



UNIVERSIDADE D
COIMBRA

Silvia da Conceição Fernandes Neves

**COMPORTAMENTO ELASTO-PLÁSTICO DA
LIGA DE ALUMÍNIO ALSI10MG PRODUZIDA
POR FSL**

Dissertação no âmbito do Mestrado Integrado em Engenharia Mecânica, na área de Projeto e Produção orientada pelo Professor Doutor Joel Alexandre da Silva de Jesus e Professor Doutor Ricardo Nuno Madeira Soares Branco, apresentada ao Departamento de Engenharia Mecânica da Faculdade de Ciências e Tecnologias da Universidade de Coimbra

outubro de 2021

1 2



9 0

FACULDADE DE
CIÊNCIAS E TECNOLOGIA
UNIVERSIDADE DE
COIMBRA

Comportamento Elasto-Plástico Cíclico da Liga de Alumínio AlSi10Mg produzida por FSL

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

Elastic-Plastic behaviour in the low cycle fatigue regime of the AlSi10Mg aluminium alloy produced by LPBF

Silvia da Conceição Fernandes Neves

Orientadores

Joel Alexandre da Silva de Jesus

Ricardo Nuno Madeira Soares Branco

Júri

Presidente Professor Doutor José Domingos Moreira da Costa
Professor Associado com agregação da Universidade de
Coimbra

Orientador Professor Doutor Joel Alexandre da Silva de Jesus
Professor Auxiliar convidado da Universidade de Coimbra

Vogal Professor Doutor Luís Borrego
Professor Coordenador do Instituto Superior de Engenharia de
Coimbra



FACULDADE DE
CIÊNCIAS E TECNOLOGIA
UNIVERSIDADE DE
COIMBRA

Faculdade de Ciências e Tecnologias da
Universidade de Coimbra

Coimbra, outubro, 2021

Aos meus pais.

Fernando e Isabel

Ao meu irmão.

Manel

Ao meu namorado.

David

AGRADECIMENTOS

A presente dissertação contou com o apoio de várias pessoas, às quais gostaria de direcionar os meus agradecimentos.

Em primeiro lugar aos meus pais pelo incontestável apoio, dedicação, esforço e amor ao longo de todo o meu percurso académico.

Em segundo lugar, aos meus orientadores, professor Doutor Joel Alexandre da Silva Jesus e professor Doutor Ricardo Nuno Madeira Soares Branco, pela disponibilidade, preocupação e empenho com que me acompanharam.

A todos os docentes do departamento de Engenharia Mecânica por toda a partilha de conhecimento ao longo destes anos.

Agradecer também ao meu irmão, por me ter mostrado sempre o caminho.

Ao David por me mostrar que a vida pode ser leve mesmo nos dias pesados.

Aos meus avós por todos os exemplos e valores que me passaram.

Aos meus bisavós que me viram iniciar este percurso e que estão certamente a ver-me, onde quer que eles estejam, a finalizá-lo.

Ao tio Miguel e à tia Julieta, pela dedicação e pelo amor.

Ao Martim, ao Guilherme e ao Jaime, por toda a felicidade que a sua chegada trouxe.

Àqueles que partiram cedo demais.

Aos meus tios, primos e a todos os meus amigos.

RESUMO

O objetivo principal deste trabalho é estudar o comportamento elasto-plástico cíclico da liga de alumínio AlSi10Mg em componentes produzidos por Fusão Seletiva a Laser para três condições diferentes. Uma primeira em que a liga não é sujeita a qualquer tratamento térmico, uma segunda em que a liga é sujeita a um tratamento térmico de alívio de tensões residuais, e uma terceira em que lhe é aplicado um tratamento T6.

Para estudar este comportamento foram ensaiados à fadiga provetes com uma razão de deformações, $R=-1$. Sendo, desta forma, possível estudar a sua microestrutura, a sua dureza, o comportamento monotónico e o comportamento à fadiga, nomeadamente, a relação tensão-deformação cíclica, a relação energia-vida e a relação deformação-vida. Este estudo permite retirar todos os parâmetros cíclicos e ajustar uma curva, que permitirá realizar previsões da vida à fadiga de componentes.

Os resultados mostram que a liga de alumínio AlSi10Mg em componentes produzidos por Fusão Seletiva a Laser quando tratada termicamente pelos tratamentos escolhidos, apresentou um decréscimo na resistência à fadiga comparativamente à mesma sem tratamento térmico. No entanto, os tratamentos térmicos permitiram obter uma maior ductilidade da liga. De referir que, para o tratamento de alívio de tensões residuais se obteve uma ductilidade maior do que quando a liga é tratada por T6. Isto resulta das alterações microestruturais derivadas de os picos exotérmicos serem ultrapassados com os tratamentos em questão.

Palavras-chave: Fadiga oligocíclica, Comportamento elasto-plástico, Fusão Seletiva a laser, liga de alumínio AlSi10Mg, Resistência à fadiga, ductilidade.

ABSTRACT

The main objective of this work is to study the elastic-plastic behaviour in the low cycle fatigue regime of the AlSi10Mg aluminium alloy, in components produced by the Laser Powder Bed Fusion method for three different conditions. One condition where the aluminium alloy was not subjected to a heat treatment, a second one with the alloy subjected to a heat treatment of residual stress relief, and another one which was applied a T6 treatment.

In order to study this behaviour were performed fatigue tests with strain ratio equal to $R=-1$. It was possible to study their microstructure, hardness, monotonic behaviour and fatigue behaviour, more properly the cyclic strain-stress, the stress-life and strain energy-life relationships. This study allowed to obtain all of the cyclic parameters and a fitted curve will allow predict the life time of the mechanical components produced by this additive method in this aluminium alloy.

The results showed that the aluminium alloy AlSi10Mg in components produced by a Laser Powder Bed Fusion, when subjected to a heat treatment, had a decrease in its fatigue strength comparing with the same alloy without heat treatment. However, the heat treatments allowed to achieve higher ductility in the aluminium alloy. Also, the tests showed that with the residual stress relief treatment can be achieve higher ductility than with T6 treatment. This results from the microstructural changes derived from the exothermic peaks being overcome through the heat treatments were used.

Keywords Low Cycle Fatigue, Cyclic elasto-plastic behaviour, Laser Powder Bed Fusion, AlSi10Mg aluminium alloy, Fatigue strength, ductility.

ÍNDICE

ÍNDICE DE FIGURAS	ix
ÍNDICE DE TABELAS	xi
SIMBOLOGIA E SIGLAS.....	xiii
Simbologia.....	xiii
Siglas	xiv
1. INTRODUÇÃO.....	1
1.1. Objetivos da investigação	2
1.2. Estrutura da dissertação	2
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	5
2.1. Processos de Manufatura Aditiva	5
2.2. Nomenclatura e tratamento das ligas	6
2.3. Liga de alumínio AlSi10Mg	8
2.3.1. Microestrutura da liga de alumínio AlSi10Mg em componentes produzidos por FSL 9	
2.4. Fenómenos de Fadiga	14
2.4.1. Efeitos do carregamento	16
2.5. Fadiga oligocíclica.....	18
2.5.1. Relação tensão-deformação cíclica	18
2.5.2. Relação deformação-vida	23
2.5.3. Relação energia-vida	24
3. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL	27
4. ANÁLISE DE DISCUSSÃO DE RESULTADOS	31
4.1. Análise de microestrutura	31
4.2. Análise de dureza.....	34
4.3. Análise do comportamento monotónico	36
4.4. Comportamento à fadiga.....	37
4.4.1. Relação tensão-deformação cíclica	37
4.4.2. Relação deformação-vida	40
4.4.3. Relação tensão-vida.....	42
4.4.4. Relação energia-vida	43
5. CONCLUSÕES	49
6. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	51
7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	53

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 2.1. Representação esquemática do processo FSL. 1) Sistema de alimentação de pó; 2) Pistão de avanço; 3) Rolo; 4) Feixe de Laser; 5) Espelho; 6) Componente a fabricar [5].....	5
Figura 2.2. Séries das ligas de alumínio para fundição, elemento de liga principal e se tratável ou não termicamente	7
Figura 2.3. Mapas de orientação EBSD de ligas produzidas por FSL: a) Liga AlSi10Mg, apresentando as secções vertical e horizontal b) Liga Al-Cu modificada com Tib2 mostrando uma secção vertical. As diferentes morfologias de distribuição de grãos (colunar Vs. Axial), derivados de diferentes condições de solidificação, são aqui mostrados. [2].....	10
Figura 2.4. Influência do gradiente de temperatura G e da taxa de solidificação R na morfologia e tamanho na microestrutura [2].....	11
Figura 2.5. Micrografia SEM de amostras AlSi10Mg, tirada ao longo do plano xy a) e representado a área fina, a área grosseira e a zona afetada pelo calor na poça de fusão; b) Micrografias TEM mostrando a estrutura celular Al-Si; c) e os nanoprecipitados de Si dentro das células de Al numa liga AlSi10Mg [2].....	12
Figura 2.6. Diagrama esquemático para da formação de três zonas observadas nas ligas de alumínio AlSi10Mg produzidas por FSL. T_L , T_s e T . [20].....	13
Figura 2.7. Termograma típico de uma liga de alumínio AlSi10Mg produzida por FSL sem que tenha sido sujeita a qualquer tratamento térmico. [2].....	14
Figura 2.8. Tipos de carregamento: a) Carregamento constante; b) Carregamento aleatório; c) Carregamento alternado (adaptado de [24]).....	16
Figura 2.9. Representação esquemática da resposta tensão- deformação típicas para diferentes variáveis de entrada cíclica a) endurecimento cíclico por deformação; b) amaciamento cíclico por deformação; c) fenómeno de relaxação da tensão média; d) fenómeno de <i>ratcheting</i> [17].....	19
Figura 2.10. Representação gráfica de um circuito de histerese. [17].....	20
Figura 2.11. Esquema ilustrativo da posição relativa das curvas de tensão- deformação cíclica e tensão- deformação monótona sobreposta sobre os circuitos de histerese saturados para vários valores de amplitude de formação [17]	21
Figura 2.12. Representação esquemática da energia de deformação para um estudo uniaxial de tensão [17].	25
Figura 3.1. Geometria dos provetes utilizados, dimensões em milímetros.	27
Figura 3.2. Ensaio de fadiga e tração na máquina INSTRON modelo 1341.	29
Figura 4.1. Micrografia SEM da liga de alumínio AlSi10Mg produzida por FSL sem tratamento térmico a) poça de fusão b) 1- Zona de grão fino; 2- Zona limítrofe micro-celular; 3- Zona de grão grosseiro; 4- estrutura colunar dendrítica.....	32

Figura 4.2. Composição percentual de Al e Si na liga de alumínio AlSi10Mg de componentes produzidos por FSL não tratada termicamente a) <i>Spectrum 20</i> b) <i>Spectrum 21</i>	32
Figura 4.3. Micrografia SEM da liga de alumínio AlSi10Mg produzida por FSL tratada termicamente por alívio de tensões a); Composição percentual de Al e Si na liga de alumínio AlSi10Mg de componentes produzidos por FSL tratada por tratamento de alívio de tensões b) <i>Spectrum 17</i> c) <i>Spectrum 18</i> d) <i>Spectrum 19</i> ..	33
Figura 4.4. Micrografia SEM da liga de alumínio AlSi10Mg em componentes produzidos por FSL tratada por T6 a); b) Al; c) Si.....	34
Figura 4.5. Dureza da liga de AlSi10Mg em componentes produzidos por FSL 1) sem tratamento 2) com tratamento de alívio de tensões 3) com tratamento T6	35
Figura 4.6. Comportamento monotónico da liga de alumínio AlSi10Mg para condições ST, AT e T6 em componentes produzidos por FSL.	36
Figura 4.7. Curvas cíclicas e monotónicas da liga de alumínio AlSi10Mg em componentes produzidos por FSL em condições ST , AT e T6.....	38
Figura 4.8. Razão de tensões em função do número de ciclos para a) ST; b) AT e c) T6 ..	40
Figura 4.9. Amplitude de deformação plástica, Lei de Coffin- Manson, amplitude de deformação elástica, Lei de Basquin, Amplitude de deformação total e curva de Morrow para as série ST, AT e T6,.....	41
Figura 4.10. Amplitude de tensão <i>versus</i> Número de ciclos até à rotura.....	43
Figura 4.11. Efeito do tratamento térmico na densidade de energia de deformação acumulada para uma amplitude de deformação em 1,25% a) energia <i>versus</i> número de reversões b) energia <i>versus</i> vida adimensional	44
Figura 4.12. Efeito da amplitude de deformação na densidade de energia de deformação plástica e total para a liga sujeita a tratamento de alívio de tensões residuais a) energia <i>versus</i> número de reversões b) energia <i>versus</i> vida adimensional	46
Figura 4.13. Densidade de energia de deformação plástica e total em função do número de reversões até à rotura- para as três séries ST, AT e T6.....	47
Figura 4.14. Densidade de energia acumulada em função do número de ciclos até à rotura para as três séries ST, AT e T6	48

ÍNDICE DE TABELAS

Tabela 2.1. Especificação de tratamentos.....	8
Tabela 2.2. Possíveis métodos para a obtenção de uma curva tensão- deformação cíclica (Adaptado de [4])	22
Tabela 3.1. Composição química da liga de alumínio AlSi10Mg, em fração mássica.	27
Tabela 4.1. Tensão de rotura e percentagem de deformação da liga de alumínio AlSi10Mg para condições ST, AT e T6, em componentes produzidos por FSL.....	37
Tabela 4.2. Coeficientes k' e n' para condições ST, AT e T6.....	38
Tabela 4.3. Coeficientes σ'_f , b , ϵ'_f e c para condições ST, AT e T6.....	42

SIMBOLOGIA E SIGLAS

Simbologia

ε'_f - Coeficiente de ductilidade cíclica

ε_m - Deformação média

ε_α - Amplitude de deformações

σ'_f - Coeficiente de resistência cíclica

σ_R - Tensão de rotura

σ_α - Amplitude de tensão

σ_c - Tensão de cedência

σ_m - Tensão média

$\sigma_{máx}$ - Tensão normal máxima

$\sigma_{mín}$ - Tensão normal mínima

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

ΔW_0 - Energia elástica no limite da fadiga

ΔW_e - Densidade de energia de deformação elástica

ΔW_p - Densidade de energia de deformação plástica

ΔW_t - Densidade de energia de deformação total

ΔW - Energia de deformação dissipada por ciclo

$\Delta\sigma$ - Gama de tensão

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

$\Delta\varepsilon$ - Gama de deformações

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

$\Delta\varepsilon_e$ - Gama de deformação elástica

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

$\Delta\varepsilon_p$ - Gama de deformação plástica

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

n' - Expoente de encruamento cíclico

n^* - Coeficiente de encruamento cíclico da curva mestre

k' - Coeficiente de encruamento cíclico

b - Expoente de resistência cíclica

c - Expoente de ductilidade cíclica

E- Módulo de Young

N_f - Número de ciclos de rotura

R- Razão de tensões

W - Deformação acumulada

$2N_f$ - Número de reversões até à rotura

$2N_T$ - Número de reversões de transição

Siglas

ASTM- American Society for Testing and Materials

EDX - Energy Dispersive X-Ray Analysis

FSL - Fusão Seletiva por Laser

HIP - Hot Isostatic Pressing

IST- Incremental Step Test

LPBF- Laser Powder Bed Fusion

MST- Multiple Step Test

SEM- Scanning Electron Microscopy

SLM - Selective Laser Melting

SST - Single Step Test

SWT- Smith, Watson & Topper

1. INTRODUÇÃO

O alumínio tem vindo a ser cada vez mais utilizado nas mais diversas aplicações, em virtude da sua abundância e propriedades. Uma boa relação resistência/peso, excelente condutividade térmica, boa soldabilidade, alta resistência à corrosão, ser economicamente mais atrativo relativamente aos aços e ligas de titânio, são algumas das propriedades que lhe conferem uma aplicabilidade em diversas áreas [1].

As ligas de alumínio por sua vez, resultando da combinação do alumínio com elementos de liga, produzem propriedades muito atrativas relativamente ao alumínio puro. Também os tratamentos térmicos ou mecânicos permitem otimizar propriedades úteis para determinado produto final.

A produção de peças complexas a partir de ligas de alumínio por técnicas de manufatura aditiva têm tido uma grande popularidade, nomeadamente no que concerne ao processo de Fusão Seletiva por Laser (FSL), em inglês, *Selective Laser Melting* (SLM) que posteriormente foi normalizado como “*Laser Powder Bed Fusion*” (LPBF). A utilização deste material combinado com o processo retira enormes vantagens. No entanto, este tipo de peças são sujeitas a ciclos de carga muito complexos, variáveis no tempo, com tensões médias não nulas, o que provoca acumulação de dano nas descontinuidades geométricas, podendo a peça falhar precocemente por fadiga [2-3].

Tendo em conta que as ligas de alumínio são fortemente utilizadas nas diversas aplicações mecânicas, é essencial estudar a sua durabilidade em serviço. Há diversas metodologias capazes de prever a vida de uma peça sujeita a ciclos complexos, nomeadamente metodologias que relacionam a tensão-vida do componente, a deformação-vida e também energia-vida. Desta forma e compreendendo o comportamento elasto-plástico cíclico das ligas de alumínio é possível atingir modelos de previsão da vida à fadiga [4].

No que concerne ao processo de FSL sabemos *a priori* que componentes produzidos por este processo revelam um comportamento mecânico distinto relativamente aos processos convencionais, resultado de defeitos internos criados pelo próprio processo. Esta alteração ao comportamento mecânico dos componentes produzidos por FSL torna indispensável um estudo de processos de melhoria do mesmo.

Nos processos de melhoria destacam-se os tratamentos térmicos e termomecânicos, por serem os mais utilizados. Os tratamentos térmicos atuam sobre a alteração da microestrutura do material e do campo das tensões residuais. Os tratamentos termomecânicos, não só permitem as mesmas alterações produzidas pelos tratamentos térmicos, como também podem induzir mudanças geométricas ou estruturais [5].

As ligas de AlSi10Mg em componentes produzidos por FSL, e tratadas termicamente e termomecanicamente, são muito utilizadas em aplicações de aeronáutica e aeroespacial, nesta medida, torna-se indispensável garantir a segurança e durabilidade dos componentes criados para estes fins.

1.1. Objetivos da investigação

O principal objetivo desta dissertação é contribuir para uma melhor compreensão relativamente ao comportamento à fadiga da liga de alumínio AlSi10Mg em componentes produzidos por FSL. Para tal, enumeram-se os objetivos definidos para esta dissertação de modo a alcançar objetivo principal:

- ✓ Estimar os parâmetros do comportamento cíclico da liga AlSi10Mg em componentes produzidos por FSL;
- ✓ Estudar o efeito dos tratamentos térmicos no comportamento cíclico da liga de AlSi10Mg em componentes produzidos por FSL.

