



UNIVERSIDADE D  
COIMBRA

João Pedro da Silva Canedo

**ANÁLISE DO EFEITO DO TRATAMENTO  
TÉRMICO NA RESISTÊNCIA À FADIGA DE  
PROVETES DE TITÂNIO PRODUZIDOS POR  
FABRICAÇÃO ADITIVA**

Dissertação no âmbito do Mestrado Integrado em Engenharia Mecânica, na especialidade de Produção e Projeto orientada pelo Professor Doutor José António Martins Ferreira e pelo Professor Doutor José Domingos Moreira da Costa, apresentada ao Departamento de Engenharia Mecânica da Faculdade de Ciências e Tecnologia da Universidade de Coimbra.

Setembro de 2019



1 2



9 0

FACULDADE DE  
CIÊNCIAS E TECNOLOGIA  
UNIVERSIDADE DE  
COIMBRA

# **Análise do efeito do tratamento térmico na resistência à fadiga de provetes de Titânio produzidos por fabricação aditiva**

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

## **Effect analysis of heat treatment on the fatigue strength of Titanium specimens produced by additive manufacturing**

**Autor**

**João Pedro da Silva Canedo**

**Orientadores**

**Professor Doutor José António Martins Ferreira**

**Professor Doutor José Domingos Moreira da Costa**

**Júri**

**Presidente** Professor Doutor Amílcar Ramalho Lopes  
Professor Catedrático da Universidade de Coimbra

**Orientador** Professor Doutor José Domingos Moreira da Costa  
Professor Associado com Agregação da Universidade de  
Coimbra

**Vogais** Professor Doutor Ricardo Nuno Madeira Soares Branco  
Professor Auxiliar da Universidade de Coimbra

**Coimbra, setembro, 2019**



“A experiência é o nome que damos aos nossos erros.”

Oscar Wilde

Aos meus pais, irmã, amigos e todos os meus familiares que já não estão  
presentes.



## **Agradecimentos**

A realização da presente dissertação e, por conseguinte, a conclusão deste ciclo de estudos não teria sido possível sem o apoio de um conjunto de pessoas, às quais gostaria de prestar o meu agradecimento.

Ao Professor Doutor José António Martins Ferreira pela orientação e pela oportunidade de realização deste trabalho.

Ao Professor Doutor José Domingos Moreira da Costa pelo seu tempo disponibilizado para esclarecimento de dúvidas, pela ajuda dispensada na realização deste trabalho e pela sua orientação.

Ao Professor Doutor Joel Alexandre da Silva de Jesus por estar sempre presente, pela dedicação e orientação na realização desta dissertação.

Aos meus pais pelo apoio incondicional e pelo esforço que fizeram para me proporcionarem o percurso académico.

À minha irmã pela confiança e apoio desde sempre demonstrados.

Aos meus amigos e colegas que me acompanharam neste percurso académico pela amizade e pelos grandes momentos que me proporcionaram.

À Rafaela pelo seu apoio, compreensão e companheirismo desde sempre demonstrados.

O autor agradece o apoio financeiro fornecido pelo Fundo Europeu de Desenvolvimento Regional (FEDER), através do programa PT2020, no âmbito do Programa Operacional Regional do Centro (CENTRO-01-0145-FEDER-028789) e pela Fundação para a Ciência e a Tecnologia IP/MCTES, através de fundos nacionais (PIDDAC), para a elaboração do presente documento.





## Resumo

O estudo do comportamento mecânico à fadiga de componentes produzidos na liga de titânio Ti6Al4V, obtidos por Fusão Seletiva por Laser, tem vindo a ganhar um elevado interesse devido ao franco desenvolvimento dos diferentes processos de Manufatura por Adição. Torna-se então indispensável encontrar as propriedades mecânicas que permitam garantir a aplicação, de forma segura e eficiente, destes componentes na indústria em geral, assim como, o estudo do efeito nas propriedades mecânicas, provocado pela aplicação de técnicas como o tratamento térmico de Alívio de Tensões Residuais ou o tratamento termomecânico de Prensagem Isostática a Quente, em elementos manufaturados por este tipo de processo de fabrico.

Nesta dissertação foram realizados ensaios de fadiga para uma razão de tensões de  $R=-1$  em controlo de deformação ou controlo de carga. Assim como ensaios complementares metalográficos, de dureza, de tração e fractográficos. Todos os ensaios foram realizados com o intuito de entender a diferença da aplicação de dois tratamentos diferentes, o tratamento de Alívio de tensões e o tratamento de Prensagem Isostática a Quente.

Dos ensaios realizados é possível perceber a existência de uma diferença microestrutural na aplicação dos diferentes tratamentos aplicados. Isto conduz a uma perda de dureza e conseqüente perda das propriedades mecânicas à tração quando se compara o tratamento de Prensagem Isostática a Quente com o tratamento Alívio de Tensões Residuais. Ambos os tratamentos, em termos comparativos, apresentaram um comportamento à fadiga semelhante, tendo sido encontrado um comportamento bilinear na componente elástica de deformação, devido à passagem do regime elástico para o regime elasto-plástico. A iniciação de fenda ocorreu na superfície dos componentes havendo multi-nucleação de fendas nos componentes ensaiados em regimes de deformação elevados. Por outro lado, para regimes de deformação reduzidos, não se verificou esse fenómeno.

**Palavras-chave:** Fadiga, Ti6Al4V, Fusão Seletiva por Laser, Manufatura por Adição, Tratamento Alívio de Tensões Residuais, Prensagem Isostática a Quente, Propriedades Mecânicas, Microestrutura, Dureza, Fractografia.



## Abstract

The study of the mechanical fatigue behavior of Ti6Al4V titanium alloy components, obtained by Selective Laser Melting, has been of great interest due to the development of the different Addition Manufacturing processes. It is, therefore, indispensable to find the mechanical properties to ensure the safe and efficient application of these components in the general industry, as well as the study of the effect on mechanical properties, caused by the application of techniques such as thermal Stress Relief Treatment, or thermomechanical treatment of Hot Isostatic Pressing in elements produced by this type of manufacturing process.

In this dissertation, fatigue tests were performed for a stress ratio of  $R = -1$  in strain control or load control. As well as complementary metallographic, hardness, tensile and fractographic tests. All tests were performed in order to understand the difference in the application of two different treatments: the Stress Relief Treatment and the Hot Isostatic Pressing treatment.

From the tests performed it is possible to notice the existence of a microstructural difference in the application of the different applied treatments. This leads to a loss of hardness and consequent loss of tensile mechanical properties when comparing Hot Isostatic Pressing treatment with Stress Relief treatment. Comparatively, both treatments presented similar fatigue behavior and bilinear behavior was found in the elastic strain component due to the transition from the elastic to the elasto-plastic regime. Crack initiation occurred on the surface of the components with multi-nucleation of cracks in the components tested under high strain regimes. On the other hand, for low strain regimes, this phenomenon did not occur.

**Keywords** Fatigue, Ti6Al4V, Selective Laser Melting, Additive Manufacturing, Stress Relief Treatment, Hot Isostatic Pressing, Mechanical Properties, Microstructure, Hardness, Fractography.



---

## Índice

Índice de Figuras .....	ix
Índice de Tabelas .....	xi
Simbologia e Siglas .....	xiii
Simbologia.....	xiii
Siglas .....	xv
1. Introdução.....	1
2. Revisão bibliográfica.....	3
2.1. Processos de manufatura por adição .....	3
2.2. Titânio e ligas de titânio.....	5
2.3. Tratamentos térmicos de melhoria da resistência mecânica em ligas de titânio ....	7
2.4. Comportamento à fadiga dos materiais.....	9
2.4.1. Fadiga no domínio elasto-plástico.....	12
2.4.2. Energia de deformação .....	18
2.5. Resistência à fadiga do titânio produzido por fabricação aditiva .....	20
3. Materiais e metodologia experimental .....	25
4. Análise e discussão dos resultados .....	29
4.1. Metalografia.....	29
4.2. Perfis de dureza.....	31
4.3. Ensaio monotônicos .....	32
4.4. Ensaio cíclicos.....	33
4.4.1. Circuitos de histerese.....	33
4.4.2. Tensão vs Vida .....	34
4.4.3. Curvas cíclicas.....	36
4.4.4. Comportamento do tipo “Masing” .....	37
4.4.5. Curvas de Morrow .....	37
4.4.6. Energia de deformação .....	46
4.5. Análise fractográfica.....	50
5. Conclusões.....	55
5.1. Sugestões para trabalhos futuros.....	56
Referências Bibliográficas.....	57
Bibliografia Web .....	61
Apêndice A.....	63



## ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 2.1. Representação esquemática do processo FSL. 1) Sistema de alimentação de pó, 2) Pistão de avanço, 3) Rolo, 4) Feixe Laser, 5) Scanner, 6) Componente a fabricar.[1] .....	4
Figura 2.2. Representação esquemática do processo HIP. [2].....	9
Figura 2.3. Bandas de deslocamentos à superfície do material, iniciação e nucleação de fenda por fadiga, modificado de Meyers and Chawla, 1999.....	11
Figura 2.4. Circuito de histerese num diagrama tensão-deformação, modificado de Borrego, 2001.....	13
Figura 2.5. Curvas cíclica e monótona de tensão-deformação (Borrego, 2001). .....	14
Figura 2.6. Comparação esquemática entre a curva monótona e a curva cíclica: (a) amaciamento; (b) endurecimento; (c) amaciamento seguido de endurecimento; (d) comportamento estável (Borrego, 2001). .....	15
Figura 2.7. Comparação entre comportamento do tipo “Masing” a) e comportamento do tipo não-“Masing” b).[3] .....	16
Figura 2.8. Curvas de deformação total, elástica e plástica <i>versus</i> número de reversões à rotura (Borrego, 2001).....	17
Figura 2.9. Esquema de identificação das diferentes gamas de energia de deformação num circuito de histerese, gama de tensão em função da gama de deformação. ....	19
Figura 3.1. Geometria dos provetes utilizados, dimensões em milímetros, segundo a norma ASTM E606. ....	25
Figura 3.2. Ilustração do provete com o extensómetro acoplado. ....	27
Figura 4.1. Microestruturas da liga de titânio Ti6Al4V, a) FSL+TATR e b) FSL+HIP.....	30
Figura 4.2. Microdurezas obtidas para FSL+TATR e FSL+HIP. ....	31
Figura 4.3. Curvas tensão-deformação obtidas nos ensaios de tração para os tratamentos TATR e HIP. ....	32
Figura 4.4. Circuitos de histerese obtidos para a) FSL+TATR e b) FSL+HIP com uma $\epsilon\alpha = 1,75\%$ e uma $\epsilon\alpha = 0,5\%$ , para ambos os casos. ....	34
Figura 4.5. Gráficos de evolução das diferentes tensões para diferentes valores de deformação a) FSL+TATR e b) FSL+HIP.....	35
Figura 4.6. Curvas cíclicas de tensão-deformação FSL+TATR e FSL+HIP. ....	36
Figura 4.7. Relação de Coffin-Manson para FSL+TATR e FSL+HIP.....	38
Figura 4.8. Relação de Basquin para FSL+TATR. ....	39
Figura 4.9. Relação de Basquin para FSL+HIP. ....	39

Figura 4.10. Exemplo da evolução do módulo de elasticidade em função da amplitude de deformação para FSL+HIP. ....	40
Figura 4.11. Exemplo da evolução do módulo de elasticidade em função do número de reversões para um ensaio em regime elástico ( $\epsilon_a = 0,5\%$ ) e para outro no regime elasto-plástico ( $\epsilon_a = 1,5\%$ ) para FSL+HIP. ....	41
Figura 4.12. Amplitude de deformação total, plástica e elástica em função do número de reversões até à rutura para FSL+TATR. ....	42
Figura 4.13. Amplitude de deformação total, plástica e elástica em função do número de reversões até à rutura para FSL+HIP. ....	43
Figura 4.14. Curva de Morrow obtida com os parâmetros de deformação abaixo de 0,75% (FSL+TATR) e abaixo de 0,68% (FSL+HIP). ....	45
Figura 4.15. Curva de Morrow obtida com os parâmetros de deformação superior a 0,75% (FSL+TATR) e superior a 0,68% (FSL+HIP). ....	45
Figura 4.16. Gama de densidade de energia de deformação em função do número de reversões até à rutura para FSL+TATR. ....	47
Figura 4.17. Gama de densidade de energia de deformação em função do número de reversões até à rutura para FSL+HIP. ....	48
Figura 4.18. Comparação entre os tratamentos com base na energia de deformação. ....	49
Figura 4.19. Fotografia MEV da superfície de fratura de um provete de FSL+TATR, ensaiado a uma amplitude de deformação de 1,75%. ....	51
Figura 4.20. Zona de fratura dúctil, ampliada da Figura 4.19. ....	51
Figura 4.21. Fotografia MEV da superfície de fratura de um provete de FSL+HIP, ensaiado a uma amplitude de deformação de 0,3%. ....	52
Figura 4.22. Ponto de iniciação da fenda, ampliado da Figura 4.21. ....	53
Figura A.1. Circuitos de histerese à meia vida para diferentes amplitudes de deformação e as respetivas curvas cíclicas, FSL+TATR. ....	63
Figura A.2. Circuitos de histerese à meia vida para diferentes amplitudes de deformação e as respetivas curvas cíclicas, FSL+HIP. ....	64



---

## ÍNDICE DE TABELAS

Tabela 3.1. Composição química da liga de titânio Ti6Al4V, em fração mássica.....	25
Tabela 4.1. Principais propriedades monotónicas à tração para FSL+TATR e FSL+HIP..	33
Tabela 4.2. Propriedades cíclicas para a liga Ti6Al4V em provetes manufacturados por FSL+TATR e FSL+HIP. ....	37
Tabela 4.3. Parâmetros de resistência e ductilidade à fadiga da liga de titânio Ti6Al4V, FSL+TATR. ....	43
Tabela 4.4. Parâmetros de resistência e ductilidade à fadiga da liga de titânio Ti6Al4V, FSL+ HIP. ....	44
Tabela 4.5. Parâmetros com base na energia de deformação para FSL+ TATR.....	47
Tabela 4.6. Parâmetros com base na energia de deformação para FSL+ HIP.....	49



---

## SIMBOLOGIA E SIGLAS

### Simbologia

$\alpha$  – Fase microestrutural alfa

$\beta$  – Fase microestrutural beta

$R$  – Razão de tensões/deformações

$\sigma$  – Tensão aplicada

$\Delta\sigma$  – Gama de tensão

$\sigma_r$  – Tensão de rotura

$\sigma_c$  – Tensão de cedência

$\sigma_a$  – Amplitude de tensão cíclica

$\sigma'_f$  – Coeficiente de resistência cíclica

$\sigma_{min}$  – Tensão mínima

$\sigma_{máx}$  – Tensão máxima

$\varepsilon$  – Deformação

$\Delta\varepsilon$  – Gama de deformação

$\varepsilon_{min}$  – Deformação mínima

$\varepsilon_{máx}$  – Deformação máxima

$\varepsilon_a$  – Amplitude de deformação cíclica total

$\Delta\varepsilon_e$  – Gama de deformação elástica

$\Delta\varepsilon_p$  – Gama de deformação plástica

$\varepsilon_{a_p}$  – Amplitude de deformação plástica

$\varepsilon_{a_e}$  – Amplitude de deformação elástica

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

$\varepsilon_r$  – Deformação à rotura

$E$  – Módulo de Elasticidade

$k'$  – Coeficiente de endurecimento cíclico

$n'$  – Expoente de endurecimento cíclico

$c$  – Expoente de ductilidade à fadiga

$b$  – Expoente de resistência cíclica

$2N_f$  – Número de reversões à rotura

$\Delta W_p$  – Gama de densidade de energia plástica de deformação

$\Delta W_e$  – Gama de densidade de energia elástica de deformação

$k_p, \alpha_p$  – Constantes do material dependentes da energia de deformação plástica

$\Delta W_T$  – Gama de densidade de energia total de deformação

$k_t, \alpha_t$  – Constantes do material dependentes da energia de deformação total

$\Delta W^{e+}$  – Gama de densidade de energia elástica de deformação à tração

## **Siglas**

MA– Manufatura por adição

AM – Addictive Manufacturing

FSL – Fusão Seletiva por Laser

SLM – Selective Laser Melting

TATR – Tratamento de Alívio de Tensões Residuais

HIP – Hot Isostatic Pressure

EBM – Electron Beam Melting

CAD – Computer Aided Design

HCP – Estrutura Cristalina Hexagonal Compacta

CCC – Estrutura Cristalina Cúbica de Corpo Centrado

CEMMPRE – Centro de Engenharia Mecânica, Materiais e Processos

MEV – Microscopia Eletrónica de Varrimento



## 1. INTRODUÇÃO

Uma das tecnologias de fabrico mais avançadas atualmente é a Manufatura por Adição (MA), da língua inglesa, *Additive Manufacturing* (AM). Esta tecnologia tem por base a construção de peças funcionais através da deposição de camadas fundidas a laser, das quais a mais utilizada é a tecnologia de Fusão Seletiva por Laser (FSL), da língua inglesa, *Selective Laser Melting* (SLM). Esta técnica permite criar peças de geometria complexa em materiais metálicos tais como: aço, superligas de níquel, ligas de alumínio, ligas de titânio, entre outros, assumindo assim uma forte presença em diversos ramos da indústria.

Dados os recentes desenvolvimentos na técnica FSL, torna-se imprescindível o estudo do resultado da aplicação da mesma em materiais metálicos comparativamente com processos convencionais, de modo a compreender a viabilidade destes materiais produzidos pela técnica em questão.

Um dos materiais mais utilizados no fabrico de peças funcionais através do processo FSL são as ligas de titânio, dado apresentarem uma boa relação peso/resistência, excelente biocompatibilidade e boa resistência à corrosão. É possível a sua aplicação em várias áreas, das quais podem-se destacar: a biomecânica, a indústria aeroespacial, aeronáutica e automóvel.

Como será possível compreender no capítulo seguinte, componentes produzidos através da técnica FSL apresentam um comportamento mecânico algo diferente dos produzidos por processos convencionais, devido à existência de defeitos internos no material intrínsecos ao próprio processo. Isto conduz à necessidade do estudo de processos de melhoria para componentes produzidos através da técnica em questão.

Entre as técnicas de melhoria destes componentes, as mais utilizadas são: o tratamento térmico e o tratamento termomecânico. Os tratamentos térmicos permitem não só a modificação da microestrutura do material como também a alteração do campo das tensões residuais, por outro lado, a aplicação de tratamentos termomecânicos além de permitirem as mudanças já descritas, são capazes de introduzir mudanças geométricas ou estruturais.

Um dos tratamentos termomecânicos recentemente desenvolvidos é o tratamento de Prensagem Isostática a Quente, da língua inglesa, *Hot Isostatic Pressure* (HIP). Este tratamento submete o componente a temperatura e pressão elevadas com o objetivo de reduzir os defeitos internos, conduzindo assim a uma melhoria das propriedades mecânicas.

Dados todos os aspetos referidos até agora, estes tornam a resistência à fadiga destes materiais um objeto de estudo com extrema importância para garantir a durabilidade e segurança de equipamentos funcionais produzidos por FSL e tratados quer térmica como termomecanicamente.

O objetivo desta dissertação é o estudo do efeito do tratamento térmico na resistência à fadiga de provetes de titânio produzidos por fabricação aditiva, através da comparação dos resultados de fadiga obtidos em controlo de deformação em provetes tratados por dois tratamentos térmicos distintos, os quais são, o Tratamento Alívio de Tensões Residuais (TATR) e a Pressão Isostática a Quente (HIP). Como análise complementar são estudados os efeitos destes tratamentos na microestrutura, na dureza, nas propriedades mecânicas à tração e a análise das superfícies de fratura após rutura por fadiga para ambos os casos.

A presente dissertação é composta por quatro capítulos adicionais, sendo este o capítulo introdutório.

No segundo capítulo são abordados todos os conceitos teóricos fulcrais para um melhor enquadramento do leitor de modo a facilitar a sua compreensão desta dissertação.

No terceiro capítulo é realizada uma descrição pormenorizada do material ensaiado (geometria, dimensões e composição química), das técnicas de ensaios utilizadas e de todo o procedimento experimental sobre o qual foram realizados os ensaios para posterior replicação, se necessária.

No quarto capítulo são apresentados e discutidos os resultados obtidos do comportamento do material em estudo e uma consequente análise comparativa com os resultados obtidos anteriormente. A análise em questão irá maioritariamente focar-se na alteração das propriedades mecânicas do material.

Por fim, no quinto capítulo são apresentadas as conclusões retiradas da análise efetuada no capítulo anterior e são sugeridas propostas de estudos para realização futura.



## 2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Neste capítulo será feita uma abordagem histórica e evolutiva dos processos de MA, bem como uma descrição do funcionamento destes processos.

Serão apresentados os principais conceitos teóricos necessários para o melhor entendimento do comportamento à fadiga de um dado material, com recurso a métodos experimentais.

