



UNIVERSIDADE D
COIMBRA

António Carlos Araújo da Cunha

**EFEITO DE DIFERENTES TRATAMENTOS
TÉRMICOS NO COMPORTAMENTO À FADIGA DE
AMOSTRAS EM LIGA DE ALUMÍNIO ALSi10MG
PRODUZIDAS POR FABRICAÇÃO ADITIVA**

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, e apresentada Departamento de Engenharia Mecânica da Faculdade de Ciências e Tecnologias da Universidade de Coimbra.

Julho de 2022

1 2



9 0

FACULDADE DE
CIÊNCIAS E TECNOLOGIA
UNIVERSIDADE DE
COIMBRA

Efeito de diferentes tratamentos térmicos no comportamento à fadiga de amostras em liga de alumínio AlSi10Mg produzidas por fabricação aditiva

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

Effect of different heat treatments on the fatigue behavior of AlSi10Mg aluminum alloy samples produced by additive manufacturing

Autor

António Carlos Araújo da Cunha

Orientadores

Joel Alexandre da Silva de Jesus

Ricardo Nuno Madeira Soares Branco

Júri

Presidente Professor Doutor José Domingos Moreira da Costa
Professor da Universidade de Coimbra

Orientador Professor Doutor Joel Alexandre da Silva de Jesus
Professor Adjunto do Instituto Superior de Engenharia de Lisboa

Vogal Professor Doutor Diogo Mariano Simões Neto
Professor Auxiliar da Universidade de Coimbra

Coimbra, julho, 2022

Agradecimentos

O presente trabalho foi apenas possível devido ao apoio dado por algumas pessoas, às quais não poderei deixar de agradecer por toda a ajuda prestada, direta ou indiretamente. Para tal, reservo esta secção da minha dissertação para prestar o meu agradecimento a essas mesmas pessoas.

Ao professor Doutor Joel Alexandre da Silva de Jesus, pela orientação incansável que prestou na realização desta tese, tendo demonstrado total disponibilidade e preocupação para comigo enquanto a realização deste trabalho. Ao professor Doutor Ricardo Nuno Madeira Sores Branco, por me ter apoiado na realização deste trabalho, estando sempre presente quando necessário o seu auxílio.

Um agradecimento especial ao Mestre, futuro Doutor, Rui Filipe Vaz Cruz Santos Fernandes, que se demonstrou indispensável durante todo este semestre, atuando como um terceiro orientador.

Ao Fundo Europeu de Desenvolvimento Regional (FEDER), pelo financiamento disponibilizado no âmbito do projeto nº 028789, através do programa Portugal-2020 (PT2020), ao abrigo do Programa Operacional Regional do Centro (CENTRO-01-0145-FEDER-028789) e ao Projeto POCI-01-0247-FEDER-042536, financiado por Fundos Europeus através do Programa COMPETE2020, no âmbito do Eureka Smart Label S0129-AddDies. Por fim, agradecer também a colaboração da Fundação para a Ciência e Tecnologia IP/MCTES, através de Fundos Nacionais (PIDDAC). Esta investigação também contou com o financiamento de Fundos Nacionais através da Fundação para a Ciência e Tecnologia (FCT) -no âmbito dos projetos UIDB/00285/2020 and LA/P/0112/2020.

Aos meus pais, por me terem proporcionado as melhores condições possíveis para que pudesse realizar o meu percurso académico. Foi apenas por causa deles que pude iniciar, percorrer e finalizar esta etapa da minha vida.

Um obrigado à minha avó Lucinda, por permitir que lhe coloque um sorriso na cara todos os dias depois da faculdade e, por sua vez, tornar também o meu dia mais alegre.

Ao meu irmão, pela presença e amizade.

À Raquel, por se ter mostrado sempre disponível para me apoiar nas minhas dificuldades e incertezas pessoais, conseguindo ser a única capaz de tornar certos dias mais fáceis.

Aos meus amigos, pelos momentos e gargalhadas que não esquecerei.

RESUMO

Na presente dissertação é apresentado o estudo do comportamento elasto-plástico cíclico da liga de alumínio AlSi10Mg em componentes produzidos por Fusão Seletiva a Laser, para três condições distintas. A primeira condição trata-se da liga em condições de produção, ou seja, nesta condição, a liga não foi sujeita a qualquer tratamento térmico. Na segunda condição, a liga foi sujeita a um tratamento térmico de Alívio de Tensões Residuais a 250°C. Já na terceira condição, realizou-se um tratamento termomecânico de Prensagem Isostática a Quente, a 250°C, e a uma pressão de 100MPa.

Para possibilitar o estudo correto do comportamento da liga, foram realizados ensaios de tração e à fadiga, com uma razão de deformações de $R=-1$, possibilitando assim uma análise do comportamento monotônico e do comportamento à fadiga, particularmente: relação tensão-deformação cíclica, deformação-vida e energia-vida. Posteriormente, foram estudadas a microestrutura e dureza do material.

Os resultados retirados do estudo mostram que os tratamentos aplicados à liga de alumínio AlSi10Mg provocam um decréscimo da resistência à tração quando comparados com o material sem tratamento. Todavia, os tratamentos demonstraram ter um impacto positivo na ductilidade do material, aumentando-a. A liga de alumínio, tratada por dois processos distintos, apresenta um comportamento muito semelhante, apesar do material sujeito a Prensagem Isostática a Quente apresentar uma resistência à tração ligeiramente superior e menor ductilidade. Por sua vez, comparando os dois tratamentos escolhidos com o tratamento de alívio de tensões residuais sugerido pela maioria dos fabricantes (a 300°C), constata-se uma melhoria significativa a nível da resistência à tração. Quando sujeitas a cargas cíclicas, verifica-se que os materiais aos quais são aplicados os tratamentos, apresentam um decréscimo da resistência à fadiga em comparação com a liga não tratada, e um decréscimo ainda mais acentuado para com o material sujeito ao tratamento de alívio de tensões a 300°C. Desta forma, conclui-se que estes tratamentos apresentam resultados melhores do que os obtidos com o tratamento sugerido pelos fabricantes.

Palavras-chave: fadiga oligocíclica, alívio de tensões residuais, prensagem isostática a quente, fusão seletiva a laser, liga de alumínio AlSi10Mg.

ABSTRACT

This dissertation presents an insight on the elastic-plastic behaviour of the AlSi10Mg aluminium alloy, produced by Laser Powder Bed Fusion, analysed for three different conditions. The first, reflects the aluminium alloy in a as built condition. In the second condition, the alloy is submitted to a residual stress relief heat treatment (more specifically at 250°C). The third and final condition uses a hot isostatic pressing treatment in the alloy (once again, at 250°C and a 100MPa pressure level).

As a way to enable a correct and comprehensive understanding of the alloy's behaviour, there were conducted tensile tests and fatigue tests, with a strain ratio for $R=-1$, which allowed an analysis on both the monotonic and fatigue behaviours, particularly on the strain-stress, stress-life and energy-life relationships. Following this procedure, the microstructure and material stiffness were studied. The gathering of this data made possible the prediction of the alloy's life when exposed to fatigue.

The obtained results show that the treatments the AlSi10Mg alloy was submitted to decrease its resistance to strain test, when compared to the untreated alloy. Nevertheless, the study revealed that the treatments had a positive impact on the material's ductility, increasing it. The two series submitted to heat treatments exhibited a very similar behaviour, with the alloy that was submitted to the HIP treatment showing a slightly higher strain test value and a lower ductility. When subjected to cyclic loads, the alloy shows a lower fatigue resistance in comparison to the non-treated alloy, and an even bigger decrease when compared to the residual stress relief 300°C heat treated alloy. These results allow us to conclude that the treatments at hand obtain more beneficial results when compared to the treatment suggested by the manufacturer.

Keywords: low cycle fatigue, residual stress relief, hot isostatic pressing, laser powder bed fusion, AlSi10Mg aluminium alloy.

ÍNDICE

Índice de Figuras	ix
Índice de Tabelas	xi
Simbologia, Siglas e Acrónimos	xiii
Simbologia.....	xiii
Siglas e Acrónimos.....	xiv
1. Introdução.....	1
1.1. Objetivos.....	2
2. Revisão Bibliográfica	3
2.1. Processos de Fabrico Aditivo	3
2.2. Fusão Seletiva a Laser	4
2.3. Ligas de Alumínio	5
2.4. Microestrutura da liga de alumínio AlSi10Mg em componentes produzidos por L-PBF.....	8
2.5. Tratamento térmico de alívio de tensões residuais	9
2.6. Prensagem isostática a quente.....	11
2.7. Fadiga dos materiais	12
2.8. Efeitos do carregamento no comportamento à fadiga.....	13
2.9. Fadiga Oligocíclica	15
2.10. Relação tensão-deformação cíclica	16
2.11. Relação deformação-vida.....	20
2.12. Relação energia-vida.....	22
3. Material e procedimento experimental.....	25
3.1. Material e parâmetros do processo	25
3.2. Geometria dos provetes.....	26
3.3. Tratamentos térmicos.....	26
3.3.1. Tratamento termomecânico HIP.....	27
3.3.2. Tratamento de alívio de tensões residuais	27
3.4. Equipamento utilizado nos ensaios.....	27
3.4.1. Ensaio de Fadiga	27
3.4.2. Ensaio de tração	28
3.5. Análise metalográfica e dureza.....	29
4. Análise e discussão de resultados.....	31
4.1. Análise da Microestrutura.....	31
4.2. Análise de Dureza	33
4.3. Análise do comportamento monotónico	35
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
ANEXO A.....	57

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 2.1. Representação esquemática do processo L-PBF. 1) Sistema de alimentação de pó; 2) Pistão de avanço; 3) Rolo; 4) Feixe de Laser; 5) Espelho; 6) Componente a fabricar (adaptado de [5]).	4
Figura 2.2. Liga AlSi10Mg processada por L-PBF: a) Mapa EBSD de orientação de grãos [15]; b) Rede de silício na matriz de alumínio (adaptado de [16]).	8
Figura 2.3. Influência do gradiente de temperatura G e da taxa de solidificação R na morfologia e tamanho da microestrutura (adaptado de [17]).	9
Figura 2.4. Termograma típico de uma liga de alumínio AlSi10Mg produzida por L-PBF, sem qualquer tratamento térmico aplicado (adaptado de [29]).	10
Figura 2.5. Representação esquemática da nucleação e propagação de fendas por fadiga em componentes mecânicos solicitados por carregamentos uniaxiais cíclicos (adaptado de [36]).	13
Figura 2.6. Diferentes tipo de carregamento: a) carregamento constante; b) carregamento aleatório; c) carregamento alternado (adaptado de [37]).	14
Figura 2.7. Circuito de histerese do diagrama tensão-deformação (adaptado de [38]).	16
Figura 2.8. Resposta tensão-deformação para diferentes variáveis de entrada - Comportamento cíclico: a) endurecimento cíclico; b) amaciamento cíclico; c) relaxação cíclica da tensão média; d) fluência cíclica (adaptado de [39]).	17
Figura 2.9. Representação da curva cíclica e monótona no diagrama tensão-deformação (adaptado de [41]).	19
Figura 2.10. Representação esquemática das diferentes curvas cíclicas vs monótonas: a) amaciamento; b) endurecimento; c) amaciamento e endurecimento; d) comportamento estável (adaptado de [38]).	19
Figura 2.11. Curvas de deformação total - Número de reversões (adaptado de [38]).	21
Figura 2.12. Representação esquemática da energia de deformação para um estudo uniaxial de tensão (adaptado de [53]).	24
Figura 3.1. Geometria dos provetes a utilizar.	26
Figura 3.2. Controlo de deformação - Extensómetro Instron 2620-601.	28
Figura 4.1. Micrografia SEM da liga de alumínio AlSi10Mg produzida por L-PBF sem tratamento térmico.	32
Figura 4.2. Micrografia SEM da liga de alumínio AlSi10Mg produzida por L-PBF sujeita a tratamento de alívio de tensões residuais a 250°C.	32
Figura 4.3. Micrografia SEM da liga de alumínio AlSi10Mg produzida por L-PBF sujeita a tratamento térmico de alívio de tensões residuais a 300°C.	33
Figura 4.4. Dureza média da liga AlSi10Mg em componentes produzidos por L-PBF 1) sem tratamento 2) com prensagem isostática a quente 3) com tratamento térmico	

de alívio de tensões residuais a 250°C 4) com tratamento térmico de alívio de tensões residuais a 300°C.....	35
Figura 4.5. Comportamento monotónico da liga de alumínio AlSi10Mg para condições ST, HIP, ATR_250 e ATR_300 em componentes produzidos por L-PBF.	36
Figura 4.6. Curvas cíclicas e monotónicas da liga de Alumínio AlSi10Mg em componentes produzidos por L-PBF em condições ST, HIP, ATR_250 e ATR_300.....	38
Figura 4.7. Razão de tensões em função do número de ciclos para a) ST; b) ATR_250 e c) HIP.	40
Figura 4.8. 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 condições a) ST, b) ATR_250, c) HIP.....	41
Figura 4.9. Amplitude de tensão em função do número de ciclos até à rotura.	43
Figura 4.10. Efeito do tratamento térmico na densidade de energia de deformação plástica e total para uma amplitude de deformação de 1,25% a) energia em função do número de reversões b) energia em função da vida adimensional.....	44
Figura 4.11. Efeito da amplitude de deformação na densidade de energia de deformação plástica e total para a liga sujeita a ATR_250 a) energia em função do número de reversões b) energia em função da vida adimensional.....	46
Figura 4.12. Densidade de energia de deformação total em função do número de reversões até à rotura para as três condições estudadas (ST, ATR_250, HIP)	47
Figura 4.13. Densidade de energia de deformação plástica e total acumulada em função do número de reversões até à rotura para as condições ST, ATR_250 e HIP.....	48

ÍNDICE DE TABELAS

Tabela 2.1. Principais elementos de liga, para cada série das ligas de alumínio de trabalho mecânico (adaptado de [8])	6
Tabela 2.2. Principais elementos de liga, para cada série das ligas de alumínio obtidas por fundição (adaptado de [8])	6
Tabela 2.3. Especificação de tratamentos.....	7
Tabela 3.1. Composição química da liga de alumínio AlSi10Mg, em fração mássica.	25
Tabela 4.1. Tensão de rotura e percentagem de deformação da liga de alumínio AlSi10Mg para condições ST, ATR_250, HIP e ATR_300, em componentes produzidos por L-PBF.	37
Tabela 4.2. Coeficientes k' e n' para condições ST, ATR_250 e HIP.	39
Tabela 4.3. Coeficientes $\sigma f'$, b , $\epsilon f'$ e c para as condições ST, ATR_250 e HIP.....	42

SIMBOLOGIA, SIGLAS E ACRÓNIMOS

Simbologia

- ε'_f – Coeficiente de ductilidade cíclica
- ε_m – Deformação média
- $\varepsilon_{máx}$ – Deformação máxima
- $\varepsilon_{mín}$ – Deformação mínima
- ε_a – Amplitude de deformação
- σ'_f – Coeficiente de resistência cíclica
- σ_a – Amplitude de tensão
- σ_R – Tensão de rotura
- σ_C – Tensão de cedência
- σ_m – Tensão média
- $\sigma_{máx}$ – Tensão máxima
- $\sigma_{mín}$ – Tensão mínima
- $\delta\sigma_0$ – Medida de expansão cíclica da gama elástica
- ΔW – Energia de deformação dissipada por ciclo
- ΔW_t – Densidade de energia de deformação total
- ΔW_e – Densidade de energia de deformação elástica
- ΔW_p – Densidade de energia de deformação plástica
- ΔW_0 – Energia elástica no limite de fadiga
- ΔW_{e+} – Energia de deformação elástica positiva
- ΔW_{0t} – Energia da componente elástica positiva no limite de fadiga
- $\Delta\sigma$ – Gama de tensão
- $\Delta\varepsilon$ – Gama de deformações
- $\Delta\varepsilon_e$ – 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

n' – Expoente 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

R_ϵ – Razão de deformações

W – Deformação acumulada

$2N_f$ – Número de reversões até à rotura

$2N_T$ – Número de ciclos de transição

Siglas e Acrónimos

AA – Aluminium Association Inc

ASTM – American Society for Testing and Materials

ATR – Alívio de Tensões Residuais

CAD – Computer Aided Design

DEM – Departamento de Engenharia Mecânica

DIN – Deutsches Institut für Normung

EDX – Energy Dispersive X-Ray

FCTUC – Faculdade de Ciências e Tecnologia da Universidade de Coimbra

HIP – Hot Isostatic Pressing

L-PBF – Laser Powder Bed Fusion

SEM – Scanning Electron Microscopy

ST – Sem Tratamento

1. INTRODUÇÃO

O aumento da exploração de alumínio está diretamente relacionado com o aumento do leque de propriedades, aplicações e áreas de aplicação que o mesmo tem vindo a ter. Algumas qualidades que apresenta são a relação resistência-peso, a excelente condutividade térmica, a boa soldabilidade, a alta resistência à corrosão e a acessibilidade do ponto de vista económico, tornando-o mais vantajoso, de um ponto de vista geral, comparativamente a materiais como aço ou ligas de titânio.

Apesar das boas propriedades base, a combinação deste elemento com elementos de liga e as suas respetivas características, fez surgir um material com propriedades mecânicas mais versáteis e, conseqüentemente mais atrativas: as ligas de alumínio. Mais tarde, foi explorada a combinação destes materiais com técnicas de fabrico aditivo, que permitia a retirada de ainda mais vantagens do mesmo material e do processo de manufatura. É de notar que muitos componentes ao longo da sua vida útil estão sujeitos a variações de ciclos de carga, que levam a uma acumulação de dano nas peças, pondo em causa a confiabilidade das mesmas e levando a falhas por fadiga. O estudo da durabilidade à fadiga tornou-se, assim, essencial para garantir a possibilidade de usufruto e eficiência deste material, e prever adequadamente o seu comportamento.

Dado que o processo de Fusão Seletiva a Laser (L-PBF) é uma técnica recentemente utilizada em diferentes materiais, é essencial estudar as propriedades mecânicas dos materiais produzidos pela mesma. Este processo é causador de tensões residuais internas no material, porosidades internas e superficiais que são muito prejudiciais para a resistência à fadiga dos materiais. Estas tensões internas podem ser minimizadas com recurso a processos de melhoria, mais concretamente tratamentos térmicos e termomecânicos, sendo que os termomecânicos como a Prensagem Isostática a Quente (HIP) podem também reduzir o efeito na resistência à fadiga causado pelas porosidades internas e externas, assim como defeitos de faltas de fusão.

1.1. Objetivos

Por forma a otimizar a elaboração e estruturação da presente dissertação, foram estabelecidos objetivos a priori para a realização da mesma, através de comparação com trabalhos previamente desenvolvidos, o conhecimento científico já adquirido nesta matéria e o que gostaria de acrescentar ao mesmo. Assim sendo, os objetivos estabelecidos são:

- Melhorar a compreensão relativamente ao comportamento à fadiga da liga de alumínio AlSi10Mg em componentes produzidos por L-PBF;
- Avaliar o efeito de tratamentos térmicos como o tratamento de Alívio de Tensões Residuais a 250°C e HIP a 250°C na resistência à fadiga oligocíclica e de longa duração desta liga de alumínio;
- Procurar comparar o tratamento de alívio de tensões residuais a 300°C proposto pelos fabricantes de equipamentos de L-PBF, com os anteriormente mencionados;
- Complementar e comparar os resultados obtidos com outros obtidos anteriormente por outros autores.

