



UNIVERSIDADE D
COIMBRA

Miguel Afonso dos Santos Pires

**EFEITO DE DIFERENTES DESCONTINUIDADES
GEOMÉTRICAS E TRATAMENTOS TÉRMICOS NA
RESISTÊNCIA À FADIGA DA LIGA DE ALUMÍNIO
ALSi10MG EM AMOSTRAS PRODUZIDAS POR
FSL**

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

Setembro de 2022

1 2



9 0

FACULDADE DE
CIÊNCIAS E TECNOLOGIA
UNIVERSIDADE DE
COIMBRA

**Efeito de diferentes descontinuidades
geométricas e tratamentos térmicos na
resistência à fadiga da liga de alumínio
AlSi10Mg em amostras produzidas por FSL**

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

**Effect of different geometric discontinuities and heat
treatments on the fatigue strength of AlSi10Mg aluminum
alloy samples produced by SLM**

Autor

Miguel Afonso dos Santos Pires

Orientadores

Joel Alexandre da Silva de Jesus

Ricardo Nuno Madeira Soares Branco

Júri

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

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

Vogais **Professor Doutor Fernando Jorge Ventura Antunes**
Professor Associado com Agregação da Universidade de Coimbra

Coimbra, setembro, 2022

Agradecimentos

A realização da presente dissertação tornou-se possível graças ao incansável contributo e apoio de várias pessoas, a quem gostaria de direccionar os meus sinceros agradecimentos.

Aos orientadores, professor Doutor Joel Alexandre da Silva de Jesus e professor Doutor Ricardo Nuno Madeira Branco, por toda a disponibilidade, dedicação, compreensão, motivação, exigência e apoio prestado no decorrer deste trabalho. Sem a sua ajuda e conhecimentos transmitidos esta dissertação não seria possível.

Ao doutorando Rui Filipe Vaz Cruz Santos, pela sua disponibilidade, simpatia, partilha de conhecimentos e indispensável auxílio na realização desta dissertação.

Aos meus pais, por todo o apoio incondicional, motivação e confiança que me deram ao longo destes anos. Serei eternamente grato pelo esforço e dedicação que sempre fizeram e fazem para me permitir alcançar os meus objetivos.

À minha irmã Inês, por todo o carinho, amizade e por ser um exemplo de perseverança e dedicação.

Aos meus avós, por todo o apoio dado, ensinamentos e sabedoria transmitida. A vossa alegria deu-me força para superar as adversidades.

À Ana Maria, por me fazer sempre ver o lado positivo da vida mesmo nos dias menos bons, obrigado pelo apoio, motivação, paciência e companheirismo demonstrado ao longo dos anos.

Aos meus amigos, por todos os momentos inesquecíveis que levo comigo para a vida.

Ao meu grande amigo João Faustino, sei que estarias orgulhoso da conclusão desta jornada que começámos juntos, nunca serás esquecido.

Resumo

A presente dissertação incide no estudo do efeito de diferentes descontinuidades geométricas e tratamentos térmicos na resistência à fadiga da liga de alumínio AlSi10Mg em amostras produzidas por Fusão Seletiva a Laser, tendo em conta provetes com quatro condições geométricas: sem entalhe, entalhe com forma em “V”, entalhe com forma semielíptica e com furo passante; e três condições de tratamento térmico distintas: sem tratamento, com tratamento de Alívio de Tensões Residuais a 250 °C e com tratamento HIP a 250 °C e 100 MPa.

Para análise do comportamento da liga, foram realizados ensaios de fadiga com razão de tensões $R=0$ em controlo de carga, assim como ensaios metalográficos e de dureza, como complemento ao estudo, visando a melhor compreensão do efeito que as descontinuidades geométricas e os tratamentos térmicos têm na vida à fadiga da liga AlSi10Mg.

Os resultados mostram que os tratamentos aplicados à liga de alumínio AlSi10Mg provocam alterações microestruturais semelhantes, mantendo maioritariamente a microestrutura característica do material sem tratamento e levam a uma redução de dureza similar. Ambos os tratamentos promoveram um aumento da resistência à fadiga em provetes não entalhados, sendo que, o tratamento HIP não revelou ser mais vantajoso do que o tratamento de Alívio de Tensões Residuais. No caso dos provetes com entalhe semielíptico, a resistência de vida à fadiga também aumentou, contudo, o tratamento HIP revelou um aumento superior em relação ao tratamento Alívio de Tensões Residuais. Os tratamentos aplicados demonstraram ser prejudiciais na resistência de vida à fadiga dos provetes com entalhe em “V”, tendo provavelmente provocado um aumento da sensibilidade ao entalhe. Nos provetes com furo passante, não se verificou nenhuma vantagem na aplicação dos tratamentos térmicos. Obtiveram-se boas previsões de vida à fadiga com o parâmetro SWT, à exceção dos provetes com entalhe em “V”, onde não houve uma boa correlação entre os resultados experimentais e os resultados previstos.

Palavras-chave: Resistência à fadiga, Alívio de Tensões Residuais, Hot Isostatic Pressing, Fusão Seletiva a Laser, Liga de Alumínio AlSi10Mg.

Abstract

This dissertation focuses on the study of the effect of different geometric discontinuities and heat treatments on the fatigue strength of AlSi10Mg aluminum alloy in samples produced by Selective Laser Melting, taking into account specimens with four geometric conditions: without notch, notch with “V” shape, notch with semi-elliptical shape and through hole; and three different heat treatment conditions: without treatment, with Residual Stress Relief treatment at 250 °C and with HIP treatment at 250 °C and 100 MPa.

To analyze the fatigue behavior of the alloy, fatigue tests were carried out with a R=0 stress ratio in load control, as well as metallographic and hardness tests, as a complement to the study, aiming at a better understanding of the effect that geometric discontinuities and heat treatments have on the fatigue life of the AlSi10Mg alloy.

The results show that the treatments applied to the aluminum alloy AlSi10Mg cause similar microstructural changes, mostly maintaining the characteristic microstructure of the material without treatment and leading to a similar hardness reduction. Both treatments promoted an increase in fatigue strength in non-notched specimens and the HIP treatment did not prove to be more advantageous than the Residual Stress Relief treatment. In the case of specimens with semi-elliptic notch, the fatigue life also increased, however, the HIP treatment showed a higher increase in relation to the Residual Stress Relief treatment. The treatments applied proved to be harmful in the life resistance of the specimens with “V” notch, having probably caused an increase in the notch sensitivity. In specimens with a through hole, there was no advantage in the application of heat treatments. Good fatigue life predictions were obtained with the SWT parameter, with the exception being the specimens with “V” notch, where there was not a good correlation between the experimental results and the predicted results.

Keywords: Fatigue strength, Residual Stress Relief, Hot Isostatic Pressing, Selective Laser Melting, AlSi10Mg aluminum alloy.

Índice

Índice de Figuras	viii
Índice de Tabelas.....	x
Simbologia E Siglas	xii
Simbologia	xii
Siglas e Acrónimos.....	xiii
1. INTRODUÇÃO	1
1.1. Objetivos da investigação	2
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	3
2.1. Ligas de alumínio	3
2.2. Processos de fabricação aditiva	6
2.2.1. Fusão Seletiva a Laser.....	7
2.2.2. Tratamento térmico de alívio de tensões residuais.....	9
2.2.3. Tratamento HIP	10
2.3. Liga AlSi10Mg.....	11
2.3.1. Microestrutura da liga de alumínio AlSi10Mg em componentes produzidos por FSL.....	12
2.3.2. Alterações microestruturais da liga AlSi10Mg através dos tratamentos térmicos.....	14
2.4. Fenómenos de fadiga	17
2.4.1. Solicitações de Fadiga.....	18
2.4.2. Curvas S-N.....	20
2.4.3. Efeito da concentração de tensões no comportamento à fadiga dos materiais.....	21
2.5. Método de previsão de vida à fadiga	23
3. MATERIAL E PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL.....	25
3.1. Geometria dos provetes	25
3.2. Tratamentos térmicos	27
3.2.1. Tratamento térmico de alívio de tensões residuais.....	27
3.2.2. Tratamento termomecânico HIP	27
3.3. Equipamento utilizado nos ensaios.....	27
3.4. Análise metalográfica e de dureza.....	28
4. ANÁLISE E DISCUSSÃO DE RESULTADOS.....	29
4.1. Análise da microestrutura.....	29
4.2. Análise de dureza.....	32
4.3. Comportamento à fadiga	33
4.4. Previsão de vida à fadiga	40
5. CONCLUSÕES.....	45
6. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	47
7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	49

APÊNDICE A 53

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 2.1. Esquemática do processo de FSL.....	8
Figura 2.2. Liga AlSi10Mg processada por FSL: a) Mapa EBSD de orientação de grãos; b) Mapa EBSD da microestrutura da poça de fusão no plano da face de suporte de carga.	12
Figura 2.3. Efeito do gradiente de temperatura, G , e da taxa de solidificação, R , na morfologia e tamanho da microestrutura de solidificação [22]	13
Figura 2.4. Micrografia SEM, ao longo do plano xy , de amostras AlSi10Mg; a) representação da área fina, grosseira e da zona afetada pelo calor na poça de fusão; b) Micrografias TEM, demonstrando a estrutura celular Al-Si; c) nanoprecipitados de Si dentro das células de Al numa liga AlSi10Mg.	14
Figura 2.5. Esquemática da microestrutura das três zonas distintas formadas pelo processo FSL na Liga AlSi10Mg [27].	15
Figura 2.6. Termograma de uma Liga AlSi10Mg obtida por FSL, sem tratamento térmico.	16
Figura 2.7. Tipos de carregamento: a) Carregamento constante; b) Carregamento aleatório; c) Carregamento alternado (adaptado de [32]).	19
Figura 2.8. Exemplo de uma curva S-N.	21
Figura 3.1. Geometria dos provetes, sem entalhe, dimensões em milímetros.	26
Figura 3.2. Geometria dos provetes, com entalhe com forma semi-elíptica, dimensões em milímetros.	26
Figura 3.3. Geometria dos provetes, com entalhe com forma em “V”, dimensões em milímetros.	26
Figura 3.4. Geometria dos provetes, com furo passante, dimensões em milímetros.	26
Figura 4.1. Micrografia SEM da liga de alumínio AlSi10Mg, produzida por FSL, sem tratamento térmico.	30
Figura 4.2. Micrografia SEM da liga de alumínio AlSi10Mg, produzida por FSL, sujeita a tratamento térmico de alívio de tensões residuais a 250°C.	30
Figura 4.3. Micrografia SEM da liga de alumínio AlSi10Mg, produzida por FSL, sujeita a tratamento térmico de alívio de tensões residuais a 300°C.	31
Figura 4.4. Resultados obtidos nos ensaios de fadiga dos provetes sem entalhe e diferentes tratamentos térmicos em $R=0$	34
Figura 4.5. Resultados obtidos nos ensaios de fadiga dos provetes com entalhe em “V” e diferentes tratamentos térmicos em $R=0$	35
Figura 4.6. Resultados obtidos nos ensaios de fadiga dos provetes com entalhe semi-elíptico e diferentes tratamentos térmicos em $R=0$	36

Figura 4.7. Resultados obtidos nos ensaios de fadiga dos provetes com furo passante e diferentes tratamentos térmicos em R=0.....	37
Figura 4.8. Resultados obtidos nos ensaios de fadiga em R=0 dos provetes com os diferentes entalhes: a) sem tratamento ST; b) tratamento térmico de alívio de tensões residuais a 250 °C (ATR 250 °C); c) tratamento termomecânico HIP a 250 °C e 100 MPa (HIP 250 °C).....	38
Figura 4.9. Curvas SWT-N dos provetes não entalhados: a) sem tratamento térmico; b) sujeitos a tratamento térmico de alívio de tensões residuais a 250 °C e a tratamento termomecânico HIP a 250 °C e 100 MPa.....	40
Figura 4.10. Previsões de vida à fadiga vs. vida à fadiga experimental para provetes não sujeitos a tratamento térmico.....	41
Figura 4.11. Previsões de vida à fadiga vs. vida à fadiga experimental para provetes sujeitos ao tratamento de alívio de tensões residuais a 250 °C.....	42
Figura 4.12. Previsões de vida à fadiga versus vida à fadiga experimental para provetes sujeitos ao tratamento termomecânico HIP a 250 °C e 100 Mpa.....	43

ÍNDICE DE TABELAS

Tabela 2.1. Classificação das ligas de alumínio consoante o teor de silício [1].	3
Tabela 2.2. Designação das séries de ligas de alumínio para fundição [1].	4
Tabela 2.3. Ligas de alumínio tratáveis e não tratáveis termicamente.	5
Tabela 2.4. Designação dos tratamentos térmicos.	6
Tabela 3.1. Composição química da liga de alumínio AlSi10Mg (% em peso)	25
Tabela 4.1. Principais valores utilizados no cálculo do fator de concentração de tensões Kt	39
Tabela 7.1. Parâmetros utilizados no cálculo do fator de concentração de tensões Kt , da série D_ST.....	53
Tabela 7.2. Parâmetros utilizados e resultado da convergência no cálculo do fator de concentração de tensões Kt , da série D_ST.....	53
Tabela 7.3. Parâmetros utilizados no cálculo do fator de concentração de tensões Kt , da série O_ST.....	54
Tabela 7.2. Parâmetros utilizados e resultado da convergência no cálculo do fator de concentração de tensões Kt , da série O_ST.....	54
Tabela 7.5. Parâmetros utilizados no cálculo do fator de concentração de tensões Kt , da série V_ST.....	55
Tabela 7.6. Parâmetros utilizados e resultado da convergência no cálculo do fator de concentração de tensões Kt , da série V_ST.....	55

SIMBOLOGIA E SIGLAS

Simbologia

ε_m	– Deformação média
$\varepsilon_{m\acute{a}x}$	– Deformação máxima
$\varepsilon_{m\acute{i}n}$	– Deformação mínima
ε_a	– Amplitude de deformação
σ_a	– Amplitude de tensão
σ_c	– Tensão de cedência
σ_{ef}	– Tensão efetiva
σ_m	– Tensão média
$\sigma_{m\acute{a}x}$	– Tensão máxima
$\sigma_{m\acute{i}n}$	– Tensão mínima
σ_{nom}	– Tensão nominal
σ_r	– Tensão de rotura
$\Delta\sigma$	– Gama de tensão
$\Delta\varepsilon$	– Gama de deformação
b	– Expoente de resistência cíclica
c	– Expoente de ductilidade cíclica
E	– Módulo de Young
N_e	– Número de ciclos experimental
N_p	– Número de ciclos previsto
N_f	– Número de ciclos até à rotura
R	– Razão de tensões
R_ε	– Razão de deformações

Siglas e Acrónimos

AA – Aluminum 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

FSL – Fusão Seletiva a Laser

HIP – Hot Isostatic Pressing

ISO – International Organization for Standardization

SEM – Scanning Electron Microscopy

SLM – Selective Laser Melting

SWT – Smith, Watson & Topper

ST – Sem Tratamento

1. INTRODUÇÃO

O alumínio é um metal leve, com uma enorme versatilidade de aplicações e que desempenha um papel importante em diversas atividades económicas na nossa sociedade, sendo cada vez mais utilizado em todo o mundo. O processo de reciclagem do alumínio é eficaz, fácil de realizar e é mais vantajoso do que a sua extração, fazendo com que o seu custo seja bastante atrativo, contudo, o alumínio puro não é indicado para estruturas devido à sua facilidade de moldação. Face às inconveniências do alumínio puro surgem as ligas de alumínio, que proporcionam ao metal uma melhoria das suas propriedades mecânicas, sendo os principais elementos de liga do alumínio o cobre, o magnésio, o manganês, o silício, o estanho e o zinco.

O desenvolvimento das técnicas de manufatura aditiva tem atraído cada vez mais a indústria moderna, com destaque para a Fusão Seletiva a Laser, uma técnica promissora, que permite uma manufatura rápida de peças com propriedades mecânicas muito semelhantes às resultantes da manufatura convencional. Aliam-se a estes fatores a capacidade de produzir peças numa variedade de ligas de alta qualidade, como a liga AlSi10Mg, com geometrias complexas, dificilmente obtidas através dos processos convencionais e capazes de fazer face às necessidades de indústrias exigentes como a aeronáutica, aeroespacial e médica.

A crescente utilização das ligas de alumínio em processos inovadores como a Fusão Seletiva a Laser tem vindo a revelar inúmeras vantagens, no entanto, pelo facto de ser uma tecnologia recente, torna-se necessário compreender melhor o comportamento dos componentes obtidos por este processo. Nas suas aplicações, as peças fabricadas estão expostas a solicitações de fadiga como ciclos de carga complexos e variáveis no tempo que provocam acumulação de dano nas descontinuidades geométricas, afetando a sua vida. Posto isto, é importante estudar o efeito que estas descontinuidades geométricas têm na resistência de vida à fadiga de um componente.

Devido à natureza do processo, surgem no material defeitos internos como porosidades ou faltas de fusão e criam-se no material tensões residuais que afetam negativamente as suas propriedades mecânicas. Deste modo, é necessário estudar os efeitos provocados no material pelos tratamentos térmicos e termomecânicos, comumente utilizados nas ligas de alumínio com o objetivo de colmatar estas desvantagens inerentes ao processo de fabrico.

1.1. Objetivos da investigação

Com esta dissertação pretende-se estudar o efeito das descontinuidades e do tratamento térmico de alívio de tensões residuais a 250°C e Hot Isostatic Pressing (HIP) a 250°C, no comportamento à fadiga da liga de alumínio AlSi10Mg, em componentes produzidos por FSL. Os objetivos delineados para esta dissertação são:

- Analisar a resistência à fadiga e a sensibilidade ao entalhe da liga AlSi10Mg em componentes produzidos por FSL, sujeitos a diferentes tipos de tratamentos térmicos.
- Desenvolver e testar um método de previsão de vida à fadiga.
- Comparar os resultados obtidos entre os provetes com e sem entalhes, provetes tratados e provetes não tratados termicamente e também com estudos já existentes.

