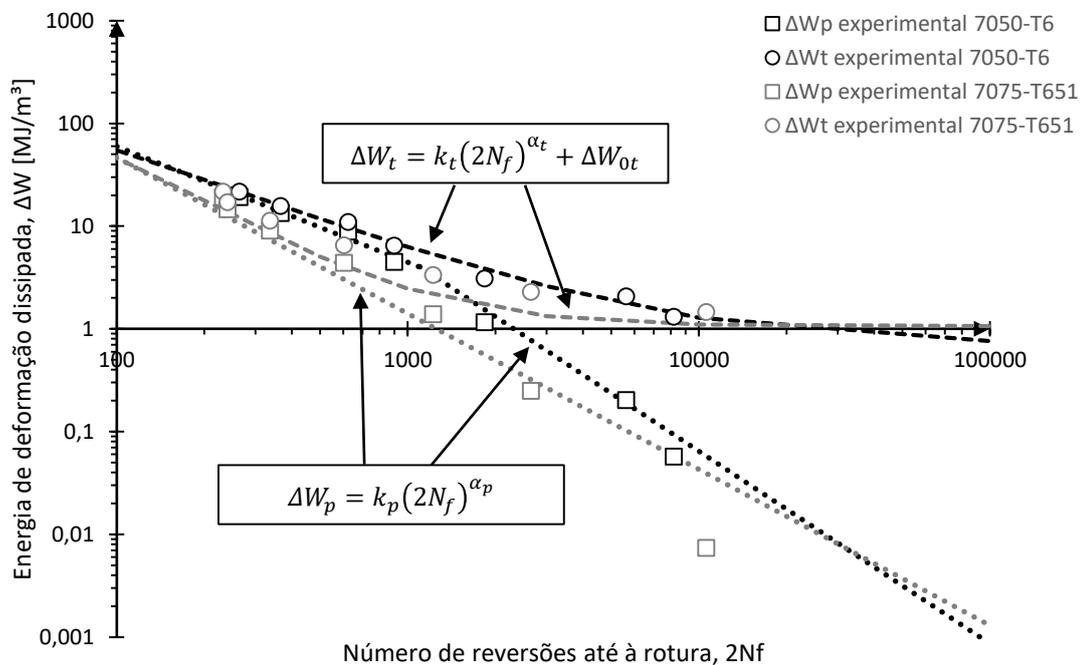


Figura 4.10. Representação dos dados experimentais da energia de deformação plástica e total dissipada por ciclo e as respetivas retas de ajustamento obtidas através da Equação 2.28 e da Equação 2.32.

Tabela 4.7. Resultados experimentais de ΔW_p , ΔW_{e^+} e ΔW_t e resultados teóricos de ΔW_p e ΔW_t .

Material	Ref. da amostra	$\Delta \epsilon/2$ (%)	$2N_f$	ΔW_p [MJ/m ³]	ΔW_{e^+} [MJ/m ³]	ΔW_t [MJ/m ³]	ΔW_p Eq. 2.28 [MJ/m ³]	ΔW_t Eq. 2.32 [MJ/m ³]
7050-T6 (Grupo I)	D175	1,753	264	19,283	2,452	21,736	19,960	21,455
	D150	1,498	366	13,464	2,305	15,769	13,808	15,744
	D125	1,258	624	8,878	2,151	11,029	7,564	9,595
	D100	1,007	898	4,487	2,013	6,500	5,017	6,915
	D80	0,812	1836	1,168	1,940	3,108	1,541	3,772
	D70	0,715	5616	0,204	1,868	2,072	0,190	1,721
	D60	0,617	8194	0,057	1,262	1,319	0,094	1,404
7075-T651 (Grupo II)	S175	1,754	232	19,242	2,479	21,721	12,967	13,718
	S150	1,504	240	14,663	2,452	17,115	12,317	13,087
	S125	1,254	336	9,089	2,222	11,310	7,390	8,297
	S100	1,004	604	4,418	2,134	6,552	3,034	4,047
	S80	0,808	1220	1,392	1,965	3,356	1,044	2,095
	S70	0,707	2648	0,250	2,045	2,295	0,322	1,384
	S60	0,609	10600	0,007	1,455	1,462	0,039	1,103

