



Otimização dos parâmetros de impressão e caracterização mecânica da liga Cu10Al por Selective Laser Melting

VITOR LIMA LAUNDOS

julho de 2025

**Otimização dos parâmetros de impressão e
caracterização mecânica da liga Cu10Al por
*Selective Laser Melting***

Vítor Lima Laúndos

**Dissertação para obtenção do Grau de Mestre em
Engenharia Mecânica, Área de Especialização em
Construções Mecânicas**

Orientador: Doutor Raul Duarte Salgueiral Gomes Campilho

Coorientador: Doutor Pedro Miguel Rebelo Resende

Júri:

Presidente:

Elza Maria Morais Fonseca, Professor coordenador com agregação, ISEP

Vogais:

Fernando Jorge Lino Alves, Professor catedrático, FEUP

Raul Duarte Salgueiral Gomes Campilho, Professor coordenador com agregação, ISEP

Porto, junho 2025

Resumo

O fabrico aditivo, comumente conhecido como “impressão 3D”, consiste numa das maiores inovações tecnológicas do século XX que atrai uma série de vantagens para diversos setores industriais. Este processo de fabrico é baseado na adição sequencial de camadas de material, o que afasta a necessidade de moldes e outras ferramentas específicas, e permite a produção de componentes geometricamente complexos com o menor desperdício de recursos possível. Entre todas as tecnologias de fabrico associadas a este processo, o *selective laser melting* destaca-se pela capacidade de produzir peças metálicas com elevada massa volúmica relativa e propriedades mecânicas, muitas das vezes semelhantes ou superiores às obtidas por processos convencionais de fabrico. No entanto, o processamento de ligas que envolvem o cobre como material de base enfrentam desafios adicionais decorrentes da elevada condutividade térmica e baixa absorvência à radiação laser típica dos equipamento de impressão, o que condiciona o desenvolvimento de novas soluções mais eficientes para a indústria através deste processo. Neste contexto, optou-se por se investigar um bronze de alumínio, Cu10Al, com baixa representatividade científica e potencial de integrar diversas aplicações que beneficiam das excelentes propriedades de condução térmica e elétrica. Portanto, esta dissertação visou a otimização dos parâmetros de impressão, não só para conferir elevada qualidade metalúrgica e elevadas propriedades mecânicas, como também maximizar a eficiência produtiva, através do estudo da influência da velocidade de varrimento. A seleção criteriosa dos parâmetros ótimos de processamento foi obtida através da análise de propriedades como a massa volúmica relativa dos provetes, o tempo de impressão por unidade de volume e a dureza para as condições com e sem o tratamento térmico de têmpera selecionado. Para além disso, provetes impressos com os parâmetros otimizados foram caracterizado à tração e à fratura. A combinação de parâmetros ótimos, que resultam numa densidade volumétrica de energia de 67 J/mm^3 , permitiu a obtenção de provetes com 98,61% de massa volúmica relativa e a redução do tempo de impressão por unidade de volume de 15,38 para $6,894 \text{ min/cm}^3$, que corresponde a uma redução de 55% em relação aos parâmetros de referência considerados. Já os valores de dureza, obtidos para ambas as condições, tal como fabricados e submetidos ao tratamento térmico, correspondem a 235,0 HV e 159,5 HV, respetivamente. A aplicação do tratamento térmico à liga estudada demonstrou um incremento significativo na ductilidade do material em cerca de 300%, passando dos 5 para os 20% de deformação na rotura, em detrimento da sua resistência mecânica e rigidez. Apesar de não ter sido possível apresentar valores válidos para o fator de intensidade de tensão crítico, devido à falha em garantir o estado plano de deformação ao longo do ensaio, foi possível obter um valor de tenacidade à fratura condicional para a liga de Cu10Al, processada com 67 J/mm^3 sem tratamento térmico, de $43,8 \text{ MPa} \cdot \sqrt{\text{m}}$.

Palavras-chave: Fabrico aditivo, *Selective laser melting*, Parâmetros de impressão, Eficiência produtiva, Bronzes de alumínio, Propriedades mecânicas.

Abstract

Additive manufacturing, commonly known as “3D printing”, is one of the most significant technological innovations of the 20th century, offering numerous advantages across a wide range of industrial sectors. This manufacturing process is based on the sequential addition of material layers, which eliminates the need for moulds and other specific tools, and allows the production of components with highly complex geometries while minimizing resource waste. Among all additive manufacturing technologies, selective laser melting stands out for its ability to produce metallic parts with high relative density and mechanical properties, often comparable to or even exceeding those achieved through conventional manufacturing processes. However, processing copper-based alloys faces additional challenges due to their high thermal conductivity and low absorptivity of typical laser radiation, which limits the development of more efficient solutions for industrial applications through this process. In this context, this work focuses on the study of an aluminium bronze alloy, Cu10Al, which has limited scientific coverage but with strong potential for applications requiring excellent thermal and electrical conductivity. Therefore, this dissertation aimed to optimize the printing parameters, not only to provide high metallurgical quality and high mechanical properties, but also to maximize production efficiency, through the study of the influence of scanning speed. The optimal processing parameters were selected through a multi-criteria analysis considering the specimens’ relative density, build time per unit volume and hardness values in both as built and heat-treated conditions (quenching). In addition, specimens produced under the optimized parameters were characterized by tensile and fracture testing. The combination of the optimal parameters, which results in a volumetric energy density of 67 J/mm³, allowed obtaining specimens with 98.61% of relative density and reducing the printing time per unit volume from 15.38 to 6.894 min/cm³, which corresponds to a reduction of 55% in relation to the considered reference parameters. The hardness values obtained for both conditions, as build and subjected to the heat treatment, correspond to 235,0 and 159,5 HV, respectively. The application of the heat treatment to the studied alloy demonstrated a significant increase in the ductility of the material by approximately 300%, increasing from 5 to 20% of deformation at break, to the detriment of its mechanical strength and rigidity. Although it was not possible to present valid result for the critical stress intensity factor, due to the failure to guarantee the plane deformation state throughout the test, it was possible to obtain a conditional fracture toughness value for the Cu10Al alloy, processed with 67 J/mm³ without heat treatment, of 43,8 MPa. $\sqrt{\text{m}}$.

Keywords: Additive manufacturing, Selective laser melting, Printing parameters, Productive efficiency, Aluminium bronzes, Mechanical properties.

Índice

Lista de Figuras.....	ix
Lista de Tabelas.....	xiii
Acrónimos e Símbolos.....	xv
1. Introdução	1
1.1. Contextualização	1
1.2. Objetivos	2
1.3. Estrutura.....	2
2. Revisão Bibliográfica	3
2.1. Fabrico aditivo	3
2.1.1. Características e aplicações.....	3
2.1.2. Comparação com processos tradicionais de fabrico	5
2.1.3. Métodos de deposição.....	6
2.1.4. Desenvolvimentos recentes	11
2.2. Desenvolvimento de produtos e fabrico pelo método <i>Powder Bed Fusion</i>	12
2.2.1. Fases para o desenvolvimento de produtos.....	12
2.2.2. Recomendações de projeto.....	13
2.2.3. Ferramentas de projeto e otimização	14
2.2.3.1. Otimização topológica.....	15
2.2.3.2. Engenharia inversa.....	17
2.2.4. Parâmetros do processo de impressão	18
2.2.4.1. Parâmetros que definem a densidade volumétrica de energia.....	18
2.2.4.2. Padrão de varrimento	20
2.3. Processo <i>Selective Laser Melting</i> para ligas metálicas.....	21
2.3.1. Descrição e características do processo	21
2.3.2. Materiais e influência das suas propriedades	23
2.3.3. Parâmetros ótimos para processamento de ligas ferrosas.....	25
2.3.3.1. Aço AISI 316L.....	25
2.3.3.2. Aço AISI H13.....	26
2.3.4. Parâmetros ótimos para processamento de ligas não ferrosas.....	28
2.3.4.1. Liga de titânio Ti-6Al-4V	28
2.3.4.2. Cobre e suas ligas.....	29
3. Desenvolvimento	33
3.1. Materiais e métodos	33
3.1.1. Metodologia abordada.....	33
3.1.2. Seleção e características do material a investigar	34
3.1.3. Características do equipamento de impressão e escolha dos parâmetros relevantes do processo.....	37

Índice

3.1.4. Plano de ensaios.....	40
3.1.4.1. Ensaios de massa volúmica	40
3.1.4.2. Ensaios micrográficos.....	42
3.1.4.3. Ensaios de dureza.....	42
3.1.4.4. Ensaios de tração	44
3.1.4.5. Ensaios de fratura	47
3.1.5. Fabrico e preparação dos provetes	50
3.1.5.1. Provetes para ensaios de massa volúmica, micrográficos e dureza ...	50
3.1.5.2. Provetes para ensaios de tração	53
3.1.5.3. Provetes para ensaios de fratura	54
3.1.5.4. Tratamento térmico	55
3.2. Resultados e discussão	57
3.2.1. Variação da massa volúmica dos provetes com a energia do processo.....	57
3.2.2. Avaliação da porosidade e composição química	61
3.2.3. Influência da velocidade de varrimento no tempo dedicado à impressão	64
3.2.4. Caracterização do material quanto à dureza	66
3.2.5. Decisão acerca da combinação de parâmetros ótima	70
3.2.6. Comportamento mecânico à tração.....	73
3.2.7. Tenacidade à fratura	78
4. Conclusão.....	83
4.1. Conclusões finais	83
4.2. Limitações e trabalhos futuros	84
Referências.....	87
Declaração de Integridade	95
Apêndice A: Distribuição log-normal do diâmetro das partículas do pó metálico.....	97
Apêndice B: Valores de dureza para os provetes sem tratamento térmico	99
Apêndice C: Valores de dureza para os provetes com tratamento térmico	103
Apêndice D: Propriedades mecânicas à tração obtidas para os provetes produzidos com os parâmetros de referência (estado tal como fabricado).....	107
Apêndice E: Propriedades mecânicas à tração obtidas para os provetes produzidos com os parâmetros de referência (submetidos ao tratamento térmico)	109
Apêndice F: Propriedades mecânicas à tração obtidas para os provetes produzidos com os parâmetros ótimos (estado tal como fabricado).....	111
Apêndice G: Propriedades mecânicas à tração obtidas para os provetes produzidos com os parâmetros ótimos (submetidos ao tratamento térmico).....	113
Anexo A: Certificado de análises do pó metálico Cu10Al da Sandvik Osprey	115
Anexo B: Folheto informativo acerca do equipamento de impressão TruPrint 1000 Basic Edition da Trumpf.....	117

Lista de Figuras

Figura 1 - Dois tipos de estruturas reticuladas usadas no FA [7]: i) Gyroid; ii) Honeycomb.	4
Figura 2 - Comparação entre os i) pistões forjados e os ii) pistões impressos do Porsche 911 GT2 RS [9].	5
Figura 3 - Exemplos de aplicações do FA: i) cabeça injetora do foguetão Ariane 6 [10]; ii) dutos de ar para a indústria automóvel [11] e iii) ortótese cervical da Mecuris [12].	5
Figura 4 - Comparação entre os canais de arrefecimento de um molde para moldação por injeção obtidos por i) FS e por ii) FA [16].	6
Figura 5 - Representação esquemática do processo SLA [2].	7
Figura 6 - Representação esquemática do processo SLM [2].	7
Figura 7 - Representação esquemática do processo MJ [2].	8
Figura 8 - Representação esquemática do processo BJ [2].	8
Figura 9 - Representação esquemática do processo LOM [2].	9
Figura 10 - Representação esquemática do processo FDM [2].	9
Figura 11 - Representação esquemática do processo DLD (adaptada de [21]).	10
Figura 12 - Aplicabilidade dos desenvolvimentos recentes do FA: i) micro-garra sensível à temperatura para biópsias pouco invasivas [26]; ii) impressão multi-material de um permutador de calor pela Aerosint [27] e iii) impressão e maquinagem de uma carcaça de turbina no equipamento de fabrico híbrido LASERTEC 65 da DMG MORI [28].	11
Figura 13 - Resolução das superfícies num ficheiro do tipo STL (adaptada de [29]).	12
Figura 14 - Fases para projeto de produtos de acordo com o DfAM (adaptada de [30]).	13
Figura 15 - Fluxograma do processo para otimização topológica de um dado modelo (adaptada de [2]).	16
Figura 16 - Suporte para cabos presente no estabilizador vertical do Airbus A350 XWB [36]: i) Suporte otimizado e impresso; ii) Detalhes da versão anterior.	16
Figura 17 - Equipamentos típicos utilizados em EI: i) Máquina de medição de coordenadas da Mitutoyo [39]; ii) Scanner 3D de luz estruturada da Hexagon [40].	17
Figura 18 - Projeto de uma prótese oculopalpebral com recurso a técnicas de EI [41]: i) face com exenteração; ii) face com plano de simetria; iii) forma final da prótese.	18
Figura 19 - Principais parâmetros de impressão pelo método PBF (adaptada de [42]).	18
Figura 20 - Padrões de varrimento típicos no fabrico de peças por PBF: i) unidirecional; ii) bidirecional; iii) em ilha; iv) hélice; v) em espiral; vi) cruzado (adaptada de [43]).	21
Figura 21 - Representação do mecanismo de consolidação do material no processo: i) SLS; ii) SLM (adaptada de [50]).	22
Figura 22 - Representação do sistema típico do processo SLM (adaptada de [52]).	23
Figura 23 - i) Representação da reflexão entre as partículas de pó [57] e ii) Relação entre a absorvância do material maciço e do material em pó (adaptada de [55]).	24
Figura 24 - Comparação entre uma superfície com i) elevada rugosidade e ii) baixa rugosidade em provetes impressos por SLM (adaptada de [66])	27
Figura 25 - Distribuição log-normal do diâmetro das partículas do pó Cu10Al.	37

Lista de Figuras

Figura 26 - Trumpf TruPrint 1000 Basic Edition: i) vista externa do equipamento de impressão, ii) interior da câmara de construção e iii) processo de SLM em curso.	38
Figura 27 - Representação esquemática do padrão de varrimento utilizado na impressão dos provetes.	39
Figura 28 - Procedimento experimental para determinação da massa volúmica de um provete: i) balança analítica Scaltec SBC 31, ii) medição da massa a seco de um provete, iii) sistema para medição da massa do provete submerso e iv) submersão do provete cúbico no líquido de referência.	41
Figura 29 - Hitachi SU1510: i) vista externa do equipamento SEM e ii) detalhe da montagem da amostra no interior da câmara de análise.	42
Figura 30 - EMCO-TEST DuraVision 20 G5: i) vista externa do equipamento de medição de macro dureza, ii) montagem do provete num suporte impresso em PLA e iii) penetração do indentador na superfície do provete.	43
Figura 31 - Influência da rugosidade superficial na medição de dureza pelo método de i) Vickers e ii) Brinell na superfície superior dos provetes.	44
Figura 32 - Representação esquemática da distribuição das indentações nas superfícies do provete para determinação da dureza.	44
Figura 33 - Shimadzu Autograph AG-X plus 100kN: i) vista geral da máquina universal de ensaios e ii) detalhe do sistema de extensometria por vídeo TRViewX.	45
Figura 34 - Preparação dos provetes para a leitura do alongamento por extensometria: i) aplicação das marcas de referência, ii) fixação do provete na máquina de ensaios e iii) pré-processamento do sistema TRViewX.	46
Figura 35 - Shimadzu Servopulser EHF-EV051k1: i) vista externa da máquina de testes, ii) fixação do provete CT no equipamento e iii) pré-fenda induzida por fadiga.	48
Figura 36 - Modelação e posicionamento dos provetes cúbicos no Materialise Magics para impressão: i) provete 1 e ii) provete 2.	51
Figura 37 - Aspeto final dos provetes cúbicos pós impressão: i) vista superior e ii) vista isométrica.	51
Figura 38 - Preparação dos provetes cúbicos para os ensaios de massa volúmica: i) sistema de fixação para a plataforma de construção e serra de corte, ii) face inferior do provete com suporte, iii) equipamento de polimento Jean Wirtz TG 200 e iv) face inferior do provete pós polimento.	52
Figura 39 - Polimento dos provetes com suspensão de diamante para ensaios micrográficos: i) suspensão de diamante DiaPro Dur3 da Struers e ii) processo de polimento no equipamento Jean Wirtz TG 200.	52
Figura 40 – Dimensões (mm) dos provetes de tração impressos baseadas na norma ASTM E8/E8M.	53
Figura 41 - Provetes de tração impressos: i) modelação e posicionamento dos provetes no Materialise Magics, ii) conjunto de seis provetes pós-impressão e iii) provetes com os suportes de construção removidos.	53
Figura 42 - Dimensões dos provetes CT segundo a norma ASTM E399.	54

Figura 43 – Provetes CT impressos: i) modelação e posicionamento dos provetes no Materialise Magics, ii) provete pós impressão e corte e ii) provetes com as respetivas furações, suportes de construção removidos e polimento em todas as faces.	55
Figura 44 - Fases microestruturais que compõe as ligas de Cu-Al: i) diagrama de equilíbrio de fases [80] e ii) transformação metaestável da fase β para elevadas taxas de arrefecimento [93].	55
Figura 45 - Microestruturas resultantes da impressão de ligas de Cu-Al por SLM: i) estrutura tipo martensítica de uma liga Cu-Al-Ni-Fe-Mn [81] e ii) orientação cristalográfica de uma liga Cu-Al-Mn [94].	56
Figura 46 - Ciclo térmico da têmpera em água para os provetes produzidos por SLM.	57
Figura 47 - Influência da VED na massa volúmica relativa dos provetes.	59
Figura 48 - Metodologia para determinação do limite mínimo de energia necessária para a impressão de peças densas.	59
Figura 49 - Provetes cúbicos adicionais para investigação do patamar de transição da variação de massa volúmica: i) vista superior e ii) vista isométrica.	60
Figura 50 - Influência da VED na massa volúmica relativa dos provetes após correção do patamar de transição entre os dois regimes identificados.	61
Figura 51 - Análise micrográfica SEM do provete mais denso ($VED = 160 \text{ J/mm}^3$): i) detalhe 1 com ampliação de $60\times$ e ii) detalhe 2 com ampliação de $200\times$	62
Figura 52 - Análise micrográfica SEM de um provete com massa volúmica intermédia ($VED = 53 \text{ J/mm}^3$): i) detalhe 1 com ampliação de $60\times$ e ii) detalhe 2 com ampliação de $200\times$	62
Figura 53 - Análise micrográfica SEM do provete menos denso ($VED = 27 \text{ J/mm}^3$): i) detalhe 1 com ampliação de $60\times$, ii) detalhe 2 com ampliação de $200\times$ e iii) detalhe 3 com ampliação de $200\times$ e enfoque na falta de fusão do pó de material.	63
Figura 54 - Análise EDS da superfície do provete 1: i) espectro EDS, ii) composição química da superfície e iii) composição química da superfície restrita a Cu e Al.	64
Figura 55 – Simulação do tempo de impressão: i) modelo cilíndrico utilizado e ii) indicação do tempo estimado de impressão para os parâmetros de referência.	64
Figura 56 - Impacto da velocidade de varrimento na eficiência do processo SLM.	66
Figura 57 - Relação entre a dureza Vickers dos provetes tal como fabricados com a VED utilizada na sua produção.	68
Figura 58 - Comparação entre a dureza Vickers dos provetes tal como fabricados e dos submetidos ao tratamento térmico (TT).	70
Figura 59 - Informação auxiliar à interpretação da matriz de seleção.	72
Figura 60 - Curva tensão-deformação resultante dos ensaios de tração uniaxiais para os provetes impressos com os parâmetros de referência (com e sem tratamento térmico).	73
Figura 61 – Provetes impressos com os parâmetros de referência: i) antes e ii) após o ensaio uniaxial de tração.	74
Figura 62 - Curva tensão-deformação resultante dos ensaios de tração uniaxiais para os provetes impressos com os parâmetros otimizados (com e sem tratamento térmico).	75
Figura 63 - Comparação entre os provetes impressos com os parâmetros otimizados, com e sem tratamento térmico, após os ensaios uniaxiais de tração.	76