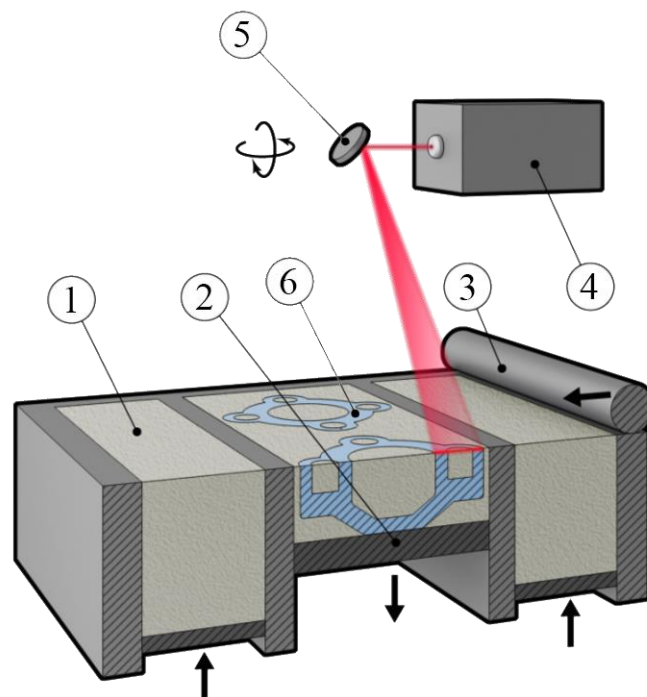
Por fim, é caracterizada a resistência à fadiga de ligas de titânio produzidas por fabricação aditiva.

### 2.1. Processos de manufatura por adição

Os processos de manufatura por adição são técnicas que permitem a criação de componentes através da deposição de camadas sucessivas de matéria-prima por fusão ou compactação. A deposição de camadas sucessivas por fusão é feita através de uma impressão 3D utilizando uma fonte de energia, permitindo a fusão de pós por adição. Esta tecnologia de impressão 3D foi criada por Charles Hull em 1984 (Shellabear and Nyrhilä, 2004), onde inicialmente se utilizava uma luz intensa como fonte de energia, o processo de estereolitografia. Com a evolução dos tempos, foi possível o desenvolvimento de fontes de energia com potência suficiente para realizar a fusão de pós metálicos e polímeros, nomeadamente, feixes de laser e feixes de elétrons. Existem diferentes processos correspondentes à manufatura por adição utilizando fusão, dos quais se podem destacar o processo de Fusão Seletiva a Laser (FSL) e a Fusão por Feixe de Elétrons, da língua inglesa, *Electron Beam Melting* (EBM).

O processo FSL é um dos mais utilizados na indústria, capaz de adicionar matéria prima, camada a camada por fusão total de pós metálicos através de um laser de alta potência. Este tipo de impressão 3D serve-se de software CAD, fonte de informação modelar para o hardware ser capaz de criar o componente pretendido (Ngo *et al.*, 2018).

Na Figura 2.1 encontra-se representado esquematicamente o processo FSL. Numa primeira fase, o sistema de alimentação adiciona a primeira camada de pó e o feixe de laser fundirá somente, com o auxílio do software CAD, o pó correspondente à geometria do componente desejado, criando assim a primeira camada do mesmo. O restante pó, não fundido, é reaproveitado para posteriores utilizações. Todo este procedimento é repetido sucessivamente por camadas adicionadas até a geometria do componente ser alcançada.



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

Como qualquer processo de fabrico, este apresenta tanto vantagens como desvantagens. As principais vantagens deste processo são: a obtenção de componentes de elevada complexidade geométrica devido à utilização de software de modelação CAD, um menor tempo de produção de componentes comparativamente a outros processos de manufatura convencionais e, por último, devido ao reaproveitamento dos pós não fundidos durante o processo, é possível atingir níveis de desperdício de matéria prima reduzidos.

Por outro lado, em termos de desvantagens, o grupo de materiais a ser utilizados é restrito, os componentes a fabricar têm limitações quando se trata de grandes dimensões,

obtém-se um acabamento superficial rugoso, podem apresentar defeitos internos (porosidade e faltas de fusão), aspetos que diminuem as propriedades mecânicas dos componentes, e por fim, um custo de processo elevado.

Os principais parâmetros regentes do processo FSL são: a granulometria do pó a fundir, a potência, a velocidade e a dimensão do feixe laser, a direção e a espessura de cada camada depositada. Todos estes parâmetros têm influência no desempenho mecânico como é descrito por Hanzl *et al.*, 2015.

Materiais metálicos como aços, superligas de níquel, ligas de alumínio, ligas de magnésio, ligas com base de cobalto e ligas de titânio podem ser utilizados no processo de FSL, em particular as ligas de titânio que têm vindo a ser otimizadas para os processos de manufatura por adição (Herzog *et al.*, 2016).

## 2.2. Titânio e ligas de titânio

O Titânio é um material metálico, descoberto em 1791, por William Gregor. Este elemento encontra-se em vários minerais, especialmente no rutilo e na ilmenite, compostos por dióxido de titânio ( $\text{TiO}_2$ ), por óxido natural de ferro e por titânio ( $\text{FeTiO}_3$ ). Estes minerais são geralmente encontrados na litosfera, em quase todos os tipos de rochas e solos. O Titânio é produzido comercialmente através do processo *Kroll* ou pelo processo *Hunter*, estes processos permitem a obtenção de um produto de aspeto esponjoso e impuro, contendo tetracloreto de titânio ( $\text{TiCl}_4$ ). O tetracloreto de titânio é depois purificado através de processos contínuos de destilação fracionada e finalmente reduzido num reator, entre 800 a 850°C, através de magnésio líquido, obtendo finalmente titânio com um elevado grau de pureza.

As propriedades do titânio fazem dele um material bastante procurado no mundo industrial, apesar do seu custo elevado, devido a propriedades tais como: baixa densidade (cerca de 60% menor que a do aço), limites de resistência mecânica equivalentes a alguns aços, possibilidade de temperaturas de serviço até os 600°C sem acentuada perda de propriedades mecânicas, excelente resistência à corrosão (superior à dos aços inoxidáveis na maioria dos ambientes) e boa biocompatibilidade no corpo humano. Este metal pode ser trabalhado por técnicas como o forjamento, fundição, MA e por técnicas especializadas de maquinagem.

O titânio puro cristaliza a baixas temperaturas numa estrutura cristalina hexagonal compacta (HCP) chamada de fase  $\alpha$ , no entanto, a altas temperaturas ( $>882^{\circ}\text{C}$ ) existe uma transformação da fase  $\alpha$  em fase  $\beta$ , fase essa que apresenta uma estrutura cristalina cúbica de corpo centrado (CCC). A existência destas duas fases conduz a uma temperatura de transformação alotrópica, essencial para a larga variedade de propriedades atingidas pelas ligas de titânio. Em ambas as fases, a capacidade de deformação está diretamente relacionada com a sua estrutura cristalina, a fase  $\alpha$  como apresenta uma estrutura HCP possui um módulo de elasticidade que varia entre 100 e 140 GPa, dependendo da direção de aplicação da carga. Por outro lado, o módulo de elasticidade da fase  $\beta$  é sempre menor do que o da fase  $\alpha$ , estando este compreendido entre 70 a 90 GPa, dada a sua estrutura cristalina CCC. Assim como o módulo de elasticidade, também a dureza é maior na fase  $\alpha$  do que na fase  $\beta$ . Podendo concluir-se assim que a fase  $\alpha$  tem uma resistência mecânica maior do que a fase  $\beta$ .

As ligas de titânio podem ser classificadas em três grandes grupos de acordo com a sua microestrutura, sendo elas divididas em  $\alpha$ ,  $\beta$  e  $\alpha + \beta$ . Para obter ligas de titânio exclusivas de fase de  $\alpha$  é necessário introduzir estabilizadores, tais como: nitrogénio, oxigénio, carbono e o mais usado, o alumínio. Por outro lado, para obter ligas de titânio exclusivas de fase  $\beta$ , os estabilizadores usados podem ser elementos como: molibdénio, vanádio, tântalo e nióbio. A combinação de estabilizadores das diferentes fases permitem a obtenção à temperatura ambiente de ambas as fases ( $\alpha + \beta$ ).

A liga Ti6Al4V, liga utilizada neste estudo, foi desenvolvida nos anos 50 pelo Instituto Tecnológico de Illinois, e é de longe a liga de titânio mais usada, pois mais de metade das mesmas têm este tipo de composição. A forte utilização desta liga deve-se às suas propriedades mecânicas: baixa densidade, boa resistência mecânica, boa ductilidade, boa resistência à corrosão e boa tenacidade à fratura. Esta liga de titânio pertence ao grupo  $\alpha + \beta$ , dado apresentar estabilizadores para ambas as fases, alumínio para a fase  $\alpha$  e vanádio para a fase  $\beta$ , combinando assim propriedades de ambas as fases. A microestrutura desta liga apresenta a fase  $\beta$  com grãos colunares primários e a fase  $\alpha$  com uma morfologia acicular com aspeto de agulhas martensíticas, chamada assim de martensite  $\alpha$ . O aparecimento desta martensite  $\alpha$  deve-se ao rápido arrefecimento e consequente transformação da fase  $\beta$ .

Esta liga de titânio tem múltiplas aplicações sobretudo na área da indústria aeronáutica e aeroespacial. Posteriormente, graças à sua resistência à corrosão e à sua biocompatibilidade, foi adaptada à indústria biomecânica. Devido à libertação de vanádio, elemento tóxico, as ligas em questão estão a ser substituídas por ligas de titânio-molibdênio que apresentam somente a fase  $\beta$  e um baixo módulo de elasticidade, o que permite uma melhoria na compatibilidade com o corpo humano (Leyens and Peters, 2003).

### **2.3. Tratamentos térmicos de melhoria da resistência mecânica em ligas de titânio**

Por tratamento térmico entende-se a operação de aquecimento de um material até uma dada temperatura e o seu conseqüente arrefecimento, em condições determinadas, com a finalidade de proporcionar ao material propriedades especiais. Os materiais metálicos são passíveis aos tratamentos térmicos devido, principalmente, a dois fenómenos: a recristalização do material e a modificação das fases. A recristalização do material ocorre para os metais e para as suas ligas metálicas a diferentes temperaturas de acordo com algumas regras.

A finalidade dos tratamentos térmicos nas ligas de titânio é a redução das tensões residuais formadas durante a fabricação, tratamento popularmente conhecido por tratamento térmico de Alívio de Tensões Residuais (TATR), a obtenção de uma combinação adequada de ductilidade, maquinabilidade, estabilidade dimensional e estrutural, o aumento da resistência mecânica e a otimização de certas propriedades especiais tais como: a tenacidade à fratura, a resistência à fadiga e à fluência.

A resposta do titânio e das suas ligas aos tratamentos térmicos depende não só da composição química do material como também da presença das diferentes microestruturas (fase  $\alpha$ , fase  $\beta$  e fase  $\alpha + \beta$ ). As ligas de titânio de fase  $\alpha$  podem ser submetidas a tratamentos térmicos de alívio de tensões porém não é possível, através deste tipo de tratamentos, atingir valores de elevada resistência mecânica e ductilidade. As ligas comerciais de fase  $\beta$  são fornecidas tratadas termicamente, necessitando apenas de um tratamento térmico de envelhecimento. As ligas de titânio contendo um ou mais estabilizadores da fase  $\alpha$  e da fase  $\beta$ , como é o caso da liga Ti6Al4V, podem ser reforçadas

utilizando tratamentos térmicos ou termomecânicos. O aquecimento de uma liga de titânio  $\alpha + \beta$ , traduz-se numa quantidade mais elevada da fase  $\beta$ .

O tratamento TATR, como o nome indica, reduz as tensões residuais indesejadas resultantes da formação não-uniforme de forjamento, a partir da conformação a frio, da maquinação, da soldadura ou de processos de fabrico como é o caso do FSL. Estas tensões residuais resultam do encruamento do material durante o processo de fabrico ou dos elevados gradientes de temperatura que se podem verificar num processo de soldadura ou num processo de FSL. A remoção das tensões residuais ajudam a manter a estabilidade geométrica e eliminam as condições desfavoráveis como a perda da resistência à compressão, fenómeno a ser explicado posteriormente, denominado de efeito de Bauschinger. Quando as tensões residuais têm uma direção desfavorável em relação à direção do carregamento, a sua redução pode conduzir também a um aumento da vida à fadiga. Além do tratamento TATR, outros tratamentos tais como o envelhecimento e o recozimento são capazes de reduzir as tensões residuais. A gama de temperaturas normalmente utilizada no tratamento TATR é de 480 a 670°C, não atingindo assim a temperatura de mudança de fase (882°C).

Um dos tratamentos termomecânicos muito utilizado em componentes fabricado por FSL é a Prensagem Isostática a Quente, da língua inglesa, *Hot Isostatic Pressure* (HIP). Com este processo, através da aplicação de temperatura e pressão elevadas, é possível eliminar a porosidade interna dos componentes, levando assim a uma densificação e à eliminação de defeitos internos, traduzindo-se numa modificação das propriedades mecânicas dos materiais. Na Figura 2.2, é possível observar uma figura esquemática do processo HIP. O componente, durante um determinado tempo, é aquecido e pressurizado no interior de uma câmara até valores de temperatura e pressão desejadas, de onde seguidamente é retirado e arrefecido. Para ligas de titânio, neste processo, são aplicados valores de temperatura de 900°C e pressão de 100 MPa, (Atkinson and Davies, 2000).

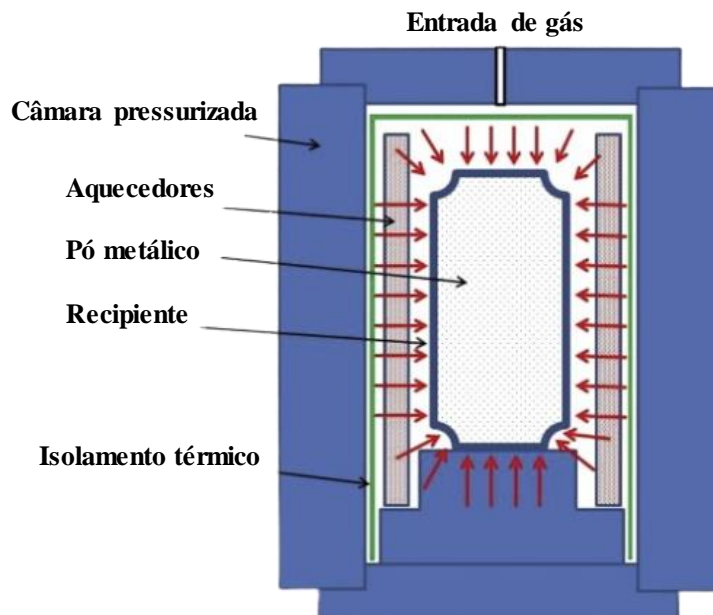


Figura 2.2. Representação esquemática do processo HIP. [2]

## 2.4. Comportamento à fadiga dos materiais

A fadiga é um processo de degradação progressiva dos materiais, ocorrendo quando estes são sujeitos a solicitações dinâmicas, ou seja, tensões ou deformações variáveis ao longo do tempo. Este tipo de solicitações é capaz de proporcionar a rotura de um material até mesmo para tensões inferiores à tensão de cedência do mesmo. As solicitações mais frequentes em elementos de máquinas e em estruturas metálicas são as solicitações dinâmicas, tornando-se responsáveis por 80 a 90% dos fenómenos de rotura ocorridos em componentes solicitados por esforços mecânicos.

Este processo de falha mecânica pode ser dividido em quatro fases distintas, sendo elas: a nucleação da fenda, o crescimento microscópico, a propagação da fenda e a rotura final. As duas primeiras fases correspondem ao período de iniciação da fenda, a segunda fase, denominada a fase de propagação da fenda, é formada pela propagação macroscópica da fenda, ou seja, ocorre um crescimento estável da fenda. Por fim, a terceira fase é caracterizada por um crescimento instável da fenda originando uma fratura súbita do componente.

Os ciclos de tensão/deformação podem ser caracterizados pela razão de tensões ou de deformações,  $R$ . Esta razão é dada pela Equação (2.1):

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

onde  $\sigma_{min}$  e  $\varepsilon_{min}$  são os valores mínimos de tensão e de deformação, respetivamente, enquanto que  $\sigma_{máx}$  e  $\varepsilon_{máx}$  são os valores máximos de tensão e de deformação, respetivamente.

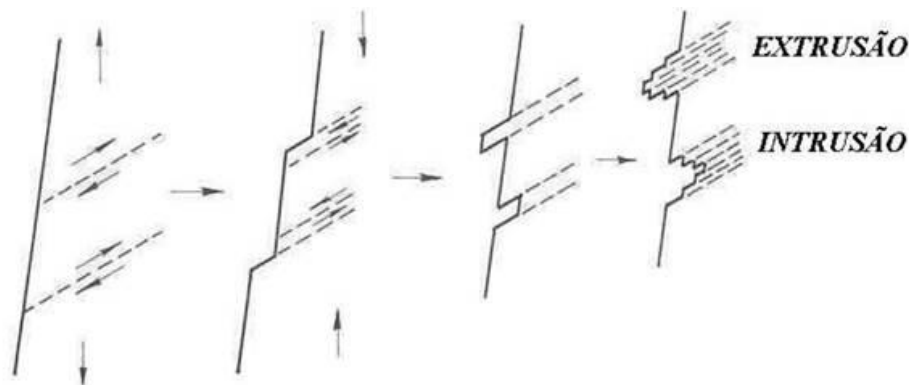
Os ciclos pulsantes são caracterizados por  $R = 0$  ou  $R > 0$  e os alternados por  $R = -1$ , sendo estes dois casos os mais comuns encontrados nas aplicações práticas. Os ciclos de tensão/deformação podem ser divididos segundo a sua amplitude de tensão/deformação podendo esta ser constante ou variável. No caso do ciclo de amplitude constante, a amplitude de tensão/deformação não varia ao longo do tempo, ao contrário do que acontece nos ciclos de amplitude variável.

Tal como referido anteriormente, a fadiga dos materiais é dada em três grandes fases: a iniciação, a propagação e a rotura. A iniciação de fendas ocorre maioritariamente à superfície dos componentes, devido à menor existência de restrições à deformação, promovendo assim a ocorrência de deformação plástica. Outros fatores, também podem contribuir para este fenómeno, tais como variações geométricas, micro ou macroscópicas, podendo estas ser microporos, rugosidade superficial, entalhes ou cordões de soldadura. Estes fatores são responsáveis pela concentração de tensões nessa zona. Quando a superfície do componente é favorável, a maior parte da vida à fadiga é consumida no período de iniciação. A espessura do material irá influenciar o período de propagação da fenda pelo que para pequenas espessuras o período de propagação é bastante curto comparado com o da iniciação.

O período de iniciação é governado por fenómenos que ocorrem ao nível da microestrutura do material. O carregamento cíclico conduz a deformações localizadas causando assim o movimento irreversível da rede cristalina, dando origem a bandas de escorregamento persistentes que se vão acumulando a cada ciclo. A deformação plástica vai-se acumulando devido ao movimento e multiplicação das deslocações da rede cristalina



devido à ação das tensões de corte, através de movimentos de extrusão e intrusão, como é possível observar na Figura 2.3.



**Figura 2.3.** Bandas de deslocamentos à superfície do material, iniciação e nucleação de fenda por fadiga, modificado de Meyers and Chawla, 1999.

Como foi referido anteriormente, este fenómeno é mais propício acontecer à superfície do material do que no seu interior, pois no caso de materiais policristalinos, os grãos à superfície não apresentam uma restrição de deslocamento devido às fronteiras de grão. Devido à influência neste parâmetro pelas tensões de corte, a nucleação de fendas é dada num ângulo de  $45^\circ$  relativamente à sollicitação.

A micronucleação correspondente à iniciação, estende-se a um comprimento 3 a 4 vezes maior que o tamanho de grão, chamada assim de Fase I. A partir do momento que a fenda atinge uma zona plástica cíclica na sua extremidade, maior do que o tamanho de grão, dá-se início à chamada Fase II. A Fase II é designada por propagação estável da fenda, quando esta atinge um comprimento crítico, dá-se a rotura do componente.

A vida de um componente pode definir-se pelo número de ciclos de aplicação de carga até à rotura. O número de ciclos de rotura pode considerar-se a soma do número de ciclos de iniciação de fenda com o número de ciclos de propagação de fenda. A fase de iniciação pode ser contabilizada através da realização de ensaios de fadiga oligocíclica, tópico que será desenvolvido a seguir, com a parte da propagação, parte estimada através da lei de Paris-Erdogan (Paris and Erdogan, 1963) sendo esta obtida empiricamente com recurso a ensaios de propagação.