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1. Ligas de alumínio

O alumínio, bem como as suas ligas, é considerado um dos materiais metálicos que apresenta maior versatilidade de aplicações e o facto de ser também um material economicamente atrativo, manifesta-se na sua popularidade.

Quando comparado com o aço, que é também um metal amplamente utilizado na indústria, o alumínio possui menor resistência mecânica ($\sigma_r = 69 \text{ MPa}$), porém possui um terço do seu peso com uma densidade de $2,7 \text{ g/cm}^3$. A menor resistência mecânica permite que este seja mais fácil de trabalhar para obtenção do formato final desejado. No entanto, devido à baixa resistência mecânica do alumínio puro, a sua utilização não é recomendada para elementos estruturais. Através da adição de outros elementos de liga, consegue-se alcançar uma resistência mecânica muito superior ($\sigma_r = 607 \text{ MPa}$) comparativamente à do alumínio puro [1].

Os principais elementos de liga do alumínio são o silício, cobre, manganês, magnésio e zinco. Consoante a constituição e microestrutura das ligas, as propriedades mecânicas e químicas são variáveis.

De acordo com o teor de silício presente, as ligas de alumínio são classificadas em três categorias, como demonstrado na Tabela 2.1:

Tabela 2.1. Classificação das ligas de alumínio consoante o teor de silício [1].

Teor de Silício [%]	Tipo de Liga
<12,6	Hipoeutética
12,6	Eutética
>12,6	Hipereutética

Segundo a finalidade das ligas de alumínio, estas dividem-se em duas categorias principais: ligas para enformação plástica (wrought aluminium alloys) ou ligas para trabalho mecânico, que correspondem a 85% da produção mundial, e ligas para fundição (cast aluminium alloys), que detêm os restantes 15%. Neste trabalho, o alumínio utilizado, pertence à classe de ligas de alumínio para fundição.

A designação utilizada foi a proposta pela Aluminum Association (AA) e adotada pela International Organisation for Standardization (ISO), que divide as ligas em séries com quatro números, sendo o primeiro atribuído consoante o elemento de liga principal. Na Tabela 2.2 estão representadas as séries de classificação das ligas de alumínio para fundição:

Tabela 2.2. Designação das séries de ligas de alumínio para fundição [1].

Série	Principal elemento de liga	Outros elementos
1xx.x	Alumínio comercialmente puro	-
2xx.x	Cu	-
3xx.x	Si	Cu, Mg
4xx.x	Si	-
5xx.x	Mg	-
6xx.x	Mg, Si	-
7xx.x	Zn	Mg
8xx.x	Sn	-

Para além da classificação das ligas de alumínio abordadas anteriormente, estas podem ainda dividir-se em duas categorias: ligas tratáveis termicamente e ligas não tratáveis termicamente, como demonstrado na Tabela 2.3:

Tabela 2.3. Ligas de alumínio tratáveis e não tratáveis termicamente.

Ligas	Trabalho mecânico	Fundição
Tratáveis termicamente	2xxx	2xx.x
	6xxx	3xx.x
	7xxx	7xx.x
Não Tratáveis termicamente	1xxx	1xx.x
	3xxx	4xx.x
	4xxx	5xx.x
	5xxx	-

As ligas tratáveis termicamente são aquelas cujas propriedades mecânicas são influenciadas pelo tratamento térmico, são descritas com o sufixo T e se a sua designação tiver mais do que um dígito, estes estão associados à diminuição da espessura por deformação plástica, ao tipo de alívio de tensões ou ao tipo de tratamento térmico realizado. No caso das ligas não tratáveis termicamente, estas são ligas em que o tratamento térmico não causa grande impacto nas propriedades mecânicas, sendo apenas dependentes da deformação plástica através de trabalho mecânico. São designadas pelo sufixo H, que é habitualmente sucedido por um ou dois dígitos, sendo o primeiro respetivo ao tratamento mecânico utilizado e o segundo ao grau de deformação plástica induzido. Na Tabela 2.4, encontra-se especificada a nomenclatura associada aos tratamentos térmicos.

O objeto de estudo desta dissertação foi a liga AlSi10Mg, classificada como uma liga para fundição, tratável termicamente, em que o principal elemento de liga é o silício, correspondendo à série 3xx.x.

Tabela 2.4. Designação dos tratamentos térmicos.

Tipo	Especificação do 1º dígito
T1	Solubilização parcial e Envelhecimento natural
T2	Recozimento
T3	Solubilização total e Deformação a frio
T4	Solubilização total e Envelhecimento natural
T5	Envelhecimento artificial
T6	Solubilização total e Envelhecimento artificial
T7	Solubilização e estabilização
T8	Solubilização, Deformação a frio e Envelhecimento artificial
T9	Solubilização, Envelhecimento artificial e Deformação a frio

2.2. Processos de fabricação aditiva

Os processos de fabricação aditiva têm por base a concepção de um modelo 3D computadorizado que posteriormente é utilizado como guia no fabrico do produto final, realizado normalmente, camada a camada. Este tipo de fabrico permite obter componentes com formas complexas, com uma produção flexível e competitiva quando comparado às metodologias de fabrico subtrativo ou de conformação. Por ser realizado camada a camada, existe também um menor desperdício de material [2,3].

O surgimento do primeiro processo de fabricação aditiva deu-se em meados de 1980, através da experimentação da exposição de lasers a materiais sensíveis às radiações ultravioleta. Com estas experiências, Charles Hull percebeu que determinados materiais se

tornavam sólidos, quando expostos aos lasers. Em 1983 surgiu então a estereolitografia, conhecida hoje em dia por SLA ou simplesmente por impressão 3D. Em 1992, fundou a empresa 3D Systems Corporation e criou a primeira máquina de fabricação aditiva. Nos anos seguintes, com o desenvolvimento de diversas tecnologias de fabricação aditiva e com o aumento da potência dos lasers, foi possível a criação de novos processos envolvendo a fusão de pós metálicos, como é o caso do processo de Fusão Seletiva a Laser (FSL) abordado neste trabalho [4].

2.2.1. Fusão Seletiva a Laser

A tecnologia FSL é um processo de fabricação aditiva em que é utilizado um laser de elevada densidade de potência que atua numa cama de pós metálicos, consoante um modelo 3D pré-estabelecido, provocando a sua fusão e posterior solidificação, fazendo com que a camada que está a ser trabalhada seja fundida com a camada anterior [5]. Isto permite a criação de peças com geometrias complexas, near-net-shape e com uma densidade relativa de até 99,9% [6].

Após a criação do modelo 3D utilizando o software CAD, o ficheiro é exportado para o formato STL e analisado para assegurar que não existem irregularidades no mesmo. Os componentes são então orientados tendo em conta o eixo de construção desejado e os suportes necessários. Por fim, são definidos os parâmetros pretendidos e dá-se início à produção do componente. Inicialmente, a primeira camada de pó é depositada, em seguida o laser percorre esta camada segundo a geometria programada provocando a fusão e posterior solidificação do pó metálico. Concluída a primeira camada, são adicionadas camadas sucessivas onde o pó metálico fundido se une com o da camada anterior, permitindo deste modo a obtenção de uma peça sólida quando concluído o processo, que se encontra esquematizado na Figura 2.1 [7].

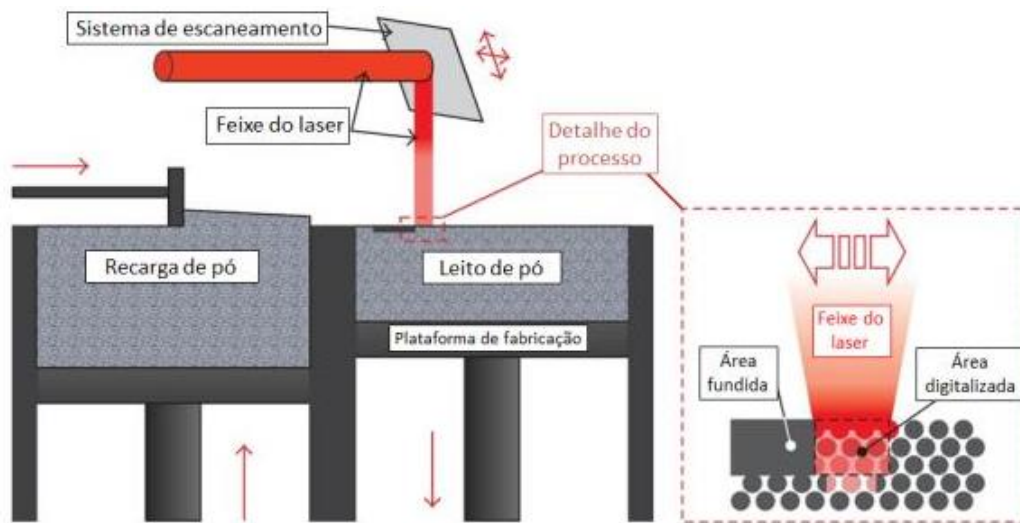


Figura 2.1. Esquemática do processo de FSL.

Comparativamente aos processos de maquinação convencionais, a fusão seletiva a laser apresenta inúmeras vantagens como a qualidade dos componentes produzidos e a liberdade geométrica. Porém, existem ainda algumas condicionantes a ter em conta, como por exemplo os custos inerentes ao processo, as dimensões possíveis para o fabrico de um componente, o acabamento do mesmo ou os defeitos internos como porosidades ou faltas de fusão que podem afetar negativamente as propriedades mecânicas do material.

As ligas de titânio, os aços e as ligas de alumínio, são os metais mais utilizados nesta tecnologia, sendo que para o material poder ser usado no processo, este tem que se encontrar na forma atomizada. A granulometria do pó a utilizar depende da espessura de camada pretendida e da qualidade desejada para o componente a obter.

Não só a granulometria do pó utilizado, mas também a direção de construção, assim como a potência, a velocidade e o tamanho do feixe de laser, são parâmetros do processo que influenciam as propriedades mecânicas finais do componente fabricado [8].

2.2.2. Tratamento térmico de alívio de tensões residuais

Devido aos altos gradientes de temperatura, os componentes produzidos por FSL são suscetíveis ao desenvolvimento de tensões internas, normalmente prejudiciais aos componentes quando estes se encontram em serviço. Empresas como a EOS, SLM Solutions ou a Renishaw, recomendam a realização deste tratamento a uma temperatura de 270°C a 300°C durante cerca de 90 minutos a 2 horas, sendo estes os parâmetros de tratamento mais comuns para a liga de alumínio AlSi10Mg, pelo que em seguida irão ser apresentados alguns estudos envolvendo esta liga.

O tratamento térmico de alívio de tensões residuais consiste no aquecimento do material até uma determinada temperatura, abaixo da temperatura de fusão, em seguida mantém-se a mesma temperatura durante o tempo estipulado e posteriormente o material é arrefecido de volta à temperatura ambiente. Com este tratamento pretende-se aliviar as tensões residuais decorrentes do processo de FSL.

Segundo Fousová et al. [9] e Padovano et al. [10], o tratamento realizado à temperatura de 300°C provoca, maioritariamente, o alívio de tensões residuais e uma pequena redução da concentração de silício na solução sólida supersaturada, mantendo-se a microestrutura final.

Também no estudo realizado por Mfusi et al. [11], evidenciou-se que um tratamento realizado a 300°C provoca uma grande perda das propriedades mecânicas à exceção da ductilidade.

No caso de Tridello et al. [12], foi testado este tipo de tratamento a uma temperatura de 320°C, onde se verificou que este levaria a uma redução de quase 50% da resistência à tração. Quando comparado com o material sem tratamento, o material tratado possui uma ductilidade cerca de 2,4 vezes maior.

Com base nos resultados anteriores, é possível perceber que os parâmetros sugeridos para o tratamento térmico de alívio de tensões residuais parecem não ser os mais adequados, pelo que neste trabalho é sugerido, por motivos apresentados mais a frente, a utilização de uma temperatura mais baixa do que a habitualmente proposta pelos fabricantes de equipamentos de FSL.

2.2.3. Tratamento HIP

O tratamento HIP (Hot Isostatic Pressing), conhecido em português como prensagem isostática a quente, é um método de tratamento que tem em vista a redução da porosidade, bem como a possibilidade de alterações microestruturais nos metais. O HIP consiste na compressão do material com a aplicação simultânea de pressão e temperatura, numa atmosfera protetora constituída por um gás inerte, normalmente o argon. Habitualmente o tratamento HIP da liga AlSi10Mg é realizado a uma temperatura de 500°C e uma pressão de 100 MPa, com uma duração de pelo menos duas horas. [13–16]

Existem diversos estudos realizados tendo em conta estes parâmetros de tratamento habituais, como é o caso do estudo realizado por Schneller et al. [13], onde se concluiu que, após a realização do tratamento HIP, houve uma redução do tamanho e número de poros na microestrutura da liga e conseqüentemente um aumento da densidade do material. De notar também que, devido às elevadas temperaturas atingidas no tratamento, ocorreu a formação de precipitados de ferro e de cristais de silício, dissipando as poças de fusão e a rede de silício. Os precipitados formados promoveram o desaceleramento da propagação de fenda, melhorando a resistência de vida à fadiga.

O estudo de Hidrata et al. [14] comparou o efeito na microestrutura de componentes sujeitos ao tratamento HIP, durante 2 horas, a uma pressão de 100 MPa, em relação a componentes sujeitos apenas a um tratamento de 500°C durante 2 horas. Concluiu-se neste estudo que a microestrutura era muito semelhante em ambos os componentes, porém os componentes sujeitos ao tratamento HIP evidenciaram uma menor porosidade interna e conseqüente melhoria das propriedades mecânicas, sendo que comparativamente ao material sem tratamento, houve uma diminuição da resistência à tração.

Também Hastie et al. [15] estudou o efeito do tratamento HIP a 500°C, durante 2 horas a 100 MPa, comparativamente ao tratamento HIP mencionado, seguido de um tratamento T6, com um estágio de 5 horas a 530°C, arrefecido rapidamente em água e subsequentemente envelhecido a 160°C. O estudo verificou que os componentes sujeitos ao tratamento HIP+T6, apesar de apresentarem uma melhor resistência à tração, possuíam uma menor capacidade de deformação, pelo que a melhoria não se considerou relevante.

Com o intuito de perceber a influência que diferentes temperaturas têm no tratamento HIP, no estudo de Uzan et al. [16], foi comparado o tratamento HIP a 180 MPa, às

temperaturas de 250°C e 500°C. Os resultados obtidos demonstraram que, devido ao engrossar da microestrutura, os componentes tratados por HIP a 500°C possuíam menor resistência à fadiga. Os componentes tratados por HIP a 250°C demonstraram uma maior resistência à tração do que o HIP a 500°C, apesar deste último garantir uma densidade maior.

Tendo em conta os trabalhos já realizados, o tratamento HIP a 250°C revela ser um bom recurso a explorar na melhoria da resistência de vida à fadiga, dado que existe uma boa relação entre a resistência à tração e ductilidade obtidas nos componentes

2.3. Liga AlSi10Mg

A presente dissertação centra-se no estudo do comportamento à fadiga de provetes obtidos por FSL, numa liga de alumínio AlSi10Mg. O processo de FSL é uma tecnologia inovadora com inúmeras vantagens, como a grande liberdade geométrica que permite dar aos componentes, configurações dificilmente obtidas por processos convencionais. A liga AlSi10Mg, possui uma boa relação entre leveza e resistência mecânica, bem como uma boa resistência à corrosão, sendo por isso muito utilizada em várias aplicações como por exemplo na indústria aeroespacial e automóvel, desde periféricos do motor, jantes e bombas de combustível a peças estruturais, quando tratadas termicamente. Esta liga possui uma densidade de aproximadamente 2,66 g/cm³ e um ponto de fusão de 570°C a 590°C.

A sua classificação, segundo as designações anteriormente apresentadas, corresponde a uma liga de fundição da série 3xx.x. Por sua vez, tendo em conta o teor de silício presente na liga utilizada, esta é classificada como sendo uma liga hipoeutética, uma vez que possui um teor de silício de 9% a 11%. O silício quando se liga ao alumínio forma um eutético com propriedades vantajosas para a fundição como boa fluidez quando fundido, boa resistência à corrosão, boa resistência à fissura e baixo ponto de fusão. Quando comparado com o processo de fundição comum, a liga AlSi10Mg produzida por FSL apresenta melhor resistência à tração devido ao refinamento de grão e diferentes fases de precipitados.[17]

Esta liga quando processada por FSL ou tratada termicamente, promove a precipitação do Mg₂Si na matriz de Al, que resulta num aumento da resistência mecânica provocado pelo endurecimento por precipitação [18].

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

Neste processo ocorre o endurecimento por precipitação provocado por transformações no estado sólido, devido à diminuição da solubilidade dos elementos da liga com a diminuição da temperatura. Geralmente verifica-se que, devido à natureza do processo, a microestrutura dos componentes produzidos por FSL é anisotrópica. O comportamento anisotrópico destas ligas reflete-se na orientação e tamanho de grão, caracterizadas por grãos alongados, com um tamanho de aproximadamente 50 μm de comprimento e 5-10 μm de largura, segundo a direção de fabricação, como demonstrado na Figura 2.2-a) [19][20]. Ao longo dos limites da poça de fusão é possível verificar a existência de grãos equiaxiais menores, associados a taxas locais de arrefecimento mais rápidas, como se pode ver na Figura 2.2-b) [21].