Através da energia de deformação dissipada por ciclo é possível calcular a energia de deformação acumulada, W , usando a Equação 2.33. Este parâmetro é particularmente importante pois pode ser usado para estimar a tenacidade à fratura. Por conseguinte, as densidades de energia de deformação elástica positiva, plástica e total acumuladas podem ser descritas pela Equação 4.6, Equação 4.7 e Equação 4.8, respetivamente.

$$W_{e+} = \int_1^{N_f} \Delta W_{e+} dN \quad (4.6)$$

$$W_p = \int_1^{N_f} \Delta W_p dN \quad (4.7)$$

$$W_t = W_{e+} + W_p \quad (4.8)$$

Tendo em conta que o cálculo destes parâmetros é um processo complexo e demorado, geralmente estes valores são calculados de forma aproximada, multiplicando o número de ciclos até à rotura pelos valores das densidades de energia de deformação do ciclo da meia-vida. Porém, neste trabalho, para além do cálculo aproximado, desenvolveu-se um algoritmo para calcular os valores das energias acumuladas a partir dos circuitos de histerese registados durante cada ensaio, o que permite fazer uma análise comparativa acerca da precisão do cálculo aproximado.

A Figura 4.11 representa graficamente os resultados experimentais das densidades de energia de deformação plástica acumuladas das ligas de alumínio 7050-T6 e 7075-T651 e os resultados aproximados para ambos os materiais, enquanto que a Figura 4.12 exhibe os resultados experimentais das densidades de energia de deformação total acumuladas para ambas as ligas e os respetivos resultados aproximados. Posto isto, analisando ambos os gráficos, é possível verificar que a densidade de energia de deformação plástica acumulada tende a diminuir com o número de reversões até à rotura. Por outro lado, a densidade de energia de deformação total acumulada aumenta com o número de reversões até à rotura.

Comparando as curvas das duas ligas, verifica-se que a densidade de energia de deformação total acumulada da liga de alumínio 7050-T6 apresenta valores mais elevados, quer no que diz respeito à componente plástica, quer à componente total, do que a liga de alumínio 7075-T651. Além disso, é possível observar uma disparidade acentuada entre os valores aproximados e os valores experimentais. Esta diferença pode-se explicar pelo facto

do cálculo aproximado se basear num valor constante por ciclo, não contabilizando os fenómenos transientes que afetam estas duas ligas.

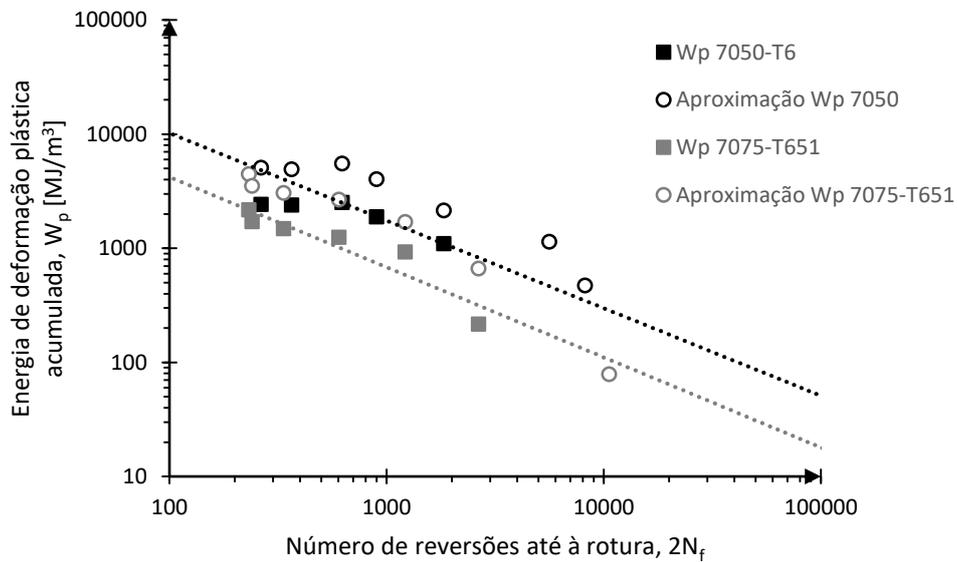


Figura 4.11. Representação dos valores experimentais e aproximados da densidade de energia de deformação plástica acumulada da liga de alumínio 7050-T6 e da liga de alumínio 7075-T651.