1.2. Estrutura da dissertação

A presente dissertação encontra-se dividida em seis capítulos que seguidamente se apresentam e descrevem:

- ✓ No primeiro capítulo é introduzido o tema da dissertação, apresentados os objetivos e a estrutura da mesma.
- ✓ No segundo capítulo realizou-se uma revisão bibliográfica sobre processos de manufatura aditiva, ligas de alumínio da série 3000, sobre a liga de alumínio AlSi10Mg e sua microestrutura. Também se fez uma revisão de literatura relativamente ao fenómeno de fadiga, bem como algumas leis, teorias e filosofias relativas ao projeto à fadiga. No mesmo

capítulo, é abordado o tema da fadiga oligocíclica de uma forma mais detalhada.

- ✓ No terceiro capítulo são apresentados os procedimentos experimentais e a metodologias utilizadas este estudo.
- ✓ No quarto capítulo são apresentados os resultados experimentais e a respetiva discussão.
- ✓ No quinto capítulo são apresentadas as principais conclusões e sugestões de tópicos que merecem investigação futura.

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1. Processos de Manufatura Aditiva

A Manufatura Aditiva representa um conjunto de processos de fabrico que permite criar objetos através da deposição de camadas consecutivas de matéria-prima por fusão ou compactação, a partir de um modelo digital. Também conhecida como impressão 3D, este processo de deposição sucessiva de camadas por fusão utilizando uma fonte de energia e permitindo a fusão de pós por adição, foi criada por Charles Hull em 1983 [6], onde usava como fonte de energia uma luz intensa. O desenvolvimento do processo permitiu a utilização de fontes de energia com potência suficiente, feixes de laser e feixes de elétrons, capazes de realizar a fusão de pós metálicos e polímeros. O processo de Fusão Seletiva a Laser (FSL) e Fusão por Feixe de Elétrons, em inglês *Electron Beam Melting* (EBM), são dois exemplos de manufatura por adição com recurso a fusão [5].

Na Figura 2.1, encontra-se esquematizado o processo de FSL. O processo inicia-se com a adição, por parte do sistema de alimentação, da primeira camada de pó. O laser funde de seguida o pó correspondente à geometria do componente desejado, com o apoio do *software* CAD, formando assim a primeira camada do objeto. O pó restante é reutilizado nas operações seguintes. Este processo é repetido sucessivamente por camadas adicionadas até que a geometria do componente esteja completa [7].

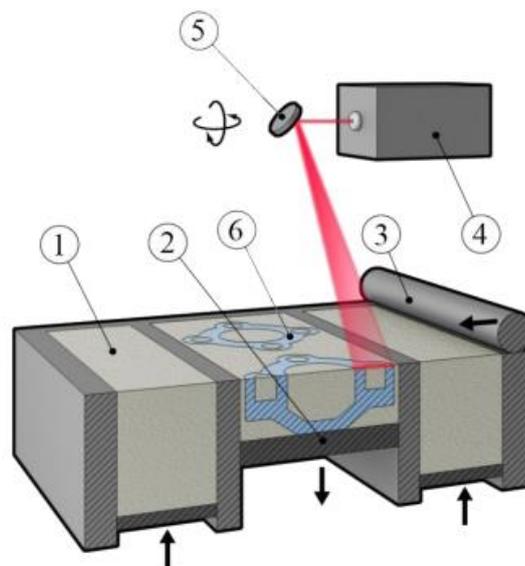


Figura 2.1. Representação esquemática do processo FSL. 1) Sistema de alimentação de pó; 2) Pistão de avanço; 3) Rolo; 4) Feixe de Laser; 5) Espelho; 6) Componente a fabricar [5]

Este processo tem vindo a ter uma utilização crescente por permitir a obtenção de componentes de elevada complexidade e um menor tempo de produção comparativamente a outros métodos de manufatura convencionais. Também o reaproveitamento dos pós não fundidos que possibilitam a redução dos níveis de desperdício de matéria-prima, tornam este processo vantajoso. No entanto, apresenta limitações, nomeadamente no que diz respeito às dimensões da peça, o acabamento superficial torna-se rugoso, podendo apresentar defeitos internos (porosidades e faltas de fusão), o que faz com que as propriedades mecânicas saiam lesadas. Outra limitação deste processo é o custo, tendo que ser ponderada a sua utilização, revendo as vantagens do mesmo para o produto em causa.

Os parâmetros que influenciam as propriedades mecânicas do componente a fabricar são a granulometria do pó, a potência, a velocidade e a dimensão do feixe de laser, a direção e a espessura de cada camada depositada [8].

Os aços, as superligas de níquel, as ligas de magnésio, as ligas com base de cobalto, as ligas de titânio e as ligas de alumínio são exemplos de materiais metálicos usados no processo de FSL [9].

2.2. Nomenclatura e tratamento das ligas

As ligas de alumínio convencionais dividem-se em dois tipos: ligas de alumínio para enformação plástica ou de trabalho mecânico (*Wrought Aluminium Alloys*) e ligas de alumínio para fundição (*Cast Aluminium Alloys*).

De acordo com a *Aluminium Association Inc*, as ligas de alumínio de fundição são designadas por três dígitos Figura 2.2. O primeiro dígito indica qual o elemento de liga principal presente, como é possível verificar na Figura 2.2. O segundo dígito pode ser numerado de 0 a 9, a atribuição deste número depende da modificação da liga, assim se o número atribuído for 0 significa que a liga não foi modificada relativamente à original, se for 1, 2 e 3 indica uma variante específica da liga normal (como teor mínimo e máximo de um determinado elemento). O último dígito permite diferenciar as várias ligas do grupo.

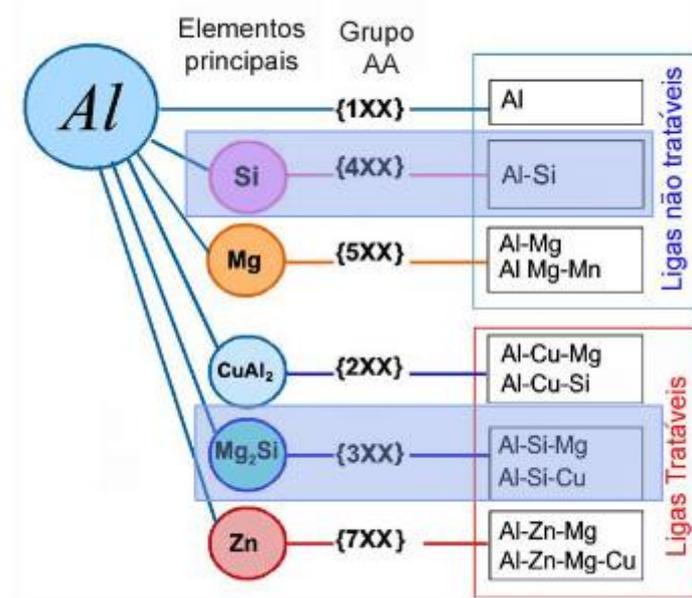


Figura 2.2. Séries das ligas de alumínio para fundição, elemento de liga principal e se tratável ou não termicamente

As ligas de alumínio podem ainda ser distinguidas por serem tratáveis termicamente ou não. À designação da liga é adicionado um sufixo dependendo do tratamento que lhe é aplicado, a Tabela 2.1 descreve diferentes tipos de tratamentos e qual o sufixo a si associado. Nesta distinguem-se vários tratamentos, dos quais tratamentos térmicos e por deformação plástica.

O sufixo associado às ligas tratáveis termicamente é a letra T. Se a designação do tratamento tiver mais do que um dígito os dígitos seguintes estão associados à diminuição da espessura por deformação plástica, ao tipo de alívio de tensões ou com o tratamento térmico realizado pelo operador. Já as ligas não endurecíveis por tratamento térmico são sucedidas do sufixo H, este é seguido de normalmente mais um ou dois dígitos, o primeiro está relacionado com o tratamento que sofre e o segundo com a espessura.

Seguindo este critério é possível agrupar as séries anteriores em endurecíveis termicamente, grupo em que constam as séries 2xx, 3xx e 7xx, e não endurecíveis termicamente como é o caso das séries 1xx, 4xx e 5xx, [18] [19].

Tabela 2.1. Especificação de tratamentos

Tipo de Tratamento	Nomenclatura	Especificação do 1º dígito
Deformação Plástica	H1x	Deformação a frio
	H2x	Deformação a frio e recozimento parcial
	H3x	Deformação a frio e estabilização
Tratamentos Térmicos	T1	Solubilização parcial e envelhecimento natural
	T2	Recozimento
	T3	Solubilização total e deformação a frio
	T4	Solubilização total e envelhecimento natural
	T5	Envelhecimento artificial
	T6	Solubilização total e envelhecimento artificial
	T7	Solubilização e estabilização
	T8	Solubilização, deformação a frio e envelhecimento artificial
	T9	Solubilização, envelhecimento artificial e deformação a frio

Neste trabalho estudou-se uma liga tratável termicamente da série 3xx e por isso o foco será maior para este estado metalúrgico. Existem 9 subestados, como já referido na Tabela 2.1, cada subestado representa um tratamento térmico diferente.

2.3. Liga de alumínio AlSi10Mg

A liga AlSi10Mg, uma liga hipereutética leve, com uma densidade de aproximadamente $2,66 \text{ g/cm}^3$, um ponto de fusão baixo ($570\text{-}590^\circ\text{C}$), é uma liga com diversas aplicações. A fabricação de peças para máquinas, permutadores de calor, jantes, bombas de combustível, componentes automáticos e componentes para a indústria aeroespacial são algumas das aplicabilidades desta liga.

Sendo obtida por fundição ou por fundição sobre pressão, por vezes originam defeitos e porosidades que limitam os tratamentos térmicos. Em algumas aplicações com uma geometria complexa, é mais evidente a limitação do processo de fundição, dado que é necessário reproduzir o processo repetidamente o que o torna não só moroso como economicamente inviável.

Estas limitações têm vindo a desvanecer-se ao longo dos anos e sobretudo quando as ligas são fabricadas pelo método Fusão Seletiva de Laser (FSL) que permite obter tensões limite de elasticidade superiores às ligas de AlSi10Mg produzidas por fundição.

Esta liga de alumínio apresenta um comportamento mecânico e microestrutural semelhante as ligas de alumínio para trabalho mecânico da série 6xxx, devido aos elementos de liga serem semelhantes (Silício em maior quantidade e Magnésio em menor quantidade), pelo que tratamentos térmicos comumente aplicados são semelhantes em ambas, tal como o caso do tratamento térmico T6.

2.3.1. Microestrutura da liga de alumínio AlSi10Mg em componentes produzidos por FSL

A microestrutura das ligas de alumínio em componentes produzidos por FSL, devido à natureza do processo, revelou em estudos anteriores, ser não isotrópica. Geralmente, esta natureza, é espelhada na forma e no tamanho do grão. Como visível na Figura 2.3, estas ligas são caracterizadas por grãos alongados (aproximadamente 50 μm de comprimento e 5-10 μm de largura) [10], e apresentam algum grau de epitaxia, principalmente na linha central da poça de fusão. Além disso, grãos equiaxiais menores estão presentes ao longo dos limites da poça de fusão e estão associadas a taxas locais de arrefecimento mais rápidas [11].

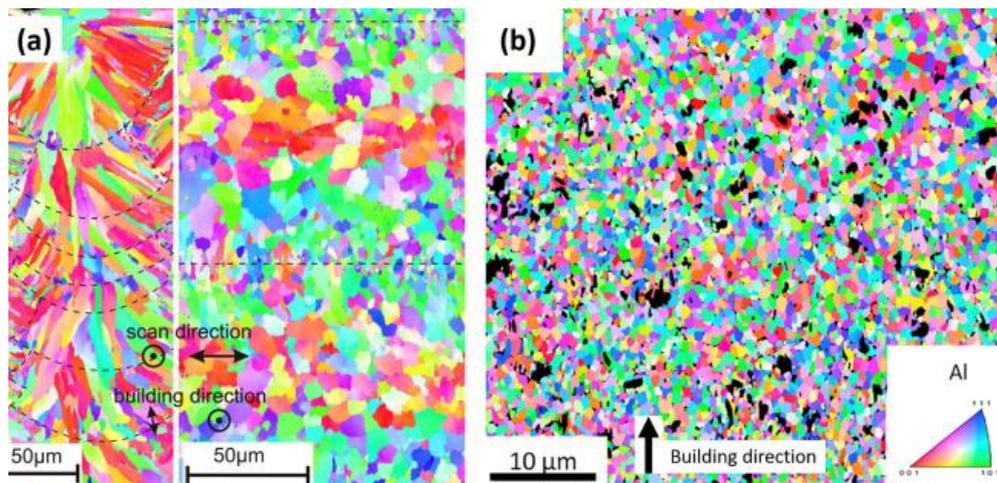


Figura 2.3. Mapas de orientação EBSD de ligas produzidas por FSL: a) Liga AlSi10Mg, apresentando as secções vertical e horizontal b) Liga Al-Cu modificada com Tib2 mostrando uma secção vertical. As diferentes morfologias de distribuição de grãos (colunar Vs. Axial), derivados de diferentes condições de solidificação, são aqui mostrados. [2]

A morfologia e a escala de tamanho que caracterizam a microestrutura de ligas de alumínio em componentes produzidos por FSL após solidificação, dependem do gradiente de temperatura, G , e taxa de solidificação, R . A taxa de arrefecimento é dada pelo produto de G por R e determina o tamanho da estrutura de solidificação, enquanto que a razão G/R indica a morfologia da frente de solidificação [2]. A taxa de arrefecimento experimentada pela poça de fusão durante o processo de FSL foi estimada ser da ordem 10^6 K/s [2], o que pode ser atribuído às dimensões reduzidas da poça e da massa subjacente que atua como um grande dissipador de calor [12]. O valor do parâmetro G/R é de aproximadamente 20 Ks/mm² para a liga AlSi10Mg. Estes valores de taxa de arrefecimento e gradiente de temperatura são tais que o processo de solidificação fica no limite entre os domínios dendrítico colunar e dendrítico equiaxial, como mostrado no esquema da Figura 2.4 [13]. Uma alta taxa de arrefecimento induz a formação de uma estrutura muito fina. Além disso, as condições de solidificação podem variar ligeiramente do limite inferior ao topo da poça de fusão, isso ocorre porque a redução progressiva do gradiente de temperatura que pode induzir uma transição colunar para a morfologia equiaxial.

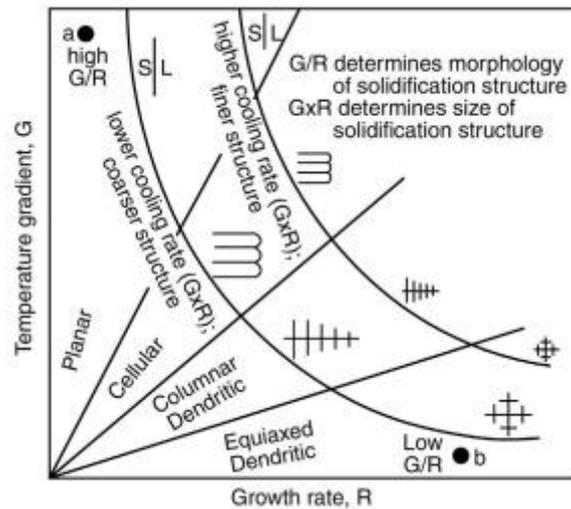


Figura 2.4. Influência do gradiente de temperatura G e da taxa de solidificação R na morfologia e tamanho na microestrutura [2]

Devido a essas condições de solidificação, ligas de alumínio em componentes produzidos por FSL possuem microestrutura muito fina, muitas vezes descritas como celulares. Como se pode observar na Figura 2.5, ligas de Al-Si são caracterizadas por células compostas por uma matriz alumínio- α e uma rede quase contínua de silício eutético fibroso. A morfologia e dimensão dessas células eutéticas dependem dos parâmetros do processo, conforme recentemente observado por Liu et al [14].

O interior das células de alumínio- α contém aglomerados de soluto Figura 2.5 c) que desempenham um papel fundamental no aumento da resistência e na capacidade de endurecimento por deformação da liga. A presença desta microestrutura única deve ser considerada ao projetar os tratamentos térmicos apropriados. Outra propriedade única desta liga de alumínio processada por FSL é a formação de soluções sólidas sobressaturadas, SSSSs, devido às altas taxas de arrefecimento experimentadas pela poça.

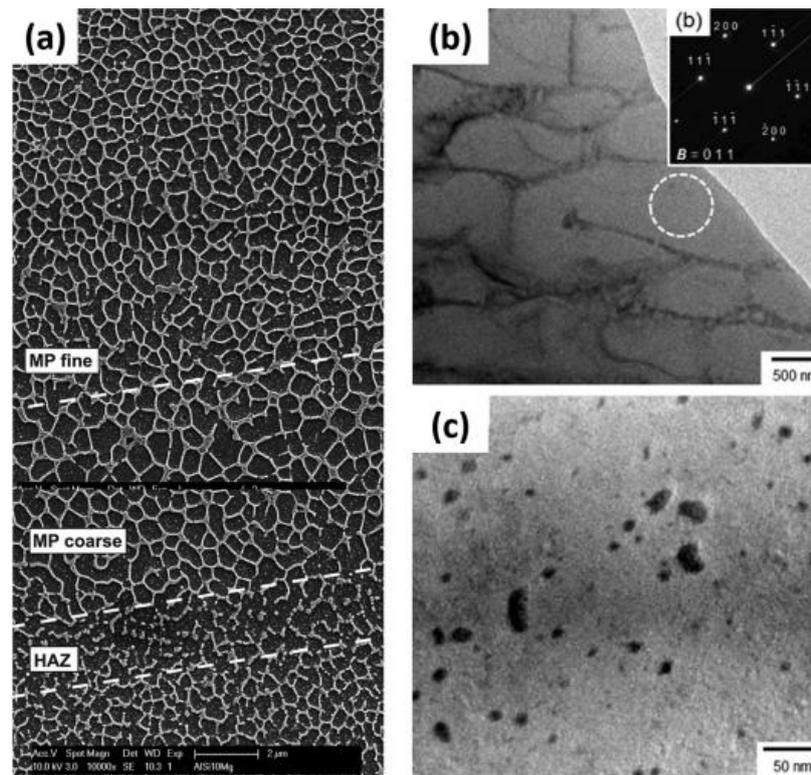


Figura 2.5. Micrografia SEM de amostras AlSi10Mg, tirada ao longo do plano xy a) e representado a área fina, a área grosseira e a zona afetada pelo calor na poça de fusão; b) Micrografias TEM mostrando a estrutura celular Al-Si; c) e os nanoprecipitados de Si dentro das células de Al numa liga AlSi10Mg [2]

As ligas de alumínio com base num sistema Al-Si contém geralmente magnésio, Mg, que potencia o endurecimento por precipitação. A sequência de precipitação destas ligas começa com uma solução sólida sobressaturada que após solubilizada e envelhecida artificialmente permite a precipitação da segunda fase beta, β'' , que leva à criação de aglomerados de átomos Mg/Si. Com o aumento da dureza ao longo do tempo e da temperatura de envelhecimento há um aumento do crescimento das partículas β'' , desde as dimensões características das zonas GP (*Guinier-Preston*) até partículas com menor grau de coerência [2].