Lista de Figuras

Figura 64 - Curva força-deslocamento resultante do ensaio de fratura para o provete E67-1 e pontos característicos para determinação do K_{Ic}	79
Figura 65 - Curva força-deslocamento resultante do ensaio de fratura para o provete E67-2 e pontos característicos para determinação do K_{Ic}	80
Figura 66 - Curva força-deslocamento resultante do ensaio de fratura para o provete E67-3 e pontos característicos para determinação do K_{Ic}	81
Figura 67 - Provetes CT após fratura: i) propagação da fenda, ii) superfícies fraturadas em perspectiva e iii) vista superior das superfícies fraturadas.	82

Lista de Tabelas

Tabela 1 - Principais vantagens e limitações associadas ao FA (adaptada de [2, 3]).	4
Tabela 2 - Métodos de deposição para FA pela norma ISO/ASTM 52900.	7
Tabela 3 - Ferramentas de projeto para DfAM (adaptada de [2, 30]).	15
Tabela 4 - Tabela típica para o processo de otimização dos parâmetros de impressão [65].	26
Tabela 5 - Parâmetros ótimos para a produção de cobre e suas ligas por SLM.	30
Tabela 6 - Parâmetros ótimos para a produção de bronzes de alumínio por SLM.	35
Tabela 7 - Principais características do equipamento de impressão Trumpf TruPrint 1000 Basic Edition.	38
Tabela 8 - Combinações dos parâmetros de impressão investigados e respetiva VED.	39
Tabela 9 - Parâmetros para abertura da pré-fenda por fadiga.	48
Tabela 10 - Descrição das fases que podem compor a microestrutura da liga Cu10Al (adaptada de [80, 81]).	56
Tabela 11 - Valores de massa dos provetes registados para o ensaio de massa volúmica.	58
Tabela 12 - Valores de massa volúmica e massa volúmica relativa dos provetes impressos.	58
Tabela 13 - Valores de massa dos provetes adicionais registados para o ensaio de massa volúmica.	60
Tabela 14 - Valores de massa volúmica e massa volúmica relativa dos provetes adicionais impressos.	60
Tabela 15 - Relação entre os parâmetros e o tempo de impressão.	65
Tabela 16 - Redução percentual do tempo de impressão por unidade de volume entre provetes consecutivos e em relação ao provete de referência.	65
Tabela 17 - Resultados de dureza Vickers para as superfícies superior, inferior e lateral dos provetes tal como fabricados.	67
Tabela 18 - Resultados de dureza Vickers para as superfícies inferior e lateral dos provetes submetidos ao tratamento térmico.	69
Tabela 19 - Valores experimentais obtidos para as condições submetidas ao processo de seleção.	71
Tabela 20 - Matriz de seleção dos parâmetros ótimos de processamento por SLM.	72
Tabela 21 - Propriedades mecânicas à tração para os provetes impressos com os parâmetros de referência (com e sem tratamento térmico).	74
Tabela 22 - Efeito do tratamento térmico nas propriedades mecânicas médias dos provetes impressos com os parâmetros de referência.	75
Tabela 23 - Propriedades mecânicas à tração para os provetes impressos com os parâmetros otimizados (sem tratamento térmico).	76
Tabela 24 - Propriedades mecânicas à tração para os provetes impressos com os parâmetros otimizados (com tratamento térmico).	76
Tabela 25 - Efeito do tratamento térmico nas propriedades mecânicas médias dos provetes impressos com os parâmetros otimizados.	77
Tabela 26 - Propriedades mecânicas mínimas da liga para fundição CuAl9 de acordo com a norma BS EN 1982 [87].	77

Lista de Tabelas

Tabela 27 - Comparação das propriedades mecânicas médias para os provetes impressos com parâmetros de referência e parâmetros otimizados (com e sem tratamento térmico).	78
Tabela 28 - Dimensões e fator de forma geométrico dos provetes CT ensaiados.	79
Tabela 29 - Síntese das propriedades mecânicas obtidas para os provetes impressos com os parâmetros de referência (REF) e para os parâmetros otimizados (E67), com e sem tratamento térmico.	84

Acrónimos e Símbolos

Lista de Acrónimos

3D	Tridimensional
BJ	<i>Binder jetting</i>
CAD	<i>Computer-aided design</i>
CoV	Coeficientes de variação
CT	<i>Compact tension</i>
DfAM	<i>Design for additive manufacturing</i>
DfX	<i>Design for excellence</i>
DLD	<i>Direct laser deposition</i>
EBM	<i>Electron beam melting</i>
EDS	<i>Energy dispersive x-ray spectroscopy</i>
EI	Engenharia inversa
FA	Fabrico aditivo
FDM	<i>Fused deposition modelling</i>
FS	Fabrico subtrativo
IACS	International Annealed Copper Standard
LOM	<i>Laminated object manufacturing</i>
MEF	Método de elementos finitos
MJ	<i>Material jetting</i>
OT	Otimização topológica
PBF	<i>Powder bed fusion</i>
SEM	<i>Scanning electron microscopy</i>
SLA	<i>Stereolithography</i>
SLM	<i>Selective laser melting</i>
SLS	<i>Selective laser sintering</i>
STL	<i>Standard Tessellation Language</i>
UV	Ultravioleta

Lista de Símbolos

VED	<i>Volumetric energy density</i>	J/mm ³
P	Potência do laser	W

Acrónimos e Símbolos

V	Velocidade de varrimento	mm/s
T	Espessura da camada de pó	mm
H	Espaçamento entre varrimentos	mm
α	Absorbância	-
ρ_e	Resistividade elétrica	$\Omega \cdot \text{mm}$
λ	Comprimento de onda	mm
ρ	Massa volúmica	g/cm^3
m	Massa	g
ρ_{rel}	Massa volúmica relativa	%
K_Q	Fator de intensidade de tensão condicional	$\text{MPa} \cdot \sqrt{\text{m}}$
P_Q	Carga crítica condicional	MN
W	Largura característica do provete CT	m
B	Espessura do provete CT	m
a	Comprimento da fenda	m
$f\left(\frac{a}{W}\right)$	Fator de forma geométrico dos provetes CT	-
K_{Ic}	Fator de intensidade de tensão crítico	$\text{MPa} \cdot \sqrt{\text{m}}$
σ_{YS}	Tensão de cedência	MPa

1. Introdução

1.1. Contextualização

O fabrico aditivo (FA), comumente conhecido por “impressão 3D”, consiste numa das maiores inovações tecnológicas do século XX que atrai uma série de vantagens para diversos setores industriais. Este processo é baseado na adição sequencial de camadas de material, o que afasta a necessidade de moldes e outras ferramentas específicas, e permite a produção de componentes com geometrias extremamente complexas com o menor desperdício de recursos possível, tanto a nível de material como de energia. Entre todos os processos associados ao FA, o *selective laser melting* (SLM) destaca-se pela capacidade de produzir peças metálicas com elevada massa volúmica e propriedades mecânicas comparáveis ou até superiores às obtidas por processos convencionais. O processo SLM recorre a um laser como fonte de energia para fundir seletivamente o pó de material em cada camada, o que torna possível o processamento de uma ampla gama de ligas metálicas, como é o caso de alguns aços, ligas de titânio e ligas de cobre. Entre os materiais enunciados, o cobre revela-se o principal elemento utilizado numa série de aplicações que envolvem transferência de calor e condutividade elétrica. No entanto, o processamento de ligas que envolvem o cobre como material de base enfrentam desafios adicionais derivados à elevada condutividade térmica e baixa absorvância à radiação laser típica dos equipamentos, o que condiciona o desenvolvimento de novas soluções mais eficientes para a indústria através do processo SLM. O desafio acrescido na produção de peças em cobre densas e isentas de defeitos exige a otimização do processo através do controlo de uma série de parâmetros. Destes parâmetros, destacam-se os que influenciam a densidade volumétrica de energia (VED), nomeadamente a potência do laser, velocidade do varrimento, espaçamento entre varrimentos e espessura da camada, e também o padrão de varrimento. A grande maioria dos artigos científicos publicados com metodologias de otimização para os parâmetros de produção consideram apenas a massa volúmica relativa dos provetes como o único critério de seleção. Por este motivo, a presente dissertação visa otimizar os parâmetros de impressão, não só para conferir qualidade metalúrgica e elevadas propriedades mecânicas, como também maximizar a eficiência produtiva. Para este efeito, foi selecionada a liga Cu10Al, cujo único elemento de liga presente na sua composição é o alumínio, liga esta com baixa representatividade científica, o que revela a importância na investigação da sua processabilidade por SLM e caracterização mecânica.

1.2. Objetivos

O objetivo principal deste trabalho consiste na otimização dos parâmetros de impressão da liga de cobre Cu10Al processada por SLM, tendo por base parâmetros de referência previamente fornecidos para uma outra liga de cobre. Para tal, são definidos os seguintes objetivos específicos:

- Avaliação da influência da VED, e correspondente velocidade de varrimento, na massa volúmica relativa, no tempo de impressão por unidade de volume e na dureza obtida para as condições com e sem tratamento térmico;
- Seleção criteriosa dos parâmetros de processamento ótimos que representam o melhor compromisso entre qualidade metalúrgica e eficiência produtiva;
- Comparação do comportamento mecânico à tração do material impresso com os parâmetros otimizados e com os parâmetros de referência;
- Investigação da tenacidade à fratura da liga com base nos parâmetros ótimos selecionados.

1.3. Estrutura

A presente dissertação encontra-se organizada em quatro capítulos principais:

- Capítulo 1 – Introdução: Contempla a contextualização do tema e os objetivos da investigação, além da descrição da estrutura do relatório;
- Capítulo 2 – Revisão bibliográfica: Explora as principais características do FA, avalia a importância dos parâmetros de impressão para o projeto e fabrico de produtos e detalha a aplicação do processo SLM para o processamento de ligas metálicas. Para além disso, expõe estudos científicos experimentais que investigam a influência dos parâmetros de impressão no comportamento mecânico das ligas;
- Capítulo 3 – Desenvolvimento: Contempla toda a base experimental da dissertação, onde é descrita a metodologia abordada, a caracterização do material e do equipamento de impressão, a seleção dos parâmetros de impressão investigados, descrição e pressupostos dos métodos de ensaios e todos os aspetos relativos à produção e preparação dos provetes, incluindo as informações acerca do tratamento térmico selecionado. Ainda neste capítulo, são apresentados e discutidos os resultados dos ensaios físicos e mecânicos que visam caracterizar o material;
- Capítulo 4 – Conclusões: Sintetiza os principais resultados alcançados, com vista a validar os objetivos propostos, e apresenta as sugestões para trabalhos futuros, com base nas limitações identificadas ao longo da realização do trabalho laboratorial.

2. Revisão Bibliográfica

2.1. Fabrico aditivo

Este capítulo visa apresentar os princípios fundamentais do fabrico aditivo, destacando as suas principais características, áreas de aplicação, vantagens e limitações. É também efetuada uma comparação com os processos de fabrico convencionais, mais concretamente com o fabrico subtrativo, fundição e conformação, em que se evidencia as principais diferenças ao nível da flexibilidade de projeto, eficiência de produção e sustentabilidade. Por fim, são introduzidos os diversos métodos de deposição definidos pela norma ISO/ASTM 52900 e alguns dos desenvolvimentos tecnológicos recentes que integram melhorias do processo e a utilização de novos materiais.

2.1.1. Características e aplicações

O fabrico aditivo (FA), comumente denominado de “impressão 3D”, pode ser definido como o processo de fabrico de componentes que envolve a adição de material, camada após camada e que parte de um modelo tridimensional (3D) do objeto a ser fabricado [1].

O FA engloba uma série de tecnologias de fabrico que têm como característica comum a produção de peças por sobreposição sucessiva de camadas tipicamente micrométricas e de espessura constante [2]. Para além disso, consiste num processo relativamente recente, com alto desenvolvimento e investimento ao longo da última década [3] e que surgiu como um método de prototipagem rápida através da comercialização da tecnologia desenvolvida e patenteada por Charles Hull em 1986, co-fundador da empresa 3D Systems, a *stereolithography* [4]. Esta tecnologia foi inicialmente empregue na área da prototipagem para produção de componentes que tinham como principal objetivo a validação do *design* e da funcionalidade do sistema antes da sua produção final e comercialização. Contudo, com o desenvolvimento e melhoria na qualidade do processo, diversas peças começaram a ser fabricadas diretamente nestes equipamentos, o que levou ao abandono do termo “prototipagem rápida” e à adoção transversal da terminologia “fabrico aditivo” [5].

Uma das principais características do FA é o facto de permitir o desenvolvimento de produtos com geometrias extremamente complexas através do preenchimento do sólido com estruturas reticuladas ou *lattice structures* [6]. Dois exemplos típicos destas estruturas encontram-se representados na Figura 1. Estas estruturas são particularmente úteis em indústrias que pretendam maximizar a resistência específica dos componentes, como são os casos das

indústrias aeroespacial e automóvel, com o principal objetivo de aumentar o seu rendimento e reduzir a pegada carbónica.

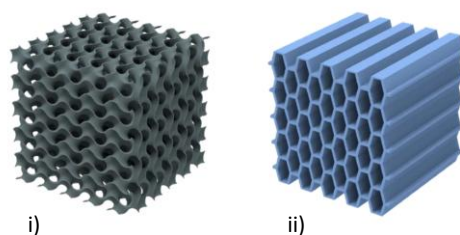


Figura 1 - Dois tipos de estruturas reticuladas usadas no FA [7]: i) Gyroid; ii) Honeycomb.

Para além destas características, outras vantagens deste processo de fabrico têm sido evidenciadas através dos esforços de pesquisa e desenvolvimento, atraindo novas indústrias à sua implementação. Contudo, tal como em todas as outras tecnologias de fabrico, este processo possui certas limitações. As principais vantagens e limitações associadas ao FA estão resumidas na Tabela 1.

Tabela 1 - Principais vantagens e limitações associadas ao FA (adaptada de [2, 3]).

Vantagens	Limitações
<ul style="list-style-type: none"> • Prototipagem rápida e económica • Liberdade de desenho pela facilidade de impressão de estruturas complexas • Menor desperdício de material • Alta eficiência na produção de pequenas séries • Redução de custos associados com armazenamento e gestão de espaços 	<ul style="list-style-type: none"> • Oferta limitada de materiais • Anisotropia derivada da direção de construção • Ineficiência na produção em massa • Deformações e tensões residuais nas peças • Qualidade superficial inadequada

Atualmente, o FA permite uma ampla diversidade de aplicações em vários setores industriais, nomeadamente na indústria aeroespacial, automóvel, ciências médicas, construção civil e muitos outros [8]. Como exemplo da aplicação deste processo à indústria automóvel, destacam-se os testes realizados aos pistões do novo modelo Porsche 911 GT2 RS. Pela utilização do FA, foi possível otimizar a estrutura do êmbolo para responder às condições de carregamento e também integrar um duto para arrefecimento do mesmo, o que não era possível através de processos convencionais como o forjamento. Como consequência destas alterações, houve uma redução de 10% da massa e um incremento da potência em cerca de 30 cavalos-vapor [9]. Na Figura 2 pode ser verificada a otimização realizada ao pistão, comparando os forjados, do modelo comercializado, e os impressos.

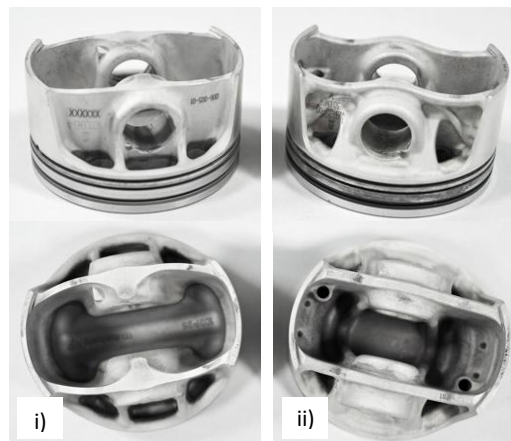


Figura 2 - Comparação entre os i) pistões forjados e os ii) pistões impressos do Porsche 911 GT2 RS [9].

Outros três exemplos de aplicações do FA estão presentes na Figura 3. Na Figura 3-i) está representada a cabeça injetora do motor do foguetão Ariane 6 produzida através da impressão de um único componente que, na versão tradicional, era obtida através da montagem de 248 componentes. A eficiência do novo *design* permitiu uma redução significativa no tempo produtivo e cerca de 50% do custo. Para além da aplicação descrita para a indústria aeroespacial, na Figura 3-ii) está representado um duto de ar em polímero para a indústria automóvel, facilmente obtido sem o recurso de moldes complexos, e na Figura 3-iii) uma ortótese cervical, também em material polimérico.



Figura 3 - Exemplos de aplicações do FA: i) cabeça injetora do foguetão Ariane 6 [10]; ii) dutos de ar para a indústria automóvel [11] e iii) ortótese cervical da Mecuris [12].

2.1.2. Comparação com processos tradicionais de fabrico

Dada a natureza do processo, todo o material usado no fabrico é dedicado à peça em si, salvo quando é necessária a impressão de suportes do modelo. De facto, de uma maneira geral, o FA permite maximizar a eficiência produtiva através da automação do processo, assim como na poupança de recursos, tornando-o no principal e mais relevante processo de fabrico na nova revolução industrial, a chamada Indústria 4.0 [3].

Em comparação com os processos de fabrico convencionais (fabrico subtrativo (FS), fundição e conformação), o FA, para além da poupança de material aquando do fabrico de componentes, não carece de investimento em moldes, matrizes e ferramentas de corte que têm um grande impacto no custo final do produto, evidenciando os fatores de sustentabilidade associados a

este processo [3, 13]. Contudo, quando se foca na indústria de altos volumes de produção, que geralmente não requerem da complexidade geométrica, da personalização e da inovação constante dos produtos que o FA pode proporcionar, os processos convencionais, principalmente a moldação por injeção, ainda lideram [14]. Por outro lado, o FA pode contribuir significativamente para o aumento da eficiência destes processos através do fabrico dos moldes metálicos utilizados, já que se torna possível implementar canais de arrefecimento devidamente projetados de forma a diminuir o tempo de arrefecimento, que pode representar até 80% do tempo total do ciclo de produção [14, 15].

Na Figura 4 é possível observar-se a complexidade da geometria do preenchimento (estruturas reticuladas do tipo *gyroid*) usada num molde obtido por FA quando comparado com um molde obtido por FS, com o objetivo de maximizar a eficiência no arrefecimento do mesmo e diminuir o tempo necessário entre os ciclos.

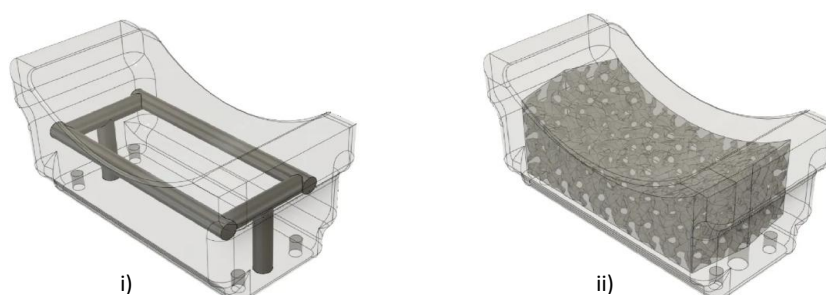


Figura 4 - Comparação entre os canais de arrefecimento de um molde para moldação por injeção obtidos por i) FS e por ii) FA [16].

Apesar de algumas vantagens inerentes ao FA poderem levar à percepção de que este processo de fabrico é o mais sustentável e ecológico, o elevado consumo de energia pode indicar o contrário. Com base nos resultados obtidos por Van Sice e Faludi [17], o FA tende a ser uma escolha mais sustentável quando cumpre as seguintes condições:

- A redução do peso possibilitada pelo FA implica uma melhoria significativa no impacto ambiental ao longo do ciclo de vida do produto (ex: indústria aeronáutica);
- O FA permite combinar diversas etapas de produção num único processo e equipamento;
- Menor desperdício de materiais com alto impacto ambiental (ex: titânio);
- Produção de pequenas séries onde se evita o recurso a ferramentas e moldes dispendiosos.

2.1.3. Métodos de deposição

Segundo a norma ISO/ASTM 52900 – “Additive manufacturing - General principles - Fundamentals and vocabulary” [1], as diversas tecnologias existentes no mercado associadas ao FA podem-se dividir em sete categorias, descritas em maior detalhe ao longo da Tabela 2, na qual se encontra a descrição geral do processo, as tecnologias associadas e a representação esquemática de uma dessas tecnologias.

