



Estudo da influência do *Shot Peening* no comportamento à fratura de ligas leves

DANIELA DA SILVA RIBEIRO NEVES

(Mestre em Engenharia de Materiais)

Dissertação para obtenção do grau de Mestre em Engenharia Mecânica, na Área de Especialização de Manutenção e Produção

Orientadora:

Doutora Teresa Leonor Ribeiro Cardoso Martins Morgado

Júri:

Presidente: Doutora Maria Amélia Ramos Loja

Vogais:

Doutor José Filipe Castanheira Pereira Antunes Simões

Doutora Teresa Leonor Ribeiro Cardoso Martins Morgado

Dezembro de 2025

Estudo da influência do *Shot Peening* no comportamento à fratura de ligas leves

DANIELA DA SILVA RIBEIRO NEVES

(Mestre em Engenharia de Materiais)

Dissertação para obtenção do grau de Mestre em Engenharia Mecânica, na Área de Especialização de Manutenção e Produção

Orientadora:

Doutora Teresa Leonor Ribeiro Cardoso Martins
Morgado, ISEL/IPL

Júri:

Presidente: Doutora Maria Amélia Ramos Loja, ISEL/IPL

Vogais:

Doutor José Filipe Castanheira Pereira Antunes Simões,
EST/IPS

Doutora Teresa Leonor Ribeiro Cardoso Martins
Morgado, ISEL/IPL

Dezembro de 2025

Agradecimentos

Expresso aqui os meus sinceros agradecimentos a todos os que, de alguma forma, contribuíram para a conclusão desta etapa, com especial destaque para:

- A Senhora Professora Doutora Teresa Morgado, a minha orientadora, por ter sido o meu suporte na concretização desta tese e por ter sempre estimulado a minha capacidade crítica e autonomia científica;
- O Senhor Engenheiro José Ribeiro, meu orientador da OGMA, por toda a disponibilidade e transmissão de conhecimento sobre *Shot Peening*;
- A OGMA pela oportunidade de realização do estágio nas suas instalações e pelo fornecimento do material e recursos necessários;
- A todos os profissionais da OGMA que me apoiaram na preparação metalográfica das amostras, nas utilizações do microscópio ótico e no microdurómetro, na realização dos ensaios de tração, nas medições de rugosidade e no tratamento dos provetes com *Shot Peening*, em especial ao Técnico Ricardo Moita, à Engenheira Beatriz Bernardo, à Analista de Laboratório Vanessa Mendes, ao Técnico Paulo Galinha e ao Técnico Orlando Menezes;
- A Senhora Doutora Engenheira Natália Ferreira por me ter recebido tão bem na OGMA e me ter acompanhado na integração, mostrando-me o funcionamento da empresa com toda a disponibilidade;
- A todas as pessoas que conheci no Departamento da Qualidade da OGMA, nomeadamente a Marina, a Célia e a Elsa, por tornarem as horas de almoço do meu estágio muito melhores;
- O Eng. João Alves, aluno de doutoramento, por me ter auxiliado em várias etapas da realização da minha tese (produção de provetes de Ti-6Al-4V, transporte de material e análise de resultados);
- O Centro para o Desenvolvimento Rápido e Sustentável do Produto (CDRSP) por ter permitido a minha presença nas suas instalações, para impressão dos provetes de Ti-6Al-4V via SLM;
- O Senhor Professor Doutor Mário Pereira do IPlEiria por ter acompanhado de perto todo o processo de fabrico dos provetes de titânio no CDRSP;
- O Senhor Engenheiro Miguel Silva, do CDRSP, por toda a disponibilidade durante o processo de fabrico dos provetes de Ti-6Al-4V, através de *Selective Laser Melting*;
- A Lauak Portugal pela maquinação dos provetes de Ti-6Al-4V;

- O Senhor Professor Doutor Manuel Pereira, do Departamento de Engenharia de Recursos Minerais e Energéticos (DER) do Instituto Superior Técnico (IST), pela possibilidade de realização da análise de defeitos com recurso ao nanotomógrafo de raios-X;
- A minha mãe e o meu pai, por acreditarem em mim, mesmo quando tenho ideias meio insanas, e por estarem sempre comigo quando mais preciso;
- O meu avô Armando por ter despertado a minha veia de engenheira e por me ter transmitido grande parte dos seus conhecimentos;
- A minha avó Maria, pelo seu carinho, amor e preocupação constante;
- Restante família, pelo apoio incondicional, amor e pelas memórias que construímos juntos;
- O meu namorado André, por todo o amor e dedicação e por tornar tudo mais fácil, mesmo não percebendo praticamente nada daquilo que faço, em contexto académico/profissional;
- A Leonor Pinheiro, no fundo uma das grandes apoiantes desta “loucura” de fazer dois mestrados ao mesmo tempo! Foste uma grande ajuda na concretização deste feito. És das melhores pessoas que podia pedir na minha vida!
- Os meus colegas de curso Vanda e João Rafael, pela partilha constante de conhecimento, companheirismo e apoio ao longo destes dois anos de mestrado;
- A minha melhor amiga Margarida, por ser a pessoa fantástica que é e por me apoiar em todas as decisões da minha vida.
- Por último, mas não menos importante, a Bia, por toda a sua magnífica amizade e companhia.

A todos vós, dedico todo este trabalho

Declaração de integridade

Declaro que esta dissertação é o resultado da minha investigação pessoal e independente. O seu conteúdo é original e todas as fontes listadas nas referências bibliográficas foram consultadas e estão devidamente mencionadas no texto. Mais declaro que todas as referências científicas e técnicas relevantes para o desenvolvimento do trabalho estão devidamente citadas e constam das referências bibliográficas.

A autora,

Daniela Neves

Lisboa, 17 de dezembro de 2025

Estudo da influência do *Shot Peening* no comportamento à fratura de ligas leves

Resumo

Na indústria aeronáutica, reduzir o peso das aeronaves e prolongar a vida útil dos componentes é essencial para a eficiência e a segurança. O estudo de ligas leves, como alumínio e titânio), a aplicação de técnicas como o *Shot Peening* e o fabrico de componentes por *Selective Laser Melting* (SLM) constitui uma abordagem integrada para se alcançarem os objetivos atuais desta indústria e promover a sustentabilidade, tornando estas vertentes de investigação particularmente relevantes para o setor.

Na presente tese, estudou-se o efeito do *Shot Peening*, aplicado com equipamento automático, em ligas leves de interesse industrial, a liga Al 7475-T7351 e a Ti-6Al-4V (obtida por SLM), com o propósito de compreender as alterações microestruturais, de dureza e de rugosidade induzidas. No caso da liga Ti-6Al-4V, realizou-se um estudo dos defeitos intrínsecos ao SLM, bem como das suas fraturas. Para tal, foram realizados ensaios com recurso a microscopia ótica, microscopia eletrónica de varrimento, nanotomografia de raios-X, medições de rugosidade e microdurezas, bem como ensaios de tração.

Da análise de resultados das microdurezas, concluiu-se um aumento desta propriedade na zona mais superficial, diminuindo gradualmente em profundidade, em ambas as ligas. No caso da liga de Ti-6Al-4V, os valores de microdurezas foram superiores ao esperado, devido à formação de martensite α' em grandes quantidades.

A rugosidade aumentou em ambas as ligas, sendo mais acentuada no alumínio, refletindo que tem menor resistência ao impacto das granalhas e à deformação plástica localizada. Em conclusão, verificaram-se os efeitos esperados da aplicação do *Shot Peening*.

Pela análise de defeitos, concluiu-se que existe necessidade de alteração dos parâmetros de produção de SLM, para os provetes de Ti-6Al-4V, nomeadamente da densidade de energia que deve ser aumentada. A qualidade dos pós usados deve também ser uma prioridade. As superfícies de fratura revelaram um material dúctil. A presença de oxigénio nas mesmas indicou falhas na atmosfera inerte. Por último, foi desenvolvido um modelo de previsão de vida à fadiga baseado nos resultados obtidos.

Palavras-chave: Al 7475-T7351, *Selective Laser Melting* *Shot Peening*, Ti-6Al-4V

Study of the Influence of Shot Peening on the Fracture Behaviour of Light Alloys

Abstract

In the aeronautical industry, reducing the weight of aircraft and prolonging the service life of components is essential for efficiency and safety. The study of lightweight alloys (such as aluminium and titanium), the application of techniques like shot peening and the manufacturing of components using Selective Laser Melting (SLM) constitute an integrated approach to achieving the current objectives of this industry and promoting sustainability, making these research areas particularly relevant to the sector.

In the present thesis, the effect of shot peening, applied using automated equipment, was studied in industrially relevant lightweight alloys, the Al 7475-T7351 alloy and the Ti-6Al-4V alloy (produced by SLM), with the aim of understanding the induced microstructural, microhardness and roughness changes. In the case of Ti-6Al-4V, intrinsic defects associated with its manufacturing process SLM, and their fracture behaviour were also investigated. For this purpose, tests were performed using optical microscopy, scanning electron microscopy, X-ray nanotomography, roughness and microhardness measurements, as well as tensile testing.

Analysis of the microhardness results showed an increase in this property at the surface, gradually decreasing with depth in both alloys. For Ti-6Al-4V, the microhardness values exceeded the values present in bibliography, due to the extensive formation of α' martensite.

Surface roughness increased in both alloys, being more pronounced in aluminum, reflecting its lower resistance to shot impact and localized plastic deformation. Overall, the expected effects of Shot Peening were observed.

Defect analysis indicated the need to adjust SLM production parameters for Ti-6Al-4V specimens, particularly by increasing the energy density. The quality of the powders used should also be a priority. Fracture surfaces revealed a ductile material, while the presence of oxygen indicated flaws in the inert atmosphere. Finally, a fatigue life prediction model was developed based on the obtained results.

Keywords: Al 7475-T7351, *Selective Laser Melting*, *Shot Peening*, *Ti-6Al-4V*

Lista de Símbolos e de siglas

Alfabeto romano

$area$	Área dos defeitos
A_i	Área inicial
A_f	Área no momento da fratura
B	Expoente de fadiga
e	Espessura de cada camada
E_d	Densidade de Energia
h	Distância entre cordões
K_i	Fator de intensidade de tensões
N_r	Número de ciclos até à rotura
N_i	Número de ciclos de nucleação e iniciação de fenda
N_p	Número de ciclos de propagação
P	Potência do Laser
P_f	Carga no momento da fratura
R	Razão de tensão
S_a	Tensão nominal aplicada
v	Velocidade de passagem do laser

Alfabeto grego

α	Fase alfa
α'	Fase martensítica
β	Fase beta
$\Delta\sigma$	Gama de tensões
ΔK_{th}	Variação da intensidade de tensão no limiar da propagação de fenda
σ_a	Amplitude de tensão ou tensão alternada
σ_{ar}	Amplitude de tensão quando $\sigma_m = 0$
σ_f	Tensão de fratura
σ_f'	Coefficiente de resistência à fadiga
$\bar{\sigma}_f'$	Resistência verdadeira à fratura (obtida por ensaio de tração)
σ_m	Tensão média
σ_{max}	Tensão máxima
σ_{min}	Tensão mínima
σ_u	Resistência máxima à tração
σ_w	Tensão limite de fadiga

Siglas

2D Dimensional

3D Tridimensional

ASTM American Society for Testing and Materials

BF Brightfield

BM Base Material

BSE Backscattering electrons

CAD Computer Aided Design

CCC Cúbica de Corpo Centrado

CDRSP Centro para o Desenvolvimento Rápido e Sustentável do Produto

DRX Difração de raios-X

EDS Energy-Dispersive X-ray spectroscopy

ELI Extra Low Interstitials

FSIP Fatigue Strength Improvement Percentage

HIP Hot Isostatic Pressing

HC Hexagonal Compacta

HV Hardness Vickers

ISO International Organization for Standardization

IST Instituto Superior Técnico

IC Intervalo de Confiança

LOF Lack of fusion

MA Manufatura Aditiva

MFLE Mecânica da Fratura Linear Elástica

MO Microscopia Ótica

SE Secondary electrons

SEM Scanning Electron Microscope

SLM Selective Laser Melting

STL Standard Triangle Language

SWT Smith, Watson e Topper

Índice

1. INTRODUÇÃO	1
1.1 ENQUADRAMENTO E MOTIVAÇÃO	1
1.2 OBJETIVOS	2
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	5
2.1 LIGAS DE ALUMÍNIO	5
2.1.1 Liga 7475-T7351	7
2.2 LIGAS DE TITÂNIO	8
2.2.1 Liga Ti-6Al-4V	12
2.3 MANUFATURA ADITIVA - <i>SELECTIVE LASER MELTING</i> (SLM)	13
2.3.1 Parâmetros de produção	15
2.3.2 Defeitos	18
2.3.3 Microestruturas	19
2.3.4 Aplicações	20
2.4 FADIGA	20
2.4.1 Modelos de previsão da vida à fadiga	23
2.4.2 Modelos de previsão da tensão limite de fadiga	26
2.5 TRATAMENTOS DE MELHORIA DO COMPORTAMENTO À FADIGA	29
2.5.1 Shot Peening	31
3. MATERIAIS E MÉTODOS	39
3.1 PROVETES DE AL 7475-T351 - DIMENSIONAMENTO E PRODUÇÃO	39
3.2 PROVETES DE TI-6AL-4V - DIMENSIONAMENTO E PRODUÇÃO	40
3.3 <i>SHOT PEENING</i>	45
3.4 RUGOSIDADE	46
3.5 MICROSCOPIA ÓTICA	47
3.6 MICRODUREZAS VICKERS	47
3.7 ENSAIOS DE TRAÇÃO UNIAXIAL	49
3.8 MICROSCOPIA ELETRÓNICA DE VARRIMENTO	50
3.9 NANOTOMOGRAFIA DE RAIOS-X	50
4. APRESENTAÇÃO E ANÁLISE DE RESULTADOS: LIGA DE ALUMÍNIO (AL 7475 – T7351)	53
1.1 MICRODUREZAS VICKERS	53
1.2 RUGOSIDADE	54
1.3 MICROSCOPIA ÓTICA	55
5. APRESENTAÇÃO E ANÁLISE DE RESULTADOS: LIGA DE TI-6AL-4V	57

5.1	ANÁLISE DE DEFEITOS INERENTES AO PROCESSO DE SLM	57
5.1.1	<i>Análise visual</i>	57
5.1.2	<i>Análise com recurso a nanotomografia de raios-X</i>	59
5.2	MICRODUREZAS VICKERS	60
5.3	RUGOSIDADE	61
5.4	MICROSCOPIA ÓTICA.....	62
5.5	ENSAIOS DE TRAÇÃO UNIAXIAL.....	66
5.6	ANÁLISE DAS SUPERFÍCIES DE FRATURA	68
5.7	MODELOS DE PREVISÃO DE VIDA À FADIGA.....	73
6.	CONCLUSÕES E TRABALHOS FUTUROS.....	77
	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	81
	ANEXO A - PRODUÇÃO DOS PROVETES DE TI-6AL-4V	87
	ANEXO B – RUGOSIDADE: CONCEITOS TEÓRICOS.....	90
	ANEXO C – PREPARAÇÃO METALGRÁFICA	93
	ANEXO D – MEDIÇÃO DE MICRODUREZAS VICKERS	95
	ANEXO E – ANÁLISE ESTATÍSTICA DAS MICRODUREZAS VICKERS	97
	ANEXO F - ESPETROS EDS DAS SUPERFÍCIES DE FRATURA DA LIGA TI-6AL-4V.....	101

Índice de figuras

FIGURA 2.1 – DIAGRAMAS DE FASE DO TITÂNIO SOB O EFEITO DOS ELEMENTOS DE LIGA	10
FIGURA 2.2 - DIFERENTES MICROESTRUTURAS DE LIGAS DE TITÂNIO: (A) EQUIAXIAL [21]; (B) LAMELAR [20]; (C) WIDMANSTÄTTEN [23]; (D) BIMODAL [24]	12
FIGURA 2.3 – (A) ESTRUTURAS DAS JANELAS DAS CABINES NOS BOEINGS 757, 767 E 777 [18]; (B) VENTILADORES FRONTAIS DO MOTOR DA ROLLS ROYCE [14]; (C) CONECTORES DOS ESTABILIZADORES VERTICAL E HORIZONTAL NO BOEING 777 [18]; (D) TREM DE ATERRAGEM DO BOEING 757 [18]	13
FIGURA 2.4 - ESQUEMA DO PROCESSO DE <i>SELECTIVE LASER MELTING</i>	15
FIGURA 2.5 – DIFERENTES ESTRATÉGIAS DE VARRIMENTO DO LASER: A) VARRIMENTO UNIDIRECIONAL; B) VARRIMENTO BIDIRECIONAL/EM ZIGUEZAGUE; C) VARRIMENTO EM ILHAS; D) ALTERNÂNCIA DA SEQUÊNCIA DE VARRIMENTO BASEADA NO VARRIMENTO UNIDIRECIONAL; E) ALTERNÂNCIA DA SEQUÊNCIA DE VARRIMENTO BASEADA NO VARRIMENTO BIDIRECIONAL; F) VARRIMENTO EM HÉLICE; G) VARRIMENTO BIDIRECIONAL COM CONTORNO; H) VARRIMENTO BIDIRECIONAL, COM DUPLA PASSAGEM DO FEIXE LASER; I) VARRIMENTO BIDIRECIONAL, COM DUPLA PASSAGEM DO FEIXE LASER E ROTAÇÃO DE 90° DO VETOR DE VARRIMENTO ENTRE CAMADAS; J) VARRIMENTO CRUZADO; K) VARRIMENTO BIDIRECIONAL, COM PASSAGEM SIMPLES DO FEIXE E ROTAÇÃO DE 90° ENTRE CAMADAS; L) ROTAÇÃO DE 90° DO VARRIMENTO UNIDIRECIONAL ENTRE CAMADAS SUCESSIVAS; M) ROTAÇÃO DE 45° DO VETOR DE VARRIMENTO (ADAPTADO DE [38]).....	16
FIGURA 2.6 – REPRESENTAÇÃO ESQUEMÁTICA DA DISTRIBUIÇÃO DOS CORDÕES NUMA CAMADA	17
FIGURA 2.7 - REPRESENTAÇÃO ESQUEMÁTICA DAS DIFERENTES CAMADAS: (A) DISTRIBUIÇÃO TÍPICA DAS REGIÕES <i>UP-SKIN</i> (U), <i>IN-SKIN</i> (I) E <i>DOWN-SKIN</i> (D), BEM COMO DOS SUPORTES E DA BASE METÁLICA DE IMPRESSÃO; (B) VISTA EM CORTE TRANSVERSAL ILUSTRANDO A RELAÇÃO ENTRE A ZONA <i>CORE</i> E A <i>IN-SKIN</i>	18
FIGURA 2.8 – SUPORTES DE CABINE PRODUZIDOS POR SLM, ATUALMENTE EM AERONAVES COMERCIAIS DE TESTE [48]	20
FIGURA 2.9 - CICLO DE TENSÃO ALTERNADO	22
FIGURA 2.10 – CURVA S-N TÍPICA PARA DIFERENTES TIPOS DE METAIS (ADAPTADO DE [56])	24
FIGURA 2.11 – CURVA S-N QUE REFLETE A RELAÇÃO ENTRE O VALOR DA TENSÃO MÉDIA E A VIDA À FADIGA	25
FIGURA 2.12 – CLASSIFICAÇÃO DAS INCLUSÕES NÃO METÁLICAS	27
FIGURA 2.13 – ESQUEMA DO PROCESSO DE <i>SHOT PEENING</i>	31
FIGURA 2.14 – CURVAS S-N: A) ENSAIO DE FLEXÃO A 3 PONTOS E B) ENSAIO À TRAÇÃO	33
FIGURA 2.15 – TIPOS DE PLACAS DE ALMEN, COM MEDIDAS EM MM, E ESQUEMA DO PROCESSO DE MEDIÇÃO DA INTENSIDADE.....	34
FIGURA 2.16 - CURVA DE SATURAÇÃO – A DUPLICAÇÃO DO TEMPO (2T) A PARTIR DO TEMPO DE EXPOSIÇÃO INICIAL (T) RESULTOU EM MENOS DE 10% DE AUMENTO NA ALTURA DO ARCO. ISTO SIGNIFICA QUE O PROCESSO ATINGE A SATURAÇÃO NO TEMPO = T.....	35
FIGURA 2.17 – ESQUEMA DO DISPOSITIVO E DO FUNCIONAMENTO DO PROCESSO USP [80]	36
FIGURA 2.18 – COMPARAÇÃO DA RUGOSIDADE OBTIDA EM ALUMÍNIO DA SÉRIE 7000: (A) COM <i>SHOT PEENING</i>) E (B) COM ULTRASONIC PEENING [79]	36
FIGURA 2.19 – CURVAS S-N PARA PROVETES COM 8 MM DE ESPESURA, COM R=-1 (ADAPTADO DE [81])	37

FIGURA 2.20 – TENSÕES RESIDUAIS INDUZIDAS PELO MSP (A) E COMPRIMENTO DA FISSURA VS NÚMERO DE CICLOS PARA PROVETES COM E SEM MSP (B), AMBOS PARA A LIGA DE ALUMÍNIO 7475-T7351 [82]	37
FIGURA 3.1 – DESENHO 2D E RESPECTIVAS DIMENSÕES DO PROVETE DE AL 7475-T7351, EM MM	39
FIGURA 3.2 - PROVETES DA LIGA AL 7475-T7351 PRODUZIDOS.....	40
FIGURA 3.3 – EXCERTO DA NORMA ASTM E8-22 RELATIVO AOS PROVETES DE SECÇÃO TRANSVERSAL CIRCULAR (ADAPTADO DE [68]).....	41
FIGURA 3.4 - DESENHO 2D E RESPECTIVAS DIMENSÕES DE FABRICAÇÃO DOS PROVETES DE Ti-6Al-4V, EM MM.....	41
FIGURA 3.5 – EQUIPAMENTO DE SLM TRUPRINT 1000 DA MARCA TRUMPF (POR CORTESIA DO CDRSP - LEIRIA)	42
FIGURA 3.6 – A) PRIMEIRA E ÚLTIMA CAMADA – PADRÃO ZIG-ZAG COM CONEXÃO; B) CAMADAS INTERNAS – PADRÃO XADREZ 0º/0º	43
FIGURA 3.7 - TORNO CNC TL20 MS DA CMZ (POR CORTESIA DA LAUAK PORTUGAL)	44
FIGURA 3.8 - DESENHO 2D E RESPECTIVAS DIMENSÕES DOS PROVETES DE Ti-6Al-4V APÓS MAQUINAÇÃO, EM MM.	45
FIGURA 3.9 - EQUIPAMENTO DE <i>SHOT PEENING</i> ROSLER - SP 1500 LR G1 (POR CORTESIA DA OGMA)	45
FIGURA 3.10 - PROVETE DE AL 7475-T7351 COM ZONA DE APLICAÇÃO DE SP COM 40 MM DE LARGURA.....	46
FIGURA 3.11 – RUGOSÍMETRO DIAVITE DH-8 E RESPECTIVO SUPORTE (POR CORTESIA DA OGMA)	47
FIGURA 3.12 – MICROSCÓPIO ÓTICO OLYMPUS BX51M (POR CORTESIA DA OGMA)	47
FIGURA 3.13 – MICRODURÓMETRO SHIMADZU HMV-2.....	48
FIGURA 3.14 – ESQUEMA DA ZONA DE MEDIÇÃO DE MICRODUREZAS NOS PROVETES DE AL 7475-T7351	48
FIGURA 3.15 - ESQUEMA DE MEDIÇÃO DE MICRODUREZAS DA LIGA Ti-6Al-4V – (A) MATERIAL BASE; (B) AVALIAÇÃO DO EFEITO DO <i>SHOT PEENING</i> EM PROFUNDIDADE	49
FIGURA 3.16 – ENSAIO DE TRAÇÃO: (A) EQUIPAMENTO ZWICK ROELL Z100 UTILIZADO NOS ENSAIOS; (B) PORMENOR DAS GARRAS COM O PROVETE CILÍNDRICO FIXADO	49
FIGURA 3.17 – MICROSCÓPIO ELETRÓNICO DE VARRIMENTO HITACHI S-2400.....	50
FIGURA 3.18 – NANOTOMÓGRAFO SKYSCAN 2214 [88].....	51
FIGURA 4.1 – EVOLUÇÃO EM PROFUNDIDADE DAS MICRODUREZA DA LIGA DE AL 7475-T7351 SUJEITA A <i>SHOT PEENING</i> , RELATIVAMENTE AO MATERIAL BASE	54
FIGURA 4.2 - MICROSCOPIA ÓTICA DA LIGA AL 7475-T7351 SEM SP, COM AMPLIAÇÃO DE 100X.....	55
FIGURA 4.3 - MICROSCOPIA ÓTICA DA LIGA AL 7475-T7351 DEPOIS DE SUBMETIDA A SP, COM AMPLIAÇÃO DE 100X	56
FIGURA 5.1 - PROVETES 1º LOTE.....	58
FIGURA 5.2 – DETALHE DA PRESENÇA DE SALPICOS NA ZONA CENTRAL, QUANDO OS PROVETES AINDA ESTAVAM NA BASE DE IMPRESSÃO (1ºLOTE)	58
FIGURA 5.3 – PROVETES 2º LOTE, COM DESTAQUE PARA OS DEFEITOS IDENTIFICADOS A AZUL	59
FIGURA 5.4 – PROVETES 3º LOTE	59
FIGURA 5.5 – IMAGENS OBTIDAS ATRAVÉS DO SOFTWARE CTVOX, COM RECURSO AO MÉTODO INTEGRAL DE CINZENTOS: (A) AMOSTRA DO LOTE 2 E (B) AMOSTRA DO LOTE 3.....	60
FIGURA 5.6 - EVOLUÇÃO EM PROFUNDIDADE DAS MICRODUREZAS DA LIGA DE Ti-6Al-4V 1º LOTE, SUJEITA A <i>SHOT PEENING</i> , RELATIVAMENTE AO MATERIAL BASE	61
FIGURA 5.7 - MICROGRAFIA ÓTICA DA LIGA DE Ti-6Al-4V – 1º LOTE, COM AMPLIAÇÃO DE 50X.....	63

FIGURA 5.8 – MICROGRAFIA ÓTICA DA LIGA DE Ti-6Al-4V – 2º LOTE, COM AMPLIAÇÃO DE 50X.....	63
FIGURA 5.9 - MICROGRAFIA ÓTICA DA LIGA DE Ti-6Al-4V – 3º LOTE, COM AMPLIAÇÃO DE 50X	64
FIGURA 5.10 - MICROGRAFIA ÓTICA DA LIGA DE Ti-6Al-4V – 1º LOTE <i>COMO FABRICADO</i> , COM AMPLIAÇÃO DE 200X	64
FIGURA 5.11 - MICROGRAFIA ÓTICA DA LIGA DE Ti-6Al-4V – 1º LOTE, PROVETE MAQUINADO, COM AMPLIAÇÃO DE 100X.....	65
FIGURA 5.12 - MICROGRAFIA ÓTICA DA LIGA DE Ti-6Al-4V – 1º LOTE, PROVETE SUBMETIDO A <i>SHOT PEENING</i> , COM AMPLIAÇÃO DE 100X	66
FIGURA 5.13 - ENSAIOS DE TRAÇÃO REALIZADOS AOS PROVETES MAQUINADOS DE Ti-6Al-4V.....	67
FIGURA 5.14 – PROVETES DE Ti-6Al-4V DEPOIS DOS ENSAIOS DE TRAÇÃO UNIAXIAL	68
FIGURA 5.15 –SUPERFÍCIES DE FRATURA COM MORFOLOGIA TÍPICA EM TAÇA-CONE OBSERVADAS NOS PROVETES APÓS ENSAIO DE TRAÇÃO (LOTE 1 DA LIGA DE Ti-6Al-4V): (A) VISTA LATERAL DA FRATURA, (B) REGIÃO CORRESPONDENTE À TAÇA E (C) REGIÃO CORRESPONDENTE AO CONE.....	69
FIGURA 5.16 - MICROGRAFIA SEM DA LIGA DE Ti-6Al-4V – 1º LOTE, PROVETE FRATURADO POR TRAÇÃO	70
FIGURA 5.17 - MICROGRAFIA SEM DA LIGA DE Ti-6Al-4V – 1º LOTE, PROVETE FRATURADO POR TRAÇÃO	70
FIGURA 5.18 – MICROGRAFIA SEM DA LIGA DE Ti-6Al-4V – 2º LOTE, PROVETE FRATURADO POR IMPACTO	71
FIGURA 5.19 - MICROGRAFIA SEM DA LIGA DE Ti-6Al-4V – 2º LOTE, PROVETE FRATURADO POR IMPACTO.....	71
FIGURA 5.20 – MICROGRAFIA SEM DA LIGA DE Ti-6Al-4V – 3º LOTE, PROVETE FRATURADO POR IMPACTO	72
FIGURA 5.21 - MICROGRAFIA SEM DA LIGA DE Ti-6Al-4V – 3º LOTE, PROVETE FRATURADO POR IMPACTO.....	73
FIGURA A.1 - INTERIOR DA CÂMARA DE IMPRESSÃO E RESPETIVOS CONSTITUINTES	87
FIGURA A.2 - EMBALAGEM (A) E RESPETIVOS PÓS METÁLICOS DA LIGA Ti-6Al-4V (B), PRODUZIDOS PELA EMPRESA AP&C	88
FIGURA A.3 – ESQUEMA DE TRATAMENTO DOS PÓS, COM RECURSO A UMA PENEIRA.....	88
FIGURA A.4 – CICLO GENÉRICO DE REUTILIZAÇÃO DOS PÓS.....	89
FIGURA A.5 – DISPOSIÇÃO DE PRODUÇÃO (A) E RESPETIVOS PROVETES OBTIDOS NO 1º LOTE (B).....	89
FIGURA A.7 - BASE DE IMPRESSÃO APÓS A REMOÇÃO DOS PROVETES QUE NÃO FRATURARAM	90
FIGURA B.1 – ESQUEMA DOS DIFERENTES PARÂMETROS DE RUGOSIDADE	91
FIGURA D.1 - INDENTADOR DE VICKERS	95
FIGURA D.2 - DISTÂNCIA MÍNIMA ENTRE INDENTAÇÕES E DA BORDA (ADAPTADO DE [87])	96
FIGURA E.1 - GRÁFICO DE PROBABILIDADE NORMAL PARA OS VALORES DE MICRODUREZAS VICKERS MEDIDOS NA LIGA AL 7475-T7351, NO SENTIDO LONGITUDINAL, COM IC DE 95%.....	98
FIGURA E.2 - GRÁFICO DE PROBABILIDADE NORMAL PARA OS VALORES DE MICRODUREZAS VICKERS MEDIDOS NA LIGA AL 7475-T7351, NO SENTIDO TRANSVERSAL, COM IC DE 95%	98
FIGURA E.3 - GRÁFICO DE PROBABILIDADE NORMAL PARA OS VALORES DE MICRODUREZAS VICKERS MEDIDOS NA LIGA Ti-6Al-4V – 1º LOTE (AMOSTRA 1) COM IC DE 95%	99
FIGURA E.4 - GRÁFICO DE PROBABILIDADE NORMAL PARA OS VALORES DE MICRODUREZAS VICKERS MEDIDOS NA LIGA Ti-6Al-4V – 1º LOTE (AMOSTRA 2) COM IC DE 95%	99
FIGURA E.5 - GRÁFICO DE PROBABILIDADE NORMAL PARA OS VALORES DE MICRODUREZAS VICKERS MEDIDOS NA LIGA Ti-6Al-4V – 2º LOTE COM IC DE 95%.....	100

FIGURA E.6 - GRÁFICO DE PROBABILIDADE NORMAL PARA OS VALORES DE MICRODUREZAS VICKERS MEDIDOS NA LIGA TI-6AL-4V – 3º LOTE COM IC DE 95%.....	100
FIGURA F.1 - ESPETRO EDS REFERENTE À FIGURA 5.16.....	101
FIGURA F.2 - ESPETRO EDS REFERENTE À FIGURA 5.18	102
FIGURA F.3 - ESPETRO EDS REFERENTE À FIGURA 5.20.....	102

Índice de tabelas

TABELA 2.1 - DESIGNAÇÃO NUMÉRICA DAS LIGAS DE AL PARA TRABALHO MECÂNICA SEGUNDO AA [3].....	6
TABELA 2.2 – TRATAMENTOS DAS LIGAS DE ALUMÍNIO [3].....	7
TABELA 2.3 – COMPOSIÇÕES QUÍMICAS DAS LIGAS 7475 E 7075, EM % DE MASSA [1]	8
TABELA 2.4 – PROPRIEDADES MECÂNICAS DA LIGA 7475-T7351 [9], [10].....	8
TABELA 2.5 – CARACTERÍSTICAS DAS ESFERAS USADAS NO PROCESSO DE SP	33
TABELA 3.1 – PROPRIEDADES MECÂNICAS DA LIGA DE ALUMÍNIO AL 7475-T7351, PARA UMA ESPESSURA DE 6 A 38 MM, EM % DE MASSA (DE ACORDO COM [81], [10])	40
TABELA 3.2- COMPOSIÇÃO QUÍMICA (% DE MASSA) DA LIGA Ti-6Al-4V CATEGORIA 23, DE ACORDO COM A NORMA ASTM F3001 [83]	42
TABELA 3.3 – PROPRIEDADES DOS PÓS DE Ti-6Al-4V CATEGORIA 23 [84]	42
TABELA 3.4 - PARÂMETROS DE FABRICO DOS CORDÕES <i>BOARDER</i> NO EQUIPAMENTO TRUPRINT 1000 DA TRUMPF	43
TABELA 3.5 - PARÂMETROS DE FABRICO DOS CORDÕES <i>HATCH</i> NO EQUIPAMENTO TRUPRINT 1000 DA TRUMPF ..	43
TABELA 3.6 – CONDIÇÕES DE FABRICO USADOS, CONSOANTE O LOTE DE PRODUÇÃO	44
TABELA 3.7 – PARÂMETROS DE PROCESSAMENTO USADOS NO <i>SHOT PEENING</i>	46
TABELA 3.8 – PROPRIEDADES DAS GRANALHAS USADAS, DE ACORDO COM A NORMA SAE J44 [75]	46
TABELA 3.9 – ESPECIFICAÇÕES DO EQUIPAMENTO SKYSCAN 2214 DURANTE AS ANÁLISES REALIZADAS.....	51
TABELA 4.1 – MICRODUREZA DOS PROVETES LIGA AL 7475-T7351 (MATERIAL BASE).....	53
TABELA 4.2 – VALORES DOS PARÂMETROS DE RUGOSIDADE MEDIDOS ANTES E DEPOIS DOS PROVETES DA LIGA AL 7475-T7351 SEREM SUBMETIDOS A <i>SHOT PEENING</i>	54
TABELA 5.1 – VALORES OBTIDOS COM NANOTOMOGRAFIA DE RAIOS-X RELATIVOS À QUANTIFICAÇÃO DE DEFEITOS .	60
TABELA 5.2 - MICRODUREZAS VICKERS DOS PROVETES DE Ti-6Al-4V, TAL COMO FABRICADOS	60
TABELA 5.3 – RUGOSIDADE DOS PROVETES DE Ti-6Al-4V.....	62
TABELA 5.4 – RESUMO DOS RESULTADOS OBTIDOS NOS ENSAIOS DE TRAÇÃO	67
TABELA 5.5 – MÓDULO DE YOUNG CALCULADO PARA OS DOIS ENSAIOS REALIZADOS.....	68
TABELA 5.6 – ÁREAS PROJETADAS DOS DEFEITOS ENCONTRADOS NAS AMOSTRAS DOS LOTES 2 E 3	73
TABELA 5.7 – APLICAÇÃO DOS MODELOS DE PREVISÃO DA VIDA À FADIGA	74
TABELA 5.8 – RESUMO DOS DADOS NECESSÁRIOS, RELATIVOS À ANÁLISE COM NANOTOMOGRAFIA DE RAIOS-X AOS PROVETES DE Ti-6Al-4V DO 3º LOTE DE PRODUÇÃO	74
TABELA 5.9 – QUANTIFICAÇÃO DOS DEFEITOS, CONSIDERANDO O VOLUME DA ZONA CENTRAL DO PROVETE DOS PROVETES DE Ti-6Al-4V	75
TABELA C.1 - SEQUÊNCIA DE DISCOS, ABRASIVOS, LUBRIFICANTES, TEMPOS E FORÇAS USADAS PARA O POLIMENTO DAS AMOSTRAS DA LIGA DE AL 7475-T7351	93
TABELA C.2 - SEQUÊNCIA DE DISCOS, ABRASIVOS, LUBRIFICANTES, TEMPOS E FORÇAS USADAS PARA O POLIMENTO DAS AMOSTRAS DE Ti-6Al-4V	93
TABELA C.3 - COMPOSIÇÃO QUÍMICA DO REAGENTE KELLER (EM %).....	94
TABELA C.4- COMPOSIÇÃO QUÍMICA DO REAGENTE KROLL MODIFICADO (EM %) – 1ª TENTATIVA	94
TABELA C.5- COMPOSIÇÃO QUÍMICA DO REAGENTE KROLL MODIFICADO (EM %) – 2ª TENTATIVA	94

TABELA F.1 - RESULTADOS DA ANÁLISE QUÍMICA REFERENTE AO ESPETRO EDS APRESENTADO NA FIGURA F.1 (VALORES EM % DE MASSA)	101
TABELA F.2 - RESULTADOS DA ANÁLISE QUÍMICA REFERENTE AO ESPETRO EDS APRESENTADO NA FIGURA F.2 (VALORES EM % DE MASSA)	102
TABELA F.3 - RESULTADOS DA ANÁLISE QUÍMICA REFERENTE AO ESPETRO EDS APRESENTADO NA FIGURA F.3 (VALORES EM % DE MASSA)	103

1 Introdução

1.1 Enquadramento e Motivação

Na indústria aeronáutica, as grandes preocupações atuais, alinhadas às metas económicas e às questões ambientais, prendem-se com a redução do consumo de combustível e a extensão da vida útil dos componentes nas estruturas das aeronaves, tendo em vista a máxima segurança. Assim sendo, o estudo de ligas leves, nomeadamente de alumínio e de titânio, cuja principal propriedade é a sua elevada relação resistência-peso, é deveras interessante e relevante para o setor em causa, uma vez que contribuem para a redução do peso das aeronaves e, conseqüentemente, para a diminuição do consumo de combustíveis. Além disso, o desenvolvimento de técnicas que contribuem para a melhoria da vida à fadiga, como é o caso do *Shot Peening* e respetivas variantes, têm-se revelado cruciais e um alvo de investigação atrativo, pois contribuem para um aumento da resistência à fadiga, aumentando assim a vida útil dos componentes. No âmbito da sustentabilidade, esta abordagem de extensão da vida útil contribui para a redução do consumo de recursos e para a diminuição da produção de resíduos e da necessidade de adquirir novos materiais, alinhando-se com os princípios da economia circular.