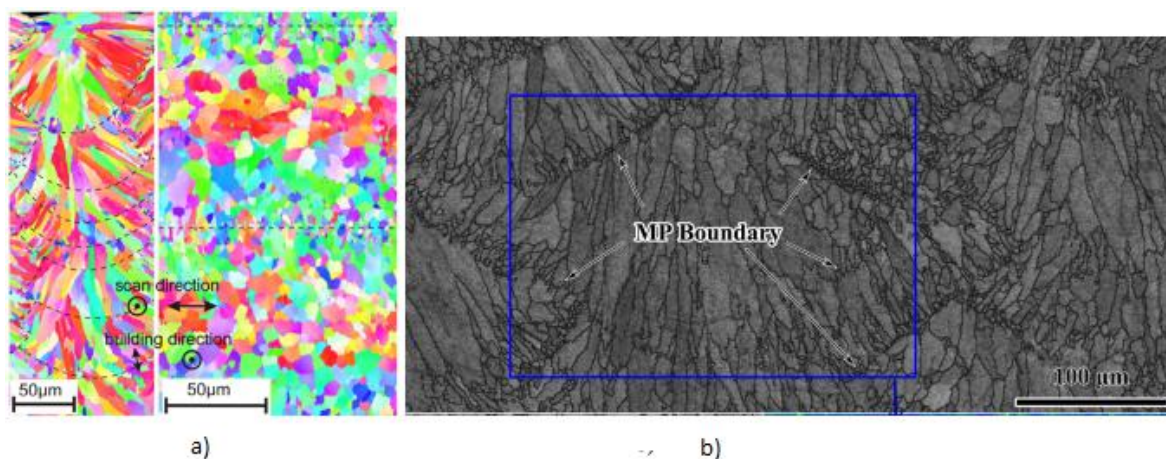


Figura 2.2. Liga AlSi10Mg processada por FSL: a) Mapa EBSD de orientação de grãos; b) Mapa EBSD da microestrutura da poça de fusão no plano da face de suporte de carga; MP = Poça de fusão.

A microestrutura da liga está relacionada com os parâmetros do processo, uma vez que estes afetam a taxa de solidificação R , e o gradiente de temperatura G , na poça de fusão. Os valores de G e de R influenciam diretamente a microestrutura, como se pode constatar na Figura 2.3. A razão G/R , corresponde à morfologia na frente de solidificação, enquanto a taxa de arrefecimento $G \times R$, determina o tamanho da estrutura de solidificação [22].

Para a liga AlSi10Mg, o valor da taxa de arrefecimento da poça de fusão, durante o processo de FSL, é cerca de 10^6 K/s, já o valor da razão G/R , corresponde a cerca de 20 K·s/mm². Dados estes valores, é possível concluir através da análise da Figura 2.3, que o processo de solidificação se encontra no limite entre o domínio dendrítico colunar e

dendrítico equiaxial [23]. A taxa de arrefecimento elevada leva à formação de uma estrutura muito fina e, como as condições de solidificação podem variar ao longo da poça de fusão, a diminuição do gradiente de temperatura pode levar a uma transição da morfologia colunar para equiaxial.

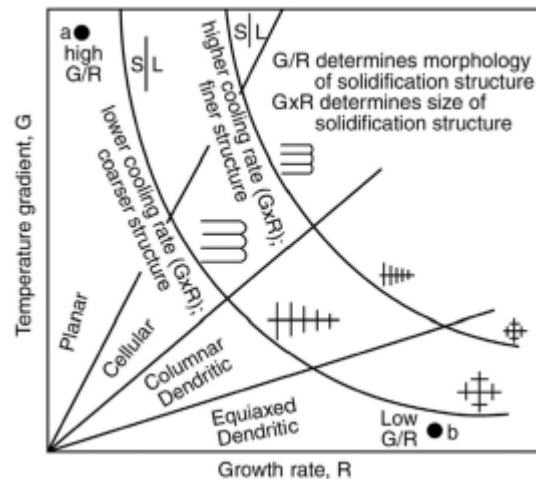


Figura 2.3. Efeito do gradiente de temperatura, G , e da taxa de solidificação, R , na morfologia e tamanho da microestrutura de solidificação [22].

Em componentes produzidos por FSL a microestrutura resultante é muito fina e é usualmente descrita como celular. Tal deve-se aos parâmetros do processo de fabrico [24], que promovem elevadas taxas de aquecimento e arrefecimento, podendo anular o crescimento contínuo dos grãos de alumínio e que originam, dentro da matriz de alumínio, a formação de soluções sólidas supersaturadas (SSSSs) que levam ao aumento das propriedades mecânicas. As ligas de Al-Si processadas por FSL caracterizam-se pelo aspeto celular da matriz de alumínio- α e por uma rede de silício eutético fibroso, como se verifica na Figura 2.4, com pequenos grãos ao longo do interior das poças de fusão. Dependendo dos parâmetros do processo, as células eutéticas apresentam diferente morfologia e dimensão [24]. Utilizando pós de elevada dureza, elimina-se a presença de precipitados ricos em ferro (Fe), que afetam negativamente a resistência mecânica do material [25,26].

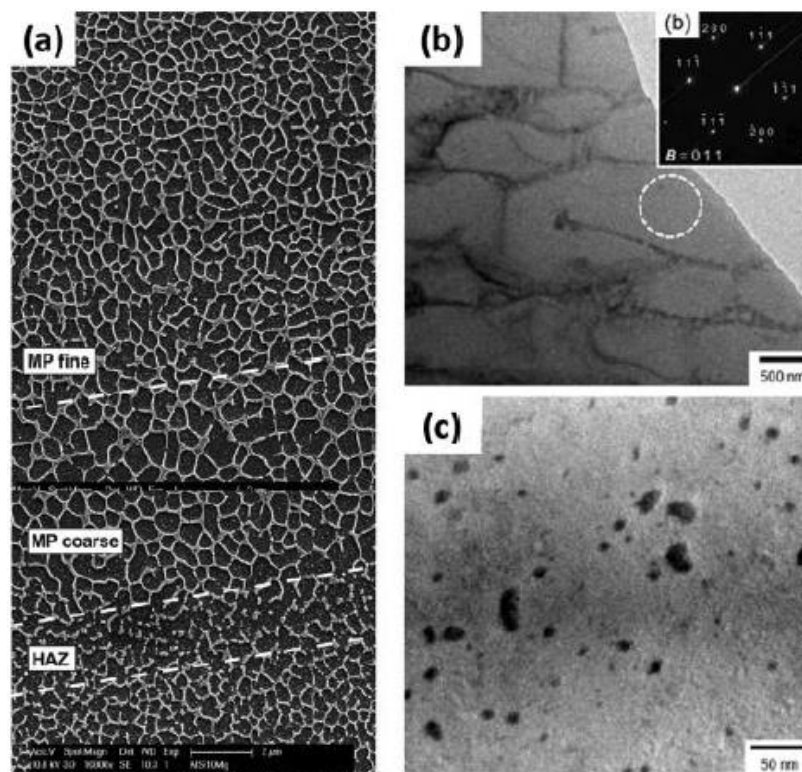


Figura 2.4. Micrografia SEM, ao longo do plano xy, de amostras AlSi10Mg; a) representação da área fina, grosseira e da zona afetada pelo calor na poça de fusão; b) Micrografias TEM, demonstrando a estrutura celular Al-Si; c) nanoprecipitados de Si dentro das células de Al numa liga AlSi10Mg.

2.3.2. Alterações microestruturais da liga AlSi10Mg através dos tratamentos térmicos

A microestrutura presente na liga AlSi10Mg, obtida através do processo de FSL, é diferente da obtida por processos convencionais, deste modo torna-se importante perceber a influência que os tratamentos térmicos têm na microestrutura da mesma.

No processo de FSL, à medida que uma camada de pós metálicos é derretida a temperatura é diferente ao longo da poça de fusão, sendo maior quanto mais perto do ponto de contacto do laser com a camada de pós. Este processo dá assim origem a três zonas com microestruturas distintas, como ilustrado na Figura 2.5. A zona de maior temperatura é na poça de fusão e uma vez que nesta zona a temperatura é superior à temperatura líquida do material, ao solidificar, forma-se uma zona de grão fino. Na zona onde a temperatura está entre os valores de temperatura sólida e temperatura líquida, o metal base atinge um estado semissólido originando uma zona de grão grosseiro. Na terceira zona, denominada por zona afetada termicamente, a temperatura atingida é inferior à temperatura sólida do metal base e o metal não derrete na totalidade, levando a que a energia proveniente do laser promova uma

espécie de tratamento térmico. Este tratamento provoca a saída do Si do Al sobressaturado e as partículas de Si condensam nos limites das zonas solidificadas por meio da microsegregação, formando a fase cristalizada [27].

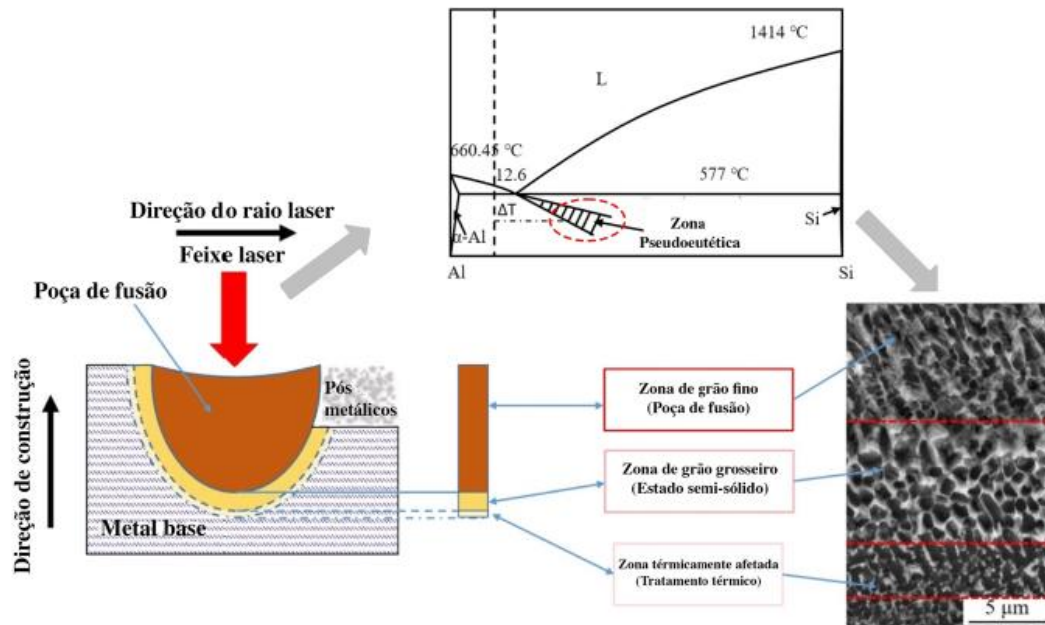


Figura 2.5. Esquemática da microestrutura das três zonas distintas formadas pelo processo FSL na Liga AlSi10Mg [27].

O termograma da Figura 2.6 permite verificar a existência de dois picos exotérmicos, o pico A, situado a uma temperatura de aproximadamente 260°C e o pico B, situado a 320°C.

Segundo Fiocchi et al. [28], o pico A deve-se à precipitação da fase Mg_2Si na forma β'' coerente. Já o pico B é devido à precipitação de β' e à rotura e esferoidização da rede de Si.

Yang et al. [29] consideraram que o pico A se deve à precipitação de β'' e o pico B à precipitação de β' , atribuindo a este último processo a causa do colapso das paredes celulares de Si.

Marola et al. [30], com base nas entalpias, atribuíram o pico A à precipitação do Si da matriz de alumínio sobressaturada e o pico B à formação simultânea de Mg_2Si e Fe contendo precipitados.

Mais recentemente em Fiocchi et al. [23], é considerado que o pico A se deve à precipitação de Si da matriz saturada, já o pico B considera-se que é devido à sobreposição da formação de Mg_2Si e da difusão de Si ao longo da rede eutética.

Não havendo um consenso em relação à causa de cada pico, os estudos associam estes picos a um fenômeno exotérmico relacionado com a difusão de Si, com origem no desequilíbrio do material sem tratamento térmico devido às condições de solidificação do processo de FSL.

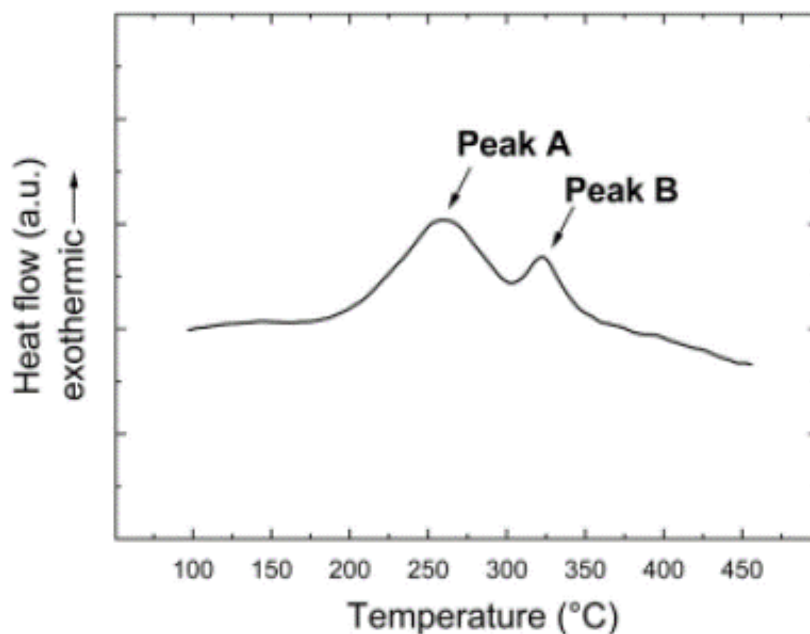


Figura 2.6. Termograma de uma Liga AlSi10Mg obtida por FSL, sem tratamento térmico.

O estudo realizado por Fernandes et al. [31] comparou o efeito do tratamento térmico em materiais em três condições diferentes nomeadamente: polido sem tratamento térmico, polido com tratamento de alívio de tensões residuais (300°C durante 2 horas) e polido com tratamento T6 (recozimento a 550°C durante 2 horas e rapidamente arrefecido em água, seguido de envelhecimento artificial a 175°C durante 6 horas).

O tratamento de alívio de tensões residuais, assim como o tratamento T6, levaram a uma modificação da microestrutura em que o Si da matriz supersaturada precipitou, provocando a redução e substituição da matriz supersaturada com Al-Si, por Si esferoidal numa matriz de Al. Esta alteração microestrutural provocou diminuição da dureza e aumento da ductilidade, levando a uma redução das propriedades mecânicas monotónicas e cíclicas, com uma redução mais acentuada na resistência à fadiga oligocíclica do que na fadiga elástica.

Nesta dissertação, tendo em conta os motivos anteriores e contrariamente ao que é habitualmente proposto pelos fabricantes, optou-se pela utilização de um tratamento térmico

a 250°C na mufla do laboratório durante 2 horas, com posterior arrefecimento feito em água à temperatura ambiente. O objetivo de utilizar uma temperatura de 250°C é evitar que o material alcance o Pico A, situado em cerca de 260°C, onde ocorre a precipitação total do Si [23]. Com isto, pretende-se aumentar a capacidade de deformação do material, preservando a sua resistência mecânica.

2.4. Fenómenos de fadiga

A fadiga é um processo progressivo e localizado de modificações estruturais permanentes, ocorridas num material submetido a condições que produzem tensões e deformações cíclicas. Estas solicitações dinâmicas, promovem a degradação progressiva do material levando à rotura, mesmo para tensões inferiores à tensão de rotura e à tensão de cedência monotónica.

Grande parte dos componentes mecânicos estão sujeitos a cargas cíclicas, suscetíveis à ocorrência de falha por fadiga. Segundo o engenheiro alemão August Wöhler (1819-1914), este fenómeno é responsável por cerca de 80% a 90% das falhas destes componentes, como concluiu com os primeiros estudos conhecidos sobre fadiga, realizados pelo mesmo, em eixos de locomotivas da indústria ferroviária alemã, onde sucessivas roturas se tornaram comuns.

A falha por fadiga envolve quatro fases sequenciais distintas. A primeira fase consiste na fase de nucleação microscópica e iniciação da fenda. A segunda fase corresponde à fase de propagação da fenda segundo uma direção normal à direção de aplicação da carga. Na terceira e quarta fase, ocorre a propagação instável da fenda e posterior rotura, é onde se pode verificar macroscopicamente a propagação da fenda. A rotura, muitas vezes súbita, ocorre quando a secção residual não é capaz de suportar a carga aplicada.

O número de ciclos que um componente suporta até à sua rotura N_f , corresponde à soma do número de ciclos de nucleação mais crescimento microscópico N_i , com o número de ciclos de propagação N_p , como indicado na equação (2.1).

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

Geralmente, a iniciação da fenda ocorre na zona onde se verifica a tensão máxima, deste modo, a presença de entalhes ou outras descontinuidades geométricas promovem uma maior concentração de tensões, facilitando a iniciação de fendas por fadiga no componente.

A iniciação de fenda é também potencializada por fatores externos como a ação corrosiva do meio ambiente. Apesar de geralmente não ser visível, existe deformação plástica uma vez que esta é responsável pelo processo de rotura a nível microscópico.

A nucleação ocorre à superfície do material, uma vez que nesta região o material tem maior facilidade em se deformar plasticamente a partir de defeitos ou deformações já existentes. Devido à aplicação de tensões de corte cíclicas resultam deformações plásticas que, eventualmente levam à formação de linhas de escorregamento à superfície do material. Uma vez que nestas linhas de escorregamento existe uma grande densidade de deslocações, originam-se bandas de escorregamento persistentes com orientação de 45° em relação ao carregamento aplicado, que levam à rotura do material.