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1. Processos de Fabrico Aditivo

Como alternativa às tecnologias mais usualmente utilizadas para fabrico de componentes (processos de fabricação subtrativa como a maquinação, furação, fresagem, entre outras) surgiram as tecnologias de fabrico aditivo que possibilitaram, através de um ficheiro 3D CAD (Computer Aided Design), a produção de componentes mais leves e com maior complexidade, através da deposição de camadas sucessivas de matéria-prima por fusão ou compressão [1].

O pioneiro deste processo de fabricação foi Charles Hull em 1984[2], que criou o primeiro processo de manufatura aditiva, a estereolitografia [3], este processo consiste na incidência de uma luz ultravioleta, na forma de um laser, sobre uma camada de material polimérico curável, cura essa que solidificará o material por camadas e por fim obter a forma final do componente pretendido.

A norma ASTM F2792-12a [4] apresenta os diferentes processos inerentes à tecnologia de Fabricação Aditiva, sendo eles:

- Extrusão de material (Material extrusion);
- Fotopolimerização de cuba (Vat photopolymerization);
- Fusão seletiva a laser (Laser powder bed fusion);
- Jato de material (Material jetting);
- Jato ligante (Binder jetting);
- Laminação de folha (Sheet lamination);
- Deposição de energia direcionada (Directed energy deposition)

Acima estão, então, identificados todos os processos de manufatura aditiva. No entanto, este projeto é focado apenas na fusão de pós metálicos por laser (Laser Powder Bed Fusion) pelo que será sobre esse mesmo processo que se irá focar o seguinte subcapítulo.

2.2. Fusão Seletiva a Laser

A fusão seletiva por laser (também conhecida por Laser Powder Bed Fusion) é um dos processos de manufatura aditiva mais usados atualmente na indústria. Na Figura 2.1 encontra-se uma representação esquemática do processo. Com o auxílio de um software CAD, o processo inicia-se pela deposição da primeira camada de pó pelo sistema de alimentação, que, de seguida, será fundida através da energia gerada pelo laser e consoante a geometria pretendida. O pó que não é fundido nesta camada será reutilizado nas camadas seguintes. Este processo será então repetido sucessivamente até que se obtenha a geometria final pretendida.

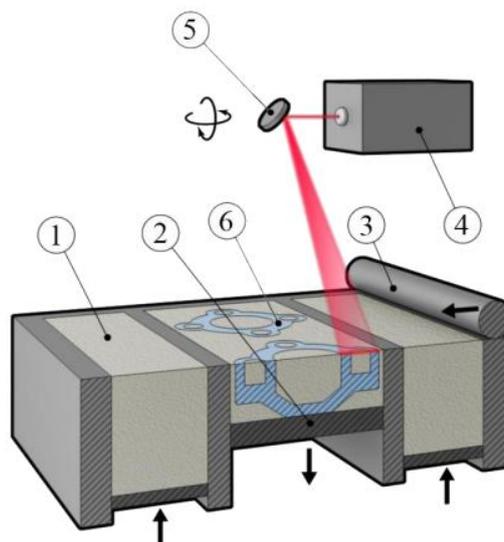


Figura 2.1. Representação esquemática do processo L-PBF. 1) Sistema de alimentação de pó; 2) Pistão de avanço; 3) Rolo; 4) Feixe de Laser; 5) Espelho; 6) Componente a fabricar (adaptado de [5]).

Devido às suas características vantajosas para a produção de componentes com geometrias mais complexas, esta tecnologia tem vindo a ser cada vez mais utilizada [6]. O facto de facilitar a produção de geometrias mais complexas com menores tempos de produção em comparação com outras tecnologias, é o fator mais aliciante à transição de tecnologias. O reaproveitamento dos pós de fusão não utilizados também é um aspeto bastante aliciante, já que reduz o desperdício de material que por sua vez reduz os custos associados a este. Por outro lado, tal como qualquer outro processo de produção, este apresenta algumas limitações, tais como: os materiais a utilizar, já que necessitam de garantir certas propriedades para possibilitar a correta fusão; as peças a fabricar apresentam restrições em termos de dimensões; o acabamento superficial é rugoso; pode apresentar defeitos

internos (porosidades e faltas de fusão), que por sua vez afetam as propriedades mecânicas dos componentes; o custo elevado do equipamento pelo que é necessário fazer uma boa avaliação para perceber se o processo é viável ou não.

As propriedades mecânicas finais são afetadas por alguns parâmetros utilizados na produção que são eles a granulometria do pó, a potência, a velocidade e a dimensão do feixe de laser, a direção e a espessura de cada camada depositada[7].

2.3. Ligas de Alumínio

Todos os materiais possuem propriedades mecânicas características, que são reflexo tanto da sua composição química, como da sua microestrutura. As ligas de alumínio em causa têm de ser analisadas com base nessas mesmas características. O alumínio, devido à sua baixa resistência mecânica, não tem, precisamente, capacidade para ser usado em aplicações onde é necessária elevada resistência mecânica. A adição de elementos ao alumínio na criação de ligas, é uma solução a considerar para melhorar de forma considerável estas suas propriedades e aumentar o seu leque de utilização. Para possibilitar a correta identificação das ligas de alumínio temos de as dividir nos seus dois conjuntos: ligas de alumínio para enformação plástica ou de trabalho mecânico (Wrought Aluminium Alloys) e ligas de alumínio para fundição (Cast Aluminium Alloys).

Em concordância com o sistema de identificação implementado pela *Aluminium Association Inc* (AA), o qual foi adotado pela International Organisation for Standardization (ISO) a nomenclatura de uma liga é feita através de um código de 4 dígitos. Sendo assim, o primeiro dígito do código representa o principal elemento da liga, como pode ser observado na Tabela 2.1, o segundo dígito indica a modificação da liga principal, sendo a original identificada com o número 0, os últimos dois dígitos no caso da série 1xxx, correspondem à pureza da liga, já nas restantes ligas de alumínio estes dígitos permitem diferenciar as várias ligas do grupo.

Tabela 2.1. Principais elementos de liga, para cada série das ligas de alumínio de trabalho mecânico (adaptado de [8])

Série	1xxx	2xxx	3xxx	4xxx	5xxx	6xxx	7xxx	8xxx	9xxx
Principal elemento de liga	Alumínio puro	Cobre	Manganês	Silício	Magnésio	Magnésio e Silício	Zinco	Lítio, Estanho, Ferro, Cobre e Magnésio	Série Livre
Outros elementos		Magnésio, Silício	Magnésio	-	Manganês	-	Magnésio	-	-

No caso das ligas de alumínio para fundição as mesmas podem ser observadas na tabela abaixo:

Tabela 2.2. Principais elementos de liga, para cada série das ligas de alumínio obtidas por fundição (adaptado de [8])

Série	1xx.x	2xx.x	3xx.x	4xx.x	5xx.x	6xx.x	7xx.x	8xx.x
Principal elemento de liga	Alumínio puro	Cobre	Silício	Silício	Magnésio	Magnésio e Silício	Zinco	Estanho
Outros elementos	-	-	Cobre; Magnésio	-	-	-	Magnésio	-

Normalmente as ligas de alumínio são sujeitas à tratamentos térmicos, tratamentos de deformação plástica ou ambos, isto segundo o tipo de liga de alumínio: tratável ou não tratável termicamente. Na Tabela 2.3 é possível observar os sufixos correspondentes a cada tratamento, existindo uma distinção entre os tratamentos térmicos e os de deformação plástica.

Para realizar a identificação do tratamento ao qual as ligas foram sujeitas, são utilizadas as letras T e H, para as ligas de alumínio tratáveis termicamente e para as ligas não endurecíveis por tratamento térmico, respetivamente. Para as ligas de alumínio tratáveis termicamente, utiliza-se o sufixo T. Este sufixo pode ser seguido por mais dígitos, relacionados com a diminuição da espessura por deformação plástica, o tipo de alívio de tensões ou tratamento térmico relacionado. Por sua vez, as ligas não endurecíveis por tratamento térmico surgem tipicamente acompanhadas por um ou dois dígitos, estando o primeiro relacionado com o tratamento aplicado e o segundo com a espessura[9], [10].

Posto isto, o estudo em causa está relacionado com a liga de alumínio AlSi10Mg, uma liga tratável termicamente e da serie 3xx.x (liga obtida por fundição com o silício como principal elemento e contem ainda magnésio).

Tabela 2.3. Especificação de tratamentos.

Tipo de Tratamento	Tipo	Especificação do primeiro dígito
Deformação Plástica	H1x	Deformação a frio
	H2x	Deformação a frio e recozimento parcial
	H3x	Deformação a frio e estabilização
Tratamento térmico	T1	Solubilização parcial e envelhecimento natural
	T2	Recozimento
	T3	Solubilização total e deformação a frio
	T4	Solubilização total e envelhecimento artificial
	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

A liga AlSi10Mg consiste numa liga com características muito atrativas para o uso em diversas indústrias. Desde já, o facto de ser uma liga ideal para produção em L-PBF (devido à sua elevada fluidez, baixa dilatação e boa solubilidade - características atribuídas devido à presença de silício [11]), atrai os principais fabricantes de materiais por manufatura aditiva. Para além disso, as boas características inerentes à liga como baixa densidade de cerca de 2,66 g/cm³, elevada condutividade térmica, boas propriedades mecânicas e a presença do Mg (que possibilita a precipitação de partículas de Mg₂Si endurecendo o material[12]), tornam-na bastante interessante para as indústrias aeroespaciais e automóveis [13], [14].

A liga de alumínio AlSi10Mg, relacionando com o subcapítulo anterior, caracteriza-se por ser uma liga da série 3xx.x, pois é uma liga de alumínio obtida por fundição na qual o silício se apresenta como o principal elemento da liga, sendo uma liga hipoeutética (9% < Si < 11%).

Pode-se então realizar uma comparação entre os processos mais usuais para a produção de componentes em AlSi10Mg e perceber a relação que ambos os processos têm na composição desta liga. Devido aos processos de fundição tradicional serem caracterizados por uma taxa de arrefecimento mais lenta, o silício irá precipitar de uma maneira mais grosseira e desintegra-se da matriz de alumínio. Já o processo L-PBF, ao contrário do anterior, apresenta uma taxa de arrefecimento mais elevada, modificando a microestrutura e as propriedades mecânicas.

2.4. Microestrutura da liga de alumínio AlSi10Mg em componentes produzidos por L-PBF

O processo de produção da liga AlSi10Mg apresenta algumas particularidades em termos da microestrutura, sendo responsável pelas características microestruturas dos componentes. Este é também responsável por causar um endurecimento por precipitação que é induzido por transformações no estado sólido, conseqüentes da diminuição da solubilidade dos elementos liga com diminuição da temperatura.

As temperaturas em causa resultam numa tempera rápida, originando, por sua vez, precipitados sólidos altamente saturados, contribuindo assim para o aumento das propriedades mecânicas do material. Relativamente ao aspeto da imagem microestrutural em si (Figura 2.2), podemos observar uma disposição alongada dos grãos na direção de fabricação característica intrínseca a um comportamento anisotrópico. Podemos ainda constatar a presença de uma rede eutética de silício com grãos distribuídos no interior das peças de fusão.

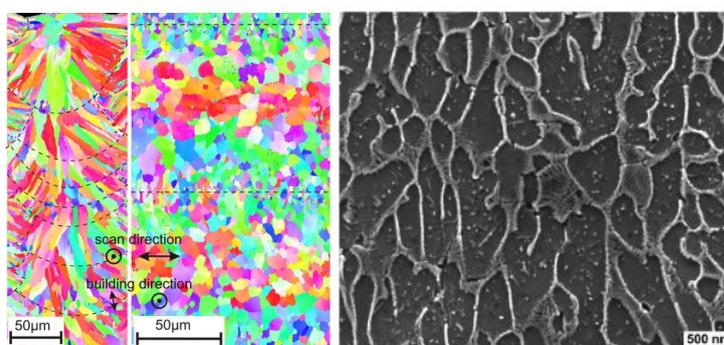


Figura 2.2. Liga AlSi10Mg processada por L-PBF: a) Mapa EBSD de orientação de grãos [15]; b) Rede de silício na matriz de alumínio (adaptado de [16])

Estando dependente do gradiente de temperatura, G , e da taxa de solidificação, R , a morfologia e a escala de tamanho de grão são as duas características que de melhor maneira distinguem as diferentes ligas existentes [17].

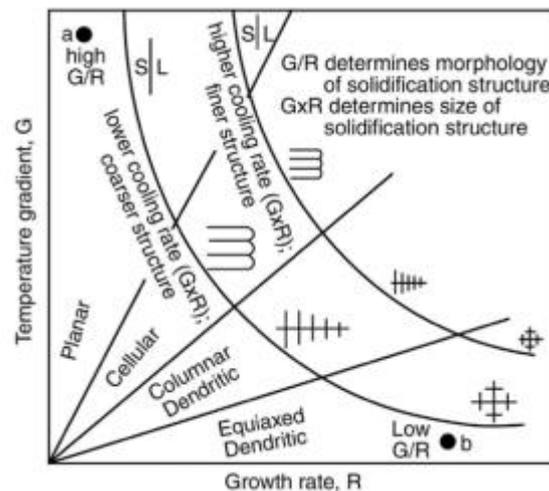


Figura 2.3. Influência do gradiente de temperatura G e da taxa de solidificação R na morfologia e tamanho da microestrutura (adaptado de [17]).

Com a obtenção das duas variáveis é possível saber o valor da taxa de arrefecimento e a morfologia da frente de solidificação, através do produto de G por R e a razão G/R , respetivamente [18]. Consequentemente, é possível identificar vários parâmetros dependentes das variáveis acima abordadas. É possível ser atribuída à taxa de arrefecimento rápida a responsabilidade pelas dimensões reduzidas da massa de fusão e da massa implícita responsável pela dissipação de calor [19]. Os valores da taxa de arrefecimento e do parâmetro G/R observam-se na ordem dos 10^6 K/s e 20 Ks/mm² respetivamente. Tais valores encontram-se no limite entre os domínios dendrítico colunar e dendrítico equiaxial [18].

2.5. Tratamento térmico de alívio de tensões residuais

Devido ao elevado gradiente de temperaturas que se regista no processo L-PBF, muitos fabricantes de equipamentos de este processo recomendam um tratamento de alívio de tensões residuais a 300 °C durante duas horas, quando se trata de uma liga de alumínio AlSi10Mg produzida por fusão seletiva a laser [20]–[22]. Este tratamento já foi estudado no passado, usando temperaturas entre os 300 e os 320 °C durante as mesmas 2 horas [23]–[26].

Num estudo realizado por Fiocchi [27, 28] no qual foi abordado a existência de dois picos de exotérmicos (Figura 2.4) exatamente antes dos 260 °C e 320 °C, verificou-se uma

mudança microestrutural que tem uma enorme influência no comportamento mecânico da liga de alumínio AlSi10Mg sujeita ao processo L-PBF.

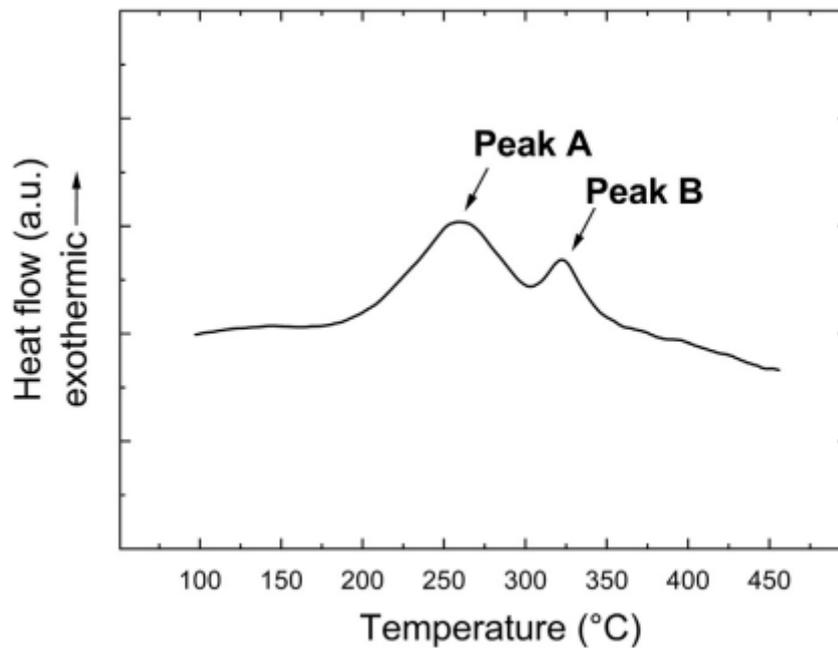


Figura 2.4. Termograma típico de uma liga de alumínio AlSi10Mg produzida por L-PBF, sem qualquer tratamento térmico aplicado (adaptado de [29]).

Vários estudos foram realizados com vista a obter a temperatura ideal de tratamento com base na aplicação do material. Mfusi et al. [25] estudou os efeitos do tratamento térmico de alívio de tensões a 300°C e constatou uma redução acentuada das propriedades mecânicas com exceção da ductilidade.

Tridello et al. [30] estudou o tratamento em causa a 320°C e, à semelhança de Mfusi et al. [25], observaram uma drástica redução da resistência à tração para quase metade, sendo que a ductilidade obteve um aumento de 2,4 vezes em comparação com o material sem tratamento. Resultados semelhantes foram também observados nos estudos realizados, por Fousová et al. [23] e Padovano et al. [24].

Como é possível constatar, a temperatura a ter em consideração afeta consideravelmente a microestrutura do componente final, alterando por sua vez as propriedades mecânicas do mesmo. Esta alteração dá-se principalmente ao nível do Silício, tendo este fenómeno de dissolução uma consequência negativa na resistência do material. Tal constatação é apoiada por Mfusi et al. [25], que afirma que a perda da resistência pode

estar relacionada com o aumento de porosidade devido à precipitação do Si e do composto Mg_2Si .

2.6. Prensagem isostática a quente

A prensagem isostática a quente (também denominada por HIP, sigla proveniente do inglês cujo significado é Hot Isostatic Pressing) trata-se de um tratamento térmico onde o material é sujeito a uma dada temperatura e pressão, já que o tratamento não é apenas um tratamento térmico, mas sim um tratamento termomecânico. Para que tal seja possível, recorre-se a uma câmara de gás inerte, por norma argon, que é pressurizada à pressão mais indicada para cada material, com a finalidade de reduzir a porosidade interna dos componentes e densificar o material.

Para analisar o efeito positivo do tratamento termomecânico vários estudos foram realizados. Schneller et al. [31] realizaram o estudo à fadiga de componentes da liga AlSi10Mg sobre o efeito de uma pressão constante de 100 MPa a uma temperatura de 500°C. Tal tratamento veio a causar mudanças significativas a nível da microestrutura dos componentes, já que os mesmos revelaram uma menor quantidade de poros e de menores dimensões, originando um aumento de densidade do material. Observou-se também o desaparecimento das poças de fusão, assim como da rede de silício, devido à formação de precipitados que resultaram num desaceleramento da propagação da fenda.

Hirata et al. [32] optou por realizar uma comparação entre componentes sujeitos ao tratamento HIP durante duas horas e componentes expostos à mesma temperatura (500°C) sem o efeito da pressão de 100 MPa. A análise de ambas as microestruturas veio apresentar uma similaridade notória entre ambas, porém, foi possível observar que os componentes sobre o efeito de tratamento HIP exibiram menos poros internos, impactando positivamente nas propriedades mecânicas. No entanto, a resistência à tração demonstrou ser inferior em comparação com o material sem tratamento.