Com o desenvolvimento tecnológico, novas técnicas de fabrico e processamento têm emergido, nomeadamente a manufatura aditiva, que promete revolucionar a produção de componentes nas mais diversas indústrias, pelo seu potencial de fabricar peças com alta precisão e complexidade geométrica. Contudo, em indústrias como a aeronáutica, onde a segurança e a fiabilidade são imperativas, a adoção desta técnica enfrenta alguns desafios.

Das variantes de manufatura aditiva, destaca-se o *Selective Laser Melting (SLM)*, que se tem consolidado como uma das tecnologias mais promissoras para a produção de componentes metálicos de elevada complexidade geométrica. Para que esta tecnologia seja reconhecida como confiável em aplicações críticas, é essencial combater a lacuna de conhecimento científico, procedendo-se à realização de estudos e ensaios que avaliem o comportamento mecânico, a microestrutura, a presença de

defeitos intrínsecos ao processo e os efeitos de tratamentos pós-processamento, como é o caso do *Shot Peening*, assegurando assim a qualidade e a durabilidade dos componentes.

Em resposta às necessidades apresentadas, a presente dissertação centra-se na análise do comportamento de duas ligas leves, a liga de alumínio 7475-T7351 e a liga de titânio Ti-6Al-4V, com vista a compreender a influência do *Shot Peening* na melhoria das propriedades mecânicas. Adicionalmente, é importante destacar que o tratamento de *Shot Peening* em componentes de Ti-6Al-4V produzidos por SLM, é uma área de estudo relativamente recente, cuja relevância decorre da necessidade de validar e otimizar a tanto a técnica de produção, como a de pós-processamento, com o intuito de aplicação futura em condições exigentes, como as encontradas na indústria aeronáutica.

1.2 Objetivos

O presente trabalho tem como objetivo principal o estudo da influência do *Shot Peening* nas ligas leves, nomeadamente da liga de alumínio 7475-T7351, usada atualmente na indústria aeronáutica, e da liga de titânio Ti-6Al-4V, produzida por manufatura aditiva (*Selective Laser Melting - SLM*). A investigação visa avaliar os efeitos deste tratamento nas propriedades mecânicas e microestruturais dos materiais em causa. Adicionalmente, procurou estudar-se os defeitos intrínsecos resultantes do processo de manufatura aditiva nos provetes de Ti-6Al-4V e respetiva influência no comportamento mecânico.

Em termos de objetivos específicos, tem-se:

- Fabrico de provetes, tanto de Al 7475-T7351 como de Ti-6Al-4V, e aplicação de *Shot Peening*;
- Estudo de defeitos intrínsecos ao processo de fabrico (SLM) dos provetes de Ti-6Al-4V versus parâmetros de fabrico;
- Avaliação do efeito do *Shot Peening* realizado com equipamento automático na liga de Al 7475-T7351, comparando os resultados obtidos com os apresentados por Ramos et al. [78], que utilizaram equipamento manual;
- Compreensão do impacto do *Shot Peening* na microdureza e na rugosidade superficial dos provetes;
- Caracterização das microestruturas das ligas, antes e após o tratamento superficial, através de microscopia ótica (MO);
- Utilização de nanotomografia de raios-X para realizar análise pormenorizada dos defeitos intrínsecos ao processo de SLM da liga de Ti-6Al-4V;
- Estudo de fractografia para análise do comportamento à fratura da liga de Ti-6Al-4V, com recurso a microscopia eletrónica de varrimento (SEM);

- Validação e/ou desenvolvimento de modelos de previsão de vida à fadiga da liga de Ti-6Al-4V.

2 Revisão Bibliográfica

2.1 Ligas de Alumínio

O alumínio, o segundo elemento metálico mais abundante na Terra, tornou-se um competidor económico em aplicações de engenharia no final do século XIX, sendo atualmente o metal não ferroso mais utilizado [1]. Na natureza, o alumínio não se encontra em estado puro, estando combinado com oxigénio e silício, tipicamente presente em minerais como a bauxite. A obtenção deste elemento requer etapas técnicas e dispendiosas, como a extração da alumina pelo processo Bayer e a sua subsequente redução eletrolítica a alumínio pelo método Hall-Héroult [2].

Geralmente, as aplicações industriais do alumínio puro são restritas, dando-se preferências às ligas. Tipicamente recorre-se à adição de cobre (Cu), silício (Si), magnésio (Mg), manganês (Mn) e, ocasionalmente, zinco (Zn) e níquel (Ni), o que leva à melhoria de diversas propriedades mecânicas, como a resistência à tração, a tensão de cedência, resistência à corrosão e a dureza.

O Alumínio e as suas ligas são deveras atrativas devido às suas principais propriedades, tais como [3], [4]:

- Baixa Densidade - O alumínio possui uma densidade que ronda varia entre 2.6 e 2.8 g/cm³, sendo o metal mais leve depois do magnésio;
- Elevada relação resistência-peso - Apesar do alumínio apresentar uma baixa densidade, que ronda um terço da do aço, a sua resistência é relativamente alta, o que lhe confere uma excelente relação resistência-peso. Isso torna-se vantajoso para aplicações onde a redução de peso é fulcral. As ligas de alumínio são os segundos metais estruturais mais utilizados, ficando apenas atrás do aço.
- Facilidade de processamento – As ligas de Alumínio são das mais versáteis do ponto de vista de fabricação e processamento, podendo se recorrer a inúmeros processos, tais como, estampagem, fundição, laminação, extrusão, maquinação e soldadura;

- Elevada resistência à corrosão – Quando o alumínio entra em contacto com o oxigénio, forma-se muito rapidamente um filme fino e duro de óxido (alumina), que impede a oxidação adicional do metal. Quando esta camada se danifica, há a sua rápida regeneração;
- Elevada condutividade elétrica e térmica;
- Não Tóxico;
- Reciclabilidade - O alumínio produzido a partir de material reciclado requer apenas 5% da energia necessária para produzir alumínio a partir de bauxite.

Todas as propriedades mencionadas, aliadas ao seu custo, tornam as ligas de alumínio bastante versáteis e economicamente vantajosas, o que leva à sua utilização em diversos setores, como no fabrico de veículos de transporte, incluindo navios, comboios, aeronaves, camiões e automóveis, além de estruturas portáteis como escadas e andaimes [5], [6].

Em termos de classificação, as ligas de alumínio regem-se pelo sistema de numeração desenvolvido pela *Aluminum Association (AA)*, no qual são divididas em ligas para trabalho mecânico (*Wrought Aluminium alloys*), cerca de 85% da produção total, e ligas para fundição (*Cast Aluminium alloys*). De acordo com este sistema, as ligas de trabalho mecânico são designadas com recurso a 4 dígitos (XXXX), enquanto as ligas para fundição são descritas com um sistema de 3 dígitos e um número decimal (XXX.X).

Atentando nas ligas para trabalho mecânico, o primeiro dígito está associado diz respeito ao elemento de liga principal, tal como consta na Tabela 2.1.

Tabela 2.1 - Designação numérica das ligas de Al para trabalho mecânica segundo AA [3].

Designação Numérica	Principais Elementos de Liga	Outros Elementos de Liga
1XXX	-	-
2XXX	Cobre	Magnésio, Lítio
3XXX	Manganês	Magnésio
4XXX	Silício	-
5XXX	Magnésio	-
6XXX	Magnésio + Silício	-
7XXX	Zinco	Cobre, Magnésio, Crómio e Zircónia
8XXX	Diversos	-
9XXX	Série reservada para uso futuro	-

O segundo algarismo está associado a modificações feitas à liga principal. Este dígito é 0 no caso das ligas originais e as ligas modificadas são numeradas de 1 a 9. Os

últimos dois dígitos identificam os restantes elementos de liga presentes. No caso específico das ligas da série 1xxx, estes dois últimos algarismos estão relacionados com a pureza da liga, indicando o grau de pureza acima dos 99,00%. Por exemplo, a liga 1145 tem uma pureza de 99,45%.

A seguir aos quatro dígitos que identificam a composição, pode ser adicionada uma letra maiúscula, acompanhada de um ou mais dígitos, que completa a designação da liga e especifica o tipo de tratamento aplicado e o respetivo grau de intensidade. Informações detalhadas sobre cada designação usada para cada tipo de tratamento podem ser consultadas na Tabela 2.2.

Tabela 2.2 – Tratamentos das ligas de Alumínio [3].

Designação	Descrição
F	Aplica-se a ligas que não sofrem nenhum tipo de tratamento após o seu fabrico e nas quais não há controle sobre as condições térmicas ou de encruamento.
O	Usa-se com ligas que foram recozidas com o intuito de aliviar tensões e homogenizar a sua estrutura.
H	Exclusivo das ligas trabalhadas mecanicamente (encruamento).
T	Diz respeito às ligas que foram tratadas termicamente, que podem ou não ter sofrido encruamento, para se obter um endurecimento estável.
W	Refere-se a ligas que sofrem envelhecimento espontâneo, à temperatura ambiente, após tratamento de solubilização.

2.1.1 Liga 7475-T7351

A liga 7475 foi desenvolvida para aplicações que requerem uma elevada resistência, combinada com uma tenacidade à fratura superior à da liga 7075. Importa referir que a liga 7475 apresenta valores de tenacidade à fratura até 40% superiores aos da liga 7075 quando submetida às mesmas condições de tratamento térmico, tornando-a uma escolha preferencial em aplicações de elevado desempenho estrutural. Esta liga destaca-se em aplicações onde é essencial a conjugação de alta resistência, excelente tenacidade à fratura e resistência à propagação de fissuras por fadiga, mesmo em ambientes adversos, como nos componentes aeronáuticos críticos à fratura [7].

A liga 7475 é basicamente uma versão modificada da liga 7075, cujas propriedades foram aprimoradas através de uma redução dos teores de ferro e silício da liga 7075, tendo as suas propriedades sido significativamente melhoradas através de uma redução dos teores de ferro e silício presentes na composição da 7075. As composições químicas das duas ligas referidas encontram-se na Tabela 2.3. Além disso, foram ajustadas as condições dos tratamentos térmicos, resultando numa liga com tamanho de grão fino, boa dispersão e o mais elevado valor de tenacidade entre as ligas de alumínio comercialmente disponíveis com altos níveis de resistência [7], [8]

Tabela 2.3 – Composições químicas das ligas 7475 e 7075, em % de massa [1].

Ligas	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Outros	Al
7475	0,10	0,12	1,2-1,9	0,06	1,9-2,6	0,18-0,25	5,2-6,2	0,06	0,15	Restante
7075	0,40	0,50	1,2-2,0	0,30	2,1-2,9	0,18-0,28	5,1-6,1	0,20	0,15	Restante

A restante designação da liga (T7351), diz respeito ao tratamento térmico a que a mesma é submetida. Neste caso concreto, a liga sofre solubilização para se obter somente uma fase, para tal há um aquecimento até aos 470°C. Posteriormente, procede-se a um arrefecimento rápido, a têmpera, em água, com uma extensão controlada de 1,5 a 3%, com o intuito de se reduzir a cristalinidade e aumentar, conseqüentemente, a dureza). De seguida, procede-se ao envelhecimento artificial em duas etapas: a primeira a uma temperatura de 121°C por 25 horas e o segundo a 163°C durante 24 a 30 horas [7]. Na Tabela 2.4 constam as propriedades mecânicas da liga 7475-T351.

Tabela 2.4 – Propriedades Mecânicas da Liga 7475-T7351 [9], [10].

Espessura (mm)	Resistência à Tração (MPa)	Tensão de cedência (MPa)	Alongamento (%)
6,10 - 38,10	490	414	9
50,83 - 65,50	476	393	8
76,25 - 88,90	448	365	8

2.2 Ligas de Titânio

O Titânio é o nono elemento mais abundante na Terra, presente essencialmente em minerais como a ilmenite (FeTiO₃) e o rutilo (TiO₂), na forma de óxidos. Apesar da sua grande abundância, os processos atualmente usados para a obtenção de titânio comercialmente puro acarretam custos elevados [11].

O titânio e as suas ligas destacam-se pelas seguintes propriedades:

- Baixa densidade – Com uma densidade de 4,42 g/cm³, aproximadamente metade da densidade do aço;
- Elevada relação resistência-peso – Apesar da sua baixa densidade, o titânio apresenta uma resistência mecânica equiparável à do aço, o que lhe confere uma ótima relação resistência-peso. Esta característica torna o aço bastante atrativo para aplicações onde a redução de peso é importante;
- Elevada resistência à corrosão – O titânio apresenta uma resistência excepcional à corrosão, tornando-o ideal para ambientes agressivos;
- Baixa condutividade térmica;
- Baixo coeficiente de expansão térmica;
- Não magnético;
- Elevada resistência mecânica a altas temperaturas.

Por causa das vantagens enumeradas, o titânio e as suas ligas apresentam vastas aplicações, incluindo estruturas e componentes de aviões (como trem de aterragem, motores, fuselagem, e componentes internos), equipamentos militares e para uso em meio marítimo, tanques químicos e até mesmo dispositivos médicos, uma vez que é apresenta uma elevada biocompatibilidade.

A sua principal desvantagem, por comparação com o aço e o alumínio, prende-se com o seu elevado custo e a sua dificuldade para ser maquinado, devido à sua elevada dureza e baixa condutividade térmica. Adicionalmente, há que atentar na elevada reatividade do titânio com elementos como oxigénio, azoto e hidrogénio, principalmente na fase líquida. A incorporação de pequenas quantidades destes elementos é uma desvantagem, uma vez que a sua presença pode afetar negativamente as propriedades mecânicas da liga de titânio. Para tal, o fabrico deste tipo de ligas deve ocorrer em ambiente controlado, ou até mesmo em vácuo, para se evitarem contaminações pelos elementos mencionados [12].

O Titânio tem duas estruturas cristalinas elementares, designadas por alfa (α) e beta (β), o que torna o Titânio um elemento alotrópico. A estrutura alfa é uma estrutura hexagonal compacta (HC), enquanto a estrutura beta é uma estrutura cúbica de corpo centrado (CCC). No titânio puro, a fase alfa encontra-se estável desde os 0°C até aos 882 °C, temperatura de transição (*Beta transus*), na qual ocorre a transformação alotrópica para a fase beta. Esta última fase permanece estável até à temperatura de fusão, em torno de 1668 °C [13].

Apesar do Titânio apresentar boas propriedades mecânicas e físicas, estas podem ser significativamente modificadas pela adição de elementos de liga, levando ao desenvolvimento das ligas de titânio. A presença destes elementos de liga influencia a formação de uma determinada fase no arrefecimento, devido ao seu impacto na temperatura de *Beta transus*. Com base no seu efeito na estabilidade das fases, estes elementos de liga podem ser designados como neutros, estabilizadores da fase alfa ou estabilizadores da fase beta [14].

A fase alfa é estabilizada através da adição de elementos como alumínio (Al), oxigénio (O), azoto (N) e carbono (C), sendo o alumínio particularmente relevante devido à sua baixa densidade e ao seu efeito de reforço. Estes elementos são designados por α -estabilizadores, uma vez que provocam um aumento da temperatura de transformação e, conseqüentemente, permitem que a fase α permaneça estável mesmo em temperaturas mais elevadas. Com a adição destes elementos há o desenvolvimento de um domínio bifásico [13], [14].

Por outro lado, a temperatura de transição pode ser reduzida pela adição de elementos β -estabilizadores. Estes estabilizadores da fase β subdividem-se em duas categorias: β -eutéticos e β -isomorfos. Os elementos estabilizadores β -isomórficos,

como vanádio (V), molibdênio (Mo), nióbio (Nb) e tântalo (Ta), são muito mais importantes devido à sua maior solubilidade no titânio. Por outro lado, mesmo quantidades muito reduzidas de elementos estabilizadores β -eutéticos, como ferro (Fe), crômio (Cr), níquel (Ni), manganês (Mn) e cobalto (Co), cobre (Cu), silício (Si) e hidrogênio (H), podem levar à formação de compostos intermetálicos [13], [14].

Adicionalmente, elementos neutros, como são exemplo o estanho (Sn) e a zircônia (Zr), que devido à sua elevada solubilidade nas fases α e β , têm uma influência mínima na temperatura de transição, contudo vão atuar como reforço estrutural nas fases α [13].

Esta classificação dos elementos de liga, bem como a sua influência na estabilidade das fases alfa e beta, está representada esquematicamente na Figura 2.1.

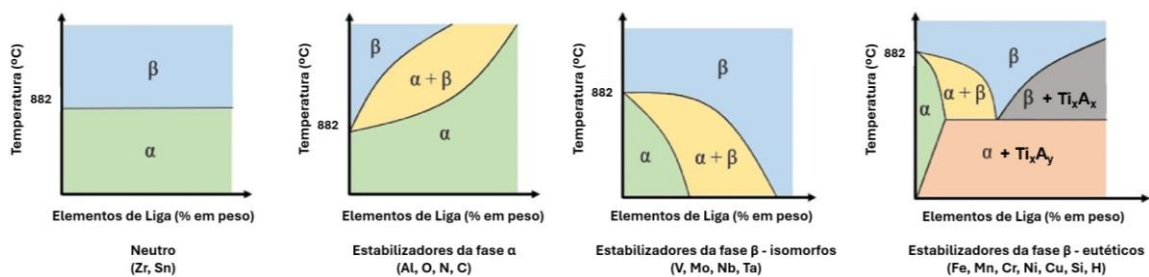


Figura 2.1 – Diagramas de fase do titânio sob o efeito dos elementos de liga (Adaptado de [14] e [15]).

As ligas de titânio podem ser classificadas com base na sua estrutura cristalina predominante, sendo divididas em três categorias principais: α , $\alpha+\beta$ e β . As ligas α são caracterizadas pela sua excelente resistência à corrosão e à fluência e pela boa soldabilidade, embora não apresentem uma resistência mecânica tão elevada como a das ligas $\alpha+\beta$ ou β . Tal deve-se ao facto de não poderem ser submetidas tratamentos térmicos, por serem constituídas por uma fase única, o que limita o potencial de modificação das suas propriedades mecânicas [16]. Já as ligas β , que compreendem uma grande quantidade de estabilizadores de β (cerca de 30%) e, portanto, tornam β estável à temperatura ambiente, oferecem maior resistência e ductilidade, mas tendem a ser mais suscetíveis à corrosão. As ligas $\alpha+\beta$, as mais amplamente utilizadas, são uma combinação das fases α e β . À temperatura ambiente, a fração volumétrica de fase β nestas ligas varia entre 5 e 40%, permitindo uma boa combinação de resistência mecânica e ductilidade, ajustável através de processos térmicos [14]. Existem ainda subdivisões, como as ligas *near-alfa*, que são predominantemente constituídas por fase α , mas com pequenas quantidades de elementos de liga estabilizadores da fase β . Estas ligas são conhecidas por manterem as suas propriedades mecânicas mesmo a altas temperaturas (400-520°C). As ligas beta metastáveis são outra subdivisão e surgem da adição de estabilizadores da fase β , em quantidades a rondar os 10-15%, que possibilitam a existência de domínio bifásico, com a presença de beta metaestável à

temperatura ambiente. Ainda assim, estas ligas podem apresentar uma fração volumétrica de fase alfa em equilíbrio superior a 50% [13], [14].

No que toca à classificação das microestruturas, as ligas de titânio podem ser agrupadas, consoante o arranjo, tamanho e forma das duas fases, em três categorias principais: lamelares, equiaxiais e bimodais [16]. Um aspeto essencial para o estudo adequado das estruturas das ligas de titânio é o conhecimento do histórico do material a ser analisado, nomeadamente a composição da liga, o método de fabrico usado e os parâmetros de processamento, nomeadamente as temperaturas aplicadas durante os tratamentos termomecânicos, considerando, em particular, se estas estão acima ou abaixo da temperatura *transus* β [14].

As microestruturas equiaxiais surgem em materiais completamente recozidos, ou seja, que sofreram recristalização, com taxas de arrefecimentos relativamente baixas. Tanto as fases alfa como beta podem existir na forma equiaxial. As microestruturas α equiaxiais formam-se durante o processo de recozimento a temperaturas superiores à temperatura de recristalização, mas inferiores à temperatura *transus* β , num domínio $\alpha+\beta$ [17]. Este tipo de microestruturas caracteriza-se por apresentar maior ductilidade e maior resistência à fadiga [16]. Por outro lado, as microestruturas β equiaxiais são obtidas através do recozimento a temperaturas superiores a *transus* β , seguido de um arrefecimento rápido controlado, de modo a preservar uma estrutura totalmente β [18].

As microestruturas lamelares são constituídas por lamelas da fase α dispostas numa matriz β , sendo caracterizadas pela elevada tenacidade e apresentando uma resistência superior à fluência e ao crescimento de fissuras por fadiga [16]. Este tipo de estruturas resulta de um arrefecimento lento a partir de temperaturas superiores à temperatura *transus* β . Quando a temperatura do material diminui e se atinge a temperatura *transus* β , a fase β começa a transformar-se na fase α . Nesta etapa, fase α começa a nuclear-se nas fronteiras dos grãos β e cresce na forma de lamelas em direção ao interior do grão pré-existente. A taxa de arrefecimento controla a largura das lamelas e o tamanho das colónias [14].

As ligas com baixo teor da fase β , quando são sujeitas a um arrefecimento rápido, a partir de temperaturas superiores à *transus* β , sofrem transformação martensítica da fase β , resultando numa microestrutura muito fina, em forma de agulhas.

Adicionalmente, com arrefecimentos rápidos (entre 20 e 410 °C/s), pode haver a formação da fase *α -prime* (α'), uma fase metastável, que se forma por uma transformação martensítica a partir da fase β . A fase α' , com uma forma acicular, é tipicamente encontrada em ligas com baixo teor de elementos estabilizadores de β [17].

Outro caso particular das microestruturas lamelares são as microestruturas de Widmanstätten que resultam da nucleação e crescimento da transformação da fase β

para a fase α . Esta microestrutura, caracterizada pela sua aparência semelhante à textura de um cesto de vime, é formada à medida que a fase α sofre nucleação e cresce em planos cristalográficos específicos na fase β . Esta microestrutura é caracterizada por baixa ductilidade e alta resistência à fadiga [19].

Por último, as microestruturas bimodais conjugam grãos alfa equiaxiais com uma matriz beta transformada que contém lamelas da fase α [13]. Estes tipos de estruturas surgem quando o processamento termomecânico se realiza abaixo da temperatura *transus* do β e combinam as vantagens das estruturas lamelares e equiaxiais, resultando em perfis de propriedades bem equilibrados [16].

Na Figura 2.2, é possível visualizar alguns tipos de microestruturas apresentados anteriormente.

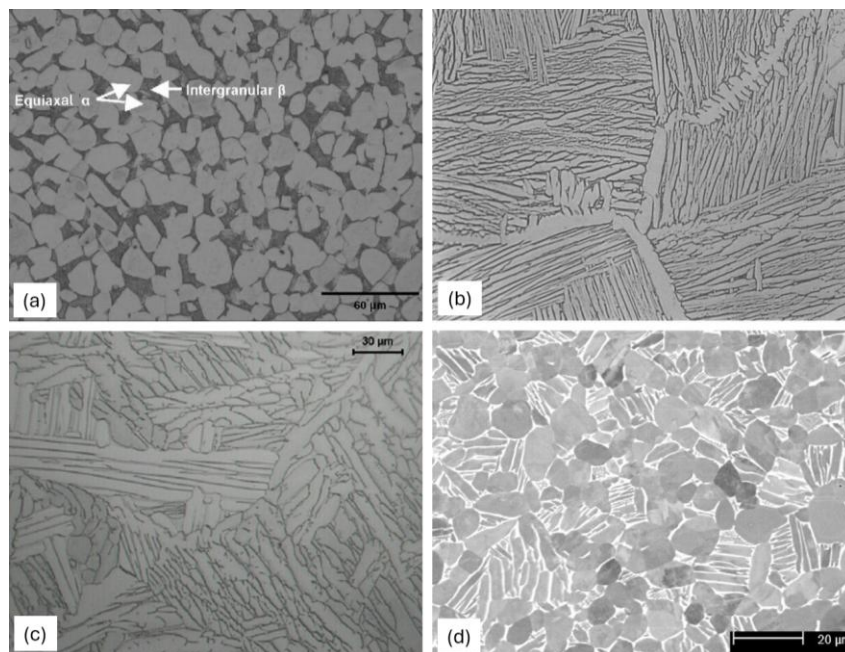


Figura 2.2 - Diferentes microestruturas de ligas de titânio: (a) equiaxial [21]; (b) lamelar [20]; (c) Widmanstätten [23]; (d) bimodal [24].

2.2.1 Liga Ti-6Al-4V

Da vasta gama de ligas de titânio, destaca-se a liga Ti-6Al-4V, também conhecida por Ti64, alvo de estudo deste trabalho. A sua designação deve-se à presença de 6% de alumínio (estabilizador da fase α) e 4% de vanádio (estabilizador da fase β), em percentagem de massa.

Esta liga $\alpha+\beta$ foi desenvolvida nos Estados Unidos, na década de 1950, sendo uma das primeiras ligas de titânio a ser desenvolvida. A mesma apresenta uma boa combinação de propriedades mecânicas, o que a torna a liga de titânio mais conhecida e testada, representando quase metade do mercado global de produtos de titânio em uso atualmente [14], [25].

Tal como mencionado anteriormente, a liga Ti-6Al-4V, por ser uma liga de titânio, apresenta um conjunto de características que a tornam amplamente aplicável em

diversas indústrias. A sua elevada relação resistência mecânica/peso, combinada com a ductilidade e excelentes propriedades de comportamento à fadiga e à fratura, destacam-na como uma escolha preferencial, especialmente na indústria aeroespacial [14].

Na indústria aeroespacial, o Ti-6Al-4V é frequentemente utilizado em partes da estrutura e do motor. É esperado um aumento na procura por esta liga, devido à atenção crescente com as questões da sustentabilidade. Desta forma, tem-se procurado reduzir o consumo de combustível pelas aeronaves. Nas estruturas, esta liga é utilizada em materiais estruturais, como parafusos, estrutura das janelas da cabine, trens de aterragem, conectores dos estabilizadores vertical e horizontal e em outros componentes de suporte. Nos motores, devido à temperatura de serviço relativamente baixa permitida por esta liga, cerca de 300°C, a mesma é usada em lâminas do ventilador, carcaças de ventilador e suspensão do motor, onde as temperaturas de funcionamento são inferiores a 300°C [14], [19]. Um exemplo prático da aplicação desta liga é visto nas pás e discos motores J-57, produzidos pela Pratt & Whitney, e utilizados nos Boeing B-52. A empresa utiliza Ti-6Al-4V para fabricar as pás e discos destes motores. Esta foi a primeira aplicação significativa de titânio neste setor, beneficiando da elevada relação resistência-peso da liga, o que contribuiu para uma redução de aproximadamente 945 kg na aeronave [20]. Na Figura 2.3 constam mais alguns exemplos específicos de aplicações da liga Ti-6Al-4V nesta indústria.

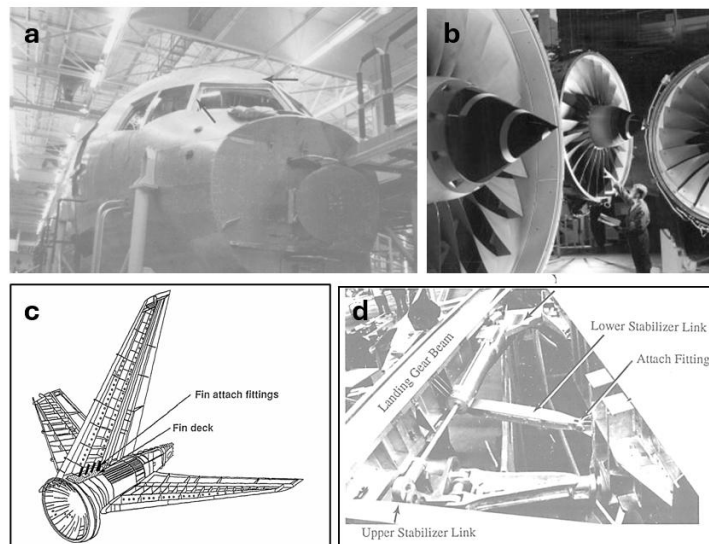


Figura 2.3 – (a) Estruturas das janelas das cabines nos Boeings 757, 767 e 777 [18]; (b) Ventiladores frontais do motor da Rolls Royce [14]; (c) Conectores dos estabilizadores vertical e horizontal no Boeing 777 [18] ; (d) Trem de aterragem do Boeing 757 [18].

2.3 Manufatura Aditiva - *Selective Laser Melting* (SLM)

Nos últimos anos, a Manufatura Aditiva (MA), do inglês *Additive Manufacturing* (AM), tem-se destacado como uma alternativa inovadora aos métodos de fabrico

convencionais, sobretudo, pelo seu vasto potencial para a produção de peças com geometrias complexas, mas também pela redução de recursos humanos, de energia e de materiais necessários [27]. Além disso, o número de peças produzidas por manufatura aditiva tem vindo a aumentar significativamente, à medida que a tecnologia evolui e se torna mais acessível. Contudo, apesar das suas vantagens evidentes, a adoção generalizada desta tecnologia enfrenta desafios significativos, nomeadamente no que diz respeito à sua fiabilidade e consistência. É imperativo proceder à realização de rigorosos ensaios e validações, para que se assegure a conformidade com os requisitos técnicos e de segurança. Só assim se pode integrar a manufatura aditiva de forma definitiva em setores críticos, como a indústria aeroespacial.

Tal como referido anteriormente, o titânio e as suas ligas são materiais altamente versáteis, com uma vasta gama de aplicações em diversas indústrias [17]. Contudo, os processos convencionais de fabrico, como fundição, forjamento ou pulverometalurgia, seguidos de operações de transformação como maquinação, deformação plástica e soldadura, apesar de amplamente utilizados, apresentam limitações significativas em termos de complexidade geométrica, exigem múltiplas etapas e frequentemente resultam em desperdício de material. Neste contexto, a manufatura aditiva surge como uma alternativa inovadora.

Em termos de classificação dos processos de manufatura aditiva, a mesma encontra-se normalizada na ISO/ASTM 52900, que define os princípios gerais e a terminologia associada a esta tecnologia. De acordo com esta norma, os processos de manufatura aditiva são agrupados em sete categorias principais: *Material Jetting* (MJ), *Material Extrusion* (ME), *Powder Bed Fusion* (PBF), *Directed Energy Deposition* (DED), *Binder Jetting* (BJ), *Vat Photopolymerization* (VP) e *Sheet Lamination* (SL) [28]. Dos processos mencionados, para o titânio e respetivas ligas, recorre-se principalmente ao PBF e DED, embora o BJ e o SL também sejam utilizados em aplicações específicas [29], [30].

Das variantes existentes de PBF, o Selective Laser Melting (SLM), também designado por *Laser Powder Bed Fusion* (L-PBF), é particularmente importante na manufatura aditiva de titânio e das suas ligas, sendo o processo de manufatura aditiva analisado nesta dissertação. A produção de um componente por SLM inicia-se pelo seu desenho a 3D (CAD). Este ficheiro, por sua vez, é convertido ao formato STL, que descreve a superfície fechada e divide o modelo em várias camadas. No processo de produção propriamente dito, representado na Figura 2.4, um feixe de laser com elevada intensidade, funde sucessivamente camadas finas de um banho de pó metálico, permitindo o crescimento gradual do componente. Para se conseguir obter a geometria pretendida, o laser move-se de forma seletiva para escolher as áreas do banho de pó onde deve fundir o material a unir às camadas anteriores já fundidas em passagens

anteriores. Após a formação de uma nova camada, a plataforma de fabrico, onde se encontra a peça, sofre um decréscimo em altura equivalente à espessura da camada formada. [31]. A atmosfera da câmara de construção deve apresentar baixa percentagem de oxigénio, para evitar a formação de óxidos indesejáveis, para tal, adiciona-se um gás inerte, tipicamente Árgon [29], [32].

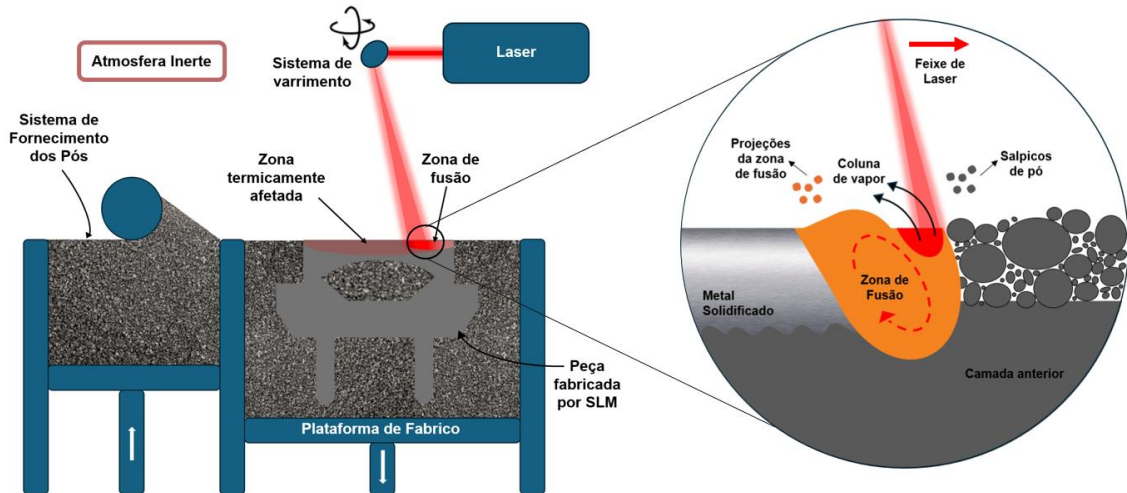


Figura 2.4 - Esquema do processo de *Selective Laser Melting*.

Esta tecnologia é deveras atrativa para vários setores tais como aeroespacial, aeronáutico, automóvel e médico, devido ao elevado nível de precisão, nomeadamente no controlo das propriedades mecânicas do material. Além disso, é relevante destacar que, por se tratar de uma impressão *Near-Net-Shape*, e considerando que o pó metálico não utilizado pode ser reutilizado, a manufatura aditiva apresenta um consumo de matéria-prima significativamente inferior quando comparado com as tecnologias subtrativas [33].

2.3.1 Parâmetros de produção

A regulação rigorosa dos parâmetros de processamento é deveras importante para garantir a maior isenção de defeitos possível e para alcançar a microestrutura desejada, consoante a aplicação. O fabrico de componentes por SLM envolve a otimização de múltiplos parâmetros ajustáveis, incluindo as características do laser (potência e velocidade de passagem), as propriedades pós metálicos (forma, composição e dimensão), a direção de fabrico, as condições da atmosfera de produção (tipo de gás inerte, pressão e fluxo), temperatura na câmara de produção, a estratégia de varrimento do laser, a distância entre cordões e a espessura de cada camada [34].

A densidade de energia (E_d), dada pela equação 1, é um fator que conjuga os parâmetros de fabrico mais importantes e descreve a energia média aplicada por unidade de volume de material [35].

$$E_d = \frac{P}{v \times h \times e} \quad (1)$$

Onde P é a potência do laser, v é a velocidade de passagem do laser, h representa a distância entre camadas e e representa a espessura de cada camada.

Bartolomeu et al [36] analisaram a influência da variação da densidade de energia na densidade, na dureza e na resistência ao cisalhamento da liga Ti-6Al-4V. Para tal, fixavam um valor para a potência do laser e faziam variar, alternadamente, a distância entre cordões ou a velocidade de passagem do laser, fazendo com que E_d oscilasse entre aproximadamente 41 a 99 J/mm³. O processo foi repetido para diferentes valores de potência do laser. Os resultados indicaram que tanto a dureza, a densidade e a resistência ao corte aumentam à medida que E_d aumenta.

Dos parâmetros enumerados é importante destacar a direção de fabrico, que fundamentalmente é a estratégia de varrimento, o padrão geométrico seguido pelo feixe de laser. Na Figura 2.5 é possível verificar diferentes estratégias de varrimento comumente adotadas [37]. Este parâmetro é determinante na qualidade dos componentes produzidos, uma vez que vai influenciar diretamente os gradientes térmicos que se geram no processo e, conseqüentemente, vão provocar alterações ao nível da microestrutura, das propriedades mecânicas e das tensões residuais [38].

