



FCTUC FACULDADE DE CIÊNCIAS  
E TECNOLOGIA  
UNIVERSIDADE DE COIMBRA

DEPARTAMENTO DE  
ENGENHARIA MECÂNICA

# **Estudo do fenómeno de relaxação de tensões na liga de alumínio 7050-T6**

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

**Autor**

**Mário Gabriel Ferreira Branco**

**Orientadores**

**Ricardo Nuno Madeira Soares Branco**

**José Domingos Moreira da Costa**

**Júri**

<b>Presidente</b>	<b>Professor Doutor José António Martins Ferreira</b> Professor catedrático da Universidade de Coimbra
<b>Orientador</b>	<b>Professor Doutor José Domingos Moreira da Costa</b> Professor associado com agregação da Universidade de Coimbra
<b>Vogais</b>	<b>Professor Doutor Luís Filipe Pires Borrego</b> Professor coordenador do Instituto Superior de Engenharia de Coimbra



**Faculdade de Ciências e Tecnologias da  
Universidade de Coimbra**

**Coimbra, Fevereiro, 2018**



Os trabalhos escolares são provas para o carácter, não para a inteligência. Quer se trate de ortografia, de poesia ou de cálculo, está sempre em causa aprender a querer.

Alain, em *Les Idées et les Âges*, 1927.

Aos meus pais.



## **Agradecimentos**

A realização desta Dissertação de Mestrado só foi possível graças à colaboração e ao contributo, de forma direta ou indireta, de várias pessoas e instituições, às quais gostaria de manifestar algumas palavras de agradecimento e profundo reconhecimento, em particular:

ao Prof. Doutor Ricardo Branco, pela disponibilidade mostrada em orientar este trabalho, pela valiosa ajuda na definição do objeto de estudo, orientação científica, revisão crítica do texto, esclarecimentos, opiniões e sugestões, pela cedência e indicação de alguma bibliografia relevante para a temática em análise, pelos oportunos conselhos, acessibilidade, cordialidade e simpatia demonstradas.

aos meus pais e irmã, pelo apoio e compreensão inestimáveis, pelos diversos sacrifícios suportados e pelo constante encorajamento a fim de prosseguir a elaboração deste trabalho.

A todos reitero o meu apreço e a minha eterna gratidão.

## Resumo

As ligas de alumínio da série 7000 são usadas num vasto número de aplicações estruturais, devido, principalmente, ao facto de combinarem elevada resistência específica, e boa resistência à corrosão. A liga 7050 é particularmente atrativa para a conceção de componentes aeronáuticos, o que se deve, de uma forma geral, às suas excelentes propriedades mecânicas, elevada resistência à corrosão, e boa tenacidade à fratura. Para além disso, a maioria destes componentes está sujeita a ciclos de tensão e deformação variáveis ao longo do tempo, o que os torna particularmente vulneráveis a roturas por fadiga.

Nessa perspetiva, quer o desenvolvimento de novos componentes, quer a definição de intervalos de inspeção adequados, pressupõe a utilização de modelos de previsão de vida tão exatos quanto possível. Ora, o desenvolvimento de um modelo adequado pressupõe, em primeira instância, a utilização de propriedades de fadiga, rigorosas, do material.

A presente tese tem como objetivo principal caracterizar o comportamento da liga de alumínio 7050-T6 no regime da fadiga oligocíclica, dando-se ênfase especial ao efeito da razão de deformação ( $R_\epsilon$ ). Os ensaios são efetuados em controlo de deformação, para amplitudes de deformação ( $\Delta\epsilon/2$ ) entre 0.5% e 1.5%, considerando valores de  $R_\epsilon$  iguais a -1, 0 e 0.5. Após os ensaios, as superfícies de fratura são analisadas por microscopia eletrónica de varrimento, para identificar os principais mecanismos de fratura.

**Palavras-chave:** Ligas de alumínio, Fadiga oligocíclica, Circuitos de histerese, Controlo de deformação, Rotura por fadiga, Relaxação de tensões.

## Abstract

Aluminum alloys of the 7000 series are used in a wide number of structural applications, mainly because they combine high specific strength and good corrosion resistance. The 7050 alloy is particularly attractive for the design of aeronautical components, which is generally due to its excellent mechanical properties, high corrosion resistance, and good fracture toughness. In addition, most of these components are subject to varying stress and strain cycles over time, which makes them particularly vulnerable to fatigue failure.

In this perspective, both the development of new components and the definition of adequate inspection intervals presuppose the use of life expectancy models as accurate as possible. However, the development of an appropriate model presupposes, in first instance, the use of stringent fatigue properties of the material.

The main objective of this thesis is to characterize the behavior of the 7050-T6 aluminum alloy in the regime of low-cycle fatigue, with special emphasis on the effect of the strain ratio ( $R\epsilon$ ). The tests are performed under strain-controlled conditions for strain amplitudes ( $\Delta\epsilon/2$ ) between 0.5% and 1.5%, considering values of  $R\epsilon$  equal to -1, 0 and 0.5. After the tests, the fracture surfaces are analyzed by scanning electron microscopy to identify the main fracture mechanisms.

**Keywords** Aluminum alloys, Low-cycle fatigue, Fatigue failure, Histereses loops, Strain-controlled, Mean relaxation.





---

## Índice

Índice de Figuras .....	viii
Índice de Tabelas .....	x
Simbologia e Siglas .....	xi
Simbologia.....	xi
Siglas .....	xiii
1. Introdução.....	1
2. Revisão da literatura .....	4
2.1. Fenómeno de fadiga.....	4
2.2. Filosofias de projeto à fadiga.....	7
2.3. Resposta tensão-deformação cíclica .....	9
3. Procedimento experimental .....	21
3.1. Material.....	21
3.2. Geometria dos provetes .....	22
3.3. Ensaio de fadiga oligocíclica.....	23
3.4. Análise da microestrutura do material .....	25
3.5. Análise das superfícies de fratura .....	26
4. Análise e discussão de resultados .....	27
4.1. Microestrutura.....	27
4.2. Ensaio de fadiga oligocíclica.....	28
4.2.1. Resposta tensão-deformação cíclica.....	31
4.2.2. Vida e propriedades da fadiga oligocíclica.....	40
4.3. Análise das superfícies de fratura .....	47
5. Conclusões.....	51
5.1. Conclusão.....	51
5.1.1. Investigação futura .....	52
Referências bibliográficas .....	53

## ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 2.1 Principais estágios de rotura por fadiga (Farahmand, 1997). .....	5
Figura 2.2 Formação de bandas de escorregamento que conduzem à iniciação de fenda como resultado de um carregamento cíclico (Farahmand, 1997). .....	6
Figura 2.3 Ilustração esquemática dos três modos básicos de fratura: a) modo I; b) modo II; c) modo III (Socie, 2000). .....	7
Figura 2.4 Respostas de tensão-deformação típicas para diferentes variáveis de entrada cíclica: a) endurecimento por deformação; b) amaciamento por deformação; c) relaxação da tensão média; d) <i>ratcheting</i> por deformação (Ellyin, 1997). .....	10
Figura 2.5 Representação esquemática de um circuito de histerese saturado (Ellyin, 1997). .....	11
Figura 2.6 Curvas de tensão-deformação monótona e cíclica para a liga de alumínio 7050-T6. ....	13
Figura 2.7 Representação esquemática de uma curva principal (Ellyin, 1997). .....	15
Figura 2.8 Amplitudes de deformação total, plástica e elástica “ <i>versus</i> ” número de reversões até à rotura. ....	17
Figura 2.9 Energia de deformação cíclica para um estado uniaxial de tensão (Koh, 2002). .....	20
Figura 3.1 Geometria dos provetes usados nos ensaios de fadiga oligocíclica (de acordo com a norma ASTM E606) .....	23
Figura 3.2 Mecanismo experimental usado nos ensaios de fadiga oligocíclica. ....	25
Figura 4.1 Imagens OM das amostras da liga de alumínio 7050-T6 segundo os planos: a) perpendicular e b) paralelo ao eixo principal da amostra. ....	27
Figura 4.2 Circuitos de histerese tensão-deformação: a) $R_{\epsilon} = -1$ , $\Delta\epsilon/2 = \pm 1.50\%$ ; b) $R_{\epsilon} = 0$ , $\Delta\epsilon/2 = \pm 1.50\%$ ; c) $R_{\epsilon} = 0.5$ , $\Delta\epsilon/2 = \pm 1.50\%$ ; d) $R_{\epsilon} = -1$ , $\Delta\epsilon/2 = \pm 0.85\%$ ; e) $R_{\epsilon} = 0$ , $\Delta\epsilon/2 = \pm 0.85\%$ ; f) $R_{\epsilon} = 0.5$ , $\Delta\epsilon/2 = \pm 0.85\%$ . ....	30
Figura 4.3 Variação da amplitude de tensão (em condições de controlo de deformação para $R_{\epsilon} = -1$ ) com: a) o número de ciclos; b) vida adimensional para diferentes amplitudes de deformação. ....	32
Figura 4.4 Variação da tensão máxima “ <i>versus</i> ” o número de ciclos a diferentes razões de deformação para as amplitudes de deformação ( $\Delta\epsilon/2$ ) de: a) 1.5%; b) 1.0%. ....	33
Figura 4.5 Curva de tensão-deformação cíclica traçada conectando as extremidades dos circuitos de histerese para diferentes amplitudes de deformação dos ensaios em controlo de deformação para $R_{\epsilon} = -1$ . ....	34
Figura 4.6 Curva monótona e curvas cíclicas para a liga de alumínio 7050-T6. ....	35
Figura 4.7 Variação do grau de amaciamento cíclico com: a) Amplitude de deformação; b) Razão de deformação. ....	37

---

Figura 4.8 Curva tensão-deformação traçada conectando as extremidades à compressão dos circuitos de histerese para amplitudes de deformação diferentes.....	38
Figura 4.9 Tensão média "versus" o número de ciclos para amplitudes e razões de deformação diferentes. ....	40
Figura 4.10 Tensão média adimensional "versus" o número de ciclos para amplitudes e razões de deformação diferentes. ....	40
Figura 4.11 Amplitude de tensão versus o número de reversões até à rotura. ....	41
Figura 4.12 Amplitude de deformação plástica "versus" o número de reversões à rotura. .	42
Figura 4.13 Curvas de vida-deformação, vida-resistência e vida-ductilidade.....	43
Figura 4.14 Comparação entre a energia de deformação dissipada por ciclo com o número de reversões até à rotura. ....	45
Figura 4.15 Energia de deformação plástica dissipada por ciclo medida experimentalmente versus calculada pela Equação (4.16).....	45
Figura 4.16 Gama de energia de deformação por ciclo <i>versus</i> o número de reversões até à rotura. ....	47
Figura 4.17 Superfícies macroscópicas dos provetes após os ensaios de fadiga oligocíclica. ....	47
Figura 4.18 Micrografias SEM, das superfícies de fractura, próximas dos locais de iniciação de fenda para a mesma razão de deformação ( $R\epsilon = -1$ ) e amplitudes de deformação diferentes: a) $\Delta\epsilon/2 = 0.6\%$ ; b) $\Delta\epsilon/2 = 1.0\%$ ; c) $\Delta\epsilon/2 = 1.5\%$ ;.....	49
Figura 4.19 Micrografias SEM, das superfícies de fratura, próximas dos locais de iniciação de fenda para a mesma amplitude de deformação ( $\Delta\epsilon/2 = 1.5\%$ ) e razões de deformação diferentes: a) $R\epsilon = -1$ ; b) $R\epsilon = 0$ ; c) $R\epsilon = 0.5$ . ....	50

## ÍNDICE DE TABELAS

Tabela 2.1 Métodos possíveis para obter uma curva de tensão-deformação cíclica (Ellyin, 1997). .....	12
Tabela 3.1 Composição química nominal da liga de alumínio 7050-T6 (%). .....	22
Tabela 3.2 Propriedades mecânicas monótonas da liga de alumínio 7050-T6. ....	22
Tabela 3.3 Amplitudes de deformação definidas para os ensaios de fadiga oligocíclica. ..	24
Tabela 4.1 Resultados dos ensaios de fadiga oligocíclica.....	30
Tabela 4.2 Variáveis desconhecidas da curva tensão-deformação para a liga de alumínio 7050-T6.....	35
Tabela 4.3 Constantes de resistência à fadiga para a liga de alumínio 7050-T6.....	41
Tabela 4.4 Constantes de ductilidade à fadiga para a liga de alumínio 7050-T6.....	42
Tabela 4.5 Valores de $\Delta W_p$ , experimentais e teóricos.....	45
Tabela 4.6 Constantes da Equação (4.17) para a liga de alumínio 7050-T6.....	46
Tabela 4.7 Constantes da Equação (2.26) para a liga de alumínio 7050-T6.....	46

---

## SIMBOLOGIA E SIGLAS

### Simbologia

$2N_T$  – Ponto de transição

$2N_f$  – Número de reversões até à rotura

$b$  – Expoente de resistência à fadiga

$c$  – Expoente de ductilidade à fadiga

$C_1$  – Constante dependente de  $R_e$  e  $\Delta\varepsilon/2$

$C_2$  – Constante dependente de  $R_e$  e  $\Delta\varepsilon/2$

$CS$  – Grau de amaciamento cíclico

$d\varepsilon/dt$  – Taxa de deformação

$E$  – Módulo de Young

$f$  – Frequência

$k'$  – Coeficiente de encruamento cíclico

$k^*$  – Coeficiente de encruamento cíclico num sistema de coordenadas auxiliares

$n'$  – Expoente de encruamento cíclico

$n^*$  – Expoente de encruamento cíclico num sistema de coordenadas auxiliares

$N_f$  – Número de ciclos até à rotura

$r$  – Fator de correlação

$R_e$  – Razão de deformação

$\alpha p$  – Constante do material

$\delta\sigma_0$  – Aumento do limite de tensão proporcional

$\Delta\varepsilon$  – Gama de deformação total

$\Delta\varepsilon^*$  – Amplitude de deformação num sistema de coordenadas auxiliares

$\Delta\varepsilon/2$  – Amplitude de deformação

$\Delta\varepsilon_e$  – Gama de deforma elástica

$\Delta\varepsilon_e^*$  – Amplitude de deformação elástica num sistema de coordenadas auxiliares

$\Delta\varepsilon_e/2$  – Amplitude de deformação elástica

$\Delta\varepsilon_p$  – Gama de deforma plástica

$\Delta\varepsilon_p^*$  – Amplitude de deformação plástica num sistema de coordenadas auxiliares

$\Delta\varepsilon_p/2$  – Amplitude de deformação plástica

$\Delta\sigma$  – Gama de tensão total

$\Delta\sigma^*$  – Amplitude de tensão num sistema de coordenadas auxiliares

$\Delta\sigma/2$  – Amplitude de tensão

$\Delta W_{0t}$  – Energia de deformação elástica positiva no limite de fadiga

$\Delta W_e$  – Energia total de deformação elástica

$\Delta W_{e+}$  – Energia de deformação elástica positiva

$\Delta W_p$  – Energia total de deformação plástica

$\Delta W_{p0}$  – Energia de histerese do material no limite de fadiga

$\Delta W_t$  – Energia total de deformação

$\varepsilon_m$  – Deformação média

$\varepsilon'_f$  – Coeficiente de ductilidade à fadiga

$\kappa p$  – Constante do material

$\nu$  – Coeficiente de Poisson

$\sigma_c$  – Tensão de cedência

$\sigma_m$  – Tensão média

$\sigma_{m\acute{a}x}$  – Tensão máxima

$\sigma_{m\acute{a}x}^1$  – Tensão máxima no primeiro ciclo

$\sigma_{mi}$  – Tensão média inicial

$\sigma_{MV,m\acute{a}x}$  – Tensão máxima na meia-vida

$\sigma_R$  – Tensão de rotura

$\sigma'_f$  – Coeficiente de resistência à fadiga

## **Siglas**

ASM – American Society for Metals

ASTM – American Society for Testing and Materials

CNC – Computer Numeric Control

DEM – Departamento de Engenharia Mecânica

FCTUC – Faculdade de Ciências e Tecnologias da Universidade de Coimbra

ISEC – Instituto Superior de Engenharia de Coimbra

IST – Incremental step test

JPEG – Joint Photographic Experts Group

LFC – Fadiga oligocíclica

MST – Miltiple step test

OM – Microscopia ótica

SE – Electrões secundários

SEM – Microscopia eletrónica de varrimento

SST – Single step test

TIFF – Tagged Image File Format





## 1. INTRODUÇÃO

As ligas de alumínio da série 7000 são usadas num vasto número de aplicações estruturais, devido, principalmente, à sua elevada relação resistência/peso, elevada rigidez específica, boa resistência à corrosão e elevada tenacidade. A liga de alumínio 7050, em particular, combina uma elevada resistência mecânica, elevada resistência à fissuração por corrosão sob tensão e uma boa tenacidade à fratura. O teor relativamente elevado de cobre contribui para um aumento de resistência adicional durante a segunda fase de envelhecimento; enquanto o uso de zircónio, em vez de crómio, reduz a sensibilidade à têmpera. Este tipo de características torna esta liga particularmente adequada para aplicações de secções espessas. Além disso, deve também salientar-se que a maioria desses componentes são frequentemente sujeitos a ciclos de tensão e deformação variáveis ao longo do tempo. Portanto, uma percepção do comportamento do material em regime de fadiga oligocíclica e o conhecimento dos mecanismos de rotura por fadiga são cruciais para o desenvolvimento de aplicações estruturais seguras e confiáveis.

Portanto, o risco de dano por fadiga em componentes construídos com esta liga é uma grande preocupação. O fenómeno de fadiga é um processo sequencial que engloba três fases, i.e. iniciação da fenda, propagação estável da fenda e rotura. Este tipo de falha é o resultado de inúmeros fatores que podem não só ter um impacto económico negativo como também provocar a perda de vidas. Apesar dos progressos significativos alcançados nas últimas décadas, vários fatores afetos ao fenómeno de fadiga continuam a não ser totalmente compreendidos. Com o objetivo de reduzir o risco de falhas inesperadas, é necessário efetuar uma investigação cuidada de forma a conseguir prever a vida de um componente sujeito a carregamentos complexos.

Processos tecnológicos, tais como fundição, soldadura, maquinação, etc., aumentam a importância desta fase, visto que estes processos introduzem pequenos defeitos que facilitam a iniciação da fenda devido a fenómenos de concentração de tensões. Neste sentido, um dos aspetos mais importantes em projeto mecânico à fadiga é a utilização de modelos de previsão adequados que de uma forma geral têm por base as propriedades do material obtidas a partir de ensaios de fadiga oligocíclica. Geralmente este tipo de ensaios são obtidos para razões de deformação ( $R\epsilon$ ) iguais a -1. No entanto, grande parte dos

componentes feitos a partir da liga de alumínio 7050 estão sujeitos a razões de deformação variáveis pelo que, para além do estudo para  $R\epsilon=-1$ , também é importante conhecer os mecanismos associados à rotura para outros valores de  $R\epsilon$ .

Embora a liga de alumínio 7050 tenha vindo a ser estudada ao longo das últimas décadas, pequena ou nenhuma atenção tem sido dada ao papel da razão de deformação no comportamento do material em regime de fadiga oligocíclica e no que diz respeito aos mecanismos de rotura. Uma grande parte da investigação tem tido como objetivo principal a definição da composição química da liga e dos tratamentos térmicos mais adequados para a obtenção otimizada entre resistência mecânica e tolerância de dano. No entanto, estes dois objetivos são um pouco contraditórios. O máximo de resistência pode ser alcançado através de um tratamento térmico T6, mas torna este material suscetível à fissuração por corrosão sob tensão; enquanto uma têmpera T73, melhora a resistência à fissuração por corrosão sob tensão, mas reduz a resistência mecânica do material. Esta relação bastante complexa entre a microestrutura e as duas propriedades acima mencionadas tem sido uma questão importante.

A integridade estrutural desta liga está também muito bem documentada. Na literatura encontram-se vários trabalhos dedicados à análise do comportamento da fadiga que têm como principal objetivo estudar o efeito de diferentes variáveis, nomeadamente microestrutura e orientação cristalográfica; processo de fabrico, com particular ênfase nas técnicas de processamento, tratamentos térmicos e acabamento superficial; fatores ambientais, tais como a influência dos meios de corrosão e temperatura; geometria, incluindo os efeitos de concentração de tensões, espessura, propagação de fenda e coalescência de defeitos; e históricos de carga, por exemplo, o efeito da tensão média, sobrecargas, fadiga por fricção, entre outros.