Por sua vez Uzan et al. [33] optou por realizar um estudo em tratamento HIP a 100MPa utilizando duas temperaturas diferentes, 500°C e 250°C. Comparando os resultados obtidos, observou-se que os componentes a 250°C apresentam uma resistência à tração superior que os componentes a 500°C. O mesmo se verifica na resistência à fadiga, a 500°C observaram-se piores resultados já que ocorre um engrossamento da microestrutura

2.7. Fadiga dos materiais

Desde já, é oportuno iniciar este subcapítulo com a compreensão do que é o fenómeno da fadiga dos materiais. A fadiga consiste num fenómeno localizado, progressivo, permanente e catastrófico que se manifesta em componentes mecânicos sujeitos a tensões dinâmicas, traduzindo-se numa redução gradual da capacidade de carga de um componente, devido à rotura lenta do material. Esta redução é consequência do avanço progressivo das fissuras no seu interior [34] e representa um processo de elevada complexidade sobre o qual se deve ter extrema atenção já que é responsável por cerca de 80 a 90 por cento das falhas em componentes mecânicos em serviço [10]. Tal percentagem elevada de falhas por fadiga demonstra a importância do estudo da mesma.

Com o crescimento da indústria e conseqüente uso intenso de equipamentos, o número de falhas causadas por fadiga, inevitavelmente sofreu um aumento considerável. Por sua vez, isto obrigou a um estudo mais intenso do fenómeno, de maneira a procurar reduzir o número de falhas observadas. Tal situação suscitou o interesse de August Wöhler, um engenheiro alemão que marcou o século XIX com o seu trabalho de investigação na área de falhas de equipamentos por fadiga. Wöhler percebeu que o elevado número de falhas em componentes de eixos rodoviários não se deviam ao facto de os componentes estarem sujeitos a tensões demasiado elevadas, visto que as solicitações exercidas não ultrapassavam as tensões de cedência do material [35]. Tal trabalho despoletou a corrente de investigação à caracterização do comportamento à fadiga no que diz respeito a curvas que relacionam a tensão aplicada com o número de ciclos até à rotura de um componente. Estas curvas são conhecidas como curvas S-N, utilizadas no dimensionamento a todo o tipo de componentes sujeitos a cargas cíclicas.

A fadiga, tal com já referido anteriormente, é um processo progressivo pelo que, não ocorre de um momento para outro, passando assim por quatro etapas até à cedência do material. A primeira fase consiste na nucleação microscópica, sendo acompanhada posteriormente pelo crescimento microscópico da fenda e constituindo o período de iniciação da fenda. O período de iniciação é geralmente verificado à superfície do material, já que o nível de restringimento do material é superior à superfície. É ainda justificável que tal aconteça, pois o material não é homogéneo, nem a nível de geometria nem a nível de acabamento superficial, gerando concentrações de tensões que favorecem a iniciação de

fenda. Após a iniciação, ocorre um acumular de deformação local que favorece o aparecimento de zonas de concentrações de tensões e que proporcionam a formação de microfendas. Com a permanência das cargas, o processo evolui e, as inicialmente denominadas microfendas, aumentam de uma forma estável originando uma fenda dominante. Quando a dimensão da fenda é grande o suficiente, ocorre então um crescimento não constante até à fase final - a rutura súbita do material. Na Figura 2.5 é possível verificar a explicação dada de uma maneira esquemática.

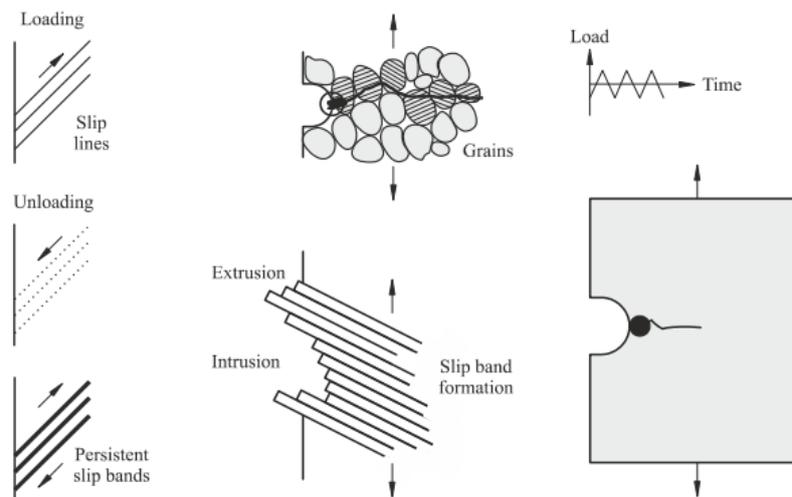


Figura 2.5. Representação esquemática da nucleação e propagação de fendas por fadiga em componentes mecânicos solicitados por carregamentos uniaxiais cíclicos (adaptado de [36])

2.8. Efeitos do carregamento no comportamento à fadiga

Tal como referido acima, a fadiga ocorre aquando da presença de solicitações dinâmicas, ou seja, solicitações que variam com o tempo. Os tipos de ciclos normalmente encontrados fazem variar os valores de tensão máxima/mínima ou os valores de deformação máxima/mínima, permitindo uma divisão em dois tipos de ciclos principais: ciclo pulsante e ciclo alternado, que se distinguem através da razão de tensões (R) ou deformações (R_ϵ) dada pela equação:

$$R = \frac{\sigma_{\min}}{\sigma_{\max}} \quad (2.1)$$

$$R_\epsilon = \frac{\epsilon_{\min}}{\epsilon_{\max}} \quad (2.2)$$

Nesta equação, σ_{min} e σ_{max} correspondem respectivamente aos valores de tensão mínima e máxima e ε_{min} e ε_{max} aos valores de deformação mínima e máxima, também respectivamente. Tal como já foi abordado, os ciclos distinguem-se através da razão de tensões/deformações, sendo que para $R \geq 0$ o ciclo é caracterizado por ser um ciclo pulsante e para $R = -1$ o ciclo caracteriza um ciclo alternado. Tendo em conta que estes são os ciclos mais apresentados em aplicações práticas, é natural que seja sobre estes que recaem os estudos do comportamento à fadiga.

Os componentes mecânicos estarão sempre sujeitos a diferentes solicitações ao longo da vida, sendo isso denominado de história de carga. Esta história de carga pode ser praticamente uniforme, não apresentando grandes alterações de ciclo para ciclo e mantendo uma amplitude de carga relativamente constante ao longo do tempo (Figura 2.6 a)). Porém, o principal responsável pelas falhas causadas por fadiga está relacionado com uma história de carga praticamente aleatória (Figura 2.6 b)), tornando a análise mais complexa. Por esta razão, este tipo comportamento é simplificado de maneira a possibilitar um melhor estudo do mesmo, considerando-se uma sucessão de blocos de ciclos com amplitudes de tensão constantes (Figura 2.6 c)).

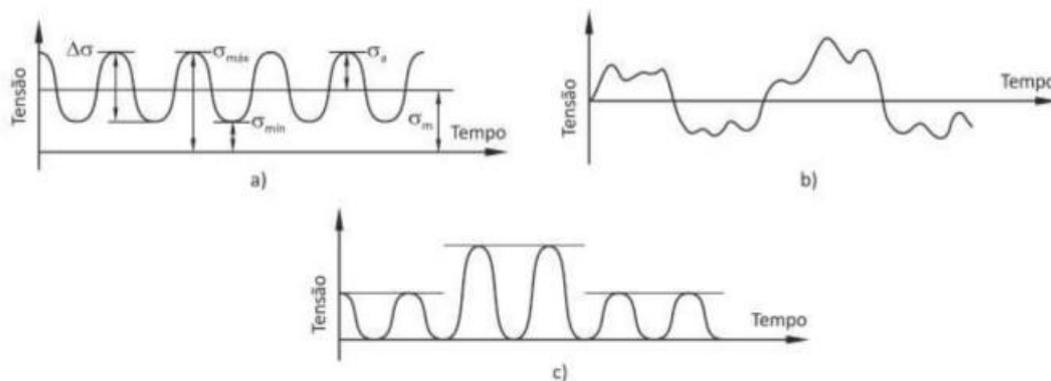


Figura 2.6. Diferentes tipo de carregamento: a) carregamento constante; b) carregamento aleatório; c) carregamento alternado (adaptado de [37])

Quando não são apresentados desvios muito significativos na história de carga, os ciclos de amplitude constante são considerados uma boa aproximação aos casos reais de amplitude variável. A gama de tensão, $\Delta\sigma$, apresentada nos ciclos é dada por:

$$\Delta\sigma = \sigma_{max} - \sigma_{min} \quad (2.3)$$

$\sigma_{m\acute{a}x}$ representa a amplitude máxima e $\sigma_{m\acute{i}n}$ representa a amplitude mínima durante um ciclo de carga completo. A partir destes dois parâmetros é também possível obter a tensão média σ_m através da Equaao (2.4):

$$\sigma_m = \frac{(\sigma_{m\acute{a}x} + \sigma_{m\acute{i}n})}{2} \quad (2.4)$$

com a qual é também possível obter a amplitude de tensão ou tensão alternada, dada pela equaao (2.5):

$$\sigma_a = \sigma_{m\acute{a}x} - \sigma_m = \frac{(\sigma_{m\acute{a}x} - \sigma_{m\acute{i}n})}{2} \quad (2.5)$$

Como neste estudo, e em muitos outros estudos da fadiga, a variável de controlo é a deformaao. São tidas em conta as expressões análogas às anteriores como a gama de deformaao, $\Delta\varepsilon$, a deformaao média, ε_m , e a amplitude de deformaao, ε_a .

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

$$\varepsilon_m = \frac{(\varepsilon_{m\acute{a}x} + \varepsilon_{m\acute{i}n})}{2} \quad (2.7)$$

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

onde $\varepsilon_{m\acute{a}x}$ e $\varepsilon_{m\acute{i}n}$ correspondem à deformaao máxima e mínima durante os ciclos de carga, respetivamente.

2.9. Fadiga Oligocíclica

O conceito de fadiga é passível de ser dividido em duas vertentes da mesma, fadiga supercíclica e fadiga oligocíclica. Os dois conceitos distinguem-se quanto ao número de ciclos e níveis de tensão ou deformaao sobre o qual um material fica sujeito até a sua rotura. No primeiro caso, a vida é geralmente superior a 10^4 . No segundo caso, a vida à fadiga é geralmente inferior a $10^4/10^5$ ciclos. Como o estudo em causa pretende focar-se na fadiga oligocíclica, será dada mais atenao à mesma.

A fadiga oligocíclica, tal como já abordado, distingue-se pelo facto do material apresentar uma menor vida à fadiga aquando sujeito a elevados valores de tensão/deformaao, resultantes de uma deformaao plástica do material. Através dos testes realizados, será possível representar o comportamento à fadiga do material com a análise das

curvas de tensão deformação e ciclos de histerese (que apresentam o comportamento elástico e plástico do objeto de prova quando sujeitos a valores especificados de tensão/deformação).

Com base no que foi explicado, pode-se observar na Figura 2.7 uma curva de tensão deformação. Desta curva é possível obter vários dados para posterior análise. Desde logo, através dos eixos podemos identificar a tensão ou deformação consoante o valor constante (deformação ou tensão) inicialmente definido no início do teste. A zona de deformação plástica ($\Delta\varepsilon_p$) e deformação elástica ($\Delta\varepsilon_e$) são possíveis de identificar através da análise da curva. Através da área podemos obter a energia de deformação durante o ciclo que, por sua vez, e somando a energia de todos os circuitos de histerese, permite chegar à energia total, energia essa que determina o limite no qual se dará a iniciação da fenda.

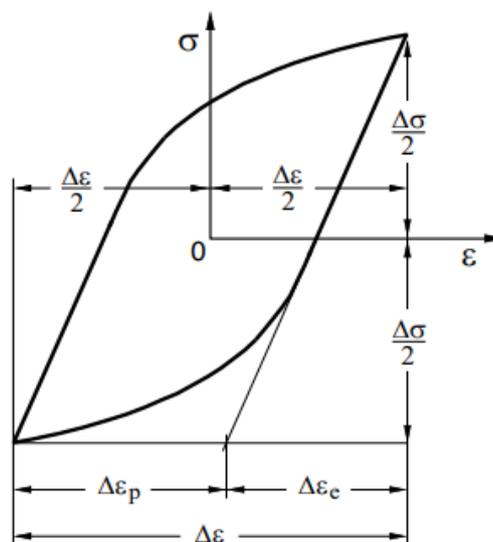


Figura 2.7. Circuito de histerese do diagrama tensão-deformação (adaptado de [38]).

2.10. Relação tensão-deformação cíclica

Os materiais metálicos apresentam um comportamento designado de cíclico (comportamento não monótono) quando são submetidos a deformações plásticas reversíveis. Por outras palavras, o material apresenta um comportamento que difere do comportamento apresentado no ciclo de carga anterior pois, a cada ciclo, este acumula dano. Na Figura 2.8, é possível observar as diferentes respostas cíclicas típicas, consoante a variável de entrada controlada.

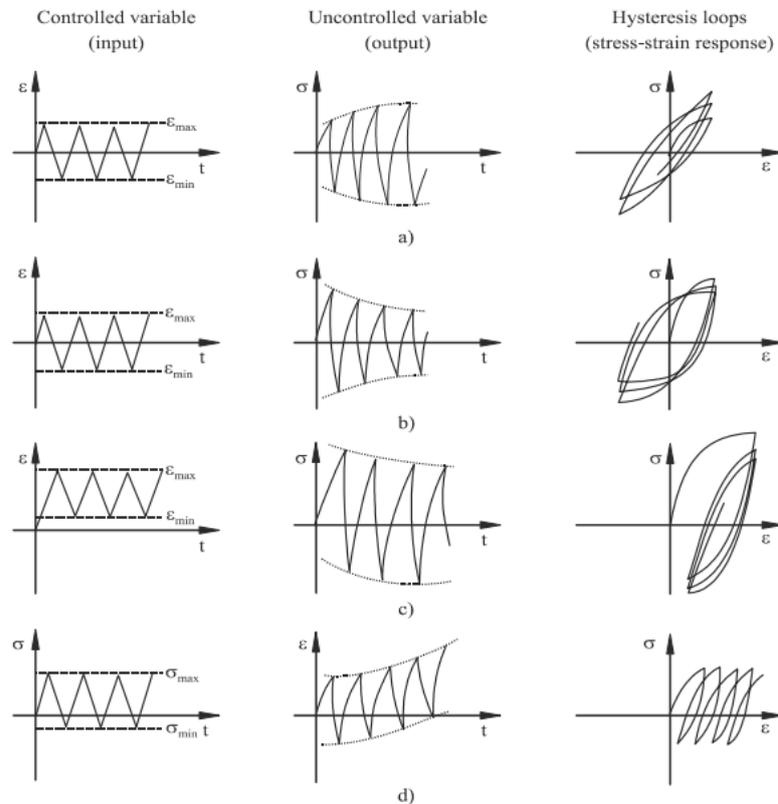


Figura 2.8. Resposta tensão-deformação para diferentes variáveis de entrada - Comportamento cíclico: a) endurecimento cíclico; b) amaciamento cíclico; c) relaxação cíclica da tensão média; d) fluência cíclica (adaptado de [39]).

Com a observação e análise da Figura 2.8 é possível verificar que, dependendo da escolha da variável controlada, haverá um impacto bastante considerável na resposta apresentada pelo material. Podem observar-se na Figura 2.8 quatro casos distintos, dos quais três (Figura 2.8 a), b), c)) que utilizam a mesma variável controlada, deformação e ε (que por sua vez, é por norma a escolha mais usual) enquanto que, na Figura 2.8 d), a opção tomada foi a de controlar a variável tensão, σ .

No carregamento, caso este seja realizado sob controlo de deformação média, podem ocorrer dois fenómenos distintos: o endurecimento cíclico (Figura 2.8 a)) e o amaciamento cíclico (Figura 2.8 b)), caracterizados pelo aumento e diminuição, respetivamente, da amplitude de tensão com o número de ciclos. Por outras palavras, o material apresentará valores crescentes ou decrescentes de tensão consoante o fenómeno exposto. Esta tendência que o material exibe para apresentar um endurecimento ou amaciamento é passível de ser prevista, já que, em 1963, Manson & Hirschberg [40] verificaram esta previsão de comportamento através da razão de duas propriedades do material, tensão de rotura (σ_R) e

tensão de cedência do material (σ_c). Por norma, os materiais que apresentam uma razão entre a tensão de rotura e a tensão de cedência superior a 1,4, Equação (2.9), apresentam endurecimento, e, por sua vez, os materiais com este valor inferior a 1,2 sofrem amaciamento, Equação (2.10).

$$\frac{\sigma_R}{\sigma_c} > 1,4; \quad \textit{Endurecimento Cíclico} \quad (2.9)$$

$$\frac{\sigma_R}{\sigma_c} < 1,2; \quad \textit{Amaciamento Cíclico} \quad (2.10)$$

Retomando a análise à Figura 2.8 , o penúltimo caso (Figura 2.8 c)) distingue-se pelo facto de o carregamento ser realizado em controlo de deformação média não nula, sendo possível constatar que este apresenta uma relaxação cíclica da tensão média. Já no último caso (Figura 2.8 d)) foi tomada a opção de controlar a tensão média por forma a garantir que esta fosse não nula. Deste controlo resulta um aumento progressivo da deformação plástica com o aumento do número de ciclos. À semelhança do caso anterior, o ciclo de histerese também se distingue por ser aberto. É de notar que estes dois últimos casos são transitórios, e por essa mesma razão, a determinação das propriedades de resistência à fadiga deverá ser realizada quando o material apresenta um comportamento estável.

Tal como foi abordado no início do subcapítulo, é natural que o comportamento cíclico dos metais venha a estabilizar após um certo número de ciclos. No entanto, esse mesmo comportamento não é elementar e existe conhecimento de casos em que tal não se verifica. Para colmatar esse fenómeno é considerada a resposta cíclica estabilizada para metade da vida à fadiga do material.

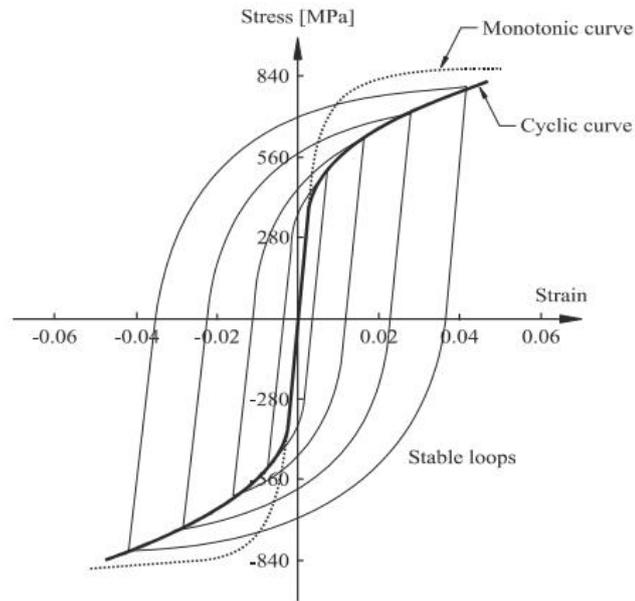


Figura 2.9. Representação da curva cíclica e monótona no diagrama tensão-deformação (adaptado de [41])

De maneira a facilitar a percepção do comportamento cíclico estabilizado do material, é apresentada na Figura 2.9 a curva cíclica. Este gráfico é obtido através da sobreposição dos diversos circuitos de histerese estabilizados para deformações distintas que, ao unir os pontos máximos e mínimos de cada circuito, torna possível a resposta da tensão-deformação cíclica. A curva monótona é também apresentada para ser tida como meio de comparação, já que Landgraf & Morrow [42] em 1969, observaram que para as diferentes disposições da curva monótona relativamente à curva cíclica, era possível saber se o material sofreu amaciamento, endurecimento ou qualquer outro fenómeno.