Tabela 2 - Métodos de deposição para FA pela norma ISO/ASTM 52900.

Método de deposição	Descrição do método	Tecnologias associadas [2]	Representação esquemática
<i>Vat Photopolimerization</i>	<p>Processo que utiliza resinas líquidas que curam quando expostas a radiação, normalmente ultravioleta (UV), designadas por fotopolímeros [5]. A cada camada solidificada, a plataforma de construção move-se, o que permite a formação da camada subsequente.</p>	<ul style="list-style-type: none"> • <i>Stereolithography (SLA)</i> • <i>Dual light processing</i> 	<p>Este diagrama ilustra o processo de estereolitografia (SLA). Uma fonte de laser emite um feixe que é refletido por um espelho e focado em uma tina contendo resina fotopolimerizável. A plataforma de construção se move verticalmente, permitindo a deposição e cura camada por camada de uma peça.</p>
<i>Powder Bed Fusion (PBF)</i>	<p>Processo que utiliza pós metálicos, poliméricos ou cerâmicos que são fundidos ou sinterizados através de uma fonte de energia, como laser ou feixe de elétrons [4]. O processo inicia com uma camada de pó na plataforma de construção. Após a sua fusão/sinterização, a plataforma desce e é distribuída uma nova camada uniforme de material.</p>	<ul style="list-style-type: none"> • <i>Selective laser sintering (SLS)</i> • <i>Selective laser melting (SLM)</i> • <i>Electron beam melting (EBM)</i> • <i>Direct metal laser sintering</i> 	<p>Este diagrama ilustra o processo de fusão de leito de pó (SLM). Uma fonte de laser emite um feixe que é refletido por um espelho e focado em uma tina contendo um leito de pó polimérico. Um rolo de arrasto do pó distribui o material na plataforma de construção, que se move verticalmente para permitir a deposição e sinterização camada por camada de uma peça.</p>

Figura 5 - Representação esquemática do processo SLA [2].

Figura 6 - Representação esquemática do processo SLM [2].

Tabela 2 - Métodos de deposição para FA pela norma ISO/ASTM 52900 (continuação).

Material Jetting

Processo similar a uma impressora por jato de tinta que utiliza cabeças de impressão para depositar material, normalmente um fotopolímero, que solidifica quando exposto à luz UV [5].

- **Material jetting (MJ)**

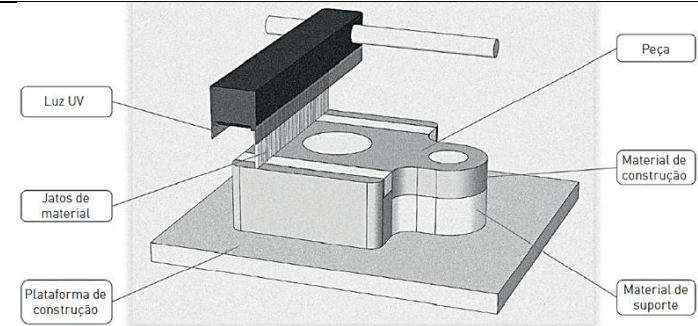


Figura 7 - Representação esquemática do processo MJ [2].

Binder Jetting

Neste processo são utilizadas cabeças de impressão para depositar um agente líquido adesivo sobre uma camada de pó metálico, polimérico ou cerâmico de acordo com a geometria predefinida para cada camada [18]. Obtida a peça “verde”, sem grandes características estruturais, é necessário proceder ao pós processamento que, dependendo do material usado e da aplicação da peça, pode passar por um processo de sinterização ou cura [18].

- **Binder jetting (BJ)**
- **Multi jet fusion**

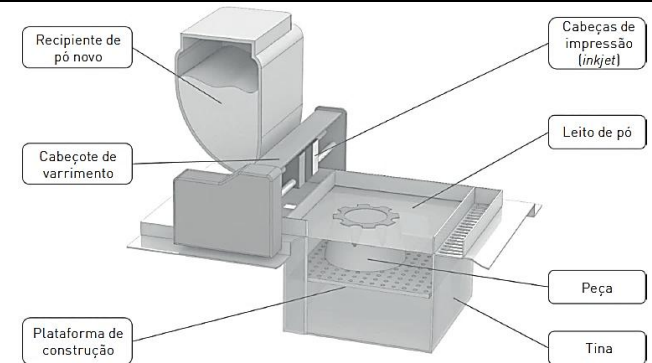


Figura 8 - Representação esquemática do processo BJ [2].

Tabela 2 - Métodos de deposição para FA pela norma ISO/ASTM 52900 (continuação).

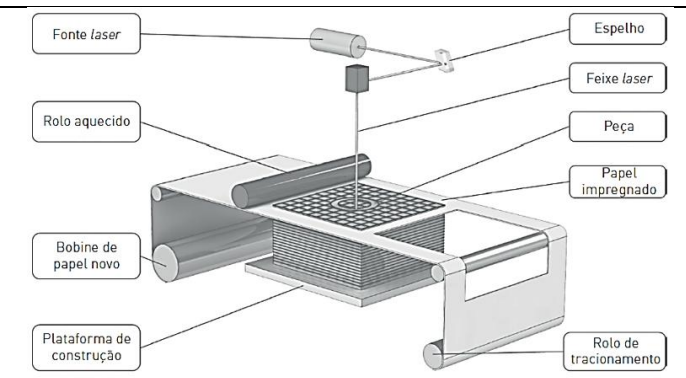
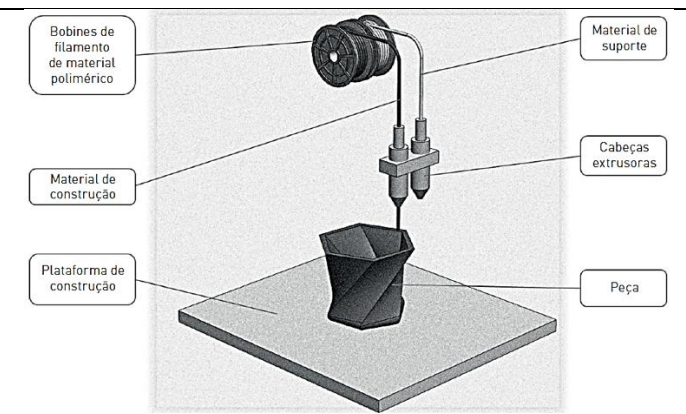
<p><i>Sheet Lamination</i></p>	<p>Processo que consiste na adesão de várias camadas provenientes do corte de folhas de papel, polímero, compósito ou metal através do corte por laser ou por uma ferramenta mecânica [5]. A adesão das diferentes camadas pode-se dar por colagem com um adesivo ou até mesmo por soldadura por ultrassons e por difusão [5].</p>	<ul style="list-style-type: none"> • <i>Laminated object manufacturing (LOM)</i> • <i>Ultrasonic additive manufacturing</i> 	 <p>Figura 9 - Representação esquemática do processo LOM [2].</p>
<p><i>Material Extrusion</i></p>	<p>Processo que utiliza, tipicamente, polímeros termoplásticos ou compósitos, em filamentos ou pastas. A construção de modelos 3D decorre da extrusão do material sobreposto em camadas [19]. O material é alimentado para as cabeças extrusoras, onde pode ser aquecido e depositado com precisão sobre a plataforma de construção [19].</p>	<ul style="list-style-type: none"> • <i>Fused deposition modelling (FDM)</i> • <i>Fused filament fabrication</i> 	 <p>Figura 10 - Representação esquemática do processo FDM [2].</p>

Tabela 2 - Métodos de deposição para FA pela norma ISO/ASTM 52900 (continuação).

Directed Energy Deposition

Processo que utiliza uma fonte de energia, por laser, feixe de elétrons ou arco elétrico, para fundir um material metálico que é alimentado em forma de pó ou fio pelo bocal de deposição [20]. Tal como um processo comum de soldadura, a zona de material fundido é obtida através da fusão de parte da camada anterior com o material depositado que, após o arrefecimento, gera um cordão de material sólido.

- *Laser engineered net shaping*
- *Direct laser deposition (DLD)*
- *Laser cladding*

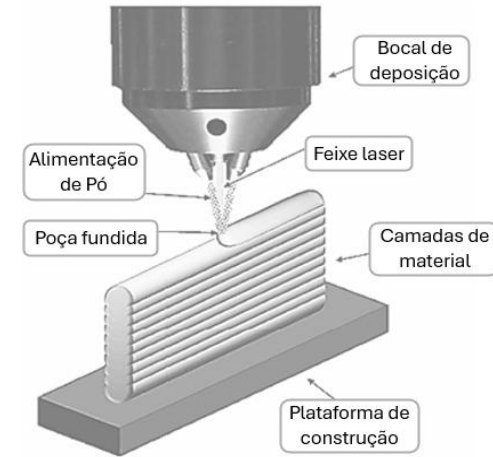


Figura 11 - Representação esquemática do processo DLD (adaptada de [21]).

2.1.4. Desenvolvimentos recentes

Nos últimos anos, o FA tem sido submetido a investigação contínua e a avanços tecnológicos com o objetivo de combater as limitações associadas ao processo e de dar resposta a áreas inovadoras de certos setores com a utilização de novos materiais. Entre os temas em constante desenvolvimento, destacam-se a impressão 4D, impressão multi-material e também o fabrico híbrido [22]. A impressão 4D consiste na impressão de estruturas 3D que mudam de configuração ou função ao longo do tempo através da resposta do material a estímulos externos como temperatura, humidade, luz, campos magnéticos, entre outros [23]. Esta tecnologia está diretamente ligada com o uso de polímeros com memória de forma ou *shaped-memory polymers* em aplicações na área da biomedicina [23], como é o exemplo da micro-garra sensível à temperatura para biópsias pouco invasivas presente na Figura 12-i). A impressão multi-material caracteriza-se pelo fabrico de componentes com a combinação de diferentes materiais, ou seja, consiste numa técnica que permite integrar materiais com propriedades distintas em regiões específicas de uma peça, mesmo quando em dimensões muito reduzidas [24]. Contudo, o custo dos equipamentos e o facto de os materiais usados serem limitados pela sua inter-compatibilidade, são fatores que condicionam o uso deste processo [24]. Na Figura 12-ii) está presente um permutador de calor impresso pela Aerosint, utilizando aço inoxidável AISI 316L no exterior e liga de cobre CuCrZr no interior. Em relação ao fabrico híbrido, este combina técnicas de fabrico, normalmente FA com FS, de forma a superar as suas limitações individuais e obter a peça final em apenas um processo/equipamento [25]. Com esta tecnologia é possível beneficiar da capacidade da construção de estruturas complexas e poupança de material com o FA e, simultaneamente, da precisão, toleranciamento e acabamento superficial obtido através de processos de FS. O equipamento presente na Figura 12-iii), o LASERTEC 65 da DMG Mori, exemplifica esta tecnologia ao permitir a impressão das peças pelo método *directed energy deposition* e processos de FS para alguns detalhes e acabamentos.

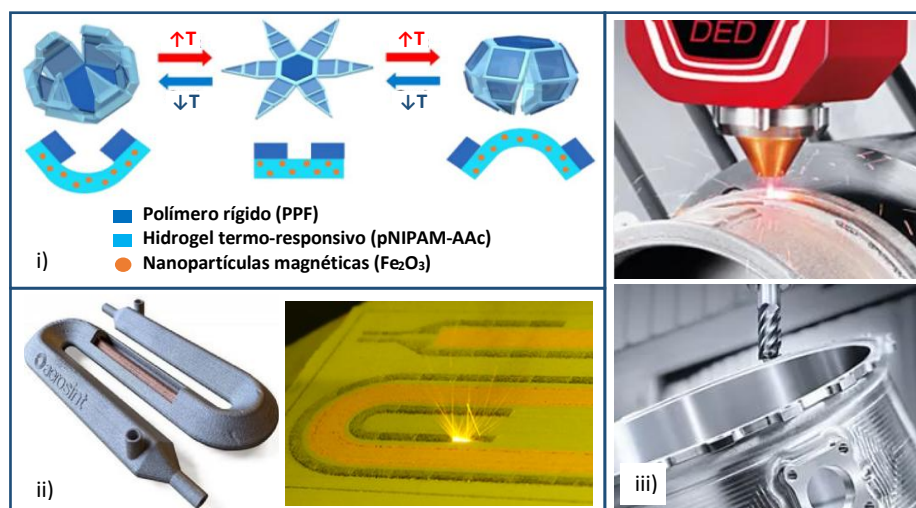


Figura 12 - Aplicabilidade dos desenvolvimentos recentes do FA: i) micro-garra sensível à temperatura para biópsias pouco invasivas [26]; ii) impressão multi-material de um permutador de calor pela Aerosint [27] e iii) impressão e maquinagem de uma carcaça de turbina no equipamento de fabrico híbrido LASERTEC 65 da DMG MORI [28].

2.2. Desenvolvimento de produtos e fabrico pelo método *Powder Bed Fusion*

Neste capítulo são abordadas as etapas imprescindíveis para o desenvolvimento de produtos por fabrico aditivo, desde a modelação do componente até à sua impressão e pós-processamento. Para além disso, são apresentadas recomendações de projeto e ferramentas de apoio, como os processos de otimização topológica e engenharia inversa. Esta secção termina com uma análise detalhada dos principais parâmetros de impressão envolvidos no método de deposição *Powder Bed Fusion*, incluindo o seu impacto na qualidade do produto final.

2.2.1. Fases para o desenvolvimento de produtos

O desenvolvimento de produtos por FA envolve uma série de etapas que requerem conhecimento técnico avançado. O processo é iniciado com a modelação 3D da peça a fabricar com recurso a um *software* de desenho assistido por computador ou *computer-aided design* (CAD). Segue-se a sua conversão para um ficheiro do tipo *Standard Tessellation Language* (STL), amplamente aceite pela maioria dos equipamentos de impressão. Na conversão, o modelo é dividido numa série de triângulos ligados entre si que descrevem a geometria das superfícies [2, 29]. Um aspeto a ter em conta aquando da conversão do ficheiro é o grau de refinamento da malha de triângulos, uma vez que este é diretamente proporcional à resolução da superfície, tal como representado na Figura 13.

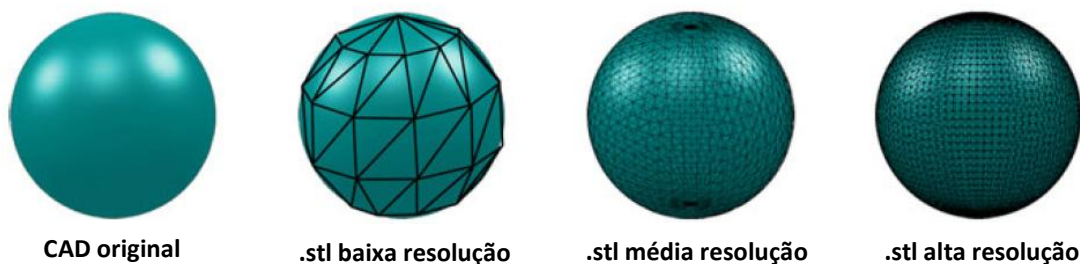


Figura 13 - Resolução das superfícies num ficheiro do tipo STL (adaptada de [29]).

Novos formatos de ficheiros, nomeadamente o .amf (Additive Manufacturing File Format) e o .3mf (3D Manufacturing Format), oferecem melhorias significativas ao processo, o que inclui informações adicionais acerca das cores e materiais a serem utilizados, além de permitirem uma melhor qualidade dos modelos impressos, pelo facto de utilizarem triângulos com arestas curvas para descreverem as superfícies [29].

De seguida surge a necessidade de elaborar o processo de *slicing*, que consiste essencialmente na utilização de um *software* específico que divide o modelo 3D em várias camadas bidimensionais, permitindo assim obter o caminho necessário para a adição de material em cada uma das camadas, a que se dá o nome de Código G [2]. Antes da impressão resta ainda a parametrização do equipamento, etapa extremamente importante, uma vez que as propriedades do material são dependentes dos parâmetros do processo utilizado. Após a peça

estar impressa, normalmente existe uma fase de pós processamento, dependendo do tipo de material e aplicabilidade, que pode incluir a remoção dos suportes de impressão, limpeza da peça, tratamentos superficiais e também tratamentos térmicos.

As técnicas de pós-processamento das peças obtidas por FA são idênticas às utilizadas em peças obtidas por processos convencionais de fabrico. Porém, existem determinadas técnicas que podem ser altamente benéficas para suprimir alguns defeitos específicos causados por este processo de fabrico. As tecnologias que envolvem o aquecimento do material e altas taxas de arrefecimento, como é o caso das tecnologias associadas ao PBF, geram tensões residuais nas peças, pelo que se torna essencial realizar tratamentos térmicos para aliviar estas tensões [2, 29]. Por outro lado, a baixa qualidade superficial pode ser melhorada através de processos como maquinagem, lixagem, *shot-peening* e, caso existam canais internos na peça, maquinagem por fluxo abrasivo [29]. Para aplicações críticas onde as peças são sujeitas a elevadas cargas pode ser vantajosa a realização do tratamento térmico *hot isostatic pressing*. Este tipo de tratamento permite eliminar microporosidades, aproximando as suas propriedades mecânicas às de peças obtidas por forjamento [29].

2.2.2. Recomendações de projeto

O termo *design for additive manufacturing* (DfAM) surge como uma variante, aplicada especificamente para o FA, da metodologia *design for excellence* (DfX) usada para definir uma série de regras e recomendações que visam otimizar o processo de projeção de um determinado produto, tendo em conta o processo de fabrico a ser utilizado. Wilberg et al. [30] agruparam as diferentes fases que definem, de acordo com o seu estudo, as boas práticas para o DfAM, representadas na Figura 14. São propostas três categorias, que devem ser seguidas de forma sequencial, “*design do sistema*”, “*design de peças*” e “*design do processo*”.

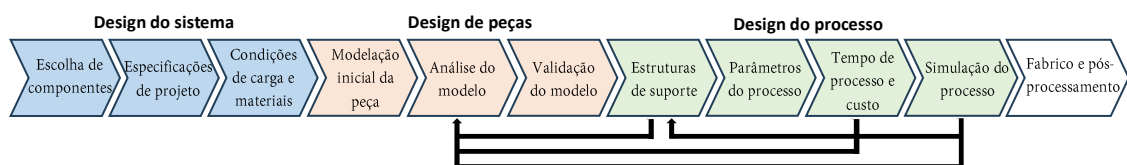


Figura 14 - Fases para projeto de produtos de acordo com o DfAM (adaptada de [30]).

A categoria de “*design do sistema*” integra a verificação da compatibilidade dos componentes do sistema a projetar, assim como as relações inter-componentes e a identificação das condições de carga, materiais envolvidos e requisitos/restrições do projeto. A primeira fase compreende a análise do sistema e a avaliação dos componentes que podem beneficiar do FA. Para suportar essa decisão, o sistema deve ser avaliado tendo em conta a possibilidade de um *design* integrado, diminuindo a quantidade de componentes individuais no sistema, e também um *design* direcionado para a leveza do produto. Seguidamente, são identificadas as especificações de projeto, que envolvem a análise da relação entre os diversos componentes. Nesta análise são definidos os requisitos e restrições para os contactos entre os componentes, tendo sempre em conta a sua funcionalidade. Por último, devem ser definidas as limitações que

a tecnologia de fabrico impõe. Algumas limitações típicas incidem na adequabilidade dos materiais escolhidos, no volume de impressão do equipamento e também nas propriedades mecânicas e acabamentos que foram objetivados.

Na categoria de “*design* de peças” decorrem as fases recomendadas para a criação do modelo da peça para fabrico, iniciando com a modelação de um *design* preliminar que permite obter uma conceptualização da geometria necessária, tendo em conta a funcionalidade do sistema e os requisitos e restrições impostos. A otimização topológica pode contribuir significativamente para esta fase, uma vez que certos algoritmos integram as limitações do FA, reduzindo a possibilidade do *re-design* da peça. De seguida, existe a necessidade de avaliar detalhadamente o modelo criado e verificar a sua adequabilidade para uma determinada tecnologia de fabrico, material, equipamento e parâmetros do processo. Nesta fase, deve ainda ser considerada a vantagem da implementação de estruturas porosas ou reticuladas no modelo e, caso aplicável, verificar a capacidade de remover o material não consolidado nestas estruturas, quando se utiliza o método de PBF. Por fim, surge a etapa de verificação do modelo que, essencialmente, baseia-se na utilização de *softwares* de simulação que avaliam o sistema tanto a nível estrutural, através da implementação das cargas a que estará sujeito na sua aplicação, quanto do ponto de vista do processo de fabrico, que é recriado virtualmente para verificar a sua viabilidade. Contudo, a aplicação destes *softwares* para o FA exigem um maior conhecimento técnico devido à anisotropia induzida nos materiais impressos e também pela dependência da qualidade superficial das peças em função da geometria e da direção de construção.