Em seguida ocorre a fase de propagação de fenda, que pode ocorrer por três tipos de mecanismo diferentes: estriação dúctil ou frágil, coalescência de microcavidades ou microclivagem. A estriação e a coalescência são mecanismos característicos de materiais dúcteis, sendo a microclivagem mais comum em materiais de alta resistência ou frágeis.

2.4.1. Solicitações de Fadiga

A fadiga ocorre devido a solicitações dinâmicas, que implicam que haja variação da carga com o tempo ou com o número de ciclos. Os ciclos de tensão/deformação, podem ser agrupados em ciclos de amplitude de tensão constante e em ciclos de amplitude de tensão variável.

Quando se trata de equipamentos estacionários tais como rolamentos, engrenagens ou polias, estes funcionam normalmente a velocidades constantes, sendo que a carga/deformação é praticamente uniforme e a amplitude de tensão/deformação constante, Figura 2.7-a). Atualmente, a maioria dos problemas de fadiga de estruturas e componentes estão associados a ciclos de carga/deformação variáveis, o que dificulta a análise da história da carga, Figura 2.7-b). Com o intuito de simplificar esta análise, considera-se uma sucessão de blocos com amplitudes de tensão/deformação constantes, que variam consoante o número de ciclos, Figura 2.7-c).

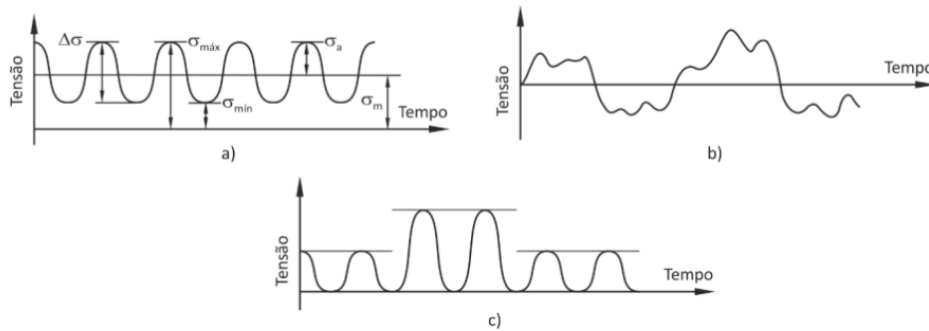


Figura 2.7. Tipos de carregamento: a) Carregamento constante; b) Carregamento aleatório; c) Carregamento alternado (adaptado de [32]).

A razão de tensões/deformações R , é um parâmetro que caracteriza os ciclos de tensão/deformação, permitindo distinguir diferentes condições de carregamento. O seu valor resulta da razão entre a tensão mínima $\sigma_{mín}$, e tensão máxima $\sigma_{máx}$, ou entre a deformação mínima $\varepsilon_{mín}$, e a deformação máxima $\varepsilon_{máx}$, durante um ciclo completo, como representado na equação seguinte:

$$R = \frac{\sigma_{mín}}{\sigma_{máx}}; R_\varepsilon = \frac{\varepsilon_{mín}}{\varepsilon_{máx}} \quad (2.2)$$

Nos casos em que a razão assume valor de $R = -1$, a tensão média é nula e o ciclo de tensões/deformações diz-se alternado ou totalmente reversível. Nos casos em que $R = 0$, a tensão mínima é nula e o ciclo diz-se pulsante. Estes dois ciclos são os mais encontrados em aplicações reais, pelo que são também os mais estudados.

Para caracterizar o ciclo de carga utiliza-se também o parâmetro da gama de tensão $\Delta\sigma$, correspondente à diferença entre o valor de tensão máxima $\sigma_{máx}$, e de tensão mínima $\sigma_{mín}$, durante o ciclo de carga. Este parâmetro é obtido através da equação abaixo.

$$\Delta\sigma = \sigma_{máx} - \sigma_{mín} \quad (2.3)$$

Os valores de amplitude de tensão σ_a , e de tensão média σ_m , podem ser calculados através das equações (2.4) e (2.5), respetivamente:

$$\sigma_a = \frac{\Delta\sigma}{2} = \frac{\sigma_{máx} - \sigma_{mín}}{2} \quad (2.4)$$

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

Se a variável de controlo nos ensaios de fadiga for a deformação, para obter o valor da gama de deformações $\Delta\varepsilon$, da amplitude de deformação ε_a , e da deformação média ε_m , podem ser utilizadas as equações (2.6), (2.7) e (2.8), respetivamente.

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

$$\varepsilon_a = \frac{\Delta\varepsilon}{2} = \frac{\varepsilon_{m\acute{a}x} - \varepsilon_{m\acute{i}n}}{2} \quad (2.7)$$

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

Sendo $\varepsilon_{m\acute{a}x}$ e $\varepsilon_{m\acute{i}n}$, os valores de deformação máxima e mínima, durante os ciclos de carga.

Uma vez que há diversos tipos de ensaios para determinar o comportamento à fadiga dos materiais, devem ser selecionados os parâmetros corretos para cada tipo de ensaio que se assemelhem às condições de serviço.

2.4.2. Curvas S-N

Por volta do ano de 1850, o engenheiro alemão August Wöhler começou a estudar pela primeira vez o comportamento à fadiga dos aços e foi o primeiro a desenvolver uma metodologia de estudo para o fenómeno da fadiga com a criação das curvas S-N, que representam a tensão aplicada no eixo vertical em função do número de ciclos até à rotura de um determinado componente no eixo horizontal. O conceito de fadiga não era bem entendido na época, bem como os aspetos mecânicos e microestruturais das curvas S-N, mas com a criação desta metodologia de análise o fenómeno começou a ser mais bem compreendido e a vida à fadiga de um material passou a ser possível de prever com maior consistência [33].

A representação do fenómeno de fadiga em curvas tensão-número de ciclos até à rotura, tornou-se então na forma mais comum de representar o comportamento à fadiga de um material para componentes cujas vidas consistem numa fase de iniciação, seguida de propagação de fenda. Estas curvas representam graficamente a tensão aplicada S em relação ao número total de ciclos até à falha N_f , sendo normalmente utilizada uma escala log-log. A análise dos dados de uma curva S-N permite encontrar um patamar onde seja possível

prever, com algum rigor, a zona onde há uma menor probabilidade de ocorrer a falha do componente, permitindo diminuir o risco de falha por fadiga, sendo por esta razão muito úteis na engenharia de projeto mecânico.

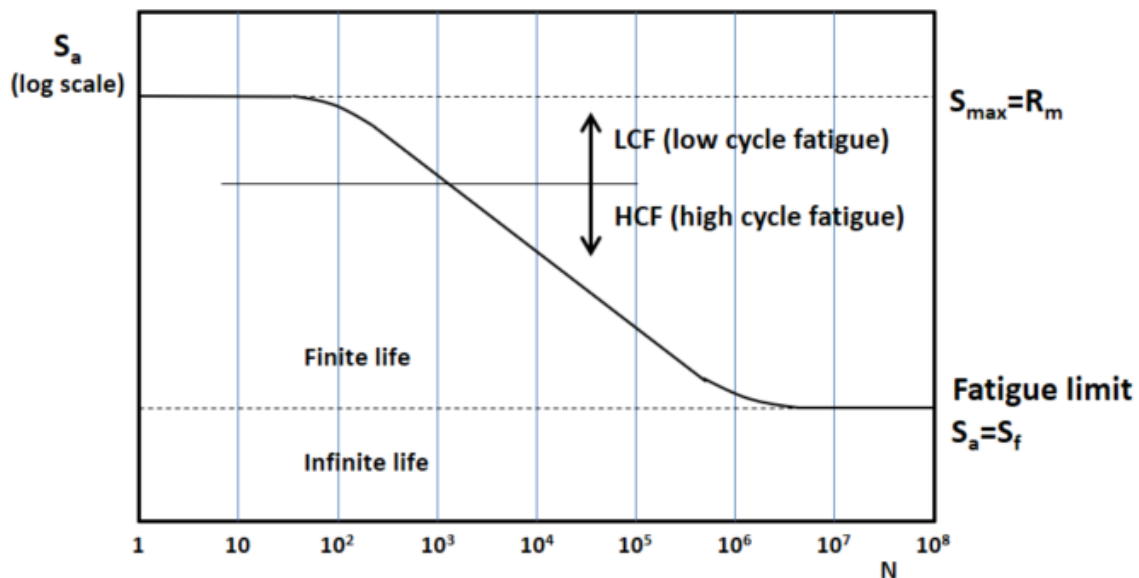


Figura 2.8. Exemplo de uma curva S-N.

Visto que a amplitude de carga tem um grande efeito na vida à fadiga de um material, as curvas S-N são feitas tendo em conta a especificação do ciclo de carga utilizado, neste caso com o intuito de estudar a fadiga de longa duração ou supercíclica, isto é, fadiga para uma vida superior a 10^4 - 10^5 ciclos. Neste tipo de fadiga, as tensões/deformações são menores e levam à ocorrência de deformação plástica apenas em determinadas regiões localizadas.

2.4.3. Efeito da concentração de tensões no comportamento à fadiga dos materiais

O número de ciclos até à rotura que um componente consegue suportar, pode sofrer uma redução se forem nele introduzidas descontinuidades geométricas tais como furos, entalhes ou variações de diâmetro. Estas descontinuidades geométricas provocam a amplificação das tensões nominais aplicadas, independentemente do material, pelo que é necessário que sejam levadas em conta para o correto dimensionamento de componentes mecânicos. A análise do efeito da concentração de tensões no comportamento à fadiga de um material pode ser feita a partir de modelos baseados nas tensões e na energia de deformação total.

O fator de concentração de tensões teórico ou estático K_t , que quantifica a concentração de tensões, corresponde à razão entre a tensão elástica máxima na raiz do entalhe $\sigma_{m\acute{a}x}$, e a tensão nominal aplicada σ_{nom} . Este fator varia consoante a geometria do material e o modo de carregamento a que está sujeito.

$$K_t = \frac{\sigma_{m\acute{a}x}}{\sigma_{nom}} \quad (2.9)$$

Com a introdução de um entalhe, para o mesmo material, as curvas S-N apresentam valores de resistência à fadiga menores. Esta redução é quantificada pelo fator de concentração de tensões dinâmico K_f , que pode ser definido pelo quociente entre a tensão efetiva do ponto de vista da resistência à fadiga σ_{ef} , calculada consoante a distância da raiz do entalhe e a tensão nominal σ_{nom} .

$$K_f = \frac{\sigma_{ef}}{\sigma_{nom}} \quad (2.10)$$

A relação entre o fator elástico de concentração de tensões K_t , e o fator de concentração de tensões dinâmico K_f , é representada pelo fator de sensibilidade ao entalhe q , que varia entre 0 e 1.

$$q = \frac{K_f - 1}{K_t - 1} \quad (2.11)$$

Em materiais muito sensíveis à presença de entalhes, como metais com grão uniforme e fino, o fator de sensibilidade ao entalhe q é igual a 1, ou seja $K_f = K_t$. No caso em que a presença de um entalhe não afeta a vida do componente, como se verifica nos ferros fundidos, o material tem pouca sensibilidade ao entalhe e $K_f = 1$. A sensibilidade ao entalhe depende da geometria do entalhe, do tipo de carregamento e da resistência do material.

Para entalhes com determinados raios de curvatura, foi proposta por Peterson, a equação (2.12), que relaciona o K_f com o K_t .

$$K_f = 1 + \frac{K_t - 1}{1 + \frac{a}{\rho}} \quad (2.12)$$

Sendo que a é uma constante do material, neste trabalho foi utilizado o valor comum para ligas de alumínio correspondente a 0,586 mm. O valor de ρ representa o valor do raio do entalhe.

2.5. Método de previsão de vida à fadiga

Para a previsão de vida à fadiga, é utilizado neste trabalho um método com base no parâmetro energético Smith-Watson-Topper (SWT), este é um parâmetro baseado na energia e foi apresentado, pelos autores que lhe dão o nome, em 1970. Previsões de vida à fadiga utilizando este parâmetro com dados de testes realizados em $R = 0$, já demonstraram ser bem sucedidas em diferentes estudos [34–37], recorrendo à equação (2.13).

$$SWT = \sigma_{m\acute{a}x} \cdot \varepsilon_a \quad (2.13)$$

Uma vez que é comum este tipo de material apresentar muitos defeitos superficiais e internos, é possível que a propagação se revele dominante no comportamento à fadiga do mesmo. Posto isto, no presente trabalho propôs-se a utilização da tensão efetiva σ_{ef} , para os provetes entalhados, ao invés da tensão máxima $\sigma_{m\acute{a}x}$, passando a equação (2.13) a apresentar a seguinte forma:

$$SWT = \sigma_{ef} \cdot \varepsilon_a \quad (2.14)$$

Partindo da equação (2.13), com os valores obtidos a partir dos resultados experimentais realizados a provetes não entalhados, é possível fazer uma estimativa da curva SWT-N que relaciona o parâmetro SWT e o número de ciclos até à rotura. Esta curva apresenta o formato apresentado na equação (2.15), onde C corresponde à ordenada na origem e b , ao declive da reta obtida.

$$SWT = C \cdot N_p^b \quad (2.15)$$

A partir desta reta é possível fazer uma previsão do comportamento à fadiga do material entalhado, em função do valor de SWT calculado. Uma vez que nos provetes entalhados $\sigma_{ef} \neq \sigma_{nom}$, tendo por base as equações (2.10) e (2.14), é possível chegar à seguinte igualdade, onde é tido em conta o fator de concentração de tensões dinâmico K_f e a tensão nominal σ_{nom} :

$$SWT = K_f \cdot \sigma_{nom} \cdot \varepsilon_a \quad (2.16)$$

O fator de concentração de tensões dinâmico K_f , pode ser estimado segundo a concentração de tensões K_t , a partir da equação (2.12). A tensão nominal σ_{nom} , é uma variável de valor conhecido com base no valor da razão entre a tensão máxima $\sigma_{m\acute{a}x}$, e a área da secção transversal do componente. A variável amplitude de deformação ε_a , é possível calcular a partir da lei de Hooke, equação (2.17), que relaciona a amplitude de tensão σ_a , e o módulo de elasticidade E , característico do material, neste caso com valor de 72347 MPa.

$$\sigma_a = E \cdot \varepsilon_a \quad (2.17)$$

Assim, para componentes entalhados é possível calcular o seu parâmetro SWT pela equação (2.16) e substituir na equação (2.15), para obter o valor da previsão do número de ciclos de vida até à rotura N_p .

3. MATERIAL E PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

Neste trabalho, para a realização dos ensaios de fadiga, foram utilizados provetes feitos em liga de alumínio AlSi10Mg com geometria “osso de cão”, obtidos por FSL e alguns posteriormente tratados termicamente. Todo o estudo do comportamento à fadiga foi realizado no Centro de Engenharia Mecânica, Materiais e Processos (CEMMPRE), no Departamento de Engenharia Mecânica da Faculdade de Ciências e Tecnologia da Universidade de Coimbra.

Os provetes foram fabricados na empresa portuguesa Aluport, sediada em Águeda, através de uma máquina “Renishaw”, modelo “AM 400”, com um feixe laser com potência máxima de 400W. A impressão dos provetes foi realizada com a potência do laser a 350 W, com um feixe de diâmetro de 30 μm , a uma velocidade de avanço de 1,8 m/s, uma espessura de camada depositada de 30 μm e fabricados na vertical. Utilizou-se um pó metálico da liga de alumínio AlSi10Mg com uma granulometria de 25-70 μm e com a composição química apresentada na Tabela 3.1, de acordo com a norma DIN EN 1706 (EN AC-4300).

Tabela 3.1. Composição química da liga de alumínio AlSi10Mg (% em peso)

Elem. químico	Al	Si	Mg	Mn	Cu	Ni	Fe	Zn	Pb	Sn	Ti
Fração mássica (%)	Rest.	9-11	0,25-0,45	0,45	0,05	0,05	0,55	0,1	0,05	0,05	0,15

3.1. Geometria dos provetes

Nesta dissertação foram utilizados provetes com quatro condições geométricas diferentes: sem entalhe (Figura 3.1), entalhe com forma semielíptica (Figura 3.2), entalhe com forma em “V” (Figura 3.3) e com furo passante (Figura 3.4). Os entalhes com forma em “V” e forma semielíptica, foram maquinados posteriormente à sua fabricação por FSL, recorrendo a maquinação convencional, no Departamento de Engenharia Mecânica da Faculdade de Ciências e Tecnologia da Universidade de Coimbra.

Efeito de diferentes discontinuidades geométricas e tratamentos térmicos na resistência à fadiga da liga de alumínio AlSi10Mg em amostras produzidas por FSL.

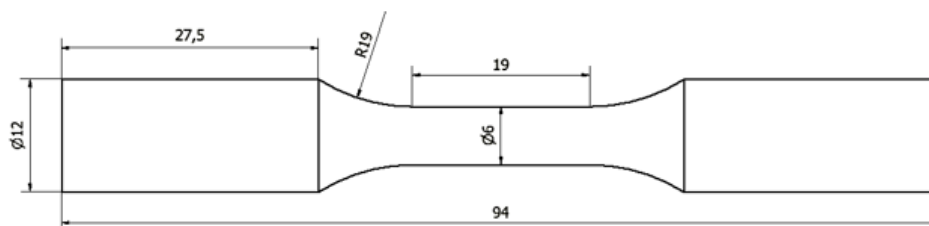


Figura 3.1. Geometria dos provetes, sem entalhe, dimensões em milímetros.