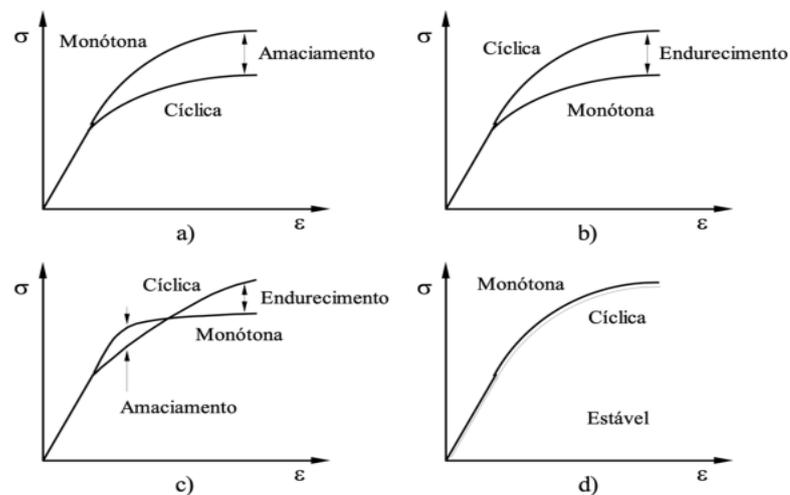


Figura 2.10. Representação esquemática das diferentes curvas cíclicas vs monótonas: a) amaciamento; b) endurecimento; c) amaciamento e endurecimento; d) comportamento estável (adaptado de [38]).

Para possibilitar a quantificação da curva cíclica, Morrow [43] propôs a seguinte expressão:

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

na qual, $\Delta\sigma$ corresponde à gama de tensão, K' corresponde ao coeficiente de endurecimento cíclico e n' corresponde ao expoente de endurecimento cíclico, já $\Delta\varepsilon_p$ consiste na gama de deformação plástica. No entanto mais teorias foram desenvolvidas para a obtenção da curva cíclica analiticamente, em 1943 Ramberg & Osgood [44] desenvolveram a denominada relação de Ramberg-Osgood:

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

Na expressão acima apresentada, $\frac{\Delta\varepsilon}{2}$ corresponde à amplitude de deformação total. Todavia, apesar da equação oferecer uma representação clara da curva cíclica, a mesma não disponibiliza qualquer informação relativa à forma dos anéis de histerese, um detalhe importante que explica o comportamento cíclico dos materiais. Por forma a colmatar essa lacuna, Masing [45] conduziu em 1926 os estudos iniciais que permitiriam a quantificação dessas formas. Assim, a descrição pela duplicação da curva tensão-deformação cíclica dos ramos superiores do ciclo de histerese é possibilitada pela apresentação de um comportamento do tipo Masing num material.

2.11. Relação deformação-vida

A possibilidade de realizar uma previsão da vida à fadiga de um componente mecânico é facilitada através das propriedades cíclicas de um material sendo, para tal, necessário realizar ensaios à fadiga oligocíclica. Com recurso aos ensaios mencionados anteriormente, é possível quantificar a componente elástica ($\Delta\varepsilon_e$), que representa a resistência cíclica do material, e a componente plástica ($\Delta\varepsilon_p$) que depende das propriedades de ductilidade cíclica do material.

Basquin [46] conseguiu relacionar a gama de deformação elástica do circuito de histerese com o número de reversões até à rotura, através da equação:

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

Na equação acima, σ'_f , b , e $2N_f$ correspondem, respetivamente, ao coeficiente de resistência cíclica, ao expoente de resistência cíclica e ao número de reversões até à rotura. A outra componente da deformação do material, deformação plástica, pode ser expressa pela Equação (2.14) proposta por Coffin [47] e Manson [48]:

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

onde, ε'_f corresponde ao coeficiente de ductilidade cíclica e c ao expoente de ductilidade cíclica.

Para complementar as duas teorias, Morrow [43] veio demonstrar que a obtenção da deformação total pode ser alcançada pela soma da componente da deformação elástica com a deformação plástica, baseando-se na equação (2.15):

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

Com recurso a estas equações e utilizando os dados obtidos nos ensaios realizados, é possível chegar ao gráfico de deformação total em função do número de reversões até à rotura ($2N_f$) (Figura 2.11).

Analisando o gráfico, é possível observar um ponto no qual as curvas da componente elástica e plástica se intersectam - este ponto consiste no regime de transição, representado por $2N_T$. Para obter o valor para a vida do regime de transição basta igualar a equação (2.13) com a equação (2.14), resultando no seguinte:

$$\frac{\Delta \varepsilon_e}{2} = \frac{\Delta \varepsilon_p}{2} \Leftrightarrow \frac{\sigma'_f}{E} (2N_f)^b = \varepsilon'_f (2N_f)^c \Leftrightarrow 2N_T = \left(\frac{\varepsilon'_f E}{\sigma'_f} \right)^{\frac{1}{c-b}} \quad (2.16)$$

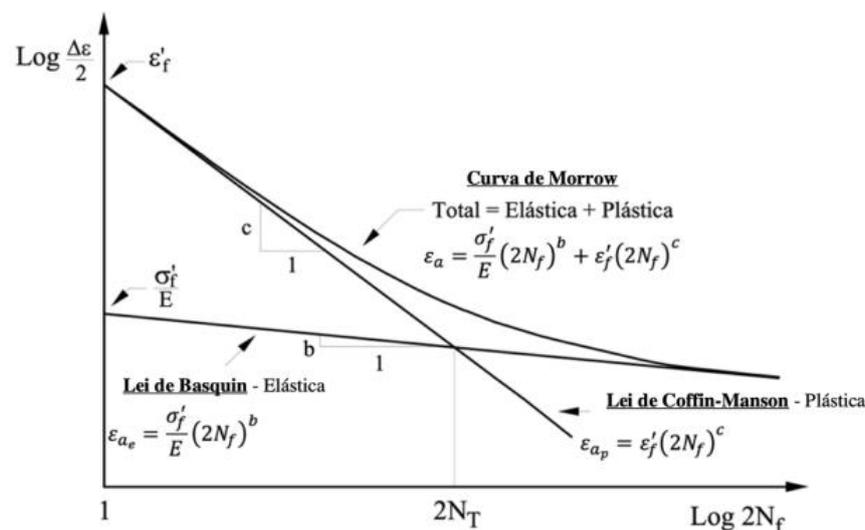


Figura 2.11. Curvas de deformação total - Número de reversões (adaptado de [38]).

Como já foi mencionado anteriormente, o ponto onde o número de reversões é igual a $2N_T$ representa o ponto de transição entre a curva da componente elástica e a plástica. Ou seja, para vidas inferiores a esse valor, a vida é maioritariamente representada pela componente plástica, estando maioritariamente dependente das propriedades de ductilidade cíclica. Já para valores superiores a $2N_T$, o contrário ocorre: a vida do material é regida pela componente elástica, sendo que a resistência à fadiga é determinada pelas propriedades de resistência cíclica do material.

2.12. Relação energia-vida

Realizando uma análise do ponto de vista energético, os materiais tendem a ter comportamentos idênticos quando sujeitos a um carregamento cíclico, apresentando um comportamento de absorção de energia e um de dissipação de energia. A energia responsável pela alteração da estrutura de deslocação do material é a energia absorvida. Esta divide-se em duas partes, uma caracterizada por ser recuperável e outra irrecuperável.

Para possibilitar a obtenção do valor da densidade de energia de deformação plástica recorre-se a uma análise da tensão-deformação, que permite obter o valor ΔW_p de duas maneiras distintas (dependendo do comportamento do material- tipo Masing ou não).

A equação (2.17) adequa-se a um comportamento tipo Masing, no qual n' corresponde ao expoente de encruamento cíclico, $\Delta\sigma$ corresponde à gama de tensão e $\Delta\varepsilon_p$ à gama de deformação plástica. Já a equação (2.18) está relacionada com um comportamento não Masing, na qual n^* e $\delta\sigma_0$ são, respetivamente, o coeficiente de encruamento cíclico e a medida de expansão cíclica da gama elástica.

$$\Delta W_p = \frac{1 - n'}{1 + n'} \Delta\sigma \Delta\varepsilon_p \quad (2.17)$$

$$\Delta W_p = \frac{1 - n'}{1 + n'} \Delta\sigma \Delta\varepsilon_p + \frac{2n^*}{1 + n^*} \delta\sigma_0 \Delta\varepsilon_p \quad (2.18)$$

Já Bairstow [49] veio apresentar o devido reconhecimento à importância de quantificar a energia de histerese para uma correta análise do fenómeno de fadiga. Anos mais tarde, em 1984, Lefebvre e Ellyin apresentaram um estudo no qual concluíram que a cada material está atribuído um limite para a quantidade de energia que o mesmo consegue absorver. Passando-se esse limite, dá-se origem ao processo de iniciação de fendas [50].

No caso de ensaios realizados em controlo de deformação é, geralmente, possível verificar que o anel de histerese apresenta um comportamento relativamente constante ao longo da maioria da vida do componente, conforme esquematizado na Figura 2.12. A área da zona cinzenta mais escura representa a densidade de energia de deformação plástica, ΔW_p [39]. Tal valor pode ser relacionado com o número de ciclos até à rotura através da equação (2.19):

$$\Delta W_p = k_p (2N_f)^{\alpha_p} \quad (2.19)$$

sendo as constantes k_p e α_p propriedades do material obtidas experimentalmente.

Para o cálculo da densidade de energia de deformação total (ΔW_t) recorre-se à Equação (2.20), que soma as componentes plástica e elástica da densidade de energia de deformação, representadas em cinzento-escuro e cinzento-claro na Figura 2.12. Este parâmetro tem a vantagem de poder ser usado no regime de fadiga oligocíclica ou no regime de fadiga supercíclica, ao contrário da Equação (2.18), que é mais adequada para o regime de fadiga oligocíclica, devido ao facto da componente plástica ser um parâmetro muito pequeno e difícil de calcular para vidas longas.

$$\Delta W_t = \Delta W_e + \Delta W_p \quad (2.20)$$

A partir desta equação pode-se então relacionar a energia total de deformação com a vida à fadiga através da equação (2.21):

$$\Delta W_t = k(2N_f)^\alpha + \Delta W_0, \quad (2.21)$$

onde k e α correspondem a dois coeficientes obtidos por dados experimentais e ΔW_0 assume o valor da energia elástica no limite da fadiga.

Todavia, o método abordado anteriormente não é sensível ao efeito da tensão média. De modo a aliviar esta limitação, Golos & Ellyin [51], [52] propuseram um novo parâmetro baseado na soma da densidade de energia de deformação plástica, com a densidade de energia de deformação elástica positiva, ΔW_{e+} dado pela Equação (2.21).

$$\Delta W_t = \Delta W_{e+} + \Delta W_p \quad (2.22)$$

Neste caso, o critério de falha pode ser escrito através da equação (2.23):

$$\Delta W_t = k_t (2N_f)^{\alpha_t} + \Delta W_{0_t}, \quad (2.23)$$

na qual k_t e α_t são dois coeficientes obtidos experimentalmente e ΔW_{0_t} corresponde à energia associada à componente elástica positiva no limite de fadiga do material.

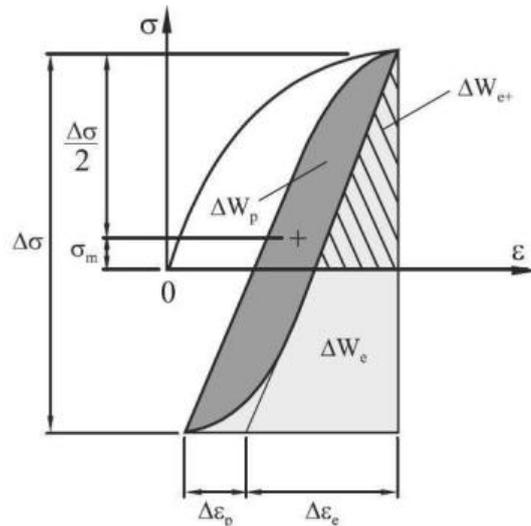


Figura 2.12. Representação esquemática da energia de deformação para um estudo uniaxial de tensão (adaptado de [53])

A energia de deformação acumulada (W) ou tenacidade à fadiga, é um parâmetro alternativo que considera a energia absorvida durante todo o ensaio, ao invés dos anteriores, que consideram apenas a energia dissipada num único ciclo (ΔW), geralmente o ciclo da meia vida. Assim, podemos escrever:

$$W = \int_1^{N_f} \Delta W dN \quad (2.24)$$

onde N_f representa o número de ciclos até à rotura.

3. MATERIAL E PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

O estudo em causa aborda uma análise ao comportamento à fadiga da liga AlSi10Mg, produzida por L-PBF. No presente capítulo irão ser detalhadamente descritos os procedimentos e metodologias adotados para possibilitar a mais correta análise à fadiga da liga em causa, assim como as características do material e equipamentos utilizados. É ainda importante referenciar que todos os ensaios foram realizados no departamento de Engenharia Mecânica da Faculdade de Ciências e Tecnologias da Universidade de Coimbra, usufruindo dos equipamentos presentes.

3.1. Material e parâmetros do processo

De maneira a possibilitar a realização dos ensaios à fadiga dos provetes, estes necessitaram, primeiramente, de ser produzidos. A responsabilidade da manufatura dos componentes ficou ao encargo de uma empresa nacional sediada em Águeda, a Aluport, que tem em sua posse uma máquina “Renishaw”, modelo AM400, equipamento destinado à produção destes provetes.

Apesar da potência máxima do equipamento ser 400 W, não foi necessário atingir esse limite para a produção dos provetes em causa. Alguns dos parâmetros utilizados no processo de produção encontram-se a seguir apresentados: potência do laser igual a 350W, feixe do laser com diâmetro de 30 μm , velocidade de avanço de 1,8 m/s, espessura de camada de 30 μm . Relativamente ao pó em uso, este apresenta uma granulometria de 25-70 μm e é possível observar a sua composição química, de acordo com a norma DIN EN (EN AC-4300), na tabela abaixo.

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

Elem. químico	Al	Si	Mg	Mn	Cu	Ni	Fe	Zn	Pb	Sn	Ti
Fração mássica (%)	Rest.	9.0-11.0	0.25-0.45	0.45	0.05	0.05	0.55	0.10	0.05	0.05	0.15

3.2. Geometria dos provetes

Os provetes utilizados na realização deste estudo apresentam uma geometria do tipo “osso de cão” e obtiveram-se através de uma tecnologia de fabricação aditiva, tal como foi referenciado anteriormente. Os provetes foram produzidos consoante a orientação vertical dos mesmos. A dimensão e geometria dos provetes encontram-se apresentadas na Figura 3.1. Tendo por base a norma ASTM E606, será realizada a caracterização do comportamento elastoplástico e comportamento à fadiga do material.

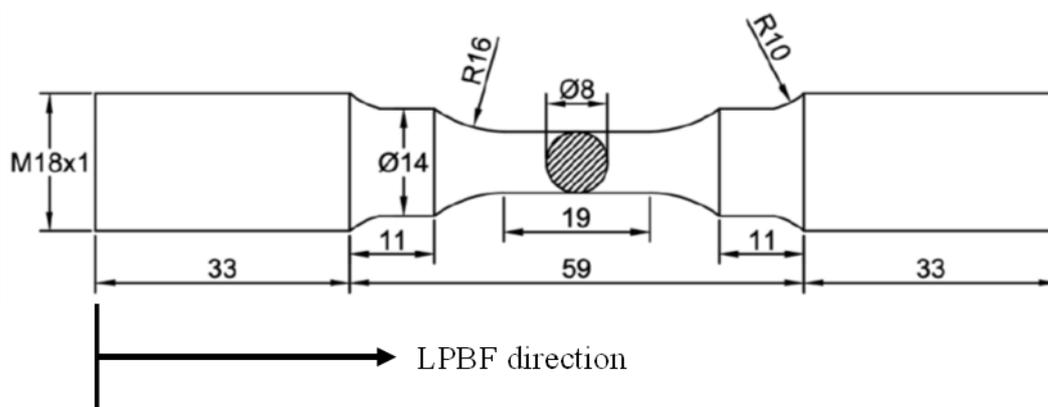


Figura 3.1. Geometria dos provetes a utilizar.

Numa fase seguinte, os provetes passam por um polimento mecânico de alta velocidade na zona de prova. Este tem como principal objetivo diminuir as irregularidades junto à superfície.

3.3. Tratamentos térmicos

Os provetes foram sujeitos a tratamentos térmicos de maneira a ser possível observar o impacto que os mesmos têm no comportamento à fadiga e na microestrutura do material. Para esse propósito, as amostras de prova serão estudadas sobre três condições diferentes: Sem tratamento; Tratamento térmico a 250°C; Tratamento Termomecânico HIP a 250°C e 100MPa. Desta maneira, será possível observar o impacto que estes têm no material e comparar resultados com testes anteriormente realizados.

De seguida, será descrito cada um dos tratamentos mais detalhadamente, por forma a aprofundar a compreensão dos passos envolvidos em cada processo.

3.3.1. Tratamento termomecânico HIP

O tratamento HIP tem como base sujeitar os componentes em causa simultaneamente a temperatura e pressão elevadas. Este tratamento estende-se ao longo de duas horas numa câmara pressurizada. Numa fase inicial, os componentes devem ser sujeitos a um polimento superficial.

O tratamento em causa foi realizado com o apoio da empresa Bodycote, uma empresa com sede em Ebersbach, Alemanha. O tratamento HIP foi realizado a uma temperatura de 250°C por 2 horas, com uma simultânea pressão aplicada de 100MPa.

3.3.2. Tratamento de alívio de tensões residuais

O tratamento térmico a 250°C surge como que uma contraproposta comparativamente ao sugerido pelos fabricantes de equipamentos para L-PBF: ao invés de um tratamento a 300°C, é aplicado um tratamento com uma temperatura mais reduzida, de modo a causar o menor impacto possível na microestrutura do material. Este tratamento é composto por duas fases distintas:

- Fase de aquecimento gradual até aos 250°C mantendo por 2 horas esta temperatura;
- Arrefecimento rápido em água à temperatura ambiente.

Este tratamento foi realizado no Departamento de Engenharia Mecânica da Universidade de Coimbra, com recurso a uma mufla que reúne as condições necessárias para a correta realização do estudo.

3.4. Equipamento utilizado nos ensaios

Nesta secção, serão apresentados os equipamentos utilizados na realização dos ensaios. Todos os equipamentos apresentados encontram-se no Laboratório de Construções Mecânicas da Faculdade de Ciências e Tecnologias da Universidade de Coimbra.

3.4.1. Ensaios de Fadiga

Com recurso a uma máquina servo-hidráulica Instron modelo 1341, é possível realizar tanto os ensaios de fadiga oligocíclica, como os de longa duração. O equipamento em questão é comandado por uma consola de controlo do modelo Instron 8800 e, para além

do controlo mencionado, faz também a aquisição de dados. Os dados recolhidos são posteriormente enviados para um computador que, em conjunto com a consola, tem a capacidade de controlar os parâmetros do ensaio: controlo da carga aplicada; controlo do deslocamento; controlo da extensão do provete.