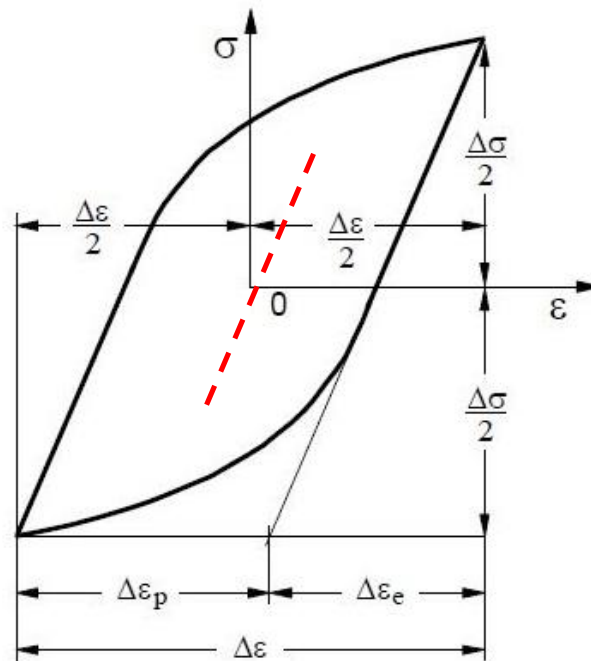
A forma mais comum de representar o comportamento à fadiga de um componente é através das curvas tensão-número de ciclos à rotura em que se podem diferenciar duas zonas distintas: para vidas inferiores a  $10^4$ - $10^5$  ciclos designada por fadiga oligocíclica ou fadiga de curta duração, por outro lado, para uma vida superiores a  $10^4$ - $10^5$  ciclos designa-se por fadiga de longa duração. Na fadiga oligocíclica o comportamento do material é controlado pela deformação plástica devido às elevadas tensões/deformações que são aplicadas, conduzindo assim a uma vida de curta duração. Por outro lado, na fadiga de longa duração, as tensões/deformações são menores levando à ocorrência de deformação plástica somente em regiões localizadas.

### **2.4.1. Fadiga no domínio elasto-plástico**

Apesar da forma mais comum de representar o comportamento à fadiga de um material seja através de curvas de tensão-número de ciclos à rotura, é também possível representá-lo através de curvas deformação-número de ciclos à rotura. Desta forma, é possível englobar o comportamento elástico e plástico do material. Foram desenvolvidos procedimentos como os testes de deformação controlada para avaliar o dano acumulado que se verifica em materiais usados em engenharia.

Os procedimentos desenvolvidos permitem caracterizar materiais à deformação cíclica e são úteis para quantificar a vida de iniciação de fendas em diferentes materiais, isto porque, estes procedimentos de avaliação do dano acumulado, conseguem quantificar com precisão o efeito das bandas de deslocamento persistente que originam as fendas, sobretudo, na fadiga oligocíclica.

O comportamento à fadiga de um material pode ser determinado realizando ensaios de amplitude de deformação constante ou em amplitude de tensão constante. Em qualquer destes casos, ao ser ultrapassado o domínio elástico verifica-se a ocorrência de deformação plástica generalizada em cada ciclo, o que se traduz na formação de circuitos de histerese no diagrama de tensão-deformação, como mostra a 2.4 (linha preta a cheio). Em que  $\Delta\epsilon_e$  e  $\Delta\epsilon_p$  correspondem às gamas de deformação elástica e plástica, respetivamente. Por outro lado, ao não ser ultrapassado o domínio elástico obtém-se circuitos de histerese lineares apenas com deformação elástica como mostra a 2.4 (linha vermelha tracejada).

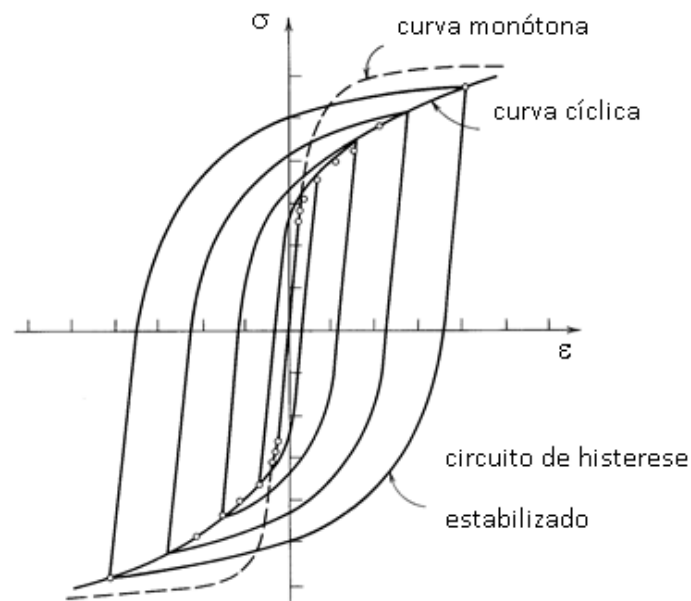


**Figura 2.4.** Circuito de histerese num diagrama tensão-deformação, modificado de Borrego, 2001.

A área representada por um dado circuito de histerese no diagrama tensão-deformação é proporcional à energia irreversivelmente dissipada nesse mesmo ciclo, sendo libertada sob a forma de calor. A restante energia é utilizada para a modificação da estrutura de deslocamentos do material. A soma das áreas de todos os circuitos de histerese representa a energia total dissipada. Quando o material atinge a sua capacidade intrínseca de libertar energia, as fendas de fadiga iniciam-se e propagam-se, levando assim à rotura do material. Como é possível perceber da Figura 2.4 no circuito de histerese (linha a cheio) existe energia utilizada para o regime elástico e também para o regime plástico, ao contrário do circuito de histerese linear (linha vermelha tracejada), em que a energia de deformação plástica é nula.

A resistência mecânica do material pode aumentar, diminuir ou manter-se aproximadamente constante durante a realização de ensaios de fadiga oligocíclica dependendo do material, do seu estado metalúrgico, da amplitude de deformação aplicada e da temperatura. O fenómeno de aumento progressivo das tensões denomina-se por endurecimento cíclico enquanto que a diminuição progressiva das tensões denomina-se por amaciamento cíclico.

A estabilização dos circuitos de histerese ocorre após a aplicação de um número determinado de ciclos levando o material às condições de equilíbrio relativas ao limite de tensão ou deformação imposto. Após a iniciação de uma fenda essa estabilização é perturbada. Unindo as extremidades dos circuitos de histerese obtidos para diferentes níveis de deformação, como é possível na Figura 2.5, dá origem à curva cíclica do material.



**Figura 2.5.** Curvas cíclica e monótona de tensão-deformação (Borrego, 2001).

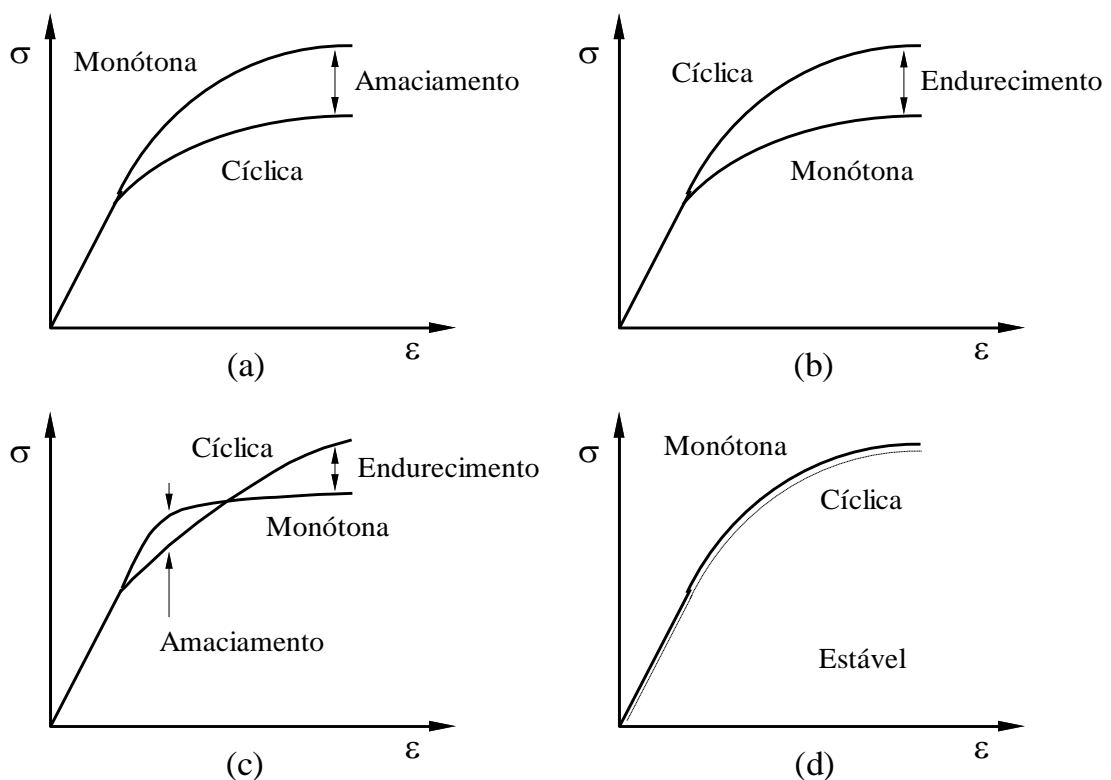
O comportamento cíclico do material pode ser bastante diferente do comportamento monótono inicial, conseqüentemente as curvas cíclicas tensão-deformação estáveis fornecem uma caracterização importante do comportamento cíclico do material.

A curva cíclica pode ser representada pela equação de Ramberg-Osgood, a qual determina a amplitude de deformação cíclica total,  $\epsilon_a$ , em função da amplitude de tensão cíclica,  $\sigma_a$ , dada pela expressão seguinte:

$$\epsilon_a = \frac{\sigma_a}{E} + \left(\frac{\sigma_a}{k'}\right)^{1/n} \quad (2.2)$$

onde  $E$  é o módulo de elasticidade,  $k'$  e  $n'$  são o coeficiente e o expoente de endurecimento cíclico, respetivamente.

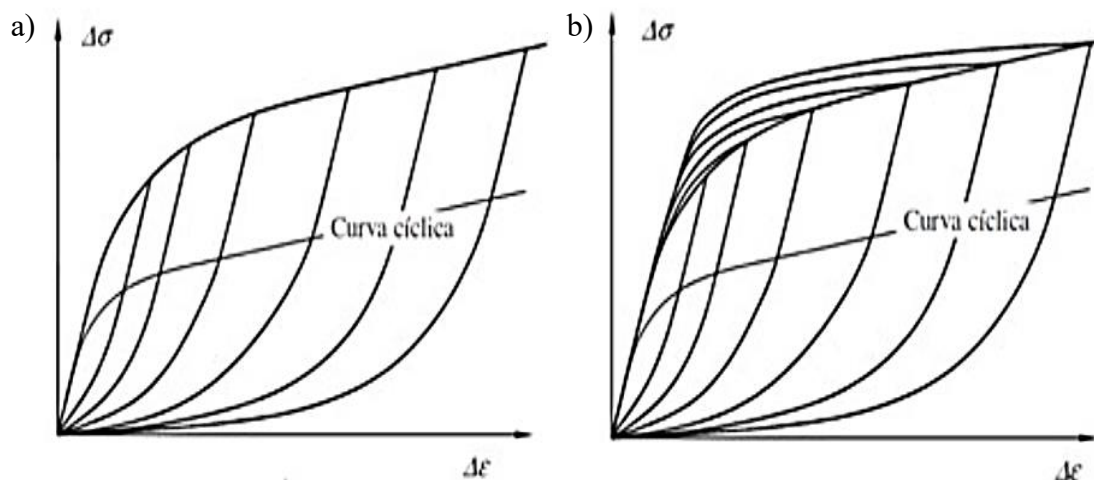
Landgraf *et al.*, 1969, comparam uma série de curvas monótonas e cíclicas para vários materiais metálicos, verificando que quando ocorre endurecimento cíclico, a curva cíclica encontra-se acima da curva monótona e o oposto acontece quando ocorre amaciamento cíclico. Os diferentes comportamentos são representados esquematicamente na Figura 2.6



**Figura 2.6.** Comparação esquemática entre a curva monótona e a curva cíclica: (a) amaciamento; (b) endurecimento; (c) amaciamento seguido de endurecimento; (d) comportamento estável (Borrego, 2001).

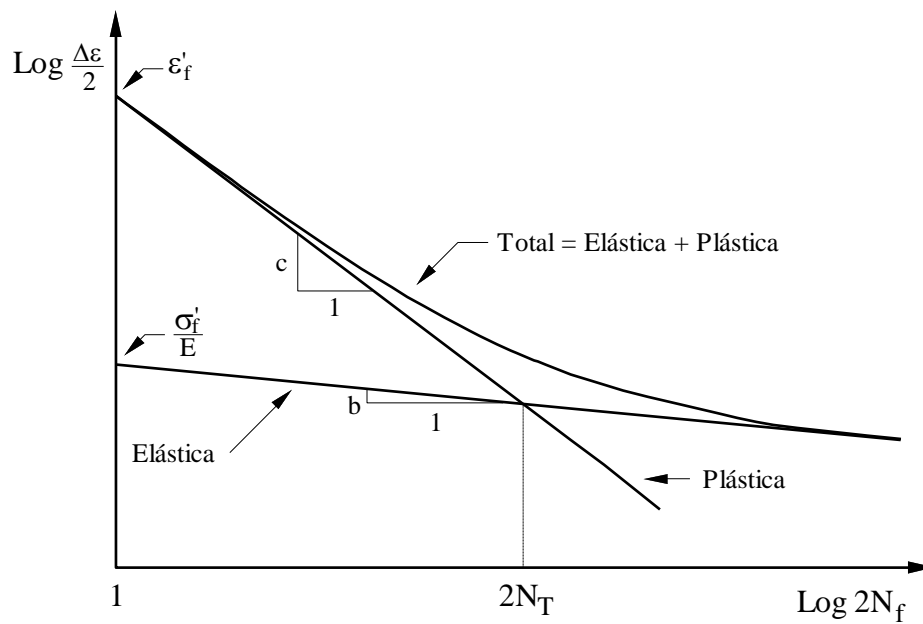
Ao analisar os circuitos de histerese, podem-se encontrar dois tipos de comportamento, do tipo “Masing” (Figura 2.7(a)), caso os ramos tanto ascendentes como descendentes puderem ser descritos pela curva cíclica do material multiplicando-a por um fator de escala igual a 2, o que quer dizer que, nos circuitos de histerese existe uma simetria entre os ramos ascendentes e descendentes. Na maioria dos materiais estruturais este comportamento não é o mais usual, apresentando um comportamento do tipo não-“Masing”

(Figura 2.7 (b)), isto deve-se ao facto dos materiais sujeitos a reversão de deformação, sofrerem do efeito de Bauschinger (Bauschinger,1886). Este efeito descreve a diferença existente entre os valores absolutos de tração e compressão, conduzindo a uma assimetria entre os ramos ascendentes e descendentes do circuito de histerese estabilizado. Assim sendo, a curva cíclica não é capaz de descrever o comportamento dos ramos ascendentes e descendentes.



**Figura 2.7.** Comparação entre comportamento do tipo “Masing” a) e comportamento do tipo não-“Masing” b).[3]

A partir de ensaios realizados a diferentes gamas de deformação e adquirindo circuitos de histerese ao longo da vida, posteriormente analisados, é possível criar o registo gráfico da amplitude de deformação em função do número de reversões à rotura,  $2N_f$ , esquematizado na Figura 2.8.



**Figura 2.8.** Curvas de deformação total, elástica e plástica *versus* número de reversões à rotura (Borrego, 2001).

Coffin, 1954 e Manson, 1953 apresentaram a relação entre a componente plástica da amplitude de deformação,  $\varepsilon_{a_p}$  e o número de reversões até à rotura através da seguinte equação:

$$\varepsilon_{a_p} = \varepsilon'_f (2N_f)^c \quad (2.3)$$

onde  $\varepsilon'_f$  e  $c$  são, respetivamente, o coeficiente e o expoente de ductilidade à fadiga.

A componente elástica da amplitude de deformação  $\varepsilon_{a_e}$  é geralmente expressa em função de  $2N_f$  através da relação proposta por Basquin, 1910:

$$\varepsilon_{a_e} = \frac{\sigma'_f}{E} (2N_f)^b \quad (2.4)$$

onde  $E$  é o módulo de elasticidade do material,  $\sigma'_f$  é o coeficiente de resistência cíclica e  $b$  é o expoente de resistência cíclica.

Morrow, 1965, demonstrou que a resistência à fadiga de metais sujeitos a uma determinada gama de deformação total pode ser expressa através da sobreposição das componentes elástica e plástica de deformação. Assim sendo, a expressão mais universal que descreve a duração da vida de fadiga de um componente, quer em regime de fadiga oligocíclica, em regime de fadiga supercíclica, ou até na transição entre os dois regimes, é obtida pela soma da equação (2.3) com a equação (2.4), ou seja:

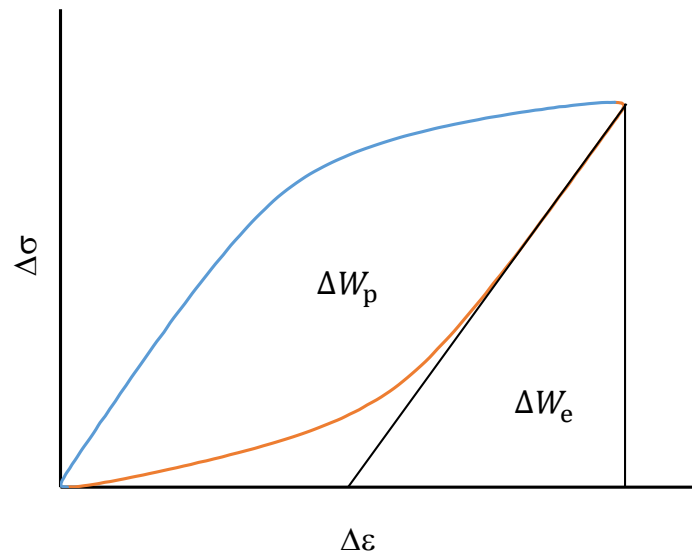
$$\varepsilon_a = \varepsilon_f' (2N_f)^c + \frac{\sigma_f'}{E} (2N_f)^b \quad (2.5)$$

O mesmo material pode apresentar comportamentos diferentes para diferentes amplitudes de deformação, o que pode gerar bilinearidade quer no comportamento elástico quer no plástico, este fenómeno será desenvolvido nos capítulos seguintes.

#### **2.4.2. Energia de deformação**

Com o auxílio dos circuitos de histerese, é possível calcular a gama de energia de deformação total,  $\Delta W_T$ , como sendo a soma da gama de energia de deformação plástica  $\Delta W_p$ , com a gama de energia de deformação elástica,  $\Delta W_e$ . Na Figura 2.9, são encontradas as duas componentes da gama de deformação, sendo  $\Delta W_p$ , a área circunscrita pelo circuito de histerese (linhas azul e laranja) enquanto que a  $\Delta W_e$ , a área circunscrita pelo triângulo a linhas pretas.





**Figura 2.9.** Esquema de identificação das diferentes gamas de energia de deformação num circuito de histerese, gama de tensão em função da gama de deformação.

Assumindo que a energia de deformação dissipada por ciclo tem a maior contribuição para o processo de dano por fadiga, é possível aproximar o número de ciclos de vida de um componente através da relação gama de densidade de energia de deformação-número de reversões até à rotura, isto quando a energia de deformação plástica e a energia total de deformação se mantêm constantes ao longo do tempo. A relação entre a gama de densidade de energia plástica de deformação,  $\Delta W_p$ , e o número de reversões até à rotura pode ser descrita através da seguinte expressão:

$$\Delta W_p = kp(2Nf)^{\alpha p} \quad (2.6)$$

onde  $kp$  e  $\alpha p$  são constantes atribuídas ao material, determinadas através da melhor curva que une os pontos da energia plástica obtidos empiricamente. Assim como também é possível relacionar a gama de densidade de energia total de deformação,  $\Delta W_T$ , com o número de reversões até à rotura através da equação seguinte:

$$\Delta W_T = kt(2Nf)^{\alpha t} + \Delta W^{e+} \quad (2.7)$$

onde  $kt$  e o  $\alpha t$  são constantes atribuídas ao material e  $\Delta W^{e+}$ , a gama de densidade de energia elástica de deformação à tração para o limite de fadiga estimado a  $2Nf = 10^7$ . (Branco *et al.*, 2018).

## 2.5. Resistência à fadiga do titânio produzido por fabricação aditiva

Dado o franco desenvolvimento das técnicas de MA, o estudo do comportamento mecânico de metais, manufaturados por adição, tem vindo a ganhar uma elevada importância, tornando a fadiga deste tipo de componentes um objeto de profunda investigação.