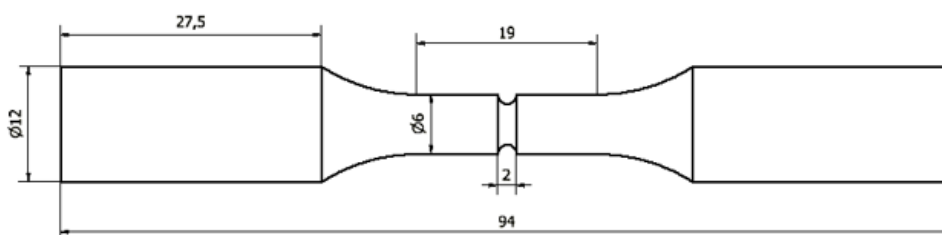


Figura 3.2. Geometria dos provetes, com entalhe com forma semielíptica, dimensões em milímetros.

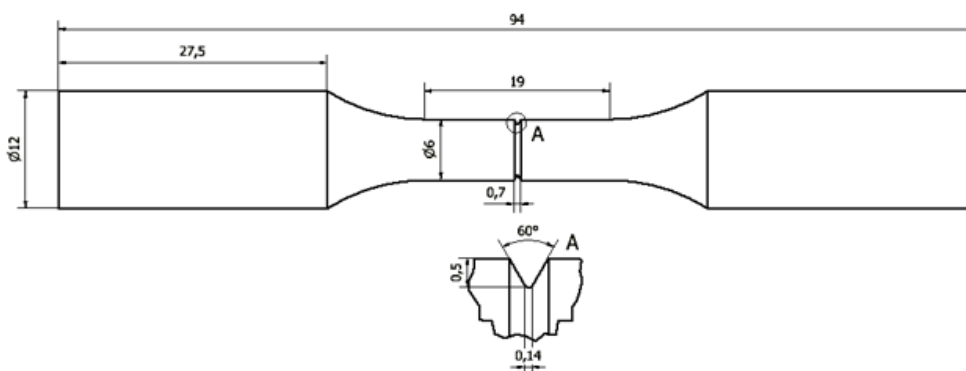


Figura 3.3. Geometria dos provetes, com entalhe com forma em "V", dimensões em milímetros.

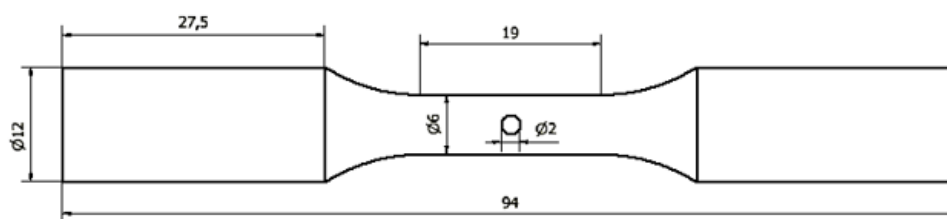


Figura 3.4. Geometria dos provetes, com furo passante, dimensões em milímetros.

Os provetes, consoante a sua condição geométrica, foram divididos em três séries: sem tratamento (ST), com tratamento de Alívio de Tensões Residuais a 250 °C durante 2 horas (ATR 250 °C) e com tratamento HIP a 250°C e 100 MPa durante 2 horas (HIP 250 °C).

3.2. Tratamentos térmicos

3.2.1. Tratamento térmico de alívio de tensões residuais

Para o tratamento térmico de alívio de tensões residuais, os provetes foram colocados numa mufla do Departamento de Engenharia Mecânica da universidade de Coimbra e aquecidos gradualmente a 5°C/min até à temperatura de 250°C, mantendo-se nesta temperatura durante 2h e em seguida arrefecidos rapidamente em água à temperatura ambiente.

3.2.2. Tratamento termomecânico HIP

O tratamento termomecânico HIP aplicado aos provetes, foi realizado pela empresa Bodycote, sediada em Ebersbach, Alemanha, onde os provetes foram pressurizados a 100 MPa durante 2 horas e a uma temperatura de 250°C, com o intuito de reduzir a porosidade interna e melhorar as propriedades mecânicas do material.

3.3. Equipamento utilizado nos ensaios

Os ensaios de fadiga foram realizados no Departamento de Engenharia Mecânica, numa máquina servo-hidráulica Instron, modelo DARTEC com capacidade de 100 kN controlada por computador e ligada a um controlador Instron 8800. Os ensaios foram realizados em controlo de carga com carregamento a amplitude constante, sendo o ciclo de tensões utilizado um ciclo pulsante, $R=0$. A frequência utilizada nos ensaios foi variável consoante a carga aplicada.

Os provetes não entalhados, antes de serem sujeitos aos ensaios de fadiga, foram polidos manualmente na zona de prova utilizando um torno mecânico, com lixas de granulometria 600, 1000, 2500, por esta ordem, sendo finalizado o polimento com um pano e pasta de diamante de 6 μm . Deste modo foi obtida uma superfície espelhada, o polimento foi feito com o intuito de eliminar defeitos superficiais, minimizando a probabilidade da criação de uma zona de concentração de tensões e o impacto da mesma no processo de fadiga. Os provetes entalhados não foram sujeitos ao processo de polimento, uma vez que se partiu do princípio que a concentração de tensões criada pelo entalhe seria superior à concentração de tensões induzida pela rugosidade superficial do material.

3.4. Análise metalográfica e de dureza

A análise da microestrutura e composição de cada série de provetes foi realizada por “Scanning Eletron Microscopy” (SEM) com Energy Dispersive X-Ray Analysis (EDX). Antes de ser realizada a análise, as amostras dos provetes foram submetidas a um polimento mecânico com acabamento espelhado, segundo a norma ASTM E3, com o intuito de reduzir a rugosidade superficial ao máximo e atacadas quimicamente com o reagente “Poulton’s” modificado. Para fazer esta análise recorreu-se ao equipamento HITACHI SU3800.

As amostras foram posteriormente sujeitas a ensaios de dureza de Vickers, utilizando a máquina de medição de durezas Struers Duramin, segundo a norma ASTM E384-11e1, utilizando uma carga de 0,1 kg, em pontos aleatórios da secção transversal das amostras e um tempo de aplicação do indentador de 15 segundos.

4. ANÁLISE E DISCUSSÃO DE RESULTADOS

4.1. Análise da microestrutura

Para que as mudanças de comportamento mecânico de um material possam ser percebidas, é necessário que se consiga analisar corretamente a microestrutura do mesmo. A liga AlSi10Mg obtida por FSL sem tratamento térmico, apresenta tipicamente a microestrutura visível na Figura 4.1, onde é possível identificar quatro zonas distintas. A Zona 1 corresponde à poça de fusão, nesta zona verifica-se uma estrutura Al-Si celular muito fina, consequência do arrefecimento rápido do material depositado. A Zona 2 é uma zona limítrofe entre duas passas de fusão, onde existe uma estrutura Al-Si celular com tamanho de grão superior comparativamente à observada na microestrutura da Zona 1. Esta zona sofre um reaquecimento, logo após a deposição da camada consecutiva, o que se traduz num arrefecimento mais lento. A Zona 3 é afetada pelo reaquecimento da mesma forma que a Zona 2 e como tal, ambas apresentam uma microestrutura muito semelhante. A Zona 4 revela uma subestrutura colunar dendrítica, provocada pela direção de solidificação da poça de fusão. A liga AlSi10Mg obtida por FSL, não tratada termicamente, é composta essencialmente por uma microestrutura celular-dendrítica supersaturada de Al-Si com predominância da microestrutura presente na Zona 1.

Na Figura 4.2 é apresentada a microestrutura da liga, após esta ser sujeita a um tratamento térmico de alívio de tensões residuais a 250°C, sendo possível verificar que a microestrutura é muito semelhante à das Zonas 2 e 3, descritas no parágrafo anterior. O tratamento de alívio de tensões residuais levou à homogeneização da microestrutura geral tornando a microestrutura Al-Si celular muito fina, numa estrutura Al-Si celular mais grosseira, uma vez que tal como nas Zonas 2 e 3, o material sofreu um reaquecimento com o tratamento térmico aplicado. O tratamento HIP foi realizado com a aplicação da mesma temperatura de 250°C, apenas com um arrefecimento mais lento, levando a uma microestrutura muito semelhante à do material sujeito apenas ao tratamento térmico de alívio de tensões residuais.

Efeito de diferentes descontinuidades geométricas e tratamentos térmicos na resistência à fadiga da liga de alumínio AlSi10Mg em amostras produzidas por FSL.

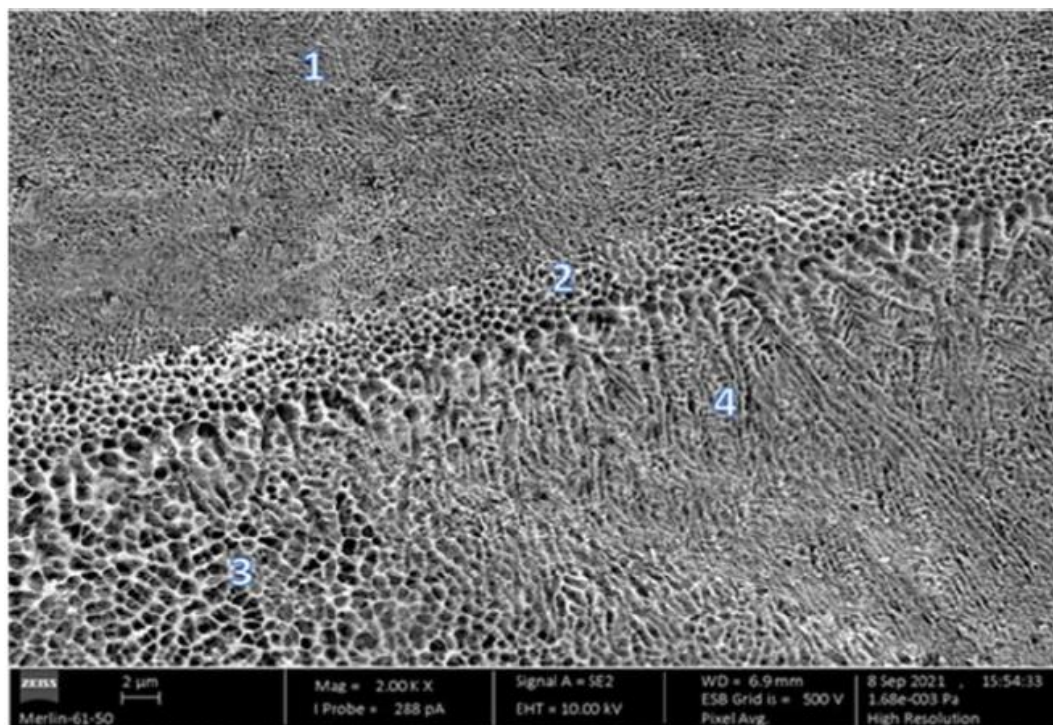


Figura 4.1. Micrografia SEM da liga de alumínio AlSi10Mg, produzida por FSL, sem tratamento térmico.

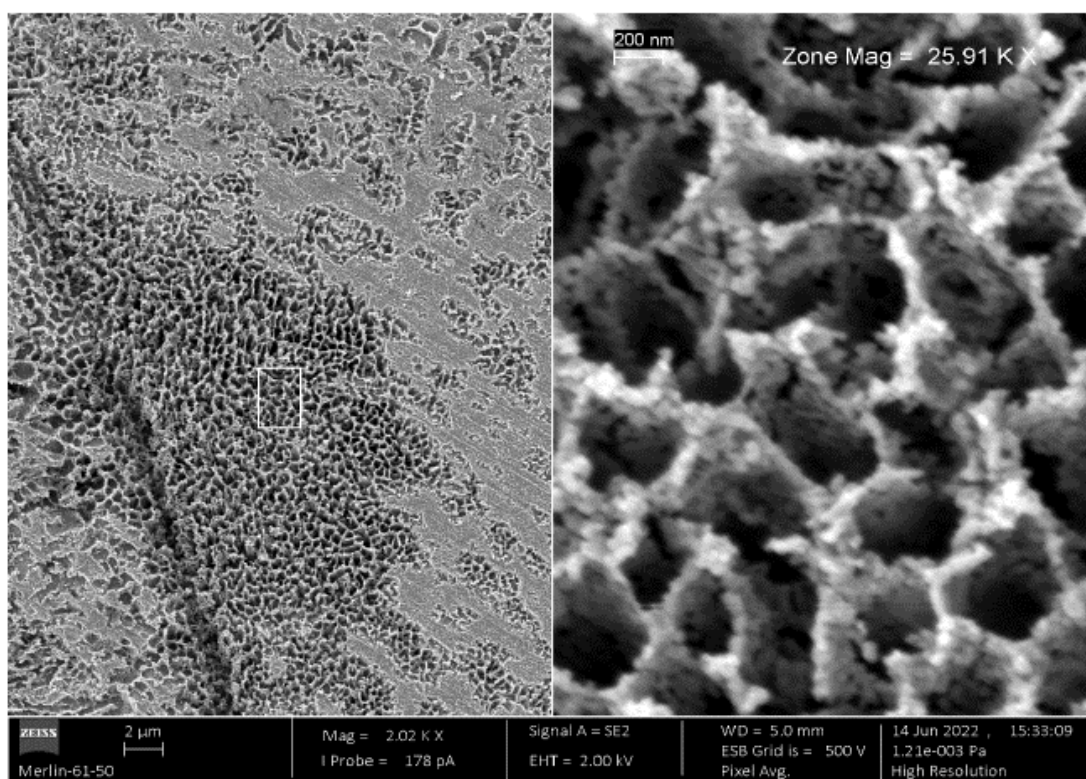


Figura 4.2. Micrografia SEM da liga de alumínio AlSi10Mg, produzida por FSL, sujeita a tratamento térmico de alívio de tensões residuais a 250°C.

A Figura 4.3, retirada de um trabalho anterior [38], mostra a microestrutura da liga sujeita a um tratamento térmico a 300°C, acima da temperatura do pico exotérmico de 260°C onde ocorre difusão e esferoidização do silício. Com a realização deste tratamento houve a difusão e esferoidização do silício, o que levou a uma microestrutura composta por uma matriz de alumínio com partículas de silício, ao invés de uma estrutura celular-dendrítica supersaturada de Al-Si, afetando assim as propriedades mecânicas da liga.

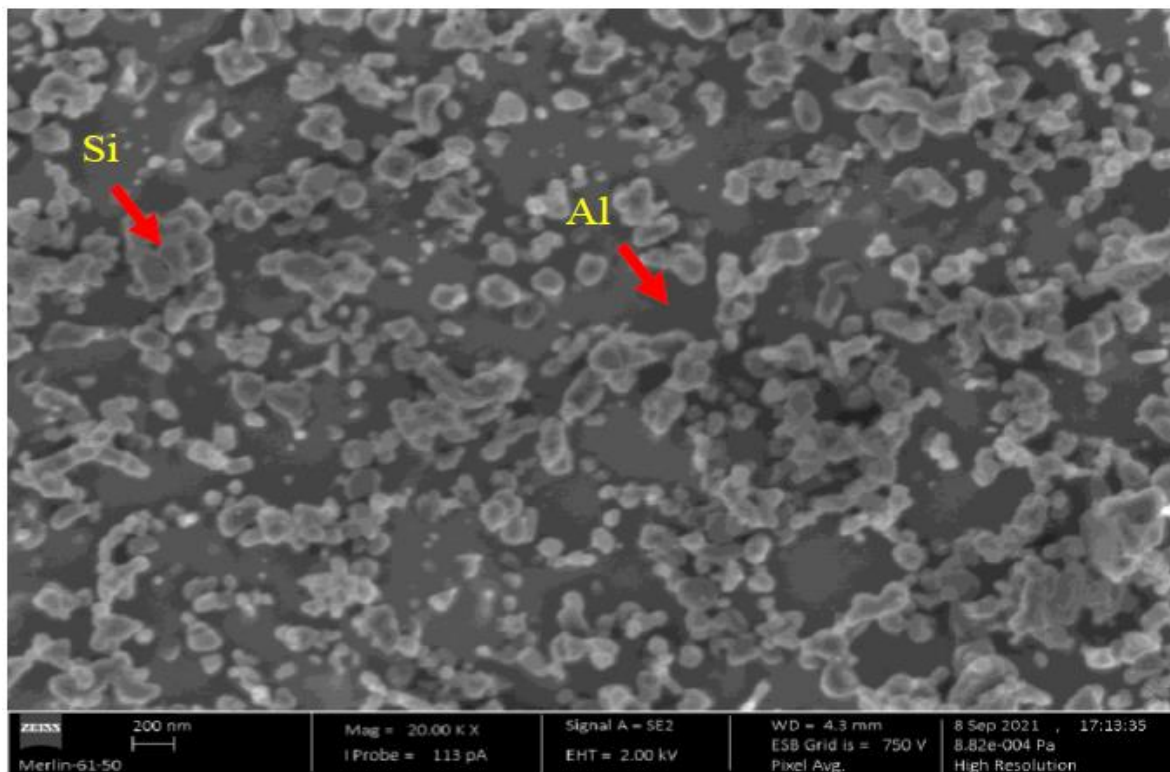


Figura 4.3. Micrografia SEM da liga de alumínio AlSi10Mg, produzida por FSL, sujeita a tratamento térmico de alívio de tensões residuais a 300°C.

4.2. Análise de dureza

Neste subcapítulo irão ser discutidos os resultados obtidos através da análise de durezas da liga AlSi10Mg produzida por FSL, nas diferentes séries de provetes: sem tratamento, com tratamento térmico de alívio de tensões residuais a 250°C e 300°C e HIP a 250°C.

Verificou-se uma diminuição, de cerca de 30%, na dureza da liga em todos os provetes que sofreram tratamento térmico (115 HV0,1), comparativamente aos provetes sem qualquer tipo de tratamento (166 HV0,1). Os provetes sujeitos ao tratamento térmico de alívio de tensões residuais a 300°C (78 HV0,1) [38] sofreram uma diminuição de dureza de 47%, quando comparados aos provetes não tratados (166 HV0,1) e de 26% em relação aos provetes tratados a 250°C (115 HV0,1).