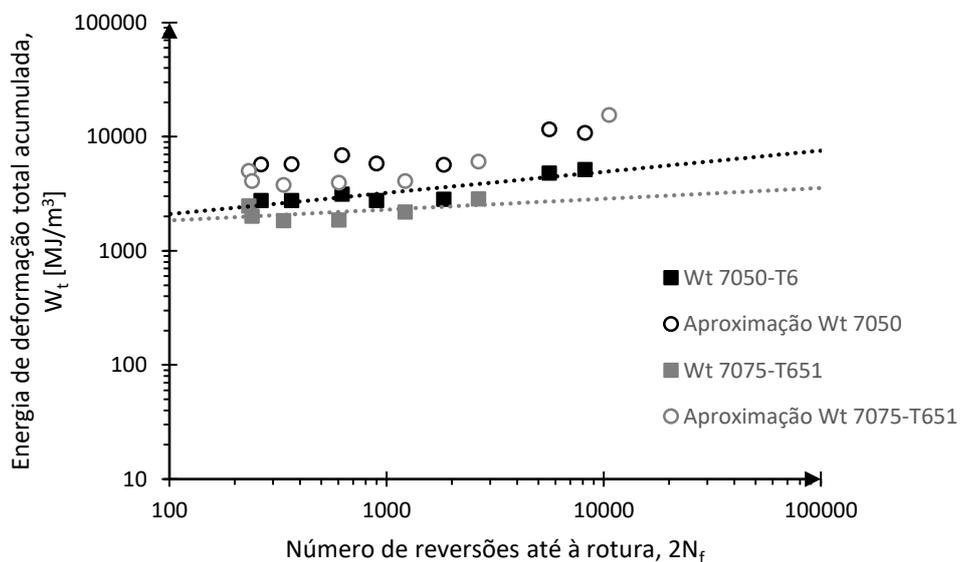


Figura 4.12. Representação dos valores experimentais e aproximados da densidade de energia de deformação total acumulada da liga de alumínio 7050-T6 e da liga de alumínio 7075-T651.

4.2. Análise das superfícies de fratura

Posteriormente à realização dos ensaios experimentais, procedeu-se à análise das superfícies de fratura de alguns provetes. As superfícies de fratura foram obtidas por microscopia eletrónica de varrimento (SEM). Para a liga 7050-T6 foram analisadas as amostras ensaiadas com amplitudes de deformação iguais a 0,60% e 1,50%. Para a liga 7075-T651 foram analisadas as amostras ensaiadas com amplitudes de deformação iguais a 0,50% e 1,25%.

A Figura 4.13 corresponde às micrografias das superfícies de fratura da liga de alumínio 7050-T6 obtidas com uma alta ampliação próximo do local de iniciação da fenda para as amplitudes de deformação 0,60% e 1,50%. Para a amplitude de deformação igual a 0,60% (Figura 4.13a e Figura 4.13b) é claramente visível a presença de estrias e degraus de clivagem, sendo estas características associadas à propagação estável da fissura. Além disso, é possível observar a presença de algumas fendas secundárias de tamanho variável, bem como a presença de pequenas micro-cavidades e inclusões dispersas pela superfície de forma não uniforme. Para a amplitude de deformação igual a 1,50%, há uma presença mais acentuada de degraus de clivagem, fendas secundárias, microcavidades e inclusões quando comparado com as micrografias obtidas para a amplitude de deformação igual a 0,60%.

Em relação à liga de alumínio 7075-T651, as micrografias representadas na Figura 4.14 foram obtidas com uma alta ampliação perto do local de iniciação da fenda para as amplitudes de deformação 0,50% e 1,25%. Para a amplitude de deformação igual a 0,50%, é possível observar a zona de iniciação da fenda e a respetiva propagação, bem como alguma micro-clivagem. Para a amplitude de deformação igual a 1,25%, pode-se verificar uma menor zona de iniciação da fenda quando comparada com a zona de iniciação da fenda para a amplitude de deformação igual a 0,50%, assim como a presença de algumas cavidades e degraus de clivagem.