No entanto, até agora, não foi ainda investigado, de forma sistemática, o efeito da razão de deformação em regime de fadiga oligocíclica (LCF) para a liga de alumínio 7050. Nessa perspetiva, o principal objetivo deste estudo é investigar a influência da razão de deformação no comportamento em regime de fadiga oligocíclica da liga 7050. Pretende-se, também, identificar os principais mecanismos de rotura por fadiga associados aos diferentes níveis de razão de deformação. De forma a cumprir estes objetivos, foi definido um conjunto de ensaios em controlo de deformação que considera amplitudes de deformação total entre 0.5 e 1.5% e razões de deformação iguais a -1, 0, e 0.5. Após os ensaios efetuados,

as superfícies de fratura são analisadas por microscopia eletrónica de varrimento (SEM) para identificação dos principais mecanismos de rotura associados à variação da razão de deformação.

Mais especificamente, o presente trabalho tem como objetivos:

- Estudar o comportamento em regime de fadiga oligocíclica da liga de alumínio 7050-T6 para diferentes níveis de amplitude de deformação, e razão de deformação;
- Estudar a resposta tensão-deformação cíclica do material para diferentes níveis de amplitude de deformação, e razão de deformação;
- Estudar o efeito da tensão média e o grau de amaciamento cíclico do material, desenvolvendo um modelo de previsão dependente da amplitude de deformação, e da razão de deformação;
- Estudar a forma dos circuitos estáveis de histerese para diferentes níveis de amplitude de deformação, e razão de deformação;
- Obter as propriedades cíclicas de fadiga do material para diferentes razões de deformação;
- Identificar os micro-mecanismos de rotura associados à variação da razão de deformação e à variação da amplitude de deformação.

A presente dissertação encontra-se estruturada em cinco capítulos. No capítulo seguinte é feita uma revisão da literatura sobre o fenómeno de fadiga em geral, filosofias usadas em projeto de fadiga, e revisão acerca da resposta tensão-deformação cíclica. No capítulo três são apresentadas as técnicas laboratoriais utilizadas no trabalho experimental, seguindo-se o capítulo com a apresentação dos resultados experimentais e respetiva discussão. O último capítulo será dedicado às conclusões retiradas do trabalho realizado.

## 2. REVISÃO DA LITERATURA

### 2.1. Fenómeno de fadiga

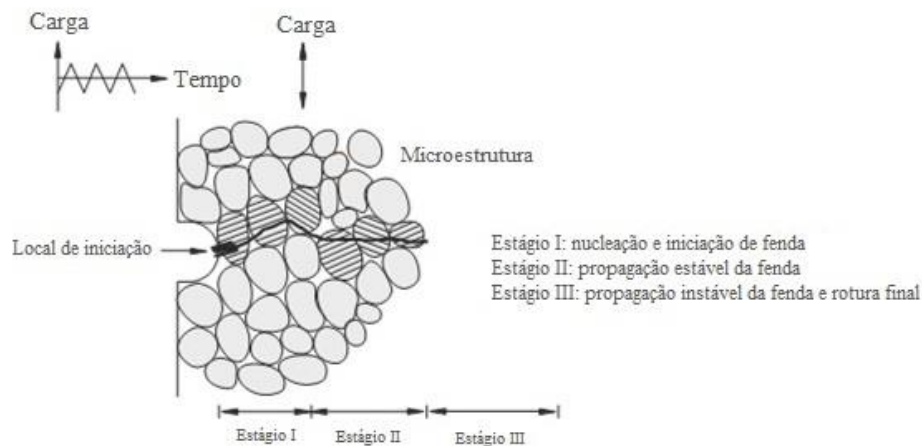
A fadiga é um fenómeno progressivo, localizado e permanente que ocorre em componentes mecânicos sujeitos a campos de deformação cíclicos ou repetitivos causados por tensões nominais abaixo do limite de resistência dos materiais envolvidos. A falha por fadiga pode ocorrer devido a flutuações de carga, mas também devido à sinergia de vários fatores de dano, normalmente denominados de fadiga por fluência, fadiga termomecânica, fadiga por corrosão, fadiga por contacto deslizante, fadiga por contacto rolante, fadiga por *fretting*, etc. (Suresh, 1998).

Como bem se sabe, August Wöhler (1819-1914) foi pioneiro na investigação e análise do fenómeno de rotura por fadiga (Wöhler, 1871) estudando o comportamento de eixos ferroviários sujeitos a cargas cíclicas. A representação de dados dos ensaios em termos de tensão aplicada *versus* o número de ciclos até à rotura, designados por curvas S-N, foi uma grande inovação e rapidamente se alastrou a outras aplicações também elas sujeitas a carregamentos flutuantes, tais como navios, aeronaves, maquinaria industrial, etc. (Farahmand, 1997).

A rotura por fadiga, como retratado na Figura 2.1, é um processo sequencial que engloba três estágios principais. O primeiro estágio compreende a nucleação microscópica da fenda e a iniciação da fenda. O segundo estágio é o crescimento estável da fenda. Neste período, a fenda atinge uma dimensão crítica onde a restante secção transversal não fissurada do componente mecânico se torna insuficiente para suportar a carga imposta. O último estágio consiste num período onde a fenda se propaga de forma instável podendo resultar na rotura repentina da restante secção transversal do componente mecânico.

A iniciação de fenda é geralmente um fenómeno superficial. Foram sugeridas várias razões para explicar este facto. Por exemplo, o menor nível de constrangimento presente na superfície do material tem sido apontado como uma condição favorável à iniciação da fenda. Outros argumentos são a distribuição não homogénea das tensões nas descontinuidades geométricas o que origina picos de tensão na superfície; a rugosidade e efeitos similares na superfície, tais como corrosão ou fadiga por *fretting* também promovem

a iniciação da fenda na superfície. Portanto, a iniciação da fenda está bastante dependente das condições da superfície do material.

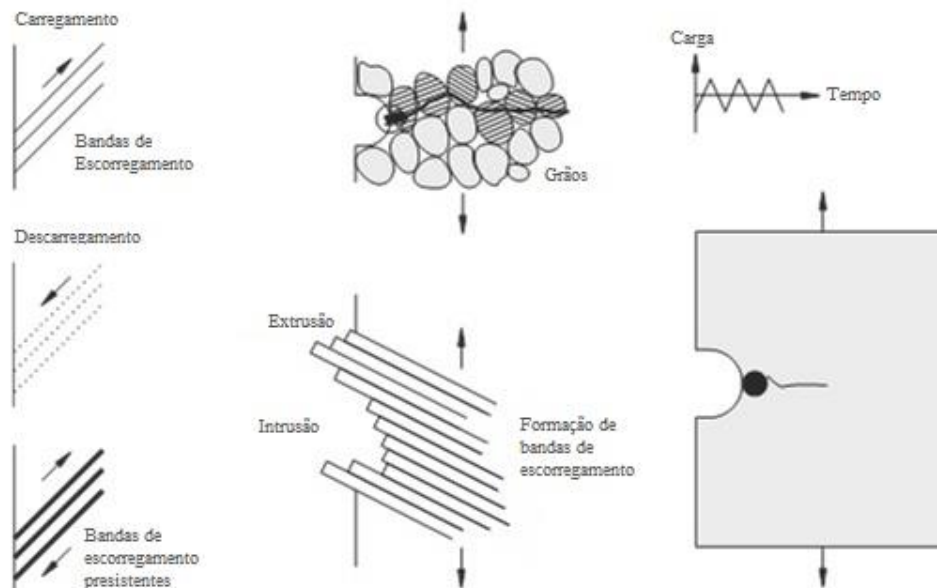


**Figura 2.1** Principais estágios de ruptura por fadiga (Farahmand, 1997).

A nucleação de fendas, segundo a teoria apresentada por Ewing e Humfrey (1903), inicia-se a partir de micro-fendas em bandas de escorregamento. Estudos mais recentes demonstram que a nucleação de micro-fendas geralmente ocorre numa fase inicial do processo de fadiga. Porém, durante grande parte da vida dos componentes as micro-fendas permanecem praticamente invisíveis. Em resumo, o escorregamento cíclico está associado à forma e ao tamanho de grão, orientação cristalográfica dos grãos e anisotropia do material. Tendo em conta este facto, alguns grãos na superfície do material são mais suscetíveis ao escorregamento cíclico do que outros.

A Figura 2.2, esquematiza o processo de iniciação de fenda na superfície de um metal dúctil sujeito a tensão uniaxial. Em grãos favoravelmente orientados para a carga flutuante aplicada, surgem bandas de escorregamento localizadas na superfície do material. No início deste estágio, as bandas de escorregamento são visíveis na superfície durante a parte do ciclo de carregamento sujeito a tensões de tração e desaparecem quando o nível de carregamento é aliviado. Após decorrerem alguns ciclos, este processo reversível é interrompido e originam-se bandas de escorregamento permanentes. Estas bandas de escorregamento permanentes, também denominadas bandas de escorregamento persistentes, podem resultar em intrusões e extrusões que funcionam como pontos localizados de

concentração de tensões levando à formação de micro-fendas. A continuação do carregamento cíclico resulta num crescimento estável da fenda. No início do estágio de crescimento estável da fenda, a direção de propagação não é exatamente perpendicular à carga aplicada, mas depende da orientação da banda de escorregamento primária (ver Figura 2.1). Num momento subsequente, a direção do crescimento muda e a fenda tende a propagar-se na direção normal à carga aplicada. Em geral, este estágio é influenciado pela amplitude da tensão média e severidade do meio ambiente, entre outros. Quando a fenda atinge uma dimensão crítica, a propagação torna-se instável conduzindo à rotura final.



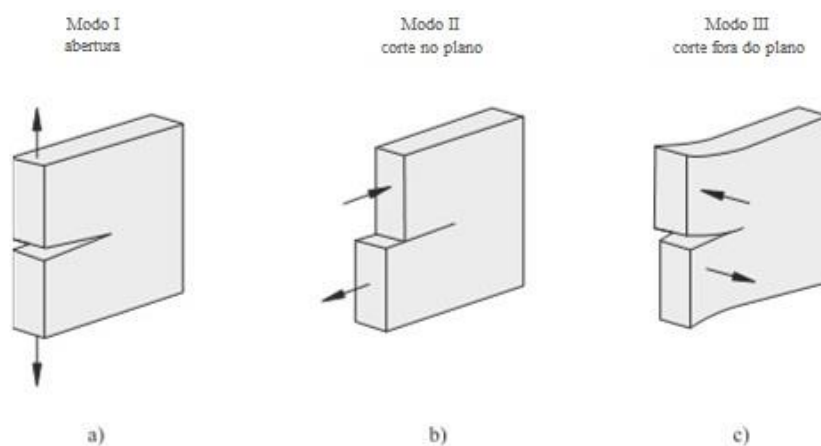
**Figura 2.2** Formação de bandas de escorregamento que conduzem à iniciação de fenda como resultado de um carregamento cíclico (Farahmand, 1997).

No que diz respeito a metais policristalinos, tais como ligas de alumínio ou aços de alta resistência, é importante notar que estes têm um processo de nucleação complexo, o qual é afetado pela presença de fronteiras de grão, precipitados, impurezas e inclusões. Neste caso, as bandas de escorregamento são o resultado de deslocações no interior de grãos individuais. Estes deslocamentos apenas ocorrem ao longo de um plano de escorregamento determinado pela estrutura cristalina.

Relativamente à iniciação a partir de inclusões, esta tende a ocorrer à superfície do material. Embora as inclusões não sejam nocivas em termos de resistência mecânica estática, estas reduzem a ductilidade do material e tendem a interagir com o escorregamento

cíclico. Na prática, uma inclusão atua como um micro-entalhe, o que conduz a uma mudança local na distribuição da tensão

Conforme esquematizado na Figura 2.1, inicialmente a fenda começa num grão à superfície e propaga-se para o grão seguinte. Neste estágio, as fendas nucleadas tendem a crescer segundo o plano da amplitude da tensão de corte máxima. De acordo com a terminologia de mecânica da fratura, as fendas propagam-se segundo o modo II (Figura 2.3b). No segundo estágio, o plano da fenda muda de sentido e esta passa a propagar segundo numa direção normal ao eixo de aplicação da carga, i.e. segundo o modo I (Figura 2.3a). A transição entre ambos os estágios é controlada, principalmente, pela microestrutura do material e pela tensão aplicada, e ocorre apenas ao longo de alguns grãos. Em geral, menores magnitudes de tensão aumentam o tempo associado ao estágio I e *vice-versa*. Por outro lado, o comprimento do estágio I aumenta com o tamanho do grão do material.



**Figura 2.3** Ilustração esquemática dos três modos básicos de fratura: a) modo I; b) modo II; c) modo III (Socie, 2000).

A vida de fadiga é resultado de vários fatores que são, geralmente, agrupados em diferentes categorias, tais como a microestrutura do material, técnicas de processamento, espectro de carga, meio ambiente, e geometria (Ellyn, 1997).

## 2.2. Filosofias de projeto à fadiga

As filosofias de projeto à fadiga têm evoluído ao longo dos anos, desde o simples conceito de vida infinita, até um conceito mais sofisticado de tolerância de dano (Kirkby, 1980). Atualmente, as filosofias básicas de projeto à fadiga são denominadas de *vida infinita*,

*vida segura, falha segura, e tolerância de dano*. Estas filosofias estão brevemente resumidas no texto que se segue.

- *Vida infinita*: este método baseia-se no pressuposto de que a tensão máxima apresenta um valor menor que o limite de resistência. Abaixo do qual não ocorrem roturas por fadiga e, portanto, é esperada uma vida infinita do componente. Esta filosofia é apropriada para o projeto de componentes submetidos a um elevado número de ciclos e sujeitos a um carregamento uniforme ou, de preferência, próximo a uma carga de amplitude constante num ambiente não corrosivo, tais como componentes rotativos de máquinas, molas de válvulas de motor, entre outros. Na prática, é necessário apenas um limite de resistência, e não uma curva S-N completa. Porém, este método em várias situações de projeto não é o mais prático nem económico, visto que resulta em componentes pesados e pouco eficientes. Devido à dispersão inerente aos ensaios de fadiga, deve ser aplicado um fator de segurança adequado em relação ao limite de resistência ou à tensão admissível.
- *Vida segura*: neste método, a fadiga ou deformação admissível está relacionada àquela que se espera que cause a rotura na vida útil pretendida. Esta estratégia é mais adequada a componentes e estruturas sujeitos a um número limitado de ciclos durante a sua vida útil, de modo que dimensioná-los para uma vida infinita não seria prático nem economicamente viável. Por exemplo, vários componentes de um veículo espacial são submetidos a poucas centenas, ou menos, de ciclos de carregamento durante a sua vida útil. Nestes casos, a resistência à fadiga deve basear-se na vida necessária a fim de obter um *design* eficiente. Nesta filosofia de projeto, a tensão de fadiga admissível é definida a partir de curvas S-N adequadas. As curvas S-N podem ser obtidas de maneiras diferentes, i.e. usando amostras laboratoriais, detalhes geométricos, protótipos ou modelos à escala real. É recomendado o uso de um fator de segurança adequado, respeitando tanto a tensão como a vida do componente ou, se possível, ambos.
- *Falha segura*: neste método, é permitido o crescimento de uma fenda por fadiga, mas o componente é dimensionado para que a presença de uma fenda seja detetada antes de ocorrer a rotura do componente. Por outras palavras, o projeto deste tipo de componente inclui elementos alternativos que suportem o carregamento de modo a que a rotura de um elemento possa ser suportada pelos restantes elementos através



---

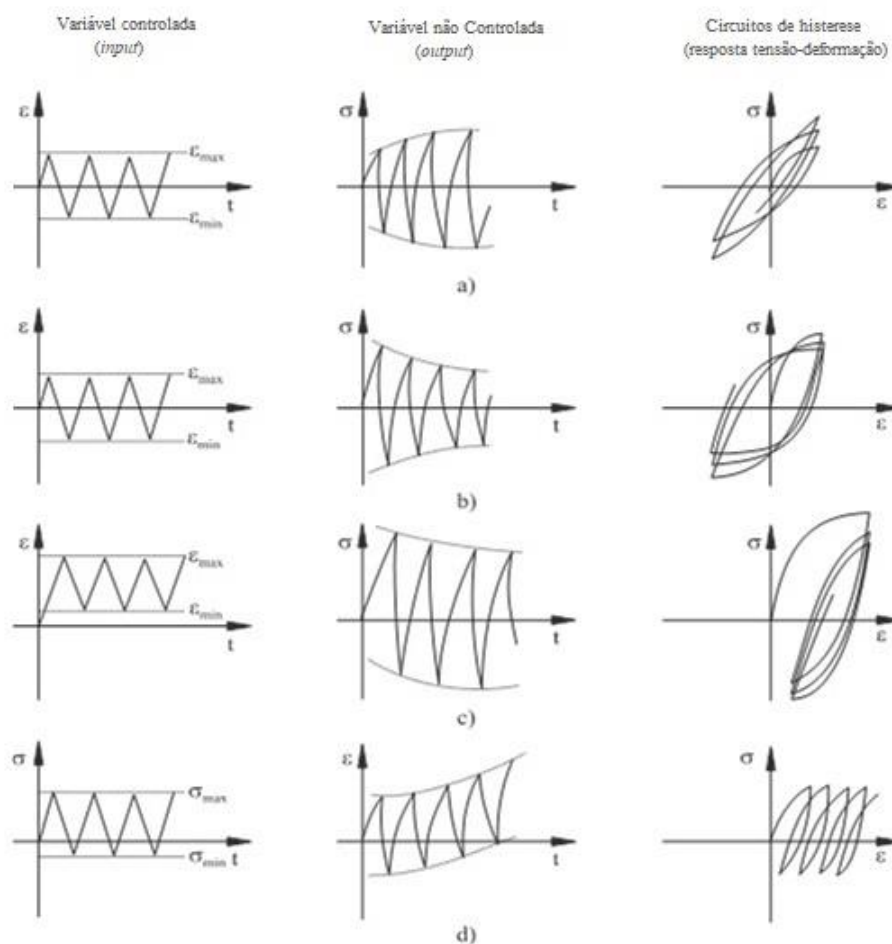
da redistribuição da carga, evitando assim a rotura completa ou catastrófica do componente. A rotura causa um pequeno aumento no deslocamento, e a integridade do componente ou estrutura é assegurada através de elementos que previnem a propagação da fenda. Geralmente, esta filosofia de projeto requer informações sobre a resistência à fratura e sobre as propriedades de propagação de fendas do material. Por exemplo, na indústria aeronáutica é bastante comum usar-se detalhes estruturais nas asas e na fuselagem, detalhes estruturais que servem como elementos que previnem a propagação de fendas, não permitindo que estas atinjam uma dimensão crítica entre inspeções periódicas. No entanto, é importante notar que o conceito de falha segura não é economicamente viável para todas as estruturas.

- *Tolerância de dano*: Este método baseia-se na suposição de que as roturas podem existir em qualquer estrutura e que estas roturas se podem propagar com o uso. A mecânica da fratura é usada para analisar o crescimento da fenda e para definir um tamanho crítico a partir do qual pode ocorrer uma rotura rápida. Uma seleção adequada de materiais com elevada resistência à fratura é crucial para alcançar um projeto eficiente. Inspeções periódicas estão programadas para detetar fendas de determinado tamanho, o que é um aspeto importante quer em termos de manutenção preventiva quer em termos de segurança. Por exemplo, a manutenção de aeronaves compreende inspeções periódicas feitas em intervalos pré-determinados, mas que podem ser redefinidos a qualquer momento, como resultado dos danos detetados. A frequência de reinspeção é uma questão crítica para a indústria aeronáutica, uma vez que as margens de segurança são muito pequenas. Pelo contrário, na manutenção de reatores nucleares, as margens de segurança são muito maiores e, conseqüentemente, a frequência de reinspeção é menos importante. No entanto, o ambiente de radiação hostil é um problema sério. Isto torna a inspeção muito mais difícil e demorada.