Zhang *et al.*, 2019, compararam a liga Ti6Al4V produzida por métodos convencionais com a mesma liga manufaturada por FSL. A liga produzida por FSL apresenta uma resistência à tração elevada, mas uma pobre ductilidade, devido à sua estrutura martensítica. Também constataram um comportamento inferior à propagação de fenda devido à presença de defeitos e tensões residuais desfavoráveis. Com a aplicação do processo HIP é possível incrementar a ductilidade e o desempenho na propagação de fendas, tornando-a comparável se esta fosse produzida por processos convencionais. Por último, estes autores recomendam a aplicação do tratamento HIP para casos de carregamentos cíclicos.

Wu *et al.*, 2017 e Ren *et al.*, 2019, em ambos os trabalhos demonstraram que é possível aumentar o desempenho à fadiga em componentes produzidos na liga Ti6Al4V, controlando o padrão da passagem do laser, para formas hexagonais no processo FSL. Este controlo leva a um aumento da biocompatibilidade com o osso humano. Além disso, Wu *et al.*, 2017, ao aplicarem o processo HIP em componentes produzidos por FSL na liga em questão, obtiveram um decréscimo de 20% na dureza e 30% na tensão de cedência devido à alteração microestrutural, transformação de alguma parte da fase  $\alpha$  para a fase  $\beta$ , consequência do aquecimento a 1000°C, ultrapassando assim o valor da temperatura da mudança de fase (882°C).

Leuders *et al* 2013, concluíram que os principais influenciadores da iniciação de fendas por fadiga e falhas por fadiga, para a liga Ti6Al4V, manufaturada por FSL, são os defeitos internos, tais como: poros e faltas de fusão.

Kasperovich and Hausmann, 2015, constataram que a aplicação do processo HIP reduz significativamente a porosidade e altera a microestrutura conduzindo a um aumento da ductilidade e da resistência à fadiga para a liga estudada, manufaturada por FSL.

Conclusões similares foram reportadas por Ramulu and Edwards, 2014, os quais indicaram a necessidade da aplicação de tratamento TATR ou tratamento HIP, na liga Ti6Al4V, em componentes produzidos por FSL, para reduzir as tensões residuais prejudiciais geradas durante o processo de manufatura.

Cao *et al* 2018, obtiveram uma redução significativa nas propriedades mecânicas à fadiga devido a um pobre acabamento superficial e aos defeitos internos inerentes ao processo de fabrico em componentes produzidos por FSL da liga em estudo.

Xuan and Nastac, 2017, aplicaram um tratamento TATR a uma temperatura de 800°C, durante 2 horas, e posteriormente o seu arrefecimento ao ar livre. Obtiveram assim um significativo aumento das propriedades à fadiga. Estes autores também aplicaram o processo HIP, com uma temperatura de 920°C e a uma pressão de 100 MPa, por 2 horas. A aplicação deste processo não levou a um aumento das propriedades à fadiga tão elevado como o tratamento TATR.

Chastand *et al.*, 2018, realizaram um estudo comparativo entre o processo de EBM e o processo FSL em componentes produzidos na liga Ti6Al4V, concluindo assim que os defeitos internos são semelhantes em ambos os processos, levando a um comportamento mecânico idêntico. Aplicaram posteriormente o processo HIP a 920°C e a 120MPa de pressão, por 2 horas, conduzindo a uma diminuição da dimensão dos defeitos internos, aumentando assim, o comportamento à fadiga.

Loretto *et al.*, 2018, reconheceram um aumento significativo das propriedades mecânicas se o arrefecimento de componentes produzidos na liga Ti6Al4V for efetuado a uma taxa de 200°C/min. O valor da tensão limite de fadiga, para os provetes arrefecidos a partir de 980°C, atinge o valor máximo comparativamente a todos os outros tratamentos HIP e arrefecimentos aplicados.

Yu *et al.*, 2019, comprovaram, através da aplicação de um tratamento HIP, realizado a 920°C e a 100 MPa, um aumento da tensão limite de fadiga em 12,5%

relativamente a outros tratamentos térmicos aplicados na liga Ti6Al4V, produzida por FSL. Além disso, de todos os tratamentos aplicados, naqueles em foi ultrapassada a temperatura de mudança de fase, foi observada uma maior quantidade da fase  $\beta$ , aumentando assim a ductilidade.

Wang, *et al.*, 2012, estudaram o comportamento à fadiga oligocíclica da liga Ti6Al4V produzida por processos convencionais, através de ensaios de controlo de deformação em  $R = 0,1$ , aplicando uma onda triangular como definição de carregamento. Os resultados obtidos demonstraram que esta liga apresenta um amaciamento cíclico na parte da tração e, por outro lado, um endurecimento na parte compressiva. Estes autores também observaram uma fluência cíclica derivada do relaxamento das tensões de fricção, estas são responsáveis pelo movimento localizado das deslocações.

Carrion *et al.*, 2017, analisaram o comportamento à fadiga da liga em estudo com um procedimento que leva a um espaço intersticial muito reduzido, permitindo baixos níveis de impurezas como ferro, nitrogénio e oxigénio. Estes autores realizaram ensaios de fadiga em controlo de deformação para diferentes razões de deformação,  $R = -1$ ,  $R = -0,5$ ,  $R = 0$  e  $R = 0,5$ . Observando que esta liga apresenta também um amaciamento cíclico quando é submetida a deformação plástica. O efeito da deformação média não é significativo para vidas curtas, mas, por outro lado, para vidas longas, o seu efeito é significativo devido ao pouco relaxamento da tensão média.

Xu, *et al.*, 2017, ao contrário dos autores anteriores, constataram que para a liga em estudo tratada a  $925^{\circ}\text{C}$  e posteriormente estabilizada a  $700^{\circ}\text{C}$ , obtida por processos convencionais, o comportamento à fadiga é altamente influenciado pela deformação total aplicada, apresentando um comportamento bilinear, ou seja, uma descontinuidade com duas regiões com diferentes declives na curva de Coffin-Manson. Para deformações totais acima de  $1-1,2\%$ , o declive da reta é duas vezes menor do que para deformações totais abaixo dessa gama de valores. Isto indica que esta liga pode apresentar diferentes micromecanismos de deformação para diferentes amplitudes de deformação. Este comportamento bilinear já foi encontrado em outros materiais metálicos tais como: superligas níquel (Ye *et al.*, 2004 e Gopinath *et al.*, 2009), ligas de alumínio (Branco *et al.*, 2019 e Prasad *et al.*, 1994) e ligas de titânio (Singh, Gouthama and Singh, 2002). Este comportamento foi justificado por estes

autores, devido ao facto de também ter sido encontrada uma descontinuidade no comportamento macromecânico na resposta da componente de deformação cinemática.

No passado foi estudado por Borrego *et al.*, 2018, investigadores do Centro de Engenharia Mecânica, Materiais e Processos (CEMMPRE), o comportamento à fadiga da liga em estudo, produzida por FSL e posteriormente tratada com tratamento TATR, em  $R = -1$  e utilizando ensaios de controlo de deformação. Observando um amaciamento cíclico para altos níveis de deformação. De destacar que este trabalho referido é complementado por esta dissertação.

De uma forma geral, é possível afirmar que o tratamento HIP é capaz de eliminar defeitos internos e também alterar a microestrutura da liga Ti6Al4V, conduzindo a um aumento das propriedades mecânicas à fadiga, quando comparado com outros tratamentos térmicos como o tratamento TATR.

Relativamente ao comportamento cíclico da liga em questão, pode-se afirmar que inúmeros autores encontraram um amaciamento cíclico para altas amplitudes de deformação, mas por outro lado, não há um consenso relativamente à existência de um comportamento bilinear e se este é dependente de tratamentos térmicos ou termomecânicos.

Não foi possível também perceber, através de estudos anteriores, a diferença ou semelhança no comportamento cíclico entre componentes tratados por HIP ou por outros tratamentos térmicos, tal como o tratamento TATR. Dado não se ter encontrado, até à presente dissertação, qualquer estudo que permitisse esclarecer este assunto.



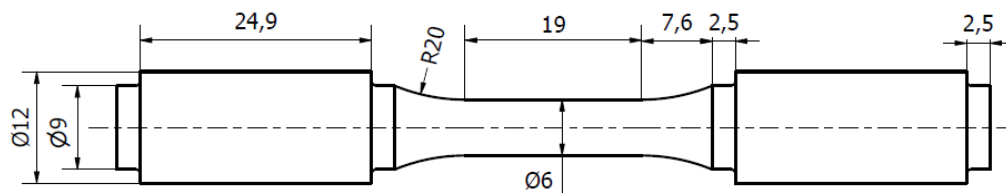
### 3. MATERIAIS E METODOLOGIA EXPERIMENTAL

Para a realização dos ensaios experimentais foram utilizados provetes do tipo “osso de cão”, produzidos através do processo FSL, usando um sistema de manufatura aditiva da marca *3D Systems*, modelo designado por *The ProX DMP 320*, cuja máxima potência do laser é de 500 W. A densidade de energia usada para a construção dos provetes foi de  $57\text{J/mm}^3$ , a espessura das camadas depositadas foi de  $30\ \mu\text{m}$  e o pó, metálico de liga de titânio Ti6Al4V, de grau 23, cuja composição química, de acordo com o fabricante, pode ser consultada na Tabela 3.1:

**Tabela 3.1.** Composição química da liga de titânio Ti6Al4V, em fração mássica.

Al	V	O	N	C	H	Fe	Y	Ti
5,50-6,50	3,50-4,50	<0,15	<0,04	<0,08	<0,012	<0,25	<0,005	Bal.

A geometria dos provetes está representada na Figura 3.1, as dimensões foram retiradas de acordo com a norma ASTM E606.



**Figura 3.1.** Geometria dos provetes utilizados, dimensões em milímetros, segundo a norma ASTM E606.

Foram aplicados dois tipos de tratamentos térmicos aos provetes após o processo de manufatura, um tratamento TATR e um tratamento termomecânico HIP. Os provetes tratados termicamente com o tratamento TATR foram utilizados para complementar o trabalho de Borrego *et al.*, 2018. Este tratamento térmico consistiu num aquecimento lento e controlado até 670°C mantendo essa temperatura durante 5 horas e finalmente arrefecendo os provetes ao ar livre até à temperatura ambiente.

No caso do tratamento HIP, os provetes foram submetidos a uma temperatura de 920°C durante 2 horas no interior de uma câmara pressurizada a 100MPa e posteriormente arrefecidos ao ar livre. Após estes processos, todos os provetes foram submetidos a um processo de maquinação e polimento (eliminação do efeito da rugosidade superficial) para a obtenção das dimensões finais dos mesmos (Figura 3.1).

Um provete de cada série foi retirado para a realização de uma análise metalográfica num plano paralelo ao eixo longitudinal. As amostras foram preparadas através da norma ASTM E3 e posteriormente atacadas quimicamente por um reagente designado por *Kroll's* cuja composição é: 6% de ácido nítrico, 1% de ácido fluorídrico e o restante água, como pode ser consultado na norma ASTM E407. Após a preparação e o conseqüente ataque químico das amostras, estas foram observadas e fotografadas usando um microscópio ótico *Leica DM4000 M LED*.

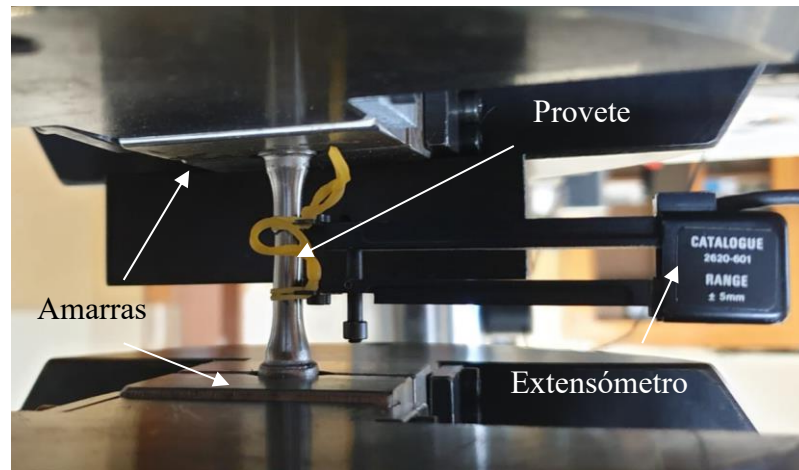
De acordo com a norma ASTM E384-11e1, foram realizados testes de dureza Vickers com recurso a um microdurômetro *Stuers Duramin 1*, utilizando uma carga de 1kg e uma distância entre indentações de 1mm. Estas indentações foram feitas longitudinalmente e transversalmente no centro das amostras anteriormente descritas.

Os ensaios de tração realizados foram levados a cabo numa máquina *INSTRON* modelo *4406* a uma velocidade de ensaio de 2mm/min à temperatura ambiente, utilizando os provetes anteriormente descritos.

Foram realizados dois tipos de ensaios de fadiga diferentes, sempre seguindo as recomendações da norma standard ASTM 606. Para grandes amplitudes de deformação (ensaios com deformação plástica, ou seja, vidas curtas), os ensaios de fadiga foram realizados em controlo de deformação, com o  $R = -1$ , carregamento em forma de onda sinusoidal e uma taxa constante de deformação  $d\varepsilon/dt = 8 \times 10^{-3}$  Hz. O controlo da deformação foi efetuado através de um extensómetro *INSTRON 2620-601*, de comprimento entre lâminas de 12,5mm e com um deslocamento máximo de 5mm, acoplado diretamente na zona de



prova dos provetes através de duas lâminas pertencentes ao extensómetro e dois elásticos comuns, como é possível observar na Figura 3.2:



**Figura 3.2.** Ilustração do provete com o extensómetro acoplado.

Os ensaios de fadiga para deformações totalmente elásticas (deformação plástica nula, ou seja, vidas longas) foram conseguidos através de controlo de carga utilizando a lei de Hooke, onde foi imposta uma deformação elástica para determinar a tensão máxima a ser imposta e através da área da secção transversal, encontrar a carga máxima a ser aplicada através de uma onda sinusoidal com uma frequência de 10-20 Hz. Tal como os ensaios com deformação plástica, estes ensaios também foram realizados para  $R = -1$ .

Todos os ensaios de fadiga realizados nesta dissertação foram feitos numa máquina servo-hidráulica *DARTEC* com uma capacidade de carga máxima de 100 kN, à temperatura ambiente.

Após a realização dos ensaios de fadiga e da análise dos circuitos de histerese deles obtidos, utilizando o critério da meia vida, foi possível determinar o comportamento cíclico para cada um dos casos estudados, provetes tratados com tratamento TATR e provetes tratados por HIP e assim perceber a diferença do comportamento cíclico entre ambos os tratamentos.

Finalmente a superfície de fratura dos provetes ensaiados à fadiga foram observadas e fotografadas através de Microscopia Eletrónica de Varrimento (MEV), utilizando um microscópio eletrónico de varrimento, *Philips XL 30*.



## 4. ANÁLISE E DISCUSSÃO DOS RESULTADOS

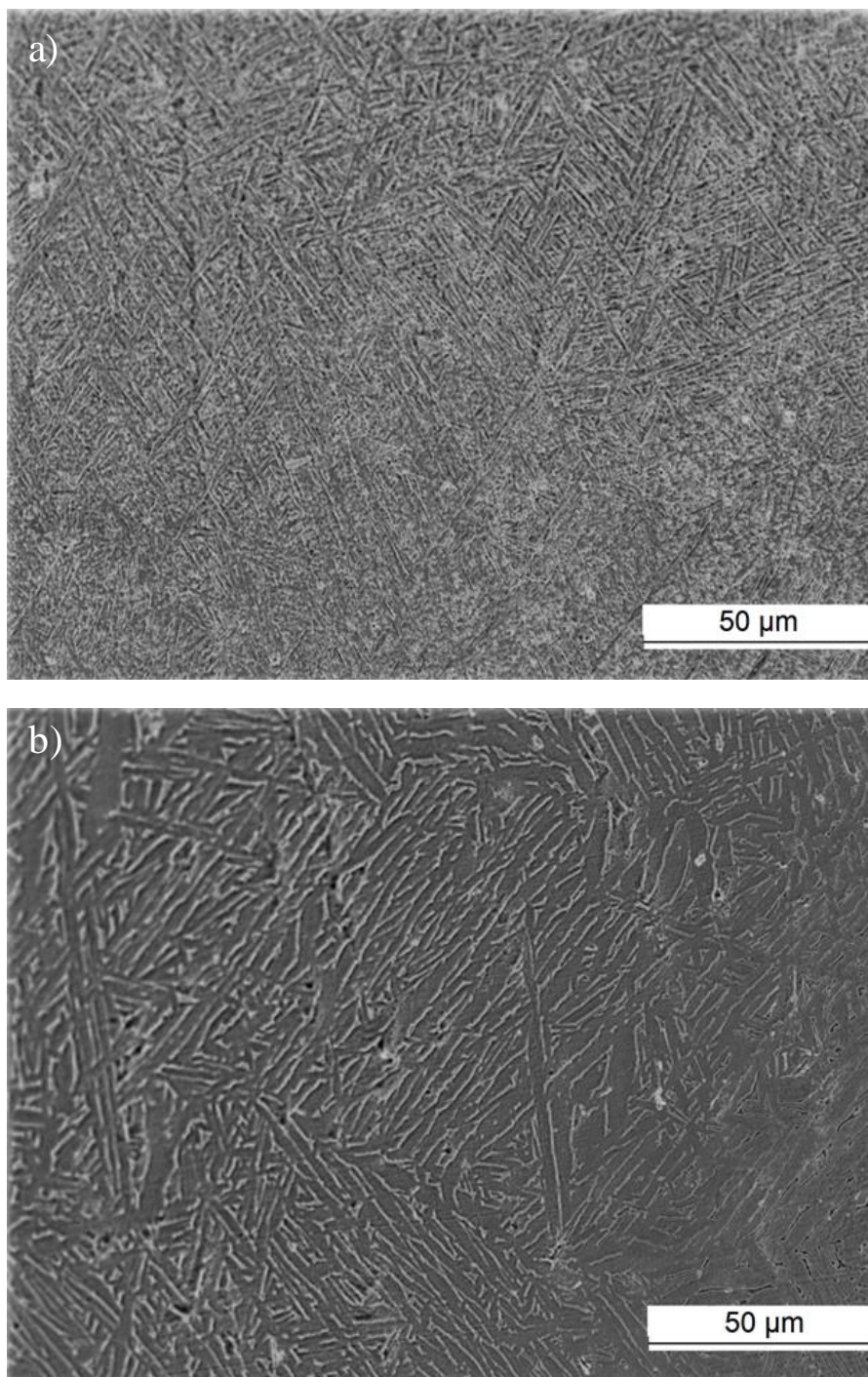
Neste capítulo encontram-se todos os resultados do comportamento do material obtidos nos ensaios realizados e a análise comparativa dos resultados.

### 4.1. Metalografia

Na Figura 4.1 é possível observar as imagens metalográficas obtidas para cada um dos casos em estudo, sendo a Figura 4.1 a) correspondente à metalografia obtida para as amostras que sofreram o tratamento TATR e a Figura 4.1 b) correspondente à metalografia obtida para as amostras tratadas por HIP. Ambas as séries apresentam tanto zonas mais escuras, fase  $\beta$ , como fases mais claras, fase  $\alpha$  (forma de agulhas). As duas figuras, apresentam microestruturas densificadas e com baixos níveis de porosidade.

Na Figura 4.1 a) é possível observar uma microestrutura acicular caracterizada por grãos primários colunares da fase  $\beta$  transformados, devido à rápida solidificação, em finas agulhas de martensite correspondentes à fase  $\alpha$ . Esta microestrutura também foi observada por Greitemeier *et al.*, 2017, confirmando a existência de um equilíbrio entre as fases  $\alpha$  e  $\beta$ . A microestrutura apresentada pela Figura 4.1 b) revela agulhas alongadas da fase  $\alpha$  embebidas na fase  $\beta$ , tornando esta microestrutura bi-modular, observado também por Molaei, *et al.*, 2018. Nesta microestrutura é possível observar uma maior quantidade da fase  $\beta$ .

Ao comparar a Figura 4.1 a) com a Figura 4.1 b) é possível afirmar que a segunda figura exibe uma quantidade de fase  $\beta$  maior do que a primeira. Esta diferença deve-se ao facto da temperatura do tratamento HIP ultrapassar a temperatura de transição de fases, levando a uma transformação da fase  $\alpha$  para a fase  $\beta$ . Por outro lado, as amostras submetidas ao tratamento TATR ao não atingirem a temperatura de transição de fases, permanecem num equilíbrio microestrutural.



**Figura 4.1.** Microestruturas da liga de titânio Ti6Al4V, a) FSL+TATR e b) FSL+HIP.

## 4.2. Perfis de dureza

As durezas obtidas na direção longitudinal e transversal para ambas as séries em estudo são possíveis consultar na Figura 4.2. É possível constatar que para ambos os casos, não existe uma diferença significativa na dureza medida em ambas as direções.