Constatou-se que o material com maior dureza foi o não tratado termicamente, sendo que apresenta uma microestrutura constituída por uma matriz de Al sobressaturada com Si. A presença de Si na matriz resulta em ligações não metálicas de Al-Si e confere ao material uma dureza mais elevada. Ao submeter os provetes a um tratamento térmico a 250°C, assegura-se que o material não atinge o pico exotérmico a 260°C e não há dissolução do Si na rede da microestrutura, apenas promovendo o “engrossamento” da rede Al-Si, resultando na diminuição da dureza do material. Por esta razão o material sujeito a tratamento a 300°C, ultrapassou o pico exotérmico de 260°C, provocando a dissolução do Si e consequentemente uma perda de dureza mais acentuada.

Tendo em conta que os parâmetros de tratamento no alívio de tensões residuais a 250°C e HIP foram semelhantes, nomeadamente a temperatura de 250°C e a duração de 2 horas, a microestrutura também demonstrou ser muito parecida fazendo com que os valores de dureza do material tratado a 250°C e do tratado com HIP não revelassem uma diferença significativa.

4.3. Comportamento à fadiga

Na Figura 4.4 encontram-se demonstrados os dados experimentais do comportamento à fadiga dos provetes da série sem entalhe (SE), com três condições diferentes: sem tratamento (ST), tratamento de alívio de tensões residuais a 250 °C (ATR 250 °C) e Hot Isostatic Pressing a 250 °C e 100 MPa (HIP 250 °C), sob a forma de gama de tensões aplicada $\Delta\sigma$, em relação ao número de ciclos até à falha N_f .

Da interpretação da curva S-N apresentada, é possível verificar que o material da série ST apresenta a menor resistência à fadiga entre os materiais testados. As séries ATR 250 °C e HIP 250 °C apresentam um comportamento à fadiga muito semelhante, verificando-se que para uma vida de 10^6 ciclos, houve um aumento da resistência à fadiga de cerca de 16% em relação à série ST. Esta melhoria poderá ser explicada pelas alterações microestruturais provocadas pelos tratamentos térmicos que, como visto no subcapítulo 4.1, provocam uma homogeneização semelhante da microestrutura geral em ambos os tratamentos, tornando a microestrutura Al-Si celular muito fina, numa estrutura Al-Si celular mais grosseira. Dada a inclinação das retas, o período de propagação de fenda demonstra ser dominante. Ao haver uma homogeneização da microestrutura e conseqüente engrossamento da mesma provocado pelos tratamentos térmicos, uma vez que uma microestrutura mais grossa permite uma maior deformação interna, é então possível haver um aumento do período de propagação que se traduz num aumento da resistência à fadiga. O aumento da resistência à fadiga pode também estar relacionado com o alívio de tensões provocado pelos tratamentos térmicos, que se traduz no aumento da vida.

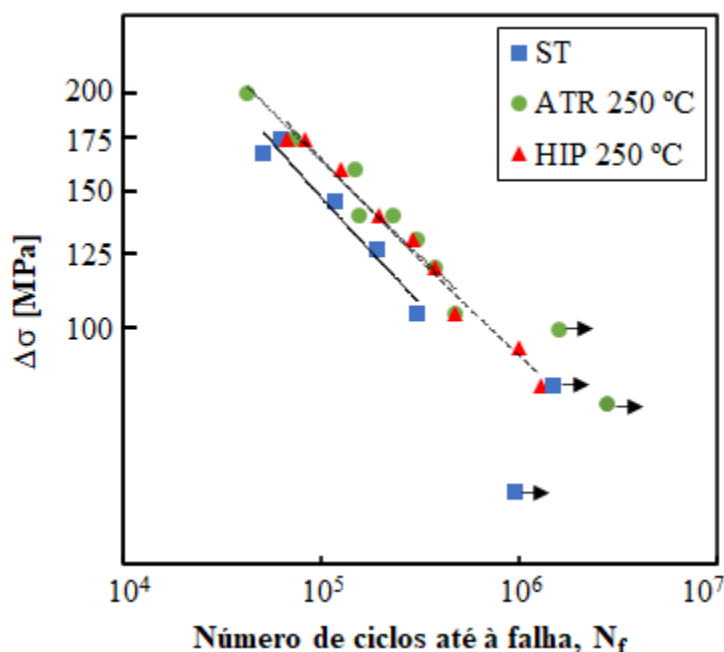


Figura 4.4. Resultados obtidos nos ensaios de fadiga dos provetes sem entalhe e diferentes tratamentos térmicos em $R=0$.

De seguida, na Figura 4.5 encontram-se ilustradas as curvas S-N referentes aos provetes com entalhe em “V” e sujeito a diferentes tratamentos térmicos. Pela análise das curvas representadas é possível observar que ambas as séries sujeitas a tratamento térmico ATR_V 250 °C e HIP_V 250 °C, apresentaram uma resistência à fadiga inferior comparativamente à série sem tratamento térmico ST_V. Para uma vida de 10^6 ciclos, houve uma diferença de 41% e 27% na resistência à fadiga das séries ATR_V 250 °C e HIP_250 °C, respetivamente, em relação à série ST_V.

Neste caso, os tratamentos térmicos aplicados não originaram uma melhoria da resistência à fadiga, pelo contrário, prejudicaram a vida do material. Sendo o entalhe em “V” presente no provete bastante severo, a diminuição da resistência à fadiga do material pode ser justificada pela possibilidade de os tratamentos térmicos utilizados aumentarem significativamente a sensibilidade ao entalhe do mesmo.

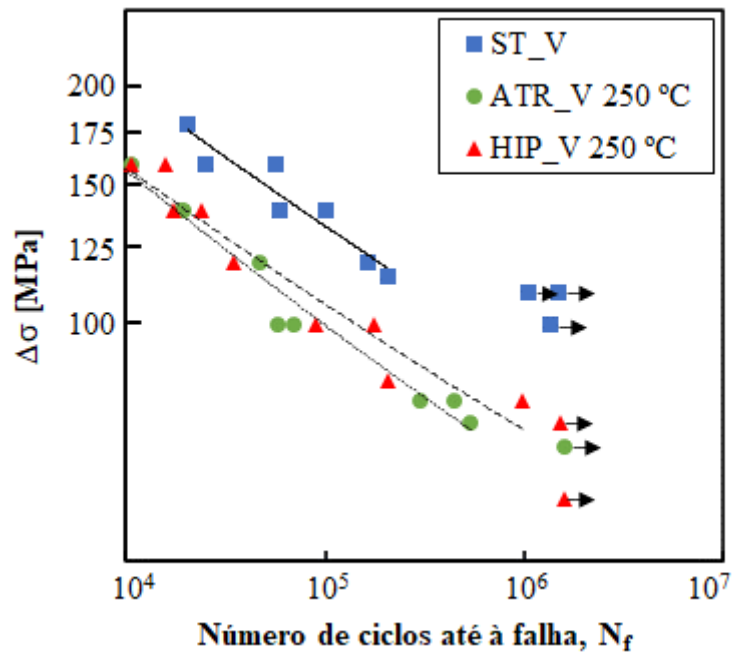


Figura 4.5. Resultados obtidos nos ensaios de fadiga dos provetes com entalhe em "V" e diferentes tratamentos térmicos em R=0.

Na Figura 4.6 estão representadas as curvas S-N dos resultados obtidos nos ensaios de fadiga em relação aos provetes com entalhe semielíptico, submetidos aos dois tratamentos enunciados anteriormente. Com os dados adquiridos verificou-se que para vidas menores, de 10^5 ciclos, o comportamento à fadiga das três séries é bastante semelhante, no entanto para vidas mais longas na ordem dos 10^6 ciclos os tratamentos térmicos mostraram ser benéficos, com o tratamento HIP a revelar a melhoria mais acentuada. Esta melhoria traduz-se num aumento de 37% na resistência à fadiga da série sujeita a tratamento termomecânico HIP_D 250 °C, em relação ao material não tratado termicamente ST_D, já a série sujeita a tratamento térmico ATR_D 250 °C, demonstrou uma melhoria menor de cerca de 18%.

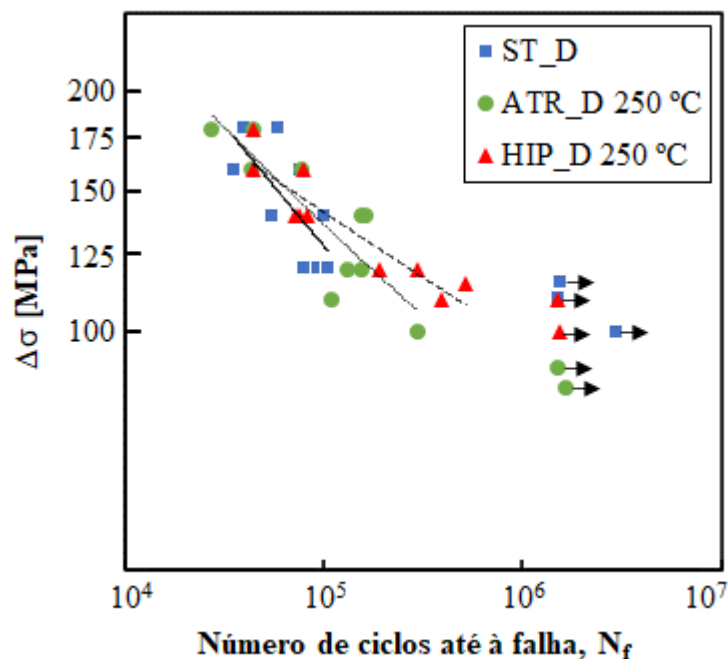


Figura 4.6. Resultados obtidos nos ensaios de fadiga dos provetes com entalhe semielíptico e diferentes tratamentos térmicos em R=0.

Na Figura 4.7 encontram-se ilustradas as curvas S-N obtidas a partir dos resultados experimentais provenientes dos ensaios de fadiga, em provetes com furo passante das diferentes séries: sem tratamento ST_O; com tratamento térmico de alívio de tensões residuais ATR_O 250 °C e com tratamento termomecânico HIP_O 250 °C.

Da curva S-N representada na Figura 4.7 é possível verificar que, para os provetes com furo passante e para uma vida de 10^5 ciclos, as séries tratadas com alívio de tensões residuais ATR_O 250 °C e com tratamento termomecânico HIP_O 250 °C, não apresentam diferenças significativas entre si no comportamento à fadiga, no entanto revelam uma melhoria de cerca de 10% comparativamente à série não tratada ST_O. Para ciclos de vida com maior duração, fixando a vida em 10^6 ciclos, todas as séries apresentam comportamento semelhante, pelo que, com a introdução dos tratamentos não houve uma melhoria clara em nenhum dos entalhes. Posto isto, considera-se a possibilidade de o tratamento afetar a microestrutura do material, tornando-o mais sensível ao entalhe e, deste modo, não contribuir para a melhoria da resistência de vida à fadiga.

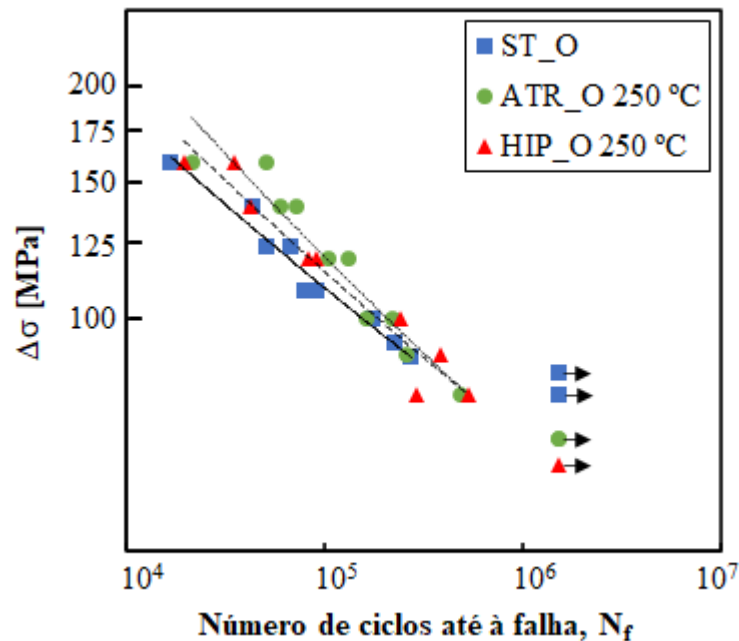


Figura 4.7. Resultados obtidos nos ensaios de fadiga dos provetes com furo passante e diferentes tratamentos térmicos em $R=0$.

Na Figura 4.8 encontram-se representadas as curvas S-N correspondentes aos resultados experimentais obtidos, onde é possível verificar o efeito que cada tratamento térmico tem em cada tipo de entalhe.

Da análise comparativa da Figura 4.8-a) e fixando a vida em 10^6 ciclos, é possível verificar que sem tratamento térmico, a série com maior resistência à fadiga corresponde à série de provetes com entalhe em “V”, V_ST . Esta série apresenta uma resistência à fadiga superior, em cerca de 35%, comparativamente à série com furo passante O_ST , que apresenta a menor resistência à fadiga, no entanto, as séries D_ST e O_ST revelam um comportamento semelhante, tendo a série D_ST uma resistência à fadiga ligeiramente superior na ordem dos 3%. A resistência à fadiga da série V_ST é cerca de 14% superior à série sem entalhe SE_ST .

Ao analisar os dados da Figura 4.8-b) onde se relaciona a influência do entalhe no tratamento térmico de alívio de tensões residuais a 250 °C, denota-se uma diferença substancial entre a resistência à fadiga da série sem entalhe SE_ATR 250 °C quando comparada com a série com entalhe em “V”, V_ATR 250 °C, sendo que para uma vida de 10^6 ciclos, a série SE_ATR 250 °C demonstra uma resistência à fadiga superior em 46%. A série com entalhe semielíptico D_ATR 250 °C demonstra uma resistência à fadiga 16% menor em relação à série SE_ATR 250 °C. As séries V_ATR 250 °C e com furo passante

O_ATR 250 °C possuem um comportamento muito semelhante, tendo a última uma resistência à fadiga cerca de apenas 3% superior para 10^6 ciclos de vida, no entanto, a partir dos 10^7 ciclos verifica-se uma inversão na resistência à fadiga com a série O_ATR 250 °C a apresentar uma diminuição de 8% comparativamente à série V_ATR 250 °C.

Observando as curvas da Figura 4.8-c), que ilustram o comportamento dos diferentes entalhes quando sujeitos ao tratamento termomecânico HIP é possível verificar que, para uma vida de 10^6 ciclos, as séries com maior e menor resistência à fadiga correspondem à série com entalhe semielíptico D_HIP 250 °C e à série com furo passante O_HIP 250 °C, respetivamente, com uma diferença de 51% entre as duas. Comparativamente à linha de tendência da série O_HIP 250 °C, a série com entalhe em “V” V_HIP 250 °C demonstra uma resistência à fadiga cerca de 13% superior, já a série sem entalhe SE_HIP 250 °C apresenta um valor 41% superior.

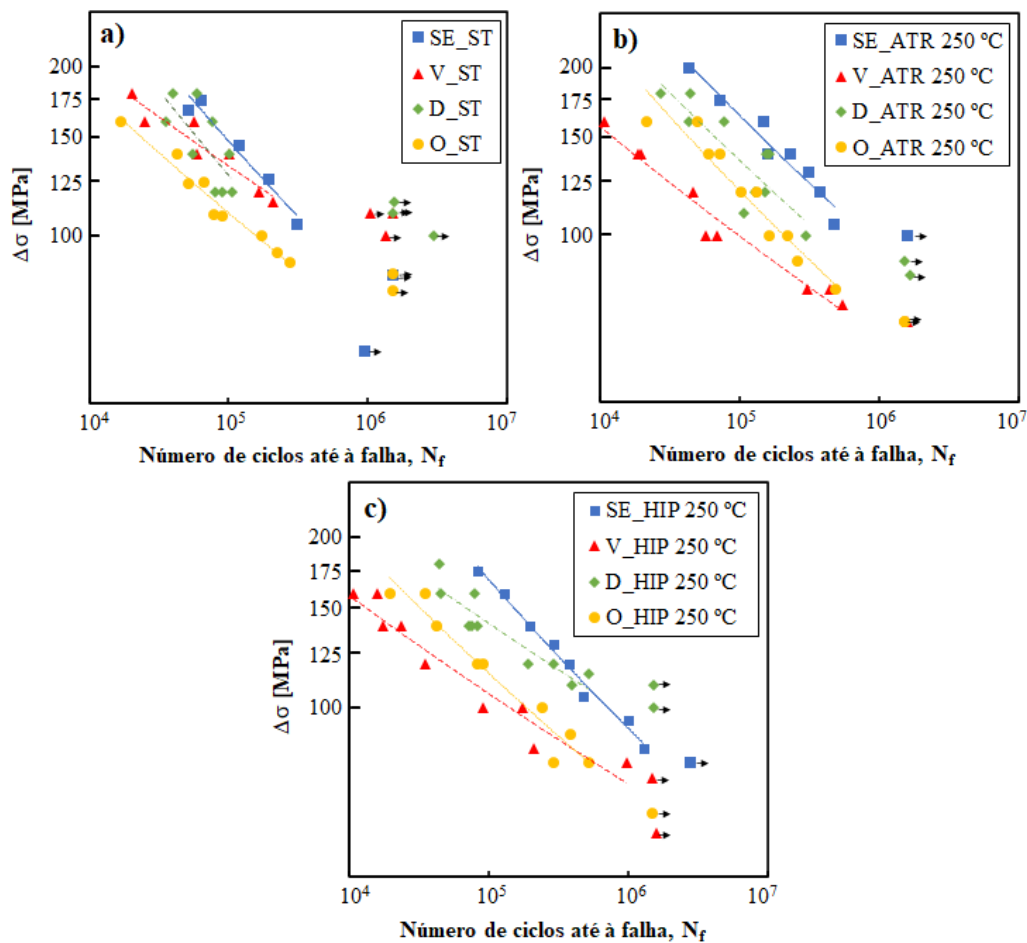


Figura 4.8. Resultados obtidos nos ensaios de fadiga em $R=0$ dos provetes com os diferentes entalhes: a) sem tratamento ST; b) tratamento térmico de alívio de tensões residuais a 250 °C (ATR 250 °C); c) tratamento termomecânico HIP a 250 °C e 100 MPa (HIP 250 °C).