### **2.3. Resposta tensão-deformação cíclica**

A resposta do material como resultado do nível de deformação plástica cíclica pode diferir dependendo da variável controlada. A Figura 2.4 exhibe várias respostas de tensão-deformação típicas e as variáveis de entrada cíclica correspondentes. No caso de ensaios em controlo de deformação, a resposta do material é caracterizada pelo

comportamento de endurecimento por deformação (Figura 2.4a), i.e. a tensão não controlada aumenta com o número de ciclos; ou pelo comportamento de amaciamento por deformação (Figura 2.4b), i.e. a tensão não controlada diminui com o número de ciclos. O relaxamento da tensão média (Figura 2.4c) ocorre em condições controladas por deformação com tensão média não nula. Por outro lado, se as tensões máximas e mínimas forem controladas, ocorre o chamado fenómeno de *ratcheting* por deformação cíclica (Figura 2.4d). Tanto o *ratcheting* por deformação cíclica como a relaxação cíclica da tensão média são caracterizados por circuitos de histerese abertos.



**Figura 2.4** Respostas de tensão-deformação típicas para diferentes variáveis de entrada cíclica: a) endurecimento por deformação; b) amaciamento por deformação; c) relaxação da tensão média; d) *ratcheting* por deformação (Ellyin, 1997).

A propensão para endurecimento cíclico ou amaciamento cíclico pode ser prevista com base nas propriedades monótonas. Em geral, materiais com uma relação entre a tensão de rotura ( $\sigma_R$ ) e a tensão de cedência ( $\sigma_c$ ) superior a 1,4 (Equação (2.1)) endurecem

ciclicamente e aqueles com uma relação inferior a 1,2 (Equação (2.2)) amaciam ciclicamente (Smith, 1963).

$$\frac{\sigma_R}{\sigma_c} > 1.4 \quad (2.1)$$

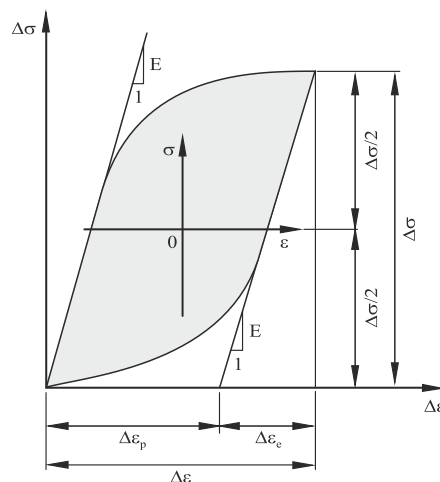
$$\frac{\sigma_R}{\sigma_c} < 1.2 \quad (2.2)$$

Para razões de  $1,2 < \sigma_R/\sigma_c < 1,4$ , pode ocorrer endurecimento ou amaciamento. Materiais duros e fortes, tais como aços de alta resistência, têm uma tendência a sofrer amaciamento cíclico. Materiais macios, por exemplo ligas de alumínio, apresentam endurecimento cíclico.

Na maioria dos casos de carregamento cíclicos, a resposta material atinge um regime estável, ou a variação de ciclo para ciclo tende a ser bastante pequena. Portanto, espera-se que os circuitos de histerese não mudem significativamente com o número de ciclos. A Figura 2.5 apresenta uma curva típica tensão-deformação, obtida em condições controladas de deformação cíclica constante. É definido pela amplitude de tensão saturada ( $\Delta\sigma/2$ ) e amplitude de deformação saturada ( $\Delta\varepsilon/2$ ). A amplitude de tensão plástica pode ser calculada usando a equação aproximada

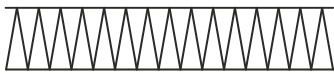
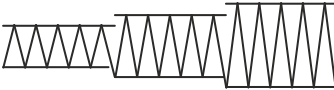
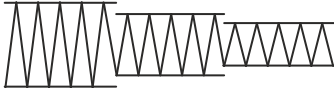
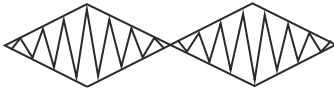
$$\frac{\Delta\varepsilon_p}{2} = \frac{\Delta\varepsilon}{2} - \frac{\Delta\sigma}{2E} \quad (2.3)$$

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



**Figura 2.5** Representação esquemática de um circuito de histerese saturado (Ellyin, 1997).

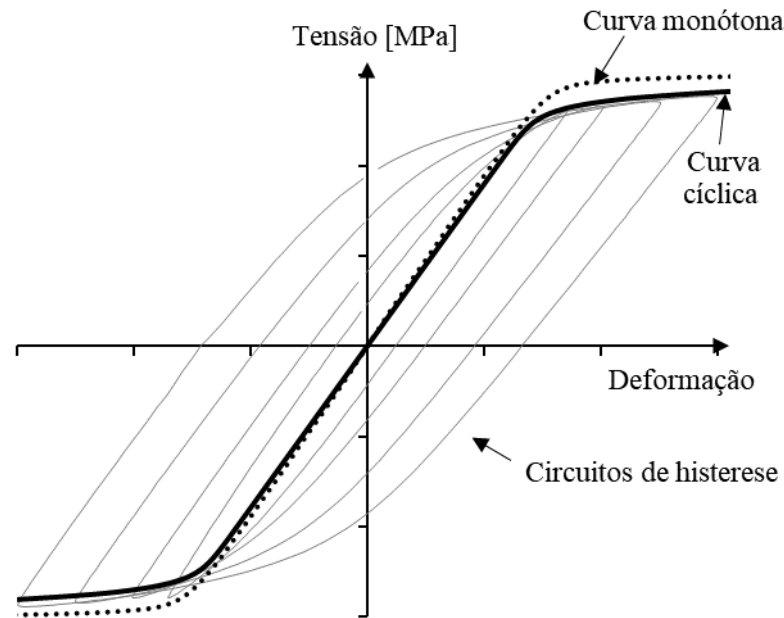
**Tabela 2.1** Métodos possíveis para obter uma curva de tensão-deformação cíclica (Ellyin, 1997).

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

A resposta estável do material pode ser descrita por uma curva de tensão-deformação cíclica (Figura 2.6). Tal curva é geralmente obtida conectando as extremidades dos circuitos de histerese estabilizados para diferentes amplitudes de deformação dos ensaios em controlo de deformação para  $R_\epsilon = -1$ . Em geral, uma série de amostras idênticas e altamente polidas são testadas em amplitude constante até ocorrer a rotura. Os curcuitos de histerese na meia-vida são escolhidos como o comportamento estável representativo. Esse método é chamado de *single step test* (SST) e é bastante demorado. Outros métodos populares utilizados para obter a curva de tensão-deformação cíclica estão resumidos na Tabela 2.1(Ellyn, 1997). Por exemplo, no *multiple step test* (MST), a amostra é submetida a vários blocos de deformação. Uma sequência crescente é usada frequentemente, mas para evitar o efeito da tensão média, é preferível usar uma sequência de deformação decrescente. O *incremental step test* (IST) compreende a aplicação de blocos de amplitude de deformação crescente e decrescente. Após vários blocos, é alcançado um estado cíclico estável. Neste ponto, basta desenhar uma linha através das extremidades de cada circuito de histerese, desde a menor gama de deformação até à maior. No entanto, é importante notar que o método SST é a norma e os outros são vistos como uma aproximação ao que foi descrito acima.

A posição relativa das curvas de tensão-deformação monótona e cíclica podem ser usadas para caracterizar o comportamento inicial do material sujeito a deformações cíclicas. Resumidamente, quando a curva de tensão-deformação cíclica se encontra acima da curva de tensão-deformação monótona, o material endurece ciclicamente; quando a curva

de tensão-deformação cíclica se encontra abaixo da curva de tensão-deformação monótona, o material amacia ciclicamente.



**Figura 2.6** Esquemática de curvas de tensão-deformação monótona e cíclica.

A resposta estabilizada de tensão-deformação pode ser descrita matematicamente por uma lei de potência (Morrow, 1965), i.e.

$$\frac{\Delta\sigma}{2} = k' \left( \frac{\Delta\varepsilon_p}{2} \right)^{n'} \quad (2.4)$$

sendo  $n'$  o expoente de encruamento cíclico e  $k'$  o coeficiente de encruamento cíclico. As incógnitas geralmente são determinadas a partir dos dados obtidos, experimentalmente, por interpolação linear. Usando a Equação (2.3) e a Equação (2.4), a curva de tensão-deformação cíclica pode ser expressa em termos de amplitude de deformação total *versus* amplitude de tensão como se segue (Ramberg e Osgood, 1943)

$$\frac{\Delta\varepsilon}{2} = \frac{\Delta\varepsilon_e}{2} + \frac{\Delta\varepsilon_p}{2} \Leftrightarrow \frac{\Delta\varepsilon}{2} = \frac{\Delta\sigma}{2E} + \left( \frac{\Delta\sigma}{2k'} \right)^{1/n'} \quad (2.5)$$

onde  $\Delta\varepsilon_e/2$  é a amplitude de deformação elástica. Embora esta equação descreva a relação entre tensão estável e amplitude de deformação, esta não fornece qualquer informação sobre a forma dos circuitos histerese. Contudo, dado as reversões das sollicitações dinâmicas, a forma dos circuitos de histerese é importante para explicar vários fenómenos no comportamento cíclico de materiais. Os primeiros estudos sobre a forma dos circuitos de histerese foram conduzidos por Masing (1926). Diz-se que um material exhibe um comportamento do tipo Masing se os ramos dos circuitos de histerese puderem ser descritos pela duplicação da curva tensão-deformação cíclica (Equação (2.6)). Assim, os ramos superiores formam uma curva única quando as extremidades à compressão dos circuitos de histerese, para diferentes amplitudes de deformação, são movidas para uma origem comum definida pela tensão de compressão máxima. Um requisito importante nos materiais polifásicos, para que se verifique um comportamento do tipo Masing, é que a interação entre partículas e deslocações seja relativamente pouco importante para a deformação plástica, quando comparada com a interação entre deslocações (Christ *et al*, 1996).

$$\Delta\varepsilon = \frac{\Delta\sigma}{E} + 2 \left( \frac{\Delta\sigma}{2k'} \right)^{1/n'} \quad (2.6)$$

A curva principal é uma forma alternativa para medir o desvio da descrição do tipo Masing. Esta curva, conforme ilustrado na Figura 2.7, pode ser obtida combinando a resposta linear dos ramos superiores obtidos para diferentes amplitudes de deformação. Com respeito a um sistema de coordenadas auxiliares  $(\Delta\sigma^*, \Delta\varepsilon^*)$ , é definido da seguinte forma

$$\Delta\varepsilon^* = \frac{\Delta\sigma}{E} + 2 \left( \frac{\Delta\sigma^*}{2k^*} \right)^{1/n^*} \quad (2.7)$$

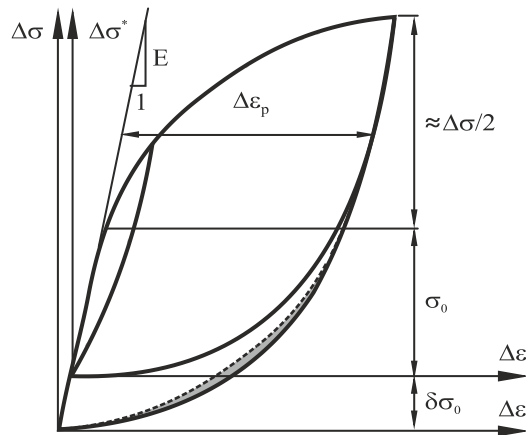
sendo  $k^*$  e  $n^*$  o coeficiente e o expoente de encruamento cíclico da curva principal medido em relação à origem  $0^*$ . As relações entre os dois sistemas de coordenadas são dadas pelas seguintes equações (Ellyn, 1997)

$$\Delta\sigma = \Delta\sigma + \delta\sigma_0 \quad (2.8)$$

$$\Delta\varepsilon_p = \Delta\varepsilon_p^* \quad (2.9)$$

$$\Delta\varepsilon_e = \Delta\varepsilon_e^* + \frac{\delta\sigma_0}{E} \quad (2.10)$$

$$\delta\sigma_0 = \Delta\sigma - 2k^* \left( \frac{\Delta\varepsilon_p}{2} \right)^{n^*} \quad (2.11)$$



**Figura 2.7** Representação esquemática de uma curva principal (Ellyin, 1997).

onde  $\delta\sigma_0$  é o aumento do limite de tensão proporcional, i.e. uma medida de expansão cíclica da gama elástica. O desvio do comportamento do tipo Masing para um determinado circuito de histerese estável pode ser avaliado pela área contida no ramo inferior original e um ramo inferior simétrico. Quanto maior a área, maior o desvio. Um exemplo deste desvio é apresentado na Figura 2.7, pela área cinzenta. A linha a tracejado corresponde ao ramo inferior simétrico.

O efeito da tensão média pode aumentar ou diminuir significativamente a vida útil para a iniciação de fenda em materiais de engenharia e componentes mecânicos. Para locais onde exista concentração de tensões, a tensão média local influencia fortemente a vida útil para a iniciação de fenda. Uma série de diferentes modelos foram desenvolvidos para incluir estes efeitos da tensão média em previsões da vida de fadiga, como por exemplo, os modelos de Goodman, de Morrow, e de Smith–Watson–Topper (1970).

A relaxação da tensão média pode afetar a vida de fadiga, causando perda de tensões de superfície residuais. Embora o efeito da relaxação de tensões tenha vindo a ser objeto de uma série de investigações, ainda há a necessidade de aperfeiçoar os modelos empíricos capazes de fornecer previsões precisas. Um destes modelos foi relatado por

Morrow e Sinclair (1958). Estes basearam-se no conceito de que a quantidade de relaxação que ocorre depende da deformação plástica envolvida. A tensão média foi expressa como uma função não-linear do número de ciclos, amplitude de tensão, deformação e tensão de cedência cíclica do material, bem como o expoente de encruamento por deformação. Assim, taxa de relaxação da tensão média, de acordo com Morrow e Sinclair (1958), pode ser simulada através de um modelo exponencial, na forma

$$\frac{\sigma_m}{\sigma_{mi}} = N^c \quad (2.12)$$

onde  $\sigma_m$  é a tensão média,  $\sigma_{mi}$  tensão média inicial,  $N$  é o número de ciclos, e  $c$  é uma constante dependente da amplitude de deformação e da razão de deformação.

As propriedades de um material ciclicamente estável podem ser usadas para prever a vida de fadiga. O componente de deformação elástica é frequentemente descrito em termos de uma relação entre a amplitude de tensão e o número de reversões até à rotura (Basquin, 1910), i.e.

$$\frac{\Delta\sigma}{2} = \sigma'_f (2N_f)^b \Leftrightarrow \frac{\Delta\varepsilon_e E}{2} = \sigma'_f (2N_f)^b \Leftrightarrow \frac{\Delta\varepsilon_e}{2} = \frac{\sigma'_f (2N_f)^b}{E} \quad (2.13)$$

onde  $\sigma'_f$  é o coeficiente de resistência à fadiga,  $b$  é o expoente de resistência à fadiga e  $2N_f$  é o número de reversões até à rotura. Esta relação é exibida na Figura 2.8. Como se pode observar, numa escala bi-logarítmica, conduz a uma linha reta. Espera-se que a vida de fadiga aumente quando o expoente de resistência à fadiga diminui e o coeficiente de resistência à fadiga aumenta. O efeito da tensão média ( $\sigma_m$ ) pode ser contabilizado na Equação (2.14).

$$\frac{\Delta\sigma}{2} = (\sigma'_f - \sigma_m)(2N_f)^b \quad (2.14)$$

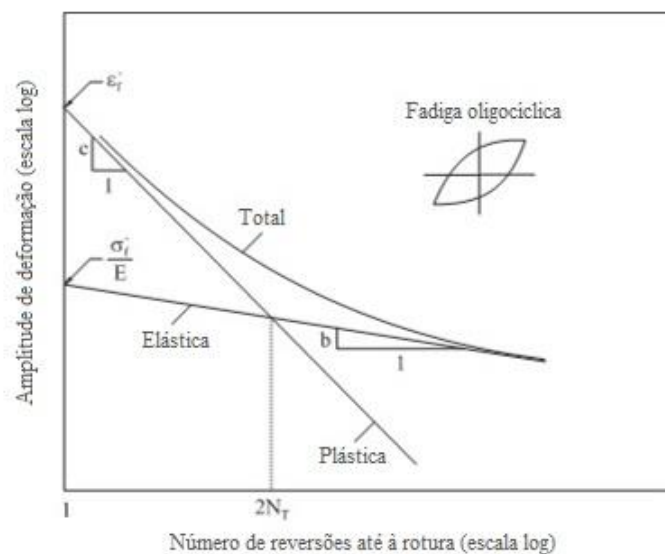
A componente da deformação plástica é descrita pela relação Coffin-Manson (Coffin, 1954; Manson, 1954) que pode ser escrita sob a forma



$$\frac{\Delta \varepsilon_p}{2} = \varepsilon'_f (2N_f)^c \quad (2.15)$$

sendo  $\varepsilon'_f$  o coeficiente de ductilidade à fadiga e  $c$  o expoente de ductilidade à fadiga. Como exposto na Figura 2.8, a fórmula anterior representa uma linha reta numa escala bi-logarítmica. Espera-se que a vida de fadiga aumente com a diminuição do expoente de ductilidade à fadiga e com o aumento do coeficiente de ductilidade à fadiga. O efeito da deformação média pode ser contabilizado na Equação (2.16). Ao contrário do efeito da tensão média, o efeito da deformação média é muito pequeno e é, em geral, insignificante para  $N_f > 1000$  ciclos (Ellyn, 1985).

$$\frac{\Delta \varepsilon_p}{2} = (\varepsilon'_f - \varepsilon_m)(2N_f)^c \quad (2.16)$$



**Figura 2.8** Amplitudes de deformação total, plástica e elástica “versus” número de reversões até à rotura.

A curva total vida-deformação (Equação (2.17)) pode ser obtida através da soma dos componentes elásticos e plásticos da deformação. Esta expressão só pode ser usada para prever a vida de fadiga para uma tensão média nula e, portanto, deve ser modificada para incluir o efeito da tensão média.

$$\frac{\Delta\varepsilon}{2} = \frac{\Delta\varepsilon_e}{2} + \frac{\Delta\varepsilon_p}{2} = \frac{\sigma'_f}{E} (2N_f)^b + \varepsilon'_f (2N_f)^c \quad (2.17)$$

O modelo de Coffin-Manson (Equação (2.18)) inclui uma correção da tensão média no termo elástico da curva vida-deformação. Este modelo baseia-se na premissa de que a tensão média tem um efeito significativo para vidas maiores e *vice-versa*. É coerente com observações de que a tensão média tem maior impacto para vidas mais longas. Manson *et al.* (1981) sugeriu que ambos os termos elástico e plástico deveriam ser modificados para explicar o efeito da tensão média. O seu modelo, dado pela Equação (2.19), mantém a independência da tensão média e da relação elásto-plástica, mas tende a sobrevalorizar o efeito da tensão média para vidas curtas, onde domina a deformação plástica (Ince, 2011). O modelo de Smith, Watson e Topper, definido pela Equação (2.20), controla a influência tanto da tensão média como da amplitude de deformação. Tal formulação oferece, em geral, uma boa estimativa para efeito da tensão média para um regime de longa vida, mas é conservador na região de fadiga oligocíclica (Koh, 1991).

$$\frac{\Delta\varepsilon}{2} = \frac{(\sigma'_f - \sigma_m)}{E} (2N_f)^b + \varepsilon'_f (2N_f)^c \quad (2.18)$$

$$\frac{\Delta\varepsilon}{2} = \frac{(\sigma'_f - \sigma_m)}{E} (2N_f)^b + \varepsilon'_f \left( \frac{\sigma'_f - \sigma_m}{\sigma'_f} \right)^{c/b} (2N_f)^c \quad (2.19)$$

$$\sigma_{m\max} \frac{\Delta\varepsilon}{2} = \frac{(\sigma'_f)^2}{E} (2N_f)^{2b} + \varepsilon'_f \sigma'_f (2N_f)^{b+c} \quad (2.20)$$

O ponto de transição ( $2N_T$ ), conforme representado na Figura 2.8, representa o ponto da vida onde ambas as componentes elástica e plástica da deformação são iguais. Nesta condição, substituindo  $N_f$  por  $N_T$ , leva à Equação (2.21). Para um número de ciclos superior ao ponto de transição, a componente elástica domina sobre a componente plástica e *vice-versa*. Para a maioria dos materiais, o número de ciclos até à rotura associado ao ponto de transição está dentro do intervalo de  $10^3$ - $10^4$ .

$$\frac{\sigma'_f}{E} (2N_T)^b = \varepsilon'_f (2N_T)^c \Leftrightarrow 2N_T = \left( \frac{\varepsilon'_f E}{\sigma'_f} \right)^{-\frac{1}{c-b}} \quad (2.21)$$

Durante um carregamento cíclico, parte da energia fornecida é dissipada sob a forma de calor e a restante é absorvida pelo material. A energia armazenada é geralmente dividida numa parte recuperável e uma parte irrecuperável. A energia absorvida é responsável pela modificação da estrutura de deslocamentos do material (Costa, 1991). A energia total dissipada é obtida pela soma das áreas dos sucessivos circuitos de histerese. A importância da energia de histerese para o fenómeno de fadiga foi descrita pela primeira vez por Bairstow (1910). Cada material apresenta um limite característico para a quantidade de energia que consegue absorver, pelo que ocorre a iniciação de fendas por fadiga quando este limite é atingido, propagando-se até à eventual fratura do componente (Lefebvre *et al.*, 1984). Sob condições de controlo de deformação, a área do circuito de histerese é quase constante durante a vida. Esta área representa a energia da deformação plástica absorvida por ciclo ( $\Delta W_p$ ) e é representada na Figura 2.9 pela região cinza escuro.