A categoria de “*design* do processo” compreende as fases de preparação para o fabrico das peças. As escolhas feitas ao longo destas fases afetam diretamente as decisões tomadas aquando da modelação da peça e possivelmente do sistema, o que pode levar a diversas iterações do processo de DfAM. Um aspeto extremamente importante na preparação para o fabrico é a criação e verificação das estruturas de suporte, uma vez que estas podem ter um impacto significativo no tempo do processo de impressão, pós-processamento e também no desperdício de material. Para reduzir a quantidade de suportes necessários no modelo é possível otimizar a forma e disposição dos mesmos, ou até modificar o modelo para o tornar autoportante. Contudo, muitas das vezes, os suportes são utilizados como estruturas que permitem a dissipação de calor e, dessa forma, não podem ser retirados. Numa fase seguinte, os parâmetros do processo que controlam o equipamento de impressão devem ser definidos. Para o método de PBF, podem-se dividir em parâmetros relacionados com a fonte de energia, estratégia de deposição, características do pó e temperatura. Finalmente, o cálculo estimado do tempo de produção deve ser elaborado de forma a obter o custo total do processo e posteriormente, deve-se proceder à simulação e análise do processo de FA, por via analítica, numérica ou até mesmo empírica, de modo a prever possíveis falhas em termos produtivos ou na qualidade superficial e dimensional da peça final.

2.2.3. Ferramentas de projeto e otimização

Com a introdução do FA como processo produtivo na indústria, foram desenvolvidas ferramentas de projeto dedicadas ao DfAM para prever o comportamento e as propriedades

finais dos componentes antes da sua produção. Além dos *softwares* CAD, já estabelecidos para o projeto de peças por processos tradicionais de fabrico, a liberdade de desenho que o FA possibilita levou ao desenvolvimento de sistemas capazes de gerar modelos com formas orgânicas baseados em otimização topológica [31]. Já os *softwares* de simulação, que normalmente integram análises pelo método dos elementos finitos (MEF), permitem identificar problemas pré-impressão como deformações excessivas derivadas das tensões residuais térmicas e porosidades na microestrutura das peças [30, 31].

Na Tabela 3 estão listados, como forma de exemplo, diversos *softwares* indicados para atender às fases do processo de *design*, simulação e produção.

Tabela 3 - Ferramentas de projeto para DfAM (adaptada de [2, 30]).

Software	Fornecedor
Solidworks	Dassault Systèmes
Fusion 360	Autodesk
NX	Siemens
Netfabb	Autodesk
Magics	Materialise
Cura	UltiMaker
Preform	Formlabs
Abaqus	Dassault Systèmes
Ansys	Ansys

Nos subcapítulos subsequentes, são abordadas tecnologias como a otimização topológica e a engenharia inversa, cuja sinergia com o processo de FA pode proporcionar resultados notáveis ao longo do projeto de um determinado sistema para impressão.

2.2.3.1. Otimização topológica

A otimização topológica (OT) ou *topology optimization* é um método avançado de otimização estrutural que se baseia em algoritmos matemáticos para obter a configuração ótima da distribuição de material num determinado domínio de forma a satisfazer as condições de carga e restrições impostas ao longo do projeto [32, 33]. A OT é realizada com o intuito de remover partes de material dispensáveis no modelo final por não contribuírem significativamente para a resistência e rigidez do componente. O processo de otimização pode contemplar várias etapas iterativas que dependem da validação estrutural do sistema através de uma simulação numérica ou por meio de prototipagem e testes no modelo físico [2]. Este processo é habitualmente regido pelo fluxograma representado na Figura 15.

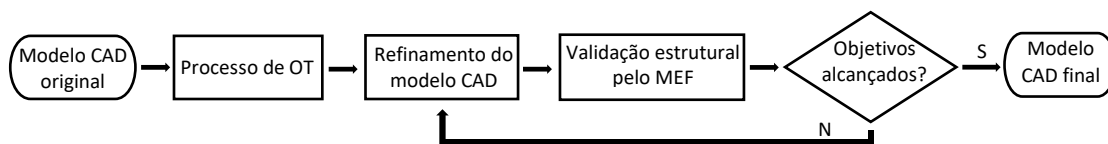


Figura 15 - Fluxograma do processo para otimização topológica de um dado modelo (adaptada de [2]).

O conceito de OT foi introduzido com o modelo matemático desenvolvido por Bendsøe e Kikuchi [34] através do método de homogeneização que consiste num modelo utilizado para mapear a microestrutura de cada elemento, cuja densidade relativa varia entre 0 e 1 de acordo com as propriedades mecânicas necessárias para cada zona. Contudo, a complexidade e dificuldade na sua aplicação a casos de engenharia limitou a sua utilização [32, 35]. Subsequentemente, com o conhecimento da dificuldade da implementação do método de homogeneização pelos próprios autores, foi proposta uma nova abordagem designada *solid isotropic material with penalization*, que se torna no modelo de otimização mais popular e incorporado nos *softwares* comerciais [32]. Ao longo das últimas três décadas, os esforços de investigação nesta área permitiram o desenvolvimento de outros métodos, cujos mais representativos são o método baseado na densidade, *evolutionary structural optimization*, *level set method* e suas variantes [32].

As soluções resultantes do processo de OT normalmente apresentam formas orgânicas e pouco convencionais, o que conduz a novas restrições no processo de otimização, uma vez que certas geometrias não são passíveis de se obter utilizando os processos de fabrico tradicionais, como maquinagem, moldação por injeção ou fundição [2]. Quando se analisa o processo de FA, estas restrições geométricas deixam de ser necessárias pela facilidade de construção de geometrias complexas, e a sua sinergia com os métodos de OT possibilita a implementação de estruturas internas porosas e/ou reticuladas nos modelos [33]. Por outro lado, para tirar maior proveito das características intrínsecas do FA, os modelos de otimização aplicados a este processo de fabrico devem contemplar a anisotropia induzida no material [33].

Um caso particular do sucesso da aplicação da OT com o FA na indústria aeronáutica ocorreu no projeto de um suporte para cabos de alimentação e transporte de dados de uma câmara existente no estabilizador vertical do Airbus A350 XWB [36], representado na Figura 16.

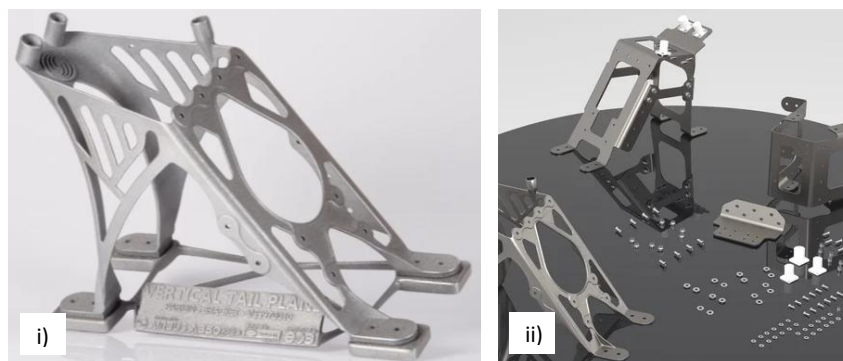


Figura 16 - Suporte para cabos presente no estabilizador vertical do Airbus A350 XWB [36]: i) Suporte otimizado e impresso; ii) Detalhes da versão anterior.

A versão inicial do sistema empregue na aeronave contemplava mais de 30 componentes, dentro dos quais um série de peças em chapa metálica, plástico e rebites, como se pode verificar na Figura 16-ii). Contudo, com a implementação do FA como processo produtivo e da OT como tecnologia de otimização, foi possível integrar 30 componentes em apenas um só, presente na Figura 16-i), o que permitiu centralizar a produção e reduzir os custos associados ao armazenamento e montagem das partes em separado. Para além disso, foram obtidas reduções de 90% no tempo de produção e cerca de 30% na sua massa.

2.2.3.2. Engenharia inversa

A engenharia inversa (EI) ou *reverse engineering*, em oposição às práticas da engenharia tradicional, parte de um produto ou sistema existente e materializado para um ficheiro digital CAD, para a replicação e/ou melhoria de um determinado modelo [37, 38]. A utilização desta metodologia pode ser necessária quando o objeto em questão se encontra obsoleto no mercado, quando a documentação do projeto é inacessível ou até mesmo para procedimentos de controlo de qualidade das peças produzidas [37]. Uma das formas mais comuns de obter as dimensões de um determinado objeto é através do uso de ferramentas manuais de medição, como por exemplo paquímetro e micrómetro. Contudo, com o aumento da complexidade das superfícies surge a necessidade de recorrer a outras formas de mapeamento da geometria, que podem ser categorizadas pela existência ou não de contacto físico com o modelo [2, 37]. De uma forma geral, os dispositivos que contemplam o contacto físico, como representado na Figura 17-i), apresentam uma maior precisão e resolução da superfície quando comparados com os *scanners* típicos baseados em princípios ópticos [2]. Equipamentos como o representado na Figura 17-ii) têm a vantagem de permitir a obtenção de uma grande quantidade de pontos característicos da superfície em pouco tempo. Contudo, a medição pode ser severamente afetada pela reflexão da luz quando a superfície é demasiado brilhante, o que torna necessária a aplicação de um revestimento que limite essa reflexão [37].



Figura 17 - Equipamentos típicos utilizados em EI: i) Máquina de medição de coordenadas da Mitutoyo [39]; ii) *Scanner* 3D de luz estruturada da Hexagon [40].

Mendes et al. [41] retratam dois casos de estudo para conceção e fabrico de próteses extraorais em silicone à medida de cada utente, uma prótese auricular e outra oculopalpebral. A EI e o FA permitem otimizar o processo produtivo em termos de custo e tempo e também conferir um aspeto mais realista às próteses. Para o projeto da prótese oculopalpebral, presente na Figura

18, foi utilizado um *scanner* 3D de luz estruturada para capturar a superfície da face do utente. Após o tratamento dos dados obtidos, a parte da superfície que contempla a zona ocular são espelhada através do plano de simetria médio da face. Finalmente, o modelo da forma final da prótese foi obtido pela subtração dessa zona à superfície total e passível de ser tratada para a projeção do molde a ser impresso.

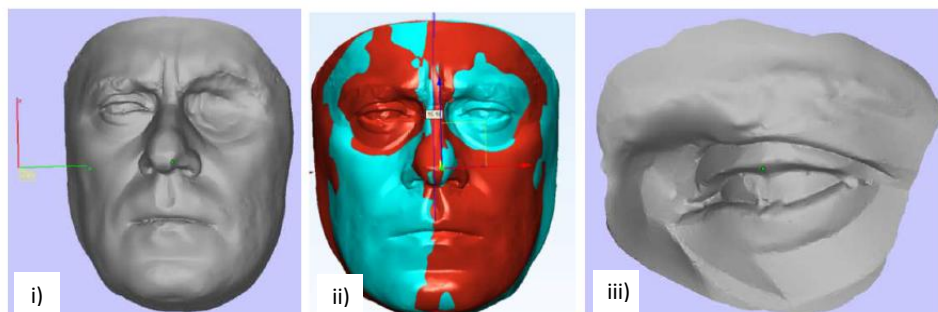


Figura 18 - Projeto de uma prótese oculopalpebral com recurso a técnicas de EI [41]: i) face com exenteração; ii) face com plano de simetria; iii) forma final da prótese.

2.2.4. Parâmetros do processo de impressão

Uma etapa imprescindível para o sucesso da impressão de uma peça para cumprir determinados requisitos definidos no projeto consiste na definição adequada dos parâmetros do processo. Estes parâmetros são diretamente dependentes das capacidades e limitações dos equipamentos utilizados. O presente capítulo aborda como os principais parâmetros do processo de impressão, representados na Figura 19, influenciam na microestrutura e, consequentemente, na obtenção das propriedades mecânicas finais da peça a produzir.

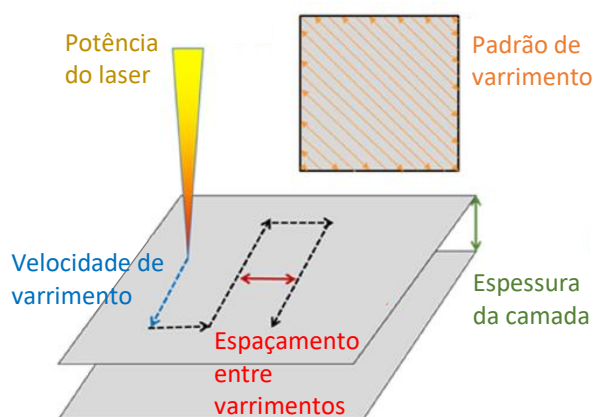


Figura 19 - Principais parâmetros de impressão pelo método PBF (adaptada de [42]).

2.2.4.1. Parâmetros que definem a densidade volumétrica de energia

A capacidade de o feixe fundir o material não depende unicamente da sua potência, mas também da área incidente e da profundidade de penetração desejada. A densidade volumétrica de energia ou *volumetric energy density* (VED), definida pela equação 1, é um conceito

fundamental da física que define a quantidade de energia armazenada num determinado volume e pode ser utilizada para controlar e otimizar o processo produtivo [42, 43].

$$VED = \frac{P}{V \cdot T \cdot H} \quad (1)$$

Em que:

- VED – *volumetric energy density*, em J/mm³;
- P – potência do feixe laser, em W;
- V – velocidade de varrimento, em mm/s;
- T – espessura entre camadas, em mm;
- H – espaçamento entre varrimentos, em mm.

A potência do feixe selecionada para as tecnologias de FA baseadas no método PBF é um dos principais parâmetros a regular, uma vez que afeta diretamente a quantidade de energia a aplicar ao material para o fundir ou sinterizar. A redução inadequada da potência durante a parametrização do processo de fabrico pode resultar na fraca ligação entre camadas sucessivas, dado que o aquecimento insuficiente do material limita a profundidade de atuação da fonte de energia [2, 43]. O aumento excessivo da potência também proporciona efeitos nefastos na produção pois induz a vaporização de elementos constituintes do material, que promove a criação de defeitos na microestrutura, nomeadamente porosidades [42].

O espaçamento do varrimento corresponde à distância entre os centros de dois varrimentos consecutivos e constitui um parâmetro de elevada importância na garantia do aquecimento suficiente das partículas sólidas para a sua ligação. Tipicamente, os feixes laser apresentam uma distribuição gaussiana [2, 42], ou seja, a intensidade da luz apresenta o seu valor máximo no centro do varrimento. Por esta razão, a potência e, conseqüentemente, a temperatura atingida no centro do varrimento são significativamente superiores à dos seus limites. A fim de evitar a criação de defeitos provenientes do aquecimento deficiente do material nos limites do varrimento, é aplicada alguma sobreposição entre as deposições de material, que compensa a menor geração de calor na zona das extremidades do feixe [42]. Por esta razão, o espaçamento entre varrimentos é dependente do diâmetro do laser incidente na camada de material.

A velocidade de varrimento descreve a rapidez com que o feixe de energia se desloca ao longo da superfície da camada de material. Este parâmetro desempenha um papel crucial na eficiência do processo, pois a sua maximização reduz o tempo necessário para o fabrico de cada peça. Tal como em todos os outros parâmetros relacionados com a fonte de energia, a sua incorreta configuração pode provocar defeitos estruturais que afetam as propriedades mecânicas da peça final. A velocidade excessiva pode levar à fraca adesão entre as diversas camadas, dado que não possibilita tempo suficiente para a fusão do pó, resultando na criação de porosidades e conseqüentemente na obtenção de peças de baixa massa volúmica relativa [2, 42]. Por outro lado, uma velocidade reduzida permite maior tempo para a transferência de calor que promove uma ligação mais eficiente do material, contudo pode gerar sobreaquecimento em áreas localizadas [2, 42]. A velocidade de varrimento também afeta

significativamente a microestrutura da peça que se pretende obter, definindo propriedades como a dureza, resistência mecânica e ductilidade, através do controlo da taxa de solidificação do material fundido.

A espessura da camada a considerar na produção de uma peça por PBF não só limita as propriedades finais da peça com também influencia diretamente a produtividade do processo, já que o seu incremento leva a uma diminuição do tempo de produção para cada peça. Porém, uma camada de pó espessa dificulta a ligação do material a fundir com o material já depositado, o que fomenta a necessidade de aumentar a energia fornecida a essa zona através do aumento da potência do feixe ou pela diminuição da velocidade de varrimento. Um aspeto importante a ter em conta para a escolha deste parâmetro é a dimensão das partículas do pó. Quando as partículas tendem para maiores dimensões, geralmente promovem o fabrico de peças com massa volúmicas relativas inferiores visto que o espaço vazio entre as partículas é maior [44]. Este aumento do espaço livre promove a minimização do contacto inter-partículas e dificulta o aquecimento do material pois impede a transferência de calor por condução [45]. Por outro lado, partículas de menor dimensão facilitam a distribuição de uma superfície plana e uniforme de material para formar uma nova camada e permitem a obtenção de superfícies menos rugosas [44, 45]. Todavia, partículas com diâmetros até 17 micrómetros são altamente influenciadas por forças coesivas [44], demonstrando alta tendência para formar aglomerados de partículas [44, 45].

2.2.4.2. Padrão de varrimento

O padrão de varrimento que o feixe de energia percorre ao longo da camada também influencia as propriedades mecânicas e qualidade superficial da peça produzida. O tipo de padrão de varrimento utilizado no processo de fabrico influencia de forma considerável a densidade de defeitos como porosidades, que exercem um impacto particularmente severo na resistência à fadiga da peça [43]. Para além disso, o PBF é caracterizado por contemplar taxas de arrefecimento e gradientes de temperatura elevados, resultando em potenciais tensões residuais de origem térmica e deformações excessivas [43, 46].

De forma a minimizar as imperfeições na microestrutura da peça geradas pelos ciclos térmicos ao longo do processo, que podem levar à formação de fissuras e à delaminação entre as camadas, é possível otimizar a distribuição da energia fornecida ao material através de diferentes padrões de varrimento [36, 39]. Na Figura 20 estão representados os padrões típicos utilizados para o FA pelo método PBF, cada um com as suas vantagens e desvantagens para determinadas situações. A estratégia de construção da peça pode assumir inúmeras combinações de padrões. Este parâmetro deve ser considerado ao longo do planeamento do projeto pois influencia o comportamento estrutural do sistema quando sujeito às condições de carregamento, dado que é induzida anisotropia ao material [47].

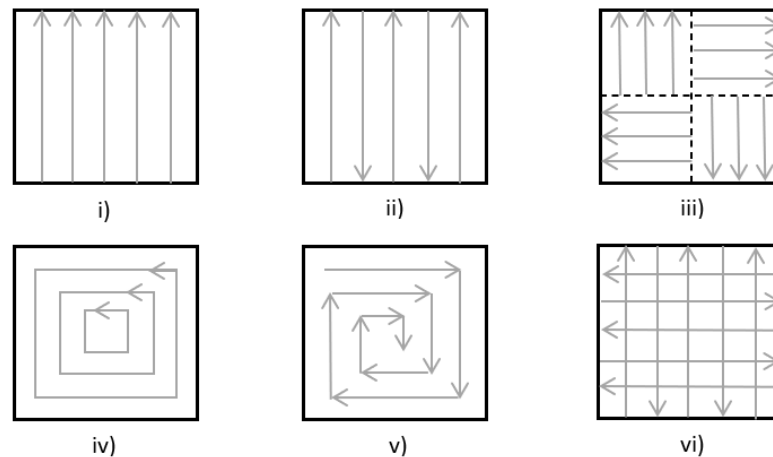


Figura 20 - Padrões de varrimento típicos no fabrico de peças por PBF: i) unidirecional; ii) bidirecional; iii) em ilha; iv) hélice; v) em espiral; vi) cruzado (adaptada de [43]).