Em síntese, para amplitudes de deformação menores, os mecanismos de fratura de ambos os materiais são principalmente constituídos por degraus de clivagem. Por outro lado, para amplitudes de deformação maiores, os locais de iniciação da fenda das duas ligas passam a ser maioritariamente compostos por degraus de clivagem e microcavidades.

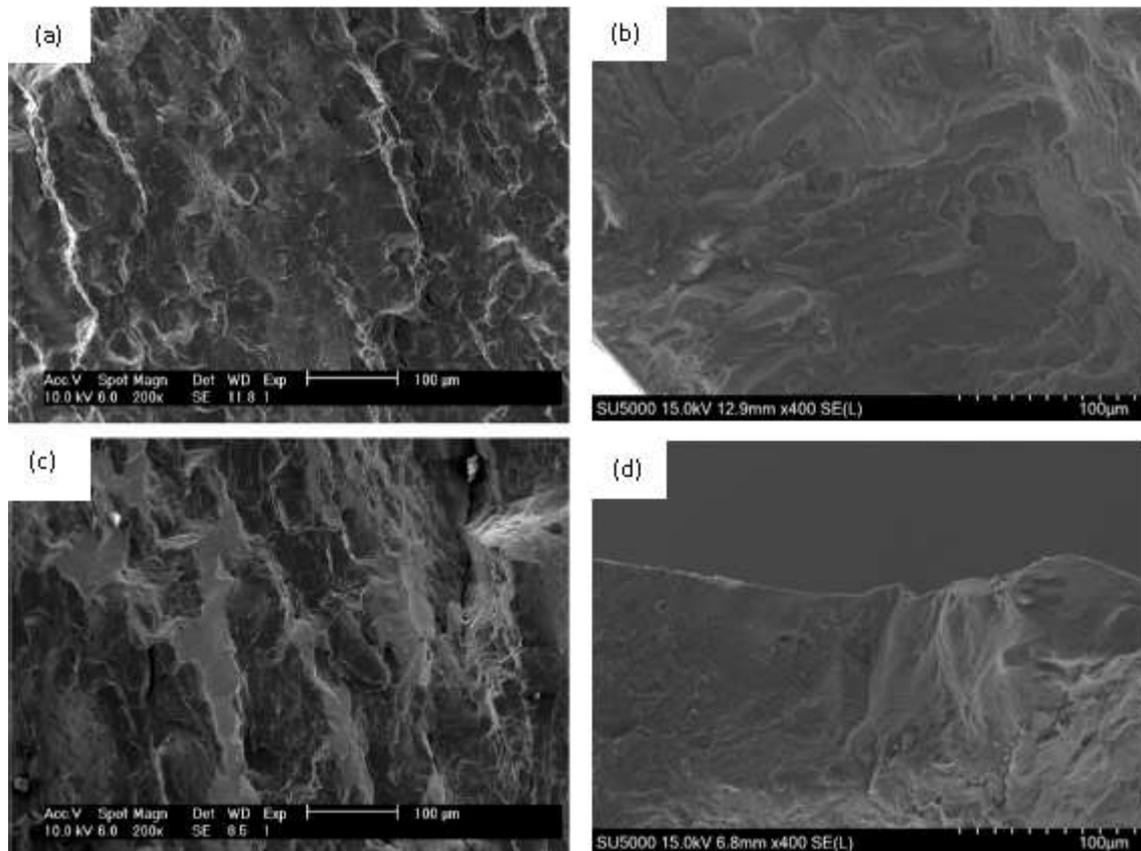


Figura 4.13. Micrografias SEM das superfícies de fratura da liga de alumínio 7050-T6 para amplitudes de deformação diferentes: a) $\Delta\epsilon/2 = 0,60\%$ [2]; b) $\Delta\epsilon/2 = 0,60\%$; c) $\Delta\epsilon/2 = 1,50\%$ [2]; d) $\Delta\epsilon/2 = 1,50\%$.