A liga de alumínio AlSi10Mg em componentes produzidos por FSL têm uma microestrutura diferente das ligas produzidas por processos convencionais, como fundição. Tal microestrutura é representada na Figura 2.6.

Durante o processo FSL, enquanto uma camada de pó é derretida a temperatura diminui desde o ponto de contacto do laser até ao metal base. Quando a temperatura é maior do que a temperatura líquida o metal solidifica criando-se uma zona denominada zona fina. Já quando a temperatura é menor do que a temperatura líquida, mas superior à temperatura

sólida, o metal base é reaquecido e atinge um estado semissólido, criando-se uma zona de grão grosseiro. Há ainda uma zona denominada zona afetada termicamente, onde a temperatura é inferior à temperatura sólida. Esta zona não é totalmente derretida aquando da passagem do laser e, portanto, a fonte de energia acaba por efetuar um tratamento térmico. Consequentemente a microestrutura das células de Si mudam nesta zona. Devido a este tratamento térmico o Si é expulso do Al sobressaturado, estas partículas de Si condensam nas extremidades das partes solidificadas através da microsegregação para formar a fase cristalizada.

A não dissolução do silício na matriz faz com que não sejam criados precipitados finos e assim pode-se concluir que o efeito do aumento da temperatura provoca uma diminuição na resistência [20].

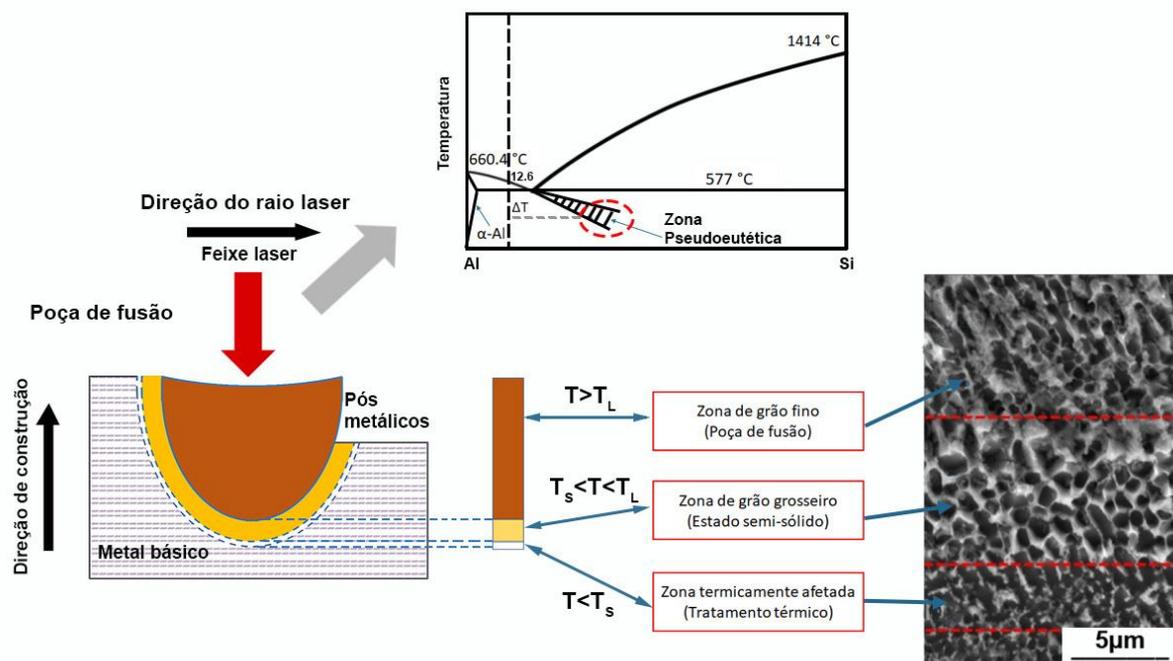


Figura 2.6. Diagrama esquemático para da formação de três zonas observadas nas ligas de alumínio AlSi10Mg produzidas por FSL. T_L , T_s e T . [20]

Compreender as transformações de fase que ocorrem durante o aquecimento da liga Al-Si-Mg constituiu um importante avanço para entender a metalurgia das ligas e a sua resposta aos tratamentos térmicos. O termograma da Figura 2.7 é caracterizado por dois picos de exotérmicos, o pico A, situado aproximadamente a 260°C, e o pico B a 320°C. Fiocchi et al. [21] atribuíram ao pico A a precipitação da fase Mg₂Si na sua forma β'' coerente e o pico B para a sobreposição de dois efeitos (a precipitação de β' e a rotura e

esferoidização da rede de Si). Marola et al. [15] atribuíram o pico A à precipitação do Si da matriz de alumínio sobressaturada e o pico B para a formação simultânea de Mg₂Si contendo Fe precipitado. Yang et al. [22] atribuíram o pico A à precipitação de β'' e o pico B a β' , sugerindo que este segundo processo causa o colapso das paredes celulares de Si. Por outro lado, Marola et al [15], com base nas respectivas entalpias atribuíram ao pico A a precipitação de Si da matriz de alumínio sobressaturada e ao pico B a formação simultânea de Mg₂Si e Fe contendo precipitados. Fiocchi [2], acredita que o pico A deve ser atribuído à precipitação de Si da matriz saturada, e o pico B à sobreposição de dois efeitos, a saber, a formação de Mg₂Si e a difusão de Si ao longo da rede eutética.

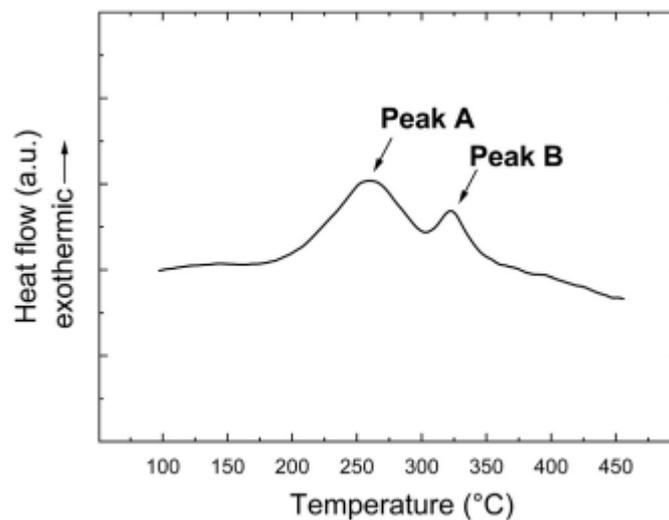


Figura 2.7. Termograma típico de uma liga de alumínio AlSi10Mg produzida por FSL sem que tenha sido sujeita a qualquer tratamento térmico. [2]

2.4. Fenómenos de Fadiga

A fadiga é um fenômeno localizado, progressivo, permanente e catastrófico que ocorre em componentes mecânicos sujeitos a tensões dinâmicas. Uma vez sujeito a solicitações dinâmicas dá-se a degradação progressiva do material levando à rotura inclusive para tensões inferiores à tensão de rotura e à tensão de cedência monotônicas [4].

O fenômeno de fadiga é responsável por cerca de 80 a 90% das falhas em componentes mecânicos em serviço. Esta conclusão apenas é possível porque ao longo do século XIX o engenheiro alemão August Wöhler iniciou os estudos relativos à fadiga, consequência das sucessivas roturas em eixos de locomotivas na indústria ferroviária alemã [23].

O processo de fadiga subdivide-se em quatro fases distintas. Uma primeira fase, a fase de nucleação da fenda, enquanto período de iniciação da fenda. Já as duas fases seguintes, propagação de fenda e rotura, trata-se do período de propagação da fenda e é quando é possível observar macroscopicamente a propagação da mesma. A rotura, muitas vezes súbita, ocorre quando a secção residual se encontra inapta para suportar as tensões aplicadas nesta.

Uma peça tem um limite de número de ciclos até que se dê a rotura, N_r . O número de ciclos de rotura define-se como a soma do número de ciclos de nucleação mais crescimento microscópico, N_i , com o número de ciclos de propagação, N_p , representado na Equação (2.1).

$$N_r = N_i + N_p \quad (2.1)$$

A fenda inicia-se num determinado ponto da peça, normalmente á superfície e numa zona de elevada concentração de tensões, o que se pode dever a vários fatores como o deficiente acabamento superficial, a uma variação brusca na geometria ou devido a defeitos no material. Um bom acabamento superficial e inexistência de concentração de tensões permite que a iniciação da fenda se dê muito mais tarde contrariamente, por exemplo, a uma peça em que tenha um fraco acabamento superficial ou uma elevada concentração de tensões, onde a iniciação da fenda se dá muito mais cedo. A rotura por fadiga ocorre geralmente sem deformação plástica visível, no entanto esta deformação existe, na medida em que ela é responsável pelo processo da rotura a nível microscópico.

A nucleação, devido ao facto de o material ter maior facilidade em se deformar plasticamente à superfície a partir de defeitos existentes ou deformação pré-existente, dá-se nesta região. Com a aplicação repetida e continuada de cargas geram-se linhas de escorregamento à superfície do material. Nestas linhas de escorregamento há uma intensa densidade de deslocamentos, fazendo com que haja uma irreversibilidade e persistência destas em consequência do empilhamento preferencial que ocorre, formando-se bandas de deslizamento nos planos a 45° que levam à rotura nestes.

A nucleação precede a propagação da fenda, que pode acontecer de três modos distintos: estriação dúctil ou frágil, coalescência de microcavidades ou microclivagem. A estriação é o modo mais comum de propagação da fenda, esta dá-se na direção perpendicular à tensão principal máxima. A estriação e a coalescência de microcavidade, são modos de

propagação de fenda associados a matérias dúcteis. A microclivagem é mais comum em materiais frágeis [39].

2.4.1. Efeitos do carregamento

As solicitações dinâmicas, isto é, solicitações variáveis com o tempo, são a razão pela qual ocorre a fadiga. Os diversos tipos de ciclos de tensão de fadiga podem ser agrupados em dois blocos: ciclo de amplitude de tensão constante e ciclo de amplitude de tensão variável.

Os ciclos de amplitude de tensão constante repetem-se no tempo, contrariamente aos ciclos de amplitude de tensão variável, e têm lugar normalmente em mecanismos que funcionam a velocidade constante, exemplo disso são os rolamentos, as engrenagens, polias, etc. A maioria dos problemas de fadiga relaciona-se com a presença de ciclos de amplitude de tensão variável, dificultando a análise da história da carga. No sentido de facilitar a análise considera-se normalmente uma sucessão de blocos de ciclos com amplitudes de tensão constante, como representado na Figura 2.8.

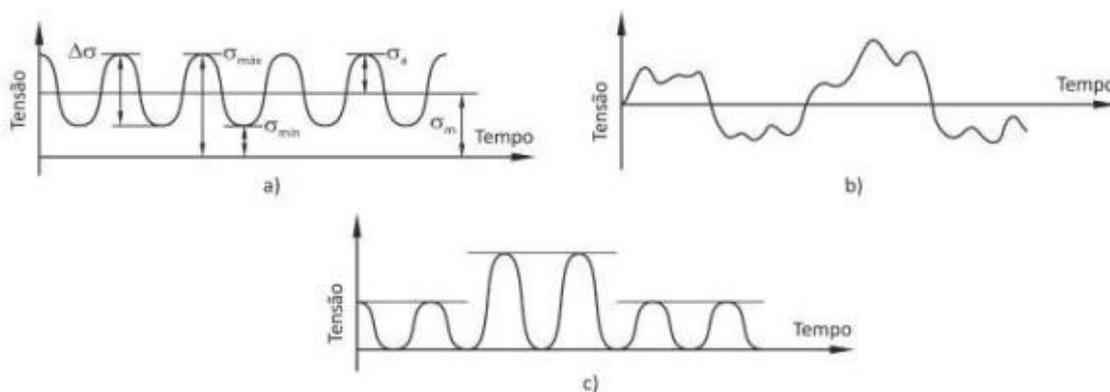


Figura 2.8. Tipos de carregamento: a) Carregamento constante; b) Carregamento aleatório; c) Carregamento alternado (adaptado de [24])

Os ciclos de amplitude constante são uma boa aproximação aos casos reais, que são normalmente de amplitude variável, mas apenas quando não se desviam muito da história da carga.

Num ciclo de carga podemos definir amplitude de tensão σ_a como a diferença entre o valor máximo, $\sigma_{m\acute{a}x}$, ou valor mínimo, $\sigma_{m\acute{i}n}$, e a tensão média, σ_m .

A tensão média define-se como a semi-soma da tensão máxima com a tensão mínima, que se encontra representada na Equação (2.2)

$$\sigma_m = \frac{(\sigma_{m\acute{a}x} + \sigma_{m\acute{i}n})}{2} \quad (2.2)$$

A amplitude de tensão ou tensão alternada é dada pela Equação (2.3).

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

A gama de tensão, por sua vez, é o dobro da amplitude, representada na Equação (2.4):

$$\Delta\sigma = (\sigma_{m\acute{a}x} - \sigma_{m\acute{i}n}) = 2\sigma_a \quad (2.4)$$

O parâmetro R, razão de tensões, permite distinguir diferentes condições de carregamento. É calculado através da razão entre a tensão mínima e tensão máxima durante um ciclo completo, como mostra a Equação (2.5). Quando a razão de tensões assume o valor $R = -1$, estamos perante um ciclo de tensões alternado. Já quando este assume o valor $R = 0$, falamos de um ciclo de tensões pulsante.

$$R = \frac{\sigma_{m\acute{i}n}}{\sigma_{m\acute{a}x}} \quad (2.5)$$

Quando a variável de controlo é a deformação as expressões análogas para a razão de deformação, R_ε , para a gama de deformações, $\Delta\varepsilon$, para a amplitude de deformação, ε_a , e para a deformação média, ε_m , são correspondentemente apresentadas pela Equação (2.6), Equação (2.7), Equação (2.8), Equação (2.9).

$$R_\varepsilon = \frac{\varepsilon_{m\acute{i}n}}{\varepsilon_{m\acute{a}x}} \quad (2.6)$$

Sendo $\varepsilon_{m\acute{i}n}$ a deformação mínima e $\varepsilon_{m\acute{a}x}$ a deformação máxima.

$$\Delta\varepsilon = \varepsilon_{m\acute{a}x} - \varepsilon_{m\acute{i}n} \quad (2.7)$$

$$\varepsilon_a = \frac{\Delta\varepsilon}{2} = \frac{\varepsilon_{m\acute{a}x} - \varepsilon_{m\acute{i}n}}{2} \quad (2.8)$$

$$\varepsilon_m = \frac{\varepsilon_{m\acute{a}x} + \varepsilon_{m\acute{i}n}}{2} \quad (2.9)$$

2.5. Fadiga oligocíclica

A fadiga oligocíclica ocorre para níveis de tensão ou deformação acima do domínio elástico e para um número reduzido de ciclos, normalmente inferior a 10^4 - 10^5 ciclos.

Este fenómeno acontece frequentemente em reservatórios sob pressão, turbinas a vapor e componentes sujeitos a dilatações térmicas. Desta forma, este modo de fadiga é estudado frequentemente a fim de prever o comportamento do material e a vida ao entalhe quando sujeito a este tipo de carregamento.

2.5.1. Relação tensão-deformação cíclica

Os materiais acumulam dano a cada ciclo de solitação por isso os materiais metálicos quando submetidos a deformações plásticas reversíveis apresentam um comportamento não coincidente com o comportamento monótono.

Na prática, quando caracterizado o comportamento de determinado material a escolha da variável controlada durante o ensaio é determinante na resposta do mesmo. Na Figura 2.9 são apresentadas as respostas típicas tensão-deformação para diferentes variáveis controladas. A Figura 2.9 a) b) e c) reproduzem a metodologia mais utilizada, em que a variável controlada é a deformação. Esta metodologia apresenta dois tipos de comportamentos específico: i) a tensão máxima apresenta valores crescentes a cada ciclo, este fenómeno designa-se encruamento cíclico Figura 2.9 a) ; ii) o nível de tensão diminui a cada carregamento, fenómeno ao qual se dá o nome de amaciamento cíclico. Quando o carregamento cíclico é realizado em controlo de deformação com tensão média não nula pode ocorrer um fenómeno que se designa por relaxação da tensão média Figura 2.9 c), ou seja, haver uma diminuição da tensão média com o aumento de número de ciclos. Já se a variável de controlo for a tensão pode acontecer o fenómeno de *ratcheting* por deformação cíclica (figura 2.3 c)). Uma particularidade relevante sobre o fenómeno de relaxação da tensão média e do *ratcheting* por deformação cíclica é que estes são caracterizados por circuitos abertos de histerese.

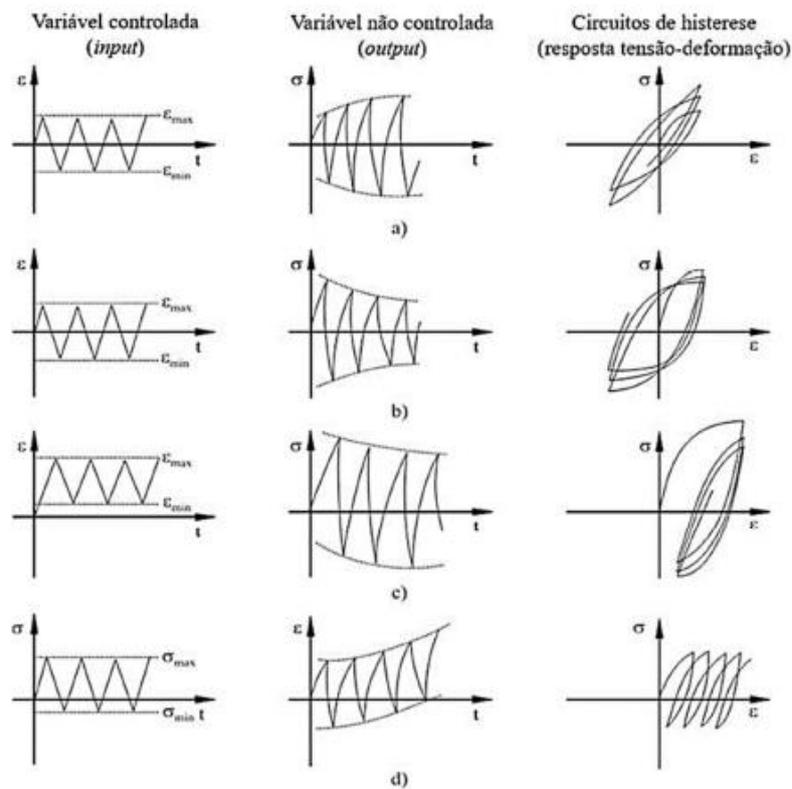


Figura 2.9. Representação esquemática da resposta tensão- deformação típicas para diferentes variáveis de entrada cíclica a) endurecimento cíclico por deformação; b) amaciamento cíclico por deformação; c) fenómeno de relaxação da tensão média; d) fenómeno de *ratcheting* [17]

É possível prever o comportamento do material através das suas propriedades monótonas. Quando a razão entre a tensão de rotura, σ_R e a tensão de cedência σ_c é maior do que 1,4, o material endurece ciclicamente. Quando esta razão é inferior a 1,2 então este amacia ciclicamente [25]. Para valores entre 1,2 e 1,4 os materiais apresentam um comportamento que pode variar entre o endurecimento e o amaciamento [26].