Para além do varrimento em ilha, no qual a zona de impressão é dividida numa série de subáreas que podem assumir diferentes padrões e uma certa ordem de varrimento, outras estratégias de impressão por secções podem ser benéficas para controlar as tensões residuais e a qualidade superficial das peças. A estratégia de contorno permite conciliar um varrimento específico para o contorno da camada, o que permite obter uma superfície com maior qualidade, e preencher o resto da área de impressão com outro tipo de varrimento [48]. Uma outra estratégia é tirar proveito da pré-sinterização, segundo o qual um primeiro varrimento de menor potência é utilizado para aquecer ligeiramente o material e logo após, é realizado o varrimento normal da camada, o que resulta num menor gradiente de temperatura e conseqüentemente menores tensões residuais [49].

2.3. Processo *Selective Laser Melting* para ligas metálicas

Ao longo deste capítulo é aprofundado o funcionamento da tecnologia de fabrico *Selective Laser Melting*, um dos processos mais utilizados para o fabrico aditivo de materiais metálicos. Para além da descrição geral do processo, é efetuada uma análise comparativa entre *Selective Laser Melting* e outras tecnologias variantes do método *Powder Bed Fusion*. Ademais, são discutidos quais os materiais metálicos típicos envolvidos no processo e qual a influência das suas propriedades na processabilidade das ligas. O capítulo encerra com a apresentação e compilação de diversos estudos que investigam os parâmetros de impressão ótimos para diversas ligas metálicas e não metálicas, com destaque para o processamento de ligas de cobre.

2.3.1. Descrição e características do processo

As tecnologias associadas ao PBF, como é o caso do SLM, SLS e EBM, podem ser distinguidas, principalmente, segundo dois critérios, nomeadamente o mecanismo de consolidação e o tipo de fonte de energia utilizada no processamento do material. A fonte de energia presente no equipamento é utilizada para ligar as diversas partículas de material através da sua fusão (ex:

SLM) ou pelo processo de sinterização (ex: SLS), em que a escolha do mecanismo de ligação é dependente do tipo de material e das propriedades requeridas. Na Figura 21 estão representados esquematicamente os mecanismos de consolidação descritos. No processo SLM, o pó de material, geralmente metálico, é completamente fundido pelo feixe de laser, o que resulta no fabrico de peças extremamente densas, com valores acima dos 99%, e com propriedades mecânicas consideráveis [50]. O processo que envolve a sinterização do material, SLS, é utilizado, geralmente, para polímeros, cerâmicos ou até metais com pontos de fusão elevados. O processo térmico para ligação do material pode ocorrer pela sinterização da fase sólida, cujo mecanismo de difusão é predominante, ou então pela sinterização da fase líquida, processo segundo o qual um agente adesivo pertencente ao pó de material, com o aumento da temperatura, promove a sua ligação às partículas adjacentes [50]. Apesar de os componentes obtidos através da sinterização do pó apresentarem alta porosidade [50], no processo SLS os gradientes térmicos são inferiores, o que garante uma maior eficiência energética e menos defeitos de origem térmica.

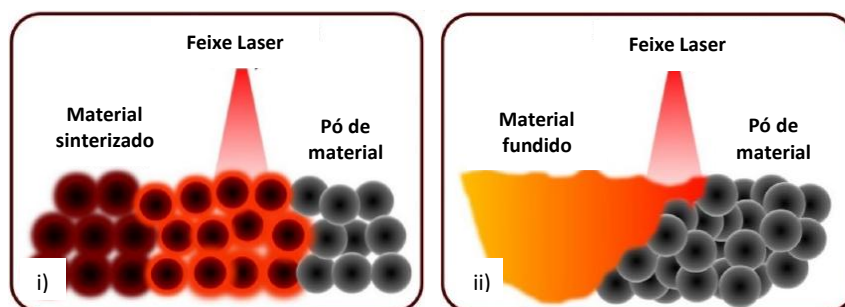


Figura 21 - Representação do mecanismo de consolidação do material no processo: i) SLS; ii) SLM (adaptada de [50]).

Os processos SLM e EBM são duas tecnologias associadas ao método de PBF que contemplam a fusão do material como mecanismo de consolidação, contudo diferem no tipo de fonte de energia utilizada e, conseqüentemente, em algumas condições operacionais [51]. O SLM utiliza um tipo de feixe de luz laser que aquece e funde seletivamente o pó metálico, depositado numa câmara de construção fechada. Dependendo da reatividade do material e de forma a minimizar a sua contaminação com o oxigénio, a câmara de construção pode ser sujeita a uma atmosfera controlada, utilizando um gás inerte como o argón ou o azoto [51]. Para além disso, existe ainda a possibilidade de recorrer a sistemas de aquecimento da plataforma de construção para minimizar a taxa de arrefecimento para certos materiais, normalmente materiais frágeis ou que exigem temperaturas elevadas de processamento [51]. Relativamente ao processo EBM, a fonte de energia utilizada é o feixe de eletrões que exige a sua operação em vácuo e que, por esta razão, também protege a microestrutura da corrosão ao longo do processo e minimiza a formação de porosidades [51]. Contudo, este processo não é recomendado para ligas que contemplem elementos químicos voláteis [51]. Ao longo de toda a produção, o pó de material é mantido a temperaturas elevadas (acima dos 600°C) e por esse motivo, tem a capacidade de processar materiais frágeis, como os compostos intermetálicos que apresentam fraca aptidão para dilatar ou contrair [51].

No processamento de metais por SLM, cujo sistema típico está representado na Figura 22, existem diversos mecanismos que configuram a eficiência e qualidade do processo, nomeadamente o sistema de fornecimento de energia, o sistema de distribuição da camada de pó metálico e o sistema de controlo da atmosfera.

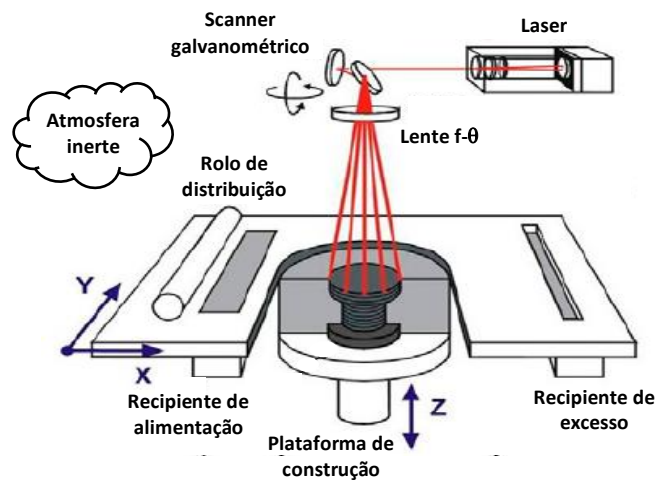


Figura 22 - Representação do sistema típico do processo SLM (adaptada de [52]).

O sistema responsável por fornecer a quantidade de energia necessária para o fabrico do modelo é composto, essencialmente, pelo laser, pelo scanner galvanométrico e pela lente f- θ . O sistema de laser aplicado ao processo SLM progrediu desde o tipo de laser de CO₂ ($\lambda \approx 10,6 \mu\text{m}$) para laser de fibra Nd:YAG ($\lambda \approx 1,06 \mu\text{m}$) e subsequente para laser de fibra Yb:YAG [53]. Este progresso no tipo de laser usado no processo deve-se à maior capacidade de absorvância das partículas metálicas à radiação no comprimento de onda que os lasers de fibra dopados de neodímio (Nd) ou itérbio (Yb) permitem [53]. O uso dos lasers de fibra Yb:YAG prevalece pelo facto de estes permitirem maior eficiência energética quando comparados com os lasers de fibra Nd:YAG [53]. Por fim, o scanner galvanométrico e a lente f- θ são dois sistemas que trabalham simultaneamente para controlar a direção e o foco do feixe de luz sobre a superfície de material [54].

2.3.2. Materiais e influência das suas propriedades

Com o interesse crescente da indústria em aplicar o processo SLM para o fabrico de peças recorrendo a ligas metálicas, é possível encontrar uma grande variedade de ligas ferrosas e não ferrosas disponíveis no mercado. Como ligas ferrosas utilizadas, destacam-se os aços inoxidáveis, aços de cementação e aços de ferramentas. Relativamente às ligas não ferrosas, geralmente encontram-se ligas de alumínio, titânio, cobre, níquel, cobalto-crómio e alguns metais preciosos, como ouro, prata e platina.

É indubitável que cada tipo de liga apresenta características e propriedades distintas e, para se obter a maior qualidade das peças produzidas com estes materiais, existe a necessidade de se estudar o seu comportamento às variantes do processo, assim como os parâmetros ótimos para se obter uma peça densa e livre de defeitos. Duas propriedades de elevada importância no

comportamento térmico e que influenciam diretamente na escolha dos parâmetros ótimos do material são a absorvância (α) e a condutividade térmica [55]. A absorvância é a propriedade que permite quantificar a fração da energia do laser que é absorvida pelo material. Bramson [56] caracteriza a absorvância de um material na sua forma maciça, ou *bulk*, através da equação 2. Contudo, vários estudos comprovam o aumento da absorvância quando o material se encontra em pó devido às múltiplas reflexões entre as partículas no leito de pó (Figura 23-i), e também como consequência da rugosidade e camadas de óxidos presentes nas suas superfícies [55, 57, 58].

$$\alpha_{bulk} = 0,365 \sqrt{\frac{\rho_e}{\lambda}} - 0,0667 \left(\frac{\rho_e}{\lambda}\right) + 0,006 \sqrt{\left(\frac{\rho_e}{\lambda}\right)^3} \quad (2)$$

Em que:

- α_{bulk} – absorvância de um material na forma maciça;
- ρ_e - resistividade elétrica do material, em $\Omega \cdot \text{mm}$;
- λ - comprimento de onda do laser incidente, em mm.

O gráfico representado na Figura 23-ii) é proveniente de um estudo realizado por Bajaj et al. [55], baseado nos resultados de Boley et al. [57], e demonstra a relação entre a absorvância do material em pó com o material maciço.

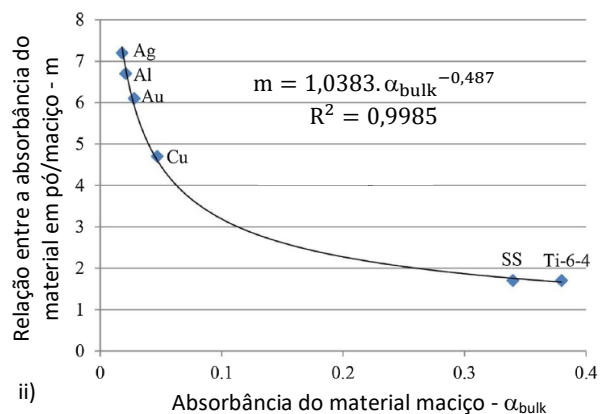
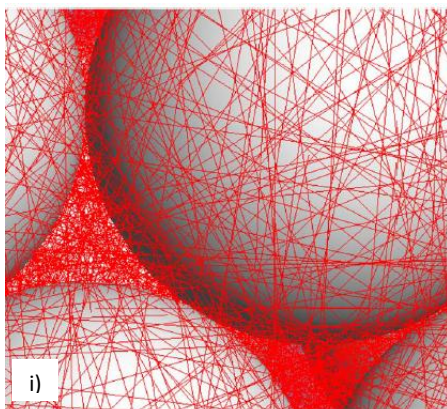


Figura 23 - i) Representação da reflexão entre as partículas de pó [57] e ii) Relação entre a absorvância do material maciço e do material em pó (adaptada de [55]).

A condutividade térmica desempenha um papel crucial no processo de consolidação, pois quantifica a capacidade do material transferir calor entre as partículas do pó, através do contacto direto entre elas e também por condução através do gás presente nos espaços interpartículas [59, 60]. Materiais com baixa condutividade térmica, como os aços e ligas de titânio, apresentam alguma facilidade no controlo da energia fornecida à camada de pó [55]. Todavia, o problema surge em ligas com elevada condutividade térmica, como ligas de alumínio e cobre, que apresentam dificuldade acrescida em reter a energia necessária para a manutenção de uma zona estável e uniforme de material fundido [55]. Para além disso, estas ligas promovem taxas de arrefecimento elevadas, o que provoca tensões residuais, distorções na geometria,

porosidades e até fissuras, comprometendo a funcionalidade e aplicabilidade da peça [55]. Parâmetros chave como a morfologia das partículas, o tipo de gás e respetiva pressão e também a temperatura do leito do pó, afetam a eficiência na transferência de calor entre as partículas [59, 60].

Num estudo conduzido por Liu et al. [61], foi analisada a influência do diâmetro das partículas e da temperatura na condutividade térmica efetiva de cinco materiais em pó comuns para o FA por SLM. Para uma distribuição semelhante de tamanhos de partículas para os cinco materiais, revelou-se que, para temperaturas abaixo dos 300°C, a condutividade térmica mostra-se relativamente insensível a variações. Contudo, após esta temperatura, este parâmetro segue uma tendência crescente exponencial. Em relação à influência do tamanho das partículas, a condutividade térmica mostra-se superior para uma distribuição de partículas com maior diâmetro ao longo de toda a gama de temperatura, existindo algumas exceções consoante a condutividade térmica do material maciço ou pelos aglomerados de partículas formados ao longo do processo. Para menores temperaturas, o mecanismo predominante da transferência de calor ocorre pela condução através do gás e das interfaces gás-partículas. Assim, como as partículas de maior diâmetro permitem uma maior área de contacto com o gás, é observado um aquecimento mais rápido e eficiente [60, 61].

2.3.3. Parâmetros ótimos para processamento de ligas ferrosas

Os aços, ligas ferro-carbónicas, contemplam a classe de ligas ferrosas mais amplamente utilizadas para aplicações de engenharia devido à sua ótima combinação de propriedades mecânicas e custo. Por se tratar de um tipo de material imprescindível para uma grande variedade de indústrias, os esforços de pesquisa e investigação para a sua aplicação no FA por SLM resultaram num vasto repositório de trabalhos publicados. As peças fabricadas através desta tecnologia sofrem ciclos térmicos extremamente complexos e agressivos, o que afeta significativamente a formação da sua microestrutura e, conseqüentemente, as propriedades mecânicas da peça. Por esta razão, torna-se fundamental o estudo da influência dos parâmetros do processo nas características microestruturais destes materiais. Dois aços amplamente investigados pela literatura são o aço inoxidável AISI 316L e o aço de ferramentas AISI H13, que são abordados nos subcapítulos seguintes.

2.3.3.1. Aço AISI 316L

Entre todas as ligas ferrosas, o aço inoxidável austenítico AISI 316L ocupa uma posição de destaque pela quantidade de trabalho de investigação realizado [62]. Diversos estudos apresentam metodologias para análise da massa volúmica relativa dos provetes, da sua microestrutura e também das suas propriedades mecânicas. Tipicamente, os parâmetros que são estudados e passíveis de otimização são a potência do laser, velocidade de varrimento, espessura da camada e espaçamento entre varrimentos (parâmetros que definem a VED).

Os aços inoxidáveis austeníticos normalmente apresentam uma microestrutura composta por austenite na sua totalidade, tal como caracterizado por Liverani et al. [63]. Contudo, Kurzynowski et al. [64] declaram a presença de pequenas quantidades de ferrite através de uma

análise por difração de raios X, dependente da relação entre o crómio e o níquel equivalentes da liga, assim como da taxa de solidificação do material. A presença da ferrite proporciona um incremento na resistência mecânica, porém implica o decréscimo localizado da resistência à corrosão do aço. Esta situação evidencia a importância da otimização dos parâmetros do processo para a obtenção de uma microestrutura favorável à aplicação da peça.

Dutt et al. [65] optaram por uma abordagem pelo método de Taguchi para proceder à otimização dos provetes, tendo em conta a massa volúmica relativa, tensão de rotura e deformação na rotura, através da variação dos parâmetros que caracterizam o VED. Foi produzido um conjunto de 9 provetes, considerando a variação dos quatro parâmetros segundo três níveis, como apresentado na Tabela 4.

Tabela 4 - Tabela típica para o processo de otimização dos parâmetros de impressão [65]

Parâmetro	Unidade	Nível		
		1	2	3
P – Potência do laser	W	300	340	380
V – Velocidade de varrimento	mm/s	800	1000	1200
T – Espessura da camada	mm	0,03	0,05	0,07
H – Espaçamento entre varrimentos	mm	0,08	0,10	0,12

Através deste estudo, os autores confirmaram a proporcionalidade entre a massa volúmica relativa dos provetes e da propriedade VED. Todavia, foi observada uma anomalia na tendência quando a massa volúmica relativa diminuiu com o aumento da espessura da camada de 0,03 para 0,05 mm, justificada pelo aumento da absorvância na maior espessura de camada. Em relação aos parâmetros ótimos que maximizam a tensão de rotura (743 MPa) e a deformação na rotura (40%) são definidos por P₃-V₂-T₁-H₁ e P₃-V₂-T₂-H₂, respetivamente.

Para além do estudo da influência da potência do laser e do espaçamento entre varrimentos nas propriedades mecânicas dos provetes, Liverani et al. [63] concluíram que o comportamento mecânico dos provetes é altamente influenciado pela orientação de construção, através da sua comparação com ensaios realizados com provetes obtidos por processos convencionais. Uma orientação de 45° permitiu o aumento da tensão de cedência em cerca de 100 MPa, enquanto a orientação de 90° resultou num provete extremamente dúctil (70% de deformação).

2.3.3.2. Aço AISI H13

O aço AISI H13 é um aço de ferramentas para trabalho a quente, caracterizado pela excelente combinação de ductilidade, dureza, resistência a temperatura extremas e resistência à fadiga térmica [66 - 68]. Estas características tornam este aço na opção ideal para o fabrico de moldes por SLM para injeção (ou outros processos) de plásticos e metais com a possibilidade de implementar canais de arrefecimento internos com geometrias complexas, que aumentam a vida útil do molde e a eficiência do processo [66 - 68], como já referido anteriormente.

Katancik et al. [67] avaliaram a influência da potência do laser (152-228 W) e da velocidade de varrimento (100-3000 mm/s) para um valor constante de espaçamento entre varrimentos (40

μm) e espessura da camada ($50 \mu\text{m}$) na microestrutura, massa volúmica e dureza de 18 provetes. Os autores constataram que a massa volúmica relativa máxima obtida, 99%, é referente à utilização dos parâmetros mínimos de potência e velocidade analisados, resultando numa VED de $760 \text{ J}/\text{mm}^3$. Contudo, com recurso à microscopia ótica, os autores relataram a presença de fissuras na direção de construção, o que compromete o comportamento à fadiga do material. Ademais, foi possível concluir que os provetes produzidos por SLM mantêm valores superiores de dureza, para todas as temperaturas de revenido analisadas quando comparados com provetes obtidos a partir do aço forjado, com um valor máximo de 728,5 HV para 550°C . Esta relação pode ser justificada pela formação de uma microestrutura martensítica refinada derivada do arrefecimento rápido decorrente no processo de FA e da precipitação de carbonetos ao longo da têmpera.

No estudo realizado por Narvan et al. [66], os parâmetros variáveis consistiram na potência do laser (100-300 W), velocidade de varrimento (200-1200 mm/s) e espaçamento entre varrimentos (80 e $120 \mu\text{m}$), enquanto a espessura da camada foi considerada constante ($40 \mu\text{m}$). A análise da rugosidade superficial dos provetes, como demonstrado na Figura 24, permitiu concluir que, para a mesma velocidade de varrimento, o aumento da potência do laser e a diminuição do espaçamento entre varrimentos geram superfícies menos rugosas. O menor valor de rugosidade média obtido foi de $6,1 \mu\text{m}$ para uma potência de laser de 200 W, velocidade de 600 mm/s e um espaçamento entre varrimentos de $80 \mu\text{m}$.