Com os dados adquiridos conclui-se que, com a introdução de qualquer um dos entalhes, o material sem tratamento sofre um decréscimo na resistência de vida à fadiga. Este facto já seria expectável uma vez que, ao introduzir um entalhe no material, cria-se uma zona de concentração de tensões, reduzindo assim o número de ciclos de vida até à falha. Verifica-se que, quer o tratamento térmico de alívio de tensões residuais a 250 °C, quer o tratamento termomecânico HIP a 250 °C e 100 MPa, não se comprovam efetivos no aumento da resistência de vida à fadiga dos provetes entalhados, tendo até demonstrado ser prejudiciais, à exceção do tratamento HIP nos provetes com entalhe semielíptico onde, para uma gama de tensões mais baixa, houve uma ligeira melhoria na resistência de vida à fadiga em relação aos provetes não tratados. Com a crescente severidade do entalhe introduzido, existe uma maior sensibilidade ao entalhe que, aparentemente, é ampliada com a aplicação dos tratamentos estudados.

O fator de concentração de tensões K_t , para cada tipo de entalhe, foi calculado numericamente recorrendo ao software “SolidWorks”, através do Método de Elementos Finitos (MEF), tendo por base os parâmetros da liga AlSi10Mg sem tratamento. Fez-se uma análise de convergência, refinando a malha até um erro pouco significativo. Os valores desta análise encontram-se nas tabelas do Anexo A. Os resultados para os quais se verificou convergência, encontram-se ilustrados na Tabela 4.1.

Tabela 4.1. Principais valores utilizados no cálculo do fator de concentração de tensões K_t .

	Tensão de von Mises [MPa]	Área da secção	σ_{nom} entalhe [MPa]	K_t
ST_D	115,5	15,15	66	1,75
ST_O	121,9	18,90	52,90	2,3
ST_V	202,5	22,53	44,38	4,56

4.4. Previsão de vida à fadiga

No presente subcapítulo procede-se à análise e avaliação do método de previsão de vida à fadiga com base no parâmetro SWT, abordado no subcapítulo 2.5. Os gráficos da Figura 4.9 representam as curvas, bem como as respectivas equações e valores de R que as caracterizam, onde se relaciona o valor do parâmetro SWT calculado através da equação (2.13), com o número de ciclos experimental proveniente da realização dos ensaios de fadiga a provetes não entalhados. A Figura 4.9-a) refere-se aos provetes sem tratamento térmico, já a Figura 4.9-b) corresponde aos dados dos provetes sujeitos a tratamento térmico de alívio de tensões residuais a 250 °C, juntamente com os resultados dos provetes submetidos a tratamento termomecânico HIP a 250 °C e 100 MPa. Optou-se pela junção dos resultados de ambos os tratamentos e realização de apenas uma curva SWT-N, dado que o comportamento do material sem entalhe demonstrou ser muito semelhante, como visto anteriormente.

Após a obtenção das curvas correspondentes a cada um dos casos acima descritos, procedeu-se ao cálculo do parâmetro SWT para cada um dos provetes entalhados mediante a equação (2.16). Estes valores foram posteriormente substituídos nas equações correspondentes, demonstradas na Figura 4.9 e obteve-se o valor de vida prevista N_p . Este valor foi em seguida comparado ao valor de vida experimental N_e , num gráfico em escala logarítmica, com bandas de confiança onde se optou por um fator $k = 2$.

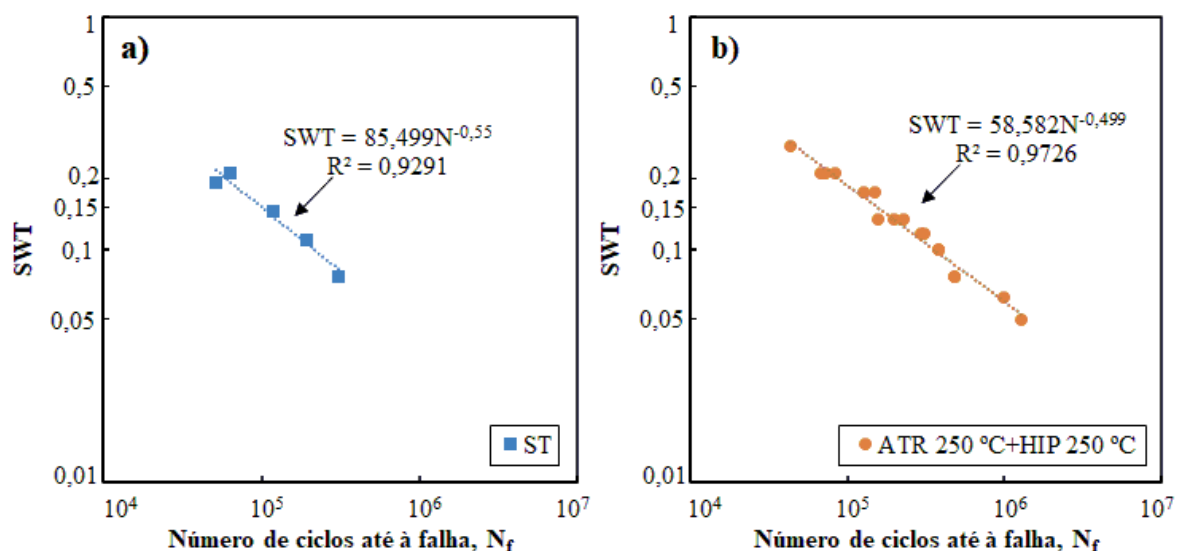


Figura 4.9. Curvas SWT-N dos provetes não entalhados: a) sem tratamento térmico; b) sujeitos a tratamento térmico de alívio de tensões residuais a 250 °C e a tratamento termomecânico HIP a 250 °C e 100 MPa.

Na Figura 4.10 encontram-se caracterizados os valores de vida prevista N_p e os valores de vida experimental N_e , pertencentes às três séries de provetes não sujeitos a tratamento térmico, com as seguintes condições geométricas: com entalhe em “V” (V_ST); com entalhe semielíptico (D_ST) e com furo passante (O_ST). Partindo da equação (2.16), obteve-se o valor do parâmetro SWT para cada um dos provetes entalhados, em seguida, através da equação que caracteriza a curva SWT-N correspondente aos provetes não entalhados e não sujeitos a tratamento térmico, descrita na Figura 4.9-a), calculou-se o valor de vida prevista N_p .

Analisando a Figura 4.10 é possível concluir que existe uma boa correlação entre os valores previstos e os valores experimentais da série O_ST, visto que 100% dos valores se encontram no interior das bandas de confiança e a maioria destes está ou em cima ou muito próximo da reta central do gráfico que corresponde a um valor previsto igual ao experimental. Para a série D_ST a correlação obtida não é tão boa, no entanto cerca de 78% dos valores estão dentro das bandas de confiança e mais de metade está junto à reta central. A pior correlação verificou-se na série V_ST, onde se constata que cerca de 57% dos resultados não se encontram dentro das bandas de confiança propostas. Do conjunto das três séries observa-se que 76% dos resultados foram considerados boas previsões, contudo realça-se que a restante percentagem de valores tende para o lado conservativo.

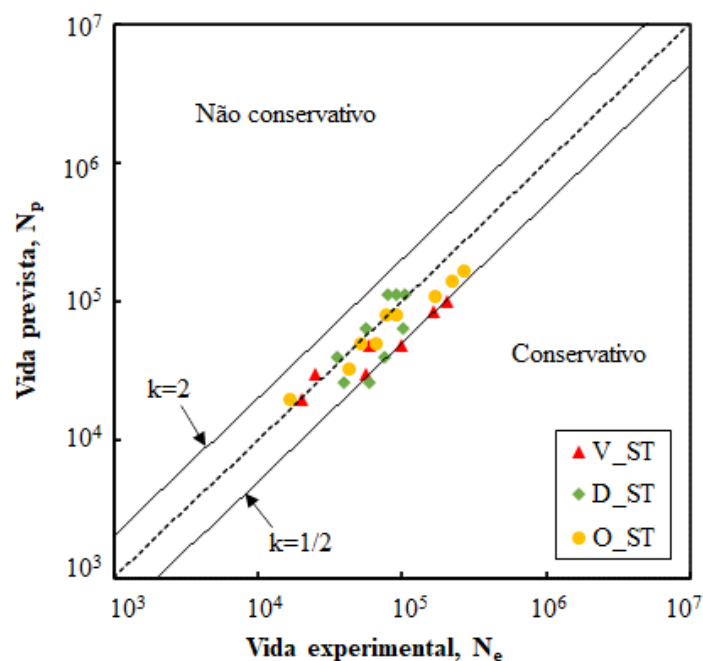


Figura 4.10. Previsões de vida à fadiga vs. vida à fadiga experimental para provetes não sujeitos a tratamento térmico.

O procedimento descrito anteriormente, para os provetes não tratados termicamente, foi utilizado de igual modo para os provetes sujeitos a tratamento térmico de alívio de tensões residuais a 250 °C. Recorreu-se da mesma forma à equação (2.16) para o cálculo do parâmetro SWT, sendo que neste caso foi utilizada a equação da Figura 4.9-b), que caracteriza o material tratado termicamente, na obtenção dos valores de previsão de vida à fadiga N_p . O gráfico da Figura 4.11 relaciona os valores de N_e e N_p , para os provetes entalhados sujeitos a tratamento térmico de alívio de tensões residuais a 250 °C: com entalhe em “V” (V_ATR 250 °C); com entalhe semielíptico (D_ATR 250 °C) e com furo passante (O_ATR 250 °C).

Da análise da Figura 4.11, constata-se com clareza que é nas séries D_ATR 250 °C e O_ATR 250 °C, onde a previsão se demonstra mais precisa, uma vez que em ambos os casos os valores encontrados no interior das bandas de confiança correspondem a 90% e na sua grande maioria, próximos da linha central. Contrariamente a estas duas séries, não existiu coerência entre as previsões de vida obtidas e os valores de vida experimentais para a série V_ATR 250 °C, com 80% dos valores fora das bandas de confiança e todos eles a tender para o lado não conservativo.

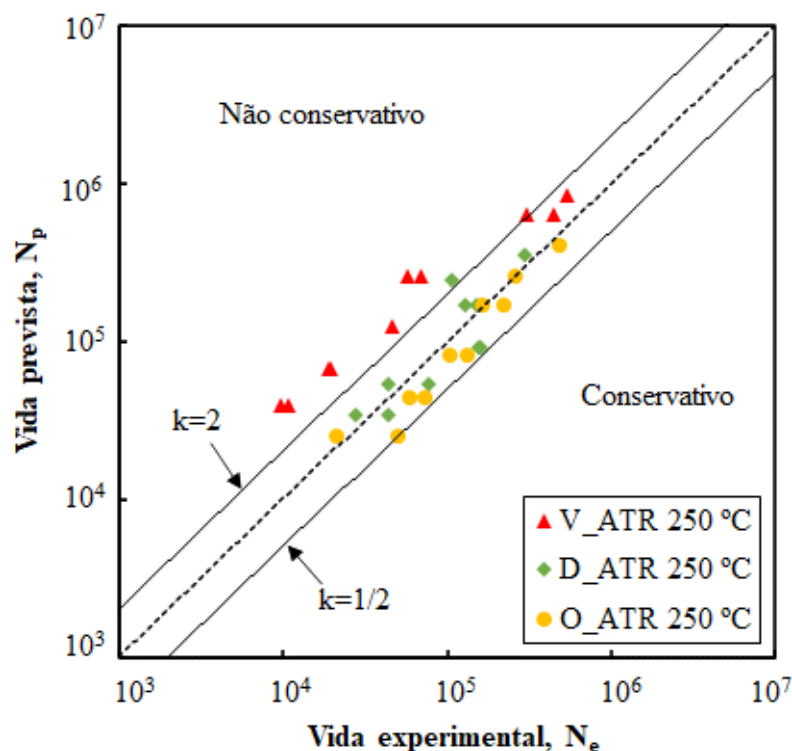


Figura 4.11. Previsões de vida à fadiga vs. vida à fadiga experimental para provetes sujeitos ao tratamento de alívio de tensões residuais a 250 °C.

Para o cálculo da previsão de vida à fadiga N_p , em provetes sujeitos a tratamento termomecânico HIP a 250 °C e 100 MPa, seguiu-se a metodologia precedente empregue para os provetes sujeitos a alívio de tensões residuais a 250 °C. Utilizou-se a equação (2.16) na obtenção dos valores do parâmetro SWT e posteriormente foi substituído este valor na equação presente na Figura 4.9-b), obtendo-se assim os resultados da previsão de vida N_p . Estes resultados foram então relacionados com os resultados experimentais N_e , como ilustrado na Figura 4.12, para as séries: com entalhe em “V” (V_HIP 250 °C); com entalhe semielíptico (D_HIP 250 °C) e com furo passante (O_HIP 250 °C).

A partir da Figura 4.12 percebe-se que os resultados são idênticos aos adquiridos para o material sujeito a alívio de tensões residuais a 250 °C. As séries D_HIP 250 °C e O_HIP 250 °C são as que apresentam melhor correlação entre N_e e N_p , com 99% e 100% dos resultados, respetivamente, dentro das bandas de confiança propostas sendo que todos estão muito próximos da linha central ou a tender para o lado conservativo. Por sua vez, os resultados de vida previstos para a série V_HIP 250 °C revelam estar muito acima dos experimentais, com cerca de 78% dos valores a ficar fora das bandas de confiança e a tender para o lado não conservativo.

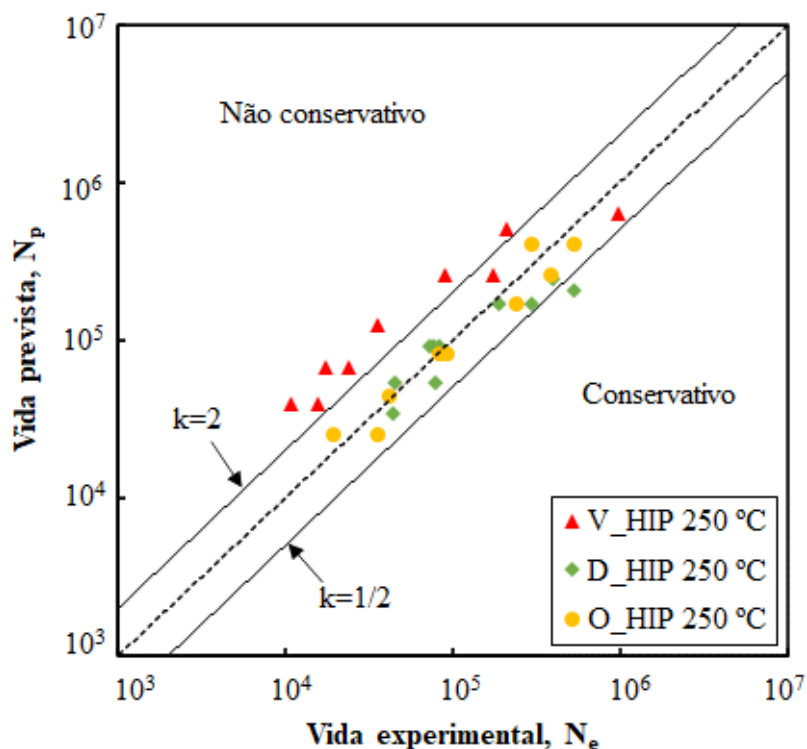


Figura 4.12. Previsões de vida à fadiga versus vida à fadiga experimental para provetes sujeitos ao tratamento termomecânico HIP a 250 °C e 100 Mpa.

Efeito de diferentes descontinuidades geométricas e tratamentos térmicos na resistência à fadiga da liga de alumínio AISi10Mg em amostras produzidas por FSL.

5. CONCLUSÕES

Na presente dissertação, analisou-se o efeito de diferentes descontinuidades geométricas e tratamentos térmicos na resistência à fadiga da liga de alumínio AlSi10Mg em amostras produzidas por FSL. Realizaram-se ensaios à fadiga em controlo de carga, para uma razão de tensões $R=0$, em provetes com quatro condições geométricas distintas: sem entalhe, entalhe com forma em “V”, entalhe com forma semielíptica e com furo passante. O comportamento à fadiga dos provetes entalhados foi analisado para cada uma das condições de tratamento seguintes: sem tratamento (ST), tratamento térmico de alívio de tensões residuais a 250 °C (ATR 250 °C) e tratamento termomecânico HIP a 250 °C e 100 MPa (HIP 250 °C). Complementarmente aos ensaios de fadiga foi também realizada uma análise microestrutural e de dureza, com o objetivo de melhorar a interpretação dos resultados obtidos. Seguidamente, a partir destes resultados, elaborou-se uma previsão de vida à fadiga com base no parâmetro SWT. Todo o trabalho realizado no decorrer da presente dissertação permitiu retirar as seguintes conclusões:

- ✓ As alterações microestruturais resultantes da aplicação do tratamento térmico de alívio de tensões residuais a 250 °C e HIP, na liga AlSi10Mg, foram muito semelhantes, mantendo-se predominante a microestrutura característica do material não sujeito a tratamento.
- ✓ Os tratamentos térmicos aplicados provocaram alterações microestruturais que influenciaram negativamente e de maneira semelhante a dureza da liga, comparativamente ao material sem tratamento.
- ✓ Para provetes não entalhados, o tratamento HIP não apresentou vantagens em relação ao tratamento térmico de alívio de tensões residuais a 250 °C, sendo que ambos se demonstraram eficazes no aumento da resistência de vida à fadiga.
- ✓ A aplicação do tratamento térmico de alívio de tensões residuais a 250 °C e HIP em provetes com entalhe em “V”, possivelmente, provocou um aumento da sensibilidade ao entalhe, prejudicando a resistência de vida à fadiga.