Para o caso dos ensaios de fadiga oligocíclica, o parâmetro de controlo foi a deformação. Este controlo de deformação só foi possível com recurso a um extensómetro (Instron modelo 2620-601). A presença do extensómetro (Figura 3.2) garante a deformação exata do provete. No caso dos ensaios de longa duração, estes foram realizados sob controlo de carga.



Figura 3.2. Controlo de deformação - Extensómetro Instron 2620-601

É ainda importante referenciar que para o caso da fadiga oligocíclica, no qual as amplitudes de deformação são elevadas, os ensaios foram realizados para $R_\epsilon = -1$ e sujeitos a uma taxa de deformação constante de $\frac{d\epsilon}{dt} = 8 \times 10^{-3} \text{Hz}$. Para os ensaios de longa duração foi adotada uma frequência de 20 Hz e $R = -1$.

3.4.2. Ensaios de tração

Os ensaios de tração, apesar de simples, são bastante importantes para o estudo em causa, uma vez que ajudam a recolher os valores dos parâmetros para os ensaios de fadiga, através da curva monotónica. Isto deve-se ao facto de fornecerem informação do domínio

elástico e plástico do material, assim como da sua resistência. Para a realização dos ensaios foi utilizada a Instron 1341, a uma velocidade de ensaio 2mm/min e à temperatura ambiente. Os provetes utilizados foram os mesmos provetes sujeitos aos ensaios de fadiga. De maneira a controlar a deformação, utilizou-se um extensómetro Instron 2620-601.

3.5. Análise metalográfica e dureza

Para a análise da microestrutura e composição química, foi utilizada a seguinte técnica e equipamento: “Scanning Electron Microscopy (SEM)” com Energy Dispersive X-Ray Analysis (EDX) em HITACHI SU3800. Por forma a ser possível a submissão das amostras à técnica de microscopia mencionada, foi necessário submeter as mesmas a um processo preparatório de polimento mecânico (de acordo com a Norma ASTM E3) e atacar as amostras quimicamente com o reagente “Poulton’s” modificado. As amostras em causa foram reaproveitadas para realização dos testes de dureza de Vickers, levados a cabo através da utilização de um microdurómetro Stuers Duramin 1, com carga de 0,1 kg aplicada aleatoriamente na secção transversal das amostras.

4. ANÁLISE E DISCUSSÃO DE RESULTADOS

4.1. Análise da Microestrutura

A análise microestrutural é fundamental para poder entender as mudanças de comportamento mecânico. Na Figura 4.1 é apresentada a microestrutura típica do material em condições de produção e na qual são identificadas quatro zonas distintas. A Zona 1 corresponde à zona de fusão, onde existe uma estrutura Al-Si celular muito fina devido ao arrefecimento rápido na deposição de material. A Zona 2 corresponde a uma zona limítrofe entre duas zonas de fusão. Nesta zona verifica-se uma estrutura Al-Si celular muito mais grosseira comparada à microestrutura observada na Zona 1. Esta zona tem tendência a sofrer um arrefecimento mais lento, tendo em conta que ocorre o reaquecimento da mesma logo após a deposição da camada subsequente. O mesmo se pode dizer da Zona 3, que apresenta uma microestrutura muito semelhante a microestrutura da Zona 2. Por último, a Zona 4 mostra subestrutura colunar dendrítica, causada pela direção de solidificação da poça de fusão. Em geral, pode-se dizer que o material não tratado termicamente é composto, principalmente, por uma microestrutura celular-dendrítica supersaturada de Al-Si, sendo a microestrutura da Zona 1 a mais predominante.

Por outro lado, a Figura 4.2 apresenta a microestrutura revelada após a aplicação do tratamento térmico a 250°C. Esta microestrutura revelou ser muito semelhante às Zonas 2 e 3 descritas anteriormente. O tratamento térmico apenas provocou uma homogeneização da microestrutura geral, transformando uma estrutura Al-Si celular muito fina numa estrutura Al-Si celular muito mais grosseira. Tal transformação deveu-se ao reaquecimento da microestrutura até aos 250°C. Como o processo HIP foi realizado à mesma temperatura, apenas o arrefecimento foi mais lento, não sendo possível verificar mudanças microestruturais significativas entre o material apenas tratado termicamente e o material submetido ao tratamento HIP.

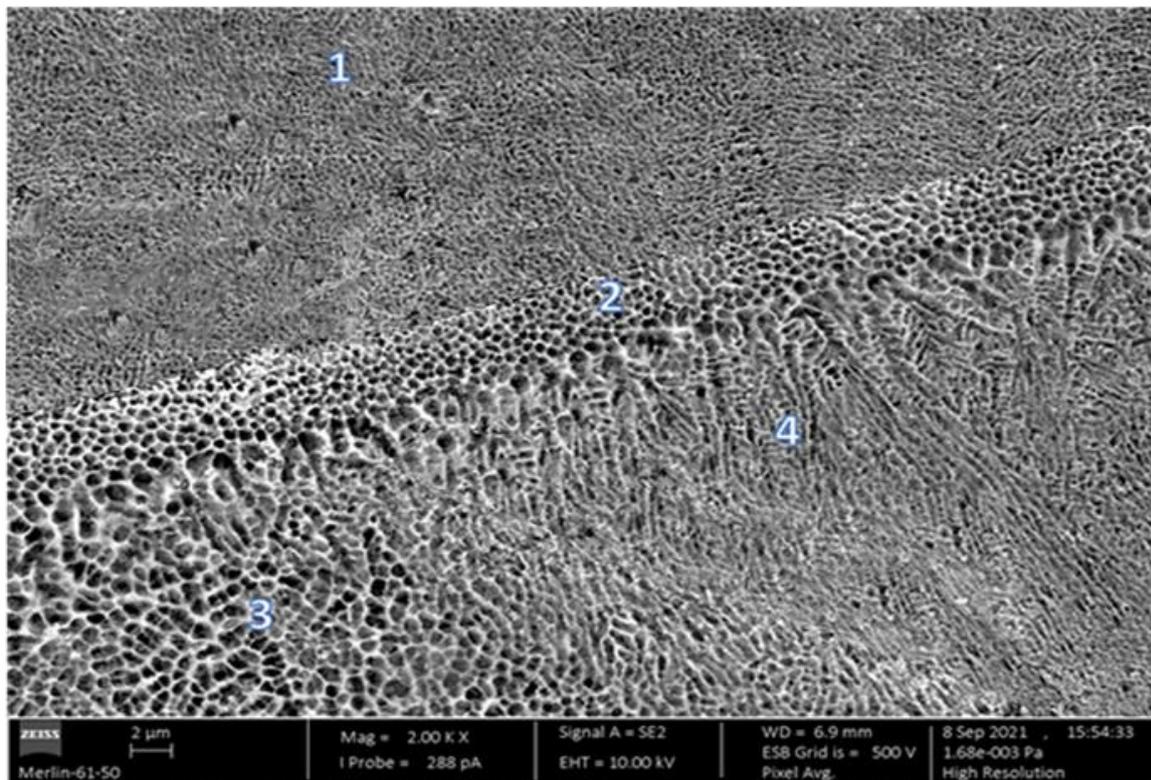


Figura 4.1. Micrografia SEM da liga de alumínio AlSi10Mg produzida por L-PBF sem tratamento térmico.

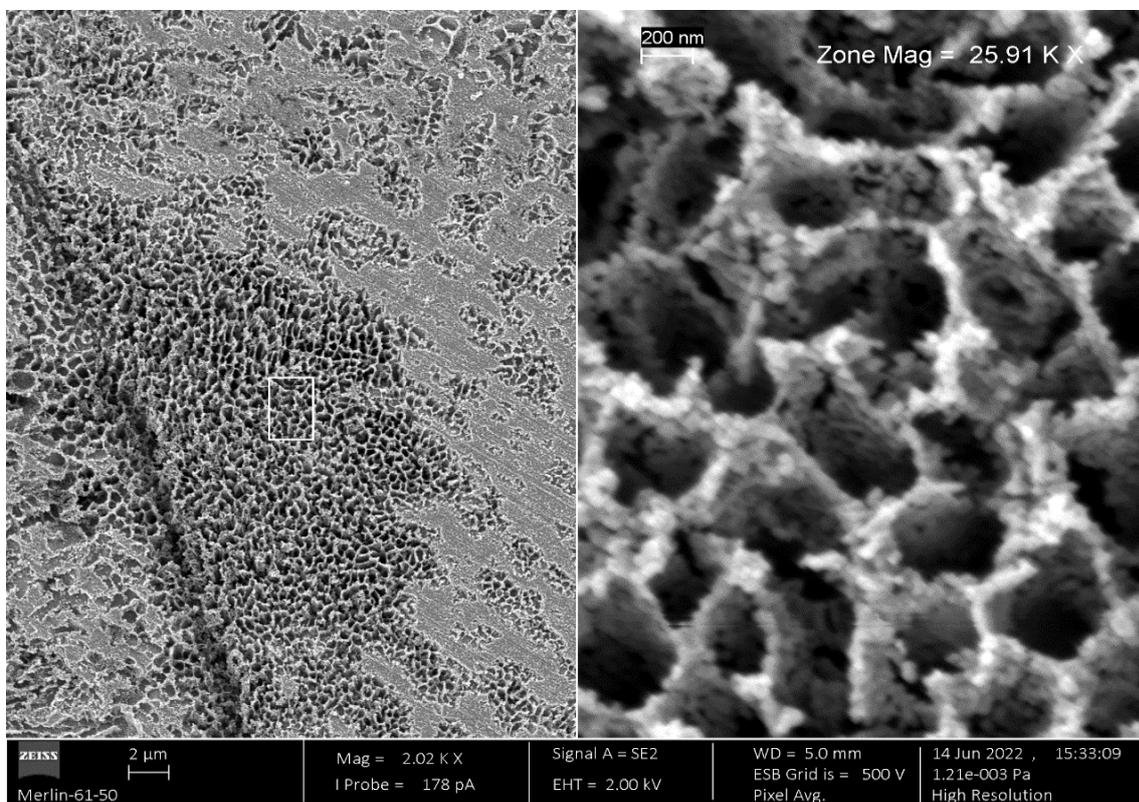


Figura 4.2. Micrografia SEM da liga de alumínio AlSi10Mg produzida por L-PBF sujeita a tratamento de alívio de tensões residuais a 250°C.

De forma a comparar os efeitos na microestrutura ao ser ultrapassada a temperatura de difusão e esferoidização do silício (260°C), foi incluída a Figura 4.3, retirada de um trabalho anterior [54], onde é apresentada a microestrutura resultante de um tratamento térmico até aos 300°C. É possível observar que este tratamento térmico resultou numa difusão e esferoidização do silício, deixando de haver uma estrutura celular-dendrítica supersaturada de Al-Si, passando a existir apenas uma matriz de alumínio com partículas de silício. Todas estas mudanças microestruturais têm impacto nas propriedades mecânicas da liga, como será descrito nos próximos subcapítulos.

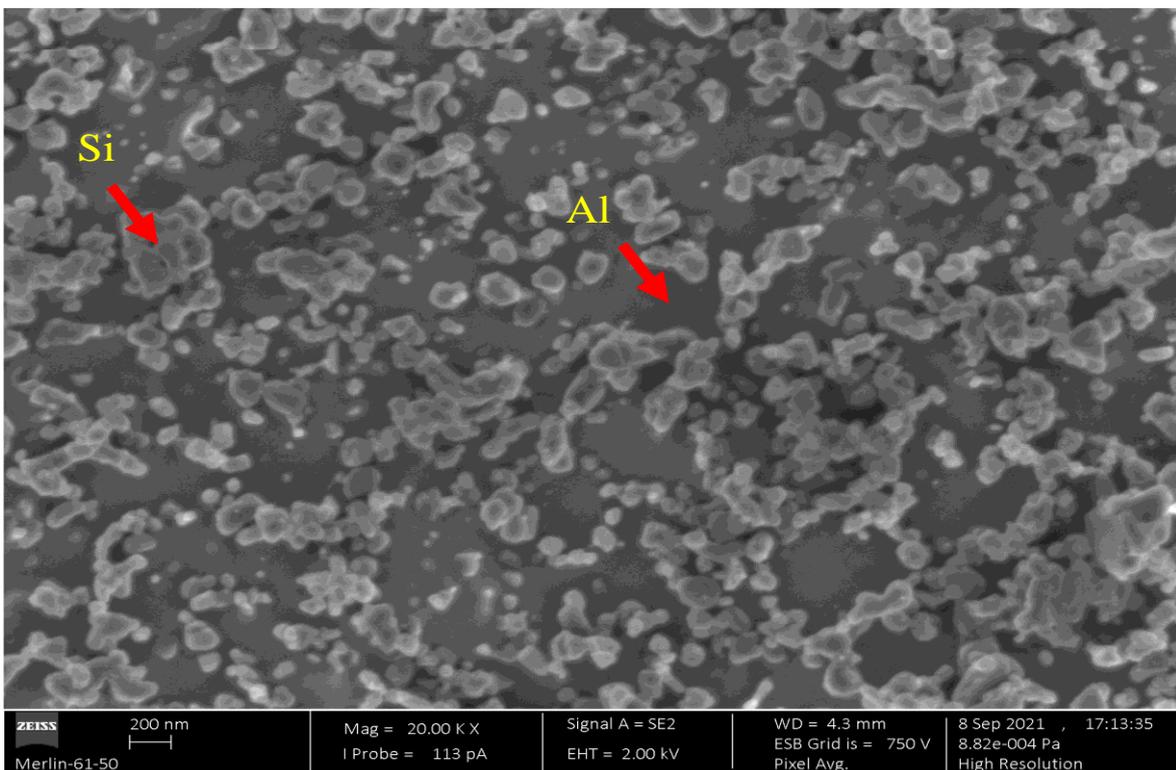


Figura 4.3. Micrografia SEM da liga de alumínio AlSi10Mg produzida por L-PBF sujeita a tratamento térmico de alívio de tensões residuais a 300°C.

4.2. Análise de Dureza

Como parte da análise de resultados, no presente subcapítulo são abordadas as respetivas durezas da liga AlSi10Mg produzida por FSL, sem ser submetida a qualquer tratamento e, também, sob o efeito dos tratamentos até agora abordados: tratamentos térmicos de alívio de tensões residuais (250°C e 300°C) e HIP a 250°C.

De maneira a ter uma melhor perceção das diferenças e semelhanças entre as durezas respetivas a cada processo, é apresentada na Figura 4.4 um gráfico de barras com as durezas correspondentes a cada condição. Ao analisar o gráfico, é possível constatar que ocorre um

decréscimo acentuado da dureza dos provetes não tratados para os provetes que foram sujeitos a qualquer um dos tratamentos, sendo este decréscimo de cerca de 30% relativamente à liga não tratada. Porém, comparativamente a estudos já realizados no âmbito desta investigação [54](tratamento térmico de alívio de tensões residuais 300°C), verificou-se uma diminuição de dureza de 47% relativamente ao material não tratado e 26% relativamente ao material tratado com 250°C.

A dureza é afetada pela microestrutura dos componentes. Por essa mesma razão, foi possível constatar que o material que apresentou maior dureza foi a que não foi sujeita a qualquer tipo de tratamento, uma vez que apresenta uma microestrutura constituída por uma matriz de Al sobressaturada com Si. Sendo o Si um componente não metálico, a sua presença na matriz origina ligações não metálicas de Al-Si, garantindo uma dureza mais elevada à liga. Por sua vez, ao submeter os provetes à temperatura de 250°C promove-se o “engrossamento” da rede Al-Si e, conseqüentemente, ocorre um decréscimo na dureza do material, sendo que a temperatura atingida é inferior à temperatura do pico exotérmico (260°C) pelo que não ocorre dissolução do Si da rede microestrutural. Através desta mesma explicação, é então possível de perceber o porquê dos resultados do estudo anterior [54] (material sujeito a tratamento de alívio de tensões a 300°C) terem apresentado um valor de dureza menor. O pico exotérmico foi ultrapassado (260°C) verificando-se a dissolução do Si, razão que leva a uma maior perda de dureza.

Através da Figura 4.4 pode-se ainda observar uma semelhança entre os valores de dureza do material tratado com HIP e do material não tratado com este processo. Isto deve-se ao facto do tratamento térmico envolvido ser bastante semelhante em ambos casos (2h a 250°C) levando a uma microestrutura também ela muito semelhante.

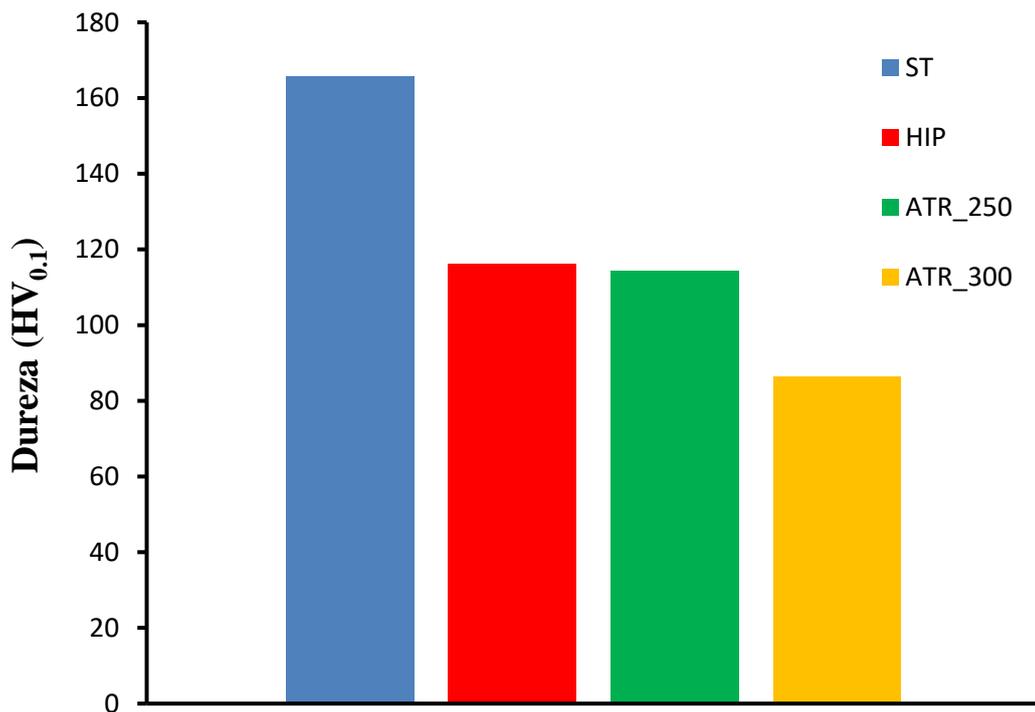


Figura 4.4. Dureza média da liga AlSi10Mg em componentes produzidos por L-PBF 1) sem tratamento 2) com prensagem isostática a quente 3) com tratamento térmico de alívio de tensões residuais a 250°C 4) com tratamento térmico de alívio de tensões residuais a 300°C.

4.3. Análise do comportamento monotónico

Realizadas as análises da microestrutura e dureza, é possível ter uma melhor percepção da influência das mesmas no comportamento monotónico dos provetes. Sendo assim, observando a Figura 4.5, torna-se perceptível o efeito dos diferentes tratamentos aplicados, traduzindo-se nas diferenças entre as respetivas curvas.