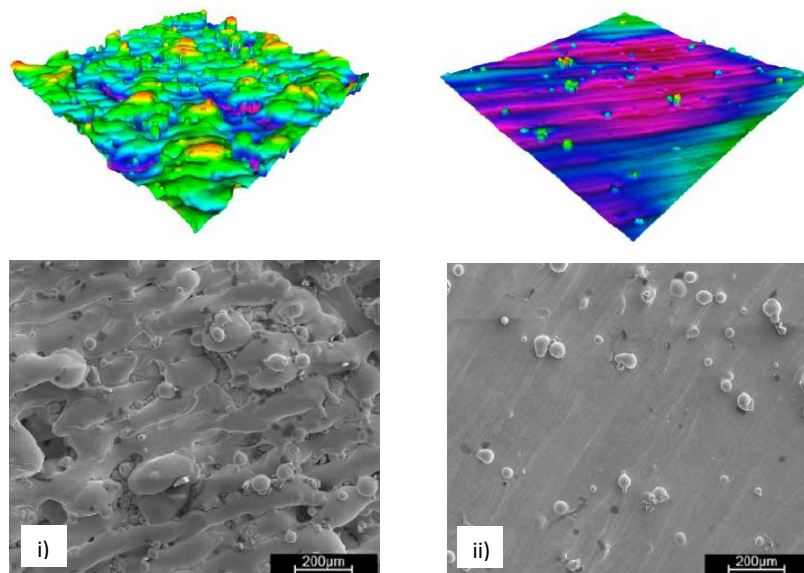


Figura 24 - Comparação entre uma superfície com i) elevada rugosidade e ii) baixa rugosidade em provetes impressos por SLM (adaptada de [66])

Os provetes foram fabricados com e sem o pré-aquecimento da plataforma de construção em 200°C . Entre esses provetes, os fabricados com recurso ao pré-aquecimento não só apresentaram massa volúmicas relativas superiores, com um valor máximo de 99,7%, como também a reduzida presença de fissuras induzidas termicamente.

2.3.4. Parâmetros ótimos para processamento de ligas não ferrosas

Ao contrário do que acontece nos materiais ferrosos, mais especificamente nos aços, diversas ligas metálicas não ferrosas apresentam propriedades específicas que dificultam o seu processamento por SLM, nomeadamente a condutividade térmica. Nos subcapítulos seguintes são expostos estudos que envolvem os parâmetros ótimos para processamento de ligas não ferrosas, nomeadamente para ligas de titânio Ti-6Al-4V, que apresentam baixa condutividade térmica, e para o cobre e suas ligas, amplamente utilizadas em aplicações que exigem elevados gradientes de transferência de calor.

2.3.4.1. Liga de titânio Ti-6Al-4V

A liga Ti-6Al-4V é a liga de titânio mais utilizada nas indústrias, nomeadamente automóvel, aeroespacial e biomedicina [69, 70]. Isto acontece devido à sua estabilidade a altas temperaturas, resistência específica, biocompatibilidade e resistência à corrosão [69, 70]. Contudo, a utilização deste material no fabrico de peças é limitado principalmente pelo seu custo excessivo e pela dificuldade na sua maquinagem [69]. Por essa razão surge a necessidade da investigação no processamento desta liga por SLM, o que permite tirar proveito das vantagens inerentes do FA como a poupança de tempo, energia e material.

Wang et al. [70] optaram por otimizar os parâmetros de produção tendo em conta a avaliação da massa volúmica relativa e da rugosidade superficial de provetes em titânio, fabricados numa atmosfera inerte de argon e com a plataforma de construção a 200°C. Os autores estabeleceram um valor constante de espessura da camada e espaçamento entre varrimentos de 30 e 100 µm, respetivamente, variaram a potência do laser entre 50 e 250 W e a velocidade de varrimento entre 250 e 1750 mm/s. De forma a maximizar a massa volúmica e minimizar a rugosidade superficial, a potência do laser deve-se encontrar no intervalo de 200-250 W e a velocidade de varrimento em 850-1150 mm/s. Dentro dos intervalos ótimos obtidos para o processamento da liga, a velocidade de varrimento e a potência do laser demonstraram pouca influência na tensão de rotura do material, variando ligeiramente entre 1350 e 1400 MPa. Todavia, o incremento da velocidade de varrimento demonstrou influência significativamente crescente na ductilidade do material já que, para uma velocidade de 1150 mm/s, foram obtidos provetes com 7,8% de deformação máxima.

No estudo realizado por Sun et al. [71], confirmou-se a proporcionalidade entre a potência do laser e a massa volúmica relativa dos provetes, sem grande variabilidade a partir dos 200 W, o que sustenta os valores obtidos pelo caso de estudo descrito anteriormente. Contudo, aquando da análise da rugosidade superficial para uma potência do laser constante de 225 W, as superfícies menos rugosas foram obtidas para velocidades de varrimento menores. Para além disso, a resistência mecânica à tração dos provetes seguiu uma tendência decrescente com o incremento da velocidade de varrimento, devido aos defeitos gerados pela falta de fusão do material e à formação da microestrutura para velocidades elevadas. Este comportamento pode ser justificado pelas elevadas taxas de solidificação do material quando não se recorre ao aquecimento da plataforma de construção [69], visto que é o único fator que distingue os dois estudos.

2.3.4.2. Cobre e suas ligas

O cobre é o principal elemento utilizado numa série de aplicações que envolvem transferência de calor e condutividade elétrica. O interesse no seu processamento por SLM surge pelas limitações impostas ao fabrico de peças com geometrias complexas através de processos de fabrico tradicionais, o que condiciona o desenvolvimento de novas soluções mais eficientes [72, 73]. O estudo dos parâmetros ótimos para o processamento do cobre e das suas ligas através do SLM permite a sua implementação em aplicações de componentes eletrónicos, como comutadores e rotores de motores, e também em componentes que regulam a temperatura de certos sistemas, como permutadores de calor e dissipadores térmicos [74, 75]. Contudo, a obtenção de peças densas e com as propriedades esperadas é dificultada pela baixa absorvência do cobre à radiação infravermelha típica dos laser utilizados nos equipamentos, à elevada condutividade térmica do material e à facilidade de oxidação a altas temperatura [74]. A diminuição dos defeitos gerados pela falta de fusão do pó pode ser obtida através do uso de lasers verdes, caso para o qual o cobre apresenta um aumento da absorvência em cerca de 8 vezes para esta gama de comprimentos de onda [74].

Alguns estudos que contemplam o processamento de diversas ligas de cobre, descritos em maior detalhe abaixo, foram compilados na Tabela 5.

Yan et al. [72] investigaram a influência da densidade linear de energia (P/v) na microestrutura e propriedades mecânicas de provetes fabricados a partir do cobre puro. Para este estudo foram considerados como constantes a espessura da camada e o espaçamento entre varrimentos, com o valor de 30 e 80 μm , respetivamente. Em relação aos parâmetros que caracterizam a densidade linear de energia, o intervalo de potência do laser analisado foi de 150-350 W e um intervalo de 200-1000 mm/s para a velocidade de varrimento. Uma densidade linear de energia de 0,5 J/mm resultou em provetes com a máxima massa volúmica relativa (99,1%) e a mínima rugosidade superficial ($R_a = 12,72 \mu\text{m}$), que corresponde aos parâmetros 200 W e 400 mm/s ou 300 W e 600 mm/s. Inclusivamente, com a utilização destes parâmetros, foram obtidos os valores máximos de dureza (84 HV), tensão de cedência (187 MPa) e tensão rotura (248 MPa) em detrimento da sua ductilidade (9,2% de deformação na rotura), uma vez que se tratou do valor mais baixo registado comparativamente a provetes fabricados com densidades lineares de energia inferiores e superiores a 0,5 J/mm. Este estudo apresenta também uma solução para o aumento da ductilidade dos provetes através de um tratamento térmico, recozido em vácuo a 500°C por 4h e arrefecido à temperatura ambiente. Após o tratamento térmico, a ductilidade dos provetes apresentou um incremento de 226% com um decréscimo de 27% na resistência mecânica, devido à recristalização dos grãos da microestrutura que se tornaram mais grosseiros.

A combinação do cobre com outros elementos permite otimizar certas propriedades mecânicas e também oferecer uma melhoria significativa na processabilidade da liga. Contudo, a adição desses elementos reduz drasticamente a capacidade de o material conduzir calor e eletricidade [75]. Ma et al. [73] avaliaram a influência dos parâmetros de impressão na massa volúmica e propriedades mecânicas de uma liga de Cu-Cr-Zr. Por outro lado, Wang et al. [74] investigaram

ainda a influência dos parâmetros de processamento e do tratamento térmico *direct age hardening* nas propriedades mecânicas e na condutividade elétrica da mesma liga.

No primeiro estudo, foram obtidos provetes extremamente densos com um valor médio de 99,43% através dos seguintes parâmetros: potência do laser de 370 W, velocidade de varrimento de 650 mm/s, espaçamento entre varrimentos de 120 µm, espessura da camada de 30 µm e pré-aquecimento da plataforma de construção de 80°C. Os provetes processados por SLM com os parâmetros ótimos apresentaram 25% de deformação na rotura, valor 67% superior à ductilidade do material de referência. Relativamente à resistência mecânica, a tensão de rotura (321 MPa) mostrou-se comparável, porém a tensão de cedência (244 MPa) mostrou-se substancialmente inferior, cerca de 74 MPa de diferença.

No segundo estudo, a utilização de um laser verde permitiu obter provetes com massa volúmica relativa de 99,15% através dos seguintes parâmetros: potência do laser de 400 W, velocidade de varrimento de 300 mm/s, espaçamento entre varrimentos de 80 µm e espessura da camada de 30 µm. Após o tratamento térmico, a condutividade elétrica dos provetes obtidos com os parâmetros ótimos sofreu um incremento de 22,16% IACS para 72,8% IACS, em que 100% IACS corresponde à condutividade elétrica de referência do cobre segundo a International Annealed Copper Standard (IACS). Relativamente às propriedades mecânicas, tanto a dureza como a tensão de rotura subiram abruptamente com o processo de endurecimento, o que resultou num incremento de 115 HV para 245,4 HV e 268,6 MPa para 612 MPa, respetivamente.

Tabela 5 - Parâmetros ótimos para a produção de cobre e suas ligas por SLM.

Estudo científico	Parâmetros investigados (ótimos)	Massa volúmica relativa
Yan et al. [72]: “Microstructure and mechanical properties of pure copper manufactured by selective laser melting”	<ul style="list-style-type: none"> • P: 150-350 W (200/300) • V: 200-1000 mm/s (400/600) • T: 30 µm • H: 80 µm 	99,10% (VED≈208 J/mm ³)
Ma et al. [73]: “Selective laser melting of Cu-Cr-Zr copper alloy: Parameter optimization, microstructure and mechanical properties”	<ul style="list-style-type: none"> • P: 270-370 W (370) • V: 300-1000 mm/s (650) • T: 30 µm • H: 120-220 µm (120) 	99,43% (VED≈158 J/mm ³)
Wang et al. [74]: “Effect of process parameters and heat treatment on the microstructure and properties of CuCrZr alloy by selective laser melting”	<ul style="list-style-type: none"> • P: 400 W • V: 300-700 mm/s (300) • T: 30 µm • H: 80-120 µm (80) <p>*laser verde</p>	99,15% (VED≈556 J/mm ³)

Tabela 5 - Parâmetros ótimos para a produção de cobre e suas ligas por SLM (continuação).

Zhang et al. [76]: "Selective Laser Melting of Cu-10Zn alloy powder using high laser power"	<ul style="list-style-type: none"> • P: 1800 W • V: 200-1300 mm/s (300) • T: 50 μm • H: 100-140 μm (140) 	99,97% (VED \approx 857 J/mm ³)
Mao et al. [77]: "Processing optimisation, mechanical properties and microstructural evolution during selective laser melting of Cu-15Sn high-tin bronze"	<ul style="list-style-type: none"> • P: 185-195 W (187) • V: 170-200 mm/s (185) • T: 40 μm • H: 120-200 μm (170) 	99,60% (VED \approx 149 J/mm ³)
Yang et al. [78]: "Investigation of selective laser melting process for Cu-5Sn alloy on surface roughness, microstructure and mechanical property"	<ul style="list-style-type: none"> • P: 110-170 W (160) • V: 100-1100 mm/s (300) • T: 20 μm • H: 36-100 μm (90) 	99,68% (VED \approx 296 J/mm ³)
Gu et al. [79]: "Selective Laser Melting of Cu-10Sn-0.4P: Processing, Microstructure, Properties, and Brief Comparison with Additively Manufactured Cu-10Sn"	<ul style="list-style-type: none"> • P: 102-174 W (174) • V: 100-900 mm/s (350) • T: 30 μm • H: 120 μm 	99,80% (VED \approx 138 J/mm ³)

Com a análise da tabela que contempla os parâmetros de processamento ótimos para diversas ligas de cobre, é possível constatar que existe uma ampla faixa de combinações de parâmetros que permite a impressão de peças densas. Apesar de todas as ligas apresentarem o cobre como elemento base, observa-se uma grande variabilidade nos valores de VED utilizados, o que demonstra a influência dos elementos de liga no seu processamento. Desta forma, é evidenciada a dificuldade em se obter um conjunto de parâmetros ótimos padronizados para a impressão de ligas de cobre, demonstrando assim a importância na investigação e otimização desses parâmetros para cada liga específica.

3. Desenvolvimento

3.1. Materiais e métodos

Este capítulo contempla toda a base experimental do trabalho de investigação desenvolvido, onde são descritos os critérios de seleção do material em estudo e as características relevantes do pó metálico e do equipamento de impressão utilizado. Além disso, são definidas as combinações dos parâmetros do processo a investigar e apresentada a descrição detalhada dos métodos de ensaios físicos e mecânicos para a caracterização da liga. O capítulo é finalizado com todas as informações acerca do fabrico e preparação dos provetes, bem como do tratamento térmico selecionado.

3.1.1. Metodologia abordada

O trabalho desenvolvido seguiu uma metodologia de natureza experimental, com foco na caracterização do impacto dos parâmetros de impressão nas propriedades físicas e mecânicas de uma liga de Cu10Al processada por SLM. O processo de otimização dos parâmetros de produção teve como ponto de partida os parâmetros ótimos para o processamento de uma outra liga de cobre (Cu10Sn), fornecidos pelo fabricante do equipamento de impressão. A partir destes valores de referência, foi planeado um estudo paramétrico centrado na maximização da potência do laser e na variação da velocidade de varrimento, mantendo os restantes parâmetros constantes. Esta abordagem permitiu isolar o efeito da velocidade de varrimento na VED e, por consequência, nas propriedades resultantes dos provetes fabricados. As velocidades foram definidas de forma progressiva, de modo a abranger um intervalo suficientemente alargado que permitisse identificar o limite inferior de energia necessário para garantir a fusão homogénea entre as camadas de material, ponto esse abaixo do qual as propriedades mecânicas da liga decrescem abruptamente.

De uma forma geral, o processo de investigação dividiu-se nas seguintes etapas:

- Seleção do material a investigar;
- Descrição das características do material escolhido e parâmetros ótimos para o seu processamento por SLM;
- Decisão acerca das combinações dos parâmetros de impressão relevantes, baseadas nos limites do equipamento de fabrico disponível;

- Definição e descrição do plano de ensaios físicos e mecânicos a realizar para caracterizar a liga em estudo;
- Fabrico dos provetes e a sua preparação para os ensaios;
- Decisão fundamentada acerca do tratamento térmico a investigar;
- Realização dos ensaios para as diferentes condições selecionadas;
- Apresentação e discussão dos resultados obtidos e comparação com a literatura.

3.1.2. Seleção e características do material a investigar

A decisão sobre investigar uma liga de cobre resultou da dificuldade da sua processabilidade por fusão através da tecnologia SLM. Isto acontece devido à baixa absorvência do material à radiação infravermelha típica dos laser utilizados pelo equipamento de impressão. No contexto desta dissertação, a escolha da liga a ser investigada foi restrita àquelas disponíveis no laboratório, em que as únicas opções viáveis para ligas de cobre foram as ligas Cu10Sn e Cu10Al. Diante dessa limitação, o critério de seleção do material passou pela avaliação da relevância científica da proposta. Portanto, uma vez que o processamento da liga Cu10Sn por SLM já se encontra relativamente investigado, optou-se pela caracterização da liga Cu10Al já que, até à data, não foi encontrado nenhum artigo científico publicado nas bases de dados e motores de busca utilizados.

As ligas metálicas conhecidas por bronzes de alumínio são ligas de cobre cujo principal elemento adicionado é o alumínio, ao contrário do bronze convencional que contempla uma maior concentração de estanho. Neste tipo de ligas, geralmente são adicionados elementos como o níquel, ferro e manganês, com o objetivo de melhorar e ajustar as propriedades do material para determinadas aplicações. O níquel, presente em teores entre 1 e 7%, permite o aumento da resistência mecânica e à corrosão da liga [80]. Já o ferro, idealmente adicionado em menor quantidade que o níquel, gera um incremento na tenacidade e pode formar precipitados que aumentam a resistência da liga quando tratada termicamente para esse efeito [80]. O manganês, para além de atuar como desoxidante, também melhora a fluidez do material, ideal para o seu processamento por fundição [80]. Na literatura, é possível encontrar estudos fundamentados acerca de bronzes de alumínio que contemplam os elementos de liga descritos anteriormente e teores de alumínio próximos ao da liga em estudo. Na Tabela 6 encontram-se descritos os parâmetros ótimos para o processamento destas ligas de cobre e alumínio, que servem de referência à presente investigação.

Estas ligas combinam uma série de propriedades, nomeadamente elevada resistência mecânica, à corrosão, ao desgaste e à bioincrustação, que as tornam num material essencial para determinadas aplicações em ambiente marítimo, como hélices para veículos aquáticos e acessórios para tubulações de água salgada [81 - 83]. Para além disso, estas ligas podem ser encontradas aplicadas em áreas como aeroespacial e arquitetura [80]. O níquel é responsável pelo aumento da resistência à corrosão e torna este material adequado a ambientes salinos. No entanto, este não se encontra presente como elemento da liga estudada. Por outro lado, a

inexistência de elementos de liga permite manter as excelentes características de condutividade elétrica e térmica da liga Cu10Al.

Tabela 6 - Parâmetros ótimos para a produção de bronzes de alumínio por SLM.

Estudo científico	Parâmetros investigados (ótimos)	Massa volúmica relativa
Murray et al [81]: “Selective laser melting of nickel aluminium bronze”	<ul style="list-style-type: none"> • P: 85-95 W (90) • V: 100-500 mm/s (200) • T: 25 μm • H: 70 μm 	99,95% (VED \approx 257 J/mm ³)
Barr et al. [83]: “Effect of composition on the tensile and corrosion performance of nickel aluminium bronze produced via laser powder bed fusion”	<ul style="list-style-type: none"> • P: 100-300 W (200) • V: 300-1200 mm/s (900) • T: 30 μm • H: 50-94 μm (90) 	99,97% (VED \approx 82 J/mm ³)
Zhang e Yin [84]: “Investigation into the manufacturing process and properties of BrAl10Fe4 Aluminium-bronze parts by selective laser melting”	<ul style="list-style-type: none"> • P: 400-450 W (450) • V: 1700-2100 mm/s (1700) • T: 30-50 μm (30) • H: 30-90 μm (60) <p>*análise <i>Signal-to-Noise Ratio</i> (S/R)</p>	\geq 98,50% (VED \approx 147 J/mm ³)
Guerra et al. [82]: “Microstructure and Mechanical Properties of Cu-11Al-5Ni-4Fe wt% Manufactured by LPBF”	<ul style="list-style-type: none"> • P: 180-200 W (180) • V: 400-800 mm/s (600) • T: 30 μm • H: 80 μm 	\approx 99% (VED \approx 125 J/mm ³)
Gustmann et al. [85]: “Influence of processing parameters on the fabrication of a Cu-Al-Ni-Mn shape memory alloy by selective laser melting”	<ul style="list-style-type: none"> • P: 50-340 W (330) • V: 100-3000 mm/s (740) • T: 90 μm • H: 5-50% sobreposição (15% \approx 160 μm) 	98,90% (VED \approx 31 J/mm ³)

Murray et al. [81] investigaram a influência da variação da potência e da velocidade de varrimento na resistência mecânica, ductilidade e resistência à corrosão de uma liga Cu-9.8Al-5.2Ni-4.6Fe-0.3Mn. Uma VED de 257 J/mm³ resultou na produção de provetes extremamente densos com uma massa volúmica relativa de 99,95%. Para além disso, foram tratados termicamente provetes para ensaios de tração e de microestrutura através de uma têmpera durante 1h para uma gama de temperatura entre 600-900°C, em incrementos de 100°C, e rapidamente arrefecidos em água. Os provetes sem tratamento térmico demonstraram um

Desenvolvimento

comportamento frágil, enquanto para uma têmpera a 700 C houve uma melhoria significativa da ductilidade para valores próximos de 12% e uma boa relação entre a tensão de cedência e de rotura, cerca de 500 MPa e 800 MPa, respetivamente. Para avaliar a resistência   corrosão dos provetes sem tratamento e sujeitos   têmpera de 700 C foram realizados ensaios eletroquímicos com recurso a uma soluço de 0,6M NaCl e também ensaios de exposi o   água do mar por períodos de 3 e 6 meses. A aplica o do tratamento térmico promoveu a transforma o da microestrutura da liga para uma mistura de fases semelhante   encontrada nos bronzes de alumínio processados por métodos convencionais. Por outro lado, as amostras submetidas   têmpera apresentaram resistência   corrosão superior, com perdas de massa extremamente reduzidas ao longo dos ensaios.