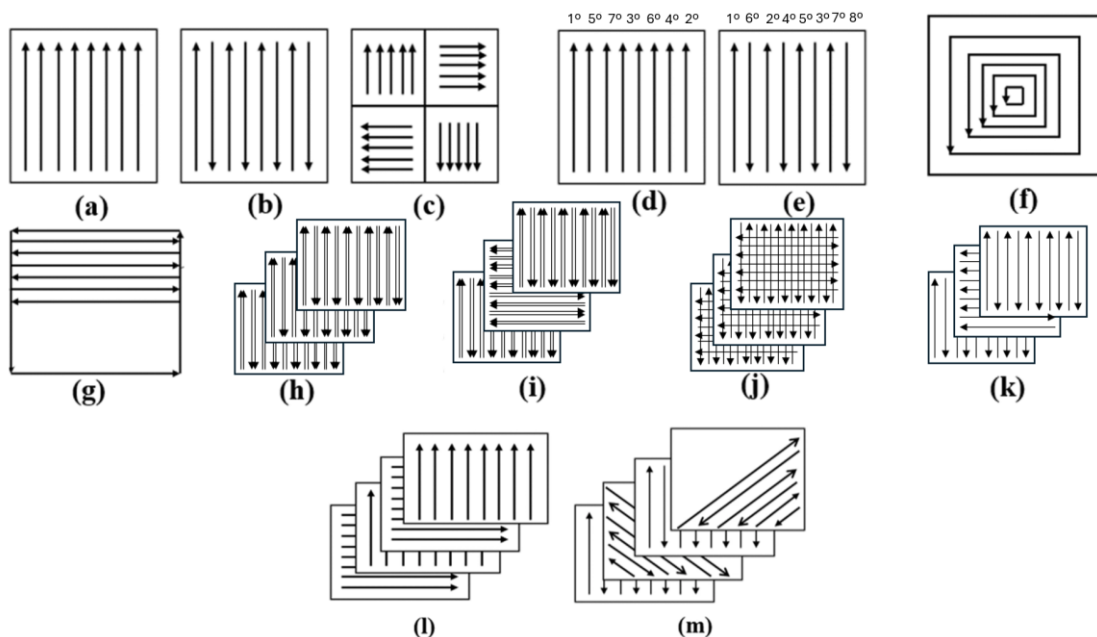


Figura 2.5 – Diferentes estratégias de varrimento do laser: a) varrimento unidirecional; b) varrimento bidirecional/em ziguezague; c) varrimento em ilhas; d) alternância da seqüência de varrimento baseada no varrimento unidirecional; e) alternância da seqüência de varrimento baseada no varrimento bidirecional; f) varrimento em hélice; g) varrimento bidirecional com contorno; h) varrimento bidirecional, com dupla passagem do feixe laser; i) varrimento bidirecional, com dupla passagem do feixe laser e rotação de 90° do vetor de varrimento entre

camadas; j) varrimento cruzado; k) varrimento bidirecional, com passagem simples do feixe e rotação de 90° entre camadas; l) rotação de 90° do varrimento unidirecional entre camadas sucessivas; m) rotação de 45° do vetor de varrimento (Adaptado de [38]).

Adicionalmente, os equipamentos usados permitem o controlo de inúmeras condições de produção, nomeadamente:

→ **Sobrealimentação (%)** - Coeficiente que diz respeito à distância entre o cilindro de fornecimento de pó vai ser elevado face à espessura da camada;

→ **Nível de oxigénio (%)** - Teor máximo de oxigénio que pode estar presente na câmara;

→ **Velocidade do ar (m/s)** - Velocidade de circulação do gás inerte (tipicamente, Árgon) presente no interior da câmara;

→ **Tempo Mínimo entre incidências** – Tempo entre ciclos passagens do laser, importante para possibilitar arrefecimento do material;

→ **Velocidade de trabalho da escova (mm/s)** – Velocidade a que a escova espalha o pó na área de impressão, influencia diretamente a qualidade de impressão;

→ **Velocidade de pré-coating (mm/s)** – Velocidade da escova vai desde o cilindro de fornecimento de pós até ao cilindro de impressão;

→ **Velocidade de recolha da escova (mm/s)** - Velocidade a que a escova volta à posição inicial, ou seja, vai da área de impressão até ao cilindro de fornecimento. Permite otimizar o tempo do ciclo sem comprometer a qualidade da impressão.

Tipicamente, os equipamentos de impressão metálica dispõem também da possibilidade de alteração dos parâmetros de produção, consoante a localização do cordão na camada. Esta variação permite melhorar as propriedades mecânicas e qualidade do componente final. Relativamente à posição do cordão, distinguem-se duas designações: *border*, correspondente ao limite da camada, e *hatch vector*, referente ao seu interior (Figura 2.6).

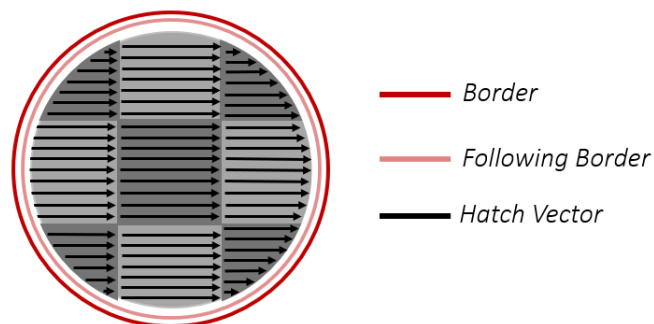


Figura 2.6 – Representação Esquemática da distribuição dos cordões numa camada.

Por outro lado, podem-se fazer distinções relativamente à posição das camadas: *up-skin*, *in-skin*, *down-skin*, *core* e suportes (Figura 2.7- a). A designação *up-skin* atribui-se às três camadas superiores de cada região do componente, ou seja, aquelas que têm faces orientadas para cima [39]. Por outro lado, o termo *down-skin* refere-se às

camadas inferiores (entre uma e quatro), voltadas para baixo, posicionadas sobre um ou mais suportes ou em contacto com o pó. A utilização de suportes, apesar de conferir um consumo adicional de material, aumentar o tempo de produção e obrigar a uma operação extra de remoção após a impressão, é frequente. Isto porque estes elementos permitem uma dissipação de calor mais eficaz e são importantes para sustentar a peça e contrabalançar as forças de tração durante o arrefecimento rápido dos banhos de fusão, o que pode resultar na formação de empenos e delaminação [40].

Os softwares atuais permitem a identificação e atribuição automática de cada uma das zonas referidas, permitindo a personalização dos parâmetros de impressão. Tal funcionalidade permite melhorar os acabamentos superficiais.

O restante da peça é denominado *in-skin* e corresponde às paredes laterais, situadas entre a superfície exterior e o núcleo interno, designado por *core* (Figura 2.7 - b). O *core* é fundamentalmente o volume interior onde não existe contacto com as superfícies externas. Nesta região aplicam-se, em geral, parâmetros que favorecem a eficiência do processo e a densificação adequada do material.

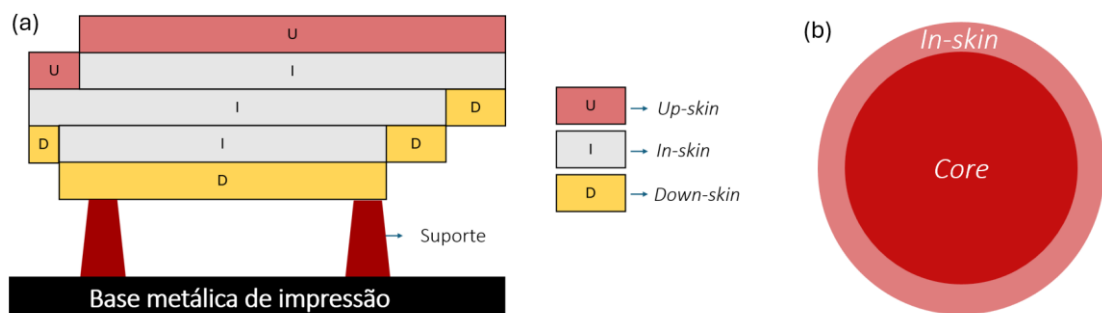


Figura 2.7 - Representação esquemática das diferentes camadas: (a) distribuição típica das regiões *up-skin* (U), *in-skin* (I) e *down-skin* (D), bem como dos suportes e da base metálica de impressão; (b) vista em corte transversal ilustrando a relação entre a zona *core* e a *in-skin*.

2.3.2 Defeitos

Apesar das diversas vantagens referidas que o processo apresenta, e de haver um controlo apertado dos parâmetros de fabrico, os componentes metálicos produzidos por SLM, particularmente os de Ti-6Al-4V, apresentam como principais defeitos a porosidade, a rugosidade superficial e as tensões residuais. Estes defeitos têm impacto negativo no comportamento à fadiga do componente, uma vez que as descontinuidades no material causam concentrações de tensão localizadas, o que pode levar à iniciação de fissuras por fadiga [41]. A porosidade nas peças produzidas por SLM pode resultar do aprisionamento de gases no material fundido, do uso de pó metálico poroso, da falta de fusão ou da presença de partículas de pó não fundidas entre as camadas. As porosidades, por sua vez, quando sujeitas a fadiga, tendem a crescer de forma perpendicular à direção de fabrico. Estes problemas, que induzem um comportamento

anisotrópico do material, pode ser substancialmente minimizado, ou até mesmo totalmente eliminado, através do uso de prensagem isostática a quente (HIP, do inglês *Hot Isostatic Pressing*) [42]. Para além de reduzir os defeitos internos, esta técnica reduz a tensão residual e refina a microestrutura [43].

Liu et al [44] realizaram um estudo sobre o comportamento à fadiga das amostras de Ti-6Al-4V (Ti64) fabricadas por SLM, com o objetivo de compreender os fatores que influenciam a vida à fadiga destes componentes. Os ensaios de fadiga foram realizados em amostras com diferentes espessuras de camada e direções de construção (vertical ou horizontal). As fractografias revelaram a presença de defeitos de fabrico, particularmente porosidades. A redução da vida à fadiga foi observada em função da localização, tamanho e forma da zona com falta de fusão, com estes tipos de defeitos a ter a maior influência negativa no comportamento à fadiga das amostras, sendo os principais responsáveis pela iniciação de fissuras.

Por outro lado, a rugosidade inerente ao SLM, bastante difícil de reduzir em componentes com geometrias complexas, pode levar à diminuição de mais de 50% do limite de resistência à fadiga [45]. A rugosidade do componente resultante do processo de SLM depende da área de sobreposição das zonas que sofreram fusão. Admitindo um espaçamento entre cordões iguais, com o aumento da velocidade de varrimento do laser, o tamanho da zona de fusão diminui, o que leva à redução da zona de sobreposição entre cordões e, conseqüentemente, uma degradação do acabamento superficial [42].

2.3.3 Microestruturas

As microestruturas de componentes de ligas de titânio, processados com SLM, possuem uma aparência diferente comparativamente com as microestruturas obtidas com outros processos de fabrico. Este fenómeno está intimamente relacionado com as temperaturas de processamento inerentes a este processo, que podem ser controladas através do ajuste dos parâmetros do processo. Neste caso particular, as microestruturas apresentam grãos lamelares, cujo crescimento do grão é orientado pela direção de fabrico, e fases martensíticas (α'), que resultam das elevadas velocidades de arrefecimento inerentes ao processo [34]. A presença de grãos lamelares induz um comportamento mecânico anisotrópico do material e vai influenciar o modo de propagação de uma fissura. Por outro lado, a presença de fases martensíticas, duras e frágeis, levam ao aumento da resistência à tração, mas à diminuição da ductilidade. Para evitar a ocorrência destas situações e se alcançar uma microestrutura mais homogénea, recorrem-se a estratégias que visam uma distribuição uniforme da temperatura de processamento, nomeadamente, a rotação alternada entre camadas e o varrimento em subáreas. Na primeira estratégia, o laser varia, por exemplo entres os

eixos X e Y em camadas consecutivas, para haver distribuição uniforme do calor e redução de tensões residuais. Com o mesmo intuito, o varrimento em subáreas, comumente retângulos, possibilita o arrefecimento de certas regiões enquanto as outras estão a ser processadas. [46].

2.3.4 Aplicações

Em termos de aplicações, na indústria aeronáutica, progressos significativos têm sido feitos nos últimos anos. Alguns componentes fabricados por manufatura aditiva, com recurso a titânio, já estão a ser usados na indústria aeronáutica, como são exemplo os suportes de cabine (Figura 2.8) e tubos de purga, usados em aeronaves comerciais de teste, como Airbus A320neo e o A350 XWB [19], [33].

A indústria automóvel já tem avançado na adoção de tecnologias de manufatura aditiva. Um exemplo notável disso são as pinças dos travões (Figura 2.8) desenvolvidos em 2018, pela Bugatti para o modelo superdesportivo Chiron. A produção deste componente é realizada por SLM, com recurso à liga Ti-6Al-4V, num processo que dura 45 horas e resulta na formação de 2213 camadas [47].



Figura 2.8 – Suportes de cabine produzidos por SLM, atualmente em aeronaves comerciais de teste [48].

2.4 Fadiga

A maior parte das roturas de componentes ou estruturas metálicas sujeitas a solicitações dinâmicas deve-se à fadiga. Entende-se por solicitações dinâmicas as tensões de tração, compressão, flexão, vibração, expansão e contração térmica, que variam com o tempo. Estatisticamente, entre 80 e 90 % das ruínas que acontecem com os componentes e estruturas submetidas a esforços dinâmicas são causados pela fadiga. Este fenómeno é definido como fenómeno de enfraquecimento progressivo de um metal, ao nível da sua resistência, quando este está sujeito a cargas dinâmicas ou repetidas [49].

O estudo da fadiga, assim como dos seus mecanismos de rotura, começaram a ganhar importância em meados do século XIX, devido às primeiras falhas por fadiga que tiveram maior impacto económico. Um dos primeiros estudos foi realizado por W.

A. J. Albert, que analisou correntes dos elevadores de minas sob carregamentos cíclicos na Alemanha por volta de 1828. O termo “fadiga” foi então introduzido para descrever as falhas que derivavam da aplicação de tensões alternadas, por Poncelet em 1839 [50]. Na década de 1840, a indústria ferroviária enfrentou falhas frequentes dos eixos ferroviários, especialmente nas zonas de transição, após pouco tempo de serviço, devido a cargas dinâmicas. Estas falhas foram inicialmente atribuídas, de forma errada, ao conceito de "cristalização" causada por vibrações, mas tal foi posteriormente refutado. Os eixos tinham sido projetados com aplicação de todo o conhecimento de engenharia da época e com base experiências realizadas com estruturas carregadas estaticamente. Contudo, o facto de os eixos estarem conectados às rodas e rodarem em conjunto implicava um carregamento alternado, ou seja, uma variação cíclica da tensão de flexão em qualquer ponto da superfície do eixo. Na Alemanha, durante as décadas de 1850 e 1860, August Wöhler dedicou-se, de forma notável, à realização de inúmeros ensaios laboratoriais com recurso a cargas dinâmicas, aplicadas a eixos ferroviários. Esta foi a primeira grande investigação sistemática para caracterizar o comportamento à fadiga dos metais, com a introdução das curvas S-N, também designadas por Curvas de Wöhler. Em 1870, Wöhler publicou um estudo com todo o trabalho experimental que realizara com eixos ferroviários, sob cargas de flexão, torção e axiais, no qual concluiu que a amplitude de tensão aplicada tem mais impacto do que a tensão máxima a que o metal está sujeito e introduziu o termo tensão limite de fadiga. [51]

Apesar dos avanços alcançados com os estudos de Wöhler [51], continuaram a surgir casos de falhas por fadiga com consequências económicas e humanas significativas. Na indústria aeronáutica, por exemplo, os acidentes com os De Havilland Comet, na década de 1950, em que fissuras causadas por ciclos de pressurização propagaram a partir dos cantos das janelas pressurizadas, resultaram em falhas catastróficas [52]. Um exemplo mais recente é o acidente com a Aloha Airlines, em 1988, onde uma parte da fuselagem superior se despreendeu durante o voo, devido a fadiga acumulada em juntas rebitadas [53]. Estes eventos mencionados sublinham a importância de projetar estruturas capazes de resistir a cargas cíclicas, com impacto direto na segurança.

Desta forma, para prevenir falhas catastróficas em estruturas sujeitas a cargas cíclicas, é fundamental compreender os mecanismos de rotura por fadiga. Em termos de rotura, o processo inicia-se pela nucleação de uma fissura, numa determinada região, tipicamente a que está sujeita a uma maior concentração de tensões. Posteriormente, a fissura propaga-se gradualmente ao longo da secção transversal até, por fim, ocorrer a rotura da peça. Normalmente, a rotura por fadiga ocorre para tensões nominais ou médias bastante inferiores à resistência à tração do material [49].

A duração de um componente à fadiga define-se pelo número de ciclos de aplicação da carga até à rotura (N_r). Este valor obtém-se pela soma do número de ciclos de nucleação e iniciação de fenda (N_i) com o número de ciclos de propagação (N_p), tal como expresso na equação 2.

$$N_r = N_i + N_p \quad (2)$$

Tal como mencionado anteriormente, a fadiga ocorre quando a tensão aplicada é dinâmica. Os ciclos de tensão podem ter uma amplitude de tensão constante (alternada, repetida ou pulsante) ou podem ser de amplitude variável (por blocos ou aleatória) [49]. Estas amplitudes podem ser descritas por ondas sinusoidais, quadradas, trapezoidais, exponenciais, parabólicas ou triangulares. Na Figura 2.9, pode observar-se um ciclo de tensão contante com uma onda sinusoidal alternada.

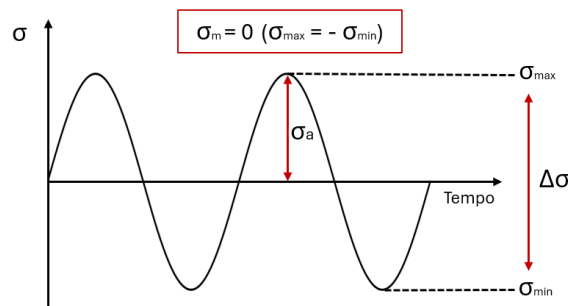


Figura 2.9 - Ciclo de tensão alternado.

No caso de amplitudes de tensão constantes, tem-se uma amplitude de tensões fixa, que não oscila com o tempo. Tal verifica-se nos mecanismos que funcionam a velocidade constante. A amplitude de tensões (σ_a), ou tensão alternada, define-se como metade da gama de tensões ($\Delta\sigma$), ou seja, pela metade da diferença entre a tensão máxima ($\sigma_{m\acute{a}x}$) e a tensão mínima ($\sigma_{m\acute{i}n}$) (Equação 3).

$$\sigma_a = \frac{\Delta\sigma}{2} = \frac{\sigma_{m\acute{a}x} - \sigma_{m\acute{i}n}}{2} \quad (3)$$

A tensão média (σ_m), expressa pela equação 4, diz respeito à média das somas da tensão máxima ($\sigma_{m\acute{a}x}$) com a tensão mínima ($\sigma_{m\acute{i}n}$) sendo, portanto, dada pela seguinte equação.

$$\sigma_m = \frac{\sigma_{m\acute{a}x} + \sigma_{m\acute{i}n}}{2} \quad (4)$$

A razão de tensões (R) é definida pela relação apresentada na equação 5.

$$R = \frac{\sigma_{m\acute{i}n}}{\sigma_{m\acute{a}x}} \quad (5)$$

2.4.1 Modelos de previsão da vida à fadiga

Atualmente, existem duas filosofias principais de análise de fadiga utilizados no projeto e na avaliação de componentes e sistemas, com o intuito de preverem a sua durabilidade, que incluem o projeto de vida segura (*safe life design*) e o projeto à prova de falha (*fail safe design*). A primeira filosofia baseia-se no pressuposto de não existirem fissuras ou defeitos no material [54]. Neste âmbito, a abordagem prende-se com a realização de testes de fadiga com as condições de carga semelhantes aos espectros de carga típicos de serviço, de forma a se obterem as curvas de Wöhler, também designadas por curvas S-N. Estas curvas são utilizadas para projetar um componente de forma que este não falhe dentro de um número pré-determinado de ciclos. A substituição só ocorre no final da sua vida útil prevista, mesmo que a falha não tenha ocorrido [55].

Por outro lado, o projeto à prova de falha (*fail safe design*) considera a existência de defeitos no material, e assegura a continuidade em serviço do componente na presença desse(s) defeito(s) e do (s) seu(s) crescimento(s) controlado(s). Este método parte do pressuposto de que um componente irá falhar, e, portanto, o componente é projetado para falhar de forma segura. Ou seja, insere-se aqui o conceito de análise de tolerância ao dano, assumindo que as fissuras iniciais no componente mecânico podem existir e, conseqüentemente, irão propagar-se. Nestas situações, há a implementação de sistemas adequados de inspeção, avaliação e monitorização do dano para que o componente continue a funcionar até que a falha seja detetada [54].

Esta dissertação foca-se numa vertente híbrida destas duas filosofias de projeto, considerando o projeto de vida segura e complementando com modelos de previsão de vida considerando os defeitos intrínsecos ao processo de fabrico. Desta forma, recorre-se às curvas S-N, curvas da amplitude de tensão aplicada (σ_a) ou tensão nominal aplicada (S_a) em função do número de ciclos até à rotura (N_r), e complementa com o parâmetro dureza e o estudo das áreas e/ou volumes dos defeitos intrínsecos ao processo de fabrico.

Na Figura 2.10 encontram-se as curvas S-N típicas para ligas ferrosas e de titânio e para ligas não ferrosas, como é o caso das ligas de alumínio.

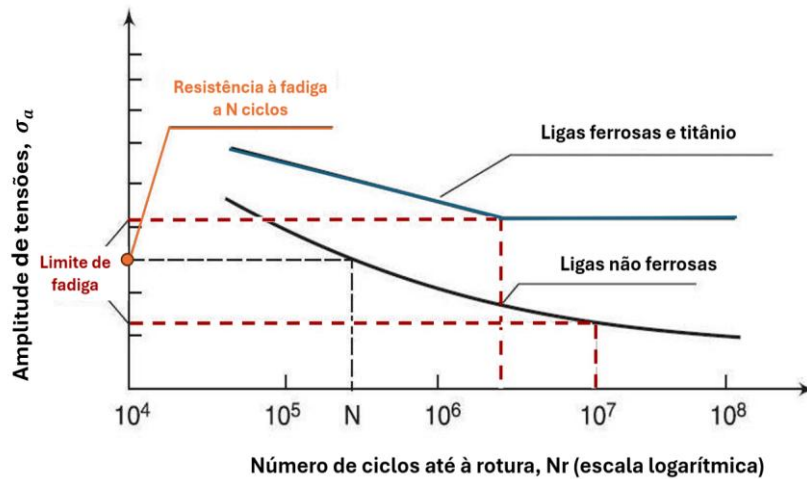


Figura 2.10 – Curva S-N típica para diferentes tipos de metais (Adaptado de [56]).

A obtenção das curvas S-N, que são essenciais para determinar a resistência à fadiga de um material, envolve a realização de vários ensaios à fadiga, devido à natureza estatística deste fenómeno [57]. Nos ensaios mencionados, provetes análogos do material alvo de estudo, são submetidos a cargas cíclicas [58]. Cada provete é sujeito a uma amplitude de tensão específica que se mantém constante durante todo o ensaio, e o número de ciclos até à rotura é registado para as diferentes amplitudes de tensões aplicadas. O ensaio dá-se por terminado quando há a falha do provete ou se atinge um elevado número de ciclos, a rondar os 10^5 - 10^6 ciclos, ou um número muito elevado de ciclos, 10^7 - 10^8 ciclos [49]. A equação que define a reta que se obtém quando se recorre ao uso de escalas logarítmicas em ambos os eixos é definida pela equação 6, que foi proposta por Basquin (1910), com base em dados experimentais.

$$\log \sigma_a = \log A + \log N_r^B \Leftrightarrow \sigma_a = A N_r^B \quad (6)$$

Ou, substituindo $A = 2^B \sigma_f'$ e retirando os logaritmos, obtém-se a equação 7.

$$\sigma_a = \sigma_f' (2N_r)^B \quad (7)$$

Onde σ_f' é o coeficiente de resistência à fadiga, obtido através de uma curva S-N com $\sigma_m = 0$, de um provete sem entalhe, sujeito a um esforço axial, e B é o expoente de fadiga (com valores entre -0,05 e -0,12) [50].

Para a situação particular dos metais ferrosos e respetivas ligas, assim como das ligas de titânio, é visível que a curva se torna horizontal após o material ser submetido a um determinado número de ciclos, quando se atinge a tensão limite de fadiga (σ_{f0}).

Contudo, há que atentar que a tensão média pode ter um efeito importante na resistência à fadiga de um metal e, portanto, não deve ser desprezada. Tipicamente, à

medida que a tensão média aumenta, a vida à fadiga diminui [59]. Esta relação é visível na Figura 2.11.

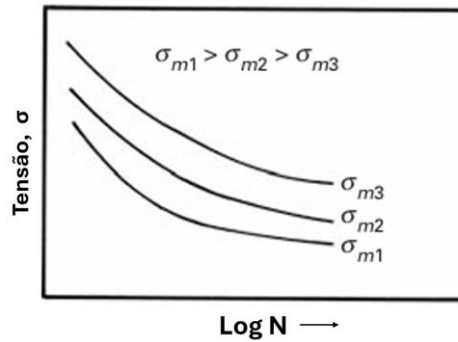


Figura 2.11 – Curva S-N que reflete a relação entre o valor da tensão média e a vida à fadiga.

A lei de Basquin, anteriormente apresentada, assume que $\sigma_m = 0$, o que só é verdade para $R = -1$. Para situações em que tal não aconteça, diversas equações foram desenvolvidas para incluir o impacto da tensão média na resistência do material.

A relação de Goodman é uma das mais simples e utilizadas para representar o efeito das tensões médias na resistência à fadiga. A equação 8, que diz respeito a esta relação, na qual se estabelece uma relação linear entre a tensão média (σ_m) e a resistência máxima à tração (σ_u).

$$\frac{\sigma_a}{\sigma_{ar}} + \frac{\sigma_m}{\sigma_u} = 1 \quad (8)$$

Onde σ_{ar} representa a amplitude de tensão aplicada quando $\sigma_m = 0$.

Em 1968, J. Morrow propôs uma modificação à relação de Goodman, expressa pelas equações 9 e 10.

$$\frac{\sigma_a}{\sigma_{ar}} + \frac{\sigma_m}{\tilde{\sigma}_f'} = 1 \quad (9)$$

$$\frac{\sigma_a}{\sigma_{ar}} + \frac{\sigma_m}{\sigma_f'} = 1 \quad (10)$$

Onde $\tilde{\sigma}_f'$ é a resistência verdadeira à fratura, obtida através de um ensaio de tração. A equação usada para obter $\tilde{\sigma}_f'$, é apresentada na equação 11.

$$\tilde{\sigma}_f' = \frac{P_f}{A_f} = \sigma_f \left(\frac{A_i}{A_f} \right) \quad (11)$$

Onde P_f é a carga final, A_i e A_f representam, respetivamente, a área inicial e a área final e σ_f diz respeito à tensão no momento da fratura.

A escolha entre as relações modificadas da equação de Goodman (equação 9 ou equação 10) depende do tipo de material e respetivas propriedades. Para ligas de alumínio dá-se preferência à equação 9, uma vez que o comportamento à fadiga é mais complexo, especialmente em vidas curtas, onde os dados experimentais não tendem a

seguir a linearidade esperada. Para aços e ligas de titânio, como σ_f' tem um valor de aproximado de $\tilde{\sigma}_f'$, a equação 10 é adequada e permite a obtenção de resultados bastante razoáveis [50].

Tipicamente, quando não se têm os parâmetros σ_f' ou $\tilde{\sigma}_f'$, recorre-se às equações 12 e 13, desenvolvidas por Smith, Watson e Topper (SWT), aplicadas à tensão [50].

$$\sigma_{ar} = \sqrt{\sigma_{max}\sigma_a} \quad (\sigma_{max} > 0) \quad (12)$$

$$\sigma_{ar} = \sigma_{max}\sqrt{\frac{1-R}{2}} \quad (\sigma_{max} > 0) \quad (13)$$

Como para se obter σ_f e b se recorrem a ensaios com $\sigma_m = 0$, a amplitude de tensão σ_a corresponde ao caso especial denominado σ_{ar} . Posto isto, há a necessidade de rescrever a Lei de Basquin, com a substituição de σ_a por σ_{ar} (equação 14) [50].

$$\sigma_{ar} = \sigma_f' (N_r)^B \quad (14)$$

Morrow sugeriu uma modificação à lei de Basquin. Para tal, resolveu as equações 9 e 10 em ordem a σ_{ar} e substituiu-as na equação 14, obtendo, respetivamente, as equações 15 e 16 [50].

$$\sigma_a = (\tilde{\sigma}_f' - \sigma_m) (2N_r)^B \quad (15)$$

$$\sigma_a = (\sigma_f' - \sigma_m) (2N_r)^B \quad (16)$$

2.4.2 Modelos de previsão da tensão limite de fadiga

Para além das abordagens mais típicas, baseadas em curvas S-N, que pressupõem materiais isentos de defeitos significativos, têm surgido metodologias que procuram considerar explicitamente a influência de descontinuidades internas ou superficiais no comportamento à fadiga. Este tipo de abordagem vai ao encontro do que é abordado na filosofia de projeto à prova de falha e foi introduzido por Murakami et al em 1989, para aços [60]. O seu estudo investigou a relação entre a tensão limite de fadiga, o fator de intensidade de tensão no limiar e o tamanho e a localização de inclusões numa liga de aço. A partir deste estudo, foi proposto um modelo baseado em duas grandezas básicas: a dureza Vickers, como parâmetro representativo do material e a área dos defeitos, parâmetro geométrico que quantifica os defeitos e fissuras [60]. Este tipo de abordagem veio simplificar a vida aos engenheiros por serem necessários somente parâmetros cuja obtenção é eficaz com testes simples em meio industrial [61]. Assim sendo, houve o desenvolvimento da equação 17 que, de uma forma simples, relacionam a dureza (HV) e a área dos defeitos do componente (area) com o valor da variação da intensidade de tensão no limiar de propagação da fenda (ΔK_{th}), para $R=-1$. A área é obtida pela projeção no plano perpendicular à tensão máxima de tração, obtida considerando o valor extremo.

$$\Delta K_{th} = 3,3 \times 10^{-3} (HV + 120) (\sqrt{area})^{\frac{1}{3}} \quad (17)$$

Posteriormente, com o intuito de facilitar a avaliação do comportamento à fadiga, adaptou-se a equação 17 com as equações da Mecânica da Fratura Linear Elástica (MFLE), de forma a se conseguir relacionar a tensão limite de fadiga (σ_w) com a dureza do material e a área dos defeitos. Assim sendo, formulou-se a equação 18.

$$\sigma_w = 1,43 (HV + 120) (\sqrt{area})^{\frac{1}{6}} \quad (18)$$

Onde σ_w é em MPa, HV em kgf/mm² e \sqrt{area} em μm .

Contudo, foi necessário considerar a presença e respetiva influência de inclusões não metálicas no comportamento à fadiga de componentes metálicos. Para resolver esta nova questão, as inclusões foram tratadas mecanicamente como defeitos ou fissuras pequenas com a mesma \sqrt{area} . Adicionalmente, também se percebeu que a posição dos defeitos, fissuras e inclusões tem influência no comportamento do componente. Em termos de posição das inclusões nos componentes, adotou-se a classificação apresentada na Figura 2.12.

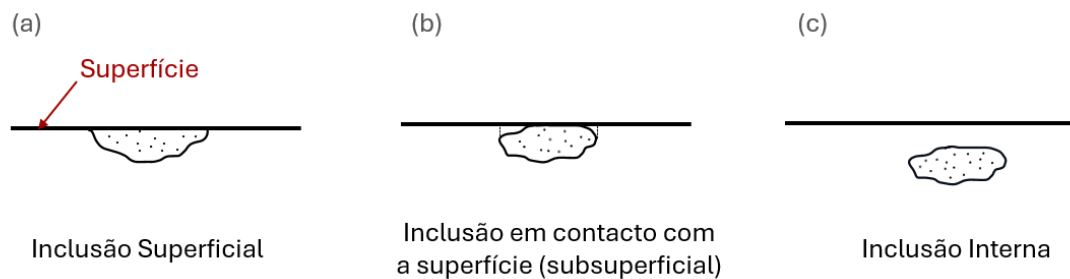


Figura 2.12 – Classificação das inclusões não metálicas.

No caso das inclusões que se encontram à superfície (Figura 2.12 – a), assim como defeitos e fissuras, o valor de σ_w pode ser calculado com recurso à equação 18. Quando se trata de uma inclusão em contacto com a superfície, tal como mostrado na Figura 2.12 – b, a área a considerar deve incluir a região fragilizada à volta da inclusão e da superfície. Para tal, os autores consideraram que a melhor adaptação seria definir a $area^* = 1,137 \times area$, o que dá origem à equação 19.

$$\sigma_w = 1,41 (HV + 120) / (\sqrt{area})^{\frac{1}{6}} \quad (19)$$

Por último, para inclusões internas (Figura 2.12 - c) os autores [60] perceberam que para valores de fator de intensidade de tensões ($K_{I\text{máx}}$) iguais, a \sqrt{area} da inclusão interna é 1,69 vezes maior que a \sqrt{area} da inclusão superficial. Assim sendo, reescreveram a equação 18, usada para inclusões superficiais, dando origem à equação 20.

$$\sigma_w = 1,56 (HV + 120) / (\sqrt{area})^{\frac{1}{6}} \quad (20)$$

No caso dos aços de alta resistência, os autores [62], [63] verificaram que cada provete de teste possui limites específicos de fadiga, o que causa a dispersão do valor da resistência à fadiga. A única maneira de resolver este problema seria inspecionar todas as inclusões, defeitos e fissuras presentes nas estruturas, de forma não destrutiva, e prever o limite de fadiga de cada estrutura individualmente. No entanto, esta abordagem não é apenas pouco é bastante irrealista e difícil de colocar em prática, somente com ensaios não destrutivos. Desta forma, os autores perceberam que a melhor solução passa por definir que estes aços não possuem um valor definido de limite de fadiga, mas sim um limite superior e um limite inferior para a resistência à fadiga. Definiu-se então que o limite inferior de resistência à fadiga seria estimado com recurso à equação 19, situação na qual a presença de inclusões é mais crítica. Por outro lado, o limite superior corresponde à resistência ideal, onde a fratura por fadiga não é influenciada por defeitos ou inclusões, que é empiricamente proporcional à dureza de Vickers, podendo ser obtida através da equação 21 [63].

$$\sigma_w = 1.6 HV \quad (21)$$

Como o efeito das tensões médias não pode ser desprezado, Murakami [60] adaptou as equações 18, 19 e 20, dando origem à equação 22.

$$\sigma_w = \frac{b \times (HV + 120)}{(\sqrt{area})^{\frac{1}{6}}} \times \left[\frac{1 - R}{2} \right]^\alpha \quad (22)$$

Onde R é a razão de tensões, b é 1,43 para defeitos superficiais, 1,41 para defeitos subsuperficiais e 1,56 para defeitos internos.

O valor de α é possível determinar a partir da equação 23, determinada a partir da análise da tensão limite de fadiga de dois aços com durezas diferentes [60].

$$\alpha = 0,226 \times HV \times 10^{-4} \quad (23)$$

Em 2014, Tajiri et al. [64] realizaram ensaios com a liga de alumínio A356, produzida por fundição, para compreenderem o impacto dos defeitos desta liga na fadiga. Para tal, usaram o modelo proposto por Ueno et al (equações 24 e 25) que surgiu da adaptação das equações de Murakami (equações 19, 20, 21 e 23), apresentadas anteriormente, para uma liga de alumínio produzida por vazamento. A visualização e respetivo registo de defeitos foi feita através de microscopia eletrónica.

Se a $\sqrt{area} \leq 1400 \mu m$:

$$\sigma_w = 1,43 (HV + 75)/(\sqrt{area})^{\frac{1}{6}} \quad (24)$$

Se a $\sqrt{area} \geq 1400 \mu\text{m}$:

$$\sigma_w = 1,43 (HV + 450)/(\sqrt{area})^{\frac{1}{3}} \quad (25)$$

Em 2022, Morgado et al. [65] apresentaram um novo modelo de previsão da vida à fadiga, expresso pelas Equações 26 e 27, para a liga de alumínio 6060, produzida através de extrusão, com dois tratamentos térmicos distintos (T1 e T4). O trabalho em causa foi motivado pela incompatibilidade da aplicação direta do modelo proposto por Murakami [60], apresentado anteriormente, para a liga de alumínio 6060.