Os carregamentos cíclicos dos materiais induzem ao material um tipo de resposta que normalmente estabiliza após um determinado número de ciclos ou quando é variável fá-lo de forma pouco considerável. Desta forma, é de prever que a resposta tensão *versus* deformação não sofra alterações significativas a partir de um determinado número de ciclos.

A Figura 2.10 representa a resposta tensão- deformação típica quando a variável de controlo é a deformação. Duas variáveis principais caracterizam esta resposta: a amplitude de tensão saturada, $\Delta\sigma/2$, e a amplitude de deformação saturada $\Delta\varepsilon/2$. Uma terceira variável, a amplitude de deformação plástica $\Delta\varepsilon_p/2$, é possível deduzir através da Equação (2.10), sendo E o módulo de Young.

$$\frac{\Delta \varepsilon_p}{2} = \frac{\Delta \varepsilon}{2} - \frac{\Delta \sigma}{2E} \quad (2.10)$$

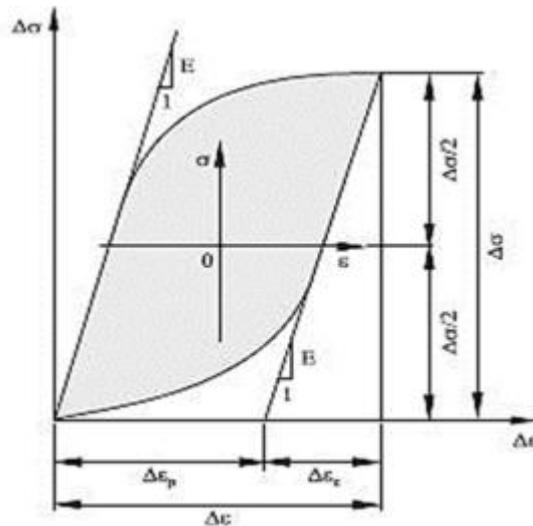


Figura 2.10. Representação gráfica de um circuito de histerese. [17]

Considerando todo o espectro de amplitude de deformação estudado uma curva tensão- deformação cíclica é criada. Para ensaios em controlo de deformação $R_\varepsilon = -1$ obteve-se esta curva ligando as extremidades do circuito de histerese para os diferentes valores de amplitude de deformação, como podemos observar na Figura 2.11. Analisando a posição relativa das curvas cíclica e monótona é possível prever o comportamento cíclico do material, assim, se a curva cíclica se encontrar abaixo da monótona, estamos perante o fenómeno de amaciamento, no caso contrário, o material encrua [25].

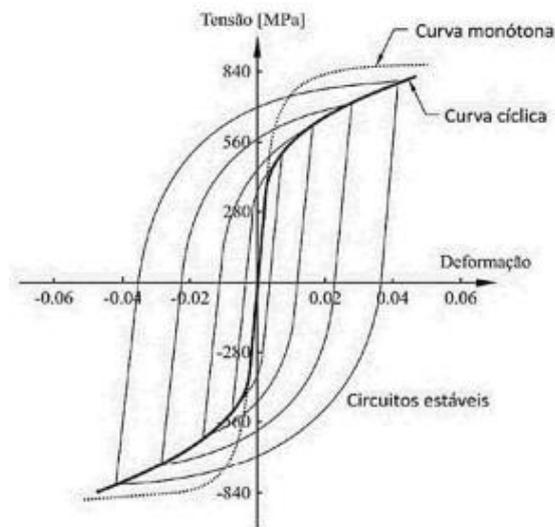


Figura 2.11. Esquema ilustrativo da posição relativa das curvas de tensão- deformação cíclica e tensão- deformação monótona sobreposta sobre os circuitos de histerese saturados para vários valores de amplitude de formação [17]

Existem vários modelos usados na obtenção da curva cíclica de um material, exemplo disso são: o *single step test* (SST), o *multiple step test* (MST) e o *incremental step test* (IST). Por ser o mais preciso, o *single step test*, é o método mais usado. Este método baseia-se numa série de testes em controlo de deformação até à rotura de várias amostras idênticas e altamente polidas. É frequente considerar o circuito de histerese correspondente à meia-vida como comportamento estável representativo devido ao facto da resposta tensão-deformação do material não sofrer, usualmente, grandes alterações com o número de ciclos. O método *multiple step teste* (MST) baseia-se num provete submetido a vários blocos com amplitude de deformação diferente com uma sequência de valores crescente ou decrescente. A sequência de valores crescente é mais utilizada, no entanto, a sequência de valores decrescente impede o efeito da tensão média sendo assim mais recomendável do que o anterior. O método *incremental step test* (IST) resume-me à aplicação de blocos com amplitude de deformação crescente e decrescente. Os métodos IST e MST são métodos de aproximação ao SST, de forma a torná-lo menos moroso. Na Tabela 2.2 estão resumidos os métodos já apresentados.

Tabela 2.2. Possíveis métodos para a obtenção de uma curva tensão- deformação cíclica (Adaptado de [4])

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

O comportamento estável de tensão-deformação de um material sujeito a um ensaio de fadiga de baixo ciclo, caracteriza-se matematicamente, pela lei da potência [27] dado pela Equação (2.11):

$$\frac{\Delta\sigma}{2} = k' \left(\frac{\Delta\varepsilon_p}{2} \right)^{n'} \quad (2.11)$$

Em que k' é o coeficiente de encruamento cíclico e n' o expoente de encruamento cíclico.

A resposta tensão- deformação cíclica pode ser expressa conjugado a Equação (2.10) e a Equação (2.11) obtendo a Equação (2.12), a qual relaciona a amplitude de deformação total e a amplitude de tensão, e conhecida como Relação de Ramber- Osgood [28].

$$\frac{\Delta\varepsilon}{2} = \frac{\Delta\varepsilon_e}{2} + \frac{\Delta\varepsilon_p}{2} \Leftrightarrow \frac{\Delta\varepsilon}{2} = \frac{\Delta\sigma}{2E} + \left(\frac{\Delta\sigma}{2k'} \right)^{1/n'} \quad (2.12)$$

Sendo que $\Delta\varepsilon/2$ representa a amplitude de deformação total. A Equação (2.12) descreve a relação entre a tensão estável e a amplitude de deformação, no entanto, esta não

fornece qualquer informação sobre a forma dos anéis de histerese. Essa informação, porém, é importante, na medida em que explica o comportamento cíclico dos materiais. Desta forma, Masing, em 1926, realizou os primeiros estudos de modo a quantificar essas formas. Assim um material que apresenta um comportamento do tipo Masing permite a descrição pela duplicação da curva tensão- deformação cíclica dos ramos superiores do ciclo de histerese [29].

2.5.2. Relação deformação-vida

As propriedades de um material ciclicamente estável facilitam a previsão da vida à fadiga de um determinado componente mecânico. Basquin [30] previu que a gama de deformação elástica do circuito de histerese pode ser relacionada com o número de reversões até à rotura, pela Equação (2.13).

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

Onde σ'_f , b e $2N_f$ são, respetivamente, o coeficiente de resistência cíclica, o expoente de resistência cíclica e o número de reversões até à rotura. Quanto à componente plástica de deformação, pode ser expressa através da Equação (2.14) [31] [32]:

$$\frac{\Delta\varepsilon_p}{2} = \varepsilon'_f(2N_f)^c \quad (2.14)$$

em que ε'_f representa o coeficiente de ductilidade cíclica e c representa o expoente de ductilidade cíclica. Já a deformação total resulta da soma da componente elástica com a componente elástica de deformação, isto é, resulta da soma algébrica da Equação (2.13) e da Equação (2.14) [27]:

$$\frac{\Delta\varepsilon}{2} = \frac{\Delta\varepsilon_e}{2} + \frac{\Delta\varepsilon_p}{2} \Leftrightarrow \frac{\Delta\varepsilon}{2} = \frac{\sigma'_f}{E}(2N_f)^b + \varepsilon'_f(2N_f)^c \quad (2.15)$$

O aumento do valor do expoente de resistência cíclica, b , e a diminuição do valor do coeficiente de resistência cíclica, σ'_f , faz diminuir a vida expectável à fadiga. Uma análise análoga pode ser realizada sobre a componente plástica, do aumento do coeficiente de ductilidade cíclica, ε'_f , e da diminuição do expoente de ductilidade cíclica, c , decorre o aumento da vida à fadiga.

2.5.3. Relação energia-vida

Os materiais quando submetidos a carregamento cíclico apresentam dois tipos de comportamentos, um de absorção de energia e outro de dissipação de energia. A energia absorvida decompõe-se em duas componentes, a primeira de natureza recuperável e a outra de natureza irre recuperável. A energia que é absorvida é responsável pela alteração da estrutura de deslocações do material [33].

Uma análise à resposta tensão-deformação permite obter o valor da densidade de energia de deformação plástica. Este valor ΔW_p , para um material com um comportamento tipo Masing, é obtido através da Equação (2.16) seguinte:

$$\Delta W_p = \frac{1 - n'}{1 + n'} \Delta \sigma \Delta \varepsilon_p \quad (2.16)$$

Sendo n' , $\Delta \sigma$, $\Delta \varepsilon_p$ o expoente de encruamento cíclico, a gama de tensão e a gama de deformação plástica, respetivamente.

Caso o material não apresente um comportamento tipo Masing este valor é calculado de forma diferente, através da Equação (2.17):

$$\Delta W_p = \frac{1 - n'}{1 + n'} \Delta \sigma \Delta \varepsilon_p + \frac{2n^*}{1 + n^*} \delta \sigma_0 \Delta \varepsilon_p \quad (2.17)$$

sendo n^* o coeficiente de encruamento cíclico da curva mestre e $\delta \sigma_0$ uma medida de expansão cíclica da gama elástica.

Bairstow preconizou a importância de quantificar a energia de histerese para a análise do fenómeno de fadiga [34]. Lefebvre & Ellyin verificaram que a quantidade de energia que um material tem potencial para absorver até que se inicie o fenómeno de propagação da fenda, tem um limite. Tendo em consideração que os ensaios são realizados em controlo de deformação, o comportamento do ciclo de histerese é praticamente uniforme ao longo dos mesmos. A energia de deformação plástica ΔW_p , encontra-se a cinzento, representada na Figura 2.12 [35].

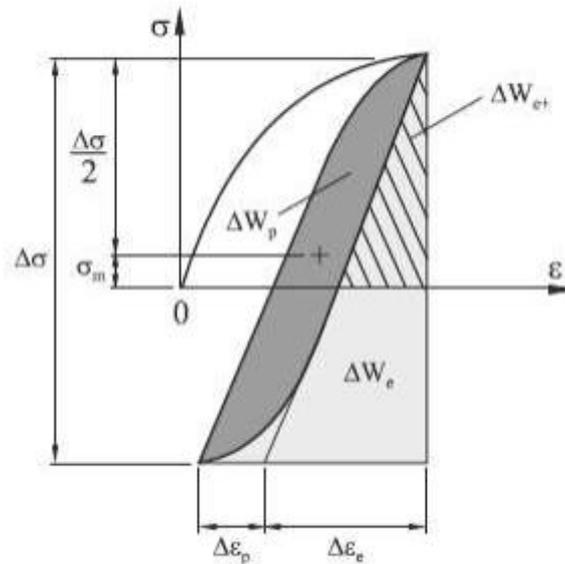


Figura 2.12. Representação esquemática da energia de deformação para um estudo uniaxial de tensão [17].

O número de ciclos até à rotura foi relacionada com a energia de deformação plástica através da seguinte Equação (2.18), [36]:

$$\Delta W_p = k_p (2N_f)^{\alpha_p} \quad (2.18)$$

em que k_p e α_p são constantes do material obtidos através de resultados experimentais, usando técnicas de ajustamento. Para vidas próximas do limite de fadiga do material a deformação plástica torna-se um parâmetro de difícil determinação de forma rigorosa, pela sua imprecisão. Assim, recorre-se à energia de deformação total ΔW_t , visto que esta tanto pode ser aplicada em regime de fadiga oligocíclica como no regime de fadiga supercíclica. A energia total de deformação define-se então como a soma da energia de deformação elástica ΔW_e com a energia de deformação plástica ΔW_p , Equação (2.19):

$$\Delta W_t = \Delta W_e + \Delta W_p \quad (2.19)$$

Seguindo esta abordagem, a densidade de energia de deformação total pode ser relacionada com a vida de fadiga, segundo a Equação (2.20), [36]:

$$\Delta W_t = k(2N_f)^\alpha + \Delta W_0 \quad (2.20)$$

onde k e α são dois coeficientes obtidos através dos dados experimentais e ΔW_0 corresponde ao valor da energia elástica no limite da fadiga.

No entanto, os critérios previamente abordados não prevêm o efeitos da tensão média, dado que estes só podem ser aplicados em ensaios de tensão alternada. Assim uma abordagem diferente que contabiliza o efeito da tensão média foi adotada por Golos & Ellyin [37] [38]. Esta abordagem baseia-se na soma da densidade de energia de deformação elástica positiva, ΔW_{e+} , com a densidade de energia de deformação plástica ΔW_p , Equação (2.21):

$$\Delta W_t = \Delta W_{e+} + \Delta W_p \quad (2.21)$$

Assim, é possível, através desta abordagem, definir um novo critério à fadiga representado pela Equação (2.22):

$$\Delta W_t = k_t (2N_f)^{\alpha_t} + \Delta W_{0_t} \quad (2.22)$$

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

A energia de deformação acumulada W , também designada por tenacidade à fadiga, é possível calcular a partir da energia de deformação dissipada por ciclo, Equação (2.23). Esta é determinada através da soma das densidades de energia de deformação absorvidas durante os ciclos de carga aplicados na peça:

$$W = \int_1^{N_f} \Delta W dN \quad (2.23)$$

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

3. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

De modo a realizar os ensaios de fadiga foram produzidos provetes do tipo “osso de cão” através da tecnologia FSL na fábrica portuguesa Aluport. O sistema de manufatura aditiva usado foi da marca “Renishaw” modelo “AM 400” onde os parâmetros utilizados no processo de manufatura dos provetes foram: uma velocidade de avanço de 1,8 m/s, um feixe de laser com diâmetro de 30 μm , uma potência de laser de 350 W e 30 μm em cada camada depositada. Os provetes foram produzidos a partir de pó metálico da liga AlSi10Mg cuja composição segundo a norma DIN EN 1706 (EN AC-43000) encontra-se apresentada na Tabela 3.1., sendo o intervalo de granulometria do mesmo 25-70 μm . Na Figura 3.1 é possível consultar a geometria dos provetes utilizados neste trabalho, sendo que, foram fabricados “ao alto” com a direção de deposição que mostra a mesma figura.

Tabela 3.1. Composição química da liga de alumínio AlSi10Mg, em fração mássica.

Al	Si	Mg	Mn	Cu	Ni	Fe	Zn	Pb	Sn	Ti
Bal.	9-11	0,25-0,45	0,45	0,05	0,05	0,55	0,10	0,05	0,05	0,15

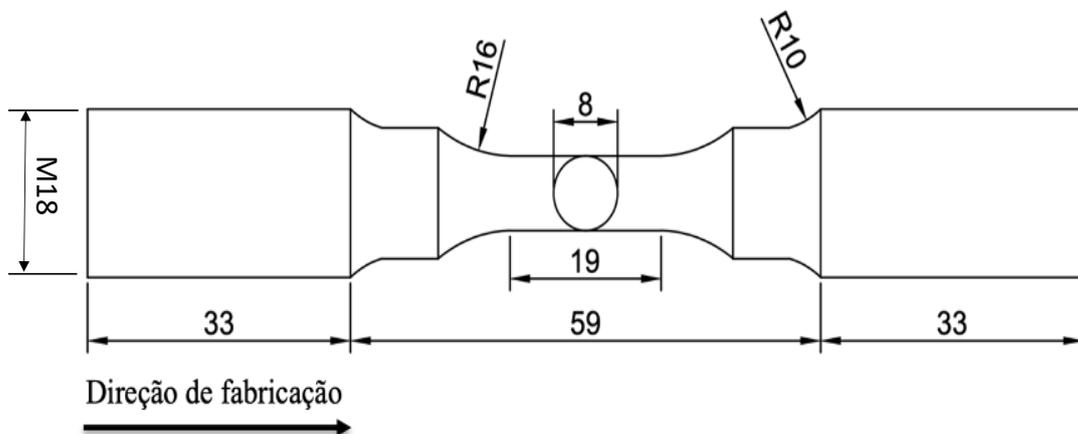


Figura 3.1. Geometria dos provetes utilizados, dimensões em milímetros.

Neste estudo foram analisadas três séries: ST: sem nenhum tratamento, AT: série sujeita a um tratamento térmico de alívio de tensões residuais e T6: série sujeita a um tratamento térmico T6. O tratamento térmico de alívio de tensões residuais consistiu no aquecimento gradual das peças (5°C/min) até uma temperatura de 300°C mantendo esta temperatura por 2h e subsequentemente os provetes foram arrefecidos lentamente ao ar livre até à temperatura ambiente. No que diz respeito ao tratamento T6, este foi realizado através

de um tratamento térmico de solubilização a uma temperatura de 550°C por 2h seguido de um arrefecimento rápido em água a 23°C. Por fim, os provetes foram submetidos a um tratamento térmico de envelhecimento artificial durante 6h a uma temperatura de 175°C e depois arrefecidos lentamente até à temperatura ambiente.