Barr et al. [83] conseguiram produzir provetes com massas volúmica minimamente superiores, em rela o ao estudo anterior, utilizando uma menor VED, cerca de 87 J/mm³. A avalia o prévia dos parâmetros de impressão foi feita através da produ o de linhas únicas de material que, com base na sua forma e consistência, prosseguem ou não para a parametriza o da produ o dos provetes t picos dos ensaios de massa volúmica e micrográficos. De seguida, foram realizados ensaios de traço e de corrosão para dois tipos de bronzes de alumínio, C63000 (Cu-10.2Al-4.8Fe-5.0Ni-0.2Si, wt%) e C95800 (Cu-9.0Al-4.0Fe-4.6Ni-1.9Mn, wt%), no estado pós-impressão e sujeitos a um tratamento térmico de 650 C durante 6h. Ambas as ligas p s-impressão apresentam elevada tensão de rotura (>1000 MPa) e baixa ductilidade, com cerca de 2,7% e 3,6% para a liga C63000 e C65800, respetivamente. Contudo, quando tratadas termicamente, apresentam propriedades mais versáteis com tensões de rotura de 807 MPa e 714 MPa e deforma es na rotura de 18% e 33,6%, respetivamente para C63000 e C95800.

No presente trabalho, tal como já foi referido, foi utilizado um p  metálico distinto dos utilizados para a elabora o dos estudos científicos abordados anteriormente. O p  metálico, fornecido pela Sandvik Osprey Ltd, obtido por um processo de atomiza o a gás azoto, contempla o cobre como elemento base e 9,9% (wt%) de alumínio como o único elemento de liga presente. A análise de difrac o a laser, realizada pelo fornecedor e disponível no ANEXO A, permitiu obter os seguintes valores de percentis para o diâmetro das partículas: $d_{10} = 21,7 \mu\text{m}$, $d_{50} = 32,8 \mu\text{m}$ e $d_{90} = 49,8 \mu\text{m}$. Com base na informa o obtida nesta análise, foi possível estimar e representar a distribui o do diâmetro de partículas através da fun o de densidade de probabilidade e da fun o de distribui o cumulativa para uma distribui o log-normal tipicamente utilizada para este tipo de análise, presente na Figura 25. A explica o do procedimento realizado para obten o das fun es de distribui o encontra-se no APÊNDICE A.

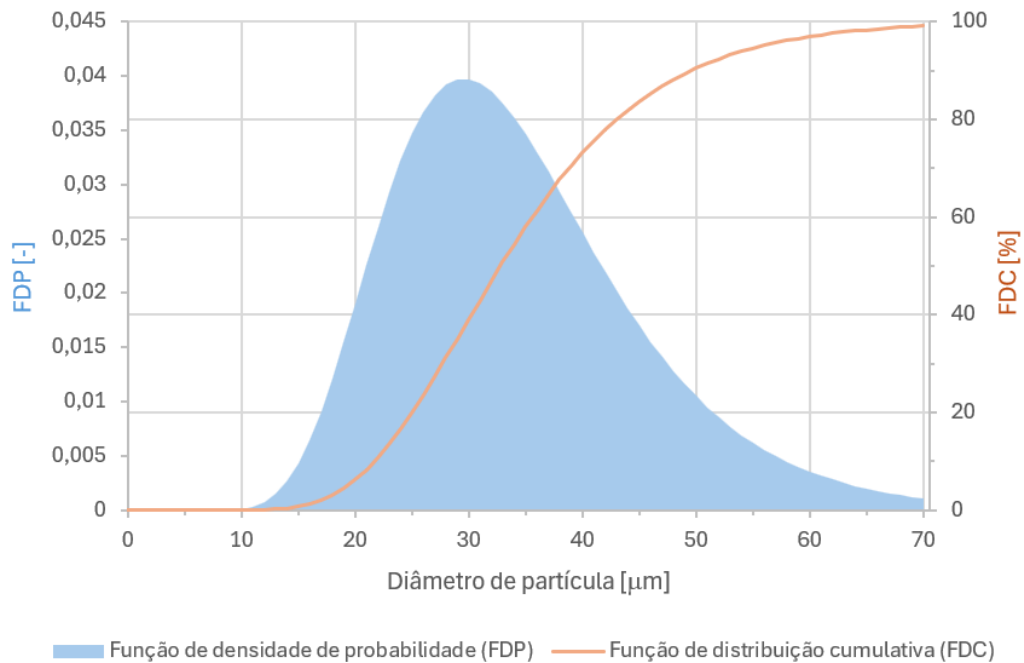


Figura 25 - Distribuição log-normal do diâmetro das partículas do pó Cu10Al.

3.1.3. Características do equipamento de impressão e escolha dos parâmetros relevantes do processo

Para a produção dos provetes metálicos utilizados neste estudo, recorreu-se à tecnologia de SLM, através do equipamento TruPrint 1000 Basic Edition, desenvolvido pela empresa alemã Trumpf, conforme representado na Figura 26. As principais características técnicas do equipamento, presentes no ANEXO B, encontram-se resumidas na Tabela 7, destacando-se o volume de impressão de 98,5 mm de diâmetro por 100 mm de altura, o laser de fibra com potência máxima de 200 W e a capacidade de impressão com velocidades de varrimento de até 3000 mm/s. Adicionalmente, esta impressora 3D foi equipada com uma cabine com luvas e um sensor analógico de alta precisão para a monitorização de valores muito baixos de concentração de oxigénio na câmara de construção. Estas características tornam-se particularmente importantes quando o material a ser impresso é extremamente reativo. No entanto, para todo o processo de impressão foi utilizado o argon como gás de proteção com limite máximo de 0,5% (5000 ppm) de concentração de oxigénio.

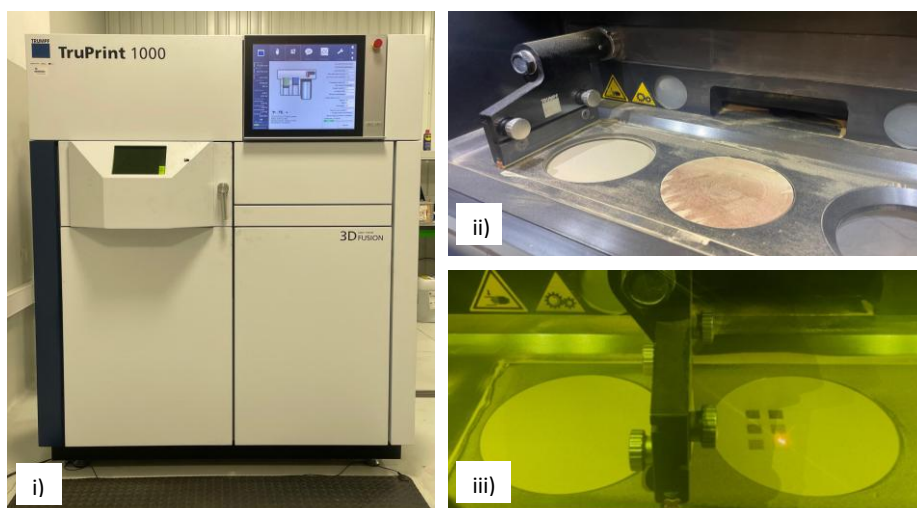


Figura 26 - Trumf TruPrint 1000 Basic Edition: i) vista externa do equipamento de impressão, ii) interior da câmara de construção e iii) processo de SLM em curso.

Tabela 7 - Principais características do equipamento de impressão Trumf TruPrint 1000 Basic Edition.

Volume de impressão	Ø 98,5 x 100 (mm)
Potência do laser ($\lambda = 1070 \text{ nm}$)	Limite máximo de 200 W
Diâmetro do feixe laser incidente	55 μm
Velocidade de varrimento	Limite máximo de 3000 mm/s
Espessura entre camadas	10-50 μm
Concentração de oxigénio	Limite mínimo de 3000 ppm (0,3%) Opcional: Limite mínimo de 100 ppm (0,01%)
Gás de proteção	Azoto ou Árgon
Fonte de alimentação	230 V / 7 A / 50-60 Hz
Dimensões	1445 x 730 x 1680 mm ³
Peso (inclui pó)	650 kg

A empresa Trumf, fabricante do equipamento de impressão utilizado, disponibiliza os parâmetros ótimos para o FA de diversos materiais. Para este estudo, optou-se por aplicar e otimizar os parâmetros já existentes para uma liga de cobre da base de dados. Como referência, foram considerados os parâmetros do processo disponíveis para a liga de Cu10Sn, uma liga que, tal como o material em estudo, compreende uma quantidade elevada do elemento base, cerca de 90% (wt%). Os parâmetros considerados como referência para a impressão do núcleo dos modelos consistem em $P = 160 \text{ W}$, $V = 480 \text{ mm/s}$, $T = 25 \mu\text{m}$ e $H = 100 \mu\text{m}$. Estes parâmetros resultam numa VED de 133 J/mm^3 , muito próxima dos valores ótimos obtidos por Zhang e Yin [84] e também por Guerra et al. [82].

Os parâmetros de impressão adotados, apresentados na Tabela 8, foram selecionados com o principal objetivo de maximizar a produtividade do processo SLM. A otimização da eficiência de produção constitui um dos principais desafios do FA, particularmente no setor industrial onde

a redução do tempo de produção e dos recursos utilizados é crucial. Para isso, a potência do laser foi fixada em 200 W, valor correspondente à potência máxima suportada pelo equipamento de impressão. Esta decisão visa garantir uma maior disponibilidade energética durante o processo, o que permite o aumento da velocidade de varrimento sem comprometer a fusão do material. A velocidade de varrimento foi variada entre 500 e 3000 mm/s, em incrementos de 500 mm/s. Este intervalo foi definido com base no limite máximo permitido pelo sistema, o que permite assim abranger uma ampla gama de densidades energéticas. A espessura entre camadas e o espaçamento entre varrimentos foram mantidos como constantes e definidos pelas recomendações da Trumpf.

Tabela 8 - Combinações dos parâmetros de impressão investigados e respetiva VED.

Proвете	P [w]	V [mm/s]	T [μm]	H [μm]	VED [J/mm^3]
REF	160	480			133
1		500			160
2		1000			80
3	200	1500	25	100	53
4		2000			40
5		2500			32
6		3000			27

Para a produção dos provetes foi utilizada um estratégia de varrimento com um padrão do tipo bidirecional (não conectado) com variação angular entre cada camada. Na configuração proposta pela Trumpf, o padrão de varrimento inicia-se a 45° em relação ao eixo horizontal e, a cada camada subsequente, este ângulo sofre um incremento de 51° , como mostra a Figura 27. Esta estratégia de deposição permite evitar alinhamentos repetitivos de forma a reduzir a concentração de altas temperaturas e, assim, diminuir as tensões residuais térmicas e favorecer o comportamento isotrópico do material. O padrão de varrimento apenas se volta a repetir após 60 camadas.

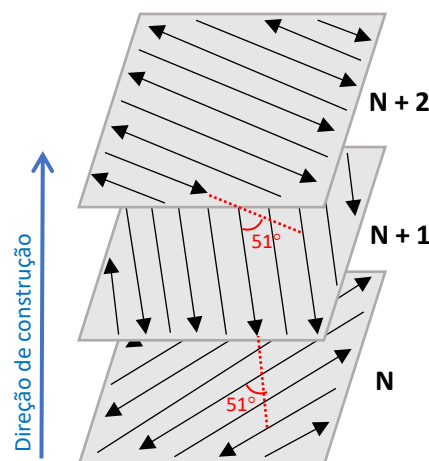


Figura 27 - Representação esquemática do padrão de varrimento utilizado na impressão dos provetes.

3.1.4. Plano de ensaios

Com o objetivo de caracterizar o comportamento da liga processada por SLM, foi desenvolvido um plano de ensaios que contempla os diferentes métodos de avaliação física, micrográfica e mecânica implementados. Esta secção apresenta a estruturação e parâmetros dos ensaios realizados, com base nas normas técnicas aplicáveis, e a justificação dos procedimentos adotados. Para além disso, é descrita toda a metodologia associada a cada ensaio, bem como os equipamentos utilizados e os critérios adotados para a análise dos resultados.

3.1.4.1. Ensaios de massa volúmica

Os ensaios para determinação da massa volúmica foram regidos pela norma ISO 3369 - *“Impermeable sintered metal materials and hardmetals - Determination of density”* [86]. A forma de cálculo baseia-se no Princípio de Arquimedes, que afirma que, quando um corpo é parcialmente ou totalmente submerso num líquido, este sofre ação de uma força vertical no sentido ascendente (impulsão ou empuxo), cuja magnitude corresponde ao peso do volume de líquido deslocado pelo corpo. Por essa razão, a massa volúmica de um provete, em g/cm³, é dada pela equação 3.

$$\rho = \frac{m_1 \times \rho_l}{m_2} \quad (3)$$

Em que:

- ρ_l – massa volúmica do líquido, neste caso água destilada à temperatura ambiente (20°C) com 0,9982 g/cm³;
- m_1 – massa do provete a seco, em g;
- m_2 – massa do líquido, em g, deslocado pelo provete, obtido através da diferença entre a massa do provete a seco e o valor medido quando submerso no líquido.

A determinação da massa volúmica dos provetes foi realizada com recurso a uma balança analítica Scaltec SBC 31 que possibilita a montagem de um suporte, na parte inferior, para a medição da massa do provete quando submerso no líquido de referência, tal como demonstrado na Figura 28.

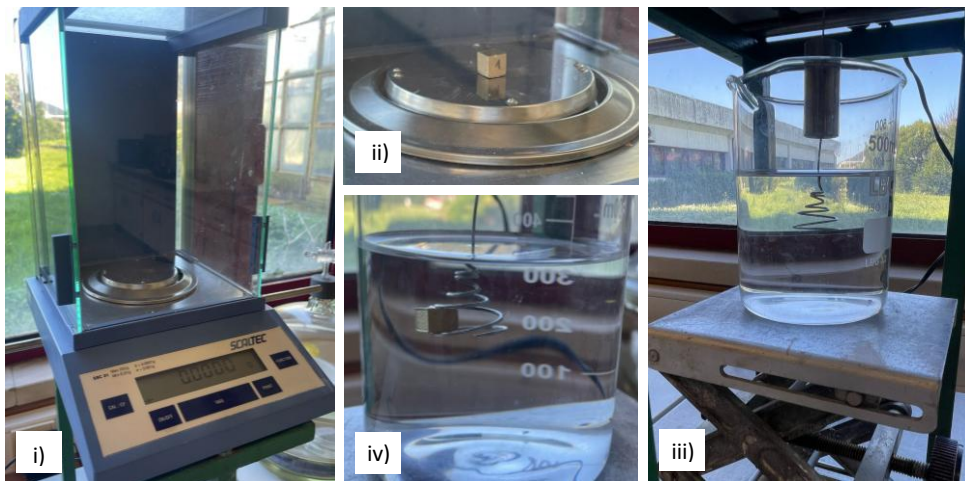


Figura 28 - Procedimento experimental para determinação da massa volúmica de um provete: i) balança analítica Scaltec SBC 31, ii) medição da massa a seco de um provete, iii) sistema para medição da massa do provete submerso e iv) submersão do provete cúbico no líquido de referência.

O procedimento experimental para determinação da massa volúmica de um provete define-se por:

- I. Realizar a tara da balança (Figura 28-i);
- II. Medir a massa dos provetes a seco diretamente no prato da balança (Figura 28-ii);
- III. Aplicar o suporte na parte inferior da balança, submergir até uma certa marca e realizar a tara (Figura 28-iii);
- IV. Baixar a plataforma e montar um dos provetes no suporte;
- V. Submergir o provete até à marca considerada no ponto III e obter a medição da massa (Figura 28-iv).

Obtidos os valores de massa a seco e quando submersos no líquido de referência para cada provete, torna-se possível o cálculo da massa volúmica através da equação 3, como já referido. Porém, na literatura, este valor é apresentado como a razão entre a massa volúmica do provete impresso e a massa volúmica típica do mesmo material na sua forma maciça. Dessa forma, o valor da massa volúmica relativa de cada provete, em %, pode ser calculado através da equação 4.

$$\rho_{rel} = \frac{\rho}{\rho_{mat}} \times 100 \quad (4)$$

Em que:

- ρ – massa volúmica do provete, em g/cm^3 , obtida através da equação 3;
- ρ_{mat} – massa volúmica típica do material na sua forma maciça, que para o caso foi considerado $7,6 \text{ g/cm}^3$ [87].

3.1.4.2. Ensaios micrográficos

A microscopia eletrônica de varrimento ou *scanning electron microscopy* (SEM) é uma técnica amplamente utilizada para a caracterização morfológica de uma determinada superfície. Esta técnica utiliza um feixe focalizado de elétrons para realizar o varrimento da superfície e obter imagens de alta resolução. Para o presente estudo, foi utilizado o equipamento Hitachi SU1510, que se encontra representado na Figura 29. Este equipamento permitiu a análise micrográfica da superfície de alguns provetes impressos, com o objetivo de avaliar a distribuição, dimensão e forma da porosidade resultante do processo de fabrico.

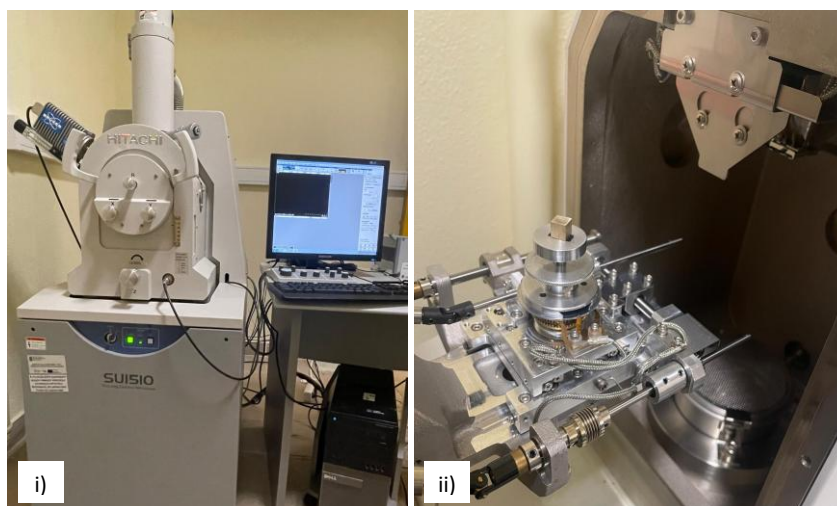


Figura 29 - Hitachi SU1510: i) vista externa do equipamento SEM e ii) detalhe da montagem da amostra no interior da câmara de análise.

A análise foi conduzida em três dos provetes cúbicos impressos que se encontram relativamente desfasados em relação à VED utilizada na sua produção. Com base nos resultados dos ensaios de massa volúmica, e para obter resultados notórios na variação da porosidade, foram escolhidos para análise os provetes fabricados com uma VED de 160, 53 e 27 J/mm³, que representam o provete mais denso (proвете 1), um intermédio (proвете 3) e o mais poroso (proвете 6), respetivamente.

O equipamento SEM utilizado contempla também um sistema de espectroscopia de raios-x por dispersão de energia ou *energy dispersive x-ray spectroscopy* (EDS), que permitiu obter a composição química da superfície de um dos provetes impressos. O sistema de EDS baseia-se na deteção dos raios-x característicos emitidos pelos elementos presentes na amostra após a interação com o feixe de elétrons do SEM.