Liga de alumínio 6060 com T1:

$$\sigma_w = 1,53 (HV + 150)/(\sqrt{area})^{\frac{1}{6}} \quad (26)$$

Liga de alumínio 6060 com T4:

$$\sigma_w = 0,55 (HV + 390)/(\sqrt{area})^{\frac{1}{6}} \quad (27)$$

Em 2024, Alves et al. [66] tiveram a necessidade de desenvolver um modelo de previsão específico para a liga Ti-6Al-4V, após a aplicação dos modelos previamente desenvolvidos não se adequarem. Os provetes usados neste trabalho foram produzidos por SLM. O desenvolvimento do modelo em causa foi com recurso a análises de nanotomografia para identificação e contabilização dos defeitos e respetivos volumes e áreas. Nas Equações 28 e 29, encontram-se as equações propostas pelos autores [66], quando se usa a área total e a área projetada total de defeitos, respetivamente.

$$\sigma_w = 0,4248 (HV + 100)/(\sqrt{area})^{\frac{1}{6}} \quad (28)$$

$$\sigma_w = 0,509 (HV + 100)/(\sqrt{area})^{\frac{1}{6}} \quad (29)$$

2.5 Tratamentos de melhoria do comportamento à Fadiga

Tendo por base os desafios económicos e operacionais atuais, torna-se de extrema importância prolongar ao máximo a vida das estruturas e componentes, sem acrescentar riscos desnecessários. No âmbito da sustentabilidade, esta abordagem contribui significativamente para a redução do consumo de recursos, a diminuição da produção de resíduos e a necessidade de novas aquisições de materiais, alinhando-se com os princípios da economia circular. Adicionalmente, ao prolongar o ciclo de vida útil dos componentes e das estruturas, é possível mitigar os impactos ambientais

associados às fases de fabrico e descarte, nomeadamente ao nível das emissões de gases com efeito de estufa, diminuindo a pegada ecológica ao longo de toda a sua existência [67].

No caso específico da aeronáutica, muitos componentes em operação, nomeadamente suportes centrais da fuselagem, juntas de ligação, estruturas de apoio de tanques de combustível e asas, já excederam o tempo de vida inicialmente projetado. No entanto, a sua substituição por novos componentes e/ou estruturas enfrenta obstáculos significativos, seja pelos altos custos de produção ou pelo tempo necessário para a sua construção. Tal situação resultaria em períodos de inatividade maiores e em perdas adicionais, de natureza económica e operacional, especialmente num setor onde os custos dos processos já são consideravelmente elevados. A solução mais apropriada passa pela reabilitação das peças, sem que haja comprometimento da sua integridade estrutural [9].

A fadiga é um fenómeno bastante complexo, uma vez que envolve um elevado número de parâmetros, nomeadamente geometria e tamanho da peça, concentração de tensões, estado de tensões, meio ambiente, temperatura, material, tratamento térmico, acabamento superficial, revestimentos e tensões residuais à superfície. A influência de cada um destes parâmetros não é similar, pois depende do contexto de operação da peça e das solicitações a que está sujeita [49].

As técnicas para melhorar a resistência dos metais à fadiga baseiam-se em princípios que visam, sobretudo, reduzir concentrações de tensões, eliminar defeitos superficiais e modificar a distribuição de tensões residuais originadas no processo de fabrico, que favorecem a iniciação e propagação de fissuras (tensões de tração). Para além de otimizações ao nível do projeto e da seleção criteriosa de materiais, métodos como tratamentos térmicos, mecânicos e químicos são amplamente utilizados para introduzir tensões residuais de compressão ou melhorar a geometria superficial. Estas abordagens resultam no aumento da resistência do material a cargas cíclicas e conseqüentemente no prolongamento da durabilidade em aplicações exigentes [49], [50].

A formação de um estado favorável de tensões residuais de compressão à superfície da peça constitui o método mais indicado para se proceder ao aumento da resistência à fadiga [49]. Tal deve-se ao facto de as tensões compressivas comprimirem os limites dos grãos da superfície, atrasando significativamente a iniciação de fissuras. Os métodos disponíveis podem ser classificados em dois grandes grupos – tratamentos térmicos e tratamentos mecânicos. A escolha do método certo depende das características do material, das condições de operação e dos requisitos de produção.

2.5.1 Shot Peening

Na ausência de defeitos significativos no interior do material, tipicamente as falhas por fadiga têm início na superfície dos componentes, por esta região estar mais suscetível a concentração de tensões e a defeitos metalúrgicos provocados durante o processamento ou por fatores externos e ambientais, como a corrosão e/ou desgaste. Assim, é de grande importância atuar ao nível da integridade superficial das peças.

As tecnologias de melhoria de superfície são amplamente usadas para atuar na melhoria do comportamento dos metais à fadiga, mas também para evitar a corrosão sob tensão e o desgaste. Neste grupo de técnicas está incluído o *Shot Peening* (SP), um processo que atua na modificação mecânica da superfície de componentes metálicos, sendo amplamente aplicado, sobretudo na indústria aeronáutica [68].

Fundamentalmente, o *Shot Peening* consiste na projeção de esferas de aço, cerâmica ou vidro, a grande velocidade, contra a superfície da peça. O impacto das esferas gera tensões de compressão que se propagam para o interior do material, ocasionando uma deformação plástica na zona de embate e a introdução de tensões residuais de compressão, tal como esquematizado na Figura 2.13. Este procedimento resulta no aumento da dureza superficial, no refinamento dos grãos e na criação de uma certa rugosidade superficial, gerada pelas indentações formadas pelas esferas [69].

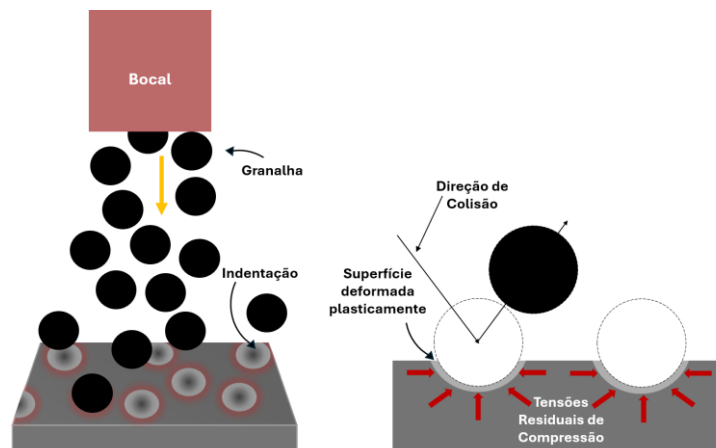


Figura 2.13 – Esquema do processo de *Shot Peening*.

O *Shot Peening* destaca-se pela sua simplicidade e segurança de operação, repetibilidade que, conseqüentemente, permite uma elevada taxa de produção, boa integridade superficial obtida e pela possibilidade desta técnica poder ser automatizada, com recurso a uma máquina de CNC [70].

A presença de tensões residuais de compressão torna a iniciação de fissuras mais difícil, uma vez que serão necessárias tensões de tração superiores para superar as tensões residuais de compressão. Evidentemente, a propagação de fissuras tende a ser menor quanto maior for a profundidade da camada de tensões residuais induzidas pelo processo em causa.

A distribuição das tensões de compressão e respetiva profundidade, tipicamente a variar entre 0,13 a 0,50 mm, vai depender dos parâmetros de produção, nomeadamente o tipo de granalha, a intensidade do processo, o tempo de exposição e a cobertura, mas também da pressão do ar, ângulo de impacto da granalha, características do bocal e distância do bocal à superfície a tratar [71]. O controlo dos parâmetros mencionados é deveras importante de forma a garantir que não se obtém o efeito oposto, uma redução da resistência à fadiga [72].

2.5.1.1 Tipo de Granalhas

As partículas usadas para o processo de SP são tipicamente de aço, vidro ou cerâmica, e a sua forma e tamanho podem variar, consoante a aplicação desejada. A escolha do tipo de material é feita com base nas propriedades do material que vai ser tratado, nomeadamente a dureza e rugosidade superficial admissível. A dureza, em termos numéricos, deve ser igual ou superior à da superfície a ser tratada, para que haja indução de deformação plástica e, conseqüentemente, de tensões residuais de compressão. A preocupação com a contaminação com ferro é também um aspeto a ter em consideração, neste tipo de situações dá-se preferência a esferas de aço inoxidável ou de vidro. As esferas de aço são as mais viáveis economicamente, apresentam elevada durabilidade e uniformidade, sendo, então, as mais usadas. Em contrapartida, as esferas de vidro ou de cerâmica são geralmente mais leves e de menores dimensões, o que se torna útil para aplicações mais minuciosas, onde se requerem intensidades mais baixas [68].

Ferreira et al. [73] investigaram o efeito das esferas usadas no processo de SP na vida à fadiga da liga Al 7475-T7351. Para tal, recorreram a ensaios de flexão a 3 pontos e a ensaios com tração. As características das esferas usadas são apresentadas na Tabela 2.5 – Características das esferas usadas no processo de SP. Em termos de dureza, todos os tipos de esferas apresentaram uma tendência semelhante de provocar ligeiros aumentos desta propriedade na superfície, na ordem dos 10%, que, por sua vez, sofre atenuação até igualar o valor do material base. A série de amostras que sofreu SP com as esferas GB8 apresenta valores mais reduzidos para profundidades inferiores a 60 µm. No que toca às melhorias da vida à fadiga, concluiu-se que o *Shot Peening* não introduziu melhorias em amostras sujeitas a ensaios de flexão a 3 pontos, contudo percebeu-se que o uso das esferas de vidro com menor tamanho é potencialmente benéfico. Todas as amostras analisadas com ensaios por tração apresentam uma melhora na vida à fadiga em comparação com as amostras não tratadas, com destaque mais uma vez para as esferas de vidro com menores dimensões. Na Figura 2.14 constam os resultados dos ensaios de fadiga realizados [73].

Tabela 2.5 – Características das esferas usadas no processo de SP.

Código	Material	Tamanho Médio (μm)
GB8	Vidro	166
GB35	Vidro	377
SB110	Aço	348
SB170	Aço	670

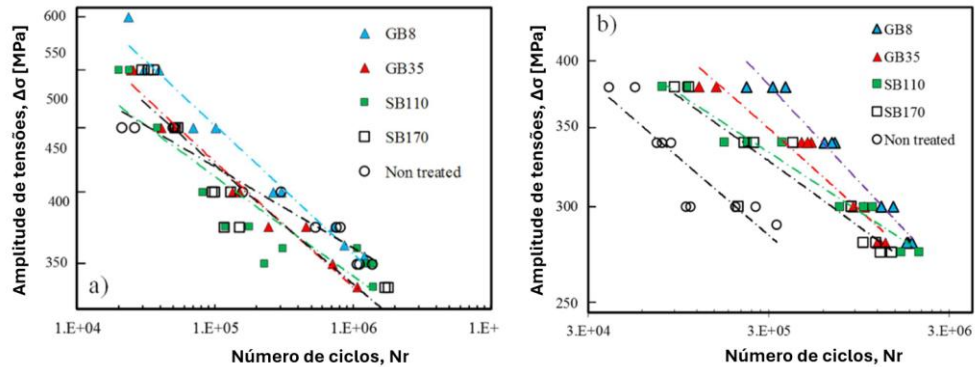


Figura 2.14 – Curvas S-N: a) ensaio de flexão a 3 pontos e b) ensaio à tração.

2.5.1.2 Intensidade

Em 1944, John O. Almen introduziu o conceito de medição da intensidade das tensões residuais induzidas pelo *Shot Peening*, baseado na curvatura induzida numa placa de teste fina [74]. A energia com que o fluxo de granalha atinge a superfície do componente está diretamente relacionada com inúmeros fatores, nomeadamente o tamanho das esferas usadas, a respetiva dureza, o ângulo de impacto, a velocidade do fluxo de granalha, entre outros. Desta forma, esta metodologia de controlo permite a conjugação automática de todos os parâmetros de processo enumerados em apenas uma variável – a intensidade de Almen. Para além desta vantagem, este método de medição permite a garantia da repetibilidade do processo. Em termos concretos de medição, recorrem-se a placas de teste Almen, placas de aço SAE1070, que são submetidas a *Shot Peening* somente de um lado. Existem três tipos de placas Almen (N, A e C), que variam apenas na espessura, escolhidas consoante o tipo de aplicação. As tensões compressivas a que a placa fica sujeita fazem com que a mesma se curve convexamente em direção ao lado tratado. A avaliação da intensidade ocorre pela medição da altura do arco de curvatura formado, segundo a norma SAE J442 [68], [75], [76]. Na Figura 2.15 é possível verificar os detalhes anteriormente mencionados.

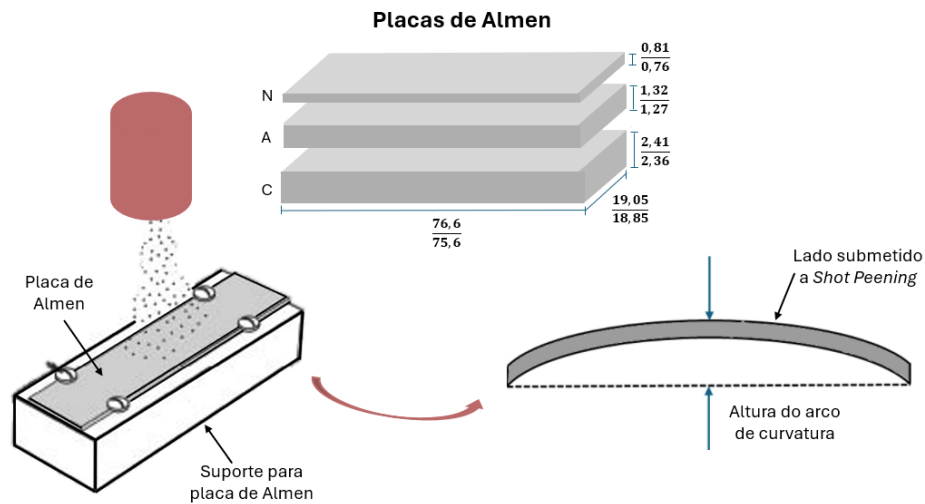


Figura 2.15 – Tipos de placas de Almen, com medidas em mm, e esquema do processo de medição da Intensidade.

O controlo da intensidade deve fazer-se antes do processamento da primeira peça, de forma a garantir que a máquina está a funcionar com as configurações previamente estabelecidas no projeto. Após o processamento do lote, a verificação de intensidade é repetida para garantir que os parâmetros de processamento não se alteraram. Para produções de larga escala, com um número elevado de peças, as verificações de intensidade serão realizadas durante o processamento, conforme necessário [68].

2.5.1.3 Tempo de Exposição

Após a definição da intensidade, é fundamental estabelecer o tempo de exposição necessário para se atingir a saturação do processo. A saturação é um parâmetro crítico que assegura a repetibilidade e a eficácia do processo, sendo determinada através da construção de uma curva de saturação, com uma série de tiras Almen em configurações fixas da máquina.

Esta curva permite identificar o ponto em que duplicar o tempo de exposição resulta num aumento inferior a 10% na altura do arco (Figura 2.16), garantindo assim a intensidade correta sem prolongar desnecessariamente o tempo de processamento.

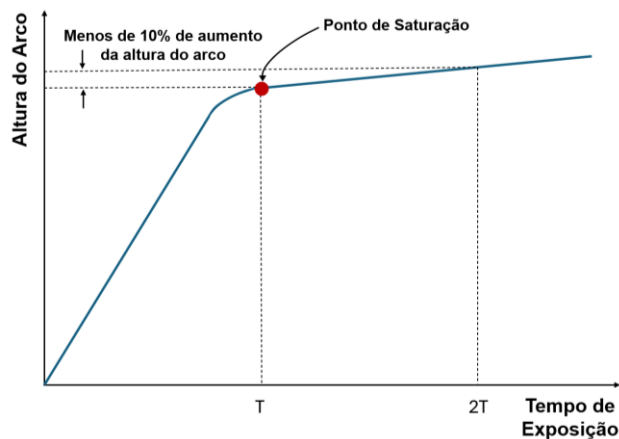


Figura 2.16 - Curva de saturação – A duplicação do tempo (2T) a partir do tempo de exposição inicial (T) resultou em menos de 10% de aumento na altura do arco. Isto significa que o processo atinge a saturação no tempo = T.

2.5.1.4 Cobertura

A completa cobertura da superfície submetida a *Shot Peening* é crucial para se obter uma performance de qualidade deste processo. A cobertura é definida como a medida da área superficial original que foi coberta pelas indentações provenientes da granalha que atingiu a superfície. A cobertura nunca deve ser inferior a 100%, dada a afinidade para se desenvolverem fissuras por fadiga ou por corrosão sob tensão nas áreas não tratadas, ou seja, sem que estejam envoltas de tensões residuais de compressão. Este parâmetro está diretamente relacionado com o tempo de exposição. Uma cobertura de 200% indicaria que o tempo de exposição ao *Shot Peening* seria o dobro do tempo necessário para se atingir 100% de cobertura [68], [75].

Há que destacar que a saturação, apresentada no sub-capítulo anterior (2.4.1.3), e a cobertura não ocorrem necessariamente ao mesmo tempo. Isto deve-se ao facto da cobertura ser determinada pelas propriedades da peça processada, nomeadamente a dureza da superfície, que pode ter uma amplitude de variação relativamente grande, dependendo do metal [68].

2.5.1.5 Variantes do processo de *Shot Peening*

Para além do *Shot Peening* convencional, existem variantes do processo que permitem uma maior adaptação às exigências específicas de materiais e aplicações. Entre estas, destacam-se o *Ultrasonic Shot Peening* (USP) e o *Microshot Peening* (MSP), devido à sua capacidade de tratar superfícies complexas e componentes de elevada precisão.

Fundamentalmente, o *Microshot Peening* difere do *Shot Peening* convencional porque usa partículas de menor diâmetro, geralmente a variar entre 0,03 mm a 0,15 mm [77]. Este método permite um controlo mais preciso sobre o tratamento das superfícies, sendo ideal para componentes com geometrias complexas e/ou áreas de difícil acesso.

O tamanho reduzido das partículas usadas conduz a um refinamento maior de grão. Comparado ao SP tradicional, gera tensões residuais de compressão mais localizadas, com menor impacto na rugosidade superficial [78].

O *Ultrasonic Shot Peening* difere pela maneira como a energia cinética é transmitida às esferas. Em vez de usar um fluxo de ar constante, a gravidade ou a rotação de alta velocidade de uma turbina, o USP utiliza a aceleração de uma superfície vibratória, forma de aplicar a energia mais controlada e precisa, tal como esquematizado na Figura 2.17 [77], [79].

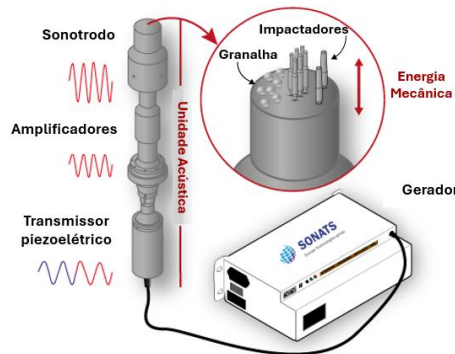


Figura 2.17 – Esquema do dispositivo e do funcionamento do processo USP [80].

Esta variante tende a gerar uma rugosidade superficial menor em comparação com o SP convencional (Figura 2.18), pelo facto de apresentar impactos mais suaves e uniformes.

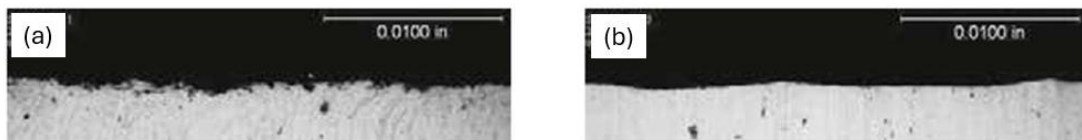


Figura 2.18 – Comparação da rugosidade obtida em Alumínio da série 7000: (a) com *Shot Peening* e (b) com *Ultrasonic Peening* [79].

2.5.1.6 Efeito na melhoria da vida à fadiga

O *Shot Peening* é um dos métodos mais viável em termos económicos e prático para garantir tensões residuais compressivas na superfície. Diversos estudos têm demonstrado que a aplicação desta técnica pode resultar em melhorias significativas na resistência à fadiga dos materiais, prolongando a sua durabilidade e aumentando a integridade estrutural.

No artigo de Ramos. et al. [81], os autores investigam o efeito das técnicas de *Ultrasonic* e *Microshot* na melhoria da vida útil à fadiga de provetes fabricados com a liga Al 7475-T7351. A partir das curvas S-N obtidas para os ensaios foi possível constatar que os tratamentos aplicados foram eficazes na melhoria da vida à fadiga da liga em causa. O ensaio com $R = -1$, apresentado na Figura 2.19, foi o que obteve um aumento maior na vida útil à fadiga. Para 10^5 ciclos, todos os tratamentos resultaram

em um aumento de cerca de 35% na resistência à fadiga em comparação com o material base (BM – *Base Material*).

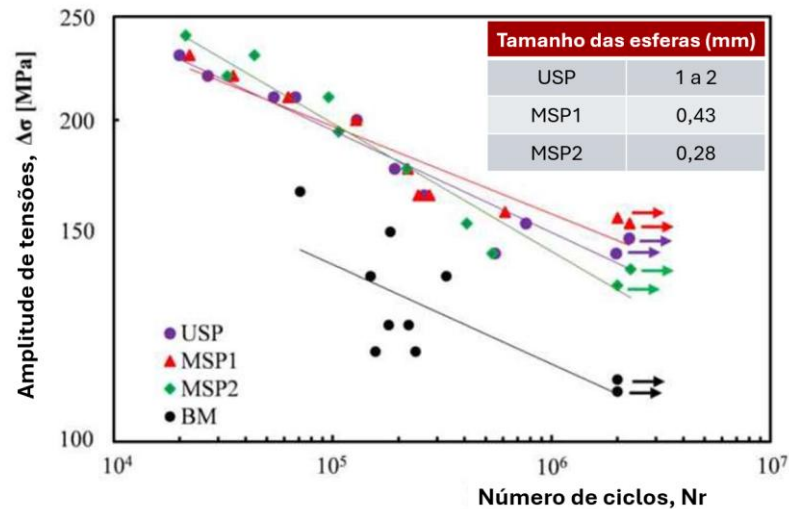


Figura 2.19 – Curvas S-N para provetes com 8 mm de espessura, com R=-1(Adaptado de [81]).

Gao e Wu [82] estudaram o efeito, no crescimento de pequenas fissuras, do *Microshot Peening* na liga de Al 7475-T7351. A medição das tensões residuais, ilustrada na Figura 2.20–a, demonstra um aumento esperado das tensões residuais compressivas. Na superfície, as tensões residuais compressivas rondam os 308 MPa, enquanto a tensão compressiva máxima (380 MPa) ocorre a sensivelmente 45 μm de profundidade. O gráfico apresentado na Figura 2.20 – b, obtido através de ensaios de propagação de fissura com $R = 0,06$ e $\sigma_{max} = 160$ MPa, mostram que os provetes tratados com MSP apresentam taxas de crescimento de fissuras significativamente menores ao longo dos ciclos, em comparação com os não tratados.

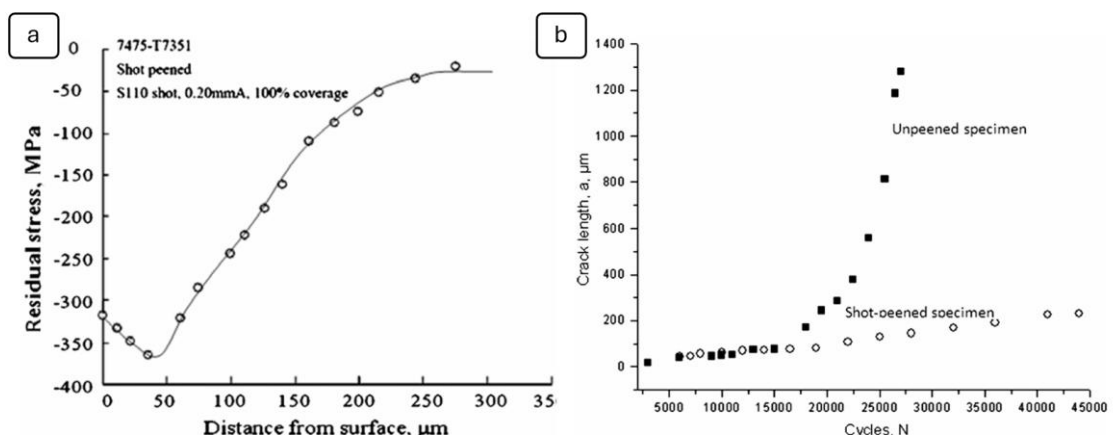


Figura 2.20 – Tensões residuais induzidas pelo MSP (a) e Comprimento da fissura vs número de ciclos para provetes com e sem MSP (b), ambos para a liga de alumínio 7475-T7351 [82].

Para se determinar o efeito do tratamento superficial aplicado ao nível da resistência à fadiga, comumente recorre-se ao cálculo da percentagem de melhoria da resistência à fadiga (FSIP - *Fatigue Strength Improvement Percentage*), através da equação 30.

$$FSIP = \left(\frac{\sigma_{\text{Provete submetido a Shot Peening}}}{\sigma_{\text{Provete com material base}}} - 1 \right) \times 100 (\%) \quad (30)$$

3 Materiais e Métodos

Tal como é referido na introdução da presente dissertação, o objetivo deste trabalho prende-se com o estudo da influência do *Shot Peening* na melhoria das propriedades mecânicas de componentes produzidos com ligas leves. Neste sentido, o presente capítulo pretende evidenciar os materiais usados para a produção dos provetes alvo de análise, assim como as metodologias de produção dos mesmos. Todas as técnicas experimentais desenvolvidas ao longo deste trabalho, por forma a alcançar os objetivos propostos, são também aqui apresentadas.

3.1 Provetes de Al 7475-T351 - Dimensionamento e Produção

Pelo facto da presente dissertação ser, em parte, uma continuação de um estudo anteriormente realizado por Ramos et al [81], optou-se por usar a mesma geometria, para os provetes de alumínio da liga Al 7475-T7351 (Figura 3.1).

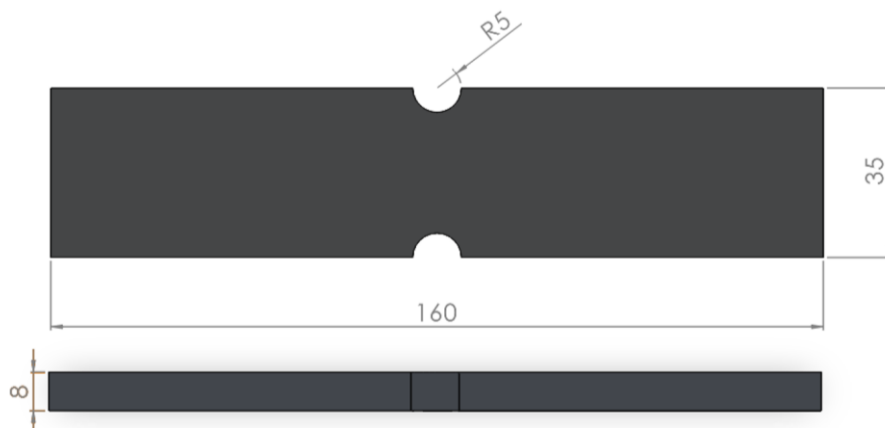


Figura 3.1 – Desenho 2D e respetivas dimensões do provete de Al 7475-T7351, em mm.

Na tabela 3.1 constam as propriedades mecânicas da liga de Al 7475-T7351, de acordo com a norma AMS 4202 [10].

Tabela 3.1 – Propriedades mecânicas da Liga de alumínio Al 7475-T7351, para uma espessura de 6 a 38 mm, em % de massa (de acordo com [81], [10]).

Módulo de Young (GPa)	71,7
Resistência à Tração, σ_{UTS} (MPa)	490
Tensão de cedência (MPa)	414
Alongamento (%)	9

Os provetes foram obtidos através do corte de uma chapa de alumínio da liga Al 7475-T351, obtida por laminação a quente. O corte foi realizado no sentido longitudinal da chapa, ou seja, paralelo à direção de laminação. Após o corte, as amostras foram sujeitas a acabamento superficial, para redução da rugosidade e remoção de aparas. Por último, os provetes foram inspecionados visualmente para controlo de qualidade. Na Figura 3.2 constam alguns dos provetes produzidos.

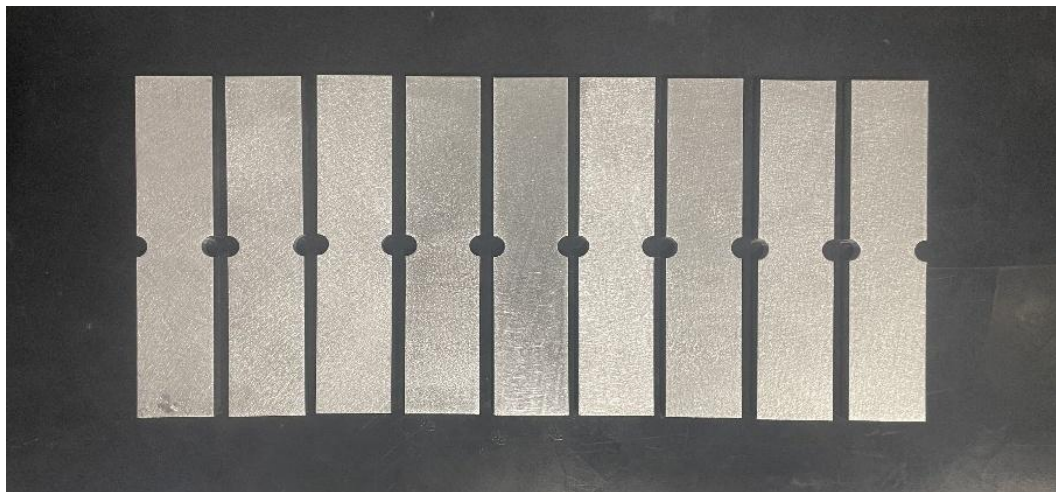
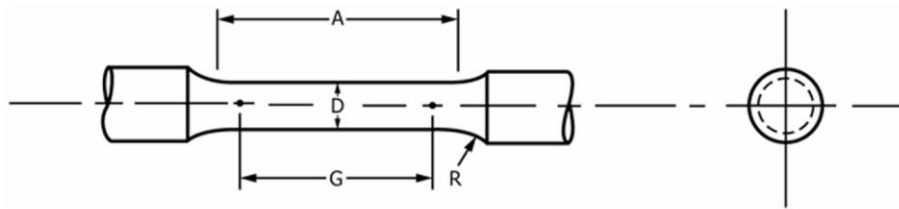


Figura 3.2 - Provetes da liga Al 7475-T7351 produzidos.

3.2 Provetes de Ti-6Al-4V - Dimensionamento e Produção

Relativamente aos provetes de Ti-6Al-4V, estes foram dimensionados segundo a norma da ASTM E8-22. Recorreu-se a provetes com uma secção transversal circular pelo tipo de amarras do equipamento destinado aos ensaios de tração uniaxial. O excerto da norma relativo a este tipo de provetes encontra-se na Figura 3.3. Para o caso concreto deste estudo, recorreu-se aos provetes do tipo 3.



Dimensões, em mm					
Para provetes com uma zona de medição (G) quatro vezes superior ao diâmetro					
	Provete Padrão		Provetes de menores dimensões, proporcionais ao padrão		
	Provete 1	Provete 2	Provete 3	Provete 4	Provete 5
G – Zona de Medição	50,0 ± 0,1	36,0 ± 0,1	24,0 ± 0,1	16,0 ± 0,1	10 ± 0,1
D – Diâmetro	12,5 ± 0,2	9,0 ± 0,1	6,0 ± 0,1	4,0 ± 0,1	2,5 ± 0,1
R – Raio do <i>fillet</i>	10	8	6	4	2
A – Área da secção reduzida	56	45	30	20	16

Figura 3.3 – Excerto da Norma ASTM E8-22 relativo aos provetes de secção transversal circular (Adaptado de [68]).

Os provetes foram sobredimensionados tendo em conta a maquinação (Figura 3.4).

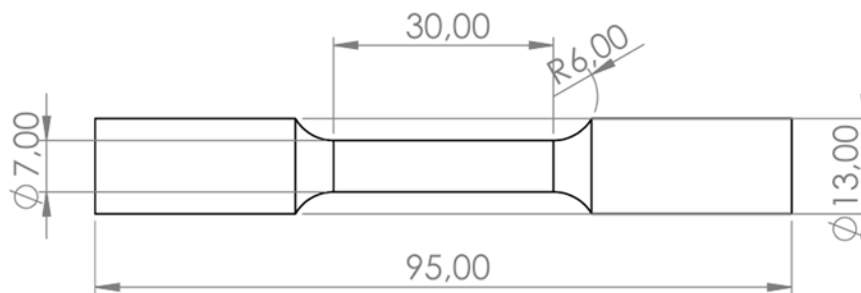


Figura 3.4 - Desenho 2D e respetivas dimensões de fabricação dos provetes de Ti-6Al-4V, em mm.

Relativamente à produção dos provetes de Ti-6Al-4V, a mesma foi realizada no Centro para o Desenvolvimento Rápido e Sustentável do Produto-Leiria (CDRSP-Leiria), com o apoio do Sr. Engenheiro Miguel Silva. No total produziram-se 43 provetes de Ti-6Al-4V, em 3 lotes de produção.

Para o fabrico dos provetes recorreu-se a pós metálicos de liga Ti-6Al-4V, categoria Grade 23, também designada por ELI (*Extra Low Interstitials*), fornecidos pela empresa AP&C. No que respeita à composição química, os pós encontram-se em conformidade com a norma ASTM F3001 [83], aplicável à manufatura aditiva por SLM. As Tabelas 3.2 e 3.3 apresentam, respetivamente, a composição química e as propriedades físicas dos pós metálicos.

Tabela 3.2- Composição química (% de massa) da liga Ti-6Al-4V categoria 23, de acordo com a Norma ASTM F3001 [83].

Al	V	Fe	O	C	N	H	Y	Outros elementos (Máx total)	Ti
5,5–6,5	3,5-4,5	0,25	0,13	0,08	0,05	0,012	0,005	0,4	Restante

Tabela 3.3 – Propriedades dos pós de Ti-6Al-4V categoria 23 [84].

Granulometria (μm)	D10 (μm)	D50 (μm)	D90 (μm)	Densidade Aparente (g/cm^3)	Flow rate (s)	Oxigénio (% em massa)
15-45	20	34	44	2.49	28	0,10

O equipamento de SLM utilizado para a impressão metálica foi o modelo TruPrint 1000, da marca TRUMPF (Figura 3.5). Este equipamento é composto por uma câmara principal que integra três cilindros: o de fornecimento (onde se armazenam os pós), o de impressão e o de reaproveitamento de material. Na parte externa do equipamento, encontra-se um monitor que permite o controlo das várias condições do processo de fabrico.



Figura 3.5 – Equipamento de SLM TruPrint 1000 da marca TRUMPF (por cortesia do CDRSP - Leiria).

O equipamento utilizado permite o controlo e a regulação das variáveis do processo, em termos de localização do cordão e a distribuição das camadas e respetivos parâmetros. Nas tabelas 3.4 e 3.5 são apresentados os parâmetros de produção usados para os 3 lotes.

Tabela 3.4 - Parâmetros de fabrico dos cordões *boarder* no equipamento TruPrint 1000 da TRUMPF.

Parâmetros de fabrico (<i>Boarders</i>)	<i>Up-skin</i>	<i>In-skin</i>	<i>Down-skin</i>	<i>Core</i>	Suportes
Número de <i>boarders</i>	0	1	0	1	0
Dimensão do laser (mm)	-	0,03	-	0,03	-
Potência do laser (W)	-	90	-	90	-
Velocidade de passagem do laser (mm/s)	-	500	-	500	-
Distância entre cordões (mm)	-	0,06	-	0,06	-
Espessura de camada (mm)	-	0,04	-	0,04	-
Densidade de energia (J/mm ³)	-	75	-	75	-

Tabela 3.5 - Parâmetros de fabrico dos cordões *hatch* no equipamento TruPrint 1000 da TRUMPF.

Parâmetros de fabrico (<i>Hatch Vector</i>)	<i>Up-skin</i>	<i>In-skin</i>	<i>Down-skin</i>	<i>Core</i>	Suportes
Dimensão do laser (mm)	0,03	0,03	-	0,03	0,03
Potência do laser (W)	90	90	-	90	90
Velocidade de passagem do laser (mm/s)	500	500	-	500	500
Distância entre cordões (mm)	0,09	0,09	-	0,09	0,1350
Espessura de camada (mm)	0,04	0,04	-	0,04	0,04
Densidade de energia (J/mm ³)	50	50	-	50	33,3

Relativamente à estratégia de varrimento do laser, a mesma foi diferente para a primeira e última camada do provete. Os esquemas usados encontram-se esquematizada na Figura 3.6.

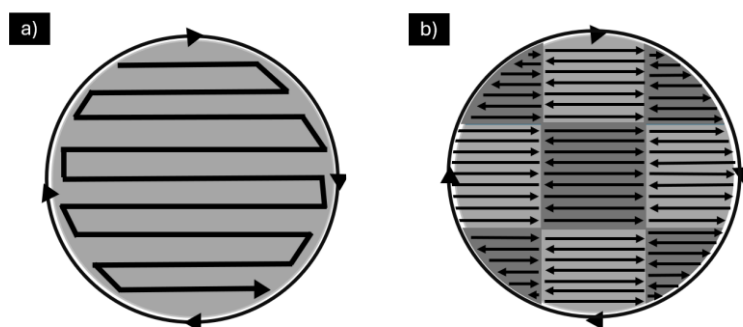


Figura 3.6 – a) Primeira e última camada – padrão zigue-zague com conexão; b) camadas internas – padrão xadrez 0°/0°.

Em termos de condições de fabrico, as mesmas encontram-se na Tabela 3.6.

Tabela 3.6 – Condições de fabrico usados, consoante o lote de produção.