As amostras com tratamento TATR apresentaram uma dureza média aproximada de 400 HV1 (linha tracejada a azul) enquanto as amostras tratadas por HIP apresentaram uma dureza menor, cerca de 360 HV1 (linha tracejada a vermelho). Esta redução de 11% na dureza era um resultado expectável dado que, como visto anteriormente, as amostras tratadas por HIP apresentam uma maior quantidade de fase  $\beta$ . Esta fase como descrito no subcapítulo 2.2, é caracterizada por uma menor dureza.

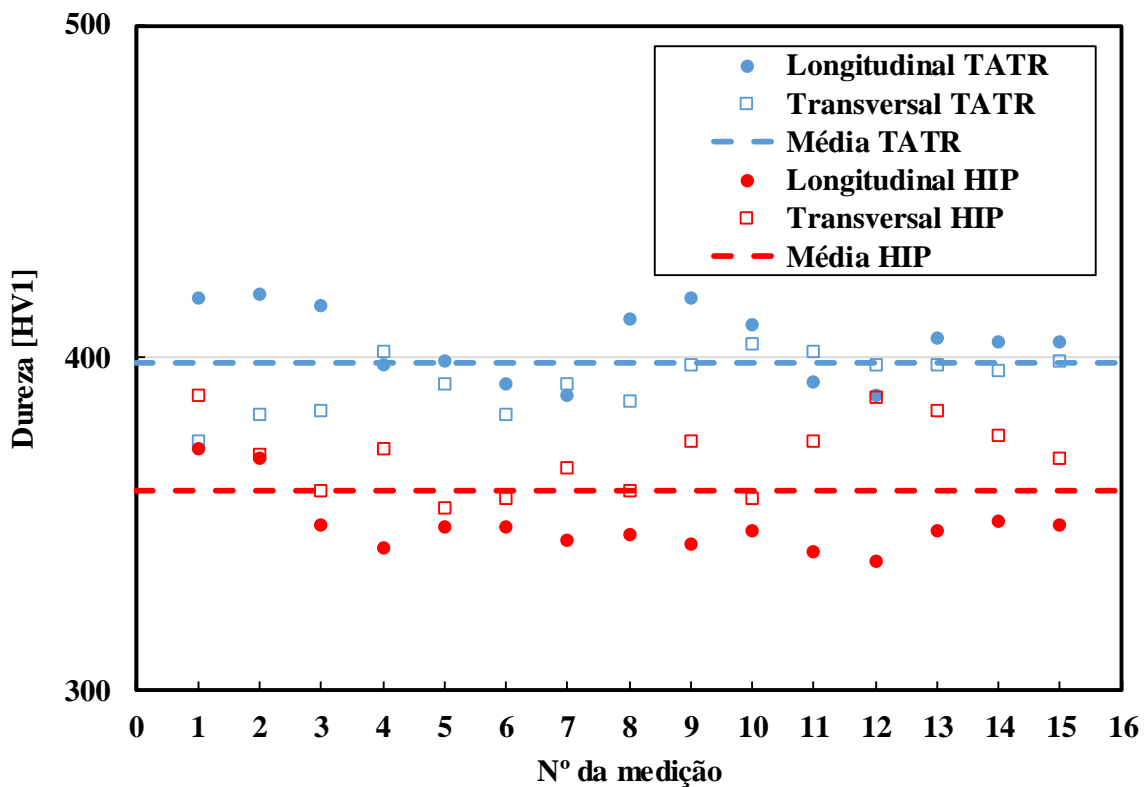


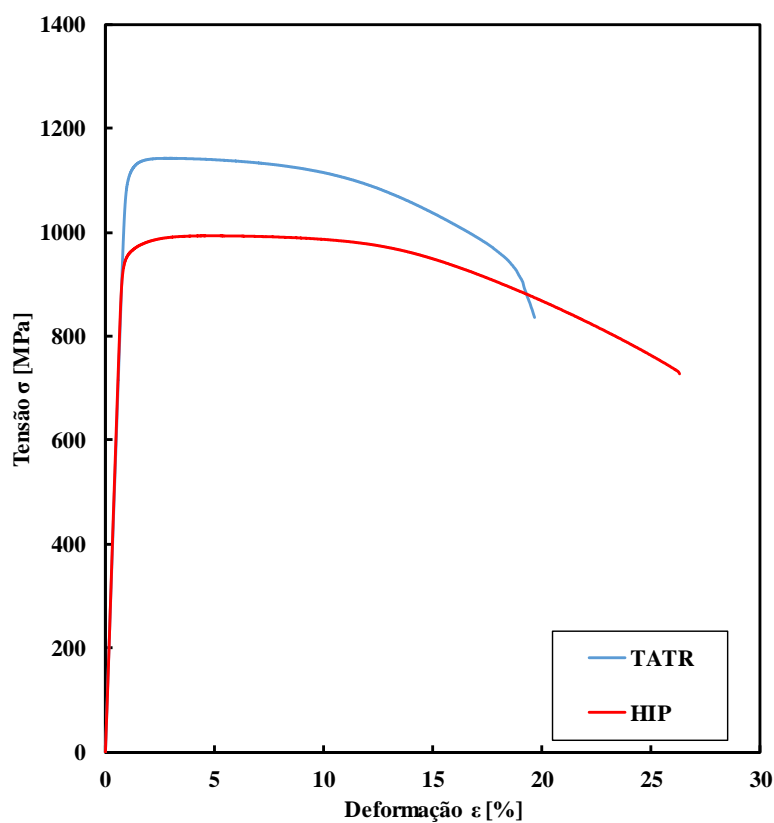
Figura 4.2. Microdurezas obtidas para FSL+TATR e FSL+HIP.

### 4.3. Ensaios monotônicos

Os resultados dos ensaios de tração para ambos os tratamentos estão representados na Figura 4.3.

A curva obtida para os provetes tratados por HIP (linha vermelha) encontra-se abaixo da curva obtida para provetes tratados com tratamento TATR (linha azul). Esta diferença traduz-se numa perda de resistência mecânica à tração.

Por outro lado, através da Figura 4.3, pode-se afirmar que a aplicação do tratamento HIP aumenta a ductilidade, ou seja, a deformação à rotura.



**Figura 4.3.** Curvas tensão-deformação obtidas nos ensaios de tração para os tratamentos TATR e HIP.

A diminuição da resistência mecânica e o aumento da ductilidade nos resultados obtidos para o tratamento HIP são resultado da perda de dureza. Esta perda, apresentada anteriormente, deve-se ao aumento da fase  $\beta$ , fase caracterizada por uma menor dureza e maior ductilidade.

As principais propriedades mecânicas para cada um dos casos podem ser consultadas na Tabela 4.1.

**Tabela 4.1.** Principais propriedades monotônicas à tração para FSL+TATR e FSL+HIP.

	$\sigma_r$ [MPa]	$\sigma_c$ [MPa]	$\epsilon_r$ [%]	E [GPa]
<b>TATR</b>	1143	1107	19,7	126
<b>HIP</b>	995	950	26,3	126
<b>HIP vs TATR</b>	-15%	-16,5%	+33,5%	-

## 4.4. Ensaio cíclicos

### 4.4.1. Circuitos de histerese

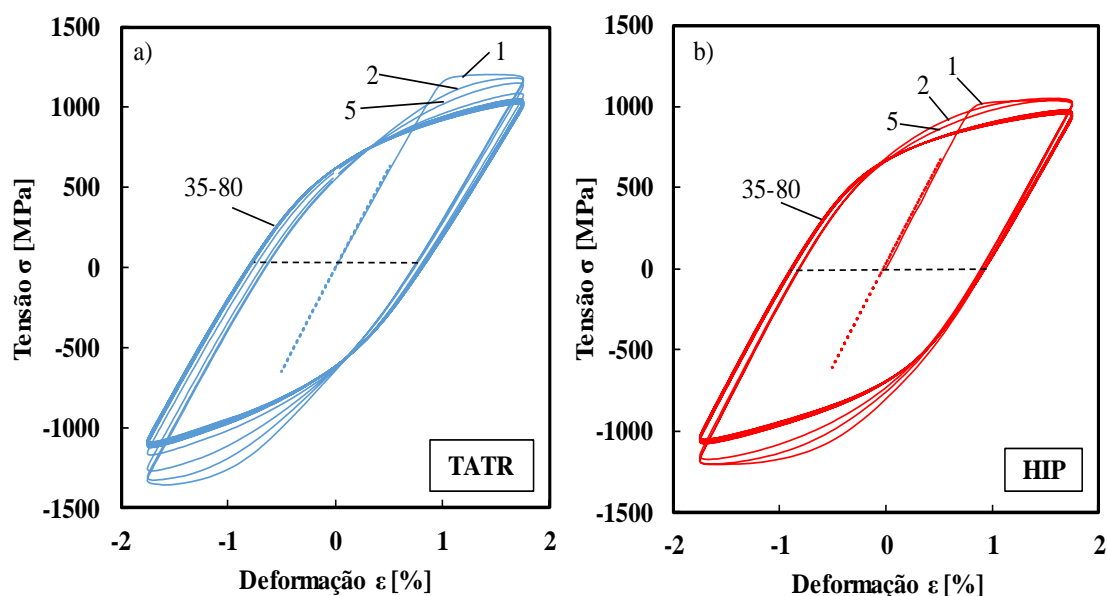
Na Figura 4.4 encontram-se representados os circuitos de histerese obtidos para ambos os tratamentos, onde a azul está representado o comportamento de um provete submetido ao tratamento TATR enquanto que a vermelho está representado o comportamento de um provete sujeito ao tratamento HIP.

Os circuitos de histerese apresentados foram retirados de ensaios realizados com  $\epsilon_a = 1,75\%$  (linhas a cheio) e  $\epsilon_a = 0,5\%$  (linhas tracejadas), para ambos os casos. Para os circuitos de histerese com  $\epsilon_a = 1,75\%$  é possível perceber que existe um comportamento elasto-plástico enquanto que para  $\epsilon_a = 0,5\%$  somente existe um comportamento linear elástico.

Para  $\epsilon_a = 1,75\%$ , ambos os tratamentos em estudo apresentam uma estabilização do circuito de histerese a partir de 17% da vida do provete e é observada também a ocorrência de amaciamento cíclico, ou seja, encontra-se uma diminuição nos níveis de tensão

desde os primeiros ciclos até aos ciclos estabilizados. Esta diminuição é encontrada principalmente na parte compressiva de tensão, sendo maior no caso da Figura 4.4 a), correspondente ao tratamento TATR.

Nas duas situações em estudo, é possível verificar o efeito de Bauschinger, onde ocorre uma discrepância entre o valor máximo e mínimo das tensões de compressão e de tração. Este efeito é mais acentuado no tratamento HIP, Figura 4.4 b), criando assim uma maior assimetria no circuito de histerese.



**Figura 4.4.** Circuitos de histerese obtidos para a) FSL+TATR e b) FSL+HIP com uma  $\epsilon_a = 1,75\%$  e uma  $\epsilon_c = 0,5\%$ , para ambos os casos.

#### 4.4.2. Tensão vs Vida

O comportamento dos picos de tensão e da tensão média ao longo da fração da vida dos provetes encontram-se apresentados na Figura 4.5. A Figura 4.5 a) representa a evolução das tensões em função da fração de vida para diferentes valores de deformação em provetes tratados através do tratamento TATR enquanto que a Figura 4.5 b) representa essa mesma evolução mas para provetes tratados por HIP.

Para deformações que proporcionem tensões inferiores à tensão de cedência, ou seja, totalmente dentro do regime elástico, não é possível observar, para nenhum dos casos,

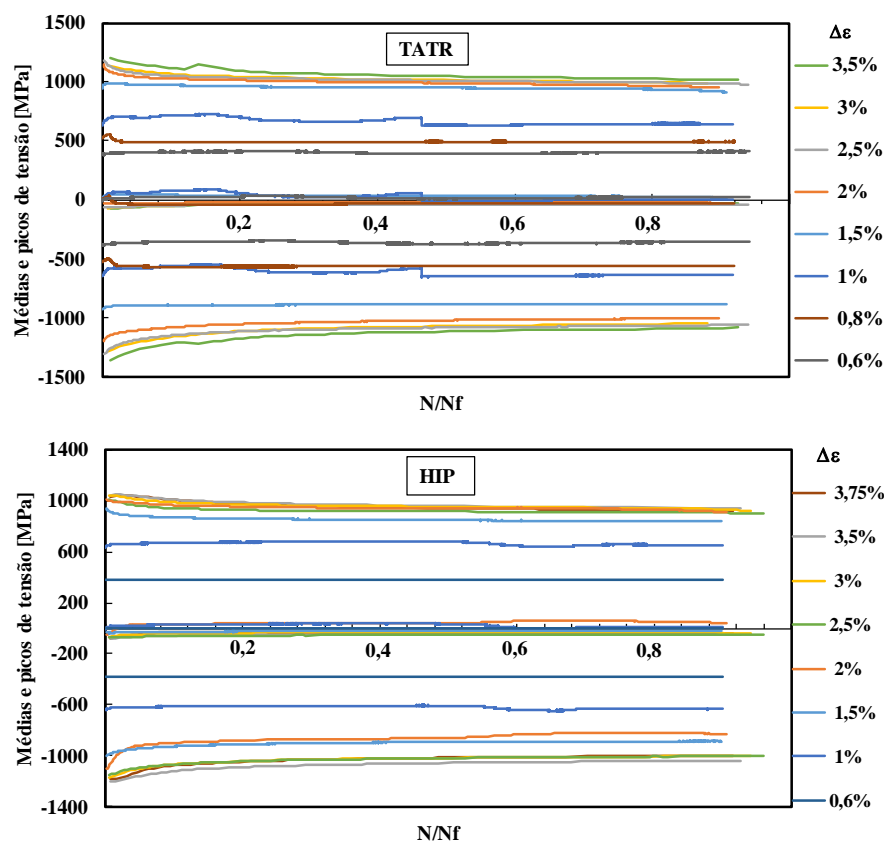


fenómenos de amaciamento nem encruamento cíclico, ou seja os valores de tensão mantêm-se estáveis ao longo da vida.

Devido ao ciclo de tensão/deformação aplicado ( $R = -1$ ), a tensão média, em ambos os casos, não sofre oscilações significativas, permanecendo sempre a rondar o valor nulo.

Ao comparar a Figura 4.5 a) com a Figura 4.5 b), é possível perceber que no caso do tratamento TATR, existe uma maior simetria entre picos assim como, um maior valor de  $\Delta\sigma$ . Também é possível afirmar, tal como os circuitos de histerese indicavam, a existência de um maior amaciamento cíclico, tanto à tração como à compressão, para este tratamento.

O amaciamento existente em ambos os casos verifica-se somente na ocorrência de deformação plástica associada ao ciclo de deformação. No caso do tratamento HIP existe uma maior assimetria em termos de picos de tensão assim como, um amaciamento mais acentuado na parte compressiva. Este comportamento era esperado dado os circuitos de histerese anteriormente descritos.



**Figura 4.5.** Gráficos de evolução das diferentes tensões para diferentes valores de deformação a) FSL+TATR e b) FSL+HIP.

### 4.4.3. Curvas cíclicas

Estão representadas, na Figura 4.6, as curvas cíclicas e as curvas monótonas para cada tratamento aqui estudado. A curva cíclica obtida para o tratamento TATR (linha azul a cheio) encontra-se abaixo da curva monótona desse mesmo tratamento (linha preta tracejada). Esta diferença traduz-se num claro amaciamento cíclico, já esperado pelas razões anteriormente descritas nos subcapítulos 4.4.1 e 4.4.2 .

Por outro lado, a curva cíclica correspondente ao tratamento HIP (linha vermelha), apesar dos circuitos de histerese e o comportamento dos picos de tensão ao do longo da vida indicarem o contrário, não apresenta amaciamento cíclico pois não são encontradas diferenças significativas em relação à curva monótona (linha preta a cheio). Este facto deve-se a um amaciamento superior na parte compressiva quando comparado com a parte à tração.

Por último, a série tratada pelo tratamento TATR possui uma resistência mecânica ao comportamento cíclico superior, pois apresenta um coeficiente e expoente de endurecimento cíclico maiores.

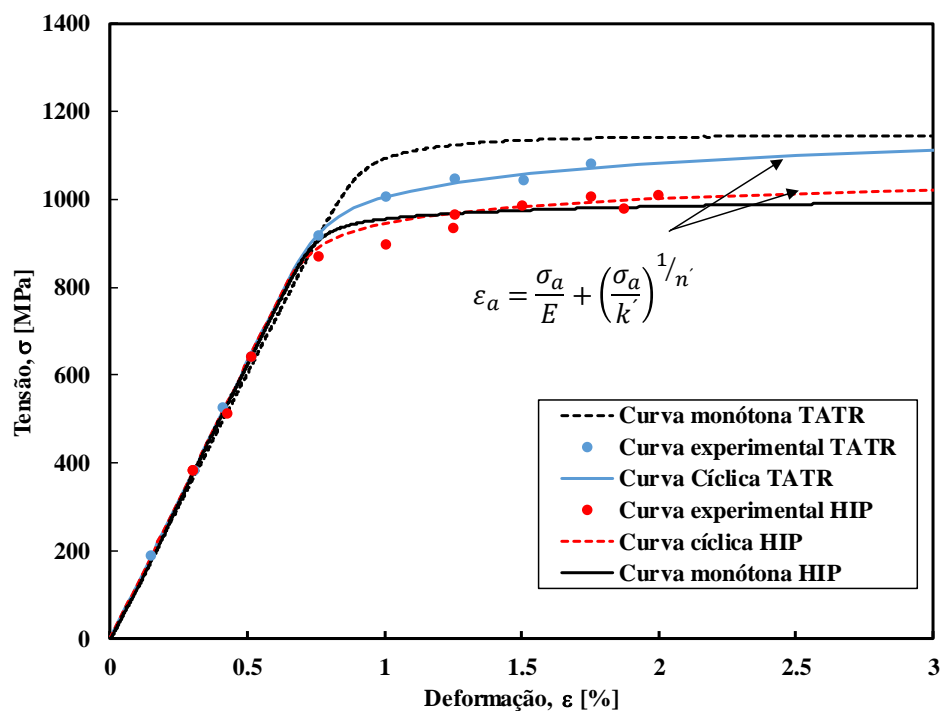


Figura 4.6. Curvas cíclicas de tensão-deformação FSL+TATR e FSL+HIP.

Encontram-se resumidos, na Tabela 4.2, os parâmetros que definem a curva cíclica para cada uma das séries analisadas:

**Tabela 4.2.** Propriedades cíclicas para a liga Ti6Al4V em provetes manufacturados por FSL+TATR e FSL+HIP.

<b>Propriedades cíclicas</b>		
<b>k' [MPa]</b>	<b>n'</b>	
1314	0,043	<b>TATR</b>
<b>k' [MPa]</b>	<b>n'</b>	
1176	0,036	<b>HIP</b>

#### 4.4.4. Comportamento do tipo “Masing”

No Apêndice encontram-se representados os circuitos de histerese à meia vida para diferentes amplitudes de deformação e as suas respectivas curvas cíclicas. A série submetida ao tratamento TATR encontra-se representada na Figura A.1, enquanto que, a série sujeita ao tratamento HIP encontra-se representada na Figura A.2

Através da análise das figuras acima mencionadas, é possível afirmar que ambas as séries apresentam um comportamento do material do tipo não-“Masing”, pois os seus ramos ascendentes não têm exatamente o mesmo comportamento que a curva cíclica.

#### 4.4.5. Curvas de Morrow

No decorrer do processo de cálculo para encontrar as constantes da equação (2.5), constatou-se, para ambos os tratamentos em estudo, a existência de uma relação linear para a componente da deformação plástica e a existência de uma bilinearidade para a componente de deformação elástica.

Nas Figura 4.7 é possível observar a relação de Coffin-Manson para a liga em estudo com tratamento TATR e tratamento HIP. Desta figura pode-se afirmar a existência de uma relação linear na componente de deformação plástica como foi referido anteriormente.

A componente de deformação plástica do tratamento HIP é superior devido ao aumento da ductilidade provocado pela aplicação deste tratamento.