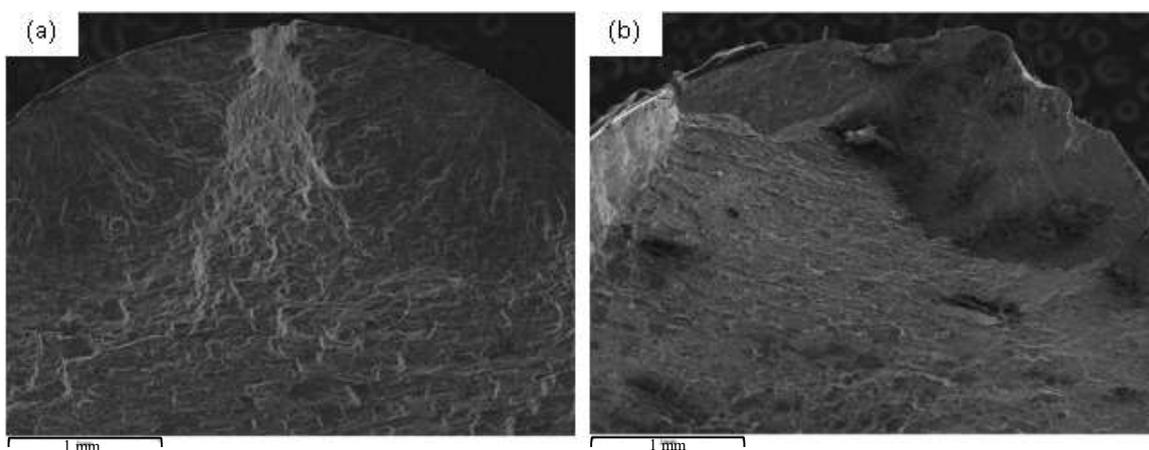


Figura 4.14. Micrografias SEM das superfícies de fratura da liga de alumínio 7075-T651 para amplitudes de deformação diferentes: a) $\Delta\epsilon/2=0,50\%$; b) $\Delta\epsilon/2=1,25$.

5. CONCLUSÕES

5.1. Conclusões

Tal como foi referido nos capítulos anteriores, o presente estudo visou estudar o comportamento elasto-plástico cíclico no regime de fadiga oligocíclica das ligas de alumínio 7050-T6 e 7075-T651 com base em resultados disponíveis na literatura [6], [7]. Nesse sentido, o procedimento experimental consistiu em realizar ensaios alternados, em controlo de deformação, para amplitudes de deformação entre 0,5% e 1,75%. Com base nos resultados obtidos, analisou-se, de forma comparativa, a resposta tensão-deformação cíclica; e fez-se a determinação das propriedades de resistência e ductilidade cíclica de ambos os materiais. Além disso, fez-se também a análise das relações tensão-vida, deformação-vida e energia-vida das duas ligas. Por fim, fez-se a caracterização dos principais mecanismos de fratura associados aos níveis de deformação estudados. Assim, podem ser retiradas da presente investigação as seguintes conclusões:

- A liga de alumínio 7050-T6 sofreu amaciamento por deformação independentemente do valor de amplitude de deformação, enquanto a liga de alumínio 7075-T651 sofreu amaciamento por deformação para uma amplitude de deformação mais baixa ($\Delta\varepsilon/2 = 0,80\%$) e apresentou um comportamento de encruamento por deformação para uma amplitude de deformação mais alta ($\Delta\varepsilon/2 = 1,50\%$);
- O grau de amaciamento cíclico (CS_2) da liga de alumínio 7050-T6 apresentou um comportamento aproximadamente linear para amplitudes de deformação superiores a 1,0%, enquanto que o grau de amaciamento cíclico (CS_2) da liga de alumínio 7075-T651 apenas apresentou um comportamento linear para amplitudes de deformação superiores a 0,8%;
- As curvas monótonas e cíclicas das ligas de alumínio 7050-T6 e 7075-T651 permitiram concluir que a liga de alumínio 7050-T6 apresenta um comportamento de amaciamento independentemente da amplitude

deformação. Por outro lado, a liga de alumínio 7075-T651 apresenta um comportamento de amaciamento para amplitudes de deformação inferiores a 1,1% e apresenta um comportamento de encruamento para amplitudes de deformação superiores a 1,1%;