Parâmetros	Lote 1	Lote 2	Lote 3
Sobrealimentação (%)	285	290-300	300
Nível de Oxigénio (%)	0,5	0,5	0,5
Velocidade do ar (m/s)	2,5	2,5	2,5
Velocidade de recolha da escova (mm/s)	15	15	15
Velocidade de <i>coating</i> da escova (mm/s)	120	120	120
Velocidade de <i>pre-coating</i> da escova (mm/s)	100	120	120

Mais detalhes sobre a produção dos provetes de Ti-6Al-4V podem ser encontrados no Anexo A.

Posteriormente, devido à rugosidade inerente ao processo de manufatura aditiva, os provetes foram submetidos a uma operação de maquinação num torno CNC TL20 MS da CMZ (Figura 3.7). Esta etapa foi essencial para eliminar imperfeições e garantir que a superfície ficasse praticamente isenta de defeitos, permitindo assim uma avaliação mais rigorosa e precisa dos efeitos do *Shot Peening*.



Figura 3.7 - Torno CNC TL20 MS da CMZ (por cortesia da Lauak Portugal).

O desenho 2D dos provetes e respetivas dimensões finais encontram-se na Figura 3.8.

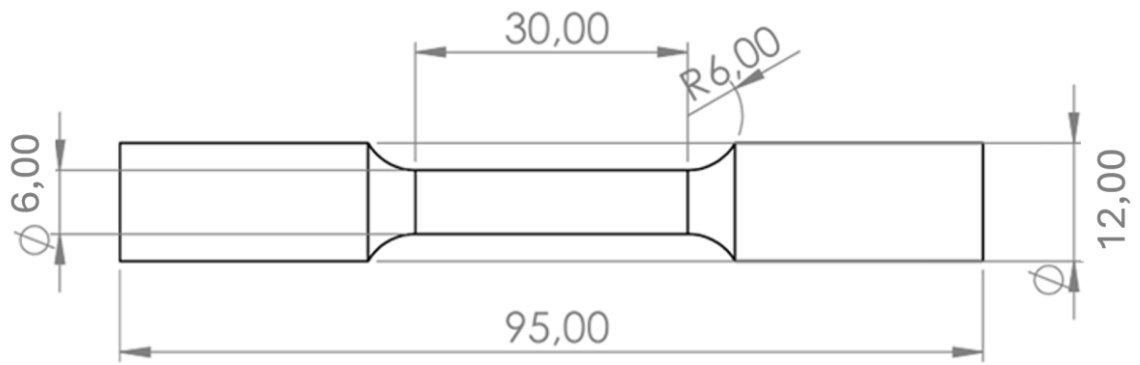


Figura 3.8 - Desenho 2D e respectivas dimensões dos provetes de Ti-6Al-4V após maquinação, em mm.

3.3 Shot Peening

O tratamento superficial *Shot Peening* realizou-se na OGMA, com recurso a um equipamento da marca ROSLER, modelo SP 1500 LR G1 (Figura 3.9). Esta etapa foi aplicada aos provetes de Al 7475-T7351, assim como aos provetes de Ti-6Al-4V, do 1º lote.



Figura 3.9 - Equipamento de *Shot Peening* ROSLER - SP 1500 LR G1 (por cortesia da OGMA).

Para os provetes de alumínio, definiu-se que a área de aplicação do *Shot Peening* teria uma extensão de 40 mm, tal como apresentado na Figura 3.10.

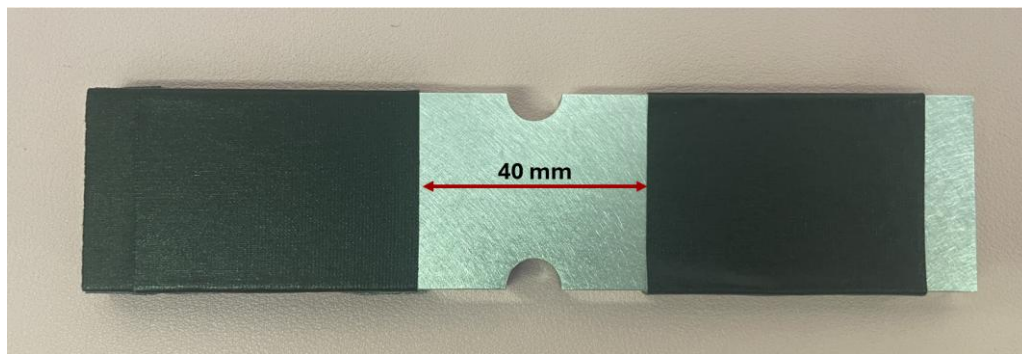


Figura 3.10 - Provette de Al 7475-T7351 com zona de aplicação de SP com 40 mm de largura.

Na tabela 3.7 encontra-se um resumo com todas os parâmetros de processamento usados no processo de *Shot Peening*, com recurso ao equipamento automático (Figura 3.9). Os mesmos foram selecionados de acordo com a Norma AMS 2432 [85].

Tabela 3.7 – Parâmetros de processamento usados no *Shot Peening*.

Provetes	Granalha	Intensidade		Velocidade (mm/s)	Cobertura [%]	Pressão [bar]	Ângulo de Impacto [°]
		Almen [mmA]					
Alumínio (Al 7475-T7351)	S170	0.0077		3	200	1,8	90
Titânio (Ti-6Al-4V)	S170	0.0077		2	200	1,8	90

Tabela 3.8 – Propriedades das granalhas usadas, de acordo com a Norma SAE J44 [76].

Granalha	Material	Diâmetro [mm]
S170	Aço	0,43

3.4 Rugosidade

A análise da rugosidade foi realizada com recurso a um rugosímetro DIAVITE DH-8 (Figura 3.11). Estas medições foram realizadas com o intuito de se perceber o efeito do processo de *Shot Peening* nas duas ligas leves alvo de estudo, mas também perceber o nível de rugosidade dos provetes, como fabricados, de Ti-6Al-4V, produzidos por SLM.

Os parâmetros medidos em todos os ensaios foram: rugosidade média aritmética (R_a), altura total do perfil de rugosidade (R_t) e altura máxima ($R_{máx}$), sendo esta o maior valor de R_t entre os comprimentos de amostragem, utilizada quando não se considera o comprimento total de avaliação. No Anexo B encontra-se um resumo teórico dos parâmetros avaliados, associados à rugosidade.

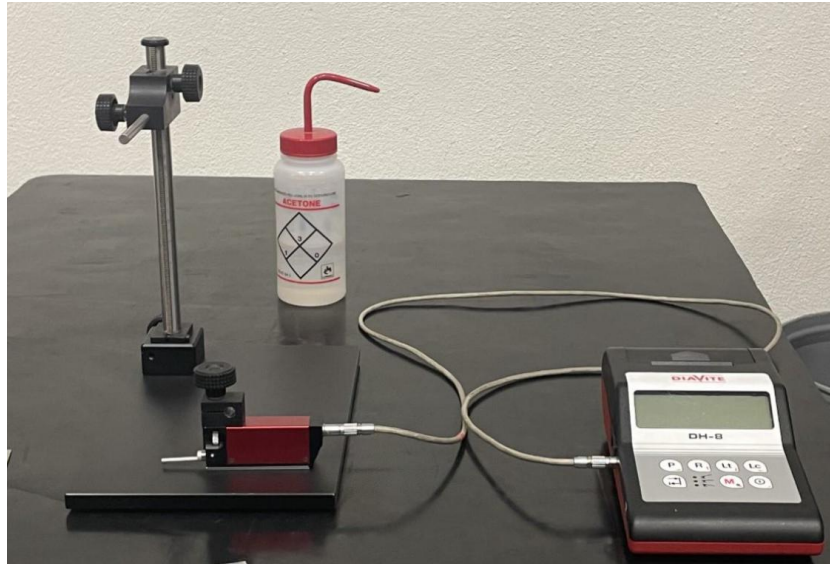


Figura 3.11 – Rugosímetro DIAVITE DH-8 e respetivo suporte (por cortesia da OGMA).

3.5 Microscopia ótica

Para realizar a observação da microestrutura das duas ligas alvo de estudo, utilizou-se um microscópio Olympus BX51M (Figura 3.12). Relativamente ao modo de iluminação, recorreu-se a observações em campo claro (BF - *Bright Field*). Para tal, as amostras foram preparadas metalograficamente, de acordo com a norma ASTM E3-11 [86] (ver Anexo C).

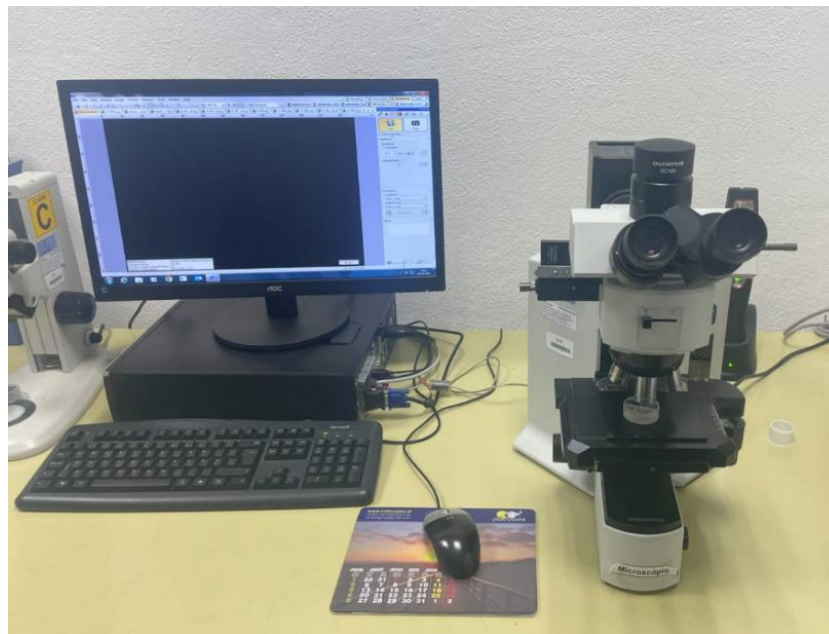


Figura 3.12 – Microscópio ótico Olympus BX51M (por cortesia da OGMA).

3.6 Microdurezas Vickers

Os ensaios de microdureza Vickers realizaram-se com recurso a um microdurómetro Shimadzu HMV-2, que se encontra representado na Figura 3.13. Estes

ensaios tiveram como objetivo determinar a microdureza do material base das duas ligas leves, assim como avaliar a influência, em profundidade, do processo de *Shot Peening* na variação da microdureza.



Figura 3.13 – Microdurómetro Shimadzu HMV-2 (por cortesia da OGMA).

Para a realização das medições recorreu-se à norma E384-22: *Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials* [87]. No Anexo D consta um resumo teórico de como se deve proceder às medições, de acordo com a norma em causa.

Para as medições realizadas aos provetes da liga de alumínio 7475-T7351, a carga usada foi de 100gf (HV0,1), com um tempo de relaxação de 10 segundos. Nas amostras do material base foram realizadas medições ao longo da linha média longitudinal e transversal, espaçadas por 1 mm, no mínimo, tal como esquematizado na Figura 3.14.

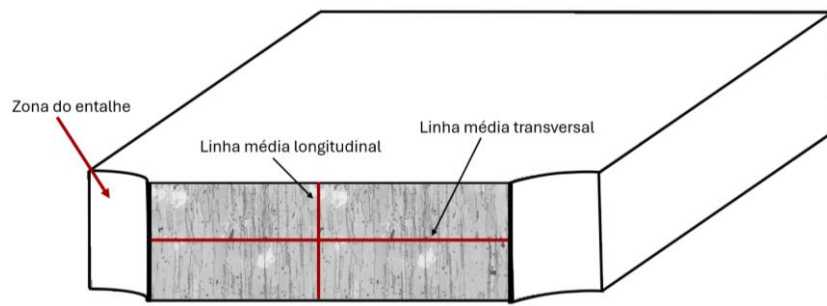


Figura 3.14 – Esquema da zona de medição de microdurezas nos provetes de Al 7475-T7351.

No caso dos provetes da liga de titânio Ti-6Al-4V, a carga usada foi superior, de 300gf (HV0,3) com um tempo de relaxação de 10 segundos. O esquema de medições encontra-se representado na Figura 3.15.

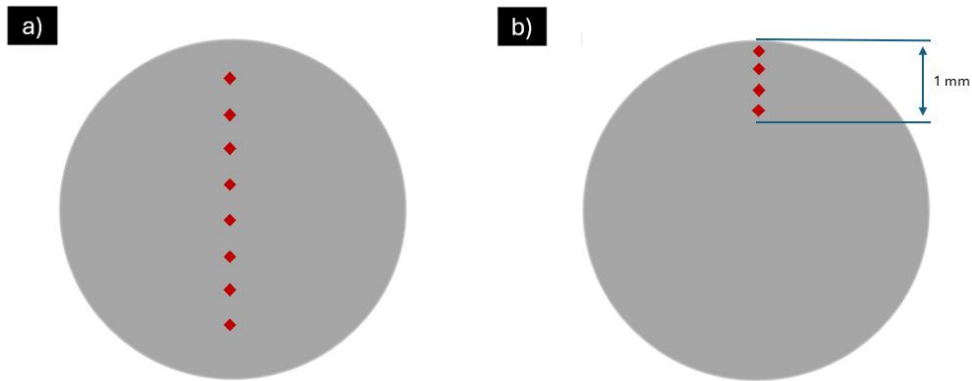


Figura 3.15 - Esquema de medição de microdurezas da liga Ti-6Al-4V – (a) material base; (b) avaliação do efeito do *Shot Peening* em profundidade.

Os resultados obtidos foram tratados estatisticamente, de acordo com a norma ASTM E384-22 [87], de modo a obter-se assim a média, o desvio padrão e um intervalo de confiança de 95% para média, para todos os ensaios realizados. O tratamento estatístico foi realizado com recurso ao programa Minitab. No Anexo E, encontra-se parte da análise estatística elaborada e respetivos gráficos obtidos para averiguar a Normalidade dos valores medidos.

3.7 Ensaios de tração uniaxial

Relativamente aos ensaios mecânicos de tração uniaxial, os mesmos foram realizados na OGMA. Para a realização dos ensaios em causa recorreu-se a um equipamento Zwick Roell Z100 com uma célula de carga de 100kN (Figura 3.16). Em termos de parâmetros de ensaio, usou-se uma velocidade de ensaio de 10 mm/min e uma velocidade de aplicação de carga de 11,5 MPa/s.

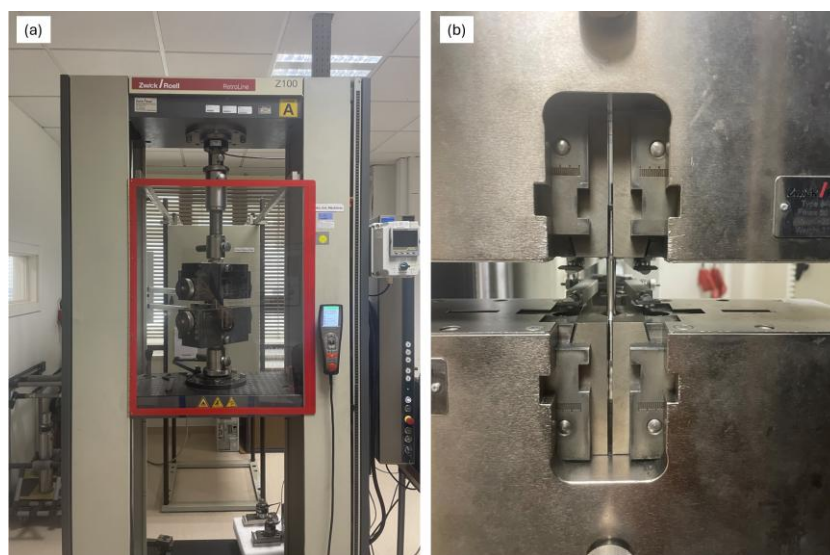


Figura 3.16 – Ensaio de tração: (a) Equipamento Zwick Roell Z100 utilizado nos ensaios; (b) Pormenor das garras com o provete cilíndrico fixado (por cortesia da OGMA).

3.8 Microscopia eletrónica de varrimento

Para a análise das zonas de fratura dos provetes recorreu-se a um microscópio eletrónico de varrimento HITACHI S-2400 (Figura 3.17) do laboratório Microlab Electron Microscopy Laboratory (ICEMS/IST), com o auxílio da Eng^a Isabel Nogueira. Este microscópio está dotado de detetores de eletrões secundários (SE) e eletrões retrodifundidos (BSE), bem como de um espectrómetro de raios-x de dispersão de energia (EDS) da Bruker Quantax.

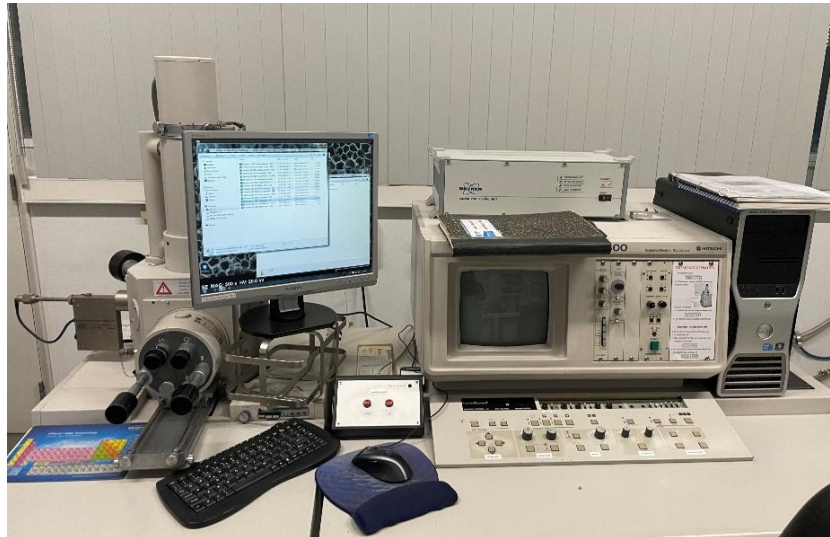


Figura 3.17 – Microscópio Eletrónico de Varrimento HITACHI S-2400.

No decorrer deste tipo de análise, obtiveram-se imagens com diferentes ampliações, o que permitiu visualizar em detalhe as zonas de fratura de provetes submetidos a ensaios de tração e a fratura por impacto.

3.9 Nanotomografia de raios-X

Para a análise de defeitos em volume recorreu-se a um nanotomógrafo de raios-X, do modelo SKYSCAN 2214 (Figura 3.18), fabricado pela Bruker, cujos parâmetros e especificações de ensaio são apresentados na Tabela 3.9. As análises em causa foram realizadas pelo Professor Doutor Manuel Pereira no CERENA - Centro de Recursos Naturais e Ambiente.



Figura 3.18 – Nanotomógrafo SKYSCAN 2214 [88].

Tabela 3.9 – Especificações do Equipamento SKYSCAN 2214 durante as análises realizadas.

Especificações do nanotomógrafo SKYSCAN 2214	
Câmera	FlatPanel
Filtro	Cobre 1 mm
Potência (W)	8,97
Tensão (kV)	150
Corrente (μ A)	61
Resolução - Tamanho de pixel (μ m)	3,5
Exposição (ms)	2500
Passo ($^{\circ}$)	0,4
Média de imagens obtidas por passo	3

A utilização desta técnica não destrutiva teve como objetivo a análise dos defeitos presentes nos provetes produzidos com a liga Ti-6Al-4V. Após a aquisição de múltiplas radiografias em diferentes ângulos, foi possível construir uma imagem tridimensional dos provetes de estudo e respectivos defeitos, através do software CTvox. Devido à limitação do número de provetes de cada lote, esta análise foi realizada somente aos provetes dos lotes 2 e 3.

4 Apresentação e Análise de Resultados: Liga de Alumínio (Al 7475 – T7351)

No presente capítulo, são apresentados e discutidos os resultados referentes à caracterização da liga de alumínio 7475-T7351 usada e respetivo comportamento das propriedades mecânicas, com e sem aplicação de *Shot Peening*.

4.1 Microdurezas Vickers

São apresentadas e analisadas, neste subcapítulo, as medições de microdurezas de Vickers efetuadas aos provetes da liga Al 7475-T7351, antes e depois dos mesmos serem submetidos a *Shot Peening*.

Relativamente às medições efetuadas no material base, bem como ao respetivo tratamento estatístico, a Tabela 4.1 apresenta o valor médio, o desvio padrão e o intervalo de confiança a 95% para a média. Os valores obtidos são bastante próximos aos reportados por Ramos et al [81] para esta liga. A comparação entre os valores obtidos nas direções transversal e longitudinal evidencia uma leve anisotropia associada à laminação a quente, mas, de modo geral, revela uma microestrutura homogénea.

Tabela 4.1 – Microdureza dos provetes liga Al 7475-T7351 (material base).

Direção	Dureza (HV 0,1)	IC 95% para a média
Longitudinal	156,8 ± 3,2	[154,1 ; 159,4]
Transversal	152,7 ± 5,8	[147,4 ; 158,1]

Para se proceder à avaliação do efeito do *Shot Peening*, com a granalha S170, realizaram-se medições de microdureza em profundidade, tal como apresentado no gráfico da Figura 4.1. A evolução dos valores de microdureza em função da distância à superfície, evidencia o efeito superficial deste processo. Observa-se um aumento acentuado da microdureza na camada mais próxima da superfície, atingindo valores na ordem dos 183 HV0.1, claramente superiores ao material base. Com o aumento da

profundidade, verifica-se uma diminuição gradual da microdureza, estabilizando em torno do valor do material não tratado a partir de aproximadamente 0,5 mm. Estes resultados confirmam que o *Shot Peening* promove um endurecimento localizado à superfície devido à deformação plástica induzida.

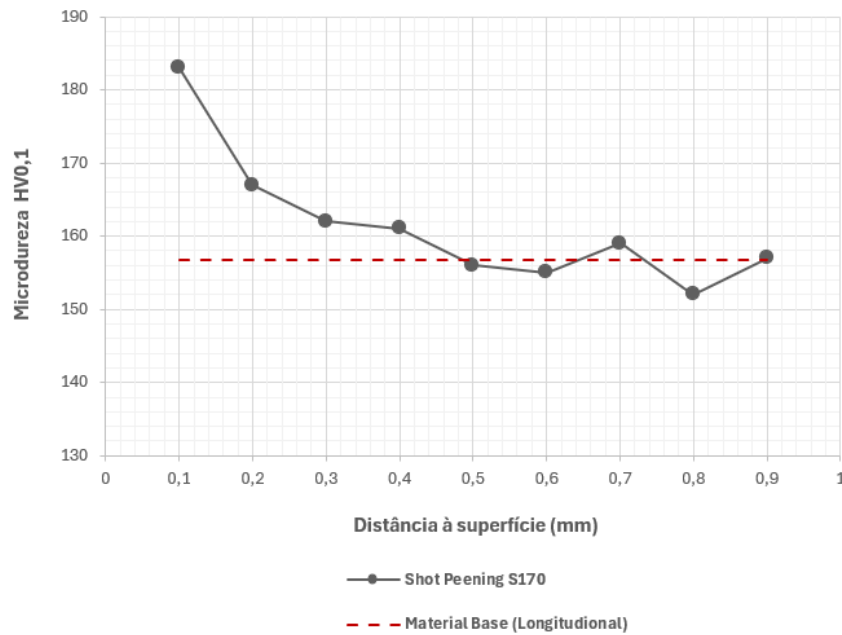


Figura 4.1 – Evolução em profundidade das microdureza da liga de Al 7475-T7351 sujeita a *Shot Peening*, relativamente ao material base.

A microdureza obtida à superfície (183 HV0,1), com *Shot Peening* automático, é bastante superior ao valor de 166 HV reportado por Ramos et al. [81] para *Shot Peening* manual. Isto evidencia que a aplicação automática, com controlo rigoroso dos parâmetros de processo, promove uma deformação plástica superficial mais eficaz e induz tensões residuais compressivas mais elevadas, permitindo atingir de forma consistente os efeitos pretendidos.

4.2 Rugosidade

Na Tabela 4.2 constam os valores de rugosidade superficial obtidos para os provetes de Al 7475-T7351 nos estados maquinado e após o *Shot Peening*.

Tabela 4.2 – Valores dos parâmetros de rugosidade medidos antes e depois dos provetes da liga Al 7475-T7351 serem submetidos a *Shot Peening*.

Estado do Provette de Al 7475-T7351	Ra + desvio padrão [μm]	Rt + desvio padrão [μm]	R _{máx} + desvio padrão [μm]
Maquinados	1,18 ± 0,02	10,36 ± 1,17	10,36 ± 1,10
<i>Shot Peening</i> - S 170	3,65 ± 0,43	24,74 ± 2,46	23,67 ± 1,63

Da análise da Tabela 4.2, verificou-se nos provetes maquinados uma rugosidade média (Ra) reduzida, de aproximadamente 1,18 μm , acompanhada de valores de Rt e Rmáx próximos de 10 μm . Estes resultados evidenciam uma superfície relativamente homogénea e com baixa irregularidade, característico do acabamento produzido pelo processo de maquinação. Por outro lado, o *Shot Peening* levou a um aumento significativo da rugosidade, com Ra a atingir 3,65 μm e Rt e Rmáx superiores a 23 μm . Este acréscimo, acompanhado de desvios padrão mais elevados, reflete a natureza irregular e dispersa da deformação plástica introduzida pelos impactos sucessivos das granalhas. A comparação entre os dois estados confirma que o *Shot Peening* altera de forma efetiva a topografia superficial do material, resultando numa superfície mais rugosa e menos uniforme.

4.3 Microscopia Ótica

Na Figura 4.2 é possível observar a microestruturas da liga de Al 7475-T7351 sem *Shot Peening*, destacando-se os grãos alongados no sentido da laminação e a região superficial intacta, apresentando baixa rugosidade.

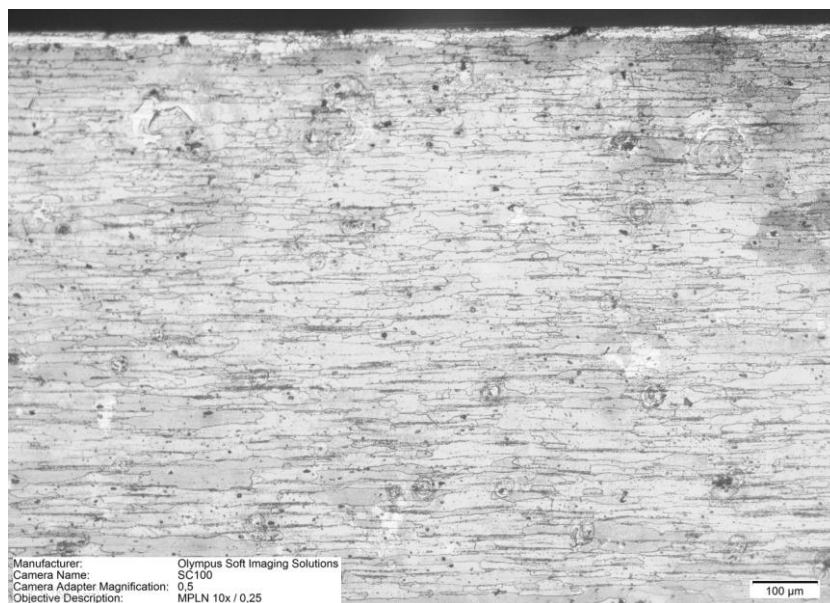


Figura 4.2 - Microscopia Ótica da liga Al 7475-T7351 sem SP, com ampliação de 100x.

Por outro lado, na micrografia correspondente à liga de Al 7475-T7351 após *Shot Peening* (Figura 4.3), denota-se uma superfície com mais irregularidades e cuja deformação plástica é bastante visível ao longo dos 80 μm mais superficiais.

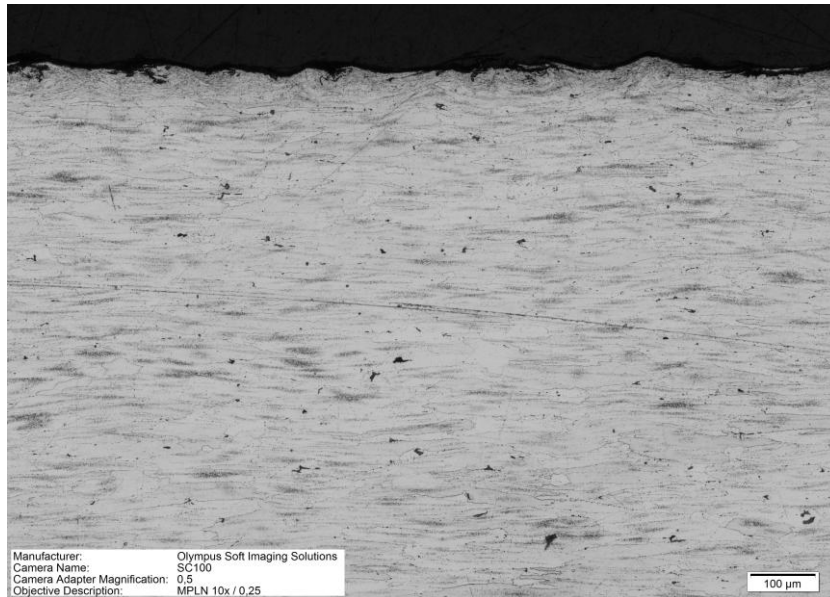


Figura 4.3 - Microscopia Ótica da liga Al 7475-T7351 depois de submetida a SP, com ampliação de 100x.

Ambas as micrografias evidenciam a presença de defeitos inerentes ao processo de laminagem a quente, visíveis sob a forma de pequenas discontinuidades escuras distribuídas por toda a área. Estes defeitos podem estar associados à presença de inclusões ou microvazios resultantes do processo de fabrico.

5 Apresentação e Análise de Resultados: Liga de Ti-6Al-4V

No presente capítulo, são apresentados e discutidos os resultados referentes à caracterização da liga de titânio Ti-6Al-4V usada e respetivo comportamento mecânico, com e sem aplicação de *Shot Peening*.

5.1 Análise de defeitos inerentes ao processo de SLM

5.1.1 Análise visual

Antes da realização dos ensaios mecânicos e metalográficos, foi conduzida uma análise visual detalhada aos provetes da liga Ti-6Al-4V obtidos por SLM. Esta etapa teve como objetivo fazer uma avaliação qualitativa preliminar, sendo útil para identificar defeitos superficiais e morfológicos potencialmente decorrentes do próprio processo de fabrico, os quais podem comprometer a integridade estrutural do material ou influenciar os resultados dos ensaios subsequentes. A documentação fotográfica e a descrição dos defeitos identificados são apresentadas a seguir.

Relativamente ao lote 1, os defeitos encontrados foram marcados a vermelho, tal como é visível na Figura 5.1. A maior parte dos defeitos identificados encontram-se na parte superior do provete, as suas posições não são numa só camada, mas em várias. Na zona do entalhe, as descontinuidades do material identificadas derivam da interrupção provocada pela necessidade de se reabastecer o depósito de pós (ver Anexo A).



Figura 5.1 - Provetes 1º lote.

Os provetes fabricados na região mais central da base de impressão apresentam salpicos com maior intensidade (Figura 5.2).

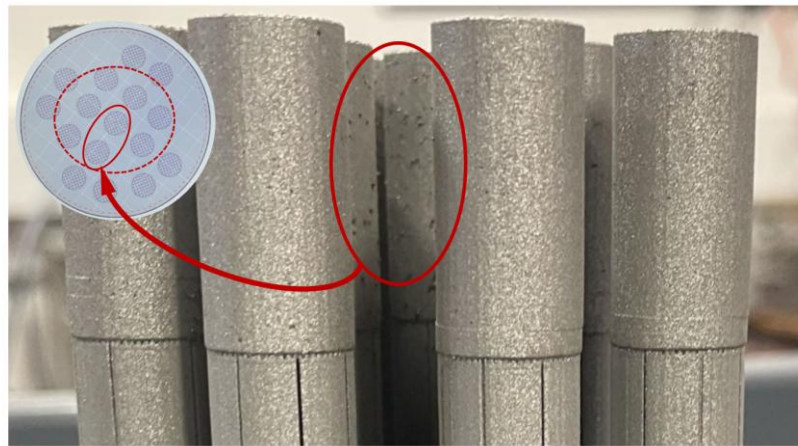


Figura 5.2 – Detalhe da presença de salpicos na zona central, quando os provetes ainda estavam na base de impressão (1º lote).

Relativamente ao 2º lote de produção, identificou-se a azul os defeitos visíveis. Ao contrário do 1º lote, para além de existirem defeitos na região superior do provete, também se verificam imperfeições na zona inferior. O aparecimento de defeitos não acontece numa camada específica, há variação em altura. À semelhança do 1º lote, verificam-se, na zona do entalhe, descontinuidades, que derivam da interrupção provocada pela necessidade de se reabastecer o depósito de pós (Figura 5.3). Neste caso, a interrupção foi de aproximadamente 4 horas, devido a corte de energia, o que justifica a evidência das descontinuidades.



Figura 5.3 – Provete 2º lote, com destaque para os defeitos identificados a azul.

No 3º lote de produção, dos 13 provetes fabricados, somente 4 foram válidos, os restantes fraturaram aquando da remoção do suporte de impressão. Os provetes que ficaram intactos apresentam desníveis laterais, assinalados a amarelo, na Figura 5.4. Nas zonas inferiores, é possível também identificar fissuras, assinaladas a branco na Figura 5.4.

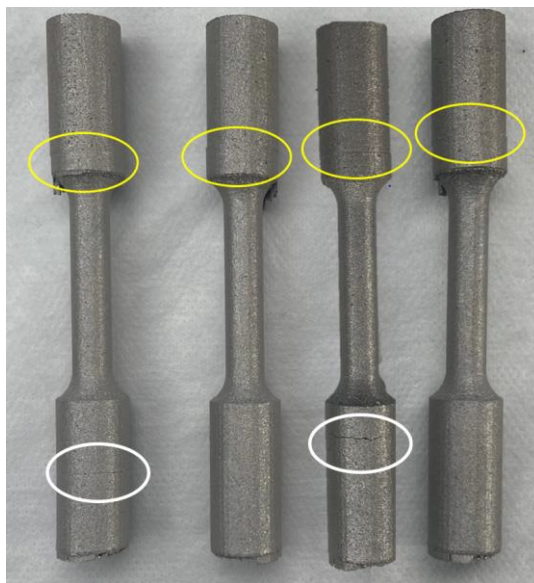


Figura 5.4 – Provete 3º lote.

5.1.2 Análise com recurso a nanotomografia de raios-X

Através da técnica de nanotomografia de raios-X e respetivo tratamento de imagem, com o software CTvox, através do Método Integral de Cinzentos, obtiveram-se as representações 3D das amostras (Figura 5.5). Desta foi possível identificar e quantificar defeitos presentes nas amostras dos lotes 2 e 3.

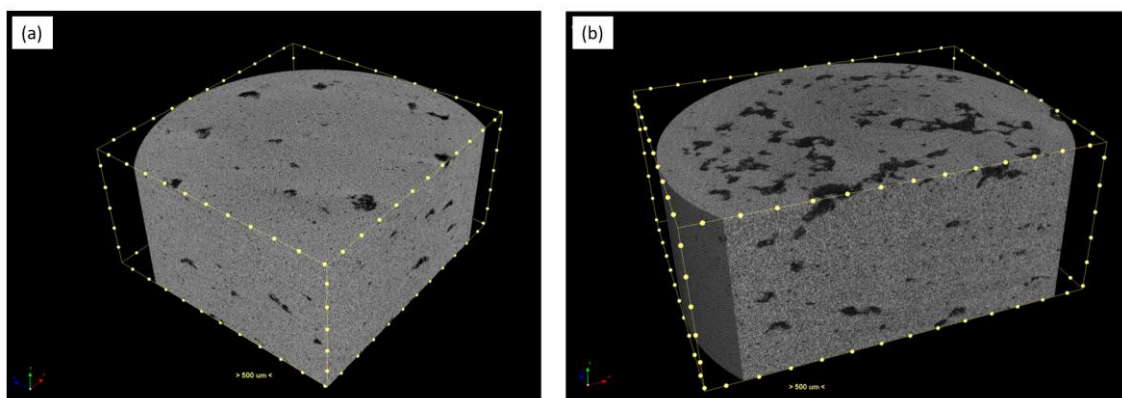


Figura 5.5 – Imagens obtidas através do software CTvox, com recurso ao método integral de cinzentos: (a) amostra do lote 2 e (b) amostra do lote 3.

Da análise da Tabela 5.1, constata-se que o lote 3 apresenta aproximadamente o triplo da quantidade de defeitos do lote 2, em termos percentuais. Uma vez que a impressão do lote 2 e do lote 3 trabalharam com parâmetros de produção idênticos, tal como é possível verificar nas Tabelas 3.4, 3.5 e 3.6 do subcapítulo 3.2, não era esperada uma diferença tão acentuada do número de defeitos encontrados. O único parâmetro diferente prende-se com o número de reutilizações de pós (ver Anexo A).

Tabela 5.1 – Valores obtidos com nanotomografia de raios-X relativos à quantificação de defeitos.

Amostras	Volume total da amostra (mm ³)	Volume total de defeitos (mm ³)	Quantidade de defeitos (%)	Área superficial total de defeitos (mm ²)
Lote 2	155,26	1,27	0,817	310,64
Lote 3	141,87	3,57	2,518	2 134,84

5.2 Microdurezas Vickers

Analisando os valores obtidos para microdurezas Vickers da liga Ti-6Al-4V com o tratamento estatístico realizado para os diferentes lotes (Tabela 5.2), constata-se valores de microdureza superiores para o 1º lote, com destaque para a amostra 2.