- ✓ Em provetes com entalhe semielíptico, a implementação do tratamento térmico de alívio de tensões residuais a 250 °C e HIP, levou a um aumento da resistência de vida à fadiga, sendo este aumento superior com tratamento HIP.
- ✓ Os tratamentos térmicos de alívio de tensões residuais a 250 °C e HIP, não demonstraram nenhuma vantagem na sua aplicação em provetes com furo passante.
- ✓ O método de previsão de vida à fadiga com base no parâmetro SWT, demonstrou boas previsões para os provetes sem entalhe, com entalhe semielíptico e com furo passante.
- ✓ Contrariamente, para o entalhe em “V”, este método de previsão demonstrou pouca fiabilidade, sendo esta possivelmente superada com uma melhor aproximação do valor de K_f .

6. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Com o objetivo de complementar a investigação feita e colmatar alguns erros em trabalhos futuros, são sugeridas algumas orientações como a análise de outras temperaturas de tratamento, a medição e análise da influência das tensões residuais na liga AlSi10Mg e também estudar o efeito da aplicação de cargas cíclicas de amplitude variável. Em relação à previsão da resistência de vida à fadiga, sugere-se a aplicação de um modelo baseado na área média dos defeitos superficiais e internos e a utilização de um K_f obtido através de análise numérica.

Efeito de diferentes descontinuidades geométricas e tratamentos térmicos na resistência à fadiga da liga de alumínio AlSi10Mg em amostras produzidas por FSL.

7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] J.R. Davis, *ASM Specialty Handbook: Aluminum and Aluminum Alloys*, ASM International. (1993).
- [2] F. Calignano, Design optimization of supports for overhanging structures in aluminum and titanium alloys by selective laser melting, *Mater Des.* 64 (2014) 203–213. <https://doi.org/10.1016/J.MATDES.2014.07.043>.
- [3] E.M. Sefene, State-of-the-art of selective laser melting process: A comprehensive review, *J Manuf Syst.* 63 (2022) 250–274. <https://doi.org/10.1016/J.JMSY.2022.04.002>.
- [4] S. Pratheesh Kumar, S. Elangovan, R. Mohanraj, J.R. Ramakrishna, Review on the evolution and technology of State-of-the-Art metal additive manufacturing processes, in: *Mater Today Proc*, 2021. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2021.02.567>.
- [5] H. Fayazfar, M. Salarian, A. Rogalsky, D. Sarker, P. Russo, V. Paserin, E. Toyserkani, A critical review of powder-based additive manufacturing of ferrous alloys: Process parameters, microstructure and mechanical properties, *Mater Des.* 144 (2018) 98–128. <https://doi.org/10.1016/J.MATDES.2018.02.018>.
- [6] C. Zhu, T. Liu, F. Qian, W. Chen, S. Chandrasekaran, B. Yao, Y. Song, E.B. Duoss, J.D. Kuntz, C.M. Spadaccini, M.A. Worsley, Y. Li, 3D printed functional nanomaterials for electrochemical energy storage, *Nano Today.* 15 (2017) 107–120. <https://doi.org/10.1016/J.NANTOD.2017.06.007>.
- [7] T.D. Ngo, A. Kashani, G. Imbalzano, K.T.Q. Nguyen, D. Hui, Additive manufacturing (3D printing): A review of materials, methods, applications and challenges, *Compos B Eng.* 143 (2018) 172–196. <https://doi.org/10.1016/J.COMPOSITESB.2018.02.012>.
- [8] A. Tridello, J. Fiocchi, C.A. Biffi, M. Rossetto, A. Tuissi, D.S. Paolino, Size-effects affecting the fatigue response up to 109 cycles (VHCF) of SLM AlSi10Mg specimens produced in horizontal and vertical directions, *Int J Fatigue.* 160 (2022) 106825. <https://doi.org/10.1016/J.IJFATIGUE.2022.106825>.
- [9] M. Fousová, D. Dvorský, A. Michalcová, D. Vojtěch, Changes in the microstructure and mechanical properties of additively manufactured AlSi10Mg alloy after exposure to elevated temperatures, *Mater Charact.* 137 (2018) 119–126. <https://doi.org/10.1016/J.MATCHAR.2018.01.028>.
- [10] E. Padovano, C. Badini, A. Pantarelli, F. Gili, F. D’Aiuto, A comparative study of the effects of thermal treatments on AlSi10Mg produced by laser powder bed fusion, *J Alloys Compd.* 831 (2020) 154822. <https://doi.org/10.1016/J.JALLCOM.2020.154822>.
- [11] B.J. Mfusi, N.R. Mathe, L.C. Tshabalala, P.A.I. Popoola, The effect of stress relief on the mechanical and fatigue properties of additively manufactured AlSi10Mg parts, *Metals (Basel).* 9 (2019). <https://doi.org/10.3390/MET9111216>.
- [12] A. Tridello, J. Fiocchi, C.A. Biffi, G. Chiandussi, M. Rossetto, A. Tuissi, D.S. Paolino, VHCF response of Gaussian SLM AlSi10Mg specimens: Effect of a stress relief heat treatment, *Int J Fatigue.* 124 (2019) 435–443. <https://doi.org/10.1016/J.IJFATIGUE.2019.02.020>.
- [13] W. Schneller, M. Leitner, S. Springer, F. Grün, M. Taschauer, Manufacturing and Materials Processing Effect of HIP Treatment on Microstructure and Fatigue Strength of Selectively Laser Melted AlSi10Mg, (2019). <https://doi.org/10.3390/jmmp3010016>.

- [14] T. Hirata, T. Kimura, T. Nakamoto, Effects of hot isostatic pressing and internal porosity on the performance of selective laser melted AlSi10Mg alloys, *Materials Science and Engineering: A*. 772 (2020) 138713. <https://doi.org/10.1016/J.MSEA.2019.138713>.
- [15] J.C. Hastie, J. Koelblin, M.E. Kartal, M.M. Attallah, R. Martinez, Evolution of internal pores within AlSi10Mg manufactured by laser powder bed fusion under tension: As-built and heat treated conditions, *Mater Des.* 204 (2021) 109645. <https://doi.org/10.1016/J.MATDES.2021.109645>.
- [16] N.E. Uzan, R. Shneck, O. Yeheskel, N. Frage, Fatigue of AlSi10Mg specimens fabricated by additive manufacturing selective laser melting (AM-SLM), *Materials Science and Engineering: A*. 704 (2017) 229–237. <https://doi.org/10.1016/J.MSEA.2017.08.027>.
- [17] Q. Yan, B. Song, Y. Shi, Comparative study of performance comparison of AlSi10Mg alloy prepared by selective laser melting and casting, *J Mater Sci Technol.* 41 (2020) 199–208. <https://doi.org/10.1016/J.JMST.2019.08.049>.
- [18] S.Y. Ahn, J. Moon, Y.T. Choi, E.S. Kim, S.G. Jeong, J.M. Park, M. Kang, H. Joo, H.S. Kim, A precipitation-hardened AlSi10Mg alloy fabricated using selective laser melting, *Materials Science and Engineering: A*. 844 (2022) 143164. <https://doi.org/10.1016/J.MSEA.2022.143164>.
- [19] L. Thijs, K. Kempen, J.P. Kruth, J. van Humbeeck, Fine-structured aluminium products with controllable texture by selective laser melting of pre-alloyed AlSi10Mg powder, *Acta Mater.* 61 (2013) 1809–1819. <https://doi.org/10.1016/J.ACTAMAT.2012.11.052>.
- [20] Y.J. Liu, Z. Liu, Y. Jiang, G.W. Wang, Y. Yang, L.C. Zhang, Gradient in microstructure and mechanical property of selective laser melted AlSi10Mg, *J Alloys Compd.* 735 (2018) 1414–1421. <https://doi.org/10.1016/J.JALLCOM.2017.11.020>.
- [21] Z.H. Xiong, S.L. Liu, S.F. Li, Y. Shi, Y.F. Yang, R.D.K. Misra, Role of melt pool boundary condition in determining the mechanical properties of selective laser melting AlSi10Mg alloy, *Materials Science and Engineering: A*. 740–741 (2019) 148–156. <https://doi.org/10.1016/J.MSEA.2018.10.083>.
- [22] J.P. Oliveira, A.D. LaLonde, J. Ma, Processing parameters in laser powder bed fusion metal additive manufacturing, *Mater Des.* 193 (2020) 108762. <https://doi.org/10.1016/J.MATDES.2020.108762>.
- [23] J. Fiocchi, A. Tuissi, C.A. Biffi, Heat treatment of aluminium alloys produced by laser powder bed fusion: A review, *Mater Des.* 204 (2021) 109651. <https://doi.org/10.1016/J.MATDES.2021.109651>.
- [24] S. Liu, H. Zhu, G. Peng, J. Yin, X. Zeng, Microstructure prediction of selective laser melting AlSi10Mg using finite element analysis, *Mater Des.* 142 (2018) 319–328. <https://doi.org/10.1016/J.MATDES.2018.01.022>.
- [25] D.S. Paolino, A. Tridello, J. Fiocchi, C.A. Biffi, G. Chiandussi, M. Rossetto, A. Tuissi, VHCF Response up to 10⁹ Cycles of SLM AlSi10Mg Specimens Built in a Vertical Direction, (n.d.). <https://doi.org/10.3390/app9152954>.
- [26] J. Wu, X.Q. Wang, W. Wang, M.M. Attallah, M.H. Loretto, Microstructure and strength of selectively laser melted AlSi10Mg, *Acta Mater.* 117 (2016) 311–320. <https://doi.org/10.1016/J.ACTAMAT.2016.07.012>.

- [27] X. Liu, C. Zhao, X. Zhou, Z. Shen, W. Liu, Microstructure of selective laser melted AlSi10Mg alloy, *Mater Des.* 168 (2019) 107677. <https://doi.org/10.1016/J.MATDES.2019.107677>.
- [28] J. Fiocchi, A. Tuissi, P. Bassani, C.A. Biffi, Low temperature annealing dedicated to AlSi10Mg selective laser melting products, *J Alloys Compd.* 695 (2017) 3402–3409. <https://doi.org/10.1016/J.JALLCOM.2016.12.019>.
- [29] P. Yang, L.A. Deibler, D.R. Bradley, D.K. Stefan, J.D. Carroll, ARTICLE Microstructure evolution and thermal properties of an additively manufactured, solution treatable AlSi10Mg part, (2019). <https://doi.org/10.1557/jmr.2018.405>.
- [30] S. Marola, D. Manfredi, G. Fiore, M.G. Poletti, M. Lombardi, P. Fino, L. Battezzati, A comparison of Selective Laser Melting with bulk rapid solidification of AlSi10Mg alloy, *J Alloys Compd.* 742 (2018) 271–279. <https://doi.org/10.1016/J.JALLCOM.2018.01.309>.
- [31] R.F. Fernandes, J.S. Jesus, R. Branco, L.P. Borrego, J.D. Costa, J.A.M. Ferreira, Influence of post-processing heat treatment on the cyclic deformation behaviour of AlSi10Mg aluminium alloy subjected to laser powder bed fusion, *Int J Fatigue.* 164 (2022) 107157. <https://doi.org/10.1016/J.IJFATIGUE.2022.107157>.
- [32] R. Branco, Fatigue Life Prediction of Notched Components subjected to Complex Loading, PhD thesis, 2013.
- [33] Y. Murakami, T. Takagi, K. Wada, H. Matsunaga, Essential structure of S-N curve: Prediction of fatigue life and fatigue limit of defective materials and nature of scatter, *Int J Fatigue.* 146 (2021) 106138. <https://doi.org/10.1016/J.IJFATIGUE.2020.106138>.
- [34] R. Branco, J. Silva, J.M. Ferreira, J.D. Costa, C. Capela, F. Berto, L. Santos, F. v. Antunes, Fatigue behaviour of maraging steel samples produced by SLM under constant and variable amplitude loading, *Procedia Structural Integrity.* 22 (2019) 10–16. <https://doi.org/10.1016/j.prostr.2020.01.002>.
- [35] R. Branco, F. v. Antunes, R.F. Martins, Modelling fatigue crack propagation in CT specimens, *Fatigue Fract Eng Mater Struct.* 31 (2008). <https://doi.org/10.1111/j.1460-2695.2008.01241.x>.
- [36] J. Correia, N. Apetre, A. Arcari, A. de Jesus, M. Muñoz-Calvente, R. Calçada, F. Berto, A. Fernández-Canteli, Generalized probabilistic model allowing for various fatigue damage variables, *Int J Fatigue.* 100 (2017) 187–194. <https://doi.org/10.1016/J.IJFATIGUE.2017.03.031>.
- [37] A. Ince, A generalized mean stress correction model based on distortional strain energy, *Int J Fatigue.* 104 (2017) 273–282. <https://doi.org/10.1016/J.IJFATIGUE.2017.07.023>.
- [38] S. Neves, Comportamento elasto-plástico da liga de alumínio AlSi10Mg produzida por FSL, Tese de Mestrado, Universidade de Coimbra, 2021.

Efeito de diferentes descontinuidades geométricas e tratamentos térmicos na resistência à fadiga da liga de alumínio AlSi10Mg em amostras produzidas por FSL.

APÊNDICE A

Tabela 7.1. Parâmetros utilizados no cálculo do fator de concentração de tensões K_t , da série D_ST.

D_ST							
	Tamanho máx. do elemento [mm]	Tamanho mín. do elemento [mm]	Nº mín. de elementos	Fator de crescimento	Nós	Nº de elementos	Força [N]
1	1	0,5	8	1,4	90440	61779	1000
2	1	0,25	8	1,4	90440	61779	1000
3	0,5	0,1	8	1,4	499291	350885	1000
4	0,2	0,1	8	1,4	3491048	2490305	1000
5	0,2	0,05	8	1,4	3491048	2490305	1000
6	0,2	0,025	8	1,4	3491048	2490305	1000

Tabela 7.2. Continuação dos parâmetros utilizados e resultado da convergência no cálculo do fator de concentração de tensões K_t , da série D_ST.

D_ST					
	Tensão VM [MPa]	Área Secção	Tensão Nom. Entalhe [MPa]	K_t [mm]	
RESULTADOS	1	115,9	15,15145	66,00029906	1,756052649
	2	115,9	15,15145	66,00029906	1,756052649
	3	112,4	15,15145	66,00029906	1,703022586
	4	115,5	15,15145	66,00029906	1,74999207
	5	115,5	15,15145	66,00029906	1,74999207
	6	115,5	15,15145	66,00029906	1,74999207

Efeito de diferentes descontinuidades geométricas e tratamentos térmicos na resistência à fadiga da liga de alumínio AlSi10Mg em amostras produzidas por FSL.

Tabela 7.3. Parâmetros utilizados no cálculo do fator de concentração de tensões K_t , da série O_ST.

O_ST							
	Tamanho máx. do elemento [mm]	Tamanho mín. do elemento [mm]	Nº mín. de elementos	Fator de crescimento	Nós	Nº de elementos	Força [N]
1	1	0,5	8	1,4	95276	65120	1000
2	1	0,25	8	1,4	95276	65120	1000
3	0,5	0,1	8	1,4	500409	351734	1000
4	0,2	0,1	8	1,4	3583565	2558574	1000
5	0,2	0,05	8	1,4	3583565	2558574	1000
6	0,2	0,025	8	1,4	3583565	2558574	1000

Tabela 7.4. Continuação dos parâmetros utilizados e resultado da convergência no cálculo do fator de concentração de tensões K_t , da série O_ST.

O_ST					
	Tensão VM [MPa]	Área Secção	Tensão Nom. Entalhe [MPa]	Kt [mm]	
RESULTADOS	1	113	18,90335	52,90067977	2,136078411
	2	113	18,90335	52,90067977	2,136078411
	3	117,1	18,90335	52,90067977	2,213582141
	4	121,9	18,90335	52,90067977	2,304318215
	5	121,9	18,90335	52,90067977	2,304318215
	6	121,9	18,90335	52,90067977	2,304318215

Tabela 7.5. Parâmetros utilizados no cálculo do fator de concentração de tensões K_t , da série V_ST.

V_ST							
	Tamanho máx. do elemento [mm]	Tamanho mín. do elemento [mm]	Nº mín. de elementos	Fator de crescimento	Nós	Nº de elementos	Força [N]
1	1	0,5	8	1,4	99939	68419	1000
2	1	0,25	8	1,4	110057	75488	1000
3	0,5	0,1	8	1,4	541616	380427	1000
4	0,2	0,1	8	1,4	3668404	2619378	1000
5	0,2	0,05	8	1,4	3689751	2635704	1000
6	0,2	0,025	8	1,4	3689751	2635704	1000

Tabela 7.6. Continuação dos parâmetros utilizados e resultado da convergência no cálculo do fator de concentração de tensões K_t , da série V_ST.

V_ST					
	Tensão VM [MPa]	Área Secção	Tensão Nom. Entalhe [MPa]	Kt [mm]	
RESULTADOS	1	164,2	22,53303	44,37928817	3,699924149
	2	193,7	22,53303	44,37928817	4,364648646
	3	208,7	22,53303	44,37928817	4,702644153
	4	203,2	22,53303	44,37928817	4,578712467
	5	202,5	22,53303	44,37928817	4,562939343
	6	202,5	22,53303	44,37928817	4,562939343