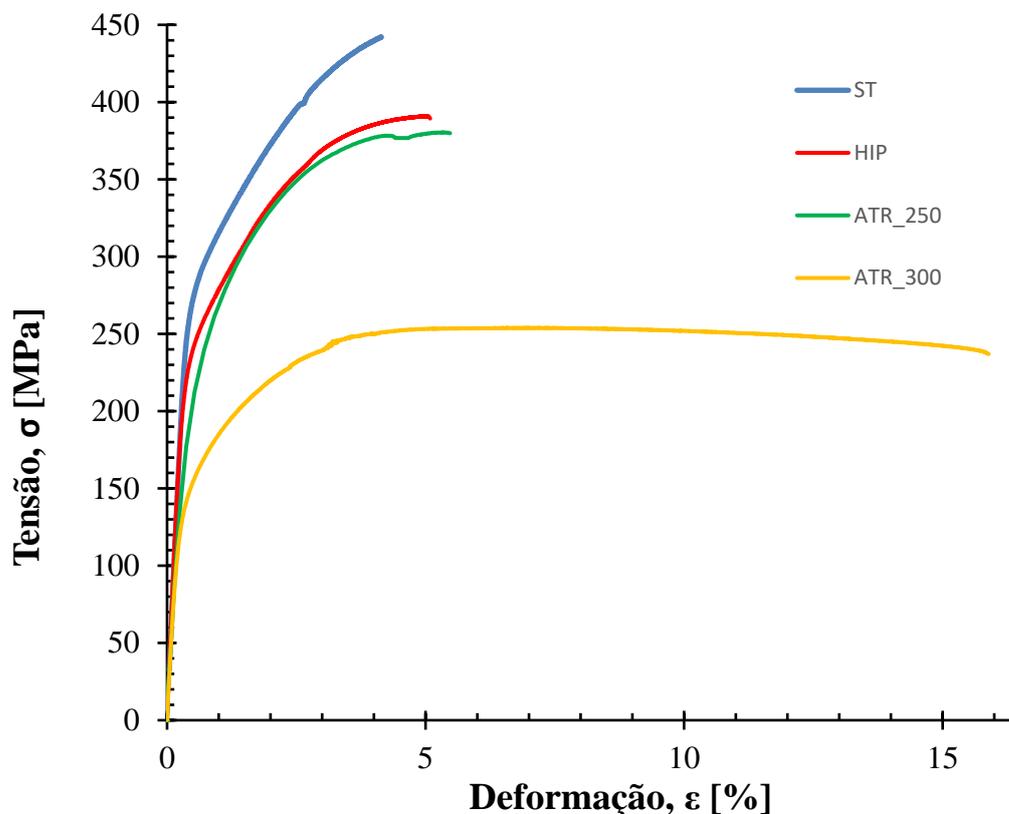


Figura 4.5. Comportamento monotónico da liga de alumínio AlSi10Mg para condições ST, HIP, ATR_250 e ATR_300 em componentes produzidos por L-PBF.

Através da observação da Figura 4.5, é possível constatar que com a realização dos ensaios de tração, o material não tratado entra em rotura relativamente mais rapidamente do que os materiais sujeitos a tratamento. Para se obter informação mais detalhada, é apresentada a Tabela 4.1. Tensão de rotura e percentagem de deformação da liga de alumínio AlSi10Mg para condições ST, ATR_250, HIP e ATR_300, em componentes produzidos por L-PBF. da qual se pode retirar a tensão de rotura e a deformação de rotura. A partir da mesma pode-se, então, observar que existe uma quebra da capacidade monotónica até à rotura entre a liga não tratada e os dois materiais sujeitos a tratamentos. Apesar de se verificar esta redução, pode-se considerar uma boa evolução relativamente ao anteriormente estudado, já que a mesma é apenas de 11%.

A percentagem de deformação até à rotura, ao contrário da resistência à tração, apresenta um comportamento inverso: o material que absorve mais deformação percentual até à rotura é o material sujeito ao tratamento de alívio de tensões residuais a 300°C. Já o material não tratado apresenta a menor capacidade de absorção de deformação percentual.

Tabela 4.1. Tensão de rotura e percentagem de deformação da liga de alumínio AlSi10Mg para condições ST, ATR_250, HIP e ATR_300, em componentes produzidos por L-PBF.

Condições	Tensão de rotura (MPa)	Deformação na rotura (%)
ST	435	4,1
ATR_250	380	5,5
HIP	390	5,1
ATR_300	250	15,9

Em síntese, é possível concluir que é necessário aplicar diferentes tensões para que os materiais atinjam a rotura, sendo o material sem tratamento aplicado aquele ao qual é necessário aplicar uma maior deformação para que se atinja a rotura. Por sua vez, este é também o material que apresenta menor ductilidade, ou seja, apresenta menores níveis de deformação até que a rotura seja atingida. Relativamente às duas condições restantes, ambas apresentam um comportamento relativamente idêntico. Ainda assim, para o material sujeita ao tratamento HIP verifica-se uma maior tensão de rotura e menor deformação relativamente ao material sujeito ao tratamento de alívio de tensões residuais.

Comparativamente ao tratamento aconselhado por parte da maioria dos fabricantes, já anteriormente estudado em [54] (tratamento térmico de alívio de tensões residuais 300°C), observa-se uma pioria bastante considerável na tensão de rotura, verificando-se uma queda de 43% comparativamente ao material em condições de fabrico. Tal diferença é consideravelmente pior que o verificado para o caso do material sujeito a tratamento de alívio de tensões residuais a 250°C, uma vez que esta apresenta apenas queda de 10% em relação ao material sem tratamento, o que, por sua vez, resulta numa melhoria de 52%.

4.4. Comportamento à fadiga

4.4.1. Relação tensão-deformação cíclica

No subcapítulo 2.10 foram abordadas as curvas cíclicas, as curvas monotónicas e o resultado que estas têm no comportamento do material, consoante a disposição de cada uma quando sobrepostas (Figura 2.10). Como tal, através da Figura 4.6, é possível perceber a reação do material nas diferentes condições quando sujeito aos ensaios experimentais. As curvas cíclicas são relativamente idênticas às respetivas curvas monotónicas, no entanto, apresentam algumas diferenças: a curva cíclica (que corresponde ao material sem

tratamento) apresenta um ligeiro encruamento quando comparada com a respetiva curva monotónica. Sabe-se, assim, que o material apresentou um comportamento de endurecimento aquando da realização dos testes. Para o caso do material sujeito ao tratamento HIP, ocorreu o contrário comparativamente ao material sem tratamento: verificou-se o amaciamento, uma vez que a curva monotónica se localiza acima da curva cíclica. No caso do material sujeito a alívio de tensões residuais, este apresenta a particularidade de demonstrar endurecimento para deformações abaixo de (aproximadamente) 1% e apresentando amaciamento acima desse valor.

Para o caso do material sujeito a tratamento de alívio de tensões residuais a 300°C, é possível observar que esta sofre endurecimento. Comparativamente aos dois materiais tratados, a condição ATR_300 apresenta uma menor capacidade de suportar cargas cíclicas com maiores valores de tensão.

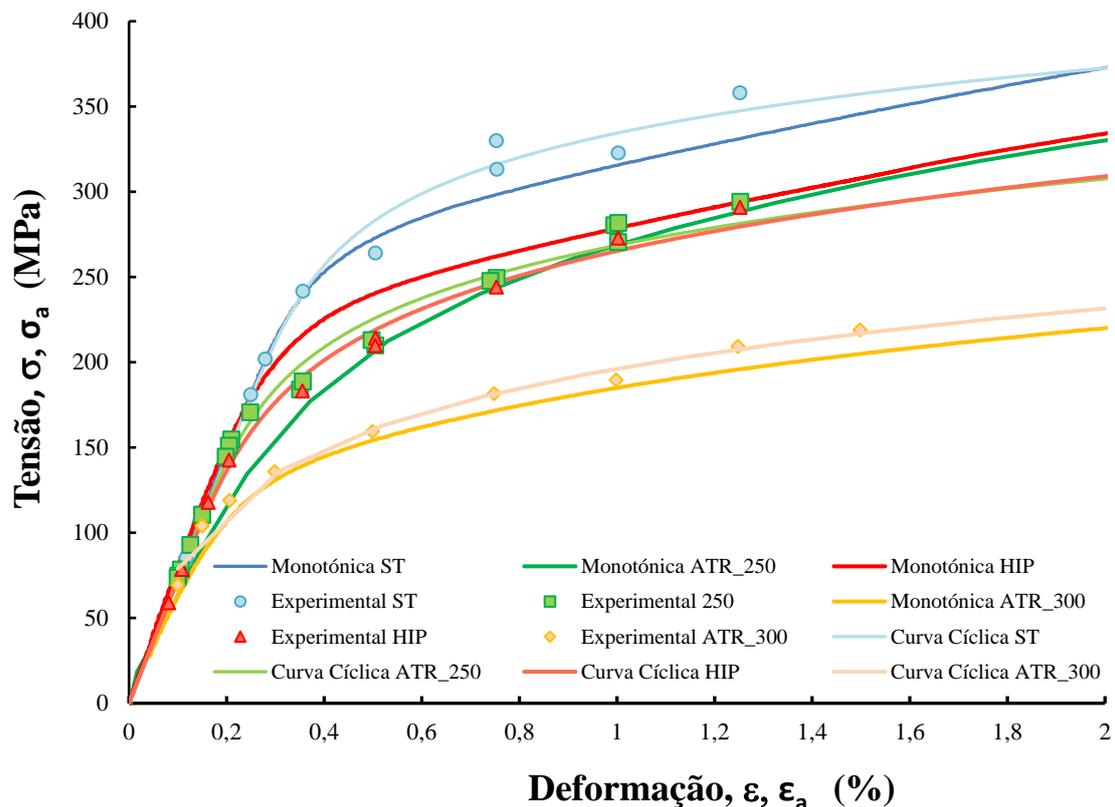


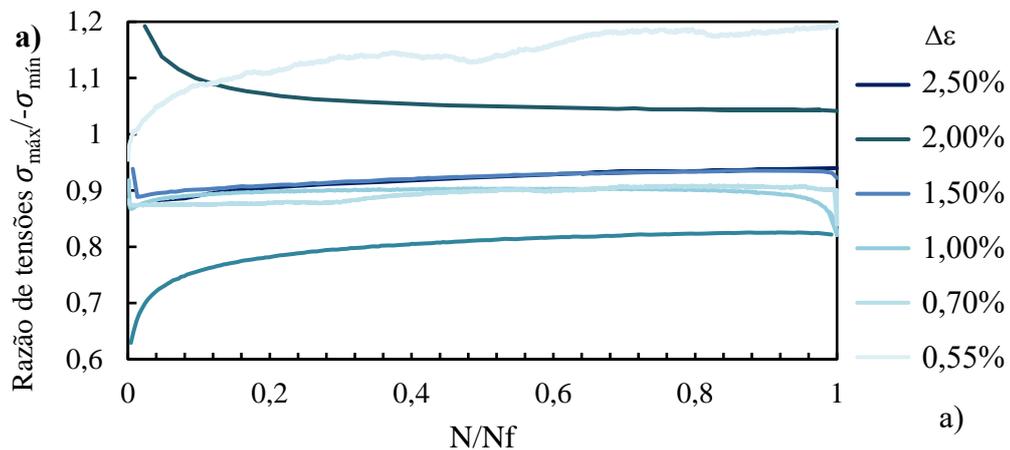
Figura 4.6. Curvas cíclicas e monotónicas da liga de Alumínio AlSi10Mg em componentes produzidos por L-PBF em condições ST, HIP, ATR_250 e ATR_300.

Na Tabela 4.2, são apresentados os coeficientes referentes à relação de Ramberg-Osgood para cada material, sendo k' o coeficiente de encruamento cíclico e n' o expoente de encruamento cíclico.

Tabela 4.2. Coeficientes k' e n' para condições ST, ATR_250 e HIP.

Condições	k' [MPa]	n'
ST	583	0,1064
ATR	621,05	0,1681
HIP	568,99	0,1484

Através de uma análise às curvas razão de tensão em função do número de ciclos para a liga de alumínio AlSi10Mg em componentes fabricados por FSL, é possível observar o efeito que a microestrutura tem nestas propriedades do material. Ao comparar os gráficos apresentados na Figura 4.7, é possível observar um maior distanciamento entre as curvas apresentadas na Figura 4.7 a) (referente ao material não tratada) e os materiais sujeitos a tratamento: tratamento de alívio de tensões residuais (Figura 4.7. b)) e HIP (Figura 4.7 c)). Tal disparidade, como foi sugerido anteriormente, deve-se ao facto da microestrutura do material se revelar menos homogénea, enquanto que os dois materiais tratados apresentam uma microestrutura mais homogénea, resultando nos gráficos abaixo apresentados.



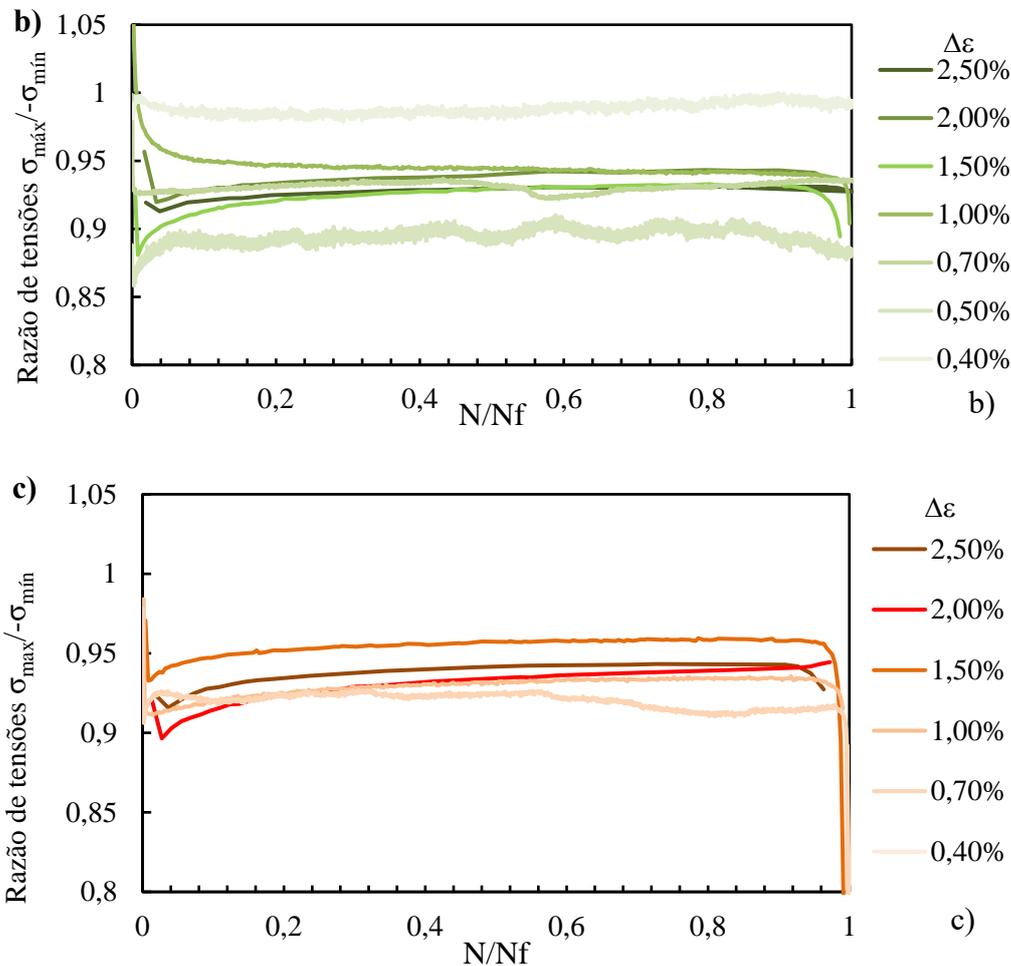


Figura 4.7. Razão de tensões em função do número de ciclos para a) ST; b) ATR_250 e c) HIP.

4.4.2. Relação deformação-vida

Do ponto de vista da deformação-vida, já abordada no Subcapítulo 2.11, podem verificar-se os parâmetros que influenciam a vida expectável à fadiga. Analisando a Equação (2.15) pode-se entender a relação que existe entre os diversos parâmetros e a vida expectável. Quando o coeficiente de resistência cíclica (σ_f') aumenta e o expoente de resistência cíclica (b) diminui, verifica-se um aumento da vida à fadiga. Por sua vez, para a componente plástica da deformação, a vida à fadiga aumenta quando o coeficiente de ductilidade cíclica (ε_f') aumenta e o expoente de ductilidade cíclica (c) diminui.

Nos três gráficos apresentados na Figura 4.8 (valores em Anexo A), é possível verificar o comportamento da amplitude de deformação plástica, elástica e total, em função do número de ciclos até à rotura para os três materiais em análise: material sem tratamento, material sujeito a tratamento de alívio de tensões residuais a 250°C e material tratado por HIP.

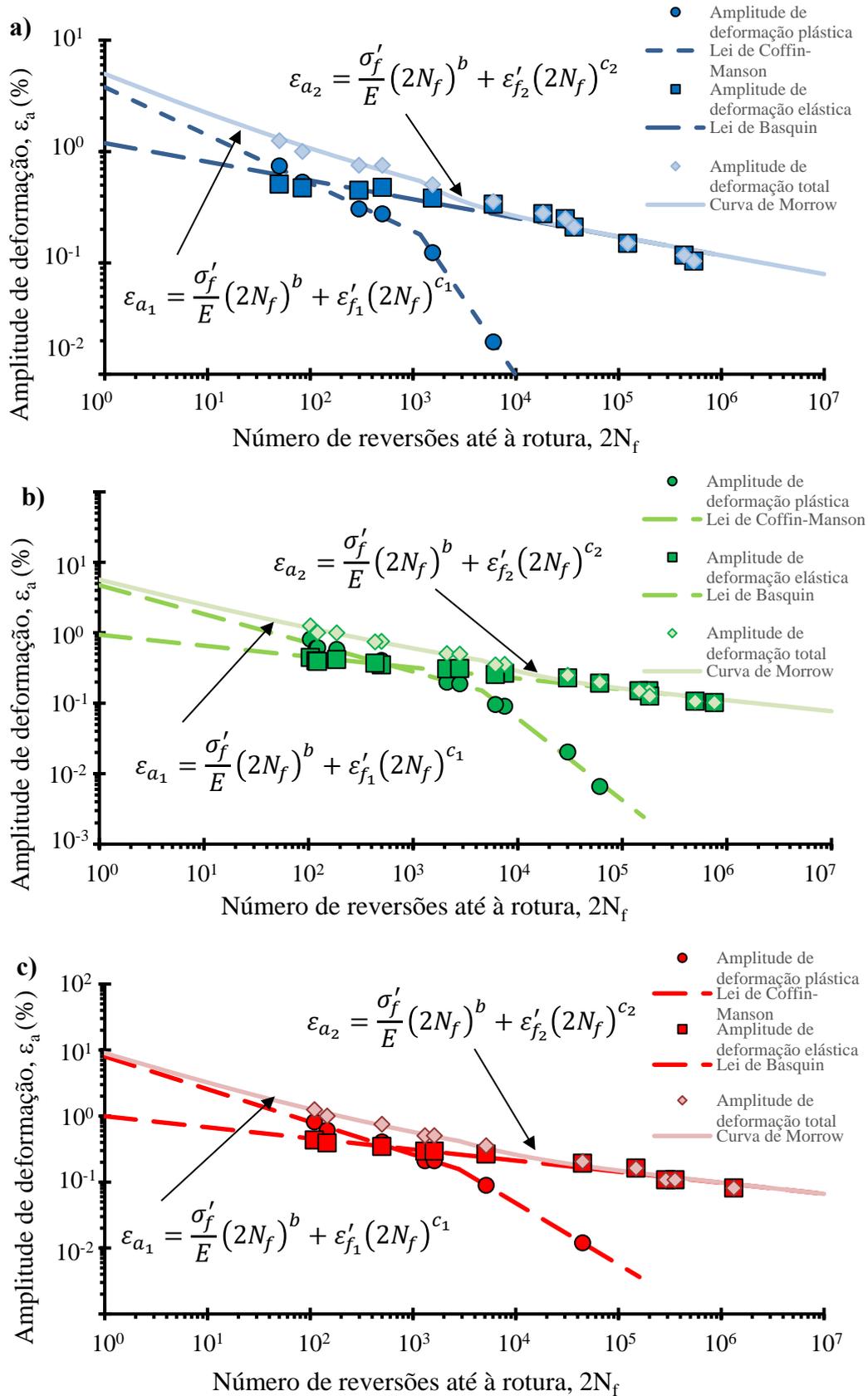


Figura 4.8. Amplitude de deformação plástica, Lei de Coffin-Manson, amplitude de deformação elástica, Lei de Basquin, Amplitude de deformação total e curva de Morrow para as condições a) ST, b) ATR_250, c) HIP.