O circuito de histerese pode ser usado como um parâmetro de dano para formular um critério de fadiga para a gama total da vida de fadiga. O critério de fadiga assume a forma (Ellyn, 1997)

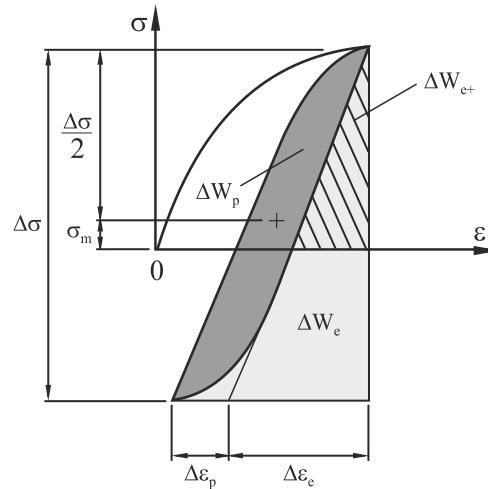
$$\Delta W_p = k_p (2N_f)^{\alpha p} + \Delta W_{0p} \quad (2.22)$$

sendo  $\kappa p$  e  $\alpha p$  duas constantes do material determinadas a partir do melhor ajuste dos dados experimentais e  $\Delta W_{0p}$  é a energia de histerese do material no limite de fadiga. Para a maioria dos metais, o valor de  $\Delta W_{0p}$  é muito pequeno e pode ser omitido para vidas até  $5 \times 10^5$  reversões ( $2N_f < 5 \times 10^5$ ). Para vidas próximas do limite de fadiga, a energia total de deformação pode ser usada com vantagem, uma vez que  $\Delta W_p$  é difícil de medir com precisão. A expressão para calcular a energia total de deformação ( $\Delta W_t$ ) inclui a soma das energias de deformação elástica e plástica por reversão, ao que correspondem, respetivamente, as regiões cinza claro e cinza escuro da Figura 2.9, i.e.

$$\Delta W_t = \Delta W_p + \Delta W_e \quad (2.23)$$

onde  $\Delta W_p$  e  $\Delta W_e$  são as energias de deformação plástica e elástica, respetivamente. Nesta abordagem, o critério de rotura por fadiga pode ser escrito da seguinte forma (Ellyn, 1997)

$$\Delta W_t = k(2N_f)^\alpha + \Delta W_0 \quad (2.24)$$



**Figura 2.9** Energia de deformação cíclica para um estado uniaxial de tensão (Koh, 2002).

sendo  $\kappa$  e  $\alpha$  duas constantes do material obtidas a partir do melhor ajuste dos dados experimentais e  $\Delta W_0$  aproximadamente igual à gama de energia elástica no limite de fadiga. As duas abordagens anteriores não são sensíveis ao efeito da tensão média e, portanto, são adequadas para casos sujeitos a carregamentos alternados. A fim de superar esta desvantagem, Golos *et al.* (1987; 1988) sugeriu uma abordagem diferente, definida pela Equação (2.25), que consiste na soma tanto da energia de deformação plástica como da energia de deformação associada à componente elástica positiva ( $\Delta W_{e+}$ ), i.e. as regiões cinza escuro e a tracejado da Figura 2.9.

$$\Delta W_t = \Delta W_p + \Delta W_{e+} \quad (2.25)$$

O critério de rotura por fadiga é dado por (Golos, 1987)

$$\Delta W_t = \kappa t(2N_f)^{\alpha t} + \Delta W_{0t} \quad (2.26)$$

onde  $\kappa t$  e  $\alpha t$  são duas constantes do material obtidas por interpolação linear a partir dos dados experimentais e  $\Delta W_{0t}$  é à gama de energia associada à componente elástica positiva no limite de fadiga.

### **3. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL**

#### **3.1. Material**

As propriedades mecânicas, físicas e químicas das ligas de alumínio dependem da composição e da microestrutura. A adição de elementos ao alumínio puro aumenta consideravelmente as suas propriedades e utilidade. Por causa disto, na maioria das aplicações para o alumínio utilizam-se ligas com a adição de um ou mais elementos. Os principais elementos adicionados ao alumínio são cobre, manganês, silício, magnésio e zinco. A quantidade total destes elementos pode constituir até 10% da composição da liga (todas as percentagens dadas em percentagem de peso, salvo indicação em contrário). Impurezas também estão presentes, mas a sua percentagem total geralmente é inferior a 0,15% para ligas de alumínio.

As ligas de alumínio da série 7000 são ligas em que o zinco é o elemento principal (embora outros elementos, tais como o cobre, o magnésio, o cromo, e o zircônio, possam ser especificados). O zinco, em quantidades de 1 a 8%, é o elemento de liga principal para ligas de alumínio da série 7000, e quando acoplado com uma menor percentagem de magnésio resulta em ligas termicamente tratáveis de moderada a alta resistência. Normalmente, outros elementos, como cobre e cromo, são adicionados em pequenas quantidades. As ligas da série 7000 são usadas em estruturas aeronáuticas, equipamentos móveis e outras aplicações de alta resistência. A série 7000 é das ligas de alumínio mais resistentes, com tensões de cedência na ordem dos 500 MPa.

As ligas da série 7000 de maior resistência exibem uma resistência à corrosão reduzida e são frequentemente sujeitas a têmperas com envelhecimento artificial para proporcionar melhores combinações de resistência, resistência à corrosão e resistência à fratura.

O material utilizado nesta investigação é a liga de alumínio de alta resistência 7050-T6. Fornecido com uma têmpera T6, que compreende solubilização, têmpera e envelhecimento artificial, o que proporciona uma resistência máxima, em consequência do chamado mecanismo de endurecimento por precipitação, que envolve a formação de uma boa dispersão de partículas de segunda fase, dificultando o movimento das deslocações,

levando a um aumento da resistência. A Tabela 3.1 mostra a composição química nominal em percentagem de peso e a Tabela 3.2 apresenta as principais propriedades mecânicas monótonas.

**Tabela 3.1** Composição química nominal da liga de alumínio 7050-T6 (%).

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 3.2** Propriedades mecânicas monótonas da liga de alumínio 7050-T6.

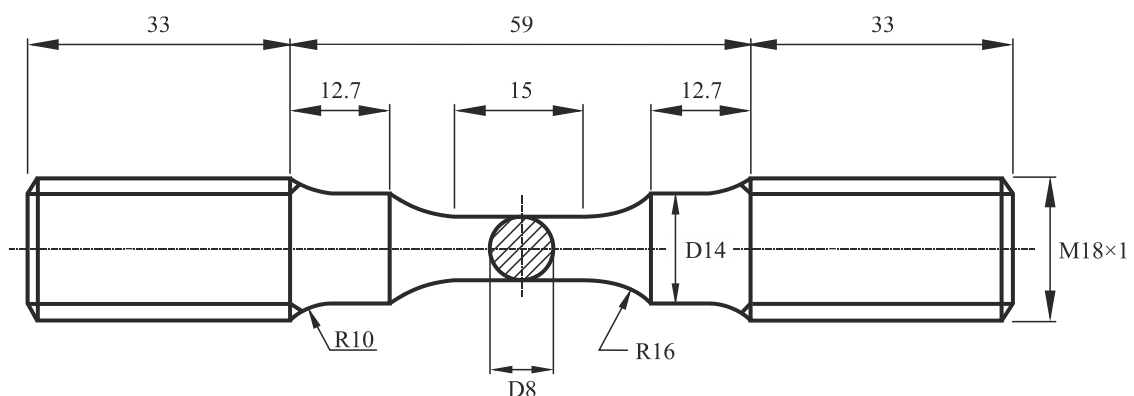
Tensão de cedência, $\sigma_c$ [MPa]	Tensão de rotura, $\sigma_R$ [MPa]	Elongação, [%]	Módulo de elasticidade, E [GPa]	Coefficiente Poisson's, $\nu$
546	621	14	71.7	0.33

O tratamento térmico de precipitação, T6 (solubilização seguida de envelhecimento artificial), engloba os produtos que não são trabalhados a frio após o tratamento térmico e para os quais as propriedades mecânicas, ou a estabilidade dimensional, ou ambas, foram melhoradas substancialmente pelo tratamento térmico de precipitação. Este tratamento térmico, T6, é composto em três fases. A primeira fase de solubilização que consiste na dissolução das fases solúveis, a segunda fase onde se efetua a têmpera para obter uma estrutura sobressaturada e a última fase de envelhecimento artificial onde ocorre a precipitação das partículas dissolvidas a temperaturas elevadas.

### 3.2. Geometria dos provetes

A geometria dos provetes utilizados nos ensaios é apresentada na Figura 3.1. Estes ensaios foram conduzidos de acordo com os procedimentos descritos na norma ASTM E606 (2004) e visam ao estudo do comportamento da deformação cíclica, bem como obter a ductilidade à fadiga e as propriedades de resistência à fadiga da liga de alumínio 7050-T6 aqui estudada. Os provetes foram maquinados recorrendo a um torno mecânico CNC de alta precisão, a partir de barras redondas, obtidas por extrusão, com 20mm de diâmetro, no ISEC. Após a maquinação os provetes apresentam na zona de teste com um diâmetro de 8mm e um

comprimento de 15mm. Nas extremidades dos provetes foram feitas roscas M18x1 mm. Antes de efetuar os ensaios, as superfícies foram preparadas com o máximo cuidado. A fim de minimizar os efeitos de irregularidades superficiais, o acabamento final da superfície foi atingido através de polimento mecânico a alta velocidade utilizando lixas de carboneto de silício com granulometrias progressivamente menores (P600-grit, P1200-grit e P2500-grit) seguindo-se a passagem de um composto de polimento à base de alumina de 3- $\mu\text{m}$ .



**Figura 3.1** Geometria dos provetes usados nos ensaios de fadiga oligocíclica (de acordo com a norma ASTM E606)

### 3.3. Ensaio de fadiga oligocíclica

Os ensaios de fadiga oligocíclica em controlo de deformação foram realizados à temperatura ambiente usando um tipo de onda sinusoidal. A Tabela 3.3 resume as diferentes amplitudes de deformação aplicadas, bem como o número de provetes utilizados nos ensaios de fadiga oligocíclica. Os ensaios foram realizados com amplitudes de deformação total ( $\Delta\varepsilon/2$ ) entre  $\pm 0,5$  e  $\pm 1,75\%$ . Foram usadas três razões de deformação diferentes ( $R_\varepsilon = -1, 0$  e  $0,5$ ). Além disso, foi assumida uma taxa de deformação constante ( $d\varepsilon/dt$ ) igual a  $8 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$ , sendo a frequência ( $f$ ) calculada a partir da Equação (3.1) em função da amplitude total de deformação.

$$f = \frac{(d\varepsilon/dt)}{4(\Delta\varepsilon/2)} \Leftrightarrow f = \frac{8 \times 10^{-3}}{4(\Delta\varepsilon/2)} \quad (3.1)$$

**Tabela 3.3** Amplitudes de deformação definidas para os ensaios de fadiga oligocíclica.

Razão de deformação, $R_\epsilon$	Referência da amostra	Amplitude de deformação total, $\Delta\epsilon/2$ [%]
$R_\epsilon = -1$	D175_1	1.75
	D150_1	1.50
	D125_1	1.25
	D100_1	1.00
	D085_1	0.85
	D070_1	0.70
	D060_1	0.60
$R_\epsilon = 0$	D050_1	0.50
	D175_0	1.75
	D150_0	1.50
	D125_0	1.25
	D100_0	1.00
	D085_0	0.85
	D070_0	0.70
$R_\epsilon = 0.5$	D060_0	0.60
	D175_05	1.75
	D150_05	1.50
	D125_05	1.25
	D100_05	1.00
	D085_05	0.85
	D070_05	0.70
D060_05	0.60	

Total: 22 amostras

Cada provete foi sujeito a um único nível de amplitude de deformação durante o ensaio, o que é geralmente designado por *single step test*. Embora este método seja mais demorado do que outros procedimentos alternativos, tais como *multiple step test*, ou o *incremental step test*, entre outros, o *single step test* é a norma. Além disso, os resultados obtidos através de outros métodos devem ser vistos como uma aproximação ao *single step test*, uma vez que a resposta plástica, em geral, depende do histórico de carga. Os ensaios foram interrompidos quando se verificava uma queda de tensão de 20%, ou quando ocorria a rotura total do provete.

Os ensaios foram conduzidos no Departamento de Engenharia Mecânica, da Faculdade de Ciências e Tecnologia da Universidade de Coimbra, numa máquina de ensaios servo-hidráulica DARTEC (Figura 3.2) com 100 kN de capacidade de carga, controlada por computador. Os provetes foram fixados à máquina de ensaios através de amarras roscadas, que é uma solução adequada para evitar desalinhamentos na direção vertical. Um extensómetro com 12,5mm (modelo Instron 2620-601) foi fixado ao provete através de duas lâminas. Para os ensaios em controlo de deformação, recorreu-se a um software dedicado à



fadiga oligocíclica (Instron LCF, versão 7.02). Foi utilizada uma taxa de aquisição de 200 pontos por ciclo.

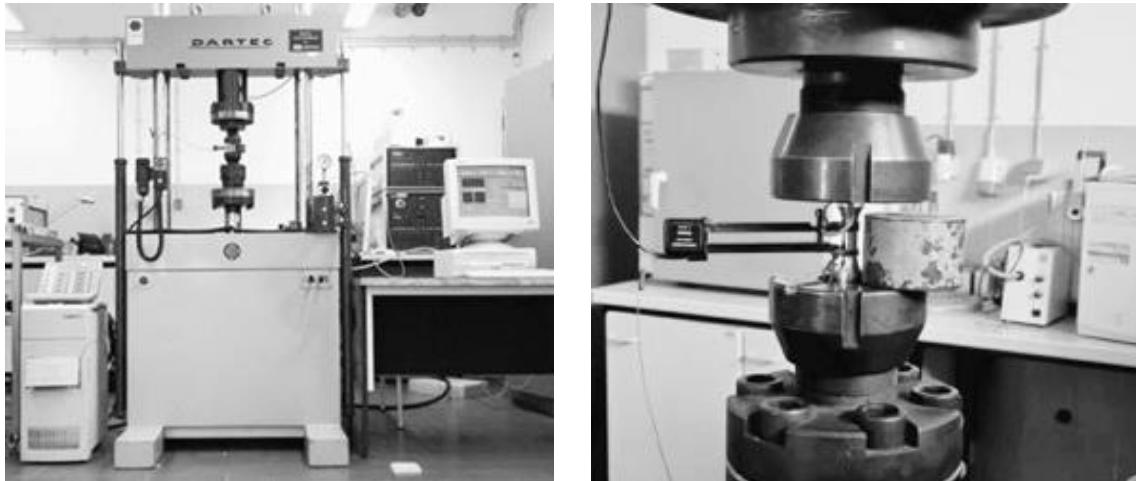


Figura 3.2 Mecanismo experimental usado nos ensaios de fadiga oligocíclica.

### 3.4. Análise da microestrutura do material

A microestrutura do material foi examinada por microscopia óptica (OM) seguindo as especificações descritas na norma ASTM E3 (2011). As amostras foram cortadas segundo planos perpendiculares aos eixos principais de cada amostra. De seguida, foi realizado um polimento preliminar usando um disco de alta velocidade e lixas de silício molhadas, reduzindo progressivamente a rugosidade de cada lixa (P600-Grit, P1200-Grit e P2500-Grit) a fim assegurar uma superfície plana. Depois disto, as amostras foram colocadas num molde cilíndrico preenchido com resina sintética. Em seguida, a superfície das amostras foi cuidadosamente polida usando um disco de alta velocidade impregnado com um composto de polimento à base de alumina com 3- $\mu\text{m}$ . Após o polimento final, as superfícies das amostras foram emersas em Poulton's modificado.

A análise da microestrutura por OM foi realizada usando um microscópio de alta resolução Carl Zeiss Axiotech 100HD, ligado a uma câmara digital (resolução:  $1315 \times 1033$  pixel, 12 bits por cor) da qual o *output* foi capturado por computador, equipado com um *software* gratuito da Samsung (versão 2.0). A fonte de luz consistiu numa lâmpada de halogénio ajustável. As micrografias foram obtidas com ampliações entre 200-1000 vezes e foram guardadas em formato JPEG (Joint Photographic Experts Group).

### **3.5. Análise das superfícies de fratura**

A análise das superfícies de fratura por SEM foi realizada recorrendo a um microscópio Philips XL30. 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 10kV, dimensões de ponto (Spot) de 6 e ampliações (Magn) de  $2 \times 10^3$  vezes.

O objetivo da análise das superfícies de fratura por SEM dos ensaios de fadiga oligocíclica foi caracterizar as morfologias da superfície e identificar os principais mecanismos de rotura associados aos níveis de amplitude de deformação aplicados. Assim, foram analisados os provetes sujeitos a amplitudes de deformação de 0,6%, 1,0% e 1,5%.

Os provetes foram cortados perpendicularmente ao seu eixo longitudinal recorrendo a uma serra de diamante. Antes de fazer a análise por SEM, os provetes foram limpos por ultra-som numa solução de tricloroetileno durante dez minutos, e depois em água destilada, também durante dez minutos.

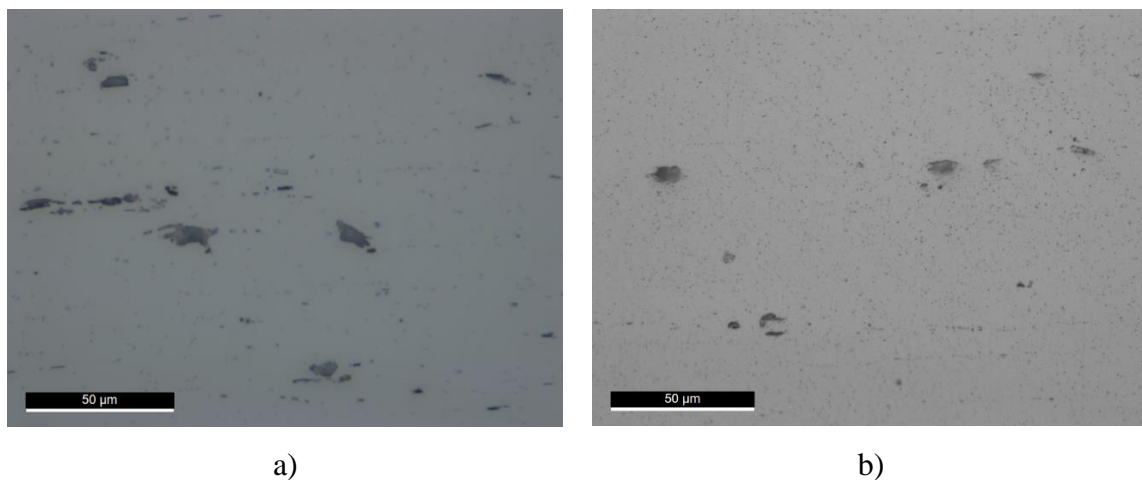
## 4. ANÁLISE E DISCUSSÃO DE RESULTADOS

### 4.1. Microestrutura

Como referido em capítulos anteriores, a liga de alumínio 7050 combina uma elevada resistência mecânica, elevada resistência à fissuração por corrosão sob tensão e uma boa tenacidade à fratura. Estas características tornam a liga particularmente adequada para componentes estruturais de aeronáutica e outras aplicações de alta resistência. As propriedades ideais para abordar diferentes solicitações são alcançadas através de um tratamento térmico padrão. O tratamento térmico T6, que compreende solubilização, têmpera e envelhecimento artificial, fornece uma resistência máxima.