- As formas dos anéis de histerese revelaram que ambas as ligas não têm um comportamento do tipo Masing;
- Os circuitos de histerese das duas ligas permitem concluir que a liga de alumínio 7075-T651 necessita de tensões superiores às da liga de alumínio 7050-T6 para que ocorra deformação plástica e, portanto, é possível afirmar que a liga de alumínio 7075-T651 apresenta deformação elástica superior do que a liga de alumínio 7050-T6 para um nível de tensão semelhante;
- A liga de alumínio 7050-T6 apresenta um número de reversões de transição ($2N_T = 314$) superior ao número de transição da liga de alumínio 7075-T651 ($2N_T = 181$);
- A relação entre a componente de deformação plástica e o número de reversões até à rotura da liga de alumínio 7050-T6 apresenta um comportamento bi-linear, ao contrário da relação entre as mesmas variáveis para a liga de alumínio 7075-T651 que apresenta um comportamento linear;
- As curvas da densidade de energia de deformação em função do número de reversões até à rotura dos dois materiais permitem constatar que para vidas baixas, a densidade de energia de deformação elástica positiva é desprezável;
- Para vidas inferiores a 10×10^3 reversões, a liga de alumínio 7050-T6 apresenta valores mais elevados de densidade de energia de deformação total do que a liga de alumínio 7075-T651. Para um número de reversões superior àquele valor, as duas ligas dissipam praticamente a mesma energia, embora a liga 7075-T651 aparente dissipar valores ligeiramente maiores;

- A curva que relaciona a densidade de energia de deformação plástica com o número de reversões até à rotura da liga de alumínio 7050-T6 apresenta um comportamento bi-linear. Por outro lado, para a liga de alumínio 7075-T651 observou-se um comportamento linear;
- A densidade de energia de deformação plástica acumulada das duas ligas tende a diminuir com o aumento do número de reversões até à rotura, ao contrário da densidade de energia de deformação total acumulada que tem tendência a crescer com a subida do número de reversões até à rotura;
- A liga de alumínio 7050-T6 apresenta valores de densidade de energia de deformação plástica e total acumuladas superiores aos da liga de alumínio 7075-T651;
- As micrografias das superfícies de fratura das ligas de alumínio 7050-T6 e 7075-T651 revelaram que para baixas amplitudes de deformação, os principais mecanismos de rotura de ambos os materiais são degraus de clivagem, enquanto que para amplitudes de deformação maiores, a zona de iniciação da fenda das ligas é dominada por degraus de clivagem e microcavidades.

5.2. Propostas para investigações futuras

No decurso da presente dissertação foram abordadas várias questões relativamente ao comportamento à fadiga oligocíclica das ligas de alumínio 7050-T6 e 7075-T651. No entanto, é possível enumerar alguns temas que poderão ser desenvolvidos em futuras investigações, tais como:

- Estudar e comparar o efeito da variação da razão de deformação no comportamento elasto-plástico cíclico das ligas de alumínio 7050-T6 e 7075-T651;
- Estudar e comparar o efeito da pré-deformação no comportamento elasto-plástico cíclico das ligas de alumínio 7050-T6 e 7075-T651;
- Estudar e comparar o comportamento à fadiga oligocíclica das principais ligas de alumínio aeronáuticas, particularmente as ligas de alumínio da série 2000, 6000 e 7000.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] F. Nogueira, J. Cunha, A. Mateus, C. Malça, J. D. Costa, and R. Branco, “*Cyclic plastic behaviour of 7075 aluminium alloy*”, Structural Integrity Procedia, 2019.
- [2] R. Branco, J. D. Costa, L. P. Borrego, S. C. Wu, X. L. Long, and F. Y. Zhang, “*Effect of strain ratio on cyclic deformation behaviour of 7050-T6 aluminium alloy*”, International Journal of Fatigue, vol. 129, no. May, 2019, doi: 10.1016/j.ijfatigue.2019.105234.
- [3] J. Cunha, A. Mateus, C. Malça, J. Costa, and R. Branco, “*Effect of strain-load history on fatigue behaviour of 7075-T651 aluminium alloy*”, Conference on Automation Innovation in Construction (CIAC2019), Leiria, 7-8 November, Portugal.
- [4] ASTM International, “*Standard Terminology Relating to Fatigue and Fracture Testing*”, ASTM E1823. West Conshohocken, PA.
- [5] R. Branco, “*Fatigue Life Prediction Of Notched Components Subjected To Complex Loading*”, PhD Thesis, Faculdade de Ciências e Tecnologia da Universidade de Coimbra, 2013.
- [6] Mário Gabriel Ferreira Branco, “*Estudo do fenómeno de relaxação de tensões na liga de alumínio 7050-T6*”, MSc Thesis, Faculdade de Ciências e Tecnologia da Universidade de Coimbra, 2018.
- [7] Tiago Roberto Neves, “*Comportamento elasto-plástico cíclico da liga de alumínio 7075-T651*”, MSc Thesis, Faculdade de Ciências e Tecnologia da Universidade de Coimbra, 2019.
- [8] C. M. Branco, J. M. Ferreira, J. D. Da Costa, and A. S. Ribeiro, “*Projecto de Orgãos de Máquinas*”. Fundação Calouste Gulbenkian, 2005.
- [9] F. M. F. Nascimento, “*Processamento por Fricção Linear. Caracterização e análise de ligas de alumínio processadas AA5083-O e AA7022-T6*”, MSc Thesis, Instituto Superior Técnico da Universidade de Lisboa, 2007.
- [10] X. Zhang, Y. Chen, and J. Hu, “*Recent advances in the development of aerospace materials*”, Progress in Aerospace Science., vol. 97, no. January, pp. 22–34, 2018, doi: 10.1016/j.paerosci.2018.01.001.