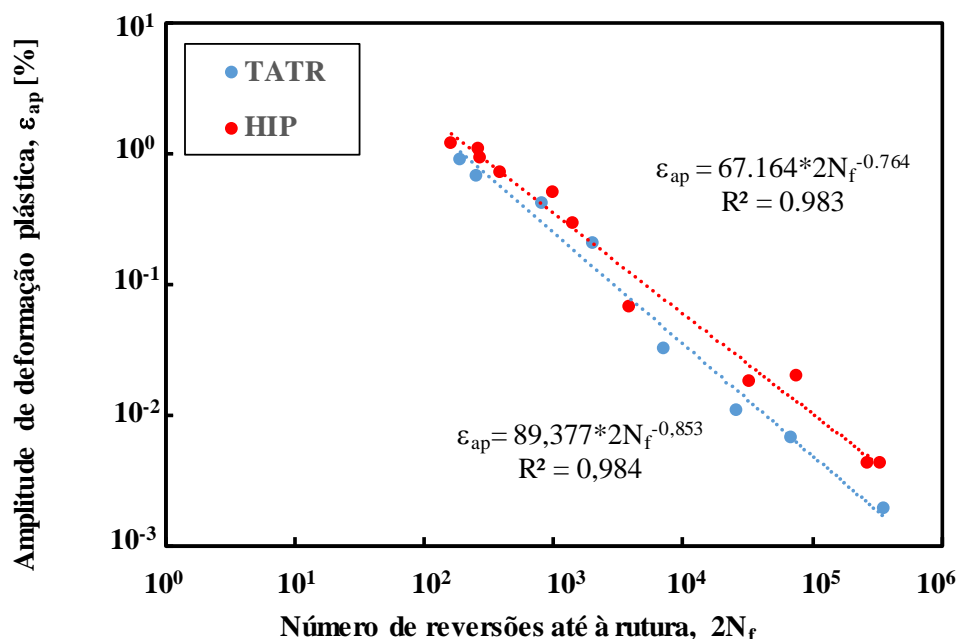


Figura 4.7. Relação de Coffin-Manson para FSL+TATR e FSL+HIP.

Por outro lado, como foi referido anteriormente, para a componente elástica a relação de Basquin apresenta um comportamento bilinear, como é possível analisar pelas Figura 4.8 e Figura 4.9. A Figura 4.8 apresenta o comportamento bilinear para a liga em estudo com o tratamento TATR, enquanto que, a Figura 4.9, demonstra o comportamento semelhante para a mesma liga mas com tratamento HIP.

A existência de um comportamento bilinear na componente elástica da deformação para ambos os tratamentos, deve-se à diferença no comportamento da deformação elástica entre ensaios puramente elásticos (vidas longas) e ensaios de regime elasto-plástico (vidas curtas).

O valor da amplitude de deformação que delimita o regime puramente elástico do regime elasto-plástico, para o tratamento TATR, é igual a 0,75%, enquanto que, para o tratamento HIP, é de 0,68%. Em ensaios cujo valores de amplitude de deformação são superiores aos valores acima referidos, estes são considerados ensaios no regime elasto-

plásticos e o valor da inclinação de Basquin, é bastante inferior do que a inclinação da curva encontrada para valores abaixo dos mencionados, ensaios considerados puramente elásticos.

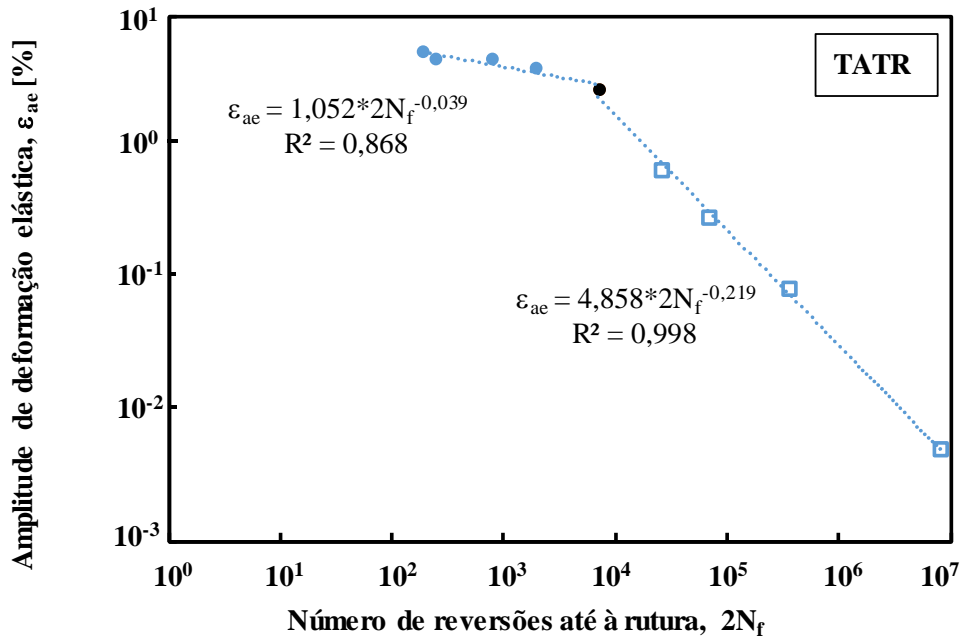


Figura 4.8. Relação de Basquin para FSL+TATR.

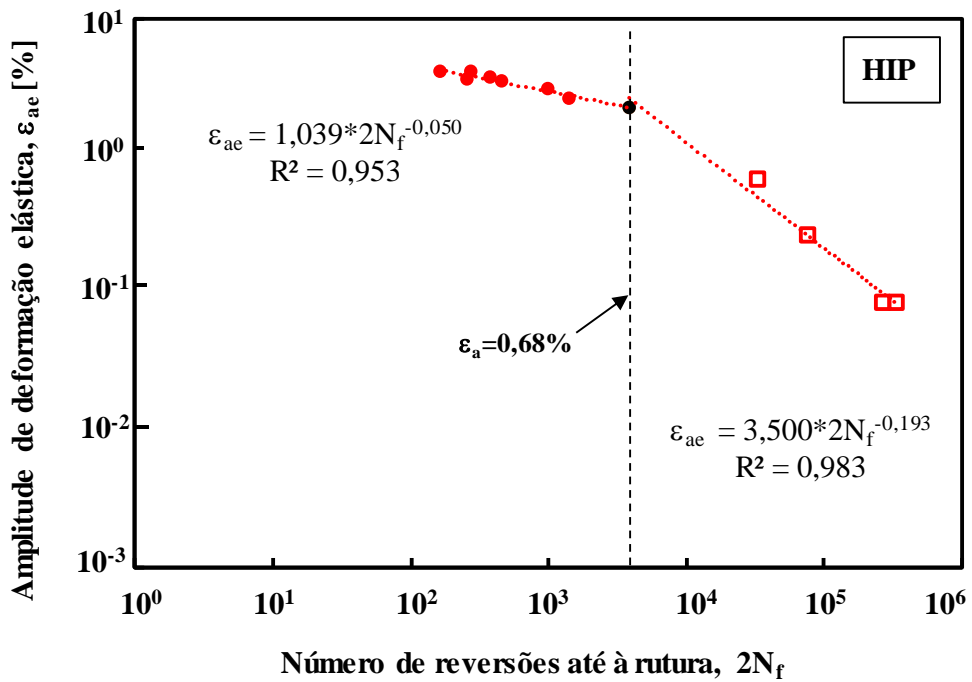
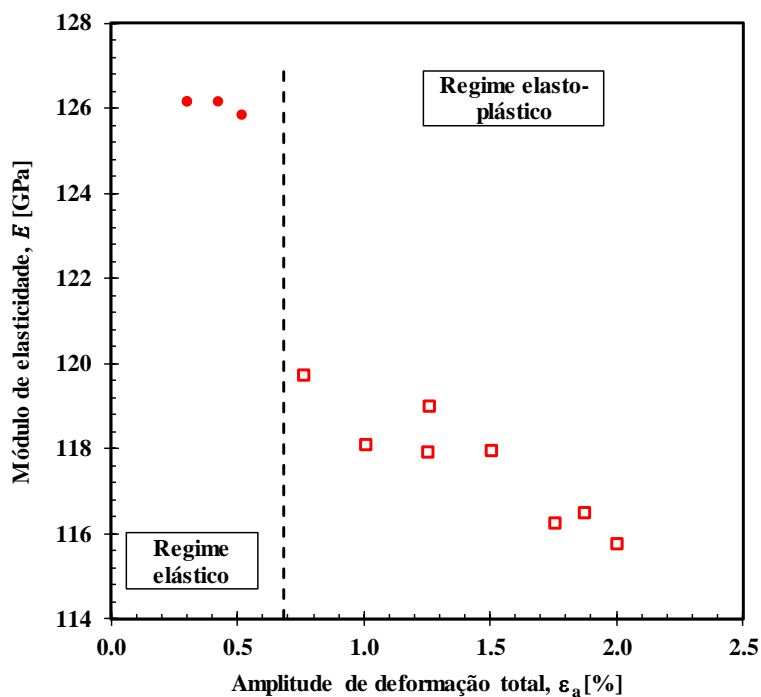


Figura 4.9. Relação de Basquin para FSL+HIP.

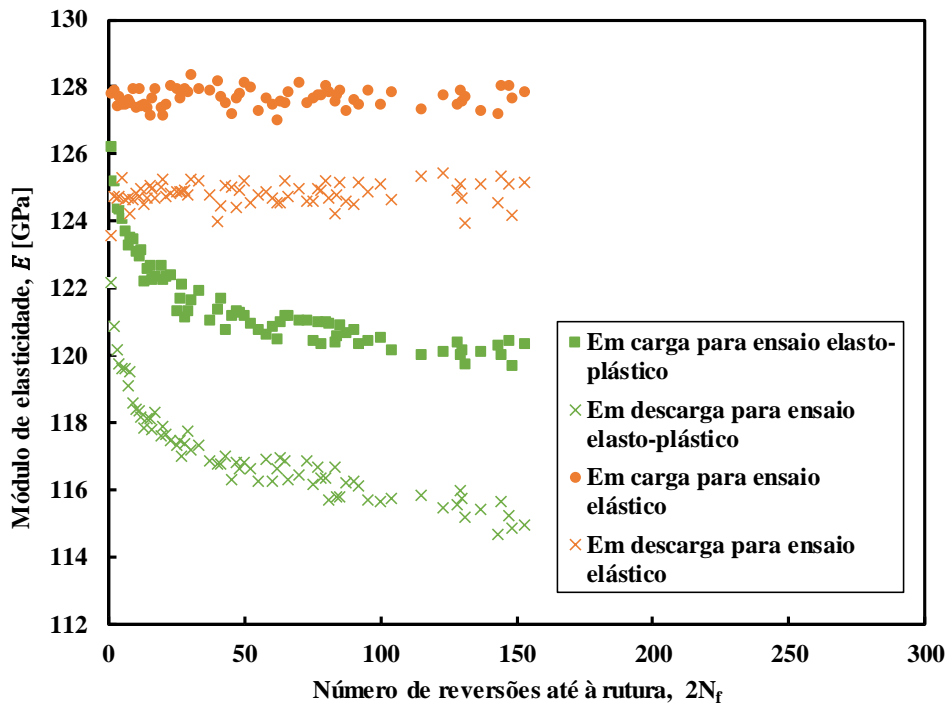
A presença de um comportamento bilinear está relacionado com o decréscimo do módulo de elasticidade ocorrido em ensaios realizados em regime elasto-plástico e em regime puramente elástico. Esta redução provoca uma mudança na inclinação na relação de Basquin.

A Figura 4.10 apresenta um exemplo da evolução do módulo de elasticidade em função da amplitude de deformação, para FSL+HIP. Em ensaios no regime puramente elástico, o módulo de elasticidade mantém-se relativamente constante independentemente da amplitude de deformação. Por outro lado, para ensaios no regime elasto-plástico, com o aumento da amplitude de deformação, ocorre uma diminuição progressiva no módulo de elasticidade.

Outro fenómeno responsável pela variação do módulo elasticidade é o número de reversões, ou seja, a vida do componente. Para ensaios puramente elásticos, o módulo de elasticidade mantém-se praticamente constante enquanto que, para ensaios no regime elasto-plástico, constatou-se uma redução progressiva no módulo de elasticidade com o aumento da vida do componente, como é possível constatar na Figura 4.11.



**Figura 4.10.** Exemplo da evolução do módulo de elasticidade em função da amplitude de deformação para FSL+HIP.



**Figura 4.11.** Exemplo da evolução do módulo de elasticidade em função do número de reversões para um ensaio em regime elástico ( $\varepsilon_a = 0,5\%$ ) e para outro no regime elasto-plástico ( $\varepsilon_a = 1,5\%$ ) para FSL+HIP.

Após a análise efetuada aos circuitos de histerese, onde foram obtidos os comportamentos das componentes da deformação elástica e plástica, foi possível determinar todas as constantes da equação (2.5), equação onde se reflete o comportamento da amplitude da deformação total em função do número de reversões. Este comportamento encontra-se representando na Figura 4.12 para a série submetida ao tratamento TATR, enquanto que, para a série tratada por HIP, esse mesmo comportamento encontra-se representado na Figura 4.13.

Na Figura 4.12 é possível encontrar um comportamento bilinear na parte da componente elástica da deformação para o tratamento TATR, o que conduz à existência de uma curva de Morrow somente ajustada com pontos obtidos empiricamente para uma amplitude de deformação total acima de 0,75% (linha pontuada a vermelho) e outra somente ajustada para valores abaixo do valor mencionado (linha tracejada a verde).

Pela observação da Figura 4.13, tal como o tratamento anterior, o tratamento HIP também apresenta um comportamento bilinear na parte da componente elástica da

deformação, conduzindo também à existência de uma curva de Morrow somente ajustada com pontos obtidos experimentalmente para uma amplitude de deformação total acima de 0,68% ( linha pontuada a vermelho) e outra para valores abaixo desse valor ( linha tracejada a verde).

Nas Tabela 4.3 e Tabela 4.4 podem ser encontrados os parâmetros da resistência e ductilidade à fadiga para a liga em estudo, tratada pelo tratamento TATR e pelo tratamento HIP, respetivamente. Como é possível perceber, em ambos os tratamentos, existem valores distintos para os mesmos parâmetros, devido ao comportamento bilinear acima referido.

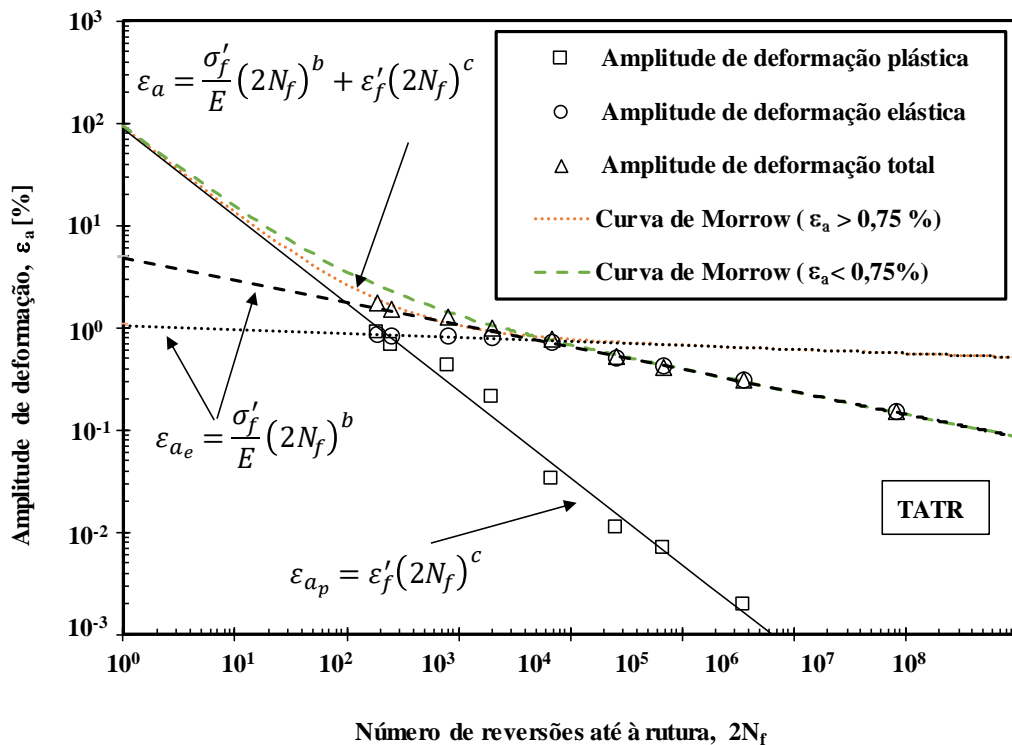
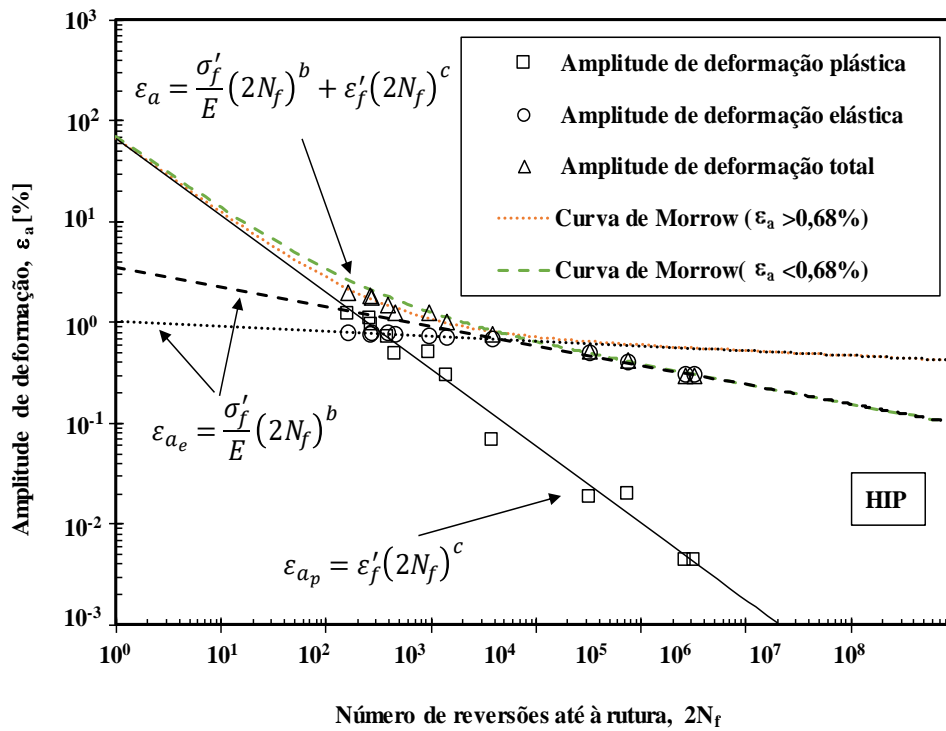


Figura 4.12. Amplitude de deformação total, plástica e elástica em função do número de reversões até à rutura para FSL+TATR.



**Tabela 4.3.** Parâmetros de resistência e ductilidade à fadiga da liga de titânio Ti6Al4V, FSL+TATR.

Parâmetros de fadiga TATR				
b	c	$\sigma'_f$ [MPa]	$\epsilon'_f$ [%]	
-0,039	-0,853	1327,6	89,377	$\epsilon_a > 0,75$ [%]
<hr/>				
b	c	$\sigma'_f$ [MPa]	$\epsilon'_f$ [%]	
-0,219	-0,853	6128,8	89,377	$\epsilon_a < 0,75$ [%]



**Figura 4.13.** Amplitude de deformação total, plástica e elástica em função do número de reversões até à rutura para FSL+HIP.

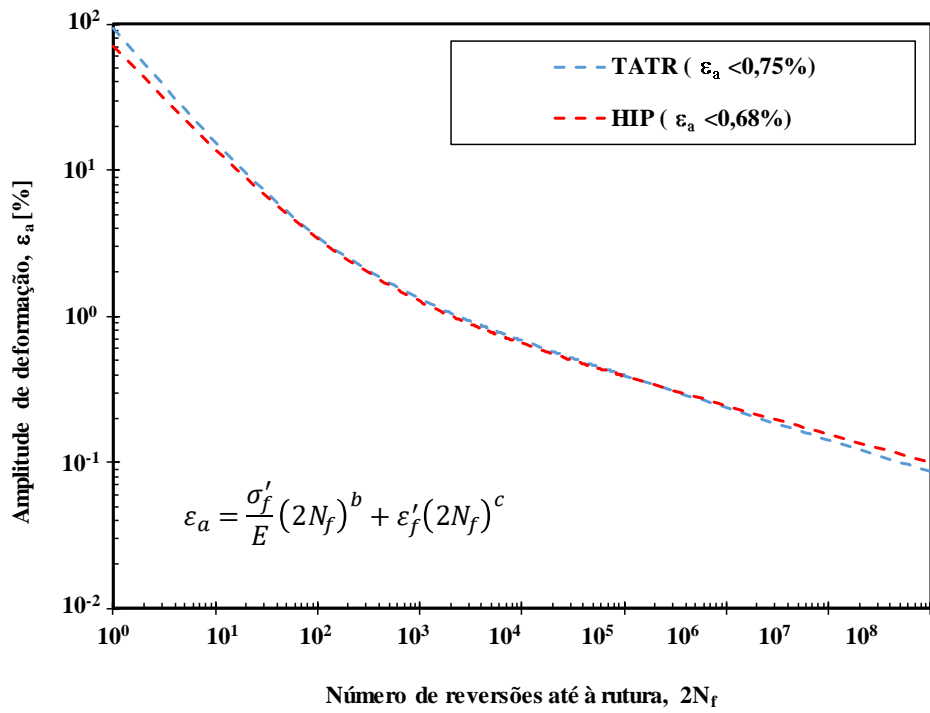
**Tabela 4.4.** Parâmetros de resistência e ductilidade à fadiga da liga de titânio Ti6Al4V, FSL+ HIP.