Tabela 5.2 - Microdurezas Vickers dos provetes de Ti-6Al-4V, tal como fabricados.

Lote		Dureza (HV 0,3)	IC 95% para média
1	Amostra 1	561,6 ± 24,8	[530,9 ; 592,3]
	Amostra 2	706,6 ± 35,6	[682,2 ; 730,1]
2		475,2 ± 43,3	[444,2 ; 506,2]
3		502,1 ± 48	[465,2 ; 539,0]

De uma forma geral, da análise da Tabela 5.2, os valores obtidos em todos os lotes são superiores aos encontrados na bibliografia, nomeadamente no estudo de

Lekoadi et al. [89], cujo valor medido para as amostras no estado como fabricadas é de $389 \pm 10 \text{ HV } 0,3$. Adicionalmente, importa salientar a avaliação realizada a duas amostras distintas do mesmo lote. A comparação revelou que consoante a posição dos provetes na base de impressão, os mesmos vão estar sujeitos a distribuições térmicas diferentes e a solidificação de forma desigual.

Relativamente à avaliação do impacto do processo de *Shot Peening* na microdureza, representado na Figura 5.6, constata-se que em todas as zonas de medição os valores de microdureza são superiores ao material base, nas regiões próximas da superfície (0,1 - 0,3 mm). O aumento observado não é homogêneo, ou seja, verifica-se a existência de flutuações por zonas e profundidades. Tal pode estar relacionado à heterogeneidade do impacto das granalhas e da própria microestrutura, pela presença de defeitos (sub-capítulo 5.4).

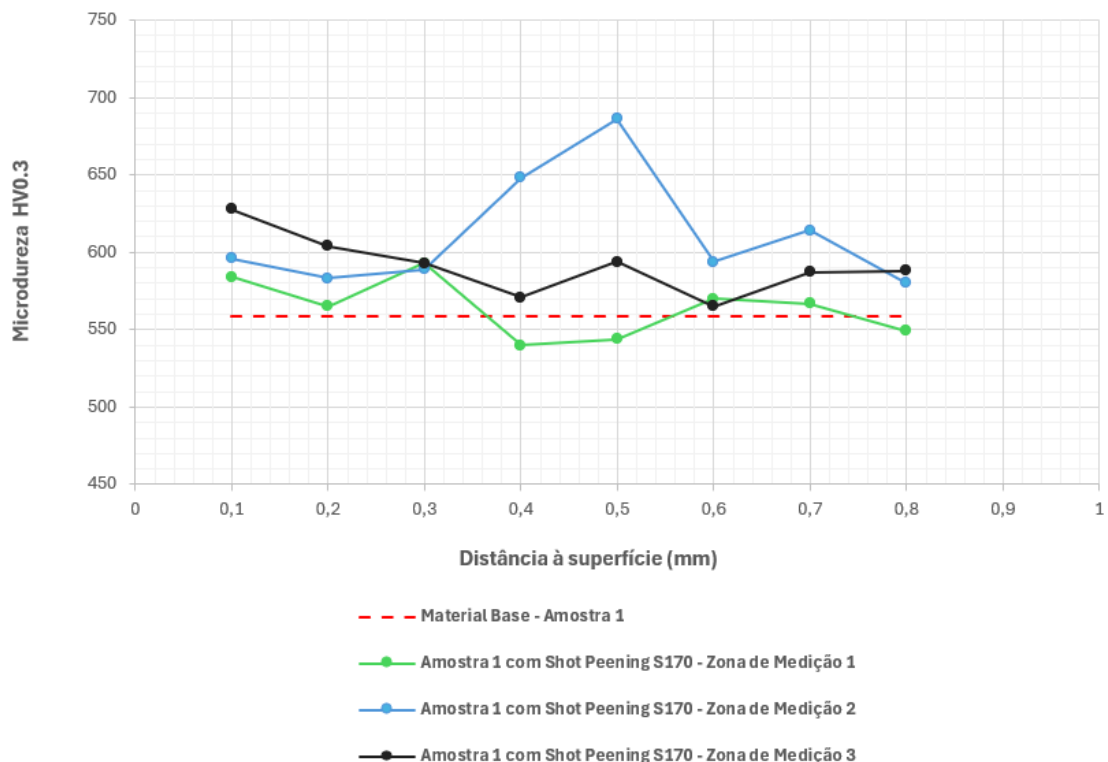


Figura 5.6 - Evolução em profundidade das microdurezas da liga de Ti-6Al-4V 1º lote, sujeita a *Shot Peening*, relativamente ao material base.

5.3 Rugosidade

Neste subcapítulo são apresentadas e discutidas as medições de rugosidade realizadas aos provetes de Ti-6Al-4V (Tabela 5.3), ao longo das diferentes etapas de processamento (como fabricado, após maquinação e depois de serem submetidos a *Shot Peening*). Como se pode verificar da análise da Tabela 5.3, os valores de rugosidade superficial obtidos para os provetes de Ti-6Al-4V evidenciam diferenças significativas entre etapas de fabrico e tratamento efetuado. Os provetes *como*

fabricados revelam uma superfície bastante irregular, com valores de rugosidade média (Ra) entre os 7µm e 9µm, característica do processo SLM. Em especial, o parâmetro Rt (distância vertical máxima entre picos e vales do perfil avaliado) atinge valores muito elevados (entre 58 µm e 88µm), o que reflete a presença de picos e vales pronunciados, que comprometem a qualidade superficial e podem provocar concentração de tensões. No que toca à variação da rugosidade entre lotes, esta é indicativa de heterogeneidade no processo produtivo. Verifica-se que, do lote 1 para o lote 3, onde foi sendo incorporada uma maior quantidade de pós reutilizados, há aumento progressivo de todos os parâmetros de rugosidade analisados. Após a maquinação, observa-se uma redução drástica da rugosidade, com Ra de aproximadamente 0,40µm e valores baixos de Rt e R_{máx}, o que comprova a eficácia da maquinação na produção de superfícies regulares. Por último, o tratamento de *Shot Peening*, por sua vez, aumentou a rugosidade em relação ao estado maquinado (Ra ≈ 1,46 µm), o que é esperado devido à deformação plástica induzida na superfície; contudo os valores ainda permanecem muito inferiores aos dos provetes *como fabricados*.

Tabela 5.3 – Rugosidade dos Provetes de Ti-6Al-4V.

Estado dos Provetes de Ti-6Al-4V		Ra [µm]	Rt [µm]	R _{máx} [µm]
Como fabricados	Lote 1	7,21 ± 0,81	58,04 ± 12,89	54,61 ± 13,42
	Lote 2	8,90 ± 0,43	70,37 ± 7,59	65,25 ± 9,22
	Lote 3	8,68 ± 1,72	88,08 ± 14,58	87,25 ± 14,66
Maquinados	Lote 1	0,40 ± 0,06	3,63 ± 0,68	3,49 ± 0,61
Com <i>Shot Peening</i> (S170)	Lote 1	1,46 ± 0,50	9,57 ± 5,99	9,36 ± 6,07

5.4 Microscopia Ótica

No que diz respeito à análise microestrutural executada aos provetes de Ti-6Al-4V, no estado *como fabricados*, de cada lote de produção (1, 2 e 3) (Figuras 5.7, 5.8 e 5.9), é possível destacar uma acentuada presença de porosidades esféricas, típicas do aprisionamento de gases e falta de fusão (*Lack of fusion*, LOF), defeitos comumente observados em componentes fabricados por SLM. Nos limites das amostras, que correspondem às superfícies dos provetes, visualiza-se rugosidade elevada e, por vezes, partículas com baixo nível de fusão que ali se agregaram (Figura 5.7). Importa salientar a elevada densidade de defeitos junto aos limites de impressão (Figuras 5.8 e 5.9), o que poderá estar associada a energia insuficiente do laser ou a uma distribuição ineficiente dos pós. Observa-se nas Figuras 5.8 e 5.9, que os lotes 2 e 3 apresentam maior quantidade de defeitos. Tal poderá estar relacionado com a reutilização de pós. Adicionalmente, importa salientar que, no processo de reutilização, são utilizadas duas

peneiras - uma de 100 μm e outra de malha mais fina de 63 μm . Considerando que a granulometria dos pós novos varia entre 15 μm e 45 μm , a utilização de uma peneira de 63 μm poderá não ser totalmente eficaz na seleção do tamanho máximo das partículas, permitindo a passagem de partículas parcialmente fundidas e aglomeradas (*spatter*) e, conseqüentemente, contribuir potencialmente para os defeitos observados nos provetes.

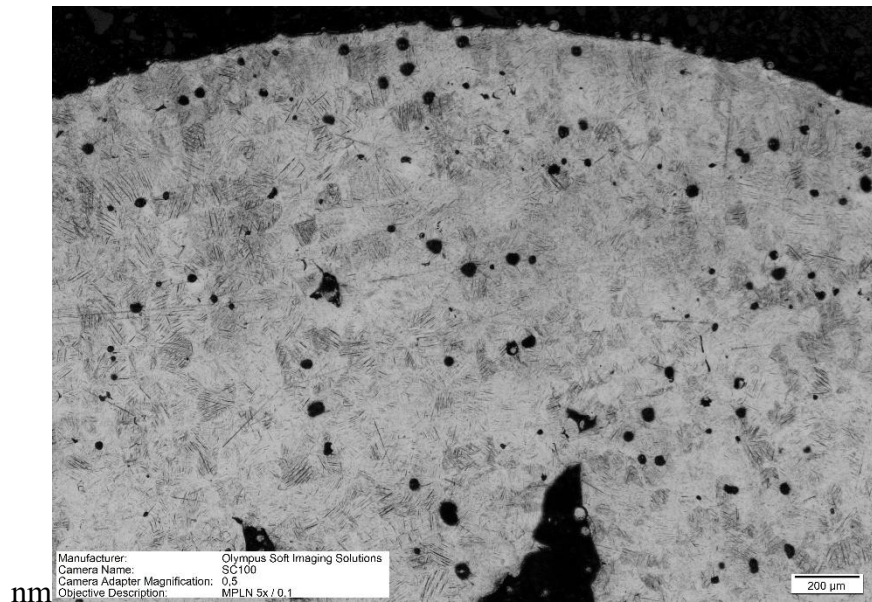


Figura 5.7 - Micrografia Ótica da Liga de Ti-6Al-4v – 1º lote, com ampliação de 50x.

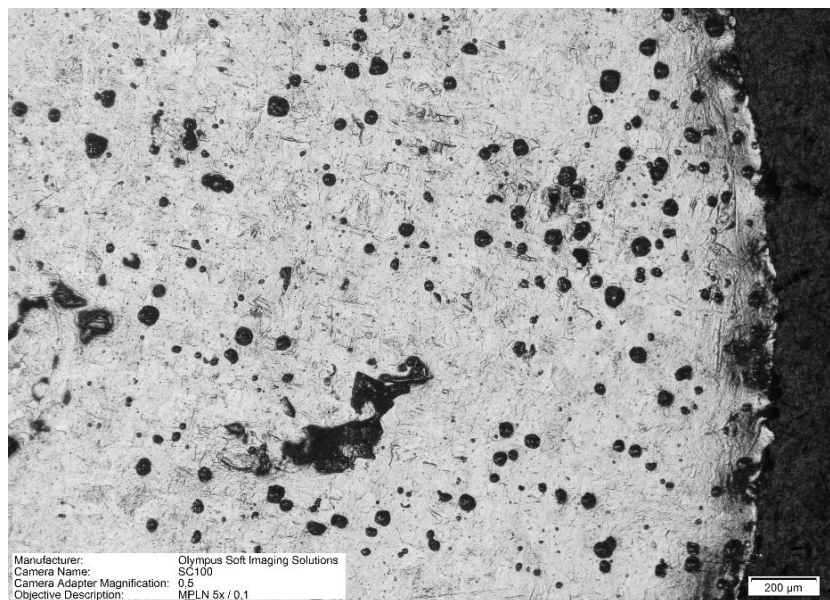


Figura 5.8 – Micrografia Ótica da Liga de Ti-6Al-4V – 2º lote, com ampliação de 50x

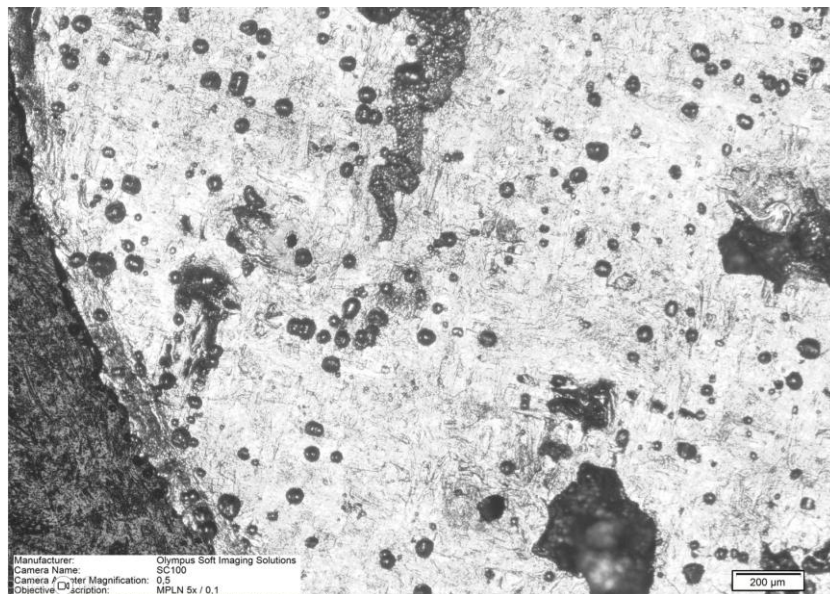


Figura 5.9 - Micrografia Ótica da Liga de Ti-6Al-4V – 3º lote, com ampliação de 50x.

Em termos microestruturais, as amostras dos três lotes apresentam uma microestrutura martensítica α' , com morfologia acicular (forma de agulhas), resultante das elevadas taxas de arrefecimento características do processo SLM. Na Figura 5.10 tem-se uma micrografia com maior ampliação (200x) que permite verificar com clareza as estruturas martensíticas α' . A presença desta fase contribui para o aumento da microdureza, tal como verificado anteriormente (sub-capítulo 5.2), mas está igualmente associada a uma maior fragilidade da liga. Contudo, a presença desta fase pode ser igualmente vantajosa, no que toca à resistência à fadiga, uma vez que impede o movimento de discordâncias e, conseqüentemente, provoca um efeito de reforço [90].

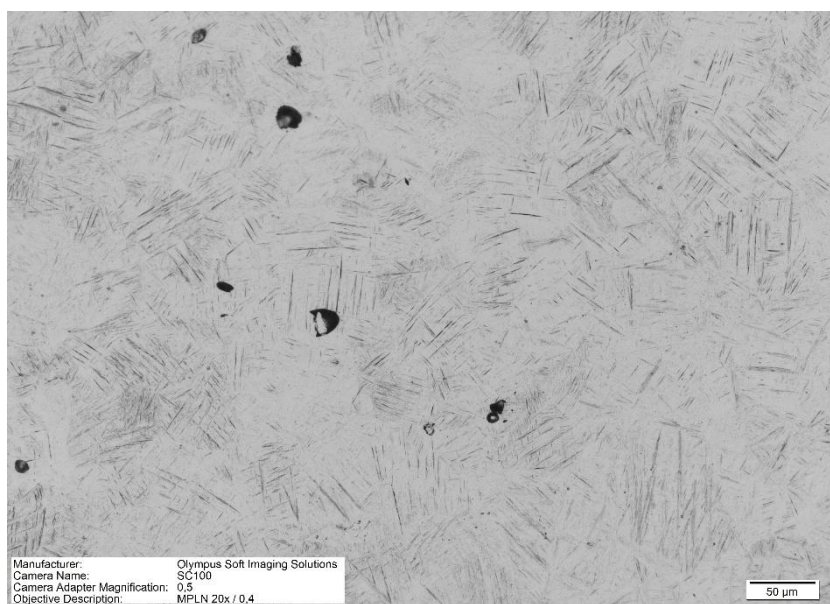


Figura 5.10 - Micrografia Ótica da Liga de Ti-6Al-4v – 1º lote como fabricado, com ampliação de 200x.

No caso específico dos 2.º e 3.º lotes, a observação destas estruturas martensíticas não é totalmente evidente, possivelmente devido ao ataque químico realizado (Figuras 5.8 e 5.9), que poderá ter dificultado a distinção clara entre a fase α' e eventuais regiões de β retido.

Para além da avaliação da microestrutura formada pelo processo de SLM, também se recorreu à microscopia ótica para avaliar a influência do *Shot Peening* na camada mais superficial do material. Desta forma, nas Figuras 5.11 e 5.12, são apresentadas as micrografias com foco na superfície dos provetes, nas diferentes etapas – maquinado e após *Shot Peening*, respetivamente. Esta avaliação foi somente realizada aos provetes do lote 1. O provete maquinado (Figura 5.11) apresenta uma superfície intacta, sem qualquer tipo de irregularidade visível. Por outro lado, a micrografia referente ao provete submetido a *Shot Peening* (Figura 5.12), apresenta uma superfície significativamente mais irregular, o que vai ao encontro das variações de rugosidade anteriormente verificadas. Observa-se ainda, junto da superfície (Figura 5.12), uma ligeira diferença de tonalidade que permite identificar a zona afetada pelo tratamento *Shot Peening*, correspondente à região sujeita a tensões residuais compressivas, com uma profundidade estimada de aproximadamente 50–60 μm .

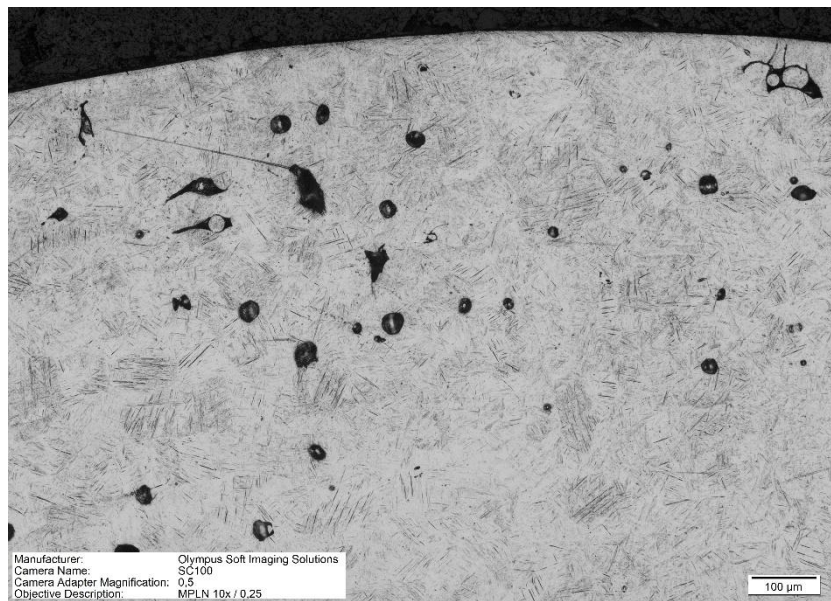


Figura 5.11 - Micrografia Ótica da Liga de Ti-6Al-4v – 1º lote, provete maquinado, com ampliação de 100x.

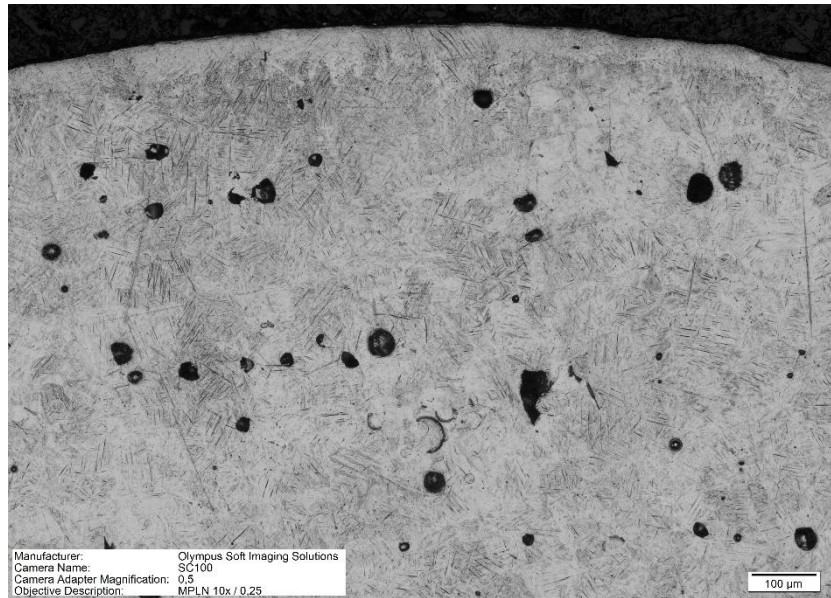


Figura 5.12 - Micrografia Ótica da Liga de Ti-6Al-4v – 1º lote, provete submetido a *Shot Peening*, com ampliação de 100x.

Comparativamente com a liga de Al 7475-T7351, a deformação plástica superficial sofrida pela liga de Ti-6Al-4V, para os mesmos parâmetros de *Shot Peening*, foi inferior, tal é possível verificar também pela comparação direta dos níveis de rugosidade apresentados pelas duas ligas leves em causa, após o *Shot Peening*, ($Ra_{Al\ 7475-T7351} = 3,65\ \mu\text{m}$ e $Ra_{Ti-6Al-4V} = 1,46\ \mu\text{m}$) (Tabelas 4.2 e 5.3). Adicionalmente, a análise da profundidade de impacto deste tratamento na microdureza confirma que o tratamento provoca maior efeito na liga de Al 7475-T7351. Esta diferença resulta principalmente da maior dureza e do módulo de Young mais elevado da liga de Ti-6Al-4V, que conferem maior resistência à penetração e à deformação plástica localizada, conduzindo assim a uma camada superficial modificada menos profunda do que a observada na liga de Al 7475-T7351.

5.5 Ensaios de tração uniaxial

Através dos ensaios de tração realizados, obteve-se o gráfico apresentado na Figura 5.14, correspondente às curvas de tensão-deformação para ambos os provetes de Ti-6Al-4V testados. Na Tabela 5.4 constam os resultados obtidos nos ensaios de tração para os dois provetes analisados.

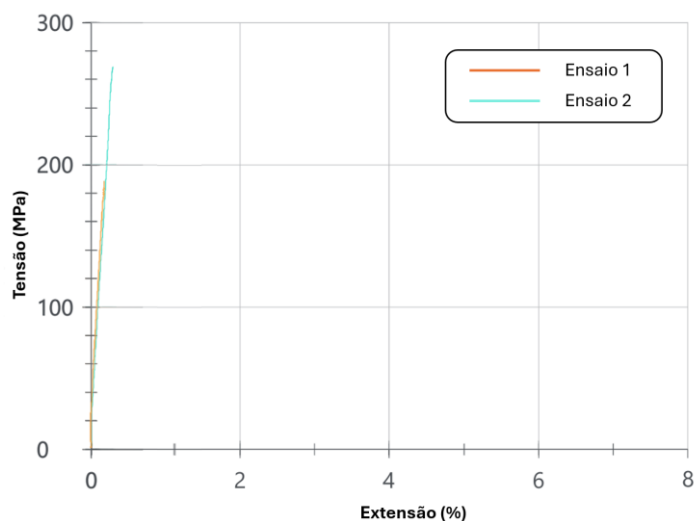


Figura 5.13 - Ensaio de Tração realizados aos provetes maquinados de Ti-6Al-4V.

Tabela 5.4 – Resumo dos resultados obtidos nos ensaios de tração.

Proвете	D_0 (mm)	A_0 (mm ²)	$F_{m\acute{a}x}$ (N)	$R_{m\acute{a}x}$ (MPa)	ϵ break (%)
Ensaio 1	6,00	28,27	5327,48	188,42	0,18
Ensaio 2	5,8	26,42	7077,85	267,89	0,28
Valor médio	5,9	27,35	6202,66	228,16	0,23

Verificou-se que, em ambas os ensaios, os provetes fraturaram prematuramente na fronteira entre a zona da amarra superior e a zona de entalhe, a cerca de 65 mm da base, o que não era expectável (Figura 5.15). Importa realçar que a cerca de 59 mm de altura, a câmara de impressão foi aberta para reabastecimento do depósito com pós. Ou seja, a fratura deu-se na região do provete produzida na 2a parte do processo. Importa realçar que, na 2a parte da impressão, foram reutilizados pós que ficaram no cilindro de reaproveitamento da 1a parte. Embora os pós tenham sido peneirados, foi permitida a passagem de partículas com granulometria superior  dos pós novos inicialmente utilizados (15-45 μ m), pelo facto da peneira com a malha mais fina ter 63 μ m, tal como referido anteriormente. O uso de partículas de pós com granulometria superior, pode ter comprometido a homogeneidade da deposio e a eficiência da fusão e, conseqüentemente, ter favorecido a formao de porosidades (apresentadas no subcapítulo 5.4). Desta forma, a hipótese mais plausível para explicar a fratura fora do entalhe é a existência de uma zona com defeitos internos induzidos pela interrupo do processo, devido a variaoes térmicas, e pela utilizao de po reciclado com características distintas. Estes fatores combinados, geraram heterogeneidades que se sobrepuseram ao efeito geométrico do entalhe.

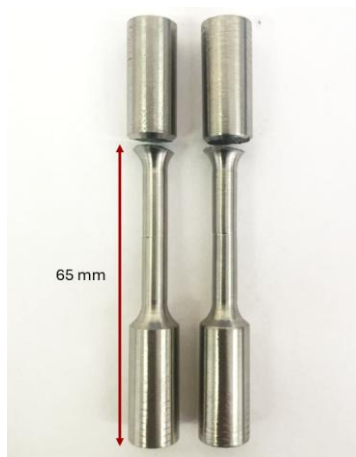


Figura 5.14 – Provetes de Ti-6Al-4V depois dos ensaios de tração uniaxial.

Apesar das condicionantes, os resultados obtidos até ao momento da fratura podem ser utilizados para a determinação do módulo de Young do material, com recurso à Equação 31, onde $\Delta\sigma$ é a variação de tensão axial, e $\Delta\varepsilon$ é a variação da extensão.

$$E = \frac{\Delta\sigma}{\Delta\varepsilon} \quad (31)$$

A Tabela 5.5 apresenta os valores calculados para o módulo de Young. Estes valores são próximos ao obtido por Alves et al. [66] de 105,9 GPa. Os autores em causa usaram o mesmo tipo de provete, produzidos também por SLM, com a mesma liga (Ti-6Al-4V).

Tabela 5.5 – Módulo de Young calculado para os dois ensaios realizados.

Provete	Módulo de Young, E (GPa)
Ensaio 1	104,68
Ensaio 2	95,68
Valor médio	100,18

Contudo, os valores de tensão máxima registados ($R_{m\acute{a}x}$), apresentados na Tabela 5.4, não devem ser interpretados como representativos da resistência à tração do material, uma vez que a fratura se deu fora da zona do entalhe.

5.6 Análise das superfícies de fratura

No que toca à análise das superfícies de fratura dos provetes da liga de Ti-6Al-4V fraturados sob solicitações de tração e de impacto, procedeu-se à sua observação macroscópica, bem como à respetiva avaliação das micrografias obtidas por SEM. Este tipo de análise é crucial, uma vez que funciona como suporte à compreensão do modo de fratura. Aqui apresentam-se algumas das observações e interpretações realizadas, para cada provete individualmente. No anexo C constam os espetos de EDS obtidos para determinadas regiões de observação consideradas relevantes para a discussão.

Nas figuras 5.16 é possível observar a superfície de fratura decorrente de um dos provetes usados nos ensaios de tração (lote 1). Verifica-se que as superfícies apresentam sinais de fraturas dúcteis do tipo taça e cone [91].

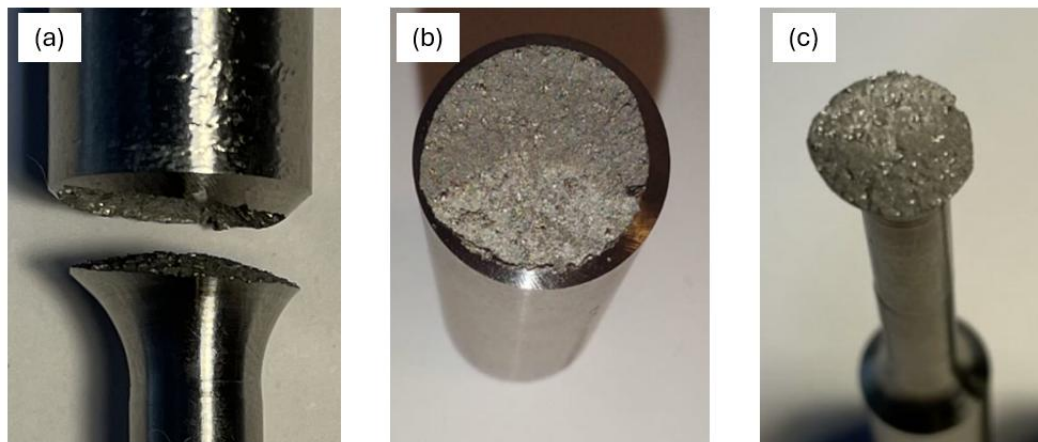


Figura 5.15 –Superfícies de fratura com morfologia típica em taça-cone observadas nos provetes após ensaio de tração (Lote 1 da Liga de Ti-6Al-4V): (a) vista lateral da fratura, (b) região correspondente à taça e (c) região correspondente ao cone.

Como se observa nas micrografias SEM das Figuras 5.17 e 5.18, a superfície de fratura apresenta características típicas de uma fratura dúctil, evidenciando uma morfologia rugosa resultante da coalescência de microcavidades. Esta observação está em concordância com a análise macroscópica prévia (Figura 5.16), onde a fratura se revelou do tipo taça-cone. Adicionalmente, identificam-se partículas de pó não totalmente fundidas, um defeito frequentemente associado à técnica de produção (SLM). Na Figura 5.18 observa-se, em pormenor, uma região marcada pela presença de estrias, característica igualmente identificada por outros autores [92], [93] em poros causados pelo aprisionamento de gases.

Da avaliação dos espectros de EDS (Anexo F), obtidos pela análise realizada à região da fratura presente na Figura 5.17, verifica-se uma contaminação residual de ferro, na ordem dos 0,38 % de massa. Embora não seja considerada relevante para a interpretação dos resultados, importa referir que este elemento pode corresponder quer uma impureza introduzida durante o fabrico, quer à presença residual de ferro admitida nos limites de composição da liga Ti-6Al-4V (Tabela 3.2).

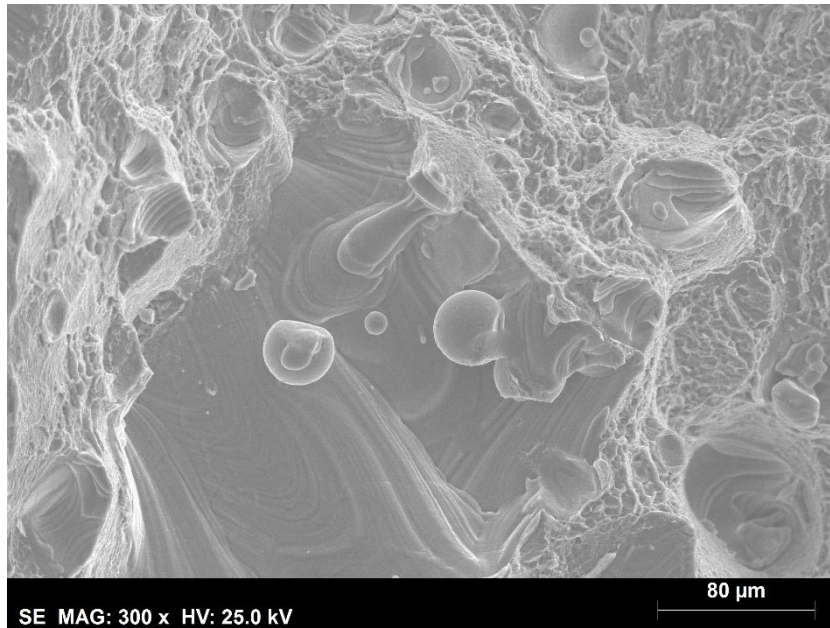


Figura 5.16 - Micrografia SEM da Liga de Ti-6Al-4v – 1º lote, provete fraturado por tração.

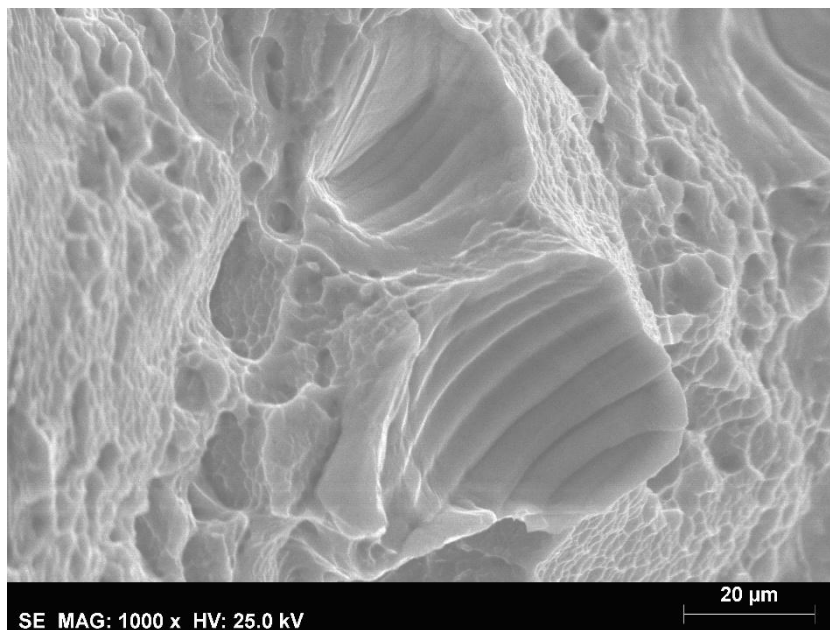


Figura 5.17 - Micrografia SEM da Liga de Ti-6Al-4v – 1º lote, provete fraturado por tração.

À semelhança do observado no provete do 1º lote, a superfície de fratura obtida por impacto do provete do 2º lote (Figuras 5.19 e 5.20) apresenta uma morfologia bastante rugosa, marcada pela coalescência de microcavidades, bem como pela presença de poros aproximadamente esféricos, com interior preenchido por estrias, característicos do aprisionamento de gases durante o processo de fabrico.



Figura 5.18 – Micrografia SEM da Liga de Ti-6Al-4v – 2º lote, provete fraturado por impacto.

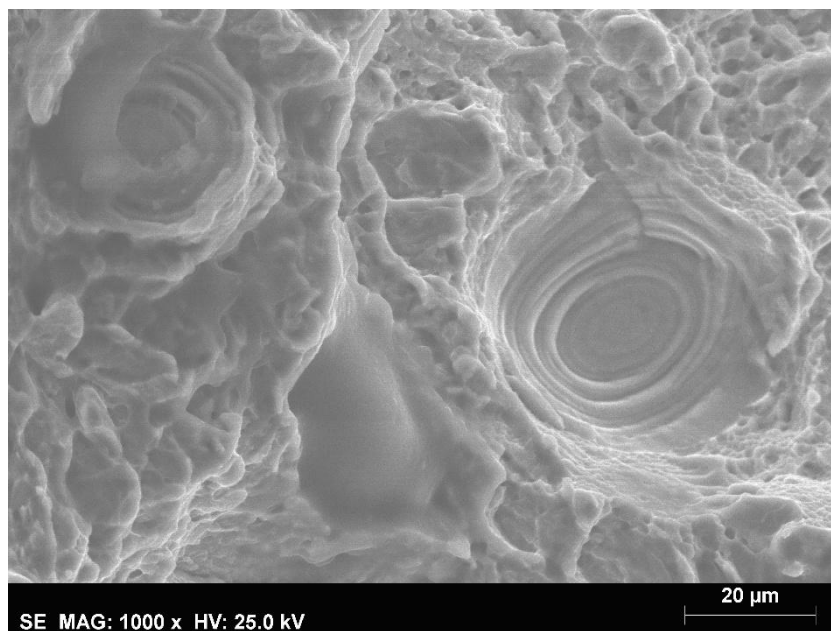


Figura 5.19 - Micrografia SEM da Liga de Ti-6Al-4v – 2º lote, provete fraturado por impacto.

Da análise composicional efetuada à zona de observação presente na Figura 5.18, através de EDS (Anexo F), verifica-se a presença de algumas contaminações, com presença significativa, nomeadamente de oxigénio (11,76%) e silício (1,84%). Salienta-se que os valores obtidos por EDS não devem ser considerados absolutamente precisos, uma vez que podem estar sobrestimados devido ao facto de a análise ter sido realizada em fratura (superfície não polida). Adicionalmente, esta sobrestimação é particularmente recorrente para elementos leves (número atómico inferior a 11), como o oxigénio, cuja deteção por EDS é menos precisa devido à baixa energia dos raios-X emitidos, à sensibilidade a contaminações e à maior interferência do fundo do espectro

[60]. Contudo valores superiores a 1% já seriam preocupantes e comprometedores da integridade estrutural da liga. Tal como referido no capítulo 2, o titânio é altamente reativo com o oxigénio, principalmente na fase líquida. A incorporação de pequenas quantidades deste elemento pode afetar negativamente as propriedades mecânicas da liga de Ti-6Al-4V, isto porque pode haver a formação de óxidos de titânio. A confirmação da presença destes compostos químicos carece de análise com recurso a difração de raios-X. No que toca à causa da presença destes elementos químicos, a mesma pode estar relacionada com fuga ou falha na atmosfera no interior da câmara de SLM.