A microestrutura e a composição química de cada série foram analisadas por “*Scanning Electron Microscopy (SEM)*” com *Energy Dispersive X-Ray Analysis (EDX)* utilizando um equipamento HITACHI SU3800. Antes de poder submeter as amostras à microscopia eletrónica, as mesmas foram sujeitas a um processo de polimento mecânico, com acabamentos espelhados de modo diminuir ao máximo a rugosidade superficial, segundo a norma ASTM E3 e atacadas quimicamente com o reagente “*Poulton’s*” modificado. Aproveitando as mesmas amostras foram realizados testes de dureza de *Vickers* com recurso a um microdurómetro *Stuers Duramin 1*, utilizando uma carga de 0,1 kg de forma aleatória na secção transversal das amostras.

Os ensaios de tração e de fadiga foram levados a cabo numa máquina INSTRON modelo 1341. Os ensaios de tração que permitiram traçar as respetivas curvas monotónicas (σ - ϵ) foram realizados a uma velocidade de ensaio de 2 mm/min à temperatura ambiente, utilizando três provetes de cada série e um extensómetro INSTRON 2620-601, com comprimento entre lâminas de 12,5 mm e 5mm de deslocamento máximo, para registar o alongamento.

Foram efetuados dois tipos de ensaios de fadiga à temperatura ambiente. Para amplitudes de deformação elevadas (ensaios em regime elasto-plástico), estes ensaios foram realizados em controlo de deformação, com $R_\epsilon = -1$, com o carregamento em forma de onda sinusoidal e uma taxa constante de deformação $d\epsilon/dt=8 \times 10^{-3}$ Hz. O controlo de deformação foi realizado com recurso ao mesmo extensómetro descrito anteriormente, acoplado diretamente na zona de prova dos provetes através das duas lâminas pertencentes ao extensómetro e dois elásticos comuns, como é possível observar na Figura 3.2.



Figura 3.2. Ensaio de fadiga e tração na máquina INSTRON modelo 1341.

Os ensaios de fadiga em regime puramente elástico (deformação plástica nula) foram realizados em controlo de carga empregando a lei de Hooke, impondo uma deformação elástica, ou seja, não ultrapassou o limite elástico da curva monotónica, e assim determinar a tensão máxima a ser aplicada e através da área da secção transversal calcular a carga máxima a ser aplicada através de uma onda sinusoidal com uma frequência de 10-20 Hz. Tal como os ensaios com deformação plástica, estes ensaios também foram realizados para $R_\varepsilon = -1$.

Após a execução dos ensaios de fadiga e da análise dos circuitos de histerese deles retirados, aplicando o critério de meia-vida, foi possível determinar o comportamento cíclico para cada uma das séries estudadas.

4. ANÁLISE DE DISCUSSÃO DE RESULTADOS

4.1. Análise de microestrutura

A análise da microestrutura da liga de alumínio AlSi10Mg em componentes produzidos por FSL permite uma melhor compreensão das propriedades mecânicas e dureza da mesma.

Na Figura 4.1 a) pode-se observar a micrografia SEM da liga de alumínio AlSi10Mg em componentes produzidos por FSL sem tratamento térmico. Nesta é visível, linha a tracejado branco, a parte limítrofe da poça de fusão referida anteriormente. No interior da linha a tracejado branco vê-se a zona interna da poça de fusão.

Na Figura 4.1 b) é observada uma ampliação da micrografia da liga AlSi10Mg em componentes produzidos por FSL. Na zona representada por 1, como expectável, pode-se observar a zona de grão fino, referido anteriormente no Capítulo 2.3.1, que se deve à temperatura ser superior à temperatura líquida, que se reflete num afinamento do grão. A zona 2, zona limítrofe micro- celular. Já na zona 3, pode observar-se uma estrutura celular de grão grosseiro, que se explica pelo facto da temperatura se localizar entre a temperatura sólida e a temperatura líquida fazendo com que o metal base atinja um estado semissólido, o que se repercute numa zona de grão grosseiro. Na zona 4 é visível uma estrutura colunar dendrítica que, como estudado anteriormente [20], revela que o arrefecimento da poça de fusão acontece desde o seu interior até ao seu exterior.

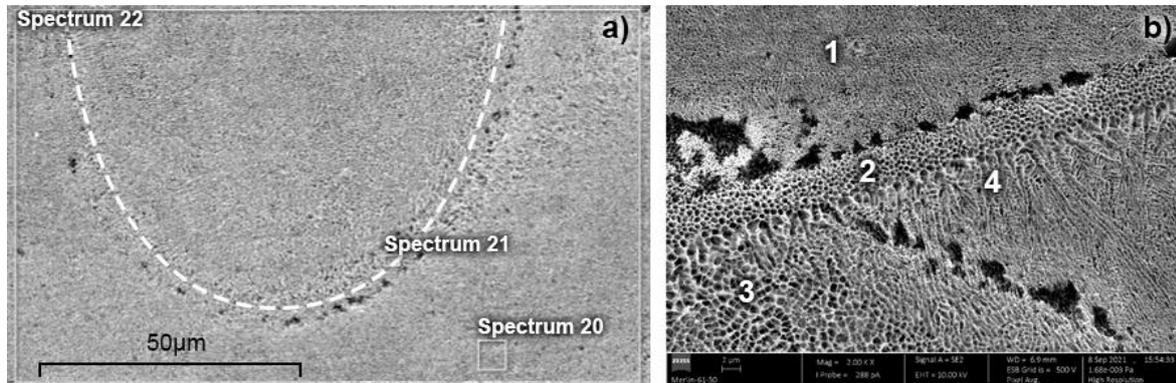


Figura 4.1. Micrografia SEM da liga de alumínio AlSi10Mg produzida por FSL sem tratamento térmico a) poça de fusão b) 1- Zona de grão fino; 2- Zona limítrofe micro-celular; 3- Zona de grão grosso; 4- estrutura colunar dendrítica.

A Figura 4.2 apresenta a composição de Si e Al presentes na liga de AlSi10Mg em componentes produzidos por FSL sem tratamento térmico em duas zonas diferentes da liga. É possível inferir que tanto na zona do *Spectrum 20* como na zona do *Spectrum 21* a composição de Si e Al é muito semelhante, o que indica que estamos perante uma liga com a matriz sobressaturada de Al com Si e com composição homogénea.

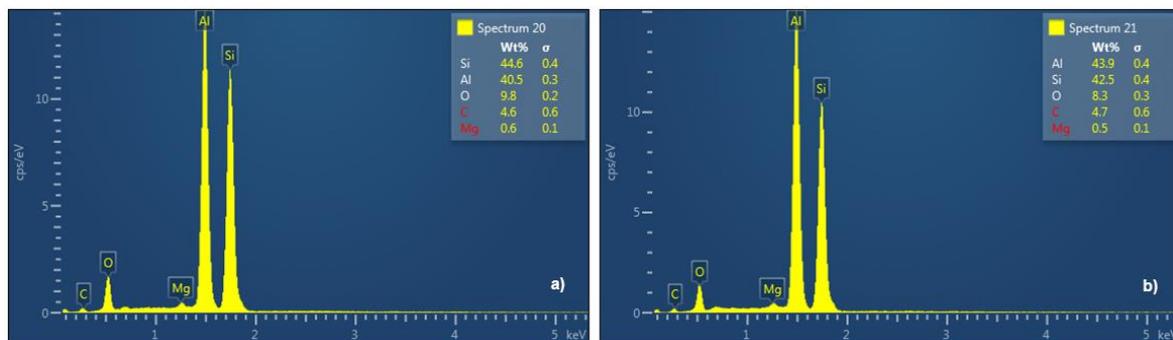


Figura 4.2. Composição percentual de Al e Si na liga de alumínio AlSi10Mg de componentes produzidos por FSL não tratada termicamente a) *Spectrum 20* b) *Spectrum 21*

A Figura 4.3 a) representa a micrografia da liga de alumínio AlSi10Mg em componentes produzidos por FSL após tratamento de alívio de tensões. Este tratamento térmico de alívio de tensões foi feito a 300 °C durante 2h, seguido de um arrefecimento gradual da temperatura. Durante este tratamento, como estudado por Fiocchi [2], o Si presente na matriz de Al sobressaturada é dissolvida para fora da matriz, como se pode observar na Figura 4.3 a).

Na zona do *Spectrum 17*, Figura 4.3 b) analisando as composições de Al e Si, pode inferir-se que esta zona é representativa de uma zona onde ainda existe Si presente na matriz de alumínio, esta presença de Si na matriz conduz a uma não perda total de dureza e

resistência mecânica. A zona do *Spectrum 18*, Figura 4.3 c), representa uma zona onde existe uma elevada percentagem de Al e baixa percentagem de Si, esta composição juntamente com o pressuposto de que o Si é dissolvido para o exterior da matriz de Al permite inferir tratar-se de uma zona onde existe uma matriz de Al quase pura. Na Figura 4.3 d), que apresenta a composição química de Al e Si presente na zona *Spectrum 19*, observa-se uma maior composição de Si do que de Al, que se explica com a dissolução do Si para o exterior da matriz de Al.

Como referido no Capítulo 2.3.1 relativo à microestrutura, ultrapassado o pico A (referido na Figura 2.7), correspondente a aproximadamente 260°C, a dissolução do Si para fora da matriz de Al conduz a um aumento da ductilidade da liga mas a um decréscimo na resistência mecânica e dureza. A não homogeneidade na composição de Al e Si nas diferentes zonas da liga leva a concluir estar-se perante uma situação de transição.

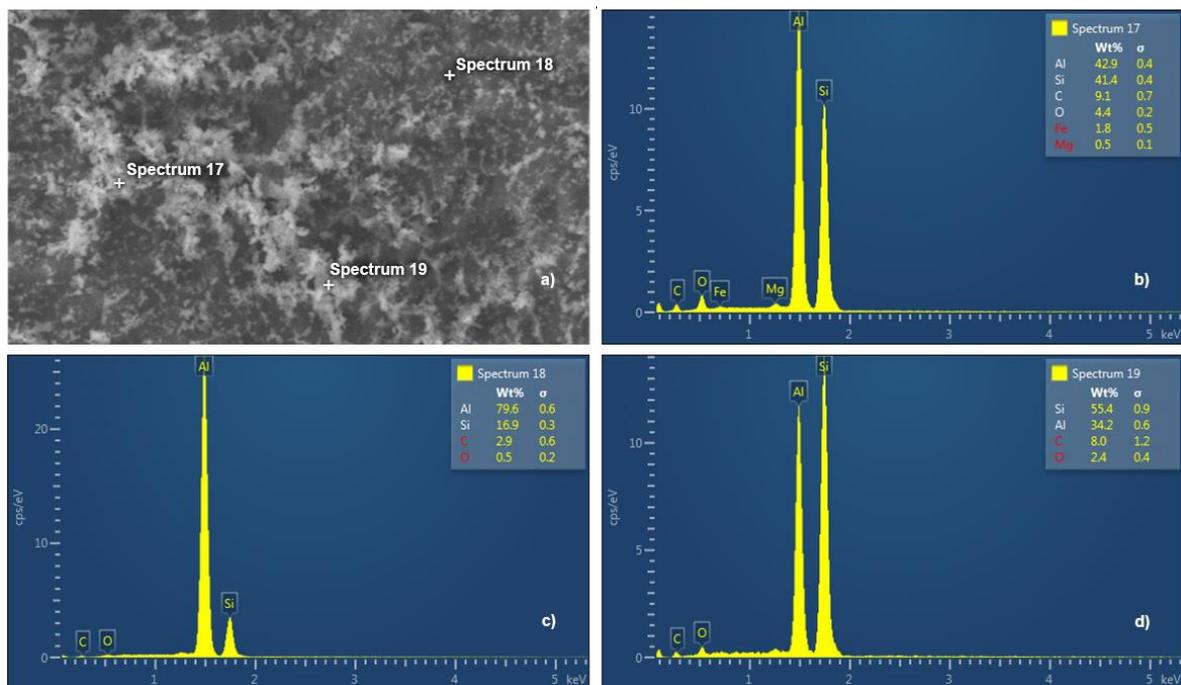


Figura 4.3. Micrografia SEM da liga de alumínio AlSi10Mg produzida por FSL tratada termicamente por alívio de tensões a); Composição percentual de Al e Si na liga de alumínio AlSi10Mg de componentes produzidos por FSL tratada por tratamento de alívio de tensões b) *Spectrum 17* c) *Spectrum 18* d) *Spectrum 19*

Na Figura 4.4 é apresentada a micrografia de uma liga de alumínio AlSi10Mg em componentes produzidos por FSL e tratada pelo tratamento T6. Nesta é possível observar que, praticamente, não existe ligação não metálica Al-Si. Isto é justificável, partindo do pressuposto apresentado anteriormente no capítulo 2.3.1, em que é descrito que uma vez ultrapassado o pico B de temperatura correspondente a, aproximadamente, 340°C (referido

na Figura 2.7), todo o Si é dissolvido para o exterior da matriz de alumínio sendo assim possível encontrar uma microestrutura de Si e uma matriz Al com características de uma matriz pura de Al. Na medida em que o Si, elemento que conferia à liga maior dureza e resistência mecânica quando ligado ao Al, é dissolvido para o exterior da matriz fica-se perante uma liga com uma ductilidade muito elevada, mas com uma resistência mecânica não expressiva.

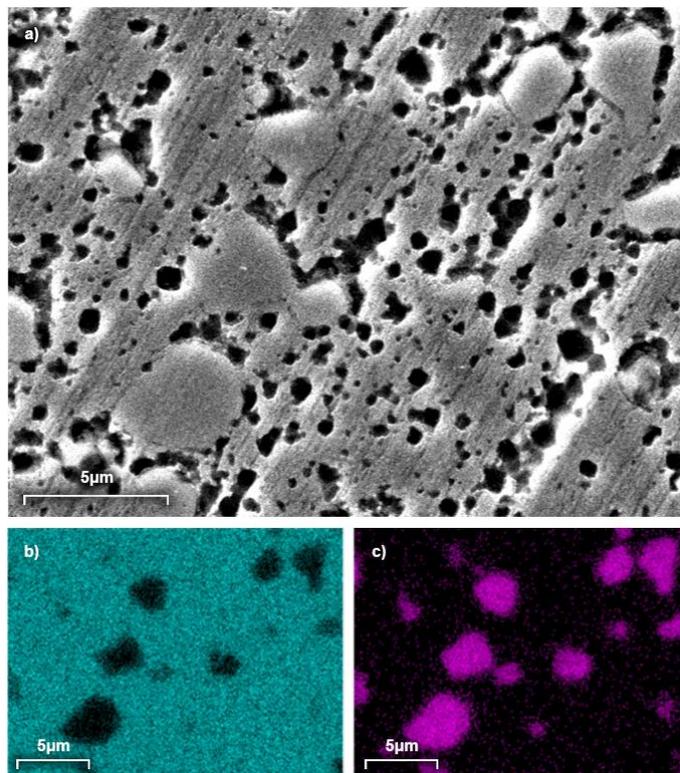


Figura 4.4. Micrografia SEM da liga de alumínio AlSi10Mg em componentes produzidos por FSL tratada por T6 a); b) Al; c) Si

4.2. Análise de dureza

Neste ponto são analisadas as durezas da liga de AlSi10Mg em componentes produzidos por FSL em que a mesma é não tratada termicamente, tratada por tratamento de alívio de tensões residuais e tratada por T6.

Na Figura 4.5 são perceptíveis as diferenças na dureza para cada tratamento térmico aplicado e sobretudo se a liga for não tratada termicamente. Deste modo verifica-se, na Figura 4.5, que a dureza é maior quando não aplicado nenhum tratamento térmico, diminui para cerca de metade da anterior quando a liga é sujeita ao tratamento de alívio de

tensões e diminui ainda para menos de metade, relativamente à liga não tratada termicamente, quando sujeita ao tratamento T6.

A diferença das durezas nos três casos deve-se aos fatos já relatados anteriormente relativamente à microestrutura. Deste modo, quando a liga é não tratada termicamente esta apresenta uma microestrutura composta por uma matriz de Al sobressaturado com Si. Como o Si neste caso se encontra na matriz existe uma ligação não metálica Al-Si, esta ligação do Si ao Al confere uma dureza elevada relativamente aos outros dois casos. Quando a liga é tratada por alívio de tensões, e dado que o processo ocorre a uma temperatura (300°C) superior à temperatura de pico exotérmica (260°C), e como anteriormente referido, o Si começa a dissolver para o exterior da matriz de alumínio sobressaturada, deixando de haver Si ligado ao Al na matriz na mesma quantidade, o que faz diminuir a dureza neste caso. Quando a liga é tratada por T6, a uma temperatura de 550°C, largamente superior a 350°C (segunda temperatura de pico exotérmico), acontece uma maior dissolução de Si para fora da matriz de Al, deixando de haver praticamente ligações não metálicas: Si- Al. Como referido anteriormente, o Si confere dureza à liga quando ligada ao Al, por isto, há uma diminuição maior da dureza para as ligas tratadas por T6.

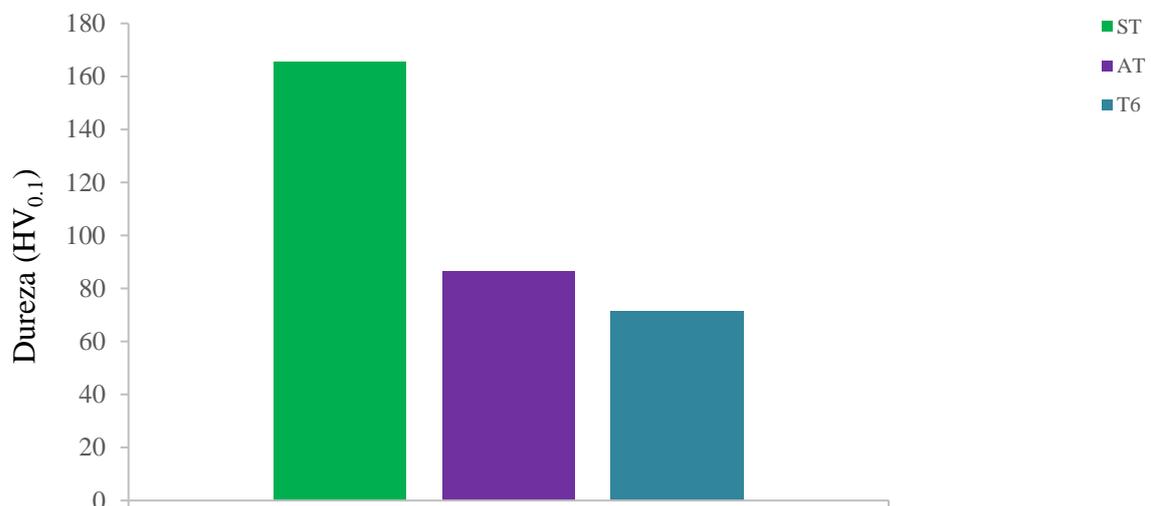


Figura 4.5. Dureza da liga de AlSi10Mg em componentes produzidos por FSL 1) sem tratamento 2) com tratamento de alívio de tensões 3) com tratamento T6

4.3. Análise do comportamento monotónico

As análises da microestrutura e dureza permitem inferir sobre a influência destas no comportamento monotónico dos provetes. Desta forma, após diferentes tratamentos térmicos aplicados aos conjuntos de provetes, são perceptíveis as diferenças entre cada um deles, como é possível observar na

Figura 4.6.