- [11] L. Leng, Z. J. Zhang, Q. Q. Duan, P. Zhang, and Z. F. Zhang, “*Improving the fatigue strength of 7075 alloy through aging*”, *Materials Science & Engineering A*, vol. 738, pp. 24–30, 2018, doi: 10.1016/j.msea.2018.09.047.
- [12] Edward Ghali, “*Corrosion Resistance of Aluminum and Magnesium Alloys: Understanding, Performance, and Testing*”. R. Winston Revie, 2010.
- [13] S. C. Jacumasso, “*Analysis of precipitate density of an aluminium alloy by TEM and AFM*”, *International Engineering Journal*, vol.69, no.4, Ouro Preto, 2016.
- [14] A. Ghosh and M. Ghosh, “*Microstructure and texture development of 7075 alloy during homogenisation*”, *Philosophical Magazine*, vol. 98, no. 16, pp. 1470–1490, 2018, doi: 10.1080/14786435.2018.1439596.
- [15] A. Azarniya, A. K. Taheri, and K. K. Taheri, “*Recent advances in ageing of 7xxx series aluminum alloys: A physical metallurgy perspective*”, *Journal of Alloys and Compounds.*, vol. 781, pp. 945–983, 2019, doi: 10.1016/j.jallcom.2018.11.286.
- [16] U. Rao, A. C. V. Vasu, M. Govindaraju, and S. Srinadh, K. V, “*Stress corrosion cracking behaviour of 7xxx aluminum alloys: A literature review*”, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China, English Ed.*, vol. 26, no. 6, pp. 1447–1471, 2016, doi: 10.1016/S1003-6326(16)64220-6.
- [17] Edison da Rosa, “*Análise de Resistência Mecânica (Mecânica da Fratura e Fadiga)*”, UFSC, 2002.
- [18] S. Suresh, “*Fatigue Of Materials*”, 2nd Edition, Cambridge University Press, 1998.
- [19] August Wöhler, “*Tests to determine the forces acting on railway carriage axles and the capacity of resistance of the axles*”. *Engineering*, 11, 1871.
- [20] B. Farahmand, G. Bockrath, and James Glassco, “*Fatigue And Fracture Mechanics Of High Risk Parts: Application Of Lefm & Fmdm Theory*”. Chapman & Hall, Springer US, 1997.
- [21] J. A. Ewing and J. C. W. Humfrey, “*The fracture of metals under repeated alternations of stress*”. *Philosophical Transactions of the Royal Society A200*, 1903.
- [22] F. Ellyin, “*Fatigue damage, crack growth and life prediction*”. 1ª Ed., Chapman & Hall, 1997.
- [23] A. Fatemi and L. Yang, “*Cumulative fatigue damage and life prediction theories*”,