Para uma melhor compreensão das relações abordadas no início deste subcapítulo, é apresentada de seguida a Tabela 4.3. É possível observar que o material não tratado apresenta o maior valor de coeficiente de resistência cíclica, tal como seria expectável, dado que este é o componente que apresenta uma melhor resistência à tração.

Tabela 4.3. Coeficientes σ'_f , b , ε'_f e c para as condições ST, ATR_250 e HIP.

Condições	σ'_f [MPa]	b	Intervalo ε_a (%)	ε'_{f1} [%]	c_1	Intervalo ε_a (%)	ε'_{f2} [%]	c_2
ST	861,58	-0,168	>0,54	3,7856	-0,431	<0,54	2634,2	-1,36
ATR_250	689,28	-0,155	>0,40	4,726	-0,409	<0,40	2650,5	-1,16
HIP	719,75	-0,168	>0,42	7,9784	-0,495	<0,42	251,96	-0,93

4.4.3. Relação tensão-vida

Através da análise da Figura 4.9, é possível identificar o comportamento à fadiga dos três materiais: sem tratamento; alívio de tensões residuais a 250°C e HIP. A figura apresenta dois regimes distintos: o regime de fadiga oligocíclica ($<10^4$ ciclos) e o regime para vidas mais longas ($>10^4$ ciclos). Para o primeiro regime, é possível verificar que o material não sujeito a tratamento térmico apresenta uma maior resistência à fadiga. Este comportamento é justificado pela microestrutura do material, que resultou numa maior dureza. Já os dois materiais sujeitos a tratamento, apresentaram um comportamento semelhante, verificando-se apenas uma ligeira superioridade no material sujeito ao tratamento de alívio de tensões residuais a 250°C. Por sua vez, no regime de fadiga supercíclica, todos os materiais estudados apresentam um comportamento idêntico.

Para o caso do material tratado por alívio de tensões residuais a 300°C [54], é possível observar um distanciamento claro para com os restantes materiais estudados. Para o regime de fadiga oligocíclica ($<10^4$ ciclos) o material apresenta uma capacidade de resistência à fadiga inferior às ligas tratadas a 250°C. Para o regime de fadiga supercíclica, este material apresenta um comportamento idêntico aos restantes.

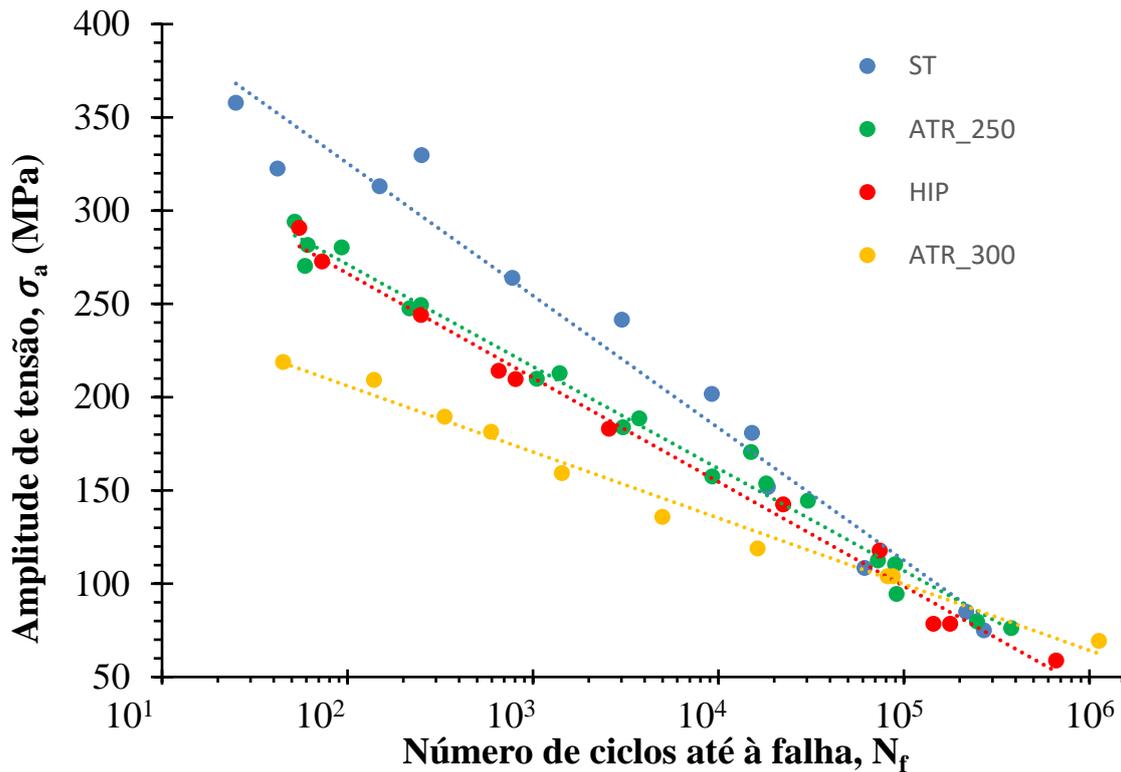


Figura 4.9. Amplitude de tensão em função do número de ciclos até à rotura.

4.4.4. Relação energia-vida

O comportamento energético dos materiais é analisado no presente subcapítulo. O carregamento cíclico aplicado aos materiais testados tem influência na energia de deformação: esta apresenta-se de diferentes maneiras em função do número de ciclos aplicados, do tratamento térmico aplicado, do nível de deformação, entre outros. Na Figura 4.10 apresenta-se a densidade de energia de deformação acumulada para as componentes plástica e total, em função do número de ciclos para as os três casos em estudo (ST, ATR_250 e HIP). Na figura seguinte (Figura 4.10) são apresentados os mesmos resultados, porém a densidade de energia de deformação acumulada encontra-se em função da vida adimensional, isto é N/N_f .

Tal como referido anteriormente, a densidade de energia de deformação varia com o número de ciclos aplicados, verificando-se um aumento inicial, seguido de uma estabilização da curva e, por fim, já próximo do fim da vida do provete, uma queda acentuada até à rotura total. Além disso, é possível verificar um andamento idêntico nos três casos. Quando comparadas as curvas para a componente plástica e total, independentemente do material, observa-se um deslocamento para cima da curva da componente total. Este comportamento

era expectável, visto que este parâmetro corresponde à soma da densidade de energia de deformação plástica e da densidade de energia de deformação elástica.

O deslocamento mencionado apresenta-se superior para o material não tratado. Isto deve-se ao facto desta apresentar uma densidade de energia de deformação elástica superior às restantes duas. Comparando o efeito dos diferentes tratamentos, é possível observar, para esta amplitude de deformação, que a vida do material sujeito a tratamento de alívio de tensões residuais e tratamento HIP é superior relativamente ao material sem tratamento. É, também, observável que o material em condições de fabrico apresenta uma maior capacidade de absorção de energia por ciclo do que os outros dois materiais. Relativamente aos dois materiais tratados, não se observam grande disparidades.

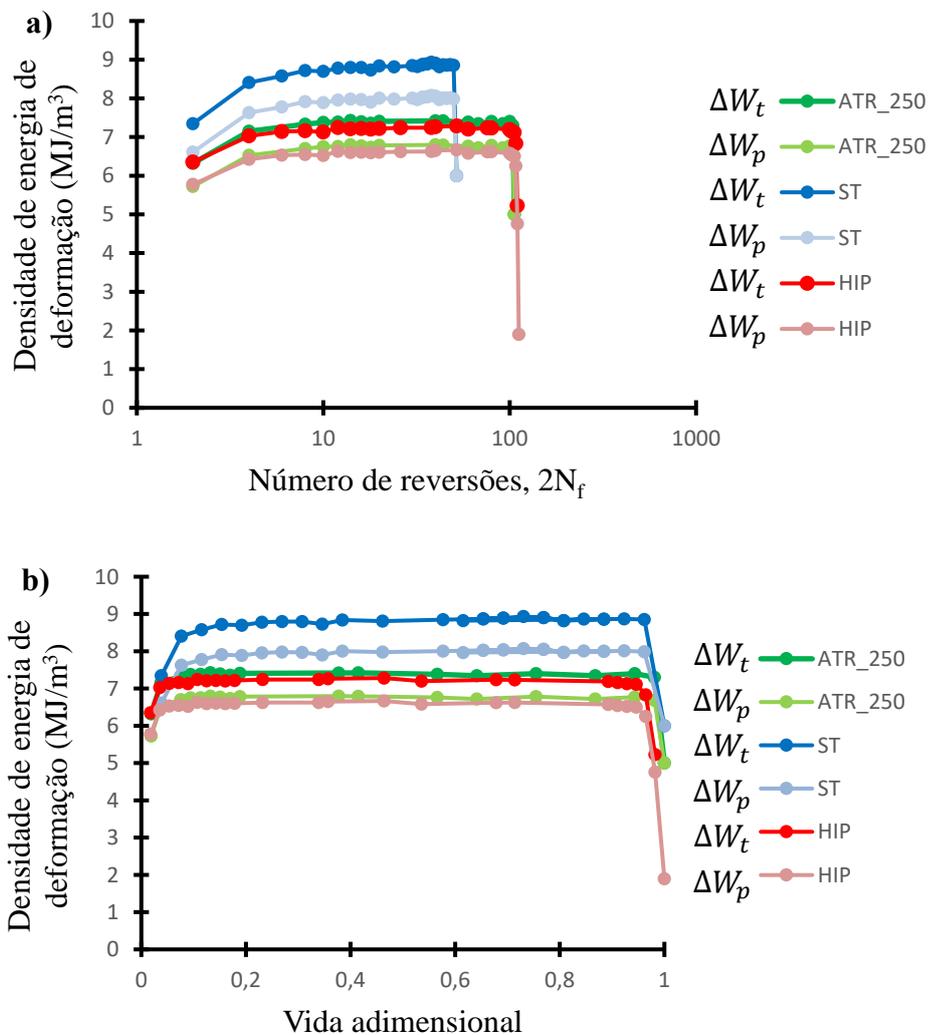
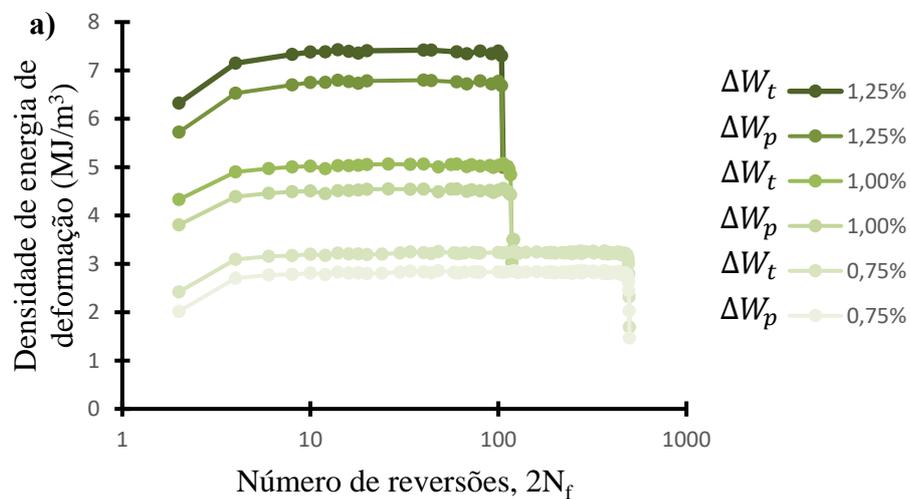


Figura 4.10. Efeito do tratamento térmico na densidade de energia de deformação plástica e total para uma amplitude de deformação de 1,25% a) energia em função do número de reversões b) energia em função da vida adimensional.

Na Figura 4.11 é apresentada a variação da densidade de energia de deformação para a componente total e plástica, em função do número de ciclos para diferentes amplitudes de deformação, para o caso do material sujeito a tratamento de alívio de tensões a 250°C. As conclusões retiradas são semelhantes para os outros dois estados em estudo.

Na Figura 4.11 a) apresenta-se a densidade de energia de deformação acumulada, para as componentes plástica e total, em função do número de ciclos. Já a Figura 4.11 b) mostra os mesmos resultados, mas considerando a vida adimensional no eixo das abcissas. A figura tem como objetivo analisar 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).

Deste modo, é possível observar que o aumento da amplitude de deformação resulta num aumento de energia absorvida por ciclo e conseqüentemente numa maior densidade de energia de deformação. Todavia, este aumento de amplitude de deformação provoca também uma redução na vida do componente. Relativamente ao andamento das curvas, observou-se a existência de três fases distintas: uma primeira fase de aumento gradual, uma segunda fase de estabilização (correspondente a cerca de 90% da vida do provete) e uma última fase de diminuição repentina da densidade de energia de deformação (que surge apenas no fim da vida do provete, alguns ciclos antes da rotura total).



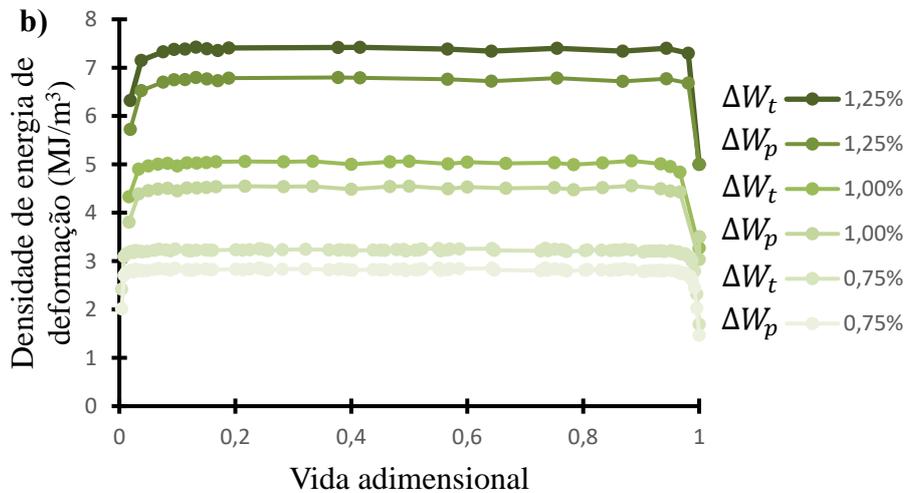


Figura 4.11. Efeito da amplitude de deformação na densidade de energia de deformação plástica e total para a liga sujeita a ATR_250 a) energia em função do número de reversões b) energia em função da vida adimensional.

Através da Figura 4.11, foi possível observar as curvas de densidade de energia de deformação em função do número de reversões e da vida adimensional. Em ambas as representações, verificou-se uma clara tendência de estabilização. Como tal, é possível caracterizar o comportamento elasto-plástico cíclico do material com base no ciclo da meia vida. A Figura 4.12 representa a variação de densidade de energia de deformação total em função do número de reversões até à rotura do material, para os três materiais estudados, considerando os ciclos da meia vida para as diferentes amplitudes de deformação.

É possível constatar que a densidade de energia de deformação tende a diminuir com aumento do número de reversões até à rotura, ou seja, observa-se uma diminuição da densidade de energia de deformação total com a diminuição da amplitude de deformação, e vice-versa. O aumento da amplitude de deformação traduz-se numa maior área dos circuitos de histerese, o que, por sua vez, se traduz num aumento da densidade de energia de deformação. Tal como se verificou na Figura 4.10, também neste caso, os materiais sujeitos a ATR_250 e HIP apresentam um comportamento idêntico. Especificamente em relação a este parâmetro, o comportamento dos três materiais apresentados contém muitas semelhanças, sendo este relativamente insensível ao tratamento térmico.

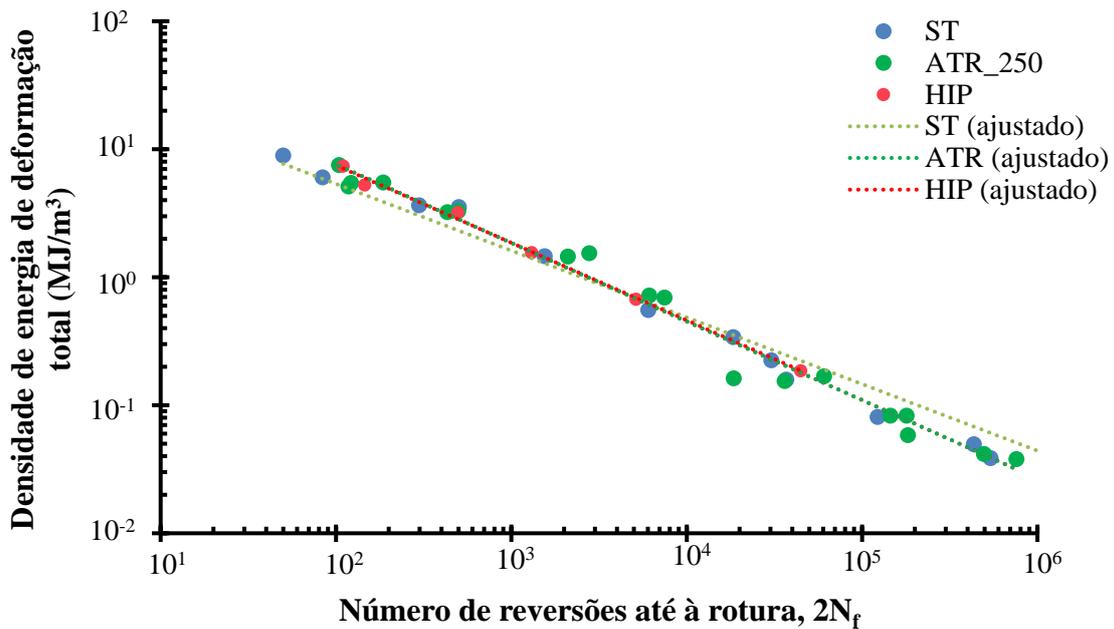


Figura 4.12. Densidade de energia de deformação total em função do número de reversões até à rotura para as três condições estudadas (ST, ATR_250, HIP)

A seguinte figura (Figura 4.13) apresenta a densidade de energia de deformação acumulada, das componentes total e plástica, em função do número de reversões até à rotura, para as três condições estudadas. De forma geral, estas relações podem ser aproximadas por funções lineares em escalas bi-logarítmicas. No entanto, ao contrário das tendências obtidas na figura anterior, verifica-se um aumento da densidade de energia de deformação acumulada (plástica e total) com o número de reversões até à rotura. Também se verifica que a componente total é sempre superior à componente plástica, independentemente do material em questão.