A microestrutura final representa um papel preponderante nas propriedades mecânicas do material (ASM, 2000). O teor relativamente elevado de cobre contribui para um aumento de resistência adicional durante a segunda fase de envelhecimento; enquanto que o uso de zircónio, em vez de crómio, reduz a sensibilidade à têmpera.

As Figura 4.1a) e b) apresentam, respetivamente, as imagens obtidas por microscopia ótica da liga de alumínio 7050-T6, segundo os planos perpendicular e paralelo ao eixo principal da amostra. Para ambos os casos, é possível observar uma morfologia irregular com partículas de segunda fase dispersas.



**Figura 4.1** Imagens OM das amostras da liga de alumínio 7050-T6 segundo os planos: a) perpendicular e b) paralelo ao eixo principal da amostra.

## 4.2. Ensaios de fadiga oligocíclica

O comportamento da liga de alumínio 7050-T6 em deformação cíclica foi analisado usando provetes com a geometria exibida na Figura 3.1. Os ensaios foram realizados de acordo com o protocolo descrito na norma ASTM E606 (2004). Foi adotado o método de *single step test* (SST). Foram realizados oito ensaios em controlo de deformação para uma razão de deformação de  $R_\epsilon = -1$  com amplitudes de deformação de 0,5% a 1,75%, para as restantes razões de deformação,  $R_\epsilon = 0$  e  $R_\epsilon = 0,5$ , foram realizados sete ensaios em cada caso com amplitudes de deformação de 0,6% a 1,75%.

As Figura 4.2a)-f) mostram a resposta tensão-deformação, de diferentes razões de deformação ( $R_\epsilon = -1, 0$  e  $0.5$ ), para duas amplitudes de deformação ( $\Delta\epsilon/2$ ), respetivamente  $\Delta\epsilon/2 = \pm 1,75\%$  e  $\Delta\epsilon/2 = \pm 0,85\%$ . Ocorre um fenómeno de amaciamento por deformação para ambos os casos de amplitude de deformação, ou seja, a tensão não controlada diminui com o aumento do número de ciclos até que seja alcançado um estado estável. Nas Figura 4.2 a), b) e c), para o caso de  $\Delta\epsilon/2 = \pm 1,75\%$  o comportamento estável é observado após 60-70 ciclos; nas Figura 4.2 d), e) e f), para  $\Delta\epsilon/2 = \pm 0,85\%$ , só ocorre após cerca de 400-600 ciclos. Consequentemente, para este alumínio, o estado cíclico estável é alcançado genericamente para índices de vida inferiores 40% do número total de ciclos até à rotura. Em vista deste facto, os circuitos de histerese de meia-vida foram escolhidos para representar o comportamento estável do material.

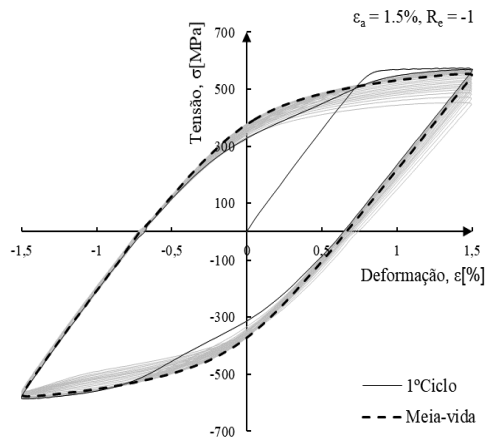
Tanto a gama de tensão ( $\Delta\sigma$ ) como a gama de deformação total ( $\Delta\epsilon$ ) foram calculados a partir dos circuitos histerese. A gama de tensão foi definida como a razão entre a gama de tensão do circuito estável e a área de secção transversal original do provete. A gama de deformação total foi relacionada com as gamas de deformação elástica e plástica pela fórmula

$$\Delta\epsilon = \Delta\epsilon_e + \Delta\epsilon_p \quad (4.1)$$

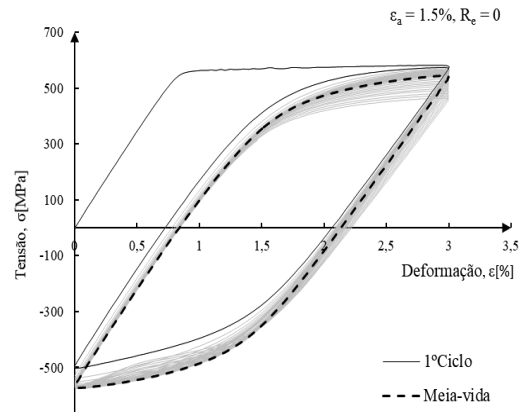
sendo  $\Delta\epsilon_e$  e  $\Delta\epsilon_p$  a gama de deformação elástica e a gama de deformação plástica, respetivamente. A gama de deformação elástica, aplicando a lei de Hooke, é dado pela Equação (4.2); a gama de deformação plástica, substituindo a Equação (4.2) na Equação (4.1), é definido pela Equação (4.3).

$$\Delta \varepsilon_e = (\Delta \sigma / E) \tag{4.2}$$

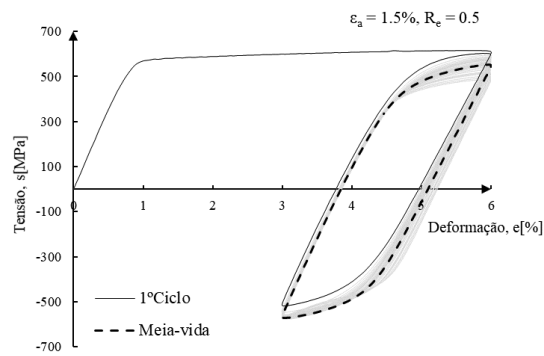
$$\Delta \varepsilon_p = \Delta \varepsilon - (\Delta \sigma / E) \tag{4.3}$$



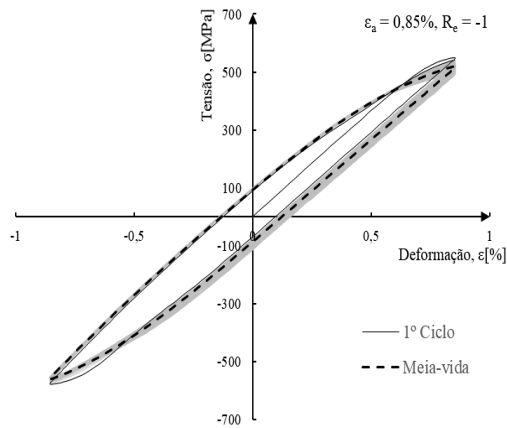
a)



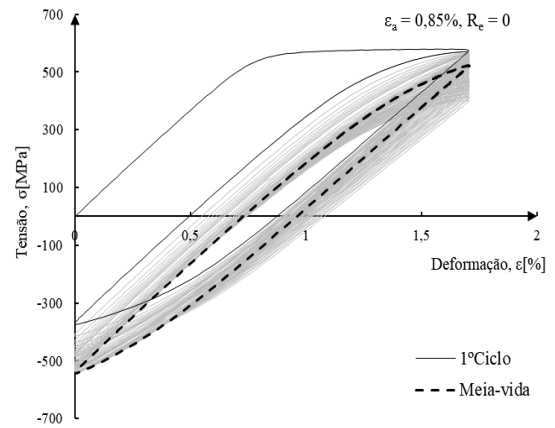
b)



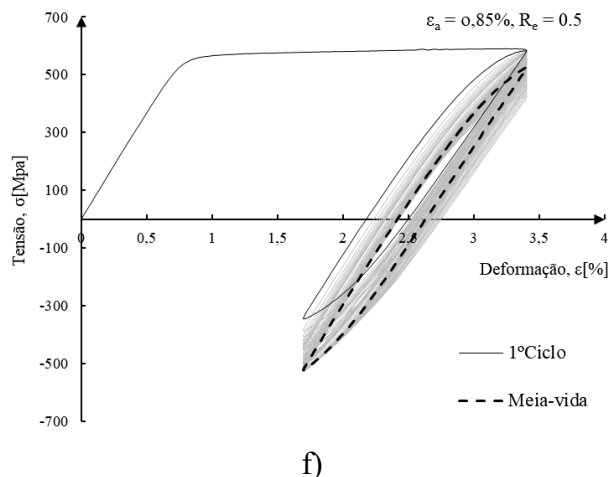
c)



d)



e)



f) **Figura 4.2** Circuitos de histerese tensão-deformação: a)  $R\epsilon = -1$ ,  $\Delta\epsilon/2 = \pm 1.50\%$ ; b)  $R\epsilon = 0$ ,  $\Delta\epsilon/2 = \pm 1.50\%$ ; c)  $R\epsilon = 0.5$ ,  $\Delta\epsilon/2 = \pm 1.50\%$ ; d)  $R\epsilon = -1$ ,  $\Delta\epsilon/2 = \pm 0.85\%$ ; e)  $R\epsilon = 0$ ,  $\Delta\epsilon/2 = \pm 0.85\%$ ; f)  $R\epsilon = 0.5$ ,  $\Delta\epsilon/2 = \pm 0.85\%$ .

A Tabela 4.1 resume os dados principais obtidos nos ensaios de fadiga oligocíclica realizados. Nos pontos seguintes, faz-se um estudo detalhado da resposta de deformação cíclica, das propriedades de resistência cíclica e ductilidade cíclica, da forma dos circuitos de histerese, da morfologia das superfícies de fratura, e dos mecanismos de fadiga.

**Tabela 4.1** Resultados dos ensaios de fadiga oligocíclica.

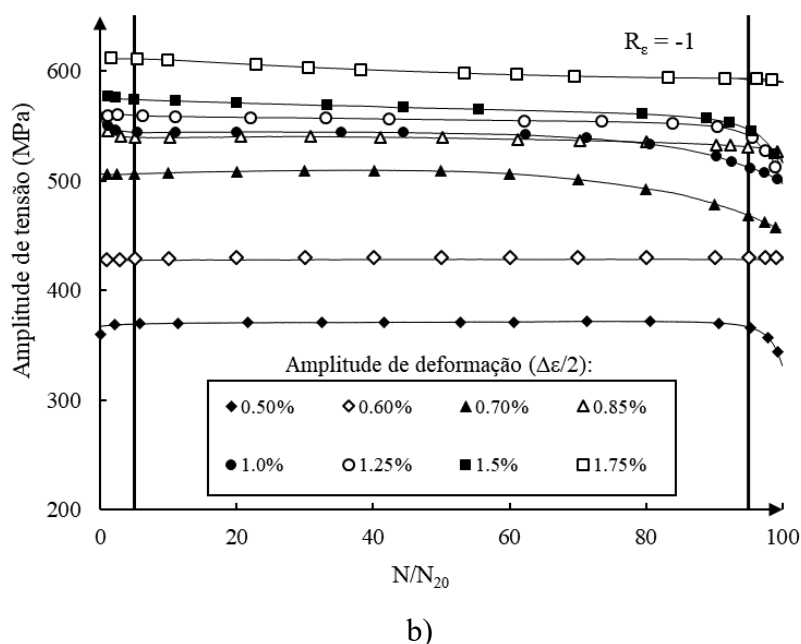
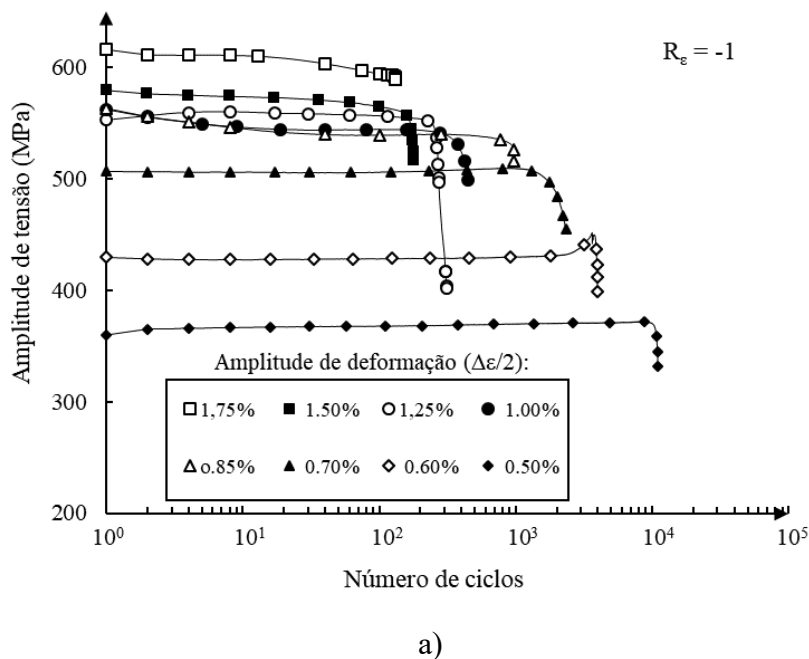
Razão de deformação, $R\epsilon$	Referencia da amostra	Amplitude de tensão, $\Delta\sigma/2$ [MPa]	Amplitude de deformação, $\Delta\epsilon/2$ [%]	Ampl. de deformação elástica, $\Delta\epsilon_e/2$ [%]	Ampl. de deformação plástica, $\Delta\epsilon_p/2$ [%]	Nº de ciclos até à rotura, $N_f$	Nº de reversões até à rotura, $2N_f$
$R\epsilon = -1$	D175	599,7	1,752	0,836	0,915	131	262
	D150	566,0	1,498	0,789	0,708	180	360
	D125	556,3	1,255	0,775	0,479	272	544
	D100	543,9	1,007	0,758	0,248	449	898
	D085	539,1	0,855	0,751	0,103	974	1948
	D070	508,7	0,713	0,709	0,004	2326	4652
	D060	431,3	0,614	0,601	0,013	3979	7958
	D050	370,9	0,515	0,517	-0,001	11006	22012
$R\epsilon = 0$	D175	595,1	1,753	0,830	0,923	122	244
	D150	559,2	1,497	0,780	0,717	186	372
	D125	548,8	1,255	0,765	0,489	225	450
	D100	539,0	1,006	0,751	0,254	710	1420
	D085	534,5	0,855	0,745	0,109	1090	2180
	D070	503,8	0,707	0,702	0,004	1197	2394
	D060	427,3	0,598	0,596	0,002	2370	4740

Razão de deformação, $R_\varepsilon$	Referencia da amostra	Amplitude de tensão, $\Delta\sigma/2$ [MPa]	Amplitude de deformação, $\Delta\varepsilon/2$ [%]	Ampl. de deformação elástica, $\Delta\varepsilon_e/2$ [%]	Ampl. de deformação plástica, $\Delta\varepsilon_p/2$ [%]	Nº de ciclos até à rotura, $N_f$	Nº de reversões até à rotura, $2N_f$
$R_\varepsilon = 0.5$	D175	562,4	1,754	0,784	0,970	95	190
	D150	560,2	1,495	0,781	0,714	148	296
	D125	541,6	1,255	0,755	0,500	291	582
	D100	532,2	1,006	0,742	0,264	335	670
	D085	524,9	0,854	0,732	0,122	924	1848
	D070	479,5	0,706	0,668	0,038	1627	3254
	D060	417,4	0,598	0,582	0,015	3377	6754

#### 4.2.1. Resposta tensão-deformação cíclica

A variação da amplitude de tensão *versus* o número de ciclos para as várias amplitudes de deformação ( $\Delta\varepsilon/2$ ) em condições de controlo de deformação ( $R_\varepsilon = -1$ ) é apresentada na Figura 4.3a). Os valores da amplitude de tensão foram avaliados a partir dos extremos de tensão de tração e compressão registados durante cada ensaio. No geral, este material não apresenta um comportamento cíclico de amaciamento ou de encruamento significativo. Para níveis mais elevados da amplitude de deformação, repara-se num amaciamento durante os primeiros ciclos e, em seguida, tende rapidamente para uma fase saturada até que a rotura seja iminente. Pelo contrário, para amplitudes de deformação mais baixas, observa-se um fenómeno de encruamento por deformação, também para os primeiros ciclos, seguindo-se uma fase estável.

A resposta de tensão cíclica do material também pode ser avaliada analisando a evolução da amplitude de tensão com a vida adimensional ( $N/N_f$ ). Como se pode ver na Figura 4.3b), o comportamento saturado, independentemente da amplitude de deformação, é alcançado após uma vida relativamente curta, inferior a 5%, sendo a maioria da vida, cerca de 90%, passada num estado cíclico estável. Os últimos 5% da vida total são caracterizados por uma queda rápida da amplitude de tensão culminando com a rotura por fadiga.

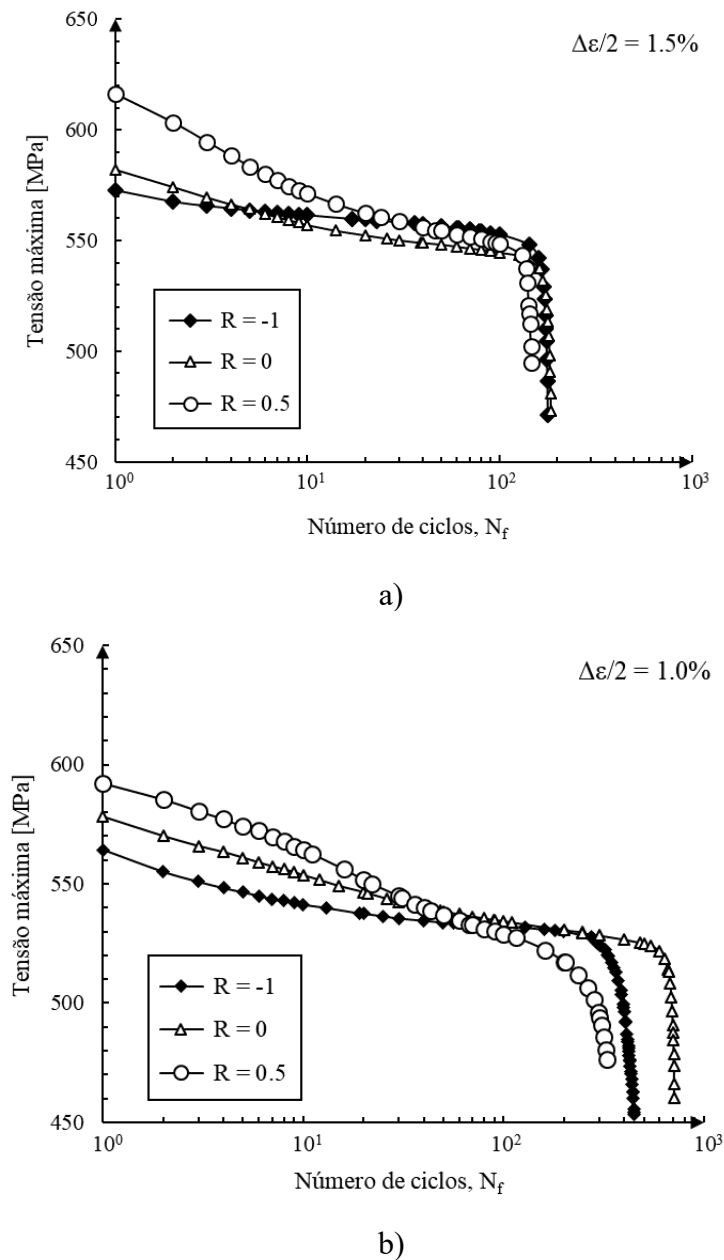


**Figura 4.3** Variação da amplitude de tensão (em condições de controlo de deformação para  $R_\epsilon = -1$ ) com: a) o número de ciclos; b) vida adimensional para diferentes amplitudes de deformação.