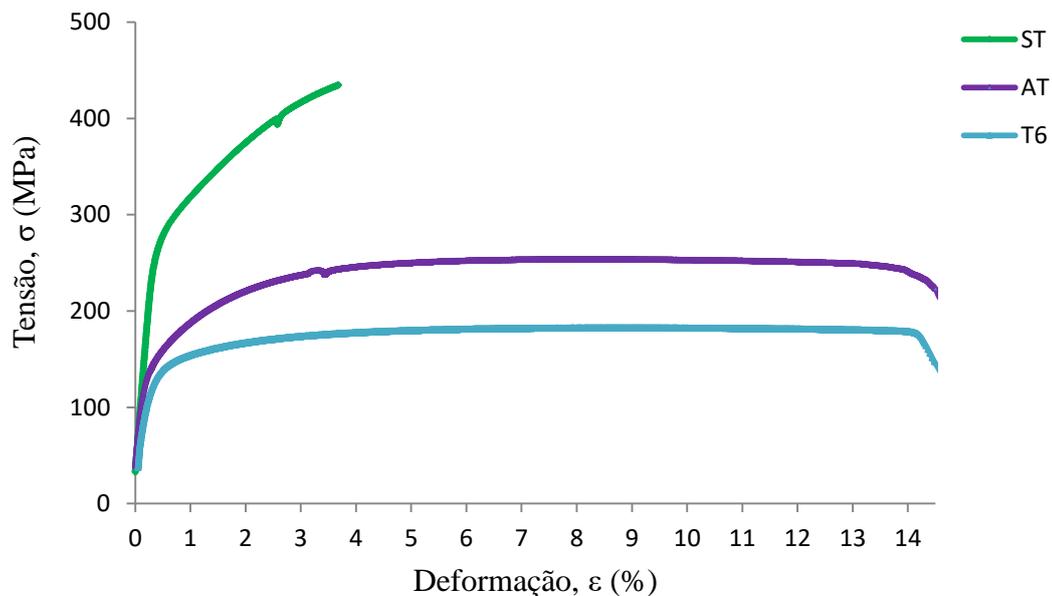


Figura 4.6. Comportamento monotónico da liga de alumínio AlSi10Mg para condições ST, AT e T6 em componentes produzidos por FSL.

Pela observação da

Figura 4.6, quando a liga de alumínio AlSi10Mg sem tratamento é sujeita a ensaios de tração entra em rotura rapidamente, comparativamente, às mesmas mas em condições de alívio de tensões e T6.

Na Tabela 4.1 é possível observar que para a liga de alumínio AlSi10Mg em condições de fabrico, isto é, sem qualquer tratamento térmico, a tensão de rotura quase duplica a tensão de rotura da mesma liga mas sujeita a tratamentos de alívio de tensões. Também comparativamente à liga de alumínio AlSi10Mg sujeita ao tratamento T6, a liga não sujeita a qualquer tratamento têm uma tensão de rotura cerca de duas vezes e meia superior.

Tabela 4.1. Tensão de rotura e percentagem de deformação da liga de alumínio AlSi10Mg para condições ST, AT e T6, em componentes produzidos por FSL.

Condições	Tensão de Rotura (MPa)	Deformação de rotura (%)
ST	435	3,5
AT	250	13,5
T6	180	14,5

Relativamente à percentagem de deformação até à rotura, é possível retirar conclusões da Tabela 4.1. A liga de alumínio AlSi10Mg sujeita a tratamento T6 é aquela que absorve mais deformação percentual até á sua rotura, 14,5%, seguindo-se a liga tratada através do tratamento T6, que absorve 13,5% de deformação percentual até à rotura. A liga não tratada apenas absorve 3,5% de deformação percentual até a rotura.

Em suma, é possível concluir, que à liga não tratada termicamente é necessário imprimir uma tensão mais alta do que à tratada termicamente até que ela atinja a rotura, no entanto, este material deforma-se muito pouco até que este evento aconteça. Quanto à liga tratada termicamente, é possível verificar que a tratada por alívio de tensões, entra em rotura para tensões relativamente maiores do que a tratada por T6, porém, em termos de percentagem de absorção de energia de deformação revela-se muito semelhante.

4.4. Comportamento à fadiga

4.4.1. Relação tensão-deformação cíclica

Na Figura 4.7 encontram-se representadas as curvas cíclicas e as curvas monotónicas da liga AlSi10Mg em componentes produzidos por FSL. Comparando as curvas cíclicas e monotónicas para cada tipo de condições observa-se que o comportamento é muito semelhante na curva monotónica e na curva cíclica, existindo um pequeno encruamento em cada uma das condições observadas, denotando-se um maior encruamento na curva cíclica correspondente ao tratamento T6, como referido no Capítulo 2.3.1, era expectável que o material se comportasse desta forma.

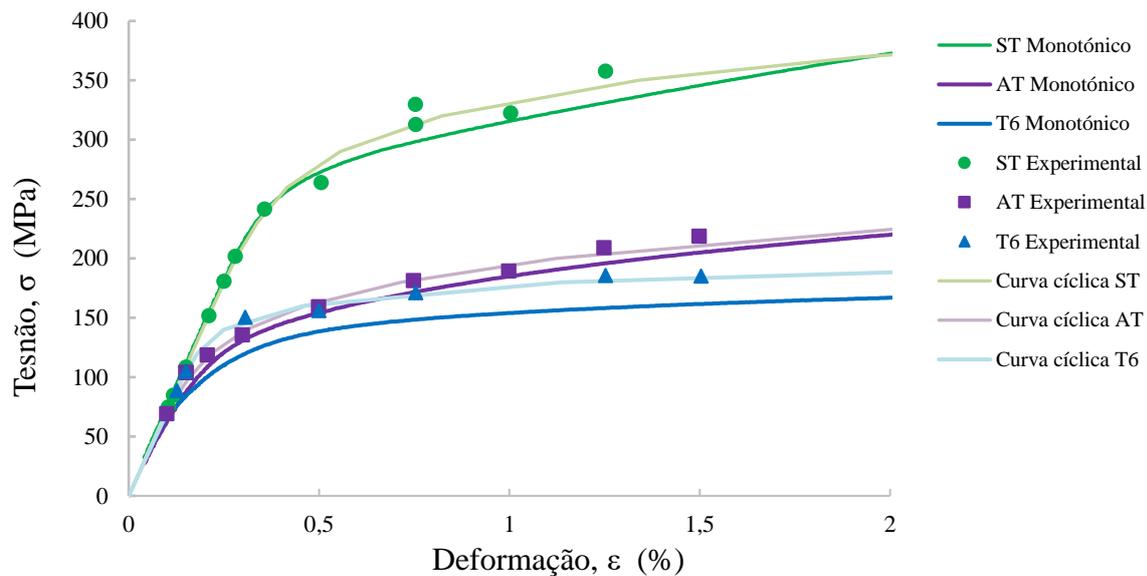


Figura 4.7. Curvas cíclicas e monotônicas da liga de alumínio AlSi10Mg em componentes produzidos por FSL em condições ST, AT e T6

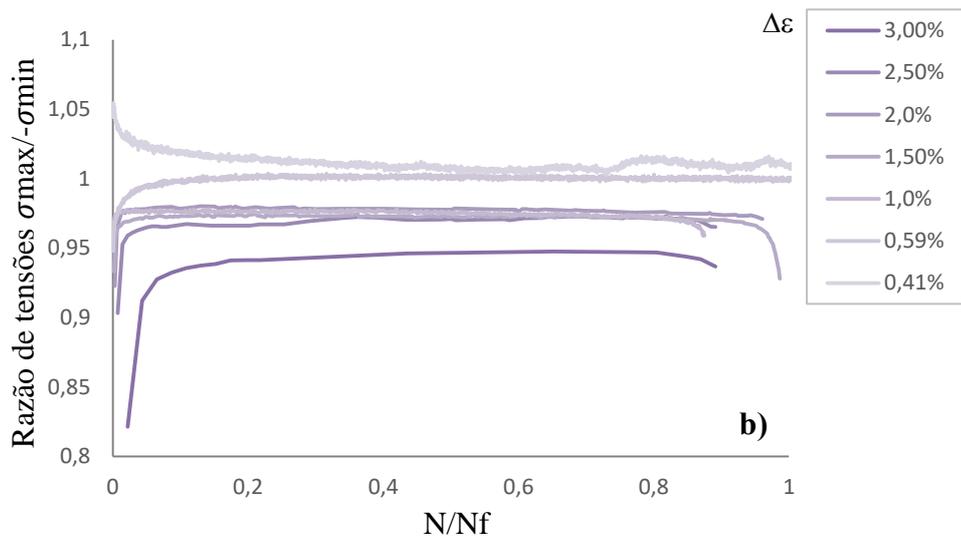
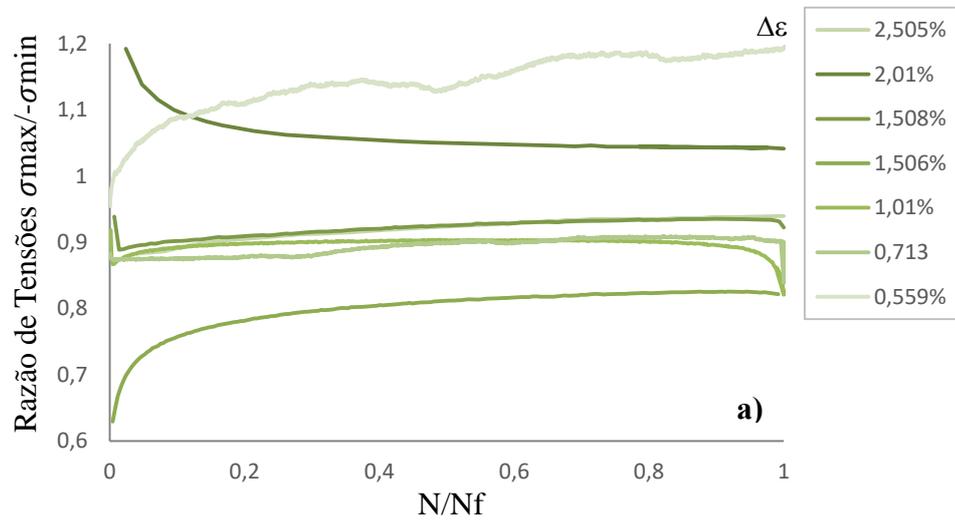
O comportamento tensão-deformação de um material sujeito a um ensaio de fadiga de baixo ciclo é descrito pela Lei de Morrow, exposta anteriormente pela Equação (2.11), em que k' representa o coeficiente de encruamento cíclico e n' o expoente de encruamento cíclico.

Tabela 4.2. Coeficientes k' e n' para condições ST, AT e T6.

Condições	k' [MPa]	n'
ST	591,11	0,1101
AT	459,61	0,1739
T6	272,61	0,0877

Na Figura 4.8 encontra-se representada a razão de tensões em função do número de ciclos para a liga de alumínio AlSi10Mg em componentes produzidos por FSL sem tratamento, Figura 4.8 a), tratadas por tratamento de alívio de tensões residuais, Figura 4.8 b), e tratadas por T6, Figura 4.8 c), para diferentes deformações. É possível observar que na Figura 4.8 a) há uma maior dispersão comparativamente com às duas seguintes, Figura 4.8 b) e c), isto deve-se às diferenças microestruturais de cada uma das séries da liga AlSi10Mg, que se revela menos homogênea no caso das liga não tratada e mais homogênea quando tratada por T6, Figura 4.8 c), relativamente àquela que é tratadas por tratamento de alívio de tensões residuais, Figura 4.8 b), como já referido anteriormente isto deve-se às temperaturas

a que cada série se encontra sujeita e que permite uma maior dissolução Si para o exterior da matriz de alumínio quanto maior esta for.



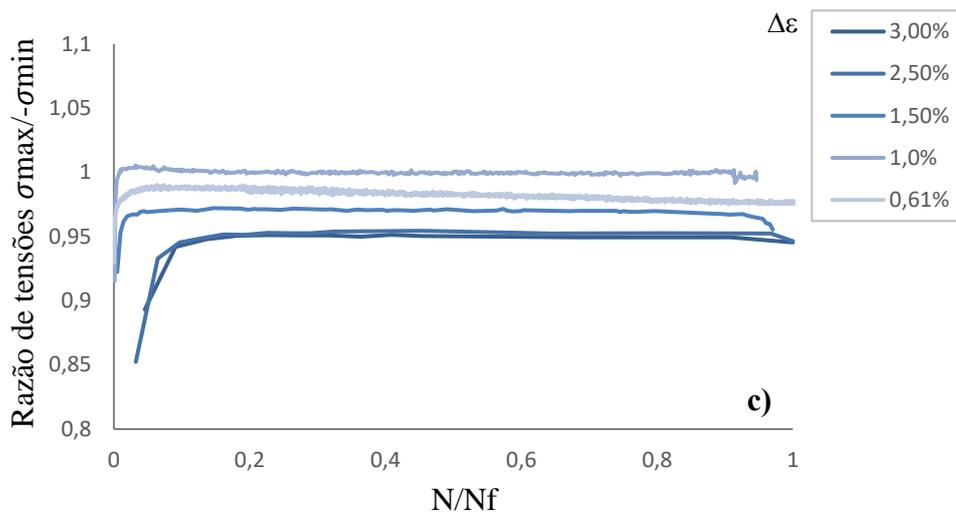


Figura 4.8. Razão de tensões em função do número de ciclos para a) ST; b) AT e c) T6

4.4.2. Relação deformação-vida

Na Figura 4.9 observam-se três gráficos que representam a amplitude de deformação plástica, elástica e total, para cada condição estudada: liga sem tratamento, Figura 4.9 a); liga tratada com tratamento de alívio de tensões, Figura 4.9 b); e liga tratada por T6, Figura 4.9 c) em função do número de ciclos até à rotura.

A análise da Figura 4.9 permite inferir sobre a duração da vida do componente, como anteriormente referido no Capítulo 2.5.2, visto que é visível que o aumento do valor do expoente de resistência cíclica, b , e a diminuição do valor do coeficiente de resistência cíclica, σ'_f , faz diminuir a vida expectável de fadiga. Analogamente respetivamente à componente plástica, como observável na Figura 4.9, o aumento do coeficiente de ductilidade cíclica, ϵ'_f , e a diminuição do expoente de ductilidade cíclica, conduz ao aumento da vida à fadiga. Em todos os gráficos é visível um bom ajuste da curva de *Morrow* [27].

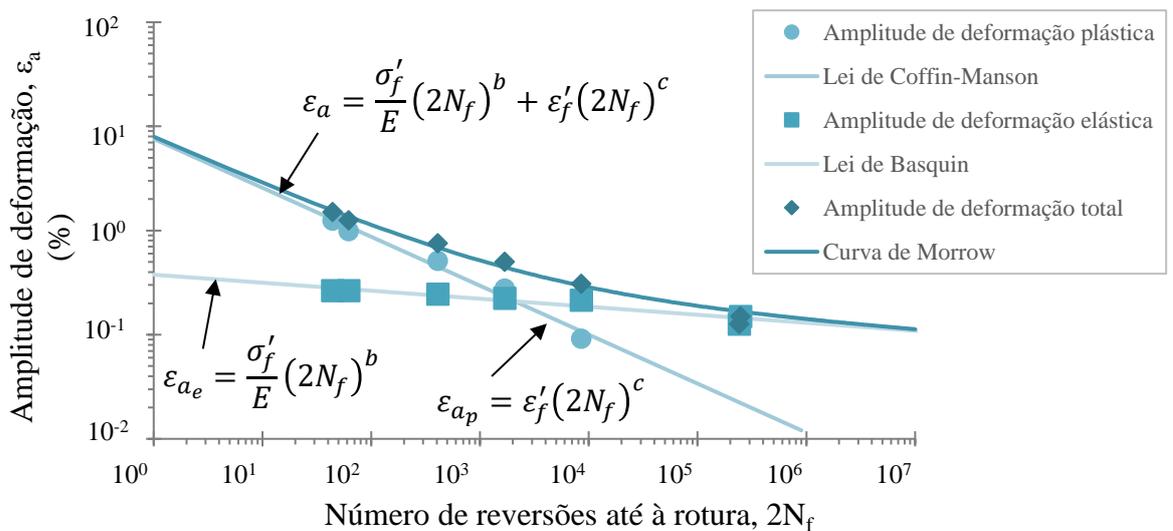
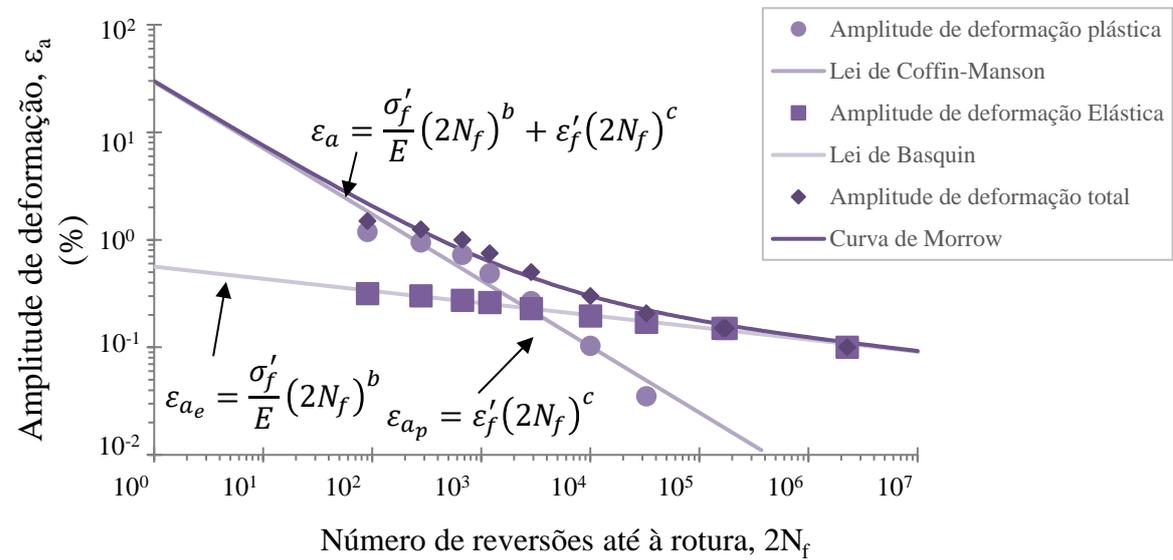
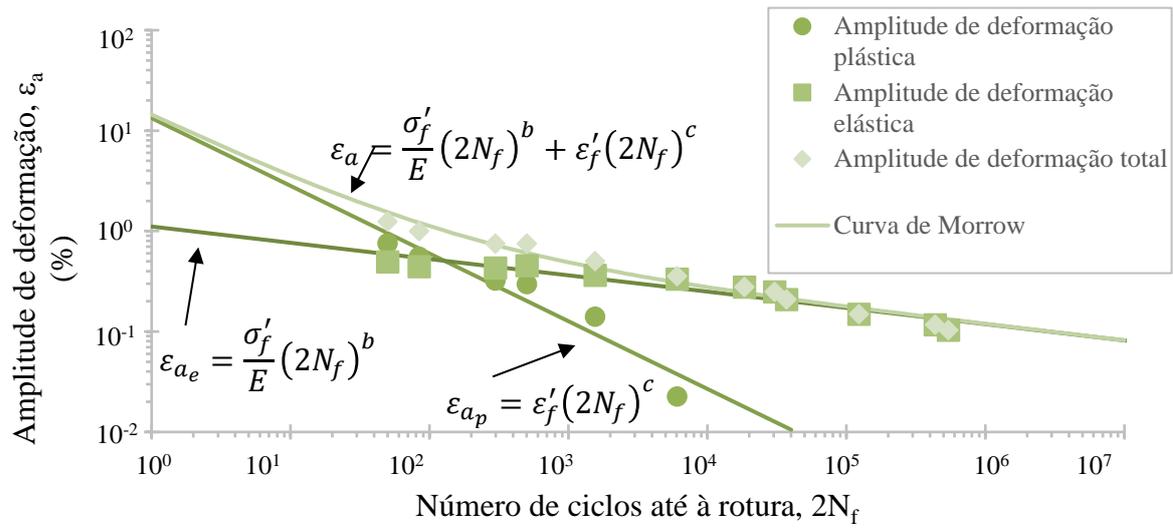


Figura 4.9. Amplitude de deformação plástica, Lei de Coffin- Manson, amplitude de deformação elástica, Lei de Basquin, Amplitude de deformação total e curva de Morrow para as série ST, AT e T6,

Na Tabela 4.3 encontram-se os parâmetros de cada uma das leis já expostas na Figura 4.9 correspondentes a cada condição: ST, AT e T6. Na tabela observamos que o coeficiente de resistência cíclica para condições ST é superior relativamente a AT e T6, permitindo concluir que para estas condições a liga tem uma melhor resistência à tração. Já relativamente ao coeficiente de ductilidade apresenta-se superior para condições AT em relação a ST e T6, o que leva a concluir que a liga apresenta maior ductilidade para condições AT.