Realizando uma comparação ao comportamento dos materiais, constata-se que aquele que apresenta maior densidade de energia de deformação acumulada é a material tratado por alívio de tensões residuais a 250°C. A que apresenta menores valores de energia de deformação acumulada é o material sem tratamento térmico.

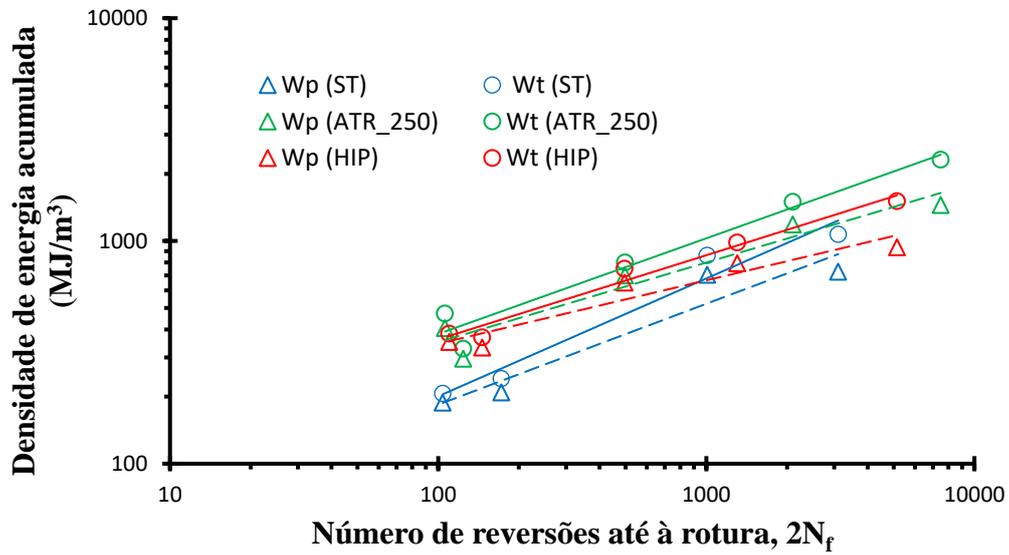


Figura 4.13. Densidade de energia de deformação plástica e total acumulada em função do número de reversões até à rotura para as condições ST, ATR_250 e HIP.

5. CONCLUSÕES

Esta dissertação propôs-se, entre outros objetivos, a compreender o comportamento à fadiga da liga de alumínio AlSi10Mg em componentes produzidos por L-PBF em diferentes condições: ST (sem tratamento), ATR_250 (alívio de tensões residuais a 250°C) e HIP (prensagem isostática a quente a 250°C). Foi feita a aplicação de um procedimento experimental que consistiu na realização dos seguintes ensaios à fadiga: ensaios a amplitudes de deformação elevadas (em regime plástico), com controlo de deformação $R_\epsilon = -1$, carregamento em forma de onda sinusoidal e taxa de deformação constante e ensaios em regime puramente elástico, com $R = -1$, realizados em controlo de carga com deformação elástica e respeitando o limite da curva monotónica. Estes segundos ensaios foram possíveis através da determinação da tensão máxima de aplicação e através da área de secção transversal. A determinação destes valores tornou possível o cálculo da carga máxima aplicada numa onda sinusoidal, com uma frequência específica. Analisando os dois tipos de ensaios, depois de realizados, tornou-se possível obter os parâmetros cíclicos determinadores do comportamento cíclico de cada material. Este processo de determinação do comportamento cíclico de cada material, permitiu a retirada das conclusões apresentadas nos pontos abaixo.

- ✓ Os tratamentos de alívio de tensões residuais a 250°C e HIP originaram pequenas alterações na microestrutura da liga AlSi10Mg, conservando no entanto as características predominantes do material não sujeito a tratamento;
- ✓ As alterações microestruturais influenciaram negativamente a dureza, comportamento monotónico e cíclico da liga. Por sua vez ocorreu uma ligeira melhoria na ductilidade da liga;
- ✓ Não foi detetado nenhum benefício com a implementação do tratamento HIP pelo que, não é justificável a realização do tratamento a esta temperatura;
- ✓ Comparativamente ao processo de alívio de tensões residuais a 300°C ambos os processos propostos apresentaram melhores resultados que o sugerido pelos fabricantes.

6. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Tendo em conta que a finalidade desta investigação era averiguar os efeitos que os tratamentos ATR_250°C e HIP teriam nas propriedades mecânicas da liga AlSi10Mg, produzida por fusão seletiva a laser, a investigação deste tema deverá continuar no sentido de confirmar a hipótese inicial de que o tratamento ATR teria, de facto, influência na redução das tensões residuais. Apesar dos resultados obtidos em estudos de propagação de fendas por fadiga nesta liga apontarem para uma relação entre o tratamento ATR e o alívio de tensões residuais, esta relação de causalidade deve ser confirmada através de análises isoladas às tensões residuais, realizadas antes e após a aplicação do tratamento à liga.

7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] T. Pereira, J. v Kennedy, and J. Potgieter, “A comparison of traditional manufacturing vs additive manufacturing, the best method for the job,” *Procedia Manufacturing*, vol. 30, pp. 11–18, 2019, doi: 10.1016/j.promfg.2019.02.003.
- [2] C. W. Hull and C. Arcadia, “Apparatus for production of three-dmensional objects by stereolithography,” 1986.
- [3] N. A. Rodriguez *et al.*, “Use of wire grid polarizers with liquid crystal display for large-volume stereolithography,” *Additive Manufacturing*, vol. 52, Apr. 2022, doi: 10.1016/j.addma.2022.102641.
- [4] ASTM International, “ASTM F2792-12a,” 2013, doi: 10.1520/F2792-12A.
- [5] J. Canedo, “Análise do efeito do tratamento térmico na resistência à fadiga de provetes de titânio produzidos por fabricação aditiva”, Tese de Mestrado, Universidade de Coimbra, Sep. 2019.
- [6] F. Sajadi, J. M. Tiemann, N. Bandari, A. C. Darabi, J. Mola, and S. Schmauder, “Fatigue improvement of alsi10mg fabricated by laser-based powder bed fusion through heat treatment,” *Metals (Basel)*, vol. 11, no. 5, May 2021, doi: 10.3390/met11050683.
- [7] P. Hanzl, M. Zetek, T. Bakša, and T. Kroupa, “The Influence of Processing Parameters on the Mechanical Properties of SLM Parts,” *Procedia Engineering*, vol. 100, pp. 1405–1413, 2015, doi: 10.1016/j.proeng.2015.01.510.
- [8] S. Henry, S. Frueh, R. Boring, D. Levicki, and L. Harrison, “Aluminum and Aluminum Alloys,” in *ASM Specialty Handbook*, J. R. Davis, Ed. ASM International.
- [9] F. Miguel Ferreira Nascimento, “Processamento por Fricção Linear Engenharia de Materiais”, Tese de Mestrado, Instituto Superior Técnico, 2007.
- [10] C. Moura Branco, J. Martins Ferreira, J. Domingos Das Costa, and A. Silva Ribeiro, *Projeto de Orgãos de Máquinas*. Fundação Calouste Gulbenkian, 2012.
- [11] L. Girelli, M. Tocci, M. Gelfi, and A. Pola, “Study of heat treatment parameters for additively manufactured AlSi10Mg in comparison with corresponding cast alloy,” *Materials Science and Engineering A*, vol. 739, pp. 317–328, Jan. 2019, doi: 10.1016/j.msea.2018.10.026.
- [12] X. Larráyoz Izcara, A. Guirao Blank, F. Pyczak, P. Staron, S. Schumann, and N. Huber, “Characterization and modeling of the influence of artificial aging on the microstructural evolution of age-hardenable AlSi10Mg(Cu) aluminum alloys,” *Materials Science and Engineering A*, vol. 610. Elsevier Ltd, pp. 46–53, Jul. 29, 2014. doi: 10.1016/j.msea.2014.04.031.
- [13] S. Romano, A. Brückner-Foit, A. Brandão, J. Gumpinger, T. Ghidini, and S. Beretta, “Fatigue properties of AlSi10Mg obtained by additive manufacturing: Defect-based modelling and prediction of fatigue strength,” *Engineering Fracture Mechanics*, vol. 187, pp. 165–189, Jan. 2018, doi: 10.1016/j.engfracmech.2017.11.002.
- [14] F. Trevisan *et al.*, “On the selective laser melting (SLM) of the AlSi10Mg alloy: Process, microstructure, and mechanical properties,” *Materials*, vol. 10, no. 1. MDPI AG, 2017. doi: 10.3390/ma10010076.

- [15] L. Thijs, K. Kempen, J. P. Kruth, and J. van Humbeeck, “Fine-structured aluminium products with controllable texture by selective laser melting of pre-alloyed AlSi10Mg powder,” *Acta Materialia*, vol. 61, no. 5, pp. 1809–1819, Mar. 2013, doi: 10.1016/j.actamat.2012.11.052.
- [16] S. I. Shakil, A. Hadadzadeh, B. Shalchi Amirkhiz, H. Pirgazi, M. Mohammadi, and M. Haghshenas, “Additive manufactured versus cast AlSi10Mg alloy: Microstructure and micromechanics,” *Results in Materials*, vol. 10, Jun. 2021, doi: 10.1016/j.rinma.2021.100178.
- [17] T. DebRoy *et al.*, “Additive manufacturing of metallic components – Process, structure and properties,” *Progress in Materials Science*, vol. 92, pp. 112–224, Mar. 2018, doi: 10.1016/j.pmatsci.2017.10.001.
- [18] 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.
- [19] 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.
- [20] “Laser meting: aluminium AlSi10Mg 25µm AM250-400W parameter validation,” *Renishaw plc*, 2014.
- [21] “Aluminium AlSi10Mg Material Data Sheet,” in *EOS GmbH*, Munchen, 2014.
- [22] “EN AC-AlSi10MG Material Data Sheet,” in *SLM Solutions*, Lubeck, 2020.
- [23] M. Fousová, D. Dvorský, A. Michalcová, and D. Vojtěch, “Changes in the microstructure and mechanical properties of additively manufactured AlSi10Mg alloy after exposure to elevated temperatures,” *Materials Characterization*, vol. 137, pp. 119–126, Mar. 2018, doi: 10.1016/j.matchar.2018.01.028.
- [24] E. Padovano, C. Badini, A. Pantarelli, F. Gili, and F. D’Aiuto, “A comparative study of the effects of thermal treatments on AlSi10Mg produced by laser powder bed fusion,” *Journal of Alloys and Compounds*, vol. 831, p. 154822, Aug. 2020, doi: 10.1016/j.jallcom.2020.154822.
- [25] Mfusi, Mathe, Tshabalala, and Popoola, “The Effect of Stress Relief on the Mechanical and Fatigue Properties of Additively Manufactured AlSi10Mg Parts,” *Metals (Basel)*, vol. 9, no. 11, p. 1216, Nov. 2019, doi: 10.3390/met9111216.
- [26] A. Tridello *et al.*, “VHCF response of Gaussian SLM AlSi10Mg specimens: Effect of a stress relief heat treatment,” *International Journal of Fatigue*, vol. 124, pp. 435–443, Jul. 2019, doi: 10.1016/j.ijfatigue.2019.02.020.
- [27] J. Fiocchi, A. Tuissi, P. Bassani, and C. A. Biffi, “Low temperature annealing dedicated to AlSi10Mg selective laser melting products,” *Journal of Alloys and Compounds*, vol. 695, pp. 3402–3409, 2017, doi: 10.1016/j.jallcom.2016.12.019.
- [28] C. A. Biffi, J. Fiocchi, and A. Tuissi, “Selective laser melting of AlSi10 Mg: Influence of process parameters on Mg₂Si precipitation and Si spheroidization,” *Journal of Alloys and Compounds*, vol. 755, pp. 100–107, Jul. 2018, doi: 10.1016/j.jallcom.2018.04.298.
- [29] 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.

- [30] A. Tridello *et al.*, “VHCF response of Gaussian SLM AlSi10Mg specimens: Effect of a stress relief heat treatment,” *International Journal of Fatigue*, vol. 124, pp. 435–443, Jul. 2019, doi: 10.1016/j.ijfatigue.2019.02.020.
- [31] W. Schneller, M. Leitner, S. Springer, F. Grün, and M. Taschauer, “Effect of HIP Treatment on Microstructure and Fatigue Strength of Selectively Laser Melted AlSi10Mg,” *Journal of Manufacturing and Materials Processing*, vol. 3, no. 1, p. 16, Feb. 2019, doi: 10.3390/jmmp3010016.
- [32] T. Hirata, T. Kimura, and T. Nakamoto, “Effects of hot isostatic pressing and internal porosity on the performance of selective laser melted AlSi10Mg alloys,” *Materials Science and Engineering: A*, vol. 772, p. 138713, Jan. 2020, doi: 10.1016/j.msea.2019.138713.
- [33] N. E. Uzan, R. Shneck, O. Yeheskel, and N. Frage, “Fatigue of AlSi10Mg specimens fabricated by additive manufacturing selective laser melting (AM-SLM),” *Materials Science and Engineering: A*, vol. 704, pp. 229–237, Sep. 2017, doi: 10.1016/j.msea.2017.08.027.
- [34] E. da Rosa, “Análise de resistência mecânica (mecânica da fratura e fadiga),” 2002.
- [35] A. Wöhler, “Tests to determine the forces acting on railway carriage axles and the capacity of resistance of the axles,” *Engineering*, vol. 11, 1871.
- [36] B. Farahmand, G. Bockrath, and J. Glassco, *Fatigue and Fracture Mechanics of High Risk Parts*. Boston, MA: Springer US, 1997. doi: 10.1007/978-1-4615-6009-8.
- [37] R. Branco, “fatigue life prediction of notched components subjected to complex loading,” Tese de Doutorado, Universidade de Coimbra, 2013.
- [38] L. F. P. Borrego, “Propagação de fendas de fadiga a amplitude de carga variável em ligas de alumínio AlMgSi,” Tese PhD, Universidade de Coimbra, 2001.
- [39] F. Ellyin, *Fatigue Damage, Crack Growth and Life Prediction*. Springer Dordrecht, 1997.
- [40] S. S. Manso and M. H. Hirschberg, “Fatigue behaviour in strain cycling in the low and intermediate cycle range,” in *10th Sagamore Army Mater. Res. Conf.*, 1963, pp. 13–16.
- [41] Landgraf R, *Achievement of high fatigue resistance in metals and alloys*. American Society for Testing and Materials, 1970.
- [42] R. W. Landgraf and J. D. Morrow, “E.T. Determination of the cyclic stress - strain curve,” *J. Mater.*, vol. 4, pp. 176–188, 1969.
- [43] J. Morrow, “Cyclic Plastic Strain Energy and Fatigue of Metals,” in *Internal Friction, Damping, and Cyclic Plasticity*, 100 Barr Harbor Drive, PO Box C700, West Conshohocken, PA 19428-2959: ASTM International, 1965, pp. 45–87. doi: 10.1520/STP43764S.
- [44] W. Ramberg and W. Osgood, “Description of stress-strain curves by three parameters.” Description of stress-strain curves by three parameters , 1943.
- [45] G. Masing, “Eigenspannungen und verfestigung beim messing,” in *Proceedings of the 2nd International Congress of Applied Mechanics*, 1926, pp. 332–335.
- [46] O. H. Basquin, “Exponential Law of Endurance Tests,” in *Proceedings of the Thirteenth Annual Meeting*, 1910, pp. 625–630.
- [47] L. F. Coffin, “A study of the effect of cyclic thermal stresses on a ductile metal,” *ASME*, pp. 931–950, 1954.
- [48] S. S. Mason, “Behaviour of materials under conditions of thermal stress,” *National Advisory Committee for Aeronautics*, 1954.

- [49] L. Bairstow, “The Elastic Limits of Iron and Steel under Cyclical Variations of Stress,” 1909. [Online]. Available: <https://royalsocietypublishing.org/>
- [50] 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, Jan. 1984.
- [51] K. Golos and F. Ellyin, “Generalization of cumulative damage criterion to multilevel cyclic loading,” *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, vol. 7, no. 3, pp. 169–176, Jun. 1987, doi: 10.1016/0167-8442(87)90032-2.
- [52] K. Golos and F. Ellyin, “A total strain energy density theory for cumulative damage,” *Journal of Pressure Vessel Technology* 110, 1988.
- [53] T. Neves, “Comportamento elasto-plástico cíclico da liga de alumínio 7075-T651,” Sep. 2019.
- [54] S. Neves, “Comportamento elasto-plástico da liga de alumínio als10mg produzida por FSL,” Tese de Mestrado, Universidade de Coimbra, 2021.

ANEXO A

ST			
Número de reversões ($2N_f$)	Amplitude de deformação elástica ($\Delta\varepsilon_e/2$) [%]	Amplitude de deformação plástica ($\Delta\varepsilon_p/2$) [%]	Amplitude de deformação total ($\Delta\varepsilon/2$) [%]
50	0,509313	0,743045	1,252358
84	0,471454	0,531657	1,003111
298	0,448647	0,305492	0,754140
502	0,476767	0,276433	0,753200
1550	0,381751	0,123607	0,505358
6038	0,337110	0,019533	0,356643
18426	0,277507	-	0,279482
30364	0,250000	-	0,250000
37010	0,210000	-	0,210000
122836	0,150000	-	0,150000
434002	0,117500	-	0,117500
540382	0,103700	-	0,103700

ATR_250			
Número de reversões ($2N_f$)	Amplitude de deformação elástica ($\Delta\varepsilon_e/2$) [%]	Amplitude de deformação plástica ($\Delta\varepsilon_p/2$) [%]	Amplitude de deformação total ($\Delta\varepsilon/2$) [%]
104	0,444369	0,808566	1,252935
118	0,398933	0,603916	1,002850
186	0,416466	0,578461	0,994927
122	0,390717	0,612226	1,002944
498	0,348801	0,404893	0,753694
432	0,368155	0,372570	0,740725
2100	0,306716	0,198415	0,505132
2786	0,309549	0,188030	0,497580
7486	0,265819	0,090456	0,356275
6124	0,254915	0,095844	0,350759
30000	0,228346	0,020312	0,248659
60804	0,191817	0,006572	0,198389
179348	0,150000	-	0,150000
144922	0,150000	-	0,150000
182516	0,126000	-	0,126000
496198	0,106400	-	0,106400
759236	0,101600	-	0,101600

HIP			
Número de reversões ($2N_f$)	Amplitude de deformação elástica ($\Delta\varepsilon_e/2$) [%]	Amplitude de deformação plástica ($\Delta\varepsilon_p/2$) [%]	Amplitude de deformação total ($\Delta\varepsilon/2$) [%]
110	0,432964	0,819148954	1,2521125
146	0,391377	0,610907122	1,0022845
498	0,346169	0,406833033	0,753002
1308	0,294129	0,211064737	0,5051935
1612	0,293582	0,210940458	0,504522
5146	0,266069	0,089427361	0,3554965
44722	0,193026	0,011984256	0,20501
148160	0,162646	-	0,162645613
288516	0,108430	-	0,108430408
355124	0,108430	-	0,108430408
1324758	0,081323	-	0,081322806