As Figura 4.4 a) e b) mostram a evolução da tensão máxima com o número de ciclos para três razões de deformação diferentes, considerando, respetivamente, amplitudes de deformação total iguais a 1,5% e 1,0%. Na fase inicial, independentemente da amplitude de deformação, há um forte efeito da razão de deformação na resposta de amaciamento cíclico, que pode ser explicado pelo efeito da deformação média. No entanto, tende a ser



atenuado com o aumento do número de ciclos de carregamento. Numa fase posterior, os valores da tensão máxima tendem a ser semelhantes e, conseqüentemente, não são observadas grandes diferenças. A transição entre ambas as fases é claramente dependente da amplitude de deformação. Além disso, conclui-se que a convergência para valores de tensão idênticos é mais rápida para amplitudes de deformação maiores.

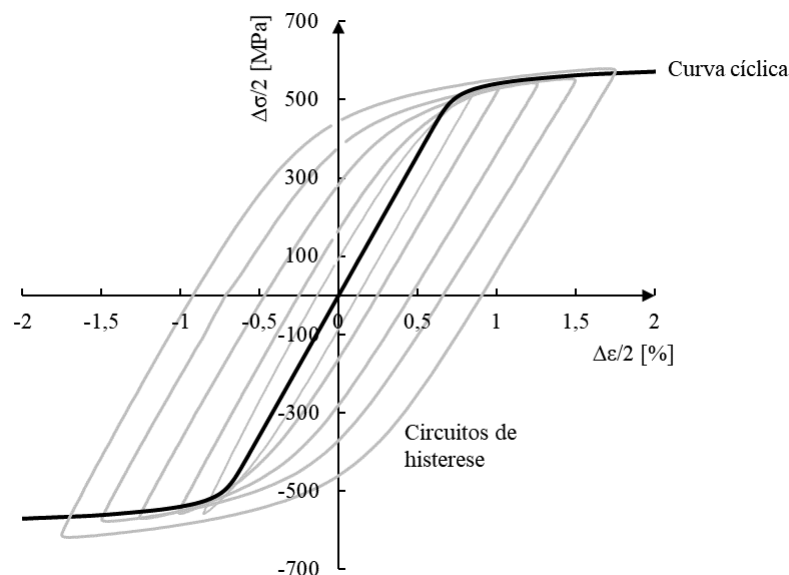


**Figura 4.4** Variação da tensão máxima “versus” o número de ciclos a diferentes razões de deformação para as amplitudes de deformação ( $\Delta\epsilon/2$ ) de: a) 1.5%; b) 1.0%.

Um método conveniente para descrever a resposta estável do material é a curva de tensão-deformação cíclica (Ramberg, 1943). Esta curva pode ser representada por

$$\frac{\Delta\varepsilon}{2} = \frac{\Delta\sigma}{2E} + \left(\frac{\Delta\sigma}{2k'}\right)^{1/n'} \quad (4.4)$$

sendo  $k'$  o coeficiente de encruamento cíclico e  $n'$  o expoente de encruamento cíclico. Geralmente, tal curva pode ser traçada conectando as extremidades dos circuitos de histerese para diferentes amplitudes de deformação obtidos a partir de ensaios em controlo de deformação para  $R_\varepsilon = -1$ . Os circuitos de histerese, bem como a curva de tensão-deformação cíclica obtidos nos ensaios experimentais, podem ser observados na Figura 4.5. Como se pode constatar, as extremidades dos circuitos de histerese estão bastante próximas da curva, tanto para o ramo superior como para o ramo inferior da curva tensão-deformação cíclica. No entanto, o ramo superior da curva ajusta-se ligeiramente melhor do que o ramo inferior.



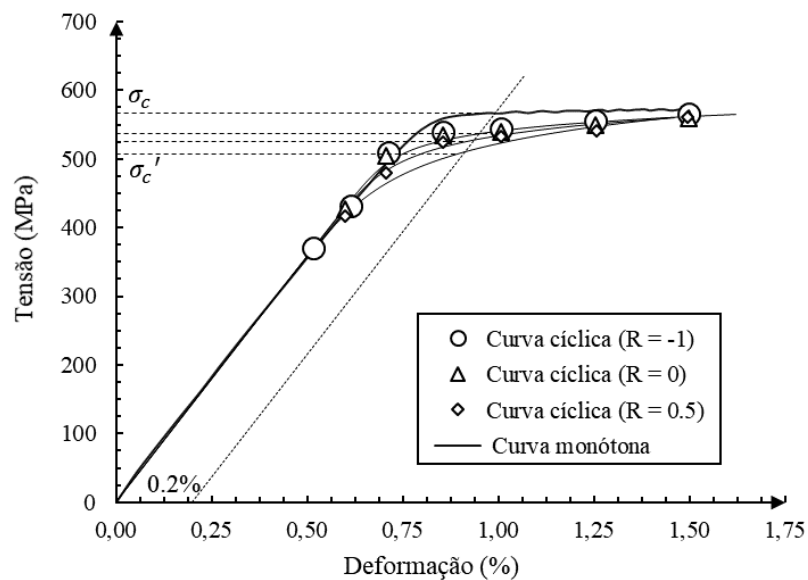
**Figura 4.5** Curva de tensão-deformação cíclica traçada conectando as extremidades dos circuitos de histerese para diferentes amplitudes de deformação dos ensaios em controlo de deformação para  $R_\varepsilon = -1$ .

Em qualquer caso, o modelo de Ramberg-Osgood (Equação (4.4)) descreve satisfatoriamente os circuitos de histerese estabilizados. As constantes  $k'$  e  $n'$ , propostas por Morrow (1965), podem ser relacionadas por uma lei de potência

$$\frac{\Delta\sigma}{2} = k' \left( \frac{\Delta\varepsilon_p}{2} \right)^{n'} \quad (4.5)$$

sendo  $\Delta\sigma/2$  a amplitude de tensão e  $\Delta\varepsilon_p/2$  a amplitude de deformação plástica. Nesta análise, as variáveis desconhecidas foram obtidas por regressão linear usando o método dos mínimos quadrados. Os valores  $k'$  e  $n'$  estão resumidos na Tabela 4.2.

A Figura 4.6 compara a curva cíclica com a curva monótona. É possível observar que as curvas cíclicas se encontram abaixo da curva monótona, o que indica um comportamento de amaciamento cíclico. É também possível observar que a tensão limite de cedência cíclica, para as diferentes razões de deformação, é menor que a tensão limite de cedência monótona.



**Figura 4.6** Curva monótona e curvas cíclicas para a liga de alumínio 7050-T6.

**Tabela 4.2** Variáveis desconhecidas da curva tensão-deformação para a liga de alumínio 7050-T6.

Razão de deformação, $R_\varepsilon$	Coefficiente de encruamento cíclico, $k'$ [MPa]	Expoente de encruamento cíclico, $n'$
$R_\varepsilon = -1$	568,73	0,036
$R_\varepsilon = 0$	570,66	0,048
$R_\varepsilon = 0.5$	577,98	0,077

O grau de amaciamento cíclico ( $CS$ ), para condições de controlo de deformação, pode ser avaliado através da expressão seguinte:

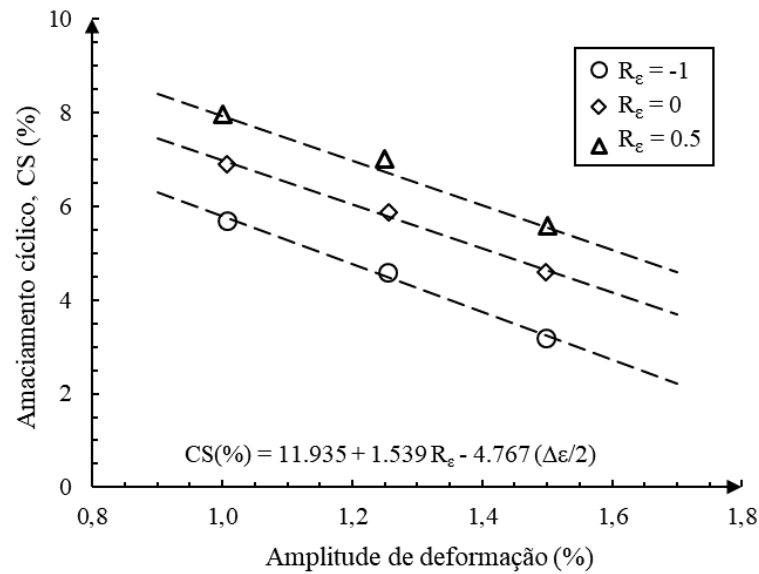
$$CS = \frac{\sigma_{m\acute{a}x}^1 - \sigma_{MV,m\acute{a}x}}{\sigma_{MV,m\acute{a}x}} \quad (4.6)$$

onde  $\sigma_{m\acute{a}x}^1$  e  $\sigma_{MV,m\acute{a}x}$  são as tensões máximas no primeiro ciclo e na meia-vida, respetivamente. Semelhante a outras ligas de alumínio, o grau de amaciamento cíclico depende da amplitude de deformação e da razão de deformação. A Figura 4.7a) mostra a variação do amaciamento cíclico com a amplitude de deformação para três razões de deformação diferentes. Independentemente do valor de  $R_\epsilon$ , é possível observar uma relação linear entre estas duas variáveis para o intervalo representado. Observa-se, também, uma diminuição no grau de amaciamento cíclico com o aumento da amplitude de deformação. A Figura 4.7b) apresenta a variação do amaciamento cíclico com a razão de deformação para três amplitudes de deformação diferentes. O grau de amaciamento cíclico, independentemente do valor de  $\Delta\epsilon/2$ , aumenta linearmente com a razão de deformação. Os efeitos de  $R_\epsilon$  e  $\Delta\epsilon/2$  durante o amaciamento cíclico podem ser previstos através da expressão seguinte:

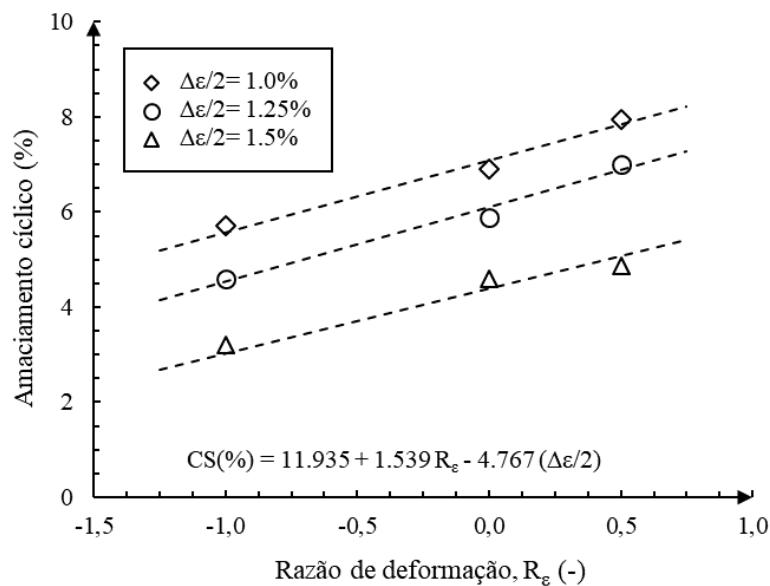
$$CS (\%) = 11.935 + 1.539R_\epsilon - 4.767 \cdot (\Delta\epsilon/2) \quad (4.7)$$

onde  $\Delta\epsilon/2$  é a amplitude de deformação em percentagem. Esta função foi determinada a partir de regressão múltipla com fator de correlação ( $r$ ) igual a 0,991, e é válida para amplitudes de deformação superiores a 0,85% e razões de deformação entre [-1, 0,5]. As linhas retas a tracejado nas Figura 4.7a) e b) foram obtidas através da Equação (4.7) e, como se pode observar, estão bastante próximas dos valores obtidos experimentalmente.

A curva tensão-deformação cíclica descreve a relação entre a amplitude de tensão e a amplitude de deformação, mas não é capaz de descrever a forma dos circuitos de histerese. No entanto, no que toca ao comportamento cíclico, vários fenómenos podem ser explicados através da análise da forma dos circuitos de histerese. Os primeiros estudos analíticos sobre a forma dos circuitos de histerese foram mencionados por Masing (1926).



a)



b)

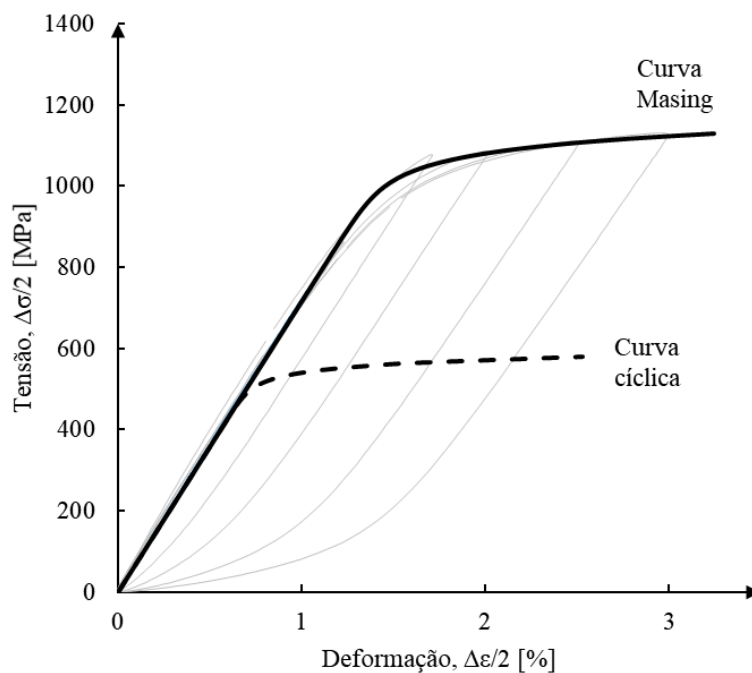
**Figura 4.7** Variação do grau de amaciamento cíclico com: a) Amplitude de deformação; b) Razão de deformação.

Um material exibe comportamento do tipo Masing quando a forma dos circuitos de histerese pode ser obtida através da curva tensão-deformação cíclica (Equação (4.4)) majorada por um fator de dois (Equação (4.8)).

Para tais materiais, quando se deslocam as extremidades inferiores dos circuitos de histerese de amplitudes de deformação diferentes para uma origem comum definida pelo valor mínimo da tensão de compressão, é possível traçar uma curva única formada pelos ramos superiores.

$$\Delta\varepsilon = \frac{\Delta\sigma}{E} + 2 \left( \frac{\Delta\sigma}{2k'} \right)^{1/n'} \quad (4.8)$$

A Figura 4.8 apresenta a curva Masing calculada a partir Equação (4.8) e dos circuitos de histerese estabilizados para diferentes amplitudes de deformação em coordenadas relativas (i.e. as extremidades sujeitas à compressão dos circuitos de histerese foram deslocadas de forma a coincidirem no mesmo ponto de origem). A curva tensão-deformação também foi traçada para fins comparativos. Embora os ramos superiores dos circuitos de histerese não formem uma curva única, é possível concluir que a curva Masing descreve satisfatoriamente os ramos superiores dos circuitos de histerese estabilizados.



**Figura 4.8** Curva tensão-deformação traçada conectando as extremidades à compressão dos circuitos de histerese para amplitudes de deformação diferentes.

Na Figura 4.9 está representado o fenómeno de relaxação de tensões para várias amplitudes de deformação e duas razões de deformação diferentes. A relaxação da tensão média só é alcançada se existir deformação plástica suficiente em cada ciclo. Para amplitudes de deformação elevadas, a tensão média relaxa rapidamente e desaparece completamente após um curto período inicial. Em contraste, para amplitudes de deformação menores, o

fenómeno de relaxação é limitado, e a tensão média permanece elevada durante toda a vida útil. Além disso, a relaxação da tensão média é também dependente da razão de deformação. A Figura 4.9 mostra que quanto maior é a razão de deformação, maior é a taxa da relaxação de tensões. Esta conclusão torna-se mais evidente na Figura 4.10, que compara a tensão média adimensional (i.e. a tensão média atual dividida pela tensão média inicial) com o número de ciclos para várias amplitudes de deformação e razões de deformação. Facilmente se observa que os declives menores representam taxas elevadas de relaxação de tensões, que se verificam para razões de deformação menores, e amplitudes de deformação elevadas. Materiais que amaciam ciclicamente, como sugerido por Sandor (1972), são mais suscetíveis ao efeito da relaxação de tensões do que materiais que encruam ciclicamente. Uma explicação plausível para este facto é o aumento gradual da deformação plástica durante o processo.

A taxa de relaxação da tensão média, de acordo com Morrow e Sinclair (1958), pode ser simulada através de um modelo exponencial (Equação (2.12)). No entanto, como pode ser concluído a partir da linha a tracejado na Figura 4.10, este modelo parece não ser suficientemente exato para prever a taxa de relaxação da tensão média para a liga de alumínio 7050-T6 aqui estudada. Alternativamente, a taxa de relaxação da tensão média foi contabilizada através de uma função logarítmica de segunda ordem dada por

$$\frac{\sigma_m}{\sigma_{mi}} = 1 + c_1 \ln(N_f) + c_2 \ln(N_f)^2 \quad (4.9)$$

onde  $c_1$  e  $c_2$  são constantes dependentes de  $R_\varepsilon$  e  $\Delta\varepsilon/2$ . Os valores determinados por regressão múltipla, para amplitudes de deformação entre 0,85 e 1,5%, e razões de deformação entre 0 e 0,5, são dados, respetivamente, pela Equação (4.10) e pela Equação (4.11). Como se pode observar, a abordagem proposta enquadra-se bem com as taxas de relaxação da tensão média medidas.

$$c_1 = -0.4658(\Delta\varepsilon/2)^{1.5147} (R_\varepsilon)^{0.6177} \quad (4.10)$$

$$c_2 = 0.0528(\Delta\varepsilon/2)^{2.8072} (R_\varepsilon)^{0.3097} \quad (4.11)$$

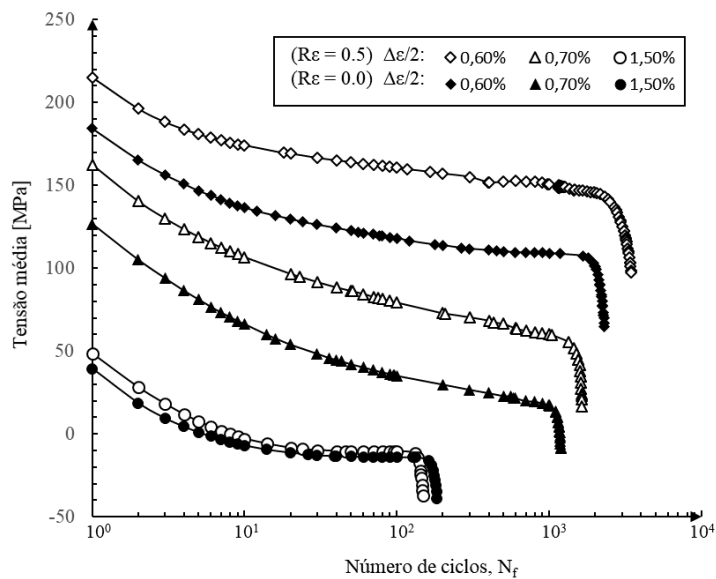


Figura 4.9 Tensão média "versus" o número de ciclos para amplitudes e razões de deformação diferentes.

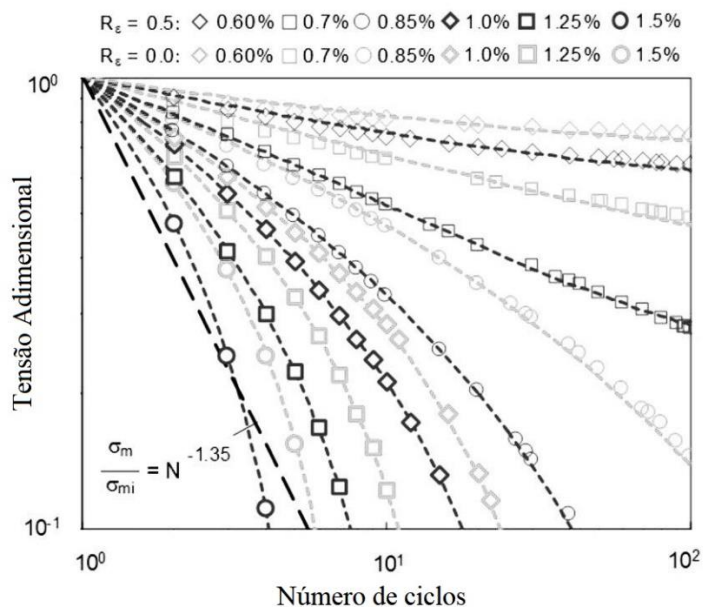


Figura 4.10 Tensão média adimensional "versus" o número de ciclos para amplitudes e razões de deformação diferentes.