Tabela 4.3. Coeficientes σ'_f , b , ϵ'_f e c para condições ST, AT e T6.

Condições	σ'_f [MPa]	b	ϵ'_f [%]	c
ST	803,42	-0,162	13,31	-0,674
AT	390,48	-0,113	29,34	-0,615
T6	264,16	-0,077	7,59	-0,47

4.4.3. Relação tensão-vida

Na Figura 4.10 é possível observar que para o regime de fadiga oligocíclica (<10000 reversões) os provetes sem tratamento apresentam uma maior resistência à fadiga devido à sua microestrutura que revelou uma maior dureza. Para o mesmo regime as séries AT e T6 apresentam um comportamento à fadiga algo semelhante, sendo que, a série AT mostrou ter uma resistência à fadiga ligeiramente superior à série T6 dado que esta série apresenta uma microestrutura com uma dureza ligeiramente mais baixa. Por outro lado, para vidas mais longas (>10000 reversões) todas as séries aparentam ter um comportamento semelhante, a razão deste comportamento está ainda a ser discutida.

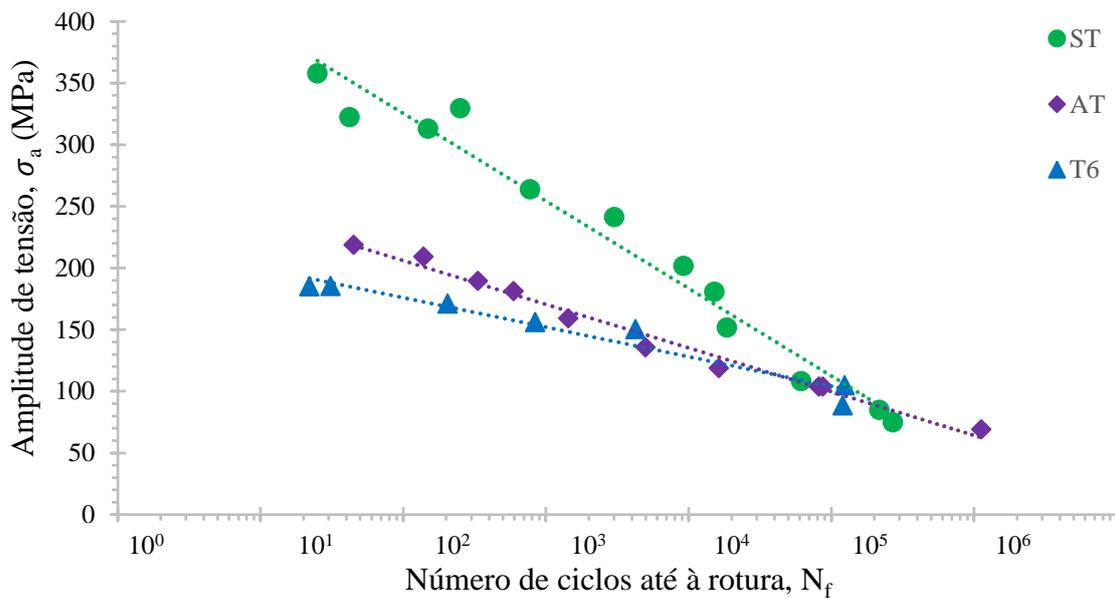


Figura 4.10. Amplitude de tensão *versus* Número de ciclos até à rotura

4.4.4. Relação energia-vida

Na Figura 4.11 a) é apresentada a densidade de energia de deformação acumulada, nas suas componentes plástica e total, em função no número de ciclos para as três condições ensaiadas (AT, ST e T6) quando sujeita a uma amplitude de deformação de 1,25%. Na Figura 4.11 b) apresentam-se os mesmos resultados, mas considerado, no eixo das abcissas, a vida adimensional. Em todas as curvas, da Figura 4.11, a densidade de energia de deformação acumulada aumenta inicialmente, seguindo-se uma estabilização da curva e diminuindo, por fim, de forma rápida até à rotura total. Verifica-se, também, um andamento semelhante entre elas, independentemente da condição ensaiada. Além disso, como seria de esperar, as curvas que representam a componente total estão sempre deslocadas mais para cima do que as curvas da componente plástica. Este afastamento entre as duas componentes é claramente superior no caso da liga não tratada, sendo o afastamento mínimo registado para a série T6. Observa-se, ainda, que para o tratamento de alívio de tensões residuais (AT) a liga apresenta uma vida superior relativamente à liga não tratada (ST) e tratada por T6, sendo que, as últimas mostram ter uma vida muito semelhante. É também claro que a liga sem tratamento (ST) consegue absorver mais energia por ciclo do que a liga tratada por AT ou por T6. Para os dois estados com tratamento, as diferenças não são muito significativas.

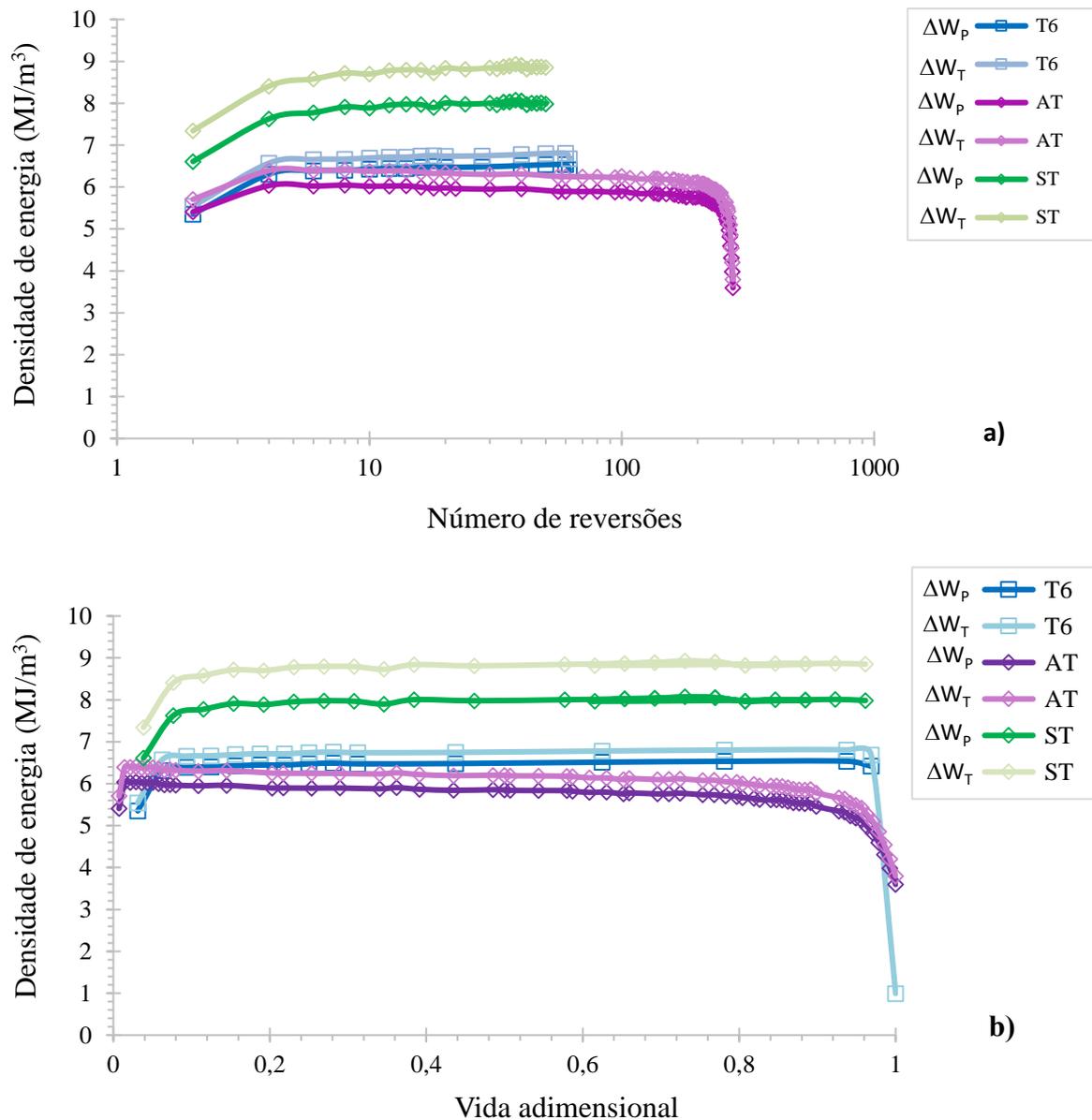


Figura 4.11. Efeito do tratamento térmico na densidade de energia de deformação acumulada para uma amplitude de deformação em 1,25% a) energia versus número de reversões b) energia versus vida adimensional

Na Figura 4.12 compara-se, para a liga sujeita a tratamento térmico de alívio de tensões residuais, a densidade de energia de deformação acumulada em função do número de ciclos para diferentes amplitudes de deformação. Na Figura 4.12 b) apresentam-se os mesmos resultados, mas considerado, no eixo das abcissas, a vida adimensional. É possível verificar na figura o efeito da amplitude de deformação na densidade de energia de deformação plástica, ΔW_p , e na densidade de energia de deformação total, ΔW_t . Desta feita,

observa-se que, quando a amplitude de deformação aumenta a densidade de energia de deformação também aumenta tanto na sua componente plástica como na sua componente total. Estas curvas apresentam, entre si, um andamento idêntico, ou seja, há um primeiro estágio caracterizado por um aumento inicial da energia, que dura apenas alguns ciclos; segue-se uma fase estável que ocupa cerca de 90% d ensaio; e por fim, na última fase, regista-se uma diminuição progressiva até à rotura final, cuja extensão é inferior a 5% do ensaio. É perceptível ainda, na Figura 4.12, que a componente total da densidade de energia de deformação é sempre superior à componente plástica da densidade de energia de deformação. Outra conclusão que se retira da análise da Figura 4.12 é que o aumento da amplitude de deformação faz diminuir a vida do componente e faz aumentar os valores de energia absorvidos por ciclo. Estas conclusões da liga podem estender-se às outras condições da liga, nomeadamente para a liga sem tratamento e para a liga tratada por T6, pelo que se optou por não apresentar as respetivas figuras.

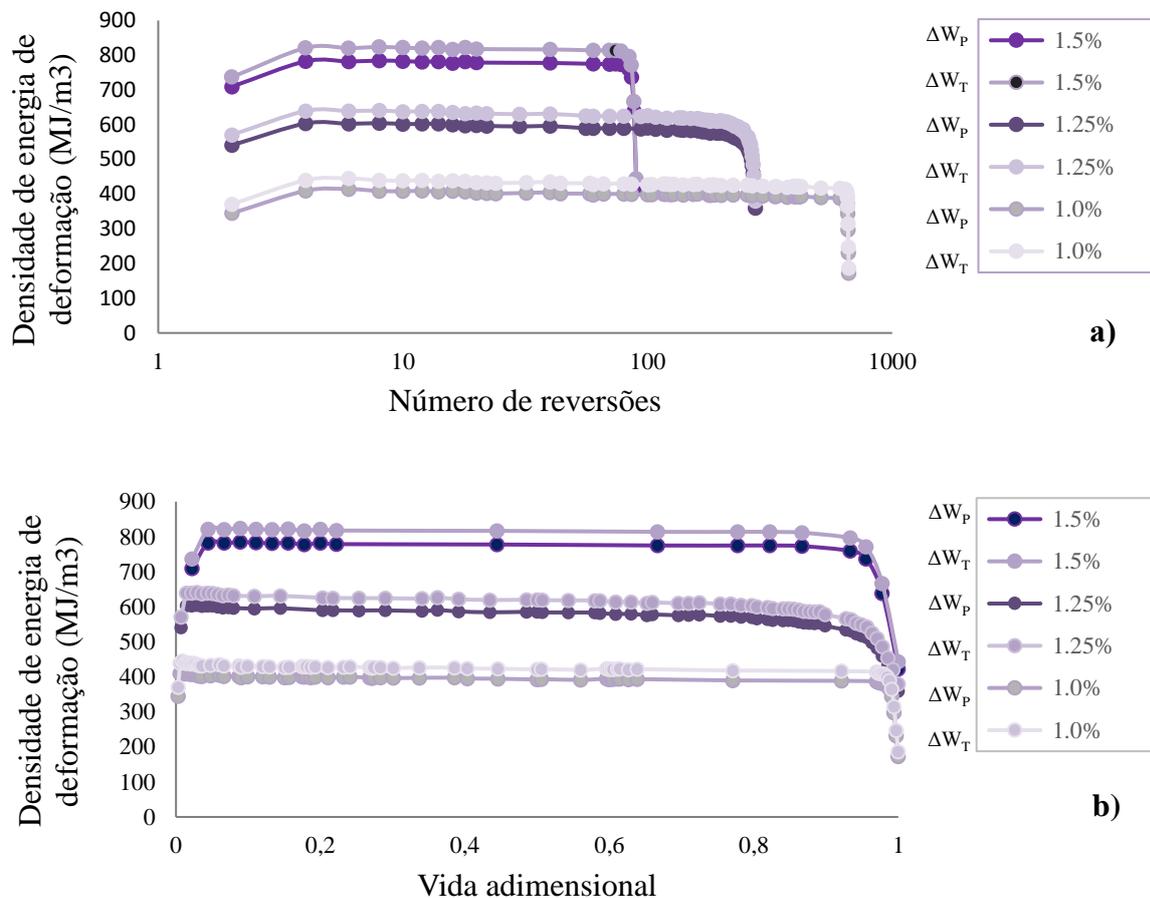


Figura 4.12. Efeito da amplitude de deformação na densidade de energia de deformação plástica e total para a liga sujeita a tratamento de alívio de tensões residuais a) energia *versus* número de reversões b) energia *versus* vida adimensional

Como se verificou nas figuras anteriores, as curvas tendem rapidamente para um patamar estável de energia. Assim sendo, pode-se caracterizar, o comportamento elasto-plástico cíclico estável do material com base no ciclo de meia-vida. A Figura 4.13 representa a variação de densidade de energia de deformação plástica e total com o número de reversões até à rotura obtido a partir do ciclo de meia-vida para as três condições da liga estudadas nesta dissertação. Verifica-se que à medida que a amplitude de deformação aumenta também a densidade de energia de deformação plástica e total aumentam, o que se explica pelo facto da área dos circuitos de histerese aumentar com a amplitude de deformação e vice-versa. É, também, perceptível que os declives relativos às condições ST e AT são aproximadamente iguais, enquanto que para a condição T6 se observa um declive diferente, sendo os valores de energia mais próximos das condições ST para vidas curtas e mais próximos da condição AT para vidas longas. O gráfico permite ainda concluir que, para o mesmo número de ciclos,

a série ST é aquela que absorve mais energia. Para as três séries, como se pode ver na figura, os pontos experimentais podem ser ajustados através de funções lineares em escalas bi-logaritmicas.

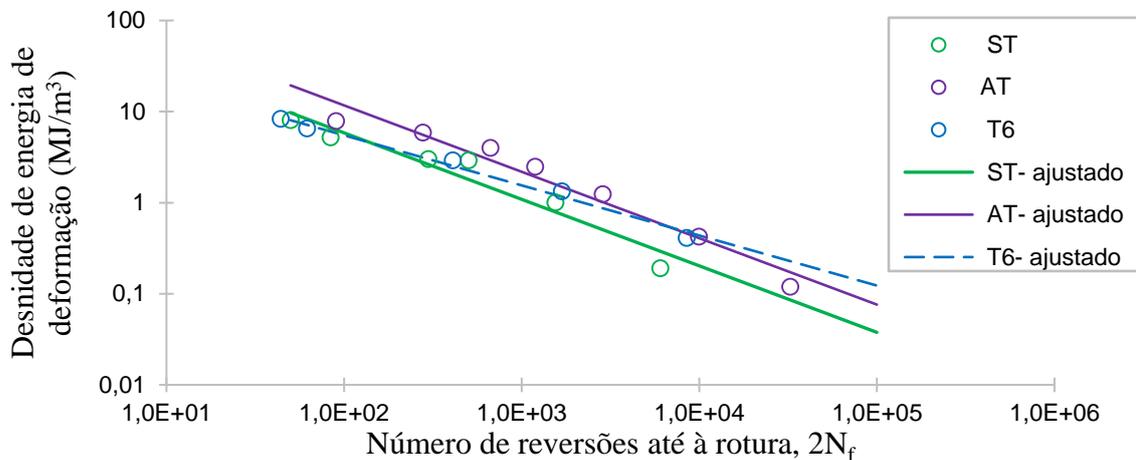


Figura 4.13. Densidade de energia de deformação plástica e total em função do número de reversões até à rotura- para as três séries ST, AT e T6.