Nas micrografias presentes nas Figuras 5.20 e 5.21, relativas ao 3º lote de produção, é também visível uma superfície heterogénea, marcada por porosidade. É evidente a presença de um maior número de partículas de pó não fundidas, distribuídas tanto sobre a superfície como no interior das zonas porosas. Tal fenómeno pode explicar a fragilidade dos provetes obtidos no lote em questão, uma vez que cerca de 9 dos 13 provetes produzidos fraturaram no momento na remoção dos mesmos da base de impressão. Além disso, observam-se, tal como nos lotes anteriores, poros esféricos, característicos de aprisionamento de gás.

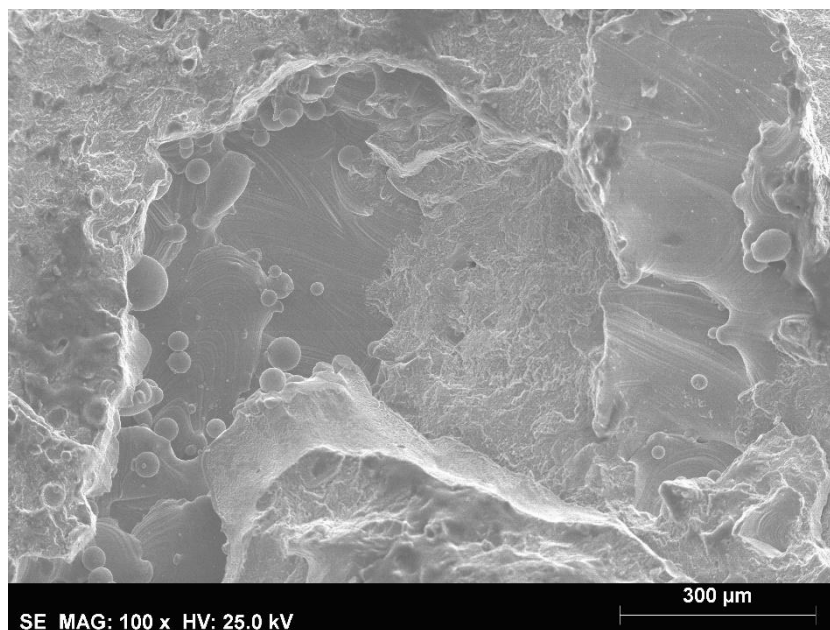


Figura 5.20 – Micrografia SEM da Liga de Ti-6Al-4v – 3º lote, provete fraturado por impacto.

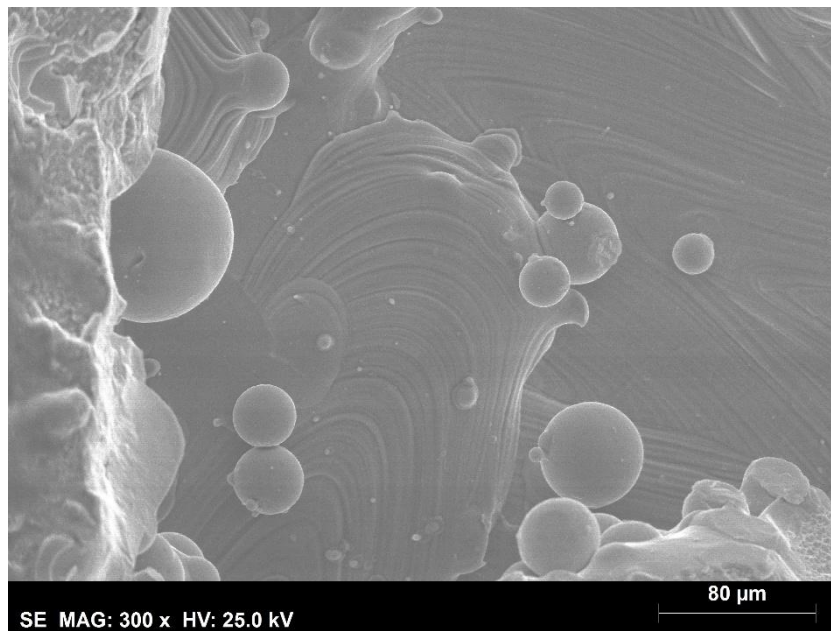


Figura 5.21 - Micrografia SEM da Liga de Ti-6Al-4v – 3º lote, provete fraturado por impacto.

Relativamente ao 3º lote de produção, a análise do espectro de EDS (apresentado no Anexo F) revelou, à semelhança do que aconteceu no 2º lote, uma forte contaminação de oxigénio (na ordem dos 13%). O que explica a baixa tenacidade verificada na etapa de remoção dos provetes da base de impressão. Neste lote verificou-se também a presença de elementos como silício, sódio e cloro. Estes dois últimos considerados insignificantes, dada a sua menor presença, abaixo de 0,7% de massa.

5.7 Modelos de previsão de vida à fadiga

Para aplicação dos modelos de previsão de vida à fadiga, apresentados no capítulo 2, é necessário proceder à análise e tratamento dos dados obtidos na nanotomografia de raios-X e nos ensaios de microdureza. Para tal, recorre-se às equações 32 e 33, que possibilitam o cálculo da área projetadas de defeitos, assumindo-os aproximadamente esféricos (Tabela 5.6).

$$r = \sqrt[3]{\frac{3 \times V}{4 \times \pi}} \quad (32)$$

$$A_{projetada} = \pi \times r^2 \quad (33)$$

Tabela 5.6 – Áreas Projetadas dos defeitos encontrados nas amostras dos lotes 2 e 3.

Amostras	Raio (mm)	Área Projetada de defeitos (mm ²)
Lote 2	0,672	1,42
Lote 3	0,946	2,81

Com base no modelo desenvolvido por Alves et al. [66], apresentado na Tabela 5.7, para o mesmo tipo de material e processo de fabrico, procedeu-se ao cálculo da tensão limite de fadiga, com *area* em μm . Como se pode constatar os valores obtidos são bastante distantes daqueles reportados na literatura, para a mesma liga, de 350 MPa (com o critério $N=10^7$ ciclos) [94].

Tabela 5.7 – Aplicação dos modelos de previsão da vida à fadiga.

Modelos desenvolvidos por Alves et al. [66]	Tensão Limite de Fadiga (MPa)
$\sigma_w = 0,424 \times (Hv + 100)/(\sqrt{area})^{\frac{1}{6}}$	$\sigma_{w-lote 2} = 47,81 \times$
(Área da superfície de defeito)	$\sigma_{w-lote 3} = 42,62 \times$
$\sigma_w = 0,51 \times (Hv + 100)/(\sqrt{area})^{\frac{1}{6}}$	$\sigma_{w-lote 2} = 90,09 \times$
(Área de defeito projetada)	$\sigma_{w-lote 3} = 89,11 \times$

A ausência de informação referente ao volume de análise compromete a reprodutibilidade do modelo proposto pelos autores [66]. Adicionalmente, estes utilizaram cargas diferentes na medição da microdureza Vickers (HV0,5), fator que também influencia os resultados obtidos. Assim, torna-se necessário proceder ao desenvolvimento de um modelo de previsão que considere explicitamente o volume correspondente à região central do provete (zona de menor diâmetro) para a contagem dos defeitos e a determinação da respetiva área superficial e projetada. Por se tratar de uma abordagem conservativa, a obtenção do modelo é realizada a partir dos resultados mais críticos, isto é, aqueles obtidos para o provete do 3º lote. Na tabela 5.8 constam os dados necessários, relativos à análise da amostra do 3º lote de produção, para o desenvolvimento do modelo de previsão da vida à fadiga.

Tabela 5.8 – Resumo dos dados necessários, relativos à análise com nanotomografia de raios-X aos provetes de Ti-6Al-4V do 3º lote de produção.

Volume de amostra usada em nanotomografia (mm^3)	147,87
Volume total de defeitos (mm^3)	3,57
Área Superficial de defeitos (mm^2)	2 134,84
Área Projetada de defeitos (mm^2)	2,81

Assumindo uma relação de proporcionalidade direta entre o volume de defeitos e o volume analisado, o volume total de defeitos estimado na região central do provete é de aproximadamente $20,47 \text{ mm}^3$. Por aplicação direta das equações 32 e 33, obtém-se uma área projetada de defeitos de $9,04 \text{ mm}^2$. Adicionalmente, considerando que todos os defeitos têm tamanho e forma semelhantes, e aplicando uma relação de

proporcionalidade direta, a área superficial total correspondente nessa região é de cerca de 12 246 mm². Todos os dados necessários para o desenvolvimento do modelo de previsão da vida à fadiga encontram-se na Tabela 5.8.

Tabela 5.9 – Quantificação dos defeitos, considerando o volume da zona central do provete dos provetes de Ti-6Al-4V.

Volume região entalhe do provete usado (mm ³)	848,23
Volume total de defeitos (mm ³)	20,47
Área Superficial de defeitos (mm ²)	12 246
Área Projetada de defeitos (mm ²)	9,04
Dureza (HV0.3)	502,1

Nas equações 34 e 35, constam as equações desenvolvidas, considerando a área superficial e projetada (em μm), respetivamente, assumindo os valores da Tabela 5.8 e 350MPa como tensão limite de fadiga (σ_w) [94].

$$\sigma_w = 4,82 \times Hv / (\sqrt{area})^{\frac{1}{6}} \quad (34)$$

$$\sigma_w = 2,65 \times Hv / (\sqrt{area})^{\frac{1}{6}} \quad (35)$$

6 Conclusões e Trabalhos Futuros

O presente trabalho acompanhou a produção e respetiva etapa de *Shot Peening* nos dois tipos de provetes (de Al 7475-T7351 e de Ti-6Al-4V), de forma a compreender os parâmetros de fabrico e tratamento mecânico envolvidos. Para além disso, realizou-se uma caracterização detalhada das diferentes ligas leves e respetivo efeito do tratamento superficial aplicado, com foco na microestrutura, rugosidade e microdureza. No caso dos provetes de Ti-6Al-4V, os mesmos foram alvo de uma intensa análise de defeitos intrínsecos ao SLM e superfícies de fratura. O estudo realizado é crucial para a indústria aeronáutica, pela conjugação entre uma tecnologia de fabrico emergente (*Selective Laser Melting*) e um tratamento de superfície consolidado para melhoria da vida útil de componentes metálicos aeronáuticos (*Shot Peening*).

Concluiu-se que o *Shot Peening* induziu um aumento superficial da microdureza em ambas as ligas, que diminuiu em profundidade até atingir o valor característico do material base, conforme esperado. O aumento de dureza e respetiva influência do *Shot Peening* em profundidade é superior no caso da liga de Al 7475-T7351. No caso da Ti-6Al-4V, os valores de microdureza registados foram superiores aos reportados na bibliografia, explicados pela formação de estruturas martensíticas α' .

Em termos de rugosidade, concluiu-se que o *Shot Peening* conduziu a um aumento desta propriedade superficial em ambas as ligas. Comparativamente, verificou-se que o tratamento gerou um acréscimo significativamente superior de rugosidade na liga de Al 7475-T7351, correspondendo a mais do dobro do valor registado na liga de Ti-6Al-4V. Tal permite concluir que as tensões residuais compressivas na liga de Al 7475-T7351 foram mais efetivas, esta liga é menos resistente ao impacto das granalhas.

Concluiu-se da análise das microestruturas da liga Al 7475-T7351, que a mesma apresenta baixa presença de defeitos causados pelo seu processo de fabrico (laminagem a quente). A comparação entre micrografias sem e com *Shot Peening*,

permitiu identificar, pela diferença de tonalidade, a camada sujeita a deformação plástica, mas também as alterações observadas à superfície, que iam ao encontro do que se verificou com as medições da rugosidade. Desta forma, concluiu-se que para a liga em causa, o *Shot Peening* foi efetivo e contribui para o prolongamento da vida à fadiga. No caso da liga de Ti-6Al-4V, as micrografias permitiram observar defeitos comumente observados em materiais produzidos por *SLM*, nomeadamente partículas não fundidas, poros esféricos resultantes do aprisionamento de gases e zonas com falta de fusão. A conjugação destes defeitos permite concluir que as condições de processamento usadas devem ser alteradas, nomeadamente no que toca à densidade de energia, que deve ser aumentada e a não pode haver paragens para reabastecimento do cilindro de pós. Concluiu-se, ainda, que a qualidade dos pós deve ser tida como prioridade, ou seja, o processo de reciclagem deve ser otimizado. Considerando que a granulometria dos pós novos varia entre 15 e 45 μm , percebeu-se que a utilização de uma peneira de 63 μm não é eficaz na seleção do tamanho máximo das partículas, permitindo a passagem de “queimados” e, conseqüentemente, contribuir potencialmente para os defeitos observados nos provetes, sobretudo do 3º lote, o que tem mais pós com maior número de reutilizações.

Concluiu-se a partir das fractografias à liga de Ti-6Al-4V, que esta liga apresenta uma quantidade elevada de defeitos internos. As superfícies de fratura por serem rugosas, com presença de microcavidades, indicam que o material é dúctil. A presença significativa de oxigénio nas superfícies analisadas, permite concluir falhas no controlo da atmosfera inerte, apontando para a possibilidade de formação de óxidos frágeis.

Por último, no que diz respeito aos modelos de previsão à fadiga apresentados na literatura, apontou-se a existência de uma limitação importante relacionada à ausência de um critério normalizado para a caracterização dos defeitos que lhes servem de base, ou seja, não explicitam de forma transparente o método de determinação da área dos defeitos, seja através de nanotomografia, considerando volumes, ou por microscopia, recorrendo a áreas de observação. Perante esta lacuna, procedeu-se ao desenvolvimento de um modelo de previsão de vida à fadiga, que contempla informações sobre o volume em análise, com base nos valores da tensão limite de fadiga, os valores de microdureza medidos e quantificação de defeitos, obtida através de nanotomografia de raios-X.

Este trabalho teve impacto científico para a comunidade académica e industrial realizou-se através da participação nas seguintes conferências internacionais e nacionais:

- ICQIS 2025 - 6th *International Conference on Quality Innovation and Sustainability*, artigo intitulado “*Sustainability of Light Alloys: Assessing the Environmental Impact of Aluminum and Titanium*”, publicado no *Abstract Book ICQIS 2025* (ISSN 2069-

5756; DOI: 10.14276/2285-0430.5182) e em publicação no *International Journal of Economic Behaviour* da Springer, indexado na Scopus.

- Riqual 2025 – XV Encontro de Investigadores da Qualidade, artigo intitulado “Melhoria das propriedades mecânicas das ligas leves submetidas a *Shot Peening*”, publicado no livro de Atas da Riqual 2025, Link: publicacoes.riqual.org/wp-content/uploads/2025/08/troia_xv_85.pdf
- IGF28/MedFract3 – 28th *International Conference on Fracture and Structural Integrity*, artigo intitulado “*Influence of SLM Processing Parameters on Intrinsic Defects and Fatigue Behavior*”, em publicação na *Structural Integrity Procedia* da Elsevier (indexado na Scopus) e no Livro Digital (https://www.youtube.com/watch?v=4aaHdgEki9s&list=PLT1-2PyZ6QrJH2JaFjeMogheK_CEZFziY&index=103&t=159s);
- M2D2026 - 11th *International Conference on Mechanics and Materials in Design*, artigo intitulado “*Shot Peening Study in 7475-T7351 Al Alloy*”, aceite para apresentação e em publicação em livro indexado na *Web of Science*.

Para dar continuidade a este projeto de investigação, sugere-se como trabalhos futuros os seguintes tópicos:

- Obtenção e análise de curvas S-N para as duas ligas leves estudadas, com e sem aplicação de *Shot Peening*, num equipamento de aplicação automática, permitindo quantificar a melhoria da resistência à fadiga através do cálculo do *Fatigue Strength Improvement Percentage (FSIP)*;
- Utilização de diferentes granalhas no *Shot Peening*, em provetes da liga de Ti-6Al-4V, produzidos por SLM e compreender a sua influência no comportamento mecânico, nomeadamente a fadiga;
- Desenvolver novos modelos de previsão de vida à fadiga, para ambas as ligas leves, com e sem *Shot Peening*;
- Otimização do processo de SLM para Ti-6Al-4V, explorando diferentes combinações de parâmetros de produção, de modo a reduzir significativamente a formação de defeitos.

Referências Bibliográficas

- [1] ASM International, *ASM Handbook: Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials*, 10.^a ed., vol. 2. 1990.
- [2] «Primary Production 101 | The Aluminum Association». Acedido: 18 de dezembro de 2024. [Online]. Disponível em: <https://www.aluminum.org/primary-production-101>
- [3] J. R. Kissell, «Aluminum and its alloys», em *Handbook of Advanced Materials*, 2004, pp. 321–463. [Online]. Disponível em: <https://onlinelibrary.wiley.com/doi/abs/10.1002/0471465186.ch9>
- [4] D. J.R., *Aluminum and Aluminum Alloys*.
- [5] Y.-C. Gao *et al.*, «Research progress, application and development of high performance 6000 series aluminum alloys for new energy vehicles», *Journal of Materials Research and Technology*, vol. 32, pp. 1868–1900, set. 2024, doi: 10.1016/j.jmrt.2024.08.018.
- [6] «Aluminium in Use», European Aluminium. Acedido: 23 de setembro de 2025. [Online]. Disponível em: <https://european-aluminium.eu/about-aluminium/aluminium-in-use/>
- [7] B. B. Verma, J. D. Atkinson, e M. Kumar, «Study of fatigue behaviour of 7475 aluminium alloy», *Bull Mater Sci*, vol. 24, n.º 2, pp. 231–236, abr. 2001, doi: 10.1007/BF02710107.
- [8] *Military Handbook: Metallic Materials and Elements for Aerospace Vehicle Structures. Volume 1*. 1994.
- [9] N. Ferreira, «Fatigue life improvement of aeronautical aluminium alloys using peening techniques», Universidade de Coimbra, 2023. Acedido: 16 de janeiro de 2025.
- [10] SAE International, *AMS 4202*, 2019. Acedido: 23 de setembro de 2025.
- [11] S. H. Farjana, M. A. P. Mahmud, e N. Huda, «Chapter 3 - Life cycle Assessment of Ilmenite and Rutile Production in Australia», em *Life Cycle Assessment for Sustainable Mining*, S. H. Farjana, M. A. P. Mahmud, e N. Huda, Eds., Elsevier, 2021, pp. 61–83. doi: 10.1016/B978-0-323-85451-1.00003-2.
- [12] V. Tebaldo, G. Gautier di Confienço, D. Duraccio, e M. G. Faga, «Sustainable Recovery of Titanium Alloy: From Waste to Feedstock for Additive Manufacturing», *Sustainability*, vol. 16, n.º 1, Art. n.º 1, jan. 2024, doi: 10.3390/su16010330.
- [13] H. A. Kishawy e A. Hosseini, «Titanium and Titanium Alloys», em *Machining Difficult-to-Cut Materials*, em *Materials Forming, Machining and Tribology.*, Cham: Springer International Publishing, 2019, pp. 55–96. doi: 10.1007/978-3-319-95966-5_3.
- [14] C. Leyens e M. Peters, Eds., *Titanium and Titanium Alloys: Fundamentals and Applications*, 1.^a ed. Wiley, 2003. doi: 10.1002/3527602119.
- [15] F. Ahmad e H. Zuhailawati, «A Brief Review on the Properties of Titanium as a Metallic Biomaterials», nov. 2020.
- [16] C. Veiga, J. P. Davim, e A. J. R. Loureiro, «PROPERTIES AND APPLICATIONS OF TITANIUM ALLOYS: A BRIEF REVIEW».

- [17] F. H. Froes, Ed., *Titanium: Physical Metallurgy, Processing, and Applications*. ASM International, 2015. doi: 10.31399/asm.tb.tmpa.9781627083188.
- [18] R. R. Boyer, «Titanium for aerospace: Rationale and applications», *Adv Perform Mater*, vol. 2, n.º 4, pp. 349–368, out. 1995, doi: 10.1007/BF00705316.
- [19] C. Zhong *et al.*, «Laser Metal Deposition of Ti6Al4V—A Brief Review», *Applied Sciences*, vol. 10, p. 764, jan. 2020, doi: 10.3390/app10030764.
- [20] G. Welsch, R. Boyer, e E. W. Collings, *Materials Properties Handbook: Titanium Alloys*. ASM International, 1993.
- [21] M. Atapour, A. Pilchak, G. Frankel, J. Williams, M. Fathi, e M. Shamanian, «Corrosion Behavior of Ti-6Al-4V with Different Thermomechanical Treatments and Microstructures», *Corrosion*, vol. 66, jun. 2010, doi: 10.5006/1.3452400.
- [22] S. Semiatin e T. Bieler, «Effect of Texture Changes on Flow Softening during Hot Working of Ti-6Al-4V», *Metallurgical and Materials Transactions*, 1 de julho de 2001.
- [23] T. Sugahara *et al.*, «The Effect of Widmanstätten and Equiaxed Microstructures of Ti-6Al-4V on the Oxidation Rate and Creep Behavior». 1 de janeiro de 2010.
- [24] S. Spanrad e J. Tong, «Characterization of foreign object damage (FOD) and early fatigue crack growth in laser shock peened Ti6AL4V aerofoil specimens», *Procedia Engineering*, vol. 2, pp. 1751–1759, abr. 2010, doi: 10.1016/j.proeng.2010.03.188.
- [25] S. Liu e Y. C. Shin, «Additive manufacturing of Ti6Al4V alloy: A review», *Materials & Design*, vol. 164, p. 107552, fev. 2019, doi: 10.1016/j.matdes.2018.107552.
- [26] R. R. Boyer, «Titanium for aerospace: Rationale and applications», *Adv Perform Mater*, vol. 2, n.º 4, pp. 349–368, out. 1995, doi: 10.1007/BF00705316.
- [27] T. S. Tshephe, S. O. Akinwamide, E. Olevsky, e P. A. Olubambi, «Additive manufacturing of titanium-based alloys- A review of methods, properties, challenges, and prospects», *Heliyon*, vol. 8, n.º 3, p. e09041, mar. 2022, doi: 10.1016/j.heliyon.2022.e09041.
- [28] ISO e ASTM International, *ISO/ASTM 52900: Additive manufacturing - General principles - Fundamentals and vocabulary*. doi: 10.3403/30448424.
- [29] H. D. Nguyen *et al.*, «A critical review on additive manufacturing of Ti-6Al-4V alloy: microstructure and mechanical properties», *Journal of Materials Research and Technology*, vol. 18, pp. 4641–4661, mai. 2022, doi: 10.1016/j.jmrt.2022.04.055.
- [30] M. H. Mosallanejad, A. Abdi, F. Karpasand, N. Nassiri, L. Iuliano, e A. Saboori, «Additive Manufacturing of Titanium Alloys: Processability, Properties, and Applications», *Advanced Engineering Materials*, vol. 25, n.º 24, p. 2301122, 2023, doi: 10.1002/adem.202301122.
- [31] B. Gao, H. Zhao, L. Peng, e Z. Sun, «A Review of Research Progress in Selective Laser Melting (SLM)», *Micromachines*, vol. 14, n.º 1, Art. n.º 1, jan. 2023, doi: 10.3390/mi14010057.
- [32] L. Thijs, F. Verhaeghe, T. Craeghs, J. V. Humbeeck, e J.-P. Kruth, «A study of the microstructural evolution during selective laser melting of Ti-6Al-4V», *Acta Materialia*, vol. 58, n.º 9, pp. 3303–3312, mai. 2010, doi: 10.1016/j.actamat.2010.02.004.
- [33] T. Childerhouse e M. Jackson, «Near Net Shape Manufacture of Titanium Alloy Components from Powder and Wire: A Review of State-of-the-Art Process Routes», *Metals*, vol. 9, n.º 6, Art. n.º 6, jun. 2019, doi: 10.3390/met9060689.
- [34] T. Kurzynowski, E. Chlebus, B. Kuźnicka, e J. Reiner, «Parameters in selective laser melting for processing metallic powders», apresentado na SPIE LASE, E. Beyer e T. Morris, Eds., San Francisco, California, USA, fev. 2012, p. 823914. doi: 10.1117/12.907292.
- [35] H. Gong, H. Rafi, T. Starr, e B. Stucker, *The Effects of Processing Parameters on Defect Regularity in Ti-6Al-4V Parts Fabricated By Selective Laser Melting and Electron Beam Melting*. 2013.
- [36] F. Bartolomeu *et al.*, «Predictive models for physical and mechanical properties of Ti6Al4V produced by Selective Laser Melting», *Materials Science and Engineering: A*, vol. 663, pp. 181–192, abr. 2016, doi: 10.1016/j.msea.2016.03.113.

- [37]H. Jia, H. Sun, H. Wang, Y. Wu, e H. Wang, «Scanning strategy in selective laser melting (SLM): a review», *Int J Adv Manuf Technol*, vol. 113, n.º 9, pp. 2413–2435, abr. 2021, doi: 10.1007/s00170-021-06810-3.
- [38]H. Jia, H. Sun, H. Wang, Y. Wu, e H. Wang, «Scanning strategy in selective laser melting (SLM): a review», *Int J Adv Manuf Technol*, vol. 113, n.º 9, pp. 2413–2435, abr. 2021, doi: 10.1007/s00170-021-06810-3.
- [39]D. Manfredi *et al.*, «Additive Manufacturing of Al Alloys and Aluminium Matrix Composites (AMCs)», 2014. doi: 10.5772/58534.
- [40]V. Viale, J. Stavridis, A. Salmi, F. Bondioli, e A. Saboori, «Optimisation of downskin parameters to produce metallic parts via laser powder bed fusion process: an overview», *Int J Adv Manuf Technol*, vol. 123, n.º 7, pp. 2159–2182, dez. 2022, doi: 10.1007/s00170-022-10314-z.
- [41]E. Wycisk, A. Solbach, S. Siddique, D. Herzog, F. Walther, e C. Emmelmann, «Effects of Defects in Laser Additive Manufactured Ti-6Al-4V on Fatigue Properties», *Physics Procedia*, vol. 56, pp. 371–378, 2014, doi: 10.1016/j.phpro.2014.08.120.
- [42]A. K. Singla *et al.*, «Selective laser melting of Ti6Al4V alloy: Process parameters, defects and post-treatments», *Journal of Manufacturing Processes*, vol. 64, pp. 161–187, abr. 2021, doi: 10.1016/j.jmapro.2021.01.009.
- [43]S. Leuders *et al.*, «On the mechanical behaviour of titanium alloy TiAl6V4 manufactured by selective laser melting: Fatigue resistance and crack growth performance», *International Journal of Fatigue*, vol. 48, pp. 300–307, mar. 2013, doi: 10.1016/j.ijfatigue.2012.11.011.
- [44]Q. C. Liu, J. Elambasseril, S. J. Sun, M. Leary, M. Brandt, e P. K. Sharp, «The Effect of Manufacturing Defects on the Fatigue Behaviour of Ti-6Al-4V Specimens Fabricated Using Selective Laser Melting», *AMR*, vol. 891–892, pp. 1519–1524, mar. 2014, doi: 10.4028/www.scientific.net/AMR.891-892.1519.
- [45]L. Monaheng, W. du Preez, e C. Polese, «Failure Analysis of a Landing Gear Nose Wheel Fork Produced in Ti6Al4V(ELI) through Selective Laser Melting», *Engineering Failure Analysis*, vol. 153, p. 107548, ago. 2023, doi: 10.1016/j.engfailanal.2023.107548.
- [46]B. Jin *et al.*, «A Review of Additive Manufacturing Techniques and Post-Processing for High-Temperature Titanium Alloys», *Metals*, vol. 13, n.º 8, Art. n.º 8, ago. 2023, doi: 10.3390/met13081327.
- [47]B. Communications, «World premiere: brake caliper from 3-D printer – Bugatti Newsroom». Acedido: 3 de fevereiro de 2025. [Online]. Disponível em: <https://newsroom.bugatti.com/en/press-releases/world-premiere-brake-caliper-from-3-d-printer>
- [48]A. Gisario, M. Barletta, e F. Veniali, «Laser polishing: a review of a constantly growing technology in the surface finishing of components made by additive manufacturing», *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, vol. 120, pp. 1–40, fev. 2022, doi: 10.1007/s00170-022-08840-x.
- [49]C. Moura Branco, *Mecânica dos Materiais*, 5.ª ed. Fundação Calouste Gulbenkian, 2011.
- [50]N. E. Dowling, *Mechanical Behavior of Materials*, 3.ª ed. PEARSON, 2006.
- [51]R. I. Stephens, A. Fatemi, R. R. Stephens, e H. O. Fuchs, *Metal Fatigue in Engineering*. 2001
- [52]«De Havilland DH-106 Comet 1 | Federal Aviation Administration». Acedido: 23 de janeiro de 2025.
- [53]H. Ranter, «Accident Boeing 737-297 N73711, Thursday 28 April 1988». Acedido: 23 de janeiro de 2025. [Online]. Disponível em: <https://asn.flightsafety.org/asndb/326559>
- [54]T. Morgado, R. Dias, C. Machado, e J. P. Teixeira, «CASTING DEFECTS AND THE MECHANICAL DESIGN PHILOSOPHIES», apresentado na 7th International Conference on Mechanics and Materials in Design, Albufeira, jun. 2017.
- [55]C. Coates e V. Sooklal, *Modern Applied Fracture Mechanics*. Boca Raton: CRC Press, 2022. doi: 10.1201/9781003052050.

- [56]D. Shah e T. Patel, *COMPARATIVE STUDY OF FATIGUE DESIGN OF STEEL STRUCTURES AS PER IS800:2007*, EN. 2016.
- [57]ASTM E739-10: *Standard Practice for Statistical Analysis of Linear or Linearized Stress-Life (S-N) and Strain-Life (e-N) Fatigue Data*, 2015. Acedido: 31 de janeiro de 2025.
- [58]ASTM International, *ASTM E8/E8M-24: Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials*. Acedido: 31 de janeiro de 2025.
- [59]M. A. Meyers e K. K. Chawla, *Mechanical Behavior of Materials*. 2009.
- [60]Y. Murakami, *Metal Fatigue: Effects of Small Defects and Nonmetallic Inclusions*. Elsevier, 2002.
- [61]J. Alves, T. Morgado, I. Galvão, A. Pereira, e M. Pereira, «Development of a Life Prediction Model of Ti-6Al-4V obtained by Additive Manufacturing», *Procedia Structural Integrity*, vol. 53, pp. 236–245, 2024, doi: 10.1016/j.prostr.2024.01.029.
- [62]Y. Murakami, S. Kodama, e S. Konuma, «Quantitative evaluation of effects of non-metallic inclusions on fatigue strength of high strength steels. I: Basic fatigue mechanism and evaluation of correlation between the fatigue fracture stress and the size and location of non-metallic inclusions», *International Journal of Fatigue*, vol. 11, n.º 5, pp. 291–298, set. 1989, doi: 10.1016/0142-1123(89)90054-6.
- [63]Y. Murakami e H. Usuki, «Quantitative evaluation of effects of non-metallic inclusions on fatigue strength of high strength steels. II: Fatigue limit evaluation based on statistics for extreme values of inclusion size», *International Journal of Fatigue*, vol. 11, n.º 5, pp. 299–307, set. 1989, doi: 10.1016/0142-1123(89)90055-8.
- [64]A. Tajiri *et al.*, «Fatigue Limit Prediction of Large Scale Cast Aluminum Alloy A356», *Procedia Materials Science*, vol. 3, pp. 924–929, jan. 2014, doi: 10.1016/j.mspro.2014.06.150.
- [65]T. Morgado, D. Paulo, A. Velhinho, M. Pereira, e A. Mourão, «Fatigue Limit Prediction Models of 6060 Aluminium Extruded Alloy», *Procedia Structural Integrity*, vol. 42, pp. 1545–1551, jan. 2022, doi: 10.1016/j.prostr.2022.12.195.
- [66]J. Alves, T. Morgado, I. Galvão, A. Pereira, e M. Pereira, «Development of a Life Prediction Model of Ti-6Al-4V obtained by Additive Manufacturing», *Procedia Structural Integrity*, vol. 53, pp. 236–245, 2024, doi: 10.1016/j.prostr.2024.01.029.
- [67]D. Raabe, C. C. Tasan, e E. A. Olivetti, «Strategies for improving the sustainability of structural metals», *Nature*, vol. 575, n.º 7781, pp. 64–74, nov. 2019, doi: 10.1038/s41586-019-1702-5.
- [68]Metal Improvement Company, *Shot Peening Applications*, vol. 10. 2020.
- [69]E. Maleki, S. Bagherifard, O. Unal, M. Bandini, G. H. Farrahi, e M. Guagliano, «Introducing gradient severe shot peening as a novel mechanical surface treatment», *Sci Rep*, vol. 11, n.º 1, p. 22035, nov. 2021, doi: 10.1038/s41598-021-01152-2.
- [70]K. Balan, «Control Systems in Shot Peening – A Discussion», 2014.
- [71]ASM Internacional, *ASM Handbook: Surface Engineering*, vol. 5. 1994. Acedido: 19 de maio de 2025.
- [72]F. Petit-Renaud, «Optimization of the Shot Peening Parameters», em *Shot Peening*, 1.ª ed., L. Wagner, Ed., Wiley, 2003, pp. 119–129. doi: 10.1002/3527606580.ch17.
- [73]N. Ferreira, J. S. Jesus, J. A. M. Ferreira, C. Capela, J. M. Costa, e A. C. Batista, «Effect of bead characteristics on the fatigue life of shot peened Al 7475-T7351 specimens», *International Journal of Fatigue*, vol. 134, p. 105521, mai. 2020, doi: 10.1016/j.ijfatigue.2020.105521.
- [74]G. Leghorn, «THE STORY OF SHOT PEENING», *Journal of the American Society for Naval Engineers*, vol. 69, n.º 4, pp. 653–666, nov. 1957, doi: 10.1111/j.1559-3584.1957.tb03244.x.
- [75]A. Gariépy, H. Miao, e M. Lévesque, «Peen Forming», em *Comprehensive Materials Processing*, Elsevier, 2014, pp. 295–329. doi: 10.1016/B978-0-08-096532-1.00317-4.
- [76]SAE International, *SAE J442 - Test Strip, Holder, and Gage for Shot Peening*, 2022.

- [77] A. Świetlicki, M. Szala, e M. Walczak, «Effects of Shot Peening and Cavitation Peening on Properties of Surface Layer of Metallic Materials—A Short Review», *Materials*, vol. 15, n.º 7, Art. n.º 7, jan. 2022, doi: 10.3390/ma15072476.
- [78] Y. Harada, K. Fukaura, e S. Haga, «Influence of microshot peening on surface layer characteristics of structural steel», *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 191, n.º 1, pp. 297–301, ago. 2007, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2007.03.026.
- [79] SONATS - Europe Technologies, «ULTRASONIC SHOT PEENING (USP)». 2018. Acedido: 18 de dezembro de 2024.
- [80] SONATS - Europe Technologies, «Procédé STRESSONIC® - Traitement de surface par impacts». Acedido: 23 de janeiro de 2025.
- [81] R. Ramos, N. Ferreira, J. A. M. Ferreira, C. Capela, e A. C. Batista, «Improvement in fatigue life of Al 7475-T7351 alloy specimens by applying ultrasonic and microshot peening», *International Journal of Fatigue*, vol. 92, pp. 87–95, nov. 2016, doi: 10.1016/j.ijfatigue.2016.06.022.
- [82] Y. K. Gao e X. R. Wu, «Experimental investigation and fatigue life prediction for 7475-T7351 aluminum alloy with and without shot peening-induced residual stresses», *Acta Materialia*, vol. 59, n.º 9, pp. 3737–3747, mai. 2011, doi: 10.1016/j.actamat.2011.03.013.
- [83] *ASTM F3001 - Specification for Additive Manufacturing Titanium-6 Aluminum-4 Vanadium ELI (Extra Low Interstitial) with Powder Bed Fusion*. doi: 10.1520/F3001-14.
- [84] «Ti-6Al-4V Grade 23 Titanium Alloy | AP&C». Acedido: 17 de fevereiro de 2025. [Online]. Disponível em: <https://www.advancedpowders.com/powders/titanium-alloys-ti-6al-4v-grade-23>
- [85] SAE International, *AMS 2432*, 2022. Acedido: 23 de setembro de 2025.
- [86] *ASTM E3-11: Standard Guide for Preparation of Metallographic Specimens*, 2011.
- [87] *ASTM-E384-22: Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials*. Acedido: 3 de fevereiro de 2025.
- [88] «Nanoscale 3D X-ray Microscopy | Solutions | SKYSCAN 2214». Acedido: 26 de setembro de 2025.
- [89] P. Lekoadi, M. Tlotleng, K. Annan, N. Maledi, e B. Masina, «Effect of heat treatment on microstructure, hardness and tensile properties of high-speed selective laser melted Ti6Al4V», *MATEC Web Conf.*, vol. 370, p. 11003, 2022, doi: 10.1051/mateconf/202237011003.
- [90] H. K. Rafi, N. V. Karthik, H. Gong, T. L. Starr, e B. E. Stucker, «Microstructures and Mechanical Properties of Ti6Al4V Parts Fabricated by Selective Laser Melting and Electron Beam Melting», *J. of Materi Eng and Perform*, vol. 22, n.º 12, pp. 3872–3883, dez. 2013, doi: 10.1007/s11665-013-0658-0.
- [91] T. L. M. Morgado e A. Sousa e Brito, «A failure analysis study of a prestressed steel cable of a suspension bridge», *Case Studies in Construction Materials*, vol. 3, pp. 40–47, dez. 2015, doi: 10.1016/j.cscm.2015.04.001.
- [92] D. Kong, C. Dong, X. Ni, e X. Li, «Corrosion of metallic materials fabricated by selective laser melting», *npj Mater Degrad*, vol. 3, n.º 1, p. 24, jun. 2019, doi: 10.1038/s41529-019-0086-1.
- [93] Z. Li e C. Affolter, «High-Cycle Fatigue Performance of Laser Powder Bed Fusion Ti-6Al-4V Alloy with Inherent Internal Defects: A Critical Literature Review», *Metals*, vol. 14, n.º 9, p. 972, set. 2024, doi: 10.3390/met14090972.
- [94] H. Gong, R. Khalid, H. Gu, e R. G.D. Janaki, «Influence of defects on mechanical properties of Ti-6Al-4 V components produced by selective laser melting and electron beam melting», 2015, doi: <http://dx.doi.org/10.1016/j.matdes.2015.07.147>

Anexo A-Produção dos provetes de Ti-6Al-4V

1º Lote

Primeiramente, começou por limpar-se a câmara de produção (Figura A.1) com recurso a um aspirador e procedeu-se à troca do filtro do equipamento. Posteriormente a esta etapa de limpeza, passou-se para a colocação da base de produção, onde se dá a impressão, e para a colocação de uma nova borracha na escova.