-
- International Journal of Fatigue, vol. 20, no. I, pp. 9–34, 1998, doi: 10.1016/S0142-1123(97)00081-9.
- [24] Miner M.A., “*Cumulative damage in fatigue*”, Journal of Applied Mechanics, 1945.
- [25] Smith RW, Hirschberg MH, and Manson SS, “*Fatigue behaviour of materials under strain cycling in low and intermediate life range*”, Materials Science, 1963.
- [26] F. C. Campbell, “*Elements of metallurgy and engineering alloys*”. Materials Park, Ohio : ASM International, 2008.
- [27] Morrow JD, “*Cyclic plastic strain energy and fatigue of metals. International Friction, Damping and Cyclic Plasticity*”. Philadelphia: American Society for Testing and Materials, 1965.
- [28] W. Ramberg and W. R. Osgood, “*Description of stress-strain curves by three parameters*”. National advisory committee for Aeronautics, Report No. NACA-TN-902,” Washington DC, United States, 1943.
- [29] G. Masing, “*Eigenspannungen und verfestigung beim messing*”. 2nd International Congress of Applied Mechanics. Zurich: Orell Fussli Verlag, 332-335. 1926.
- [30] H. J. Christ and H. Mughrabi, “*Cyclic stress-strain response and microstructure under variable amplitude loading*”, Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures, 1996.
- [31] O. H. Basquin, “*The Exponential Law of Endurance Tests*”, American Society for Testing and Materials, 1910.
- [32] L. F. Coffin, “*A study effects of cyclic thermal stresses on a ductile metal*”, Transactions of ASME 76, 1954.
- [33] S. S. Manson, “*Behaviour of materials under conditions of thermal stress*”, National Advisory Committee for Aeronautics, 1954.
- [34] S. K. Koh and R. I. Stephens, “*Mean Stress Effects on Low Cycle Fatigue for a High Strength Steel*”, Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures, vol. 14, no. 4, pp. 413–428, 1991, doi: 10.1111/j.1460-2695.1991.tb00672.x.
- [35] R. Smith, Watson, and T. Topper, “*A stress-strain function for the fatigue of metals*”, Journal of Materials, 1970.
- [36] J. Correia *et al.*, “*Generalized probabilistic model allowing for various fatigue*
-

- damage variables*”, International Journal of Fatigue, vol. 100, pp. 187–194, 2017, doi: 10.1016/j.ijfatigue.2017.03.031.
- [37] D. Socie, “*Multiaxial fatigue damage models*”, Journal of Engineering, 1987.
- [38] J. D. Costa, “*Análise da tolerância de defeitos em ligas de alumínio*”, PhD Thesis, Universidade de Coimbra, 1991.
- [39] D. Lefebvre and F. Ellyin, “*Cyclic response and inelastic strain energy in low cycle fatigue*”, International Journal of Fatigue, vol. 6, no. 1, pp. 9–15, 1984, doi: 10.1016/0142-1123(84)90003-3.
- [40] L. Bairstow, “*The elastic limits of iron and steel under cyclic variation of stress*”, Philosophical Transactions of the Royal Society A 210, 1911.
- [41] K. Golos and F. Ellyin, “*Generalization of cumulative damage criterion to multilevel cyclic loading*”, Theoretical & Applied Fracture Mechanics, vol. 7, no. 3, pp. 169–176, 1987, doi: 10.1016/0167-8442(87)90032-2.
- [42] K. Golos and F. Ellyin, “*A total strain energy density theory for cumulative damage*”, Journal of Pressure Vessel Technology 110, 1988.
- [43] S. K. Koh, “*Fatigue damage evaluation of a high pressure tube steel using cyclic strain energy density*”, International Journal of Pressure Vessels and Piping, vol. 79, no. 12, pp. 791–798, 2002, doi: 10.1016/S0308-0161(02)00135-7.
- [44] T. Zhao and Y. Jiang, “*Fatigue of 7075-T651 aluminum alloy*”, International Journal of Fatigue, vol. 30, no. 5, pp. 834–849, 2008, doi: 10.1016/j.ijfatigue.2007.07.005.
- [45] D. T. Rusk, R. E. Taylor, and P. C. Hoffman, “*Testing of 7050-T7451 aluminum strain-life coupons for a probabilistic strain-life curve*”, Department of the Navy Naval Air Warfare Center Aircraft Division Patuxent River, Maryland, 2006.