A densidade de energia de deformação plástica do ciclo da meia-vida é um parâmetro de dano de fadiga muito utilizado devido à sua elevada correlação com a vida da peça. Outro parâmetro energético menos utilizado, mas igualmente eficiente na quantificação do dano de fadiga, é a densidade de energia de deformação acumulada. Este parâmetro representa toda a energia absorvida pelo componente durante toda a sua vida e corresponde à área abaixo das curvas energia-vida representadas nas Figura 4.11 e Figura 4.12. Na Figura 4.14 mostra-se a evolução da componente total, W_t , e da componente plástica, W_p , para as três condições ensaiadas nesta dissertação. Como se pode ver na figura, as densidades de energia de deformação plástica e total acumuladas aumentam à medida que o número de reversões até à rotura aumenta, ou por outras palavras, à medida que a amplitude de deformação diminui. Nesta figura é também claro que a componente total da densidade de energia de deformação acumulada é sempre superior à componente plástica. Em todos os casos representados, independentemente da condição da liga, observa-se que os pontos experimentais podem ser ajustados por funções lineares em escalas bi-logarítmicas. Analisando os declives das funções ajustadas, pode-se observar uma grande semelhança entre eles. É também perceptível que a densidade de energia de deformação acumulada é superior para a série AT, seguindo a série T6, e a série sem tratamentos térmicos.

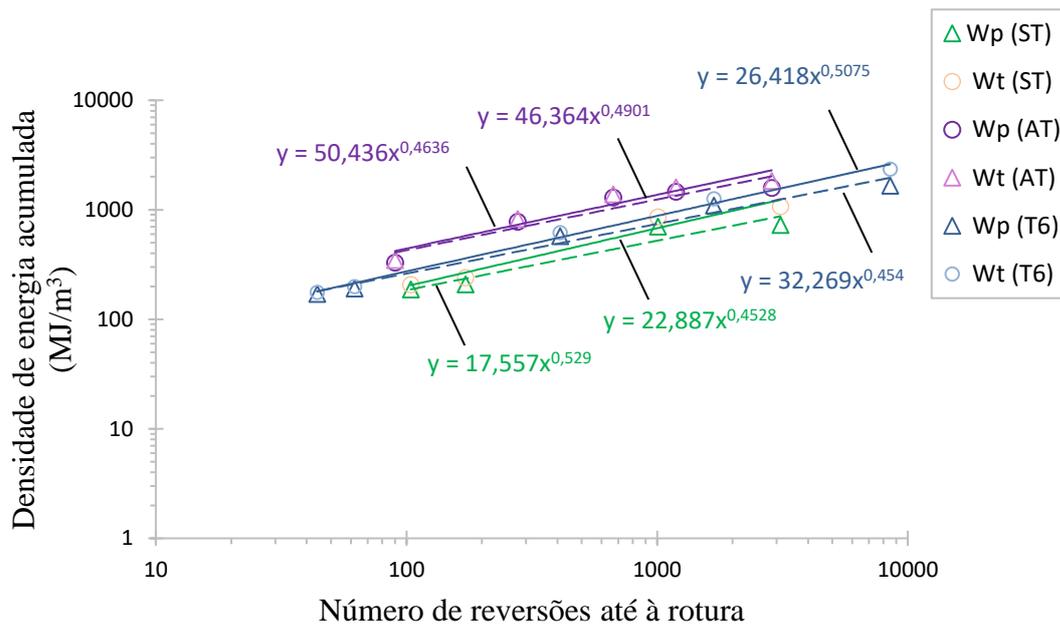


Figura 4.14. Densidade de energia acumulada em função do número de ciclos até à rotura para as três séries ST, AT e T6

5. CONCLUSÕES

Como referido anteriormente, este estudo, propôs estudar o comportamento elasto-plástico cíclico no regime de fadiga oligocíclica da liga de alumínio AlSi10Mg em componentes produzidos por FSL em diferentes condições: ST (sem tratamento), AT (alívio de tensões residuais) e T6. Neste sentido foi aplicado um procedimento experimental que consistiu em realizar dois tipos de ensaios de fadiga à temperatura ambiente. Os primeiros para amplitudes de deformação elevadas (ensaios em regime plástico), em controlo de deformação com $R=-1$, com carregamento em forma de onda sinusoidal e uma taxa constante de deformação. Os segundos em regime puramente elástico, foram realizados em controlo de carga impondo uma deformação elástica, não ultrapassando o limite da curva monotónica permitindo determinar a tensão máxima a ser aplicada e através da área da secção transversal, calcular a carga máxima a ser aplicada através de uma onda sinusoidal com uma determinada frequência. Estes segundos ensaios foram realizados também com $R=-1$. Depois de realizados os dois tipos de ensaios foi possível retirar os parâmetros cíclicos que permitem determinar o comportamento cíclico de cada série estudada. Este conhecimento do comportamento cíclico de cada série conduz-nos às conclusões seguidamente apresentadas:

- ✓ A resistência à fadiga oligocíclica da liga alumínio AlSi10Mg em componentes produzidos por FSL diminui quando lhes são aplicados tratamentos térmicos de alívio de tensões e T6 devido ao facto de estes ultrapassarem o pico exotérmico que permite a dissolução do Si para o exterior da matriz de Al sobressaturada.
- ✓ As curvas monotónicas e cíclicas apresentam um comportamento muito semelhante nas três séries. Podendo apenas ser observado um ligeiro encruamento na série T6.
- ✓ A dureza da série ST é superior às durezas das séries AT e T6.
- ✓ Quando representadas as amplitudes de deformação da componente elástica e plástica *versus* número de ciclos pode observar-se um bom ajuste da curva de *Morrow* a estas representações.
- ✓ Os parâmetros cíclicos expostos permitem concluir que para condições ST a liga apresenta uma resistência à fadiga superior à mesma quando sujeita a tratamentos AT e T6. No entanto, ao nível de ductilidade, a série que apresenta melhores resultados é a que foi sujeita a tratamentos AT. Este facto deve-se à temperatura do tratamento ultrapassar o primeiro pico exotérmico que permite a dissolução do Si para o exterior da matriz de Al sobressaturada. Seria expectável, desta feita, que a

série sujeita a tratamento T6 tivesse uma maior ductilidade relativamente à série sujeita a AT, no entanto, este facto explica-se pela temperatura a que a liga é sujeita neste tratamento ultrapassar um segundo pico exotérmico.

- ✓ Ao nível da razão de tensões $\sigma_{\text{máx}}/\sigma_{\text{min}}$ a série que apresenta uma entropia maior é a série ST, que se deve à sua microestrutura.
- ✓ As curvas energia-vida apresentam três estágios característicos: uma fase inicial, transiente nos primeiros ciclos, uma fase estável que ocupa mais de 90% da vida, e uma fase final de redução rápida até à ocorrência de rotura total.
- ✓ As curvas energia-vida atingem um patamar estável, podendo o ciclo de meia-vida ser considerado como representativo do comportamento elasto-plástico cíclico do material.
- ✓ Quando a amplitude de deformação aumenta, a densidade de energia de deformação aumenta, quer para a componente plástica, quer para a componente total.
- ✓ As energias de deformação plástica e total acumuladas aumentam com o aumento do número de reversões até à rotura, e com a redução da amplitude de deformação.
- ✓ O aumento da amplitude de deformação faz diminuir a vida do componente.
- ✓ A vida de um componente é aumentada quando aplicamos amplitudes de deformação menores.
- ✓ A densidade de energia de deformação total é superior à energia de deformação plástica, sendo a diferença entre ambas afetada pela condição da liga e pela amplitude de deformação aplicada.

6. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Esta investigação deverá continuar na expectativa de encontrar um tratamento térmico ou termomecânico que permita o aumento das propriedades mecânicas à fadiga para esta liga de alumínio processada por FSL. Dado que os tratamentos térmicos ultrapassam a temperatura que permite a difusão do silício e a sua aglomeração conduzem a uma perda de resistência mecânica (facto que já foi descrito neste trabalho), será necessário utilizar então temperaturas mais baixas para realizar o tratamento térmico como por exemplo: 250°C, que se mantém abaixo da temperatura de difusão e aglomeração do silício.

Outro processo que se mostra interessante para estes casos é o processo HIP (*Hot Isostatic Pressing*) dado que se trata de um processo termomecânico onde além das amostras serem sujeitas a uma determinada temperatura também são submetidas a uma atmosfera sob pressão que permite introduzir tensões residuais compressivas na superfície da peça assim como a diminuição de defeitos internos tais como faltas de fusão e porosidades, defeitos muito comuns no processo FSL e prejudiciais à resistência à fadiga.

7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] R. P. Verma and M. Kumar Lila, “A short review on aluminium alloys and welding in structural applications”; *Materials Today: Proceedings*, vol. 46, pp. 10687–10691, 2021, doi: 10.1016/j.matpr.2021.01.447.
- [2] J. Fiocchi, A. Tuissi, and C. A. Biffi, “Heat treatment of aluminium alloys produced by laser powder bed fusion: A review”; *Materials and Design*, vol. 204. Elsevier Ltd, Jun. 01, 2021. doi: 10.1016/j.matdes.2021.109651.
- [3] W. Zhang *et al.*, “Very-high-cycle fatigue behavior of AlSi10Mg manufactured by selected laser melting: Crystal plasticity modeling” *International Journal of Fatigue*, vol. 145, Apr. 2021, doi: 10.1016/j.ijfatigue.2020.106109.
- [4] N. Miguel, C. Barbosa e A. P. Bettencourt, “Estudo comparativo do comportamento à fadiga oligocíclica das ligas de alumínio 7050 e 7075”; Dissertação no âmbito do Mestrado Integrado em Engenharia Mecânica, na área de Produção e Projeto orientada pelo Professor Doutor Ricardo Nuno Madeira Soares Branco e pela Professora Doutora Ana Paula Bettencourt Martins Amaro, 2020.
- [5] J. Pedro, S. Canedo, M. Ferreira, J. Domingos, e M. da Costa, “Análise do efeito do tratamento térmico na resistência à fadiga de provetes de titânio produzidos por fabricação aditiva”; Dissertação no âmbito do Mestrado Integrado em Engenharia Mecânica, na especialidade de Produção e Projeto orientada pelo Professor Doutor José António Martins Ferreira e Professor Doutor José Domingos Moreira da Costa, 2019”
- [6] M. Shellabear and O. Nyrrhilä, “DMLS-Development history and state of the art.”; *Presented at LANE 2004 conference*.
- [7] T. D. Ngo, A. Kashani, G. Imbalzano, K. T. Q. Nguyen e D. Hui, “Additive manufacturing (3D printing): A review of materials, methods, applications and challenges,” *Composites Part B: Engineering*, vol. 143. Elsevier Ltd, pp. 172–196, Jun. 15, 2018. doi: 10.1016/j.compositesb.2018.02.012.
- [8] P. Hanzl, M. Zetek, T. Bakša, and T. Kroupa, “The influence of processing parameters on the mechanical properties of SLM parts,” in *Procedia Engineering*, 2015, vol. 100, no. January, pp. 1405–1413. doi: 10.1016/j.proeng.2015.01.510.
- [9] D. Herzog, V. Seyda, E. Wycisk, and C. Emmelmann, “Additive manufacturing of metals,” *Acta Materialia*, vol. 117, pp. 371–392, Sep. 2016, doi: 10.1016/j.actamat.2016.07.019.
- [10] Y. J. Liu, Z. Liu, Y. Jiang, G. W. Wang, Y. Yang, and L. C. Zhang, “Gradient in microstructure and mechanical property of selective laser melted AlSi10Mg,” *Journal of Alloys and Compounds*, vol. 735, pp. 1414–1421, Feb. 2018, doi: 10.1016/j.jallcom.2017.11.020.
- [11] Z. H. Xiong, S. L. Liu, S. F. Li, Y. Shi, Y. F. Yang, and R. D. K. Misra, “Role of melt pool boundary condition in determining the mechanical properties of selective laser melting AlSi10Mg alloy,” *Materials Science and Engineering A*, vol. 740–741, pp. 148–156, Jan. 2019, doi: 10.1016/j.msea.2018.10.083.
- [12] T. Mukherjee, H. L. Wei, A. De, and T. DebRoy, “Heat and fluid flow in additive manufacturing – Part II: Powder bed fusion of stainless steel, and titanium, nickel and aluminum base alloys,” *Computational Materials Science*, vol. 150, pp. 369–380, Jul. 2018, doi: 10.1016/j.commatsci.2018.04.027.
- [13] J. P. Oliveira, A. D. LaLonde, and J. Ma, “Processing parameters in laser powder bed fusion metal additive manufacturing,” *Materials and Design*, vol. 193, Aug. 2020, doi: 10.1016/j.matdes.2020.108762.

- [14] S. Liu, H. Zhu, G. Peng, J. Yin, and X. Zeng, “Microstructure prediction of selective laser melting AlSi10Mg using finite element analysis,” *Materials and Design*, vol. 142, pp. 319–328, Mar. 2018, doi: 10.1016/j.matdes.2018.01.022.
- [15] S. Marola *et al.*, “A comparison of Selective Laser Melting with bulk rapid solidification of AlSi10Mg alloy,” *Journal of Alloys and Compounds*, vol. 742, pp. 271–279, Apr. 2018, doi: 10.1016/j.jallcom.2018.01.309.
- [16] A. Fatemi and L. Vangt, “Cumulative fatigue damage and life prediction theories: a survey of the state of the art for homogeneous materials,” 1998.
- [17] A. Tiago, R. da Cunha, and C. Neves, “Comportamento elasto-plástico cíclico da liga de alumínio 7075-T651”; Dissertação no âmbito do Mestrado Integrado em Engenharia Mecânica, na área de Produção e Projeto orientada pelo Professor Doutor Ricardo Nuno Madeira Soares Branco e pelo Professor Doutor José Domingos Moreira da Costa e apresentada ao Departamento de Engenharia Mecânica da Faculdade de Ciências e Tecnologias da Universidade de Coimbra, 2019.
- [18] C. M. Branco, J. M. Ferreira, J. D. Da Costa, and A. S. Ribeiro, "Projecto de Orgãos de Máquinas". Fundação Calouste Gulbenkian, 2005.
- [19] F. M. F. Nascimento, “Processamento por Fricção Linear. Caracterização e análise de ligas de alumínio processadas AA5083-O e AA7022-T6”, MSc Thesis, Instituto Superior Técnico da Universidade de Lisboa, 2007.
- [20] X. Liu, C. Zhao, X. Zhou, Z. Shen, and W. Liu, “Microstructure of selective laser melted AlSi10Mg alloy,” *Materials and Design*, vol. 168, Apr. 2019, doi: 10.1016/j.matdes.2019.107677.
- [21] J. Fiochi, A. Tuissi, P. Bassani, C.A. Biffi, “Low temperature annealing dedicated to AlSi10Mg selective laser melting products,”; *J. Alloys Compd.* 695 (2017) 3402–3409, <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2016.12.019>.
- [22] J.H. Rao, Y. Zhang, K. Zhang, X. Wu, A. Huang, Selecti P. Yang, L.A. Deibler, D.R. Bradley, D.K. Stefan, J.D. Carroll, “Microstructure evolution and thermal properties of an additively manufactured, solution treatable AlSi10Mg part”, *J. Mater. Res.* (2018) <https://doi.org/10.1557/jmr.2018.405>.
- [23] Wohler, A., “Experiments on the strength of metals”, *Engineering*, Vol. 23, p. 160, 1967.
- [24] R. Branco, “Fatigue Life Prediction Of Notched Components Subjected To Complex Loading”, PhD Thesis, Faculdade de Ciências e Tecnologia da Universidade de Coimbra, 2013.
- [25] Smith RW, Hirschberg MH, and Manson SS, “Fatigue behaviour of materials under strain cycling in low and intermediate life range”, *Materials Science*, 1963
- [26] F. C. Campbell, “Elements of metallurgy and engineering alloys”. Materials Park, Ohio : ASM International, 2008.
- [27] Morrow JD, “Cyclic plastic strain energy and fatigue of metals. *International Friction, Damping and Cyclic Plasticity*”. Philadelphia: American Society for Testing and Materials, 1965.
- [28] W. Ramberg and W. R. Osgood, “Description of stress-strain curves by three parameters”. National advisory committee for Aeronautics, Report No. NACA-TN902,” Washington DC, United States, 1943.
- [29] G. Masing, “Eigenspannungen und verfestigung beim messing”. *2nd International Congresso of Applied Mechanics*, Zurich: Orell Fussliverlag, 332-335. 1926.
- [30] O. H. Basquin, “The Exponential Law of Endurance Tests”, American Society for Testing and Materials, 1910.

- [31] L. F. Coffin, “*A study effects of cyclic thermal stresses on a ductile metal*”, Transactions of ASME 76, 1954.
- [32] S. S. Manson, “*Behaviour of materials under conditions of thermal stress*”, National Advisory Committee for Aeronautics, 1954
- [33] J. D. Costa, “Análise da tolerância de defeitos em ligas de alumínio”, PhD Thesis, Universidade de Coimbra, 1991.
- [34] L. Bairstow, “*The elastic limits of iron and steel under cyclic variation of stress*”, Philosophical Transactions of the Royal Society A 210, 1911.
- [35] D. Lefebvre and F. Ellyin, “*Cyclic response and inelastic strain energy in low cycle fatigue*”, *International Journal of Fatigue*, vol. 6, no. 1, pp. 9–15, 1984, doi: 10.1016/0142-1123(84)90003-3
- [36] F. Ellyin, “*Fatigue damage, crack growth and life prediction*”. 1a Ed., Chapman & Hall, 1997.
- [37] K. Golos and F. Ellyin, “*Generalization of cumulative damage criterion to multilevel cyclic loading*”, *Theoretical & Applied Fracture Mechanics*, vol. 7, no. 3, pp. 169– 176, 1987, doi: 10.1016/0167-8442(87)90032-2.
- [38] K. Golos and F. Ellyin, “*A total strain energy density theory for cumulative damage*”, *Journal of Pressure Vessel Technology* 110, 1988.
- [39] L.P. Borrego e J.A.M. Ferreira: “Capítulo IV- Fadiga dos Materiais”, Sebenta da disciplina Comportamento Mecânico dos Materiais.