<b>Parâmetros de fadiga HIP</b>			
<b>b</b>	<b>c</b>	<b><math>\sigma'_f</math> [MPa]</b>	<b><math>\epsilon'_f</math> [%]</b>
-0,039	-0,764	1310,5	67,164
<b><math>\epsilon_a &gt; 0,68</math> [%]</b>			
<b>b</b>	<b>c</b>	<b><math>\sigma'_f</math> [MPa]</b>	<b><math>\epsilon'_f</math> [%]</b>
-0,193	-0,764	4415,7	67,164
<b><math>\epsilon_a &lt; 0,68</math> [%]</b>			

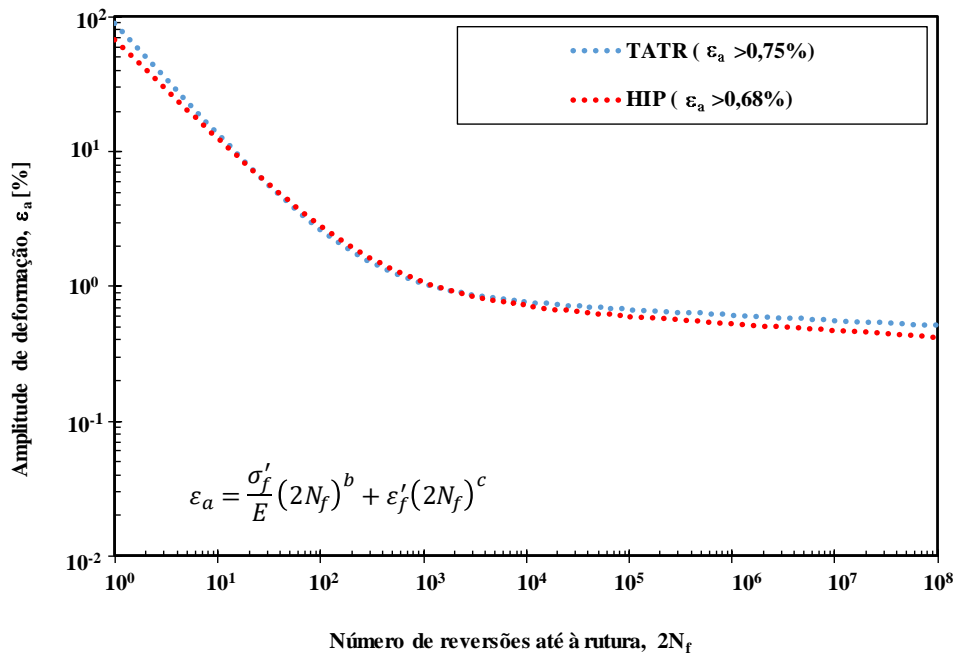
Para efeitos comparativos, são apresentadas as Figura 4.14 e Figura 4.15 as curvas de Morrow obtidas para cada um dos tratamentos, com os respectivos valores que delimitam o comportamento puramente elástico do comportamento elasto-plástico.

A Figura 4.14 mostra um gráfico comparativo de ambos os tratamentos para valores de amplitude de deformação abaixo de 0,75%, para o tratamento TATR, e abaixo de 0,68%, para o tratamento HIP. Por outro lado, a Figura 4.15 apresenta um gráfico comparativo de ambos os tratamentos para valores de amplitude de deformação acima de 0,75%, para o tratamento TATR, e acima de 0,68%, para o tratamento HIP.

Após a análise de ambas as figuras, é possível afirmar que a diferença entre a utilização do tratamento HIP e do tratamento TATR, em termos de fadiga, é bastante reduzida, apesar das diferenças microestruturais já constatadas. Existindo apenas uma diferença significativa de 25% no valor do coeficiente de ductilidade à fadiga, sendo este mais elevado para o tratamento TATR.



**Figura 4.14.** Curva de Morrow obtida com os parâmetros de deformação abaixo de 0,75% (FSL+TATR) e abaixo de 0,68% (FSL+HIP).



**Figura 4.15.** Curva de Morrow obtida com os parâmetros de deformação superior a 0,75% (FSL+TATR) e superior a 0,68% (FSL+HIP).

#### **4.4.6. Energia de deformação**

Tal como foi descrito anteriormente, é possível aproximar o número de ciclos de vida de um componente através da relação entre a gama de densidade de energia de deformação e o número de reversões até à rotura. A Figura 4.16 apresenta um gráfico onde é possível consultar esta relação para o tratamento TATR.

Ao analisar esta figura, pode-se afirmar que, a relação da gama da densidade de energia de deformação plástica com o número de reversões é uma relação linear descrita pela equação (2.6) numa escala logarítmica. Apesar do comportamento linear observou-se um coeficiente de correlação bastante baixo.

Por outro lado, a gama de densidade de energia de deformação total apresenta uma excelente correlação da curva da equação (2.7) com os pontos obtidos experimentalmente. Esta excelente correlação verifica-se somente quando a amplitude de deformação está abaixo de 0,75%. Para valores de amplitude de deformação acima de 0,75% a curva apresenta apenas uma boa correlação para vidas abaixo das 10 000 reversões.

Na Tabela 4.5 estão compilados os parâmetros energéticos possíveis de retirar da Figura 4.16.

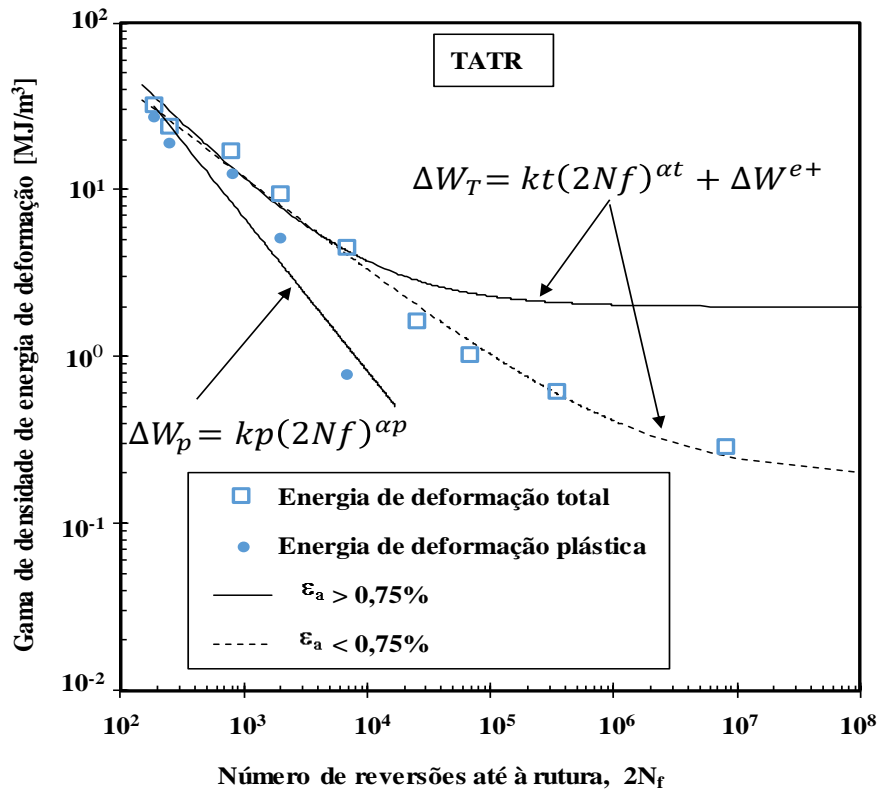


Figura 4.16. Gama de densidade de energia de deformação em função do número de reversões até à rutura para FSL+TATR.

Tabela 4.5. Parâmetros com base na energia de deformação para FSL+ TATR.

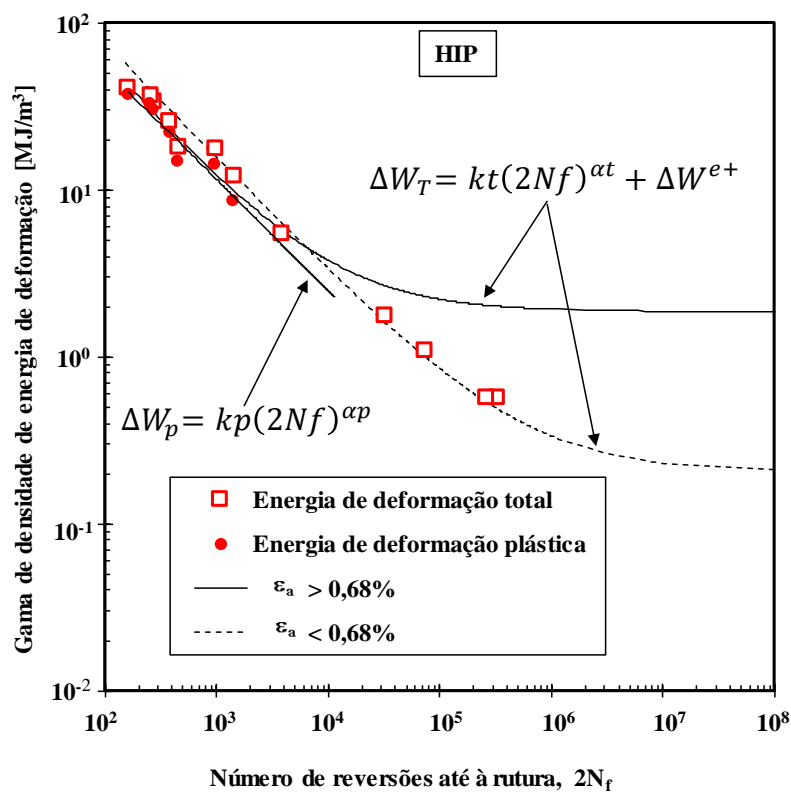
Parâmetros com base na energia de deformação TATR					
$k_p$ [MJ/m <sup>3</sup> ]	$kt$ [MJ/m <sup>3</sup> ]	$\alpha_p$	$\alpha_t$	$\Delta W^{e+}$ [MJ/m <sup>3</sup> ]	$\epsilon_a > 0,75$ [%]
3885,2	1723,658	-0,919	0,748	1,987	
$k_p$ [MJ/m <sup>3</sup> ]	$kt$ [MJ/m <sup>3</sup> ]	$\alpha_p$	$\alpha_t$	$\Delta W^{e+}$ [MJ/m <sup>3</sup> ]	$\epsilon_a < 0,75$ [%]
3885,2	600	-0,919	0,570	0,184	

A Figura 4.17 apresenta um gráfico onde é possível consultar, para a série tratada pelo tratamento HIP, a relação gama de densidade de energia de deformação em função do número de reversões até à rotura. Ao analisar a figura, tal como no tratamento anterior, a relação encontrada, descrita pela equação (2.6), também é linear e descrita numa escala

logarítmica. Foi observado, apesar do comportamento linear, um coeficiente de correlação entre os pontos superior ao apresentado pelo tratamento TATR e uma excelente correlação da curva da equação (2.7) com os pontos obtidos experimentalmente, apresentada pela gama de densidade de energia de deformação total.

Esta excelente correlação verifica-se somente para parâmetros da curva de Morrow, quando a amplitude de deformação está abaixo de 0,68%. Para valores de amplitude de deformação acima de 0,68% a curva apresenta apenas uma boa correlação para vidas abaixo das 1 000 reversões.

Na Tabela 4.6 estão compilados os parâmetros energéticos possíveis de retirar da Figura 4.17.



**Figura 4.17.** Gama de densidade de energia de deformação em função do número de reversões até à rutura para FSL+ HIP.

Tabela 4.6. Parâmetros com base na energia de deformação para FSL+ HIP.

Parâmetros com base na energia de deformação HIP					
kp [MJ/m <sup>3</sup> ]	kt [MJ/m <sup>3</sup> ]	αp	αt	ΔW <sup>e+</sup> [MJ/m <sup>3</sup> ]	
1148,4	1722	-0,666	0,748	1,870	ε <sub>a</sub> > 0,68 [%]
kp [MJ/m <sup>3</sup> ]	kt [MJ/m <sup>3</sup> ]	αp	αt	ΔW <sup>e+</sup> [MJ/m <sup>3</sup> ]	
1148,4	1823	-0,666	0,690	0,205	ε <sub>a</sub> > 0,68 [%]

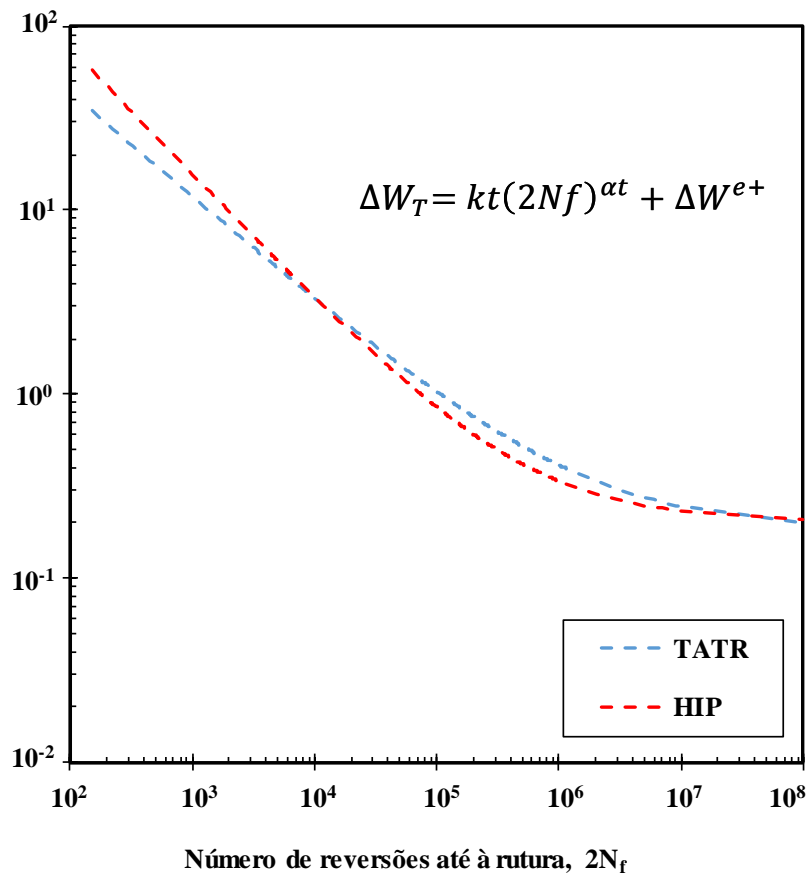


Figura 4.18. Comparação entre os tratamentos com base na energia de deformação.

De maneira a poder comparar o efeito da aplicação dos tratamentos em estudo, é apresentada a Figura 4.18. Nesta figura está representada a equação (2.7), somente com a melhor correlação obtida nas Figura 4.16 e Figura 4.17.

Para vidas inferiores a 1 000 reversões, o tratamento HIP necessita de uma maior energia de deformação total, comparativamente ao tratamento TATR. Este comportamento deve-se ao aumento da ductilidade já verificada anteriormente. Para vidas superiores ao valor mencionado, ambos os tratamentos possuem um comportamento similar, inclusive para vidas muito longas.

## 4.5. Análise fractográfica

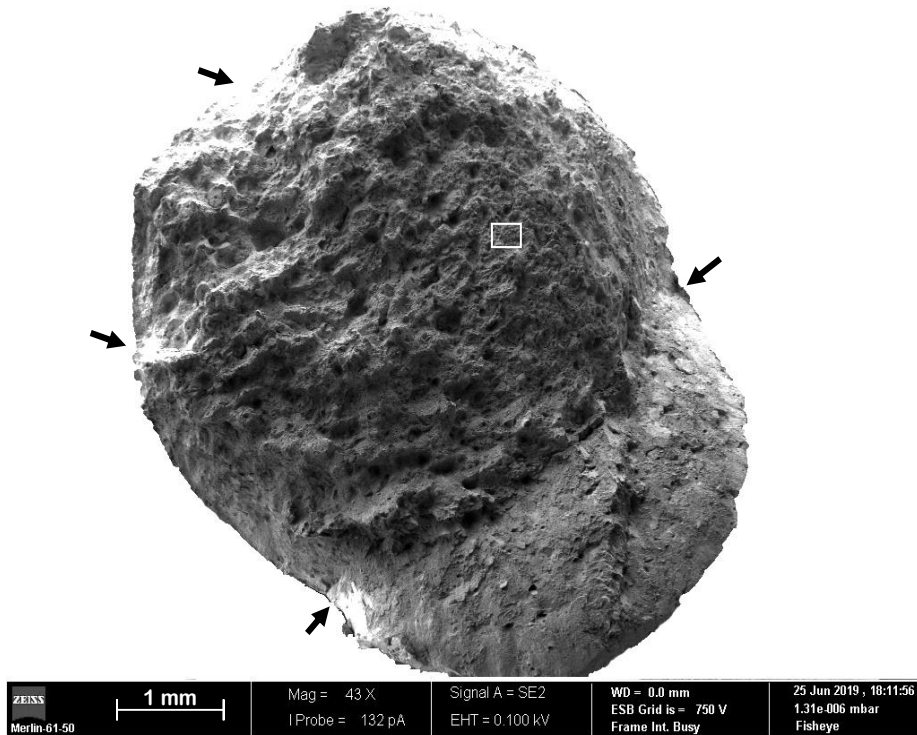
A superfície de fratura de um provete submetido ao tratamento TATR, onde foi induzida uma amplitude de deformação de 1,75%, é apresentada na Figura 4.19. Esta figura é representativa da superfície de fratura obtida para ambos os tratamentos após ensaios de fadiga, quando aplicada uma amplitude de deformação elevada, induzindo assim plasticidade.

Ao serem aplicadas elevadas amplitudes de deformação, ocorre o fenómeno de multi-iniciação de fendas à superfície (setas pretas), tendo estas um período de propagação muito reduzido. A iniciação à superfície é característica deste tipo de ensaios devido ao facto de o carregamento ser aplicado perpendicularmente à secção transversal e a superfície ser livre, permitindo assim uma maior liberdade de deformação. Defeitos como a porosidade e faltas de fusão, defeitos característicos do processo FSL, também são capazes de conduzir a pontos de multi-nucleação de fendas.

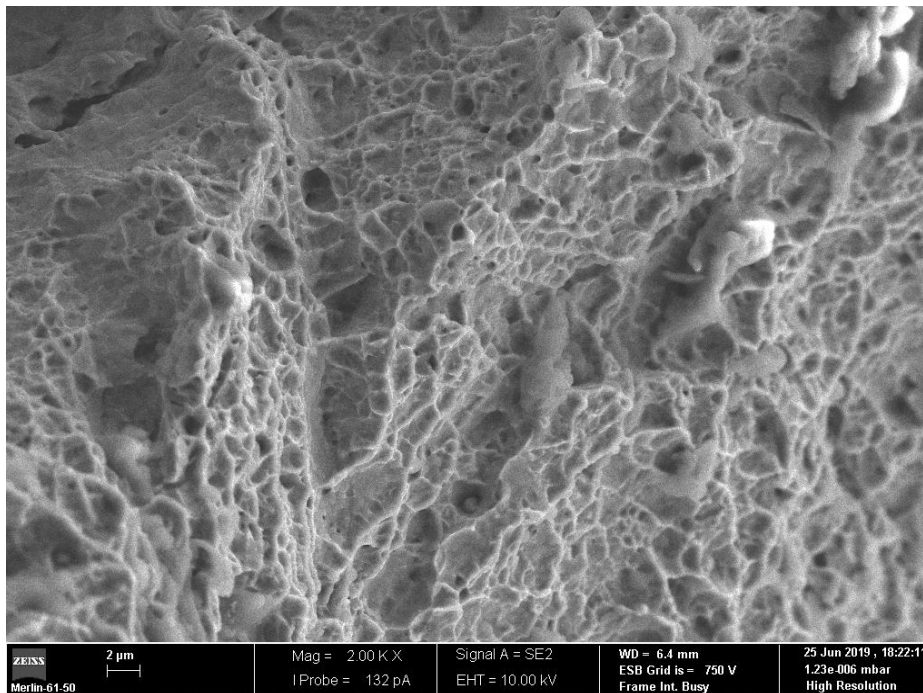
Devido à ocorrência de deformação plástica generalizada, a secção transversal deixar de ter a forma circular original, passando esta a ter uma forma oval. Este deslocamento na secção permite acentuar o efeito de Bauschinger, descrito anteriormente.

A caixa de contorno branco, observada na Figura 4.19, indica uma zona de fratura dúctil, onde pode ser observada a sua ampliação na Figura 4.20. Esta fratura dúctil é caracterizada pela formação e coalescência de vazios.





**Figura 4.19.** Fotografia MEV da superfície de fratura de um provete de FSL+TATR, ensaiado a uma amplitude de deformação de 1,75%.