#### 4.2.2. Vida e propriedades da fadiga oligocíclica

A primeira abordagem à fadiga com base na tensão foi realizada por Wöhler (1871). Desde então, os dados de fadiga têm vindo a ser apresentados em escala bi-logarítmica. A relação entre amplitude de tensão ( $\Delta\sigma/2$ ) e número de reversões até à rotura ( $2N_f$ ) pode ser escrita na forma (Basquin, 1910)

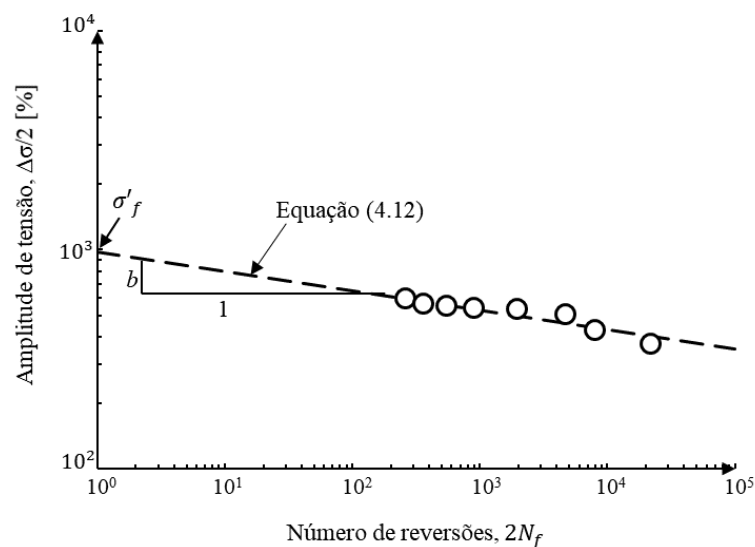


$$\frac{\Delta\sigma}{2} = \sigma'_f (2N_f)^b \quad (4.12)$$

sendo  $\sigma'_f$  o coeficiente de resistência à fadiga e  $b$  o expoente de resistência à fadiga. Como se sabe, a Equação (4.12) em escala bi-logarítmica traduz-se numa linha reta, como está ilustrado na Figura 4.11. Geralmente, as constantes desconhecidas são avaliadas através de uma técnica de ajustamento. A primeira constante ( $\sigma'_f$ ) é a intercetação da reta em  $2N_f=1$  e a outra ( $b$ ) é o declive da reta. No estudo atual, as constantes da resistência à fadiga foram obtidas por regressão linear através do método dos mínimos quadrados. Os valores de  $\sigma'_f$  e  $b$  estão resumidos na Tabela 4.3. A componente elástica da deformação, num estado uniaxial de tensão, pode ser obtida através da relação de Basquin (Equação (4.13)) e através da Equação ((4.2)), obtendo-se

$$\frac{\Delta\varepsilon_e}{2} = \frac{\sigma'_f}{E} (2N_f)^b \Leftrightarrow \frac{\Delta\varepsilon_e}{2} = \frac{972,8}{E} (2N_f)^{-0,087} \quad (4.13)$$

sendo  $\Delta\varepsilon_e/2$  a amplitude de deformação elástica e  $E$  o módulo de Young.



**Figura 4.11** Amplitude de tensão versus o número de reversões até à rotura.

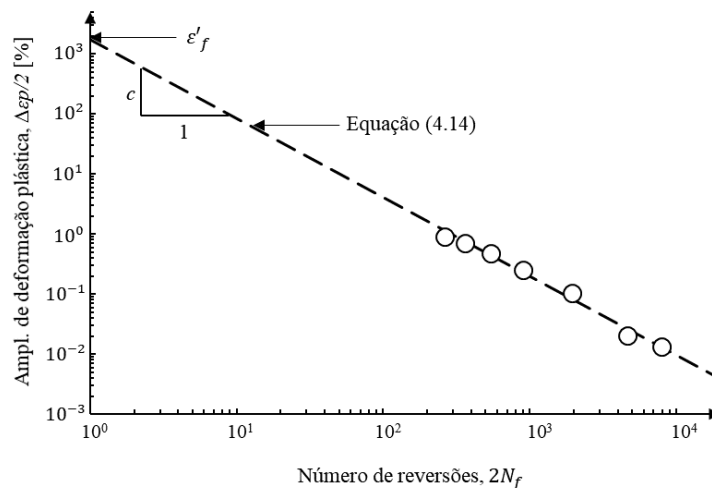
**Tabela 4.3** Constantes de resistência à fadiga para a liga de alumínio 7050-T6.

Constantes	Valor
Coeficiente de resistência à fadiga, $\sigma'_f$ [MPa]	972,8
Expoente de resistência à fadiga, $b$	-0,087

As abordagens com base na deformação estabelecem, de uma forma geral, a relação entre a deformação plástica ou elástica e a vida de fadiga. Em regime de fadiga oligocíclica ( $\Delta\varepsilon_p > \Delta\varepsilon_e$ ), como mencionado por Coffin e Manson (Coffin, 1954; Manson, 1954), a relação entre a amplitude de deformação plástica ( $\Delta\varepsilon_p/2$ ) e o número de reversões até à rotura pode ser expressa da seguinte forma

$$\frac{\Delta\varepsilon_p}{2} = \varepsilon'_f (2N_f)^c \quad (4.14)$$

onde  $\varepsilon'_f$  e  $c$  são o coeficiente de ductilidade à fadiga e o expoente de ductilidade à fadiga, respetivamente. Esta equação, em escala bi-logarítmica, conduz a uma linha reta, como se pode verificar na Figura 4.12. As constantes desconhecidas são determinadas a partir dos resultados experimentais usando uma técnica de ajustamento. A primeira constante ( $\varepsilon'_f$ ) é a intercetação da reta em  $2N_f=1$  e a outra ( $c$ ) é o declive da reta. Neste estudo, as constantes de ductilidade à fadiga foram obtidas por regressão linear através do método dos mínimos quadrados. Os valores  $\varepsilon'_f$  de e  $c$  estão resumidos na Tabela 4.4.



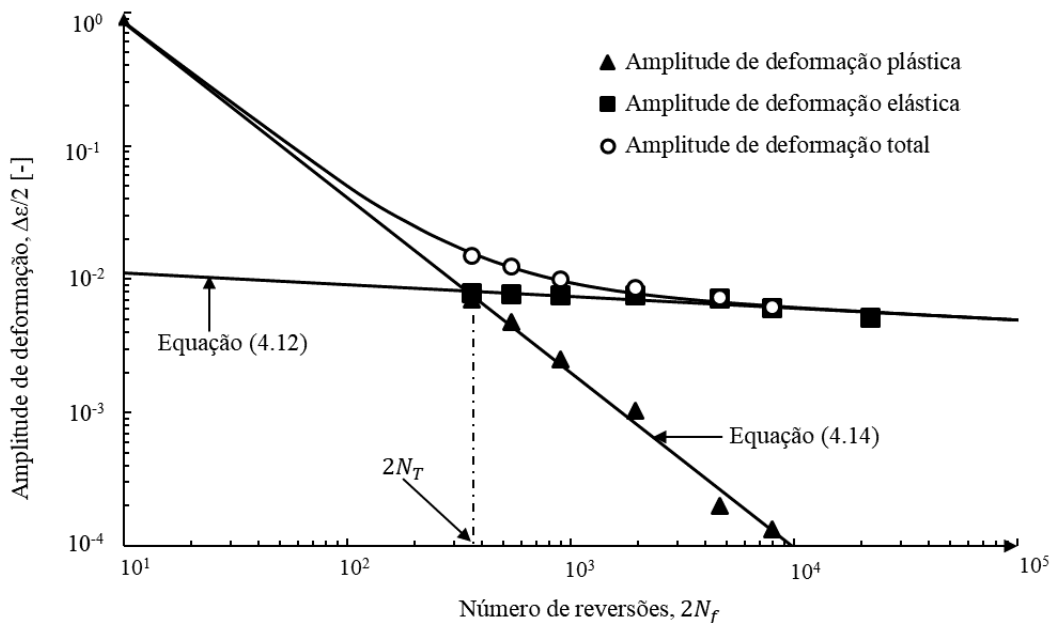
**Figura 4.12** Amplitude de deformação plástica "versus" o número de reversões à rotura.

**Tabela 4.4** Constantes de ductilidade à fadiga para a liga de alumínio 7050-T6.

Constantes	Valor
Coeficiente de ductilidade à fadiga, $\varepsilon'_f$ [MPa]	1717,6
Expoente de ductilidade à fadiga, $c$	-1,311

A relação da resistência à fadiga em termos de amplitude de deformação total (Equação (4.15)) pode ser obtida através da adição das componentes plástica e elástica da deformação, dadas por Equação (4.13) e Equação (4.14), respetivamente. A Figura 4.13 relaciona a amplitude de deformação total com o número de reversões até à rotura. Também foi traçada a curva vida-resistência (Equação (4.13)) e a curva vida-ductilidade (Equação (4.14)). O ponto de transição ( $N_T$ ), definido como a vida onde as amplitudes de deformação plástica e elástica são iguais, é relativamente baixo ( $N_T = 950$ ). Para vidas inferiores  $N_T$ , a componente da deformação plástica prevalece sobre a elástica e vice-versa. Assim, poder-se-á concluir que vidas mais longas ( $N_T > 950$ ) exigem amplitudes de tensão inferiores a 532,759 MPa (Equação (4.12)) e amplitudes de deformação menores que 0,70% (Equação (4.15)).

$$\frac{\Delta\varepsilon}{2} = \frac{\Delta\varepsilon_e}{2} + \frac{\Delta\varepsilon_p}{2} \Leftrightarrow \frac{\Delta\varepsilon}{2} = \frac{972,8}{E} (2N_f)^{-0,087} + 1717,6(2N_f)^{-1,311} \quad (4.15)$$



**Figura 4.13** Curvas de vida-deformação, vida-resistência e vida-ductilidade.

As abordagens energéticas pressupõem que a energia de deformação dissipada por ciclo tem uma grande contribuição para o processo de dano por fadiga. A energia de deformação plástica dissipada por ciclo ( $\Delta W_p$ ) devido à deformação plástica é a área do

circuito de histerese. Para condições em controlo de deformação, esta é quase constante, o que é uma clara vantagem. Para um material do tipo Masing,  $\Delta W_p$  pode ser definida da seguinte forma (Morrow, 1965)

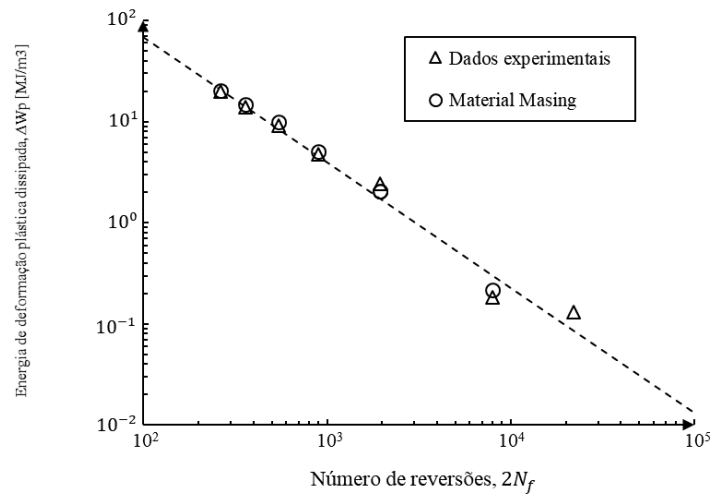
$$\Delta W_p = \frac{1 - n'}{1 + n'} \Delta \sigma \Delta \varepsilon_p \quad (4.16)$$

onde  $\Delta \varepsilon_p$  é o intervalo de deformação plástica,  $\Delta \sigma$  é o intervalo de tensão e  $n'$  é o expoente de encruamento cíclico. A Figura 4.14 mostra a evolução dos valores de  $\Delta W_p$  na meia-vida com o número de reversões até à rotura ( $2N_f$ ). Os valores de  $\Delta W_p$  foram obtidos de duas maneiras, nomeadamente determinando a área dos circuitos de histerese e aplicando a Equação (4.16). A Tabela 4.5 resume os valores da energia de deformação plástica dissipada por ciclo, obtida para amplitudes de deformação diferentes ( $\Delta \varepsilon/2$ ). Como se pode observar, não há diferenças significativas nos dois casos. A energia de deformação plástica dissipada por ciclo *versus* o número de reversões, em escala bi-logarítmica, pode ser satisfatoriamente ajustado através de uma linha reta (Ellyn, 1997), i.e.

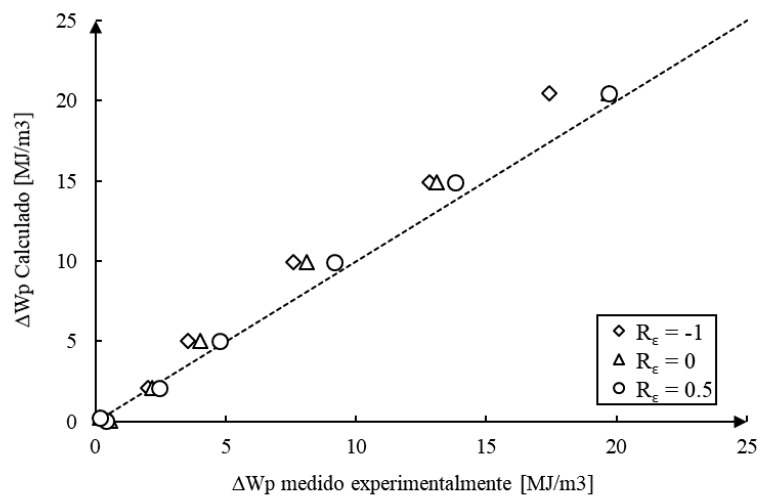
$$\Delta W_p = \kappa p (2N_f)^{\alpha p} \quad (4.17)$$

sendo  $\kappa p$  e  $\alpha p$  duas constantes desconhecidas determinadas a partir dos dados experimentais. A constante  $\kappa p$  é a energia de deformação plástica dissipada por ciclo para uma reversão e a constante  $\alpha p$  é o declive da reta. As constantes ( $\kappa p$  e  $\alpha p$ ) dos valores de  $\Delta W_p$  medidos experimentalmente estão resumidas na Tabela 4.6, estas foram obtidas através do método dos mínimos quadrados. Como se pode observar na Figura 4.14 a recta a tracejado obtida através da Equação (4.17) está de acordo com os valores obtidos experimentalmente.

A Figura 4.15 compara a energia de deformação plástica por ciclo, obtida experimentalmente para as diferentes razões de deformação ( $R_\varepsilon = -1, 0, 0.5$ ) e a calculada através da Equação (4.16) (Material do tipo Masing). Como se pode observar não existem diferenças significativas, o que mostra que existe uma boa correlação entre os dados medidos experimentalmente para a liga de alumínio 7050-T6 e os dados obtidos através da Equação (4.16) para materiais Masing.



**Figura 4.14** Comparação entre a energia de deformação dissipada por ciclo com o número de reversões até à rotura.



**Figura 4.15** Energia de deformação plástica dissipada por ciclo medida experimentalmente versus calculada pela Equação (4.16).

**Tabela 4.5** Valores de  $\Delta W_p$ , experimentais e teóricos.

Amplitude de deformação, $\Delta\varepsilon/2$ [%]	$\Delta W_p$ medido experimentalmente [MJ/m <sup>3</sup> ]	$\Delta W_p$ determinado pela Eq. (4.16)[MJ/m <sup>3</sup> ]
1,752	19,705	20,437
1,498	13,813	14,924
1,255	9,188	9,920
1,007	4,772	5,031
0,855	2,449	2,074
0,713	0,402	0,080
0,614	0,184	0,215
0,515	0,131	-0,027

**Tabela 4.6** Constantes da Equação (4.17) para a liga de alumínio 7050-T6.

Constante	Valor
Coeficiente $\kappa_p$ [MJ/m <sup>3</sup> ]	20614,98
Expoente $\alpha_p$	-1,239

Como parâmetro de dano, esta abordagem apresenta certas limitações. Para vidas maiores, perto do limite de fadiga do material,  $\Delta W_p$  tem valores muito pequenos o que dificulta a sua medição. Para contornar esta situação, a energia total de deformação ( $\Delta W$ ), dada pela soma das energias de deformação plástica e elástica, pode ser usada com vantagem.

No entanto, ambas as abordagens ( $\Delta W_p$  e  $\Delta W$ ) são mais adequadas para ensaios onde se utilize uma razão de deformação ( $R_\epsilon$ ) igual a -1, uma vez que estes casos não são sensíveis ao efeito da tensão média. Deste modo, é preferível usar a formulação proposta por Golos *et al.* (1987). Nesta abordagem é usada a soma da energia plástica e da energia elástica positiva. A gama da energia total de deformação por ciclo ( $\Delta W_t$ ) pode ser definida pela Equação (2.25).

A Figura 4.16 compara, numa escala bi-logarítmica, o intervalo da energia total de deformação, para as diferentes razões de deformação ( $R_\epsilon = -1, 0, 0.5$ ) com o número de reversões até à rotura da liga de alumínio 7050-T6. Os dados experimentais podem ser ajustados recorrendo à Equação (2.26) (Ellyin, 1987). A Tabela 4.7 resume os valores finais calculados através do método dos mínimos quadrados. Como se pode observar na Figura 4.16, o intervalo da energia total de deformação por ciclo é um bom parâmetro de correlação para o intervalo de vida à fadiga. Todos os resultados estão bastante próximos da função proposta (Equação (2.26)). O valor de  $\Delta W_{ot}$  corresponde à gama de tensão limite de fadiga de 316,8 MPa.

**Tabela 4.7** Constantes da Equação (2.26) para a liga de alumínio 7050-T6.

Constante	Valor
Coeficiente $\kappa_p$ [MJ/m <sup>3</sup> ]	2200
Expoente $\alpha_p$	-0.85
Constante $\Delta W_{ot}$ [MJ/m <sup>3</sup> ]	0.7

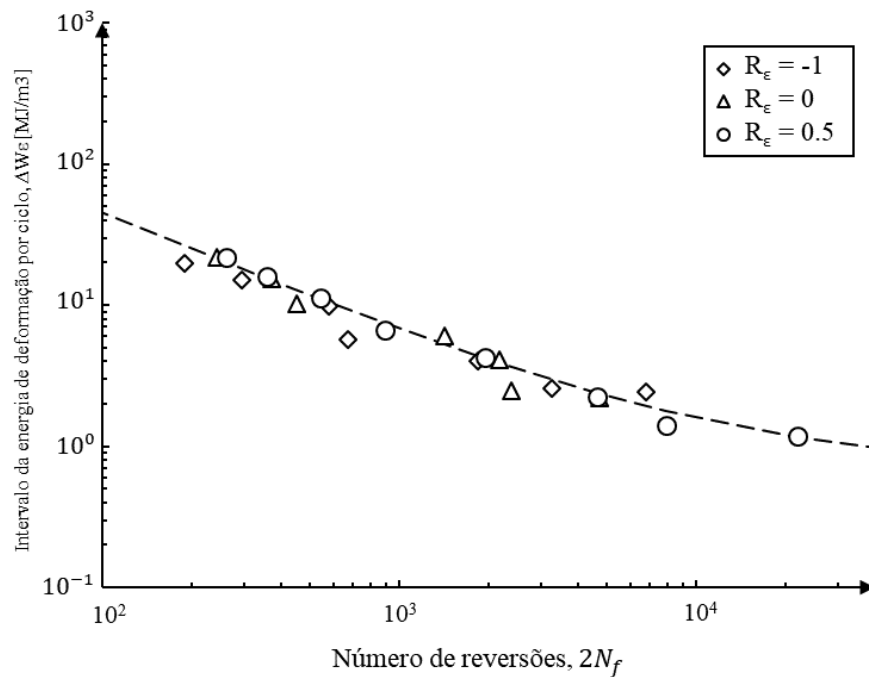


Figura 4.16 Gama de energia de deformação por ciclo *versus* o número de reversões até à rotura.