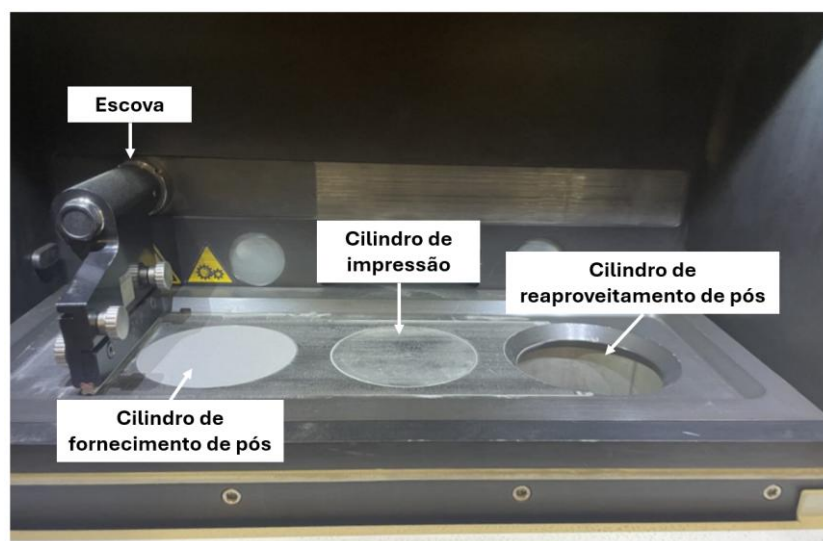


Figura A.1 - Interior da câmara de impressão e respetivos constituintes.

Por último, em termos de preparação do equipamento, realizou-se o enchimento do cilindro de fornecimento com pó metálicos de Ti-6Al-4V (Figura A.2).

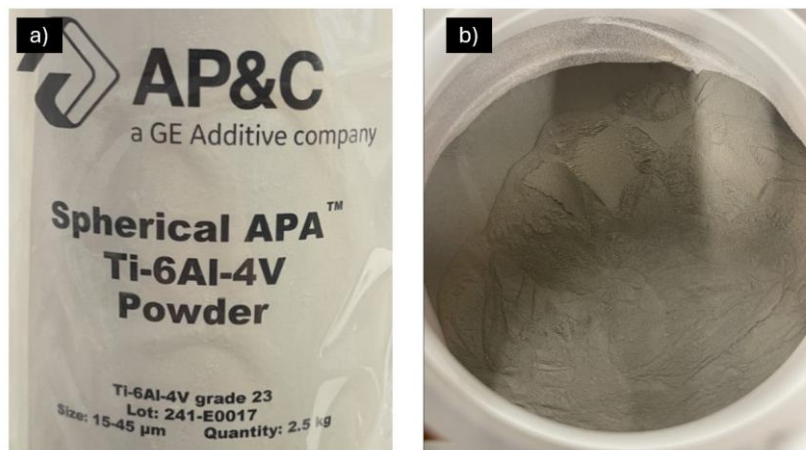


Figura A.2 - Embalagem (a) e respetivos pós metálicos da liga Ti-6Al-4V (b), produzidos pela empresa AP&C.

Devido à altura dos provetes e à capacidade do cilindro de reabastecimento de pós, houve a necessidade de dividir a produção em duas partes. Na 1ª parte, usaram-se 3285g de pó virgem, dos quais cerca de 1200g estavam num frasco aberto há cerca de 3 meses. Visualmente, os pós do recipiente previamente aberto não apresentavam diferenças face aos pós de um frasco novo. A interrupção para reabastecimento do cilindro com pós, que envolve a abertura da câmara de produção, durou sensivelmente 50 minutos. Esta paragem ocorreu na camada 1489, ou seja, quando os provetes já contavam com 59,56 mm de altura (na zona do entalhe). Para a produção da 2ª parte, procedeu-se à utilização de 415g de pós virgem, mas também 2120g de pós que foram retirados do cilindro de reaproveitamento, usados na 1ª parte. Estes pós previamente usados foram sujeitos a um processo de peneiração (Figura A.3), para garantir que o tamanho de partículas não seria muito distante do pó virgem (15-45 µm) e todas as partículas termicamente afetadas, tipicamente com morfologia afetada, seriam removidas.



Figura A.3 – Esquema de tratamento dos pós, com recurso a uma peneira.

Na Figura A.4 encontra-se o esquema do ciclo dos pós metálicos. É importante referir que não se procede ao armazenamento dos mesmos em condições controladas.

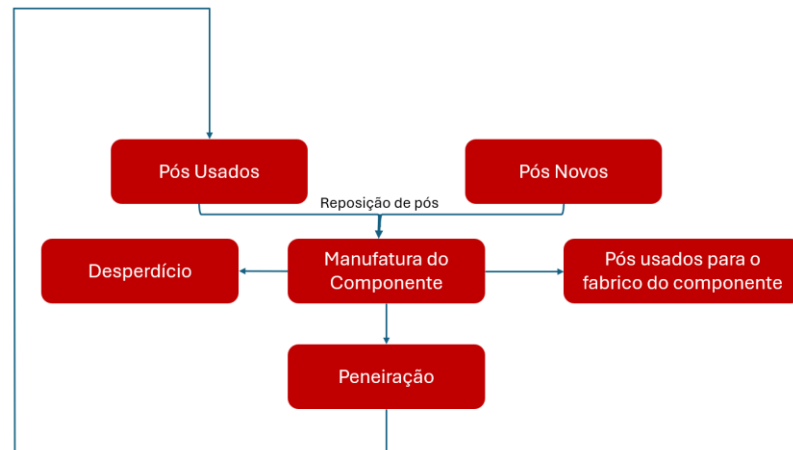


Figura A.40.4– Ciclo genérico de reutilização dos pós.

A produção demorou, no total (parte 1+ parte 2), 37 horas e 56 minutos. Na Figura A.5 encontra a disposição da impressão dos provetes deste 1º lote e os mesmos depois da sua produção ter terminado.

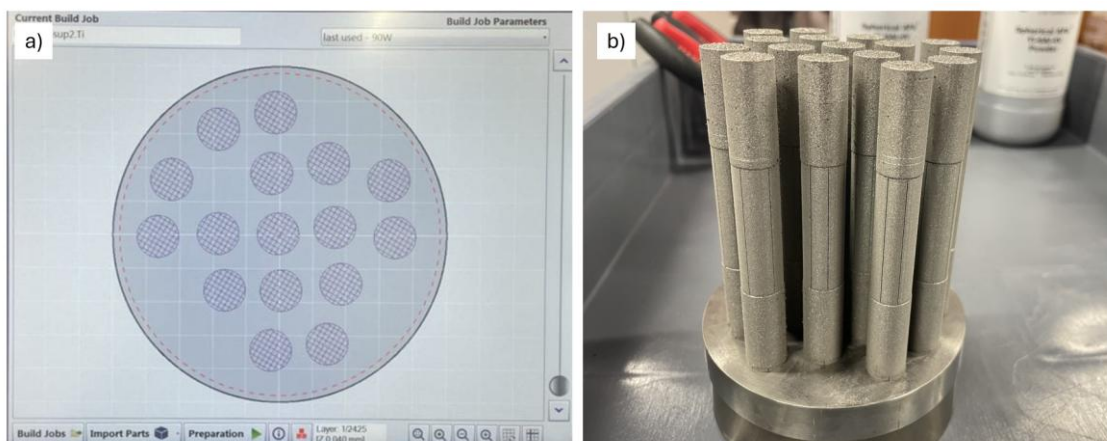


Figura A.5– Disposição de produção (a) e respetivos provetes obtidos no 1º lote (b).

2º Lote

À semelhança do que aconteceu no 1º lote, para a produção do 2º lote houve uma divisão em duas partes. Na 1ª parte usaram-se 2500g de pós virgens de Ti-6Al-4V e 785g de pós que sobraram da 2ª parte do 1º lote, ou seja, que foram peneirados pela segunda vez.

A interrupção para reabastecimento do cilindro com pós, que envolve a abertura da câmara de produção, durou aproximadamente 3 horas e 24 minutos. Esta etapa decorreu na camada 1463, ou seja, quando os provetes já tinham 58,52 mm de altura.

Na 2ª parte usaram-se 2000g de pós peneirados provenientes da 1ª parte deste lote e 1200g de pó peneirados 2 vezes provenientes do lote anterior.

A produção deste 2º lote demorou, no total (parte 1+ parte 2), 22 horas e 30 minutos. Na Figura A.6 encontram-se os provetes produzidos neste 2º lote.

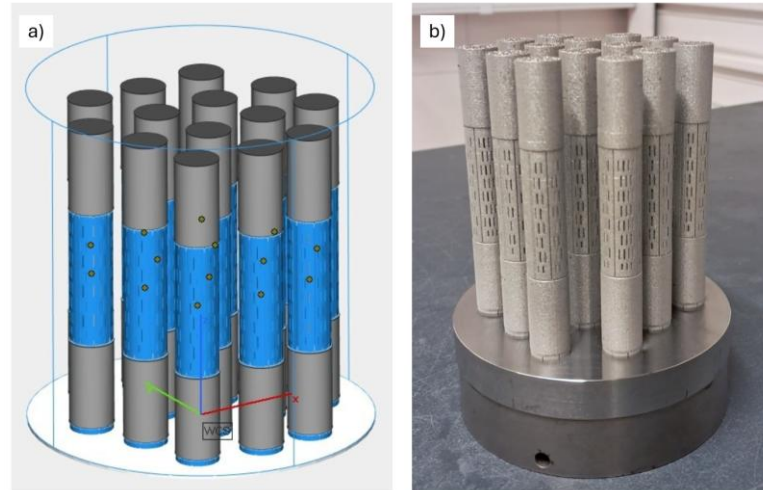


Figura A.6 - Provete obtido no 2º lote – (a) distribuição projetada no software e (b) provete obtido.

3º Lote

Novamente, para este último lote, dividiu-se a produção em duas partes. Para a 1ª parte do 3º lote de provetes, procedeu-se à utilização de 2500g pós virgens e 800g de pós peneirados 3 vezes, usados no fabrico do 2º lote.

A interrupção para reabastecimento do cilindro com pó durou aproximadamente 1 hora e 2 minutos e ocorreu na camada 1292, ou seja, quando os provetes já contavam com 51,68 mm de altura. Na 2ª parte usaram-se 2100g de pós que sobraram da produção da 1ª parte, peneirados 1 vez, e 1200g de pós peneirados 3 vezes.

Importa destacar que no processo de remoção dos provetes da base de impressão, apenas com força manual, 9 dos 13 provetes fraturaram, em regiões distintas (Figura A.7).



Figura A.7 - Base de Impressão após a remoção dos provetes que não fraturaram.

Anexo B – Rugosidade: conceitos teóricos

Rugosidade média aritmética, Ra – Média dos valores absolutos das variações do perfil de rugosidade em relação à linha média (M), ao longo de um comprimento de avaliação [71].

Altura Total do Perfil, Rt – Distância vertical entre os pontos mais alto (pico) e mais baixo (vale) do perfil de rugosidade ao longo do comprimento de avaliação total (L) (Equação 36). Trata-se de uma medida que reflete a extensão máxima da rugosidade presente em toda a área avaliada.

$$Rt = Z_{pico\ máximo} + Z_{vale\ máximo} \quad (36)$$

Onde $Z_{maior\ pico}$ é o comprimento do maior pico acima da linha média e $Z_{maior\ vale}$ representa o comprimento do maior vale abaixo da linha média.

Altura Máxima dentro de um comprimento de amostragem, Rti – Distância vertical entre os pontos mais alto e mais baixo do perfil dentro de um comprimento de amostragem.

Altura Máxima da Rugosidade, R_{max} – É o maior dos valores sucessivos de Rti calculados ao longo do comprimento de avaliação total (Equação 37).

$$R_{m\acute{a}x} = m\acute{a}x(Rt_i), \quad i = 1, 2, \dots, n \quad (37)$$

Na Figura B.1 consta um resumo dos parâmetros apresentados anteriormente.

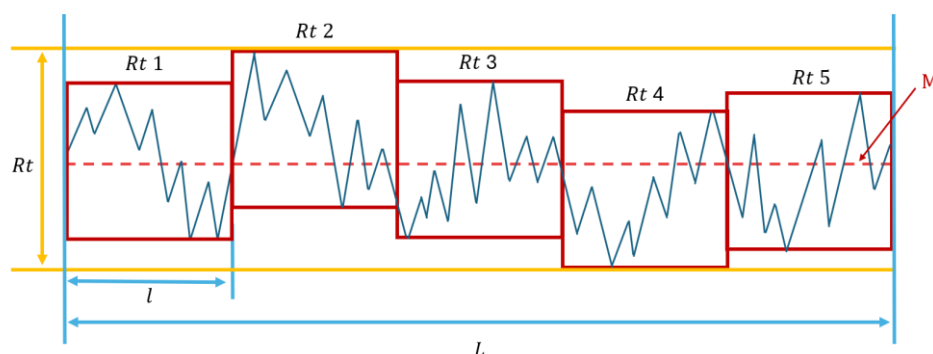


Figura B.1 – Esquema dos diferentes parâmetros de rugosidade

Anexo C – Preparação Metalográfica

A preparação metalográfica, com recurso à norma ASTM E3-11 [86], realizou-se no Laboratório de Metalografia da OGMA. Primeiramente, começou-se pelo corte dos provetes, com recurso ao equipamento *Labotom-3* da *Struers*. De seguida, os pedaços obtidos da liga Ti-6Al-4V foram impregnados em resina de baquelite *Multifast Green* da *Struers*, por cura a quente numa *Pneumet I* da Buehler. No caso dos provetes alumínio, a montagem das amostras fez-se com cura a frio, com resina acrílica, obtida pela mistura de *Clarocit Liquid* com *Clarocit Powder*. Posteriormente, procedeu-se ao desbaste e polimento das diferentes amostras, de forma a se obter uma superfície viável para análise das microestruturas, utilizando-se as sequências de discos apresentadas na Tabelas C.1 (Al 7475-T7351) e Tabela C.2 (Ti-6Al-4V).

Tabela C.1 - Sequência de discos, abrasivos, lubrificantes, tempos e forças usadas para o polimento das amostras da liga de Al 7475-T7351.

Discos	Abrasivo	Lubrificante	Tempo (s)	Força (N)
320	-	Água	30	30
MD Largo	Diamantes 9 µm	<i>DP- Lubrificant Blue</i>	180	
MD-Mol	Diamantes 3 µm	<i>DP - Lubrificant Blue</i>	90	

Tabela C.2 - Sequência de discos, abrasivos, lubrificantes, tempos e forças usadas para o polimento das amostras de Ti-6Al-4V.

Discos	Abrasivo	Lubrificante	Tempo (s)	Força (N)
180	-	Água	30	30
220	-			
320	-			
500	-			
1000	-			
MD Largo	Diamantes 9 µm	<i>DP - Lubrificant Blue</i>	150	30
MD-Nap	Diamantes 3 µm	<i>DP – Lubrificant Blue</i>	120	

Relativamente ao ataque químico, para revelar a microestrutura, no caso da liga de Al 7475-T7351, recorreu-se ao reagente de Keller, durante sensivelmente 1 minuto. Na Tabela C.3 consta a composição química usada.

Tabela C.3- Composição Química do Reagente Keller (em %).

Água Destilada (H ₂ O)	Ácido Nítrico (HNO ₃)	Ácido Clorídrico (HCl)	Ácido Fluorídrico (HF)
79,6	10,2	6,1	4,1

No caso da liga de Ti-6Al-4V recorreram-se a duas soluções de Kroll modificadas, com duas composições diferentes (Tabelas C.4 e C.5). A utilização de duas composições distintas deveu-se à ineficiência da primeira solução usada.

Tabela C.4- Composição Química do Reagente Kroll modificado (em %) – 1ª Tentativa.

Água Destilada (H ₂ O)	Ácido Fluorídrico (HF)	Ácido Nítrico (HNO ₃) a 65%
94	2	4

Tabela C.5- Composição Química do Reagente Kroll modificado (em %) – 2ª Tentativa.

Água Destilada (H ₂ O)	Peróxido de Hidrogénio (H ₂ O ₂) a 30%	Ácido Fluorídrico (HF)	Ácido Nítrico (HNO ₃) a 65%
67	23	6	4

Na Figura C.1 constam todas as amostras preparadas.

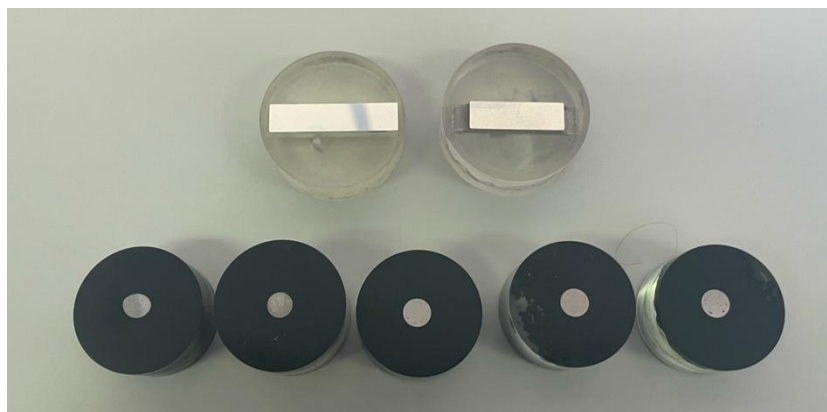


Figura C.1 - Amostras preparadas para observação de microestruturas e medição de microdurezas.

Anexo D – Medição de Microdurezas Vickers

A norma ASTM E384-22 estabelece os procedimentos para a medição da microdureza de materiais por meio de ensaios de microindentação, utilizando principalmente os métodos Vickers.

O método descrito é aplicado para uma vasta gama de materiais metálicos e não metálicos, em particular onde a aplicação de cargas mais leves (normalmente entre 1 gf a 1000 gf).

No caso concreto do método Vickers, utilizado neste trabalho, o ensaio consiste em aplicar uma carga controlada sobre a superfície do material com recurso a um indentador piramidal de diamante, de base quadrada e com um ângulo de 136° entre faces opostas (Figura D.1). Após a aplicação da carga por um tempo determinado (geralmente entre 10 e 15 segundos), mede-se a média das diagonais da impressão deixada na superfície do material.

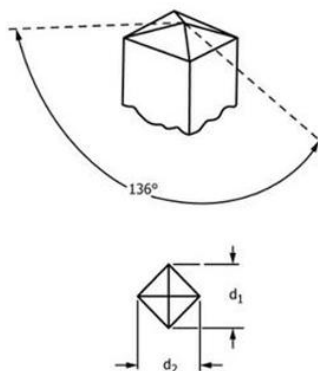


Figura D.1 - Indentador de vickers.

Posto isto, calcula-se a microdureza Vickers (HV) com recurso à equação 35, onde P é a força aplicada no ensaio, em gf, e d representa o diâmetro médio do comprimento das diagonais (designadas por d1 e d2 na Figura D.1), em µm.

$$HV = 1854.4 \times \frac{P}{d^2} \quad (35)$$

Adicionalmente, a norma em causa define a distância mínima entre indentações de forma que não haja interferência entre medições. A distância entre o centro de duas indentações adjacentes, assim como da borda da amostra, deve ser, no mínimo, duas vezes e meia o comprimento da diagonal máxima da indentação (Figura D.2).

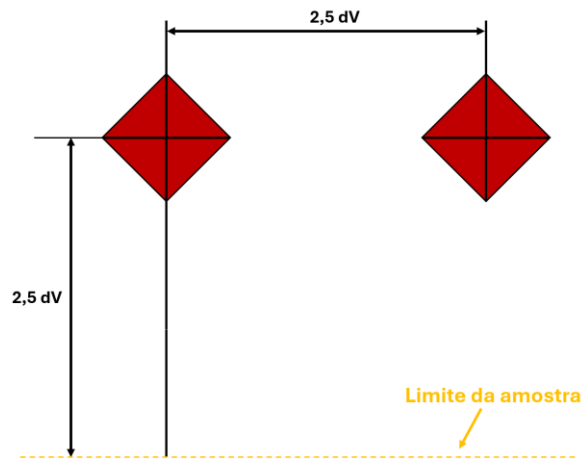


Figura D.2 - Distância mínima entre indentações e da borda (Adaptado de [87]).

Anexo E – Análise Estatística das microdurezas Vickers

Com recurso ao programa Minitab verificou-se que conjuntos de dados relativos às microdurezas de Vickers da liga Al 7475-T7351 e Ti-6Al-4V seguem uma distribuição normal com um Intervalo de Confiança (IC) de 95%. Esta etapa de verificação serviu para validar a aplicação de métodos estatísticos paramétricos. Para tal, os dados foram analisados através de gráficos de probabilidade normal, com o método de Anderson–Darling. Este procedimento permite verificar se a distribuição dos dados pode ser considerada aproximadamente normal, condição que sustenta o cálculo de intervalos de confiança e a aplicação de testes baseados na média. Primeiramente, considerou-se como Hipótese Nula (H_0) os dados seguirem distribuição normal. De seguida, procedeu-se à comparação do valor de *p-value*, obtido na análise dos dados em causa, com o valor do nível de significância (α), no caso 0,05 (por se estar a considerar intervalos de confiança de 95). Para um *p-value* inferior a 0,05, rejeita-se a Hipótese Nula estabelecida, ou seja, os dados não seguem uma distribuição normal. Se pelo contrário, o *p-value* for superior ou igual a 0.05, assume-se que os valores seguem uma distribuição normal.

Nas Figuras E.1, E.2, E.3, E.4, E.5 e E.6 podem observar-se os gráficos de probabilidade das microdurezas das amostras, tanto de Al 7475-T7351 como de Ti-6Al-4V.

→Liga Al 7475-T7351

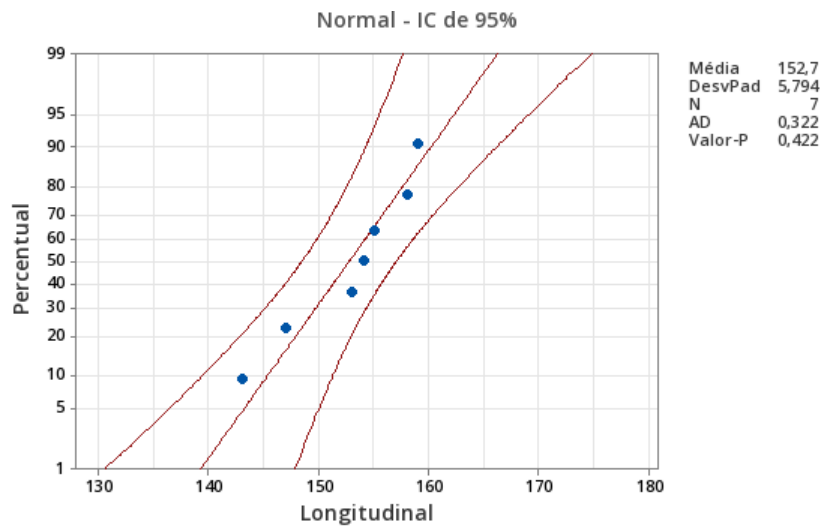


Figura E.1 - Gráfico de probabilidade normal para os valores de microdurezas Vickers medidos na liga Al 7475-T7351, no sentido longitudinal, com IC de 95%.

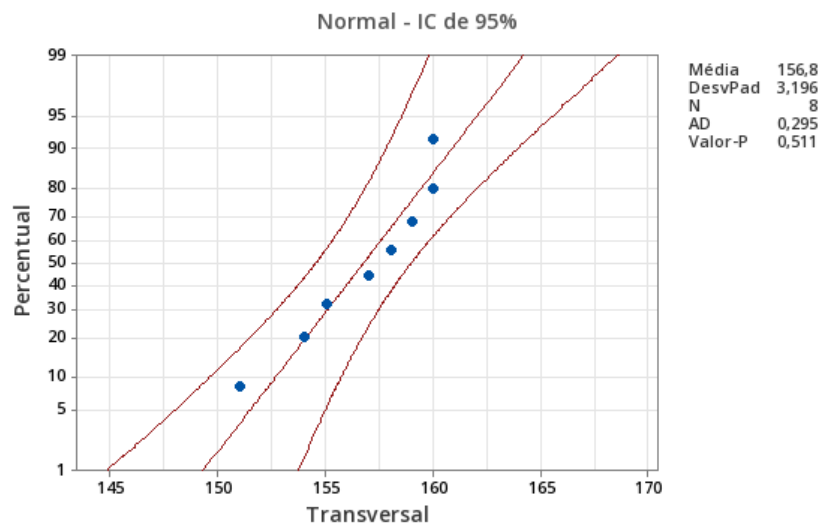


Figura E.2 - Gráfico de probabilidade normal para os valores de microdurezas Vickers medidos na liga Al 7475-T7351, no sentido transversal, com IC de 95%.

→Liga Ti-6Al-4V

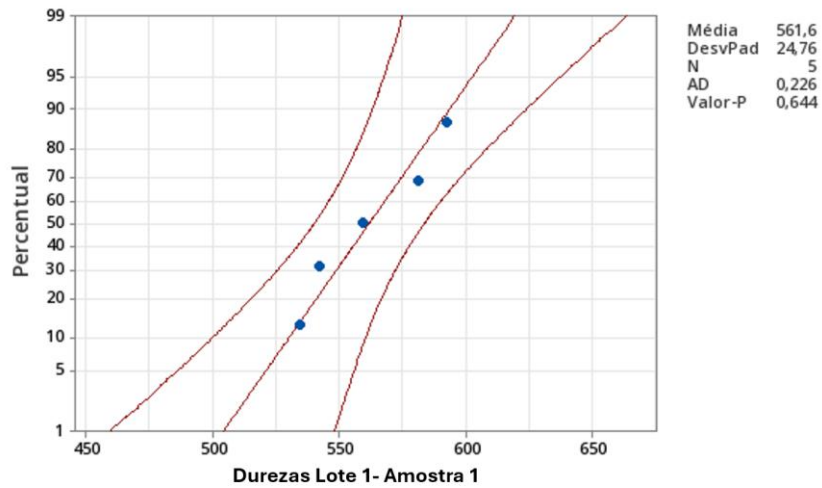


Figura E.3 - Gráfico de probabilidade normal para os valores de microdurezas Vickers medidos na liga Ti-6Al-4V – 1º lote (Amostra 1) com IC de 95%.

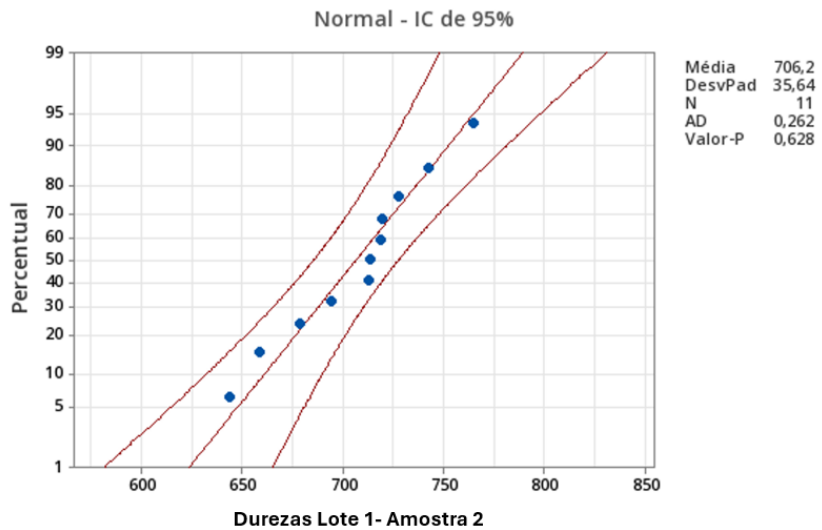


Figura E.4 - Gráfico de probabilidade normal para os valores de microdurezas Vickers medidos na liga Ti-6Al-4V – 1º lote (Amostra 2) com IC de 95%.

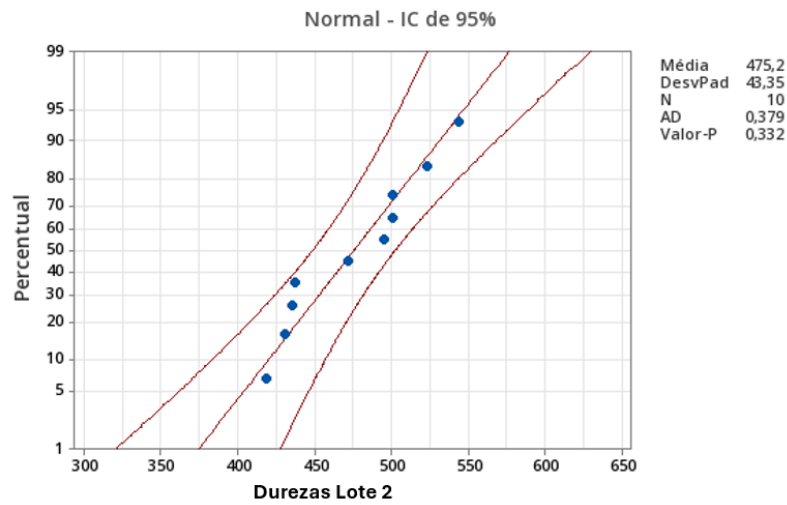


Figura E.5 - Gráfico de probabilidade normal para os valores de microdurezas Vickers medidos na liga Ti-6Al-4V – 2º lote com IC de 95%.

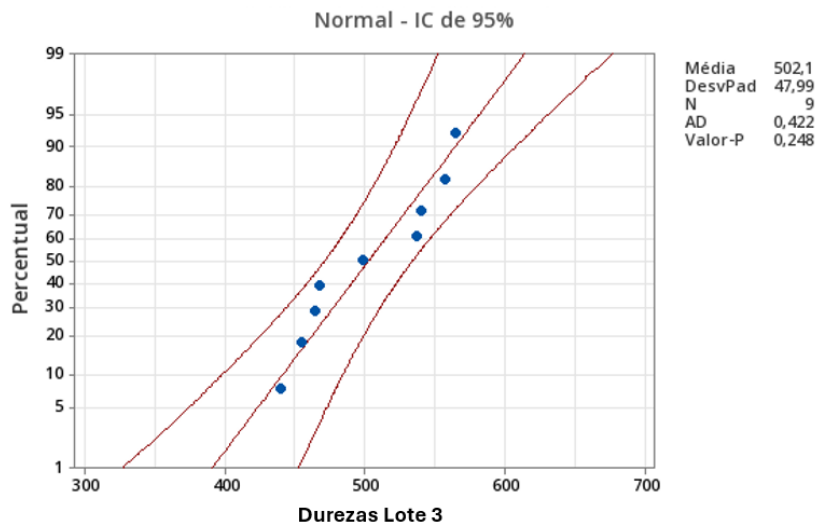


Figura E.6- Gráfico de probabilidade normal para os valores de microdurezas Vickers medidos na liga Ti-6Al-4V – 3º lote com IC de 95%.

Em todas as situações, verifica-se que o *p-value* é superior ao valor do nível de nível de significância (0,05), pelo que a normalidade dos dados é verificada. Posto isto, considera-se adequada a utilização da distribuição *t* de Student para a determinação dos intervalos de confiança da média. A escolha deste tipo de método deve-se ao reduzido número de ensaios realizados e ao facto de se desconhecer a variância.

Anexo F - Espetros EDS da superfície de fratura da liga Ti-6Al-4V

No presente anexo, encontram-se os espectros de EDS-SEM, relativos às superfícies de fratura da liga Ti-6Al-4V. A presença de carbono nos espectros das amostras dos 2º e 3º lotes (Figuras F.2 e F.3), pode ser explicada pelo uso de cola metálica e de fita cola de carbono para o suporte das mesmas ao porta-amostras do SEM. Considerou-se a mesma uma interferência proveniente da preparação das amostras, não estando relacionada com a composição real do material analisado.

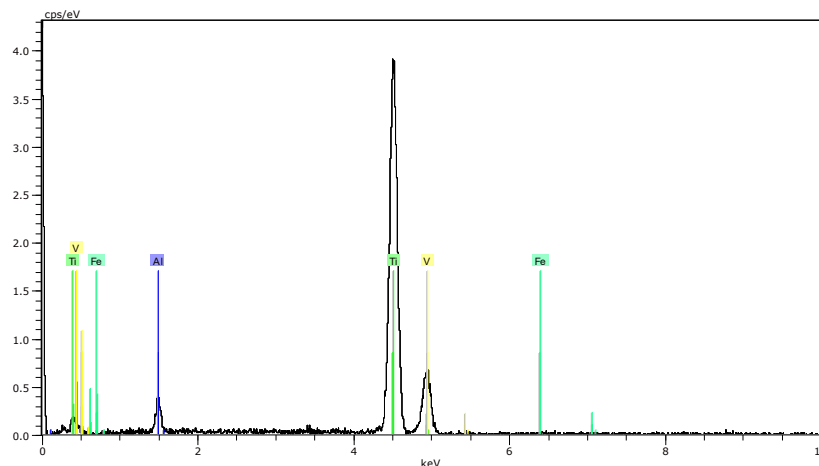


Figura F.1 - Espectro EDS referente à Figura 5.16.

Tabela F.1 - Resultados da análise química referente ao espectro EDS apresentado na Figura F.1 (valores em % de massa).

Elemento Químico	Número Atômico	Composição (% de massa)
Ti	22	90,67
Al	13	5,75
V	23	3,20
Fe	26	0,38
		Total 100

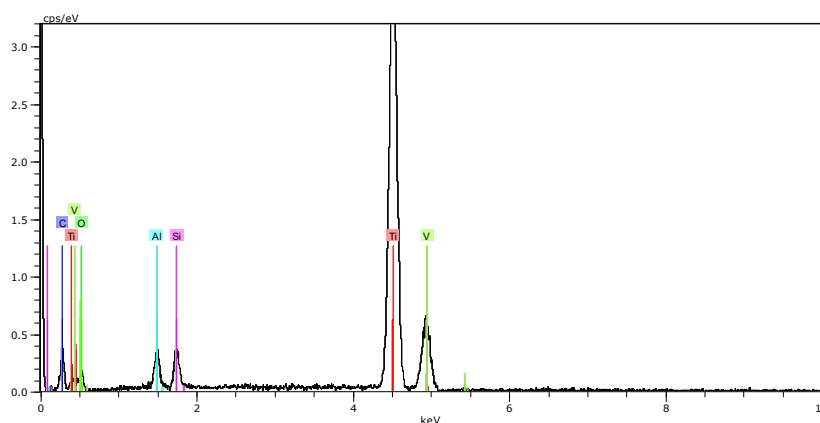


Figura F.2 - Espectro EDS referente à Figura 5.18.

Tabela F.2 - Resultados da análise química referente ao espectro EDS apresentado na Figura F.2 (valores em % de massa).

Elemento Químico	Número Atômico	Composição (% de massa)
Ti	22	74.78
O	8	16.95
Al	13	3.58
Si	14	2.36
V	23	2.32
		Total 100

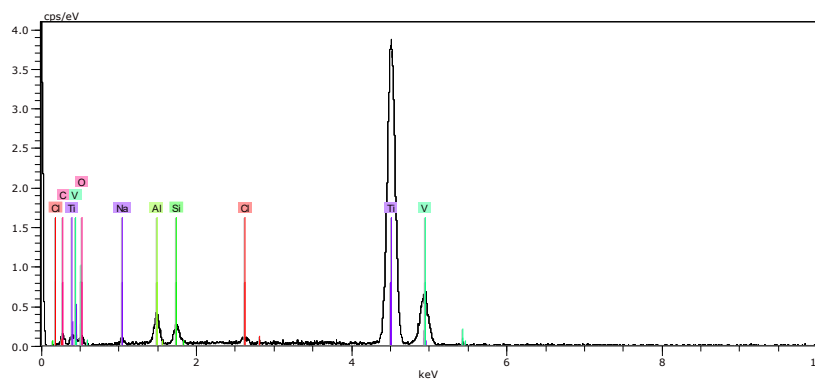


Figura F.3 - Espectro EDS referente à Figura 5.20.

Tabela F.3 - Resultados da análise química referente ao espectro EDS apresentado na Figura F.3 (valores em % de massa).

Elemento Químico	Número Atômico	Composição (% de massa)
Ti	22	78,04
O	8	13,16
Al	13	3,15
V	23	2,70
Si	14	1,49
Na	11	0,78
Cl	17	0,68
		Total 100