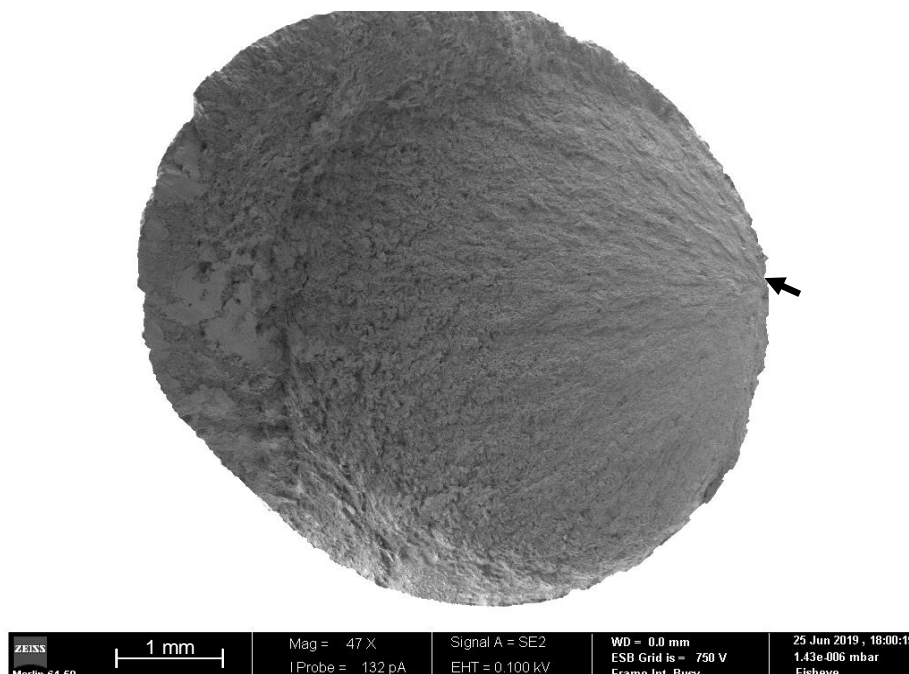


**Figura 4.20.** Zona de fratura dúctil, ampliada da Figura 4.19.

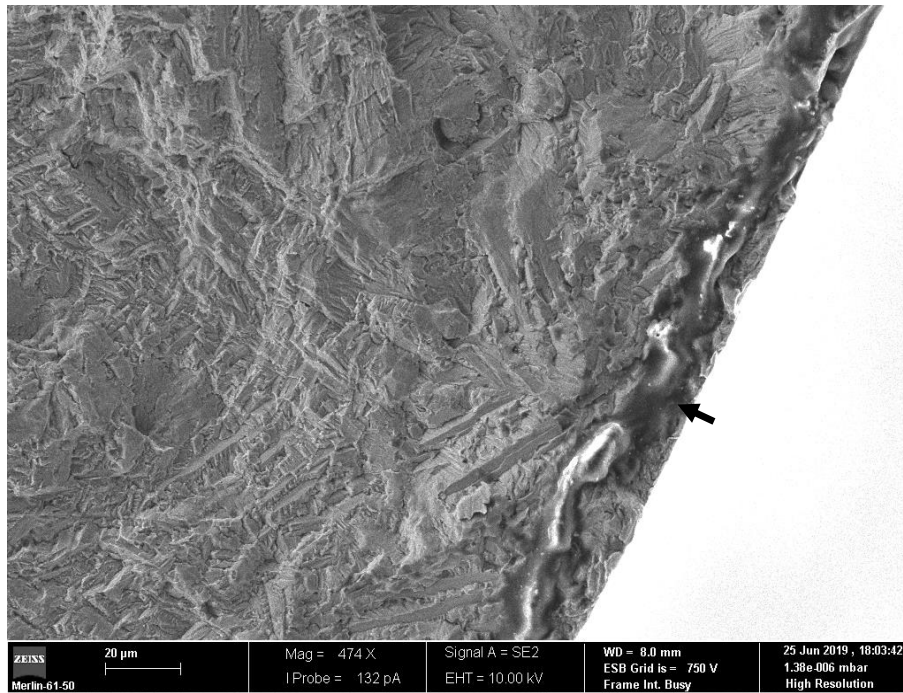
A Figura 4.21 exibe um exemplo representativo, para ambos os tratamentos, de uma superfície de fratura de um provete ensaiado no regime puramente elástico. Neste caso, a amplitude de deformação aplicada é de 0,3% para o tratamento HIP. A iniciação de fenda ocorreu apenas num local (seta preta), não havendo indícios de multi-nucleação. Tal como no caso anterior, a nucleação de fenda, deu-se à superfície, nomeadamente num defeito superficial, onde este se encontra ampliado na Figura 4.22. Esta superfície de fratura apresenta um período de propagação muito mais longo devido à baixa deformação imposta.

A Figura 4.19, comparativamente à Figura 4.21, apresenta uma superfície de fratura mais caótica e, como referido anteriormente, fenómenos de multi-nucleação e mudança na forma da secção transversal.

O defeito onde se iniciou a fenda, aparenta ser uma porosidade superficial, incapaz de ser eliminada pelo tratamento HIP, tal como é perceptível na Figura 4.22.



**Figura 4.21.** Fotografia MEV da superfície de fratura de um provete de FSL+HIP, ensaiado a uma amplitude de deformação de 0,3%.



**Figura 4.22.** Ponto de iniciação da fenda, ampliado da Figura 4.21.



## 5. CONCLUSÕES

Nesta dissertação, foi estudado o efeito do comportamento à fadiga de dois tratamentos diferentes, o tratamento TATR e o tratamento HIP. Os ensaios de fadiga foram realizados em  $R=-1$  em controlo de deformação ou controlo de carga. As principais conclusões que se podem retirar do estudo da aplicação do tratamento HIP quando comparado com a aplicação do tratamento TATR, são:

- A aplicação do tratamento HIP promove uma alteração microestrutural aumentando a presença da fase  $\beta$ ;
- A redução dos valores médios de dureza das amostras quando aplicado o tratamento HIP;
- Como consequência dos dois pontos anteriores, ocorreu uma diminuição das propriedades mecânicas à tração e um aumento da ductilidade para o tratamento mencionado;
- Um fenómeno de amaciamento cíclico foi encontrado somente para amostras tratadas com o tratamento TATR. Por outro lado, o efeito de Bauschinger foi mais acentuado nas amostras submetidas ao tratamento HIP;
- Um comportamento à fadiga semelhante para ambos os tratamentos, apesar da perda de propriedades estáticas verificada o tratamento HIP;
- Encontrada uma bilinearidade no comportamento da componente elástica de deformação devido à passagem do regime elástico para o regime elasto-plástico;

- A iniciação de fendas ocorre sempre à superfície sendo facilitada por defeitos intrínsecos do processo FSL. Para regimes de deformação elevados, ocorre multi-iniciação de fendas com períodos muito curtos de propagação e deslocamento da forma da secção transversal. Por outro lado, para regimes de deformação reduzidos, não se verifica multi-nucleação, sendo o período de propagação superior e não ocorrendo deslocamento da forma da secção transversal.

### **5.1. Sugestões para trabalhos futuros**

A realização do presente estudo permitiu uma compressão aprofundada sobre o efeito do tratamento TATR e do tratamento termomecânico HIP na resistência à fadiga de componentes de titânio Ti6Al4V obtidos por FSL. Não obstante, serão apresentadas algumas sugestões para trabalhos futuros, sendo elas:

- Efetuar uma comparação da liga estudada com outros tratamentos ou, alterar os parâmetros dos tratamentos já estudados com o intuito de melhorar o comportamento mecânico;
- Avaliar o comportamento á fadiga de amostras híbridas (titânio/alumínio, titânio/aço, entre outras) passíveis de serem fabricadas através do processo FSL;
- Realizar um estudo do comportamento cinemático para compreender melhor a bilinearidade presenciada, na possibilidade de encontrar um fator de correção para este tipo de comportamento;

## REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

Atkinson, H. V. and Davies, S. (2000) ‘Fundamental aspects of hot isostatic pressing: An overview’, *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*, 31(12), pp. 2981–3000. doi: 10.1007/s11661-000-0078-2.

Basquin O. H. (1910). “The exponential law of endurance tests”. Proc. of ASTM, ASTEA, Vol. 10, pgs. 625-630.

Bauschinger J. (1886). “On the change of the position of elastic limit of iron and steel under cyclic variation of stress”. Mitt. Mech.-Tech. Lab., München, Vol. 13.

Borrego, L. P. (2001) “Propagação de fendas de fadiga a amplitude de carga variável em ligas de alumínio AlMgSi,” Faculdade de Ciências e Tecnologia da Universidade de Coimbra.

Borrego, L. P. *et al.* (2018) ‘A study of fatigue notch sensibility on titanium alloy TiAl6V4 parts manufactured by selective laser melting’, *Procedia Structural Integrity*. Elsevier B.V., 13, pp. 1000–1005. doi: 10.1016/j.prostr.2018.12.186.

Branco, R. *et al.* (2018) ‘Low-Cycle Fatigue Behaviour of AISI 18Ni300 Maraging Steel Produced by Selective Laser Melting’, *Metals*, 8(1), p. 32. doi: 10.3390/met8010032.

Branco, R. *et al.* (2019) ‘Effect of strain ratio on cyclic deformation behaviour of 7050-T6 aluminium alloy’, *International Journal of Fatigue*, 129(August), p. 105234. doi: 10.1016/j.ijfatigue.2019.105234.

Carrion, P. E. *et al.* (2017) ‘Fatigue behavior of Ti-6Al-4V ELI including mean stress effects’, *International Journal of Fatigue*. Elsevier Ltd, 99, pp. 87–100. doi: 10.1016/j.ijfatigue.2017.02.013.

Cao F, Zhang T, Ryder MA, Lados DA (2018) A review of the fatigue properties of additively manufactured Ti–6Al–4V. JOM 70(3):349–357

Chastand, V. *et al.* (2018) ‘Comparative study of fatigue properties of Ti-6Al-4V specimens built by electron beam melting (EBM) and selective laser melting (SLM)’, *Materials Characterization*. Elsevier, 143(November 2017), pp. 76–81. doi: 10.1016/j.matchar.2018.03.028.

Coffin L. F. (1954). “A study of the effect of cyclic thermal stresses on a ductile metal”. *Trans. ASME*, Vol. 76, pgs. 931-950.

Edwards P, Ramulu M (2014) Fatigue performance evaluation of selective laser melted Ti–6Al–4V. *Mater Sci Eng A* 598:327–337

Gopinath, K. *et al.* (2009) ‘Low cycle fatigue behaviour of a low interstitial Ni-base superalloy’, *Acta Materialia*. Acta Materialia Inc., 57(12), pp. 3450–3459. doi: 10.1016/j.actamat.2009.03.046.

Greitemeier, D. *et al.* (2017) ‘Fatigue performance of additive manufactured TiAl6V4 using electron and laser beam melting’, *International Journal of Fatigue*. Elsevier Ltd, 94, pp. 211–217. doi: 10.1016/j.ijfatigue.2016.05.001.

Hanzl, P. *et al.* (2015) ‘The influence of processing parameters on the mechanical properties of SLM parts’, *Procedia Engineering*. Elsevier B.V., 100(January), pp. 1405–1413. doi: 10.1016/j.proeng.2015.01.510.

Herzog, D. *et al.* (2016) ‘Additive manufacturing of metals’, *Acta Materialia*. Elsevier Ltd, 117, pp. 371–392. doi: 10.1016/j.actamat.2016.07.019.

Kasperovich G, Hausmann J (2015) Improvement of fatigue resistance and ductility of TiAl6V4 processed by selective laser melting. *J Mater Process Technol* 220:202–214

Landgraf R. W., Morrow J. D., Endo T. (1969). Determination of the cyclic stress- strain curve”. *Journal of Materials*, JMSLA, Vol. 4, pgs. 176-188.

Leuders S *et al* (2013) On the mechanical behaviour of titanium alloy TiAl6V4 manufactured by selective laser melting: fatigue resistance and crack growth performance. *Int J Fatigue* 48:300–307

Leyens, C. and Peters, M. (2003) *Titanium an Titanium Alloys, Titanium and Titanium Alloys*. doi: 10.1002/3527602119.



---

Loretto, M. H. *et al.* (2018) ‘The influence of heat treatment on the microstructure and properties of HIPped Ti-6Al-4V’, *Acta Materialia*, 165, pp. 520–527. doi: 10.1016/j.actamat.2018.12.025.

Manson S. S. (1953). “Behaviour of materials under conditions of thermal stress”. Heat Transfer Symposium, University of Michigan, Engineering Research Inst., pgs. 9-75.

Meyers MA and Chawlak K, Mechanical behavior of materials, Prentice Hall 199, New Jersey, USA, cap.14.

Molaei, R., Fatemi, A. and Phan, N. (2018) ‘Significance of hot isostatic pressing (HIP) on multiaxial deformation and fatigue behaviors of additive manufactured Ti-6Al-4V including build orientation and surface roughness effects’, *International Journal of Fatigue*. Elsevier, 117(April), pp. 352–370. doi: 10.1016/j.ijfatigue.2018.07.035.

Morrow J. D. (1965). “Cyclic plastic strain energy and fatigue of metals”. Int. Friction, Damping and Cyclic Plasticity, ASTM, STP 378. American Society for Testing and Materials, Philadelphia, pgs. 45-87.

N.E. Prasad, G. Malakondaiah, P.R. Rao, Low cycle fatigue behaviour of an underaged Al-Li-Cu-Mg alloy, *Trans.-Indian Inst. Met.* 57 (2004) 181–194.

Ngo, T. D. *et al.* (2018) ‘Additive manufacturing (3D printing): A review of materials, methods, applications and challenges’, *Composites Part B: Engineering*. Elsevier, 143(February), pp. 172–196. doi: 10.1016/j.compositesb.2018.02.012.

P. Paris and F. Erdogan, “A Critical Analysis of Crack Propagation Laws,” *J. Basic Eng.*, vol. 85, no. 4, p. 528, 1963.

Ren, D. *et al.* (2019) ‘Fatigue behavior of Ti-6Al-4V cellular structures fabricated by additive manufacturing technique’, *Journal of Materials Science and Technology*. The editorial office of Journal of Materials Science & Technology, 35(2), pp. 285–294. doi: 10.1016/j.jmst.2018.09.066.

Shellabear, M. and Nyrhilä, O. (2004) ‘DMLS – Development History and State of the Art’, *Lane 2004*, pp. 1–12.

Singh, N., Gouthama and Singh, V. (2002) ‘Low cycle fatigue behavior of Ti alloy IMI 834 at room temperature’, *Materials Science and Engineering A*, 325(1–2), pp. 324–332. doi: 10.1016/S0921-5093(01)01468-X.

Wang, R. F., Li, Y. T. and An, H. P. (2012) ‘Low Cycle Fatigue Behaviors of TI-6AL-4V Alloy Controlled by Strain and Stress’, *Key Engineering Materials*, 525–526, pp. 441–444. doi: 10.4028/www.scientific.net/kem.525-526.441.

Wu, M. W. *et al.* (2017) ‘Improved fatigue endurance ratio of additive manufactured Ti-6Al-4V lattice by hot isostatic pressing’, *Materials and Design*. Elsevier Ltd, 134, pp. 163–170. doi: 10.1016/j.matdes.2017.08.048.

Xu, H., Ye, D. and Mei, L. (2017) ‘A study of the back stress and the friction stress behaviors of Ti-6Al-4V alloy during low cycle fatigue at room temperature’, *Materials Science and Engineering A*. Elsevier B.V., 700(November), pp. 530–539. doi: 10.1016/j.msea.2017.06.051.

Xuan, Y. and Nastac, L. (2017) *TMS 2017 146th Annual Meeting & Exhibition Supplemental Proceedings*. Springer International Publishing. doi: 10.1007/978-3-319-51493-2.

Ye, D. *et al.* (2004) ‘Low cycle fatigue behavior of nickel-based superalloy GH4145/SQ at elevated temperature’, *Materials Science and Engineering A*, 373(1–2), pp. 54–64. doi: 10.1016/j.msea.2004.01.045.

Yu, H. *et al.* (2019) ‘Fatigue performances of selective laser melted Ti-6Al-4V alloy: Influence of surface finishing, hot isostatic pressing and heat treatments’, *International Journal of Fatigue*, 120(October 2018), pp. 175–183. doi: 10.1016/j.ijfatigue.2018.11.019.

ZHANG, H. *et al.* (2019) ‘Experimental study of effect of post processing on fracture toughness and fatigue crack growth performance of selective laser melting Ti-6Al-4V’, *Chinese Journal of Aeronautics*. Chinese Society of Aeronautics and Astronautics. doi: 10.1016/j.cja.2018.12.007.

## **BIBLIOGRAFIA WEB**

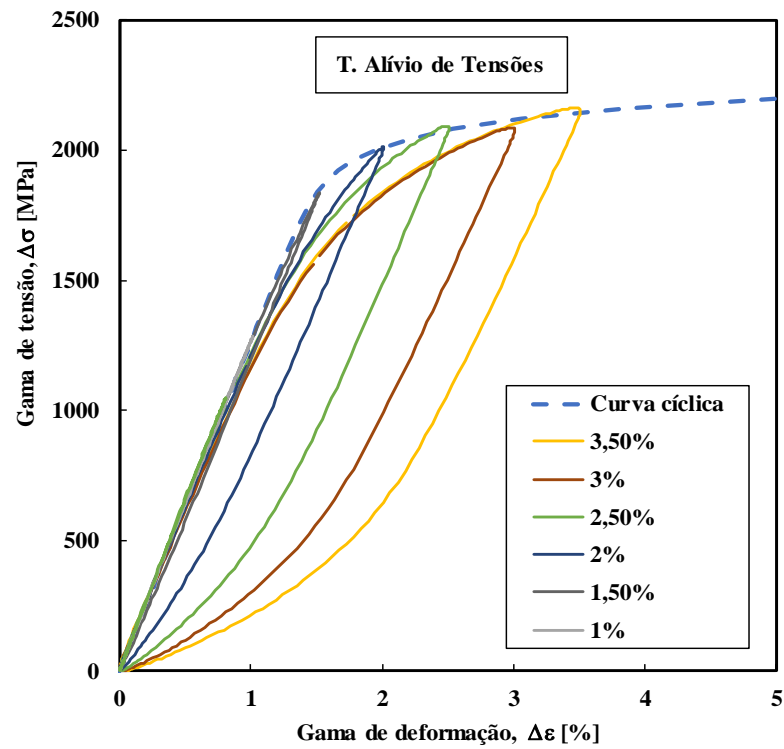
[1] <https://www.manufacturingguide.com/en/selective-laser-melting-slm>

[2] <https://www.sciencedirect.com/topics/materials-science/hot-isostatic-pressing>

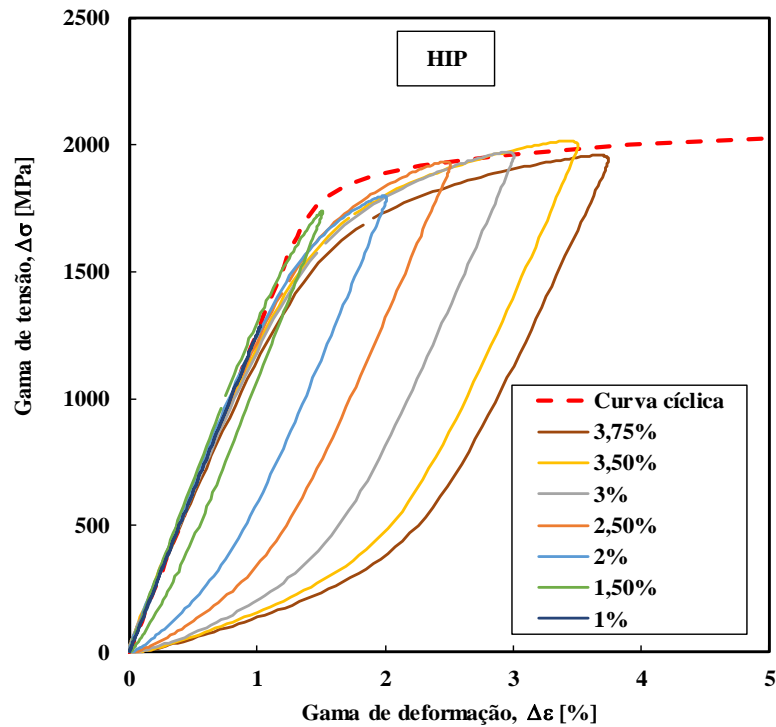
[3] <https://slideplayer.com.br/slide/10165715/>



## APÊNDICE A



**Figura A.1.** Circuitos de histerese à meia vida para diferentes amplitudes de deformação e as respectivas curvas cíclicas, FSL+TATR.



**Figura A.2.** Circuitos de histerese à meia vida para diferentes amplitudes de deformação e as respectivas curvas cíclicas, FSL+HIP.