### 4.3. Análise das superfícies de fratura

Na Figura 4.17 é possível observar a morfologia das superfícies macroscópicas dos provetes, após terem sido feitos os ensaios de fadiga oligocíclica, para várias amplitudes de deformação. Independentemente da amplitude de deformação as superfícies de fratura final são semelhantes, apresentando ângulos cerca de  $45^\circ$  em relação ao eixo de carregamento.

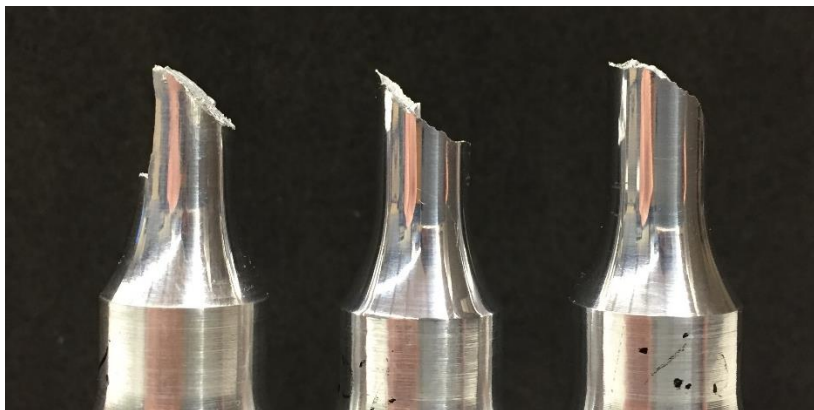
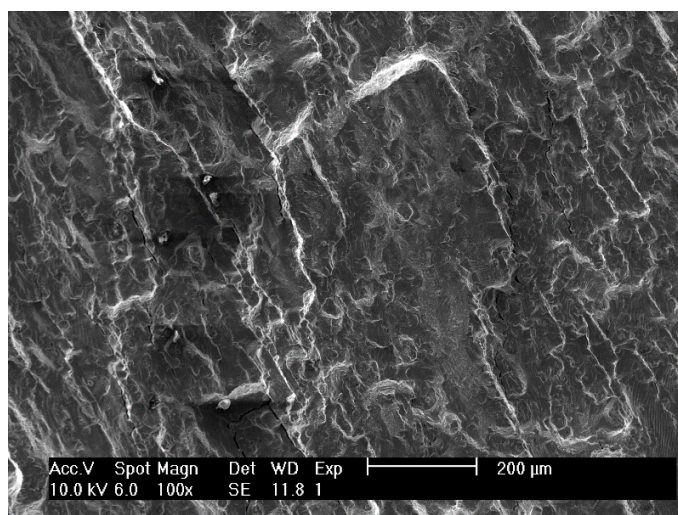
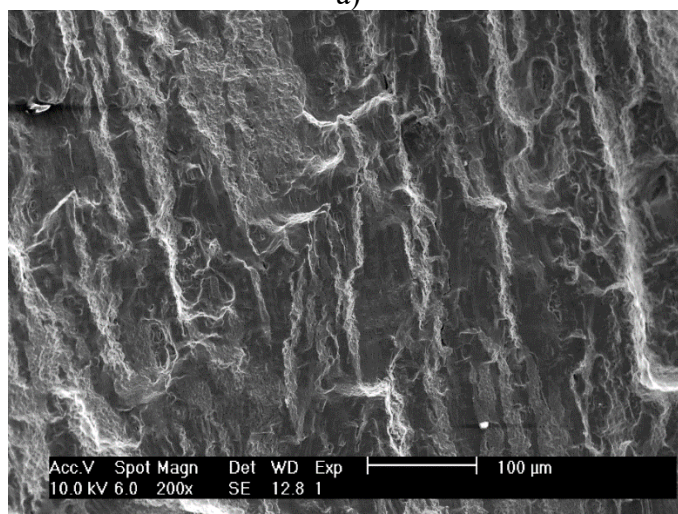


Figura 4.17 Superfícies macroscópicas dos provetes após os ensaios de fadiga oligocíclica.

As Figura 4.18a) a c) mostram imagens SEM típicas, das superfícies de fratura, obtidas com uma ampliação alta, perto do local de iniciação de fenda, para diferentes amplitudes de deformação, mas mantendo a mesma razão de deformação,  $R_\epsilon = -1$ . Estas micrografias apresentam algumas características clássicas existentes em regiões onde ocorrem fenómenos de propagação estável de fenda, nomeadamente, estrias e fendas secundárias. As estrias indicam essencialmente propagação transgranular da fenda. É possível também observar a presença de algumas inclusões. Para amplitudes de deformação menores (Figura 4.18a)), o local onde se inicia a fenda é claramente dominado por degraus de clivagem, enquanto que para amplitudes de deformação elevadas (Figura 4.18c)) o local de iniciação da fenda é uma mistura de degraus de clivagem e micro-cavidades. É bem visível que para amplitudes de deformação maiores existem mais micro-cavidades.

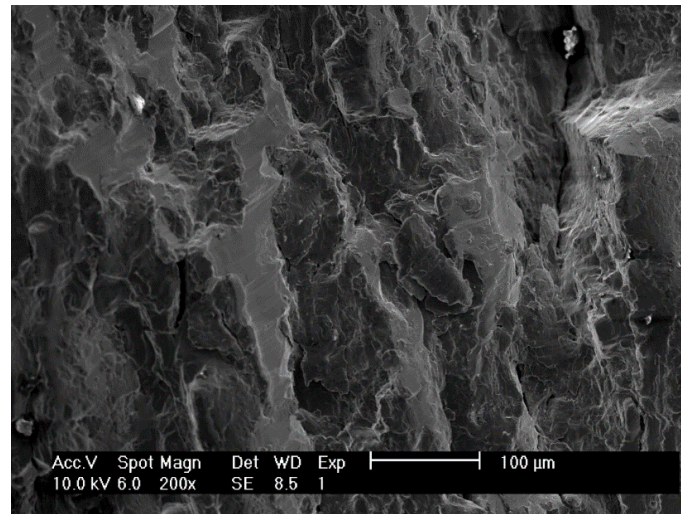


a)



b)

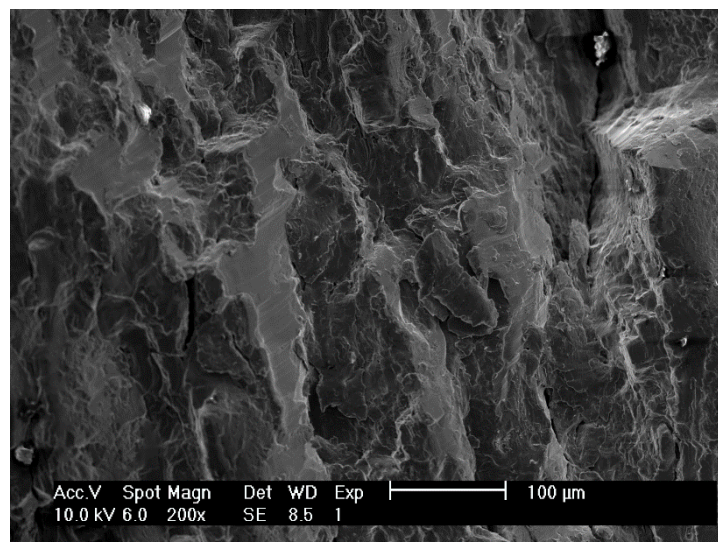




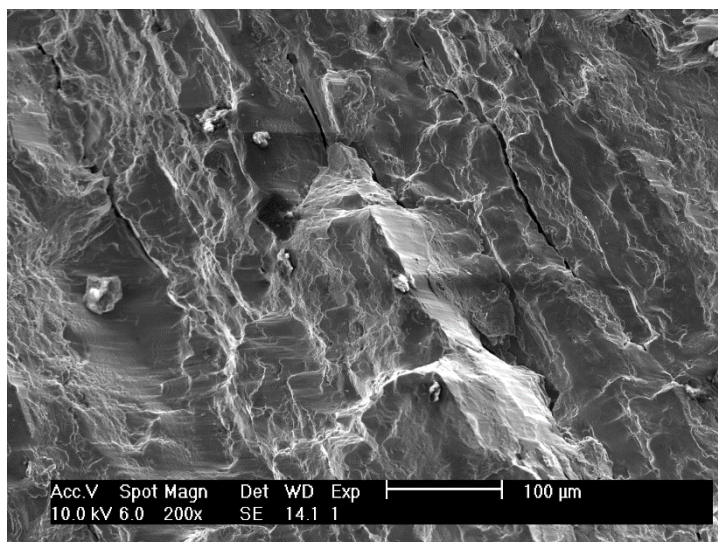
c)

**Figura 4.18** Micrografias SEM, das superfícies de fratura, próximas dos locais de iniciação de fenda para a mesma razão de deformação ( $R\epsilon = -1$ ) e amplitudes de deformação diferentes: a)  $\Delta\epsilon/2 = 0.6\%$ ; b)  $\Delta\epsilon/2 = 1.0\%$ ; c)  $\Delta\epsilon/2 = 1.5\%$ ;

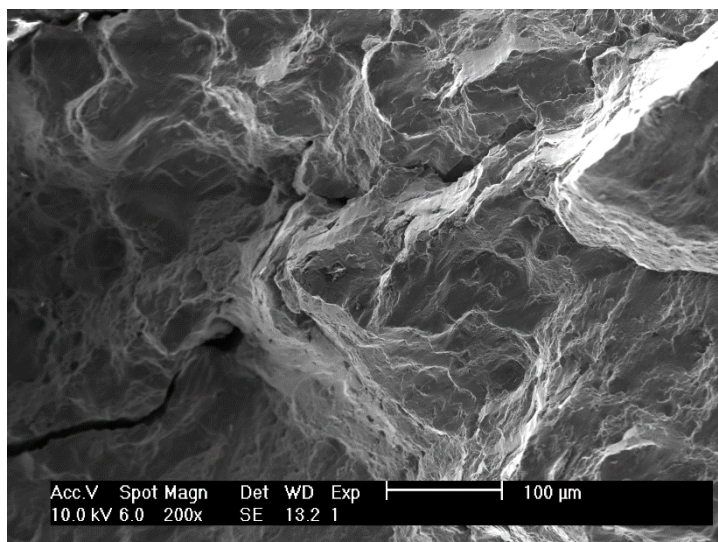
As Figura 4.19a) a c) mostram imagens SEM típicas das superfícies de fratura obtidas com uma ampliação alta perto do local de iniciação de fenda para diferentes razões de deformação, mantendo-se a amplitude de deformação,  $\Delta\epsilon/2 = 1.5\%$ . As conclusões possíveis de tirar destas micrografias são quase as mesmas que as referidas anteriormente. No entanto, ainda existem algumas diferenças, comparando-se as Figura 4.19a) a c) é possível observar que para o caso de  $R\epsilon = 0.5$ , a presença de clivagens e micro-cavidades é mais pronunciada do que nos restantes casos.



a)



b)



c)

**Figura 4.19** Micrografias SEM, das superfícies de fratura, próximas dos locais de iniciação de fenda para a mesma amplitude de deformação ( $\Delta\epsilon/2 = 1.5\%$ ) e razões de deformação diferentes: a)  $R\epsilon = -1$ ; b)  $R\epsilon = 0$ ; c)  $R\epsilon = 0.5$ .

## 5. CONCLUSÕES

### 5.1. Conclusão

Conforme foi descrito nos capítulos anteriores, a presente investigação teve como objetivo caracterizar o comportamento da liga de alumínio 7050-T6 no regime da fadiga oligocíclica, dando-se ênfase especial ao efeito da razão de deformação ( $R_\epsilon$ ). Os procedimentos experimentais consistiram em caracterizar o material em termos de microestrutura e resposta tensão-deformação cíclica bem como em termos das propriedades de resistência à fadiga e de ductilidade à fadiga. O comportamento, em regime de fadiga oligocíclica, da liga de alumínio 7050-T6 foi analisado em condições de controlo de deformação para diferentes razões de deformação ( $R_\epsilon$ ). Os ensaios foram efetuados de acordo com a norma ASTM E606 (2004), com o objetivo de analisar o efeito da relaxação de tensões e obter as propriedades de resistência à fadiga e ductilidade à fadiga. Assim, é possível tirar as seguintes conclusões:

- A microestrutura da liga de alumínio 7050-T6 revelou uma morfologia irregular com partículas de segunda fase dispersas.
- A liga de alumínio 7050-T6 apresentou um comportamento de amaciamento cíclico, independentemente da amplitude de deformação a que foi sujeita.
- Foi desenvolvida uma expressão que contabiliza o grau de amaciamento para amplitudes de deformação acima dos 0,85%, esta mostrou que existe um comportamento linear entre a gama de amplitude de deformação, [0.85%, 1.75%], e a gama das razões de deformação, [-1, 0.5]
- A forma dos circuitos de histerese exibiu um comportamento do tipo Masing quase ideal.
- O efeito da relaxação de tensões é afetado pela razão de deformação e amplitude de deformação.
- Foi desenvolvido um modelo para prever o efeito da relaxação da tensão média. Este modelo enquadra-se bem com as taxas de relaxação da tensão média medidas experimentalmente.

- Através da análise da vida e das propriedades da fadiga oligocíclica foi possível determinar um ponto de transição ( $N_T=950$ ) que corresponde ao momento da vida onde as componentes de deformação plástica e elástica apresentam o mesmo valor. Através deste ponto de transição consegue-se concluir que para obter vidas maiores é necessário que a amplitude de tensão e deformação seja menor que 530 MPa e 0.70%, respetivamente.
- Com a análise energética foi possível observar a linearidade entre a energia de deformação plástica dissipada e o número de reversões até à rotura, e que existe uma boa correlação entre os valores medidos experimentalmente e dados obtidos pela equação desenvolvida para materiais do tipo Masing;
- A análise das superfícies de fratura por SEM revelou as causas para a rotura. Para amplitudes de deformação baixas, a zona de iniciação de fenda é claramente dominada por degraus de clivagem. Enquanto que para amplitudes de deformação maiores, a zona onde se inicia a fenda é uma mistura de degraus de clivagem e micro-cavidades

### **5.1.1. Investigação futura**

No decurso da presente investigação, foram abordadas algumas questões. No entanto, existem vários fenómenos que podem afetar o comportamento em regime de fadiga oligocíclica da liga de alumínio 7050-T6. Assim, é possível enumerar uma série de domínios em que podem ser conduzidas novas investigações. Como sugestões para investigações futuras:

- Utilizar as propriedades obtidas para a previsão de vida em peças entalhadas solicitadas com carregamentos multi-axiais.
- Estudar o efeito de pré-deformação no comportamento à fadiga oligocíclica da liga de alumínio 7050-T6;
- Desenvolver um modelo numérico elasto-plástico representativo do comportamento da liga de alumínio 7050-T6;

## REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

### A

ASM Handbook (2000). Properties and selection: irons, steels and high-performance alloys: high-strength structural and high-strength low alloy steels. Volume 1, 391-446, ISBN: 0871703890.

ASM Specialty Handbook (1996). Aluminum and Aluminum Alloys, ASM International, J. R. Davis (eds.), Materials Park, Ohio, USA.

ASTM E112 (2010). Standard test methods for determining average grain size. ASTM International, West Conshohocken, PA, DOI: 10.1520/E0112-10.

ASTM E3 (2011). Standard guide for preparation of metallographic specimens. ASTM International, West Conshohocken, PA, DOI: 10.1520/E0003-11.

ASTM E606 (2004). Standard practice for strain-controlled fatigue testing. ASTM International, West Conshohocken, PA, DOI: 10.1520/E0606-04E01.

### B

Baird L (1910). The elastic limits of iron and steel under cyclic variation of stress. Philosophical Transactions of the Royal Society A 210, 35-55.

Basquin OH (1910). The exponential law of endurance tests. American Society for Testing and Materials, ASTM 10 (II), 625-630.

Borrego LP (2001). Fatigue crack growth under variable amplitude load in an AlMgSi alloy. PhD Thesis. Departamento de Engenharia Mecânica. Universidade de Coimbra.

Branco R (2013). Fatigue life Prediction of notched components subjected to complex loading. PhD Thesis. Department of Mechanical Engineering. University of Coimbra

### C

Christ HJ, Mughrabi H (1996). Cyclic stress-strain response and microstructure under variable amplitude loading, Fatigue Fract Eng Mater Struct 19, 335-348.

Coffin LF (1954). A study of effects of cyclic thermal stresses on ductile metal. Transactions of ASME 76, 931-950.

Costa JD (1991). Análise da tolerância de defeitos em ligas de alumínio. PhD Thesis. Departamento de Engenharia Mecânica. Universidade de Coimbra.

## **E**

Ellyin F (1995). Effect of tensile-mean-strain on plastic strain energy and cyclic response. *Journal of Engineering Materials and Technology* 107, 119-125.

Ellyin F (1997). *Fatigue damage, crack growth and life prediction*. Chapman & Hall, First edition, ISBN: 0-412-59600-8.

Ellyin F, Kujawski D (1987). Notch stress-strain prediction for elastic-plastic loading. *Res. Mechanica* 20, 177-190.

Ewing JA, Humfrey JC (1903). The fracture of metals under repeated alternations of stress. *Philosophical Transactions of the Royal Society A200*, 241-250.

## **F**

Farahmand B, Bockrath G, Glasso J (1997). *Fatigue and Fracture Mechanics of High Risk Parts: Application of LEFM & FMDM theory*. Chapman & Hall, ISBN: 0-412-12991-4.

## **G**

Golos K, Ellyin F (1987). Generalization of cumulative damage criterion to multilevel cyclic loading. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics* 7, 169-176.

Golos K, Ellyin F (1988). A total strain energy density theory for cumulative damage. *Journal of Pressure Vessel Technology* 110, 36-41.

## **I**

Ince A, Glinka G (2011). A modification of Morrow and Smith-Watson-Topper mean stress correction models. *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures* 34, 854-867.

## **K**

Kirkby WT, Forsyth PJE, Maxwell RJ (1980). Design against fatigue – current trends. *Aeronautical Journal* 84, 1-12.

Koh SK (2002). Fatigue damage evaluation of high pressure tube steel using cyclic strain energy density. *Pressure Vessels and Piping* 79, 791-798.

Koh SK, Stephens RI (1991). Mean stress effect on low-cycle fatigue for high strength steel. *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures* 14, 413-428.

## **L**

Lefebvre D, Ellyin F (1984). Cyclic response and inelastic strain energy in low cycle fatigue, *International Journal of Fatigue* 6, 9-15.

**M**

Manson SS (1954). Behaviour of materials under conditions of thermal stress. NACA TN-2933, National Advisory Committee for Aeronautics.

Manson SS, Halford GR (1981). Practical implementation of the double linear damage rule and damage curve approach for treating cumulative fatigue damage. *Int. J. Fract.* 17, 169-192.

Masing G (1926). Eigenspannungen und verfestigung beim messing. 2nd International Congresso of Applied Mechanics. Zurich: Orell Fussliverlag, 332-335.

Morrow J, Sinclair, GM (1958). Cycle-dependent stress relaxation. In: Symposium on Basic Mechanisms of Fatigue, ASTM STP237. American Society for Testing and Materials.

Morrow JD (1965). Cyclic plastic strain energy and fatigue of metals. International Friction, Damping and Cyclic Plasticity, American Society for Testing and Materials, ASTM STP 378, Philadelphia, 45-87.

**R**

Ramberg W, Osgood WR (1943). Description of stress-strain curves by three parameters. NACA TN 902, National Advisory Committee for Aeronautics.

**S**

Sandor B I (1972), Fundamentals of Cyclic Stress and Strain, University of Wisconsin Press, Madison.

Smith R, Watson, Topper T (1970). A stress-strain parameter for the fatigue of metals. *Journal of materials* 5, 767-778.

Smith RW, Hirschberg MH, Manson SS (1963). Fatigue behaviour of materials under strain cycling in low and intermediate life range, NACA TN D-1574, National Advisory Committee for Aeronautics.

Socie D, Marquis G (2000). Multiaxial Fatigue. Society of Automotive Engineers, ISBN: 0-7680-0453-5.

Suresh S (1998). Fatigue of Materials. Cambridge University Press, 2nd Edition, ISBN: 9780521578479.

**W**

Wöhler A (1871). Tests to determine the forces acting on railway carriage axles and the capacity of resistance of the axles. *Engineering*, 11.