3.1.4.3. Ensaios de dureza

A avaliação da dureza de um componente constitui uma etapa essencial na caracterização mecânica de um material, o que permite o controlo da qualidade resultante do processo de impressão. Para além de o resultado do ensaio permitir referir a resistência do material à deformação plástica localizada (ou penetração), o valor da dureza está diretamente relacionado com a resistência à tração e serve como um indicador na resistência ao desgaste e ductilidade

do material [88]. O equipamento empregue nos ensaios foi o EMCO-TEST DuraVision 20 G5, presente na Figura 30-i), que permite ensaios de macro dureza completamente automatizados através de vários métodos e oferece recursos de medição ótica assistida por câmara. Devido às reduzidas dimensões dos provetes, foi ainda necessária a impressão de um suporte em PLA (Figura 30-ii) para que o provete fosse devidamente restringido durante o ensaio (Figura 30-iii).

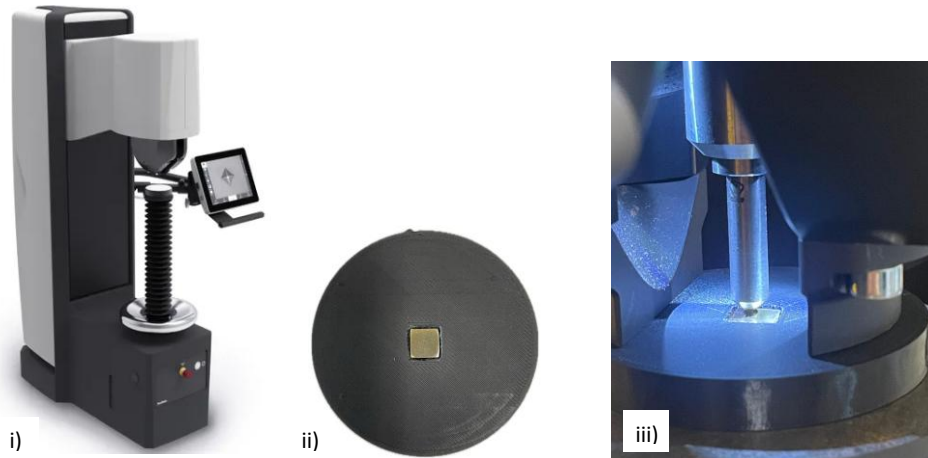


Figura 30 - EMCO-TEST DuraVision 20 G5: i) vista externa do equipamento de medição de macro dureza, ii) montagem do provete num suporte impresso em PLA e iii) penetração do indentador na superfície do provete.

Dada a pequena área de análise disponível para a medição da dureza e o objetivo de se obter pelo menos cinco indentações por superfície, optou-se por se utilizar o método de Vickers para a sua caracterização em três das superfícies selecionadas, designadamente as superfícies inferior, lateral e superior. As superfícies inferior e lateral foram submetidas a preparação por polimento mecânico, detalhado no capítulo 3.1.5.1, permitindo a aplicação do método de dureza Vickers. A superfície superior, no entanto, foi analisada sem polimento, mantendo a condição tal como fabricada. Após a realização dos ensaios e devido à elevada rugosidade superficial das amostras, o método de dureza Vickers mostrou-se inadequado, uma vez que não foi possível definir de forma inequívoca as diagonais da indentação, tal como demonstrado na Figura 31-i). Assim, optou-se pela aplicação do ensaio de dureza Brinell, que possui uma esfera como penetrador e é mais tolerante a variações superficiais (Figura 30-ii). De seguida, esse valor foi convertido para a dureza Vickers, de forma a viabilizar a comparação direta entre as diferentes superfícies. Esta abordagem permitiu comparar as variações de dureza em diferentes regiões do componente, de forma a verificar o efeito da orientação de impressão, assim como do estado superficial.

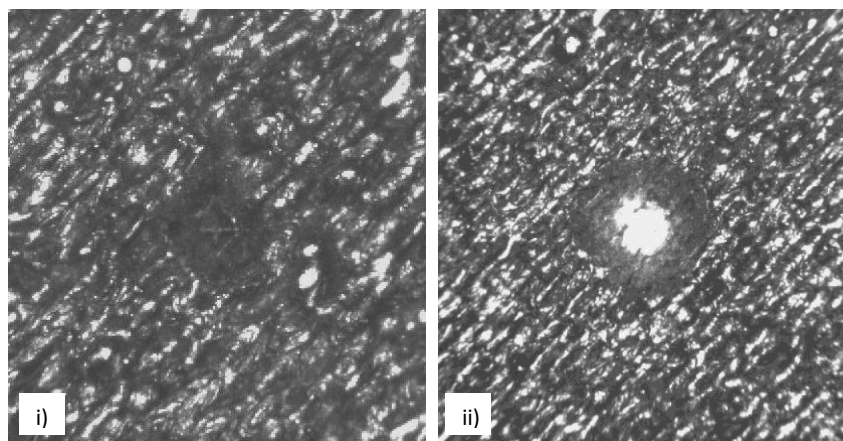


Figura 31 - Influência da rugosidade superficial na medição de dureza pelo método de i) Vickers e ii) Brinell na superfície superior dos provetes.

Por essa razão, os métodos de ensaio foram regidos pelas respectivas normas, nomeadamente ASTM E92 – “Standard Test Methods for Vickers Hardness and Knoop Hardness of Metallic Materials” [88] e ASTM E10 – “Standard Test Method for Brinell Hardness of Metallic Materials” [89]. Na Figura 32 encontra-se representada esquematicamente a distribuição das indentações nas superfícies analisadas, tendo sido elaboradas cinco indentações nas superfícies inferior e superior segundo o método Vickers HV 50 e Brinell HBW 2,5/187,5, respetivamente. Para além disso, na superfície lateral, foram registadas seis indentações que acompanham a direção de construção do provete, com o objetivo de identificar uma possível variação da dureza com a altura de construção.

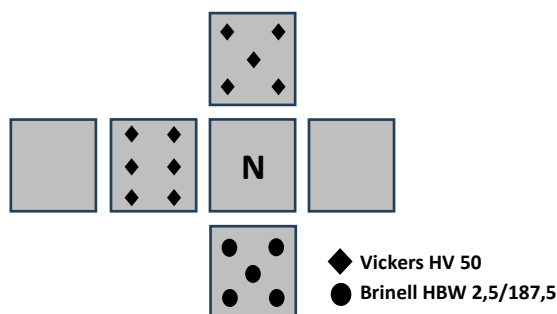


Figura 32 - Representação esquemática da distribuição das indentações nas superfícies do provete para determinação da dureza.

3.1.4.4. Ensaio de tração

Para a avaliação das propriedades mecânicas da liga Cu10Al, foram realizados ensaios de tração uniaxial à temperatura ambiente, em conformidade com a norma ASTM E8/E8M – “Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials” [90]. Esta norma define os procedimentos padronizados para a determinação das propriedades mecânicas fundamentais de materiais metálicos, nomeadamente a tensão de rotura, a tensão de cedência, a deformação após rotura e o módulo de elasticidade. Os ensaios foram conduzidos com recurso a uma máquina universal de ensaios Shimadzu Autograph AG-X plus equipada com uma célula de

carga com capacidade de 100 kN, presente na Figura 33-i), a uma velocidade constante do travessão da máquina de 1 mm/min. O sistema TRViewX, sistema de extensometria por vídeo da Shimadzu, utiliza câmaras de alta resolução, com uma precisão relativa de 0,5% à temperatura ambiente, para a medição do alongamento do provete ao longo do tempo de ensaio. Este sistema, representado na Figura 33-ii), rastreia o movimento relativo de marcas aplicadas ao provete sem que haja contacto entre o extensómetro e o provete, eliminando por completo a sua interferência no comportamento mecânico do material.



Figura 33 - Shimadzu Autograph AG-X plus 100kN: i) vista geral da máquina universal de ensaios e ii) detalhe do sistema de extensometria por vídeo TRViewX.

Para a leitura precisa do alongamento do provete pelo sistema TRViewX é necessário proceder à colagem de marcas de referência na sua superfície, como exposto na Figura 34-i), de forma a garantir uma distância de medição mínima de 25 mm, tal como definido pela norma. Posteriormente, o provete é fixado nas amarras da máquina de testes (Figura 33-ii) com todo o comprimento de secção reduzida exposto. Por fim, os limites das marcas de referência são definidos manualmente no *software* do equipamento, TrapeziumX, de forma a estes serem identificados pelo sistema, como representado na Figura 33-iii). A velocidade de ensaios considerada resulta numa taxa de deformação na zona elástica de cerca de 0,012 mm/mm/min para os provetes sem tratamento térmico e cerca de 0,021 mm/mm/min para os provetes sujeitos ao tratamento térmico. Os valores para a taxa de deformação na zona elástica foram calculados para os provetes produzidos com os parâmetros otimizados e encontram-se de acordo com a taxa padrão definida pela norma para a determinação das propriedades elásticas ($0,015 \pm 0,006$ mm/mm/min).

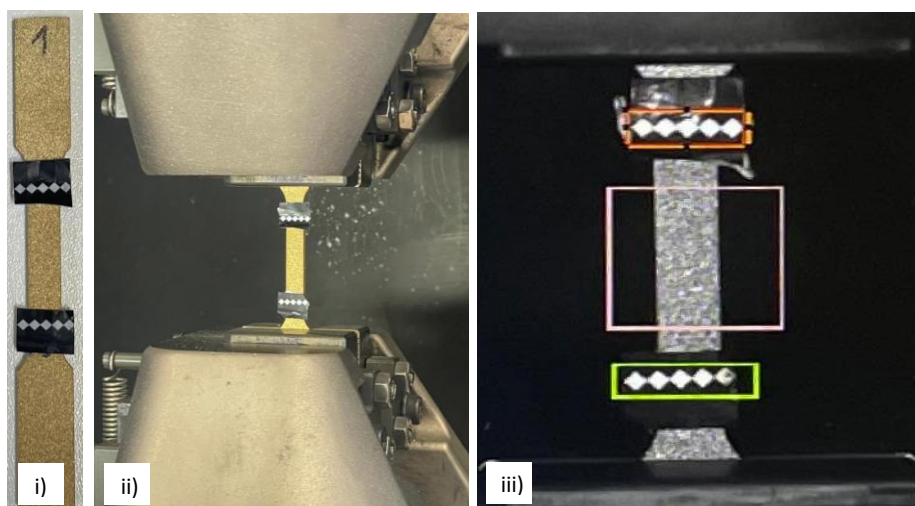


Figura 34 - Preparação dos provetes para a leitura do alongamento por extensometria: i) aplicação das marcas de referência, ii) fixação do provete na máquina de ensaios e iii) pré-processamento do sistema TRViewX.

Antes de cada ensaio, a área de secção transversal dos provetes foi medida com recurso a um instrumento calibrado, neste caso o paquímetro digital com 0,01 mm de resolução. Com o objetivo de maximizar a precisão na medição da área de secção, este valor foi obtido através da multiplicação dos valores médios de três medições de espessura e largura. Ao longo de todo o ensaio são recolhidos os valores de força e deslocamento e, posteriormente, tratados de forma a determinar a curva de tensão-deformação. A tensão é obtida pela divisão da força pela área de secção transversal do provete, e a deformação obtida pela divisão do alongamento medido pelo extensómetro e a distância inicial entre as marcas de referência. Após esta etapa, as propriedades mecânicas à tração do material são determinadas com base na curva tensão-deformação obtida experimentalmente:

1) Módulo de elasticidade

Propriedade que define o comportamento elástico do material, determinada pela inclinação da parte inicial da curva tensão-deformação. Esta propriedade quantifica a rigidez do material, ou seja, a sua capacidade de resistir à deformação elástica quando submetido a uma carga. O módulo de elasticidade é, assim, determinado pelo declive do ajuste de uma regressão linear no intervalo de 0,05 a 0,25% de deformação, de acordo com a norma em questão.

2) Tensão de cedência

A tensão de cedência é o valor de tensão que define a transição entre o patamar elástico e o patamar plástico da curva de tensão-deformação do material. Quando o material não apresenta um ponto de cedência definido, geralmente esta propriedade é obtida através de um método que considera o valor correspondente para 0,2% de deformação. Este método consiste em traçar uma reta paralela à curva tensão-deformação na sua parte elástica, com origem no ponto de deformação 0,2%, e a sua interseção com a curva tensão-deformação define o valor da tensão de cedência.

3) Tensão de rotura

A tensão de rotura é definida como o valor máximo de tensão que o material suporta durante o ensaio de tração antes de iniciar a fratura ou instabilidade plástica localizada.

4) Deformação na rotura

A deformação na rotura corresponde à variação relativa do comprimento entre as marcas de referência no provete, desde o estado inicial até ao momento da rotura do provete. Esta propriedade permite caracterizar a ductilidade do material, ou seja, a sua capacidade de se deformar elasticamente e plasticamente antes da rotura. Um material dúctil, relativamente a um material frágil, absorve maior energia e evita falhas súbitas.

3.1.4.5. Ensaio de fratura

A determinação da tenacidade à fratura de uma liga processada por SLM torna-se essencial para a aplicação desta tecnologia de fabrico a aplicações críticas. Ao contrário das propriedades mecânicas convencionais, como tensão de cedência, tensão de rotura e ductilidade, a tenacidade à fratura visa prever o comportamento de um material na presença de defeitos, mais concretamente fendas. Esta propriedade permite caracterizar a capacidade de o material resistir à propagação de uma fenda quando solicitado e é quantificada, geralmente, pelo fator de intensidade de tensão crítico, K_{Ic} . A norma ASTM E399 – “Standard Test Method for Linear-Elastic Plane-Strain Fracture Toughness of Metallic Materials” [91] define o procedimento padronizado para determinação desse parâmetro.

Todo o ensaio foi conduzido à temperatura ambiente utilizando o equipamento Shimadzu Servopulser EHF-EV051k1 (Figura 35-i), uma máquina de teste servo-hidráulica com capacidade de carga de até 50 kN. O tipo de provete escolhido para a caracterização do material à fratura foi o *compact tension* (CT), cuja geometria, disponível no capítulo 3.1.5.3, encontra-se em conformidade com a respetiva norma. Uma vez que o entalhe do provete não é suficientemente fino para simular fielmente uma fenda natural, o ensaio inicia-se com a indução de uma pré-fenda por fadiga (Figura 35-iii). Os parâmetros de carregamento utilizados para este processo, disponíveis na Tabela 9, foram obtidos de forma experimental, através de sucessivos testes exploratórios que permitiram identificar as condições que asseguravam um crescimento estável e controlado da fenda, sem ocorrência de propagação abrupta ou instabilidade. A abertura da pré-fenda foi monitorizada em tempo real com o auxílio de uma câmara de vídeo, até atingir um comprimento de cerca de 2,5 mm, respeitando assim intervalo imposto pela norma, definido pelas dimensões dos provetes.

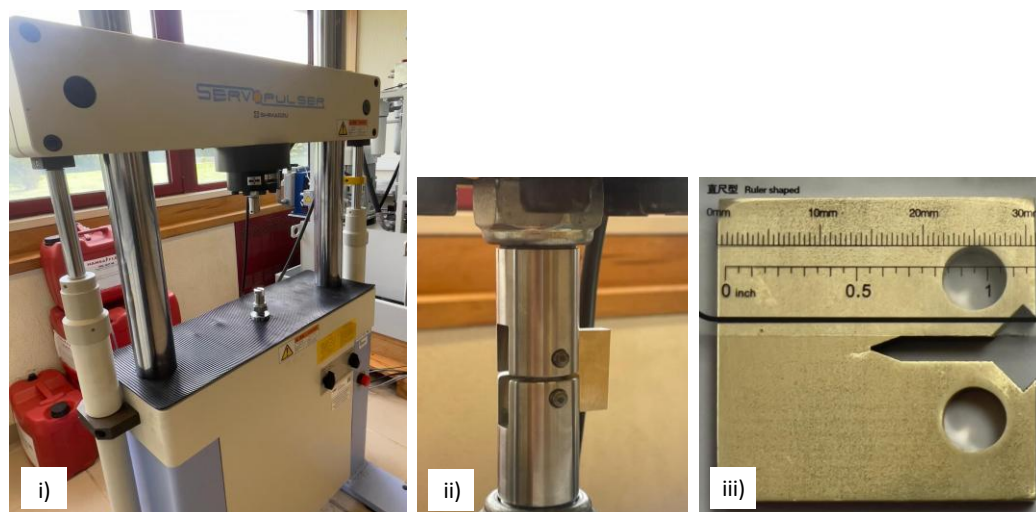


Figura 35 - Shimadzu Servopulser EHF-EV051k1: i) vista externa da máquina de testes, ii) fixação do provete CT no equipamento e iii) pré-fenda induzida por fadiga.

Tabela 9 - Parâmetros para abertura da pré-fenda por fadiga.

Tipo de oscilação	Sinusoidal
Carga máxima	3 kN
Carga mínima	0,3 kN
Frequência	10 Hz

Posteriormente, o provete é submetido ao carregamento quase estático de abertura da fenda a uma velocidade de aplicação de carga de 0,08 kN/s. Este valor foi obtido através de uma iteração, considerando a geometria do provete e os limites estabelecidos pela norma para a taxa do fator de intensidade de tensão ($0,55 - 2,75 \text{ MPa} \cdot \sqrt{\text{m}}/\text{s}$). A carga foi aplicada de forma contínua até ocorrer a fratura do provete. Durante o ensaios foram registados os valores de carga e o deslocamento do travessão da máquina de teste para posterior análise. Idealmente, os valores de deslocamento deveriam ser medidos diretamente na boca da fenda através de um extensómetro do tipo clipe. No entanto, por motivos externos, não foi possível a sua utilização. Por esta razão, optou-se por assumir que a relação entre a carga e o deslocamento do travessão da máquina é semelhante ou muito próxima àquela que seria obtida com o extensómetro.

Após a fratura dos provetes, o valor do fator de intensidade de tensão crítico condicional K_{Ic} , calculado pela equação 5, é determinado com base na carga crítica condicional P_{Ic} , obtida através do gráfico resultante do ensaio. P_{Ic} corresponde ao ponto onde ocorre um desvio de 5% da linearidade inicial da curva força-deslocamento, o que indica o início da propagação instável da fenda.

$$K_Q = \frac{P_Q}{B\sqrt{W}} f\left(\frac{a}{W}\right) \quad (5)$$

Em que:

- K_Q – fator de intensidade de tensão crítico condicional, em $\text{MPa}\cdot\sqrt{\text{m}}$;
- P_Q – valor da carga crítica condicional, em MN;
- B – espessura do provete, em m;
- W – largura característica do provete, em m;
- a – comprimento da fenda, em m;
- $f\left(\frac{a}{W}\right) = \frac{\left(2+\frac{a}{W}\right)\left[0,886+4,64\frac{a}{W}-13,32\left(\frac{a}{W}\right)^2+14,72\left(\frac{a}{W}\right)^3-5,6\left(\frac{a}{W}\right)^4\right]}{\left(1-\frac{a}{W}\right)^{3/2}}$, fator de forma geométrico.

A validade deste ensaio está dependente de dois pressupostos, que devem ser garantidos:

1) Comportamento linear-elástico

O material deve responder de forma linear à aplicação da carga até ao ponto de fratura. Desta forma, a propagação da fenda deve ser instável e abrupta, indicando uma rotura frágil. Caso o material em estudo seja dúctil, parte da energia é absorvida através da deformação plástica do provete, o que invalida a determinação do parâmetro K_{Ic} . Condição para que este pressuposto seja validado:

$$\frac{P_{\max}}{P_Q} \leq 1,10 \quad (6)$$

Em que:

- P_{\max} – valor máximo de força ao longo do ensaio, em kN;

2) Estado plano de deformação

O ensaio, quando realizado no estado plano de deformação, apresenta um resultado conservador e independente da geometria do provete. Em provetes com baixo comprimento de ligamento ($W-a$), o alongamento do material na direção correspondente deixa de ser restringido e o provete absorve parte da energia de fratura. Condição para que este pressuposto seja validado:

$$(W-a) \geq 2,5 \left(\frac{K_Q}{\sigma_{YS}}\right)^2 \quad (7)$$

Em que:

- σ_{YS} – tensão de cedência do material pelo critério de 0,2% de deformação, em MPa.

Caso as dimensões dos provetes permitam respeitar estes dois critérios, o valor de K_Q é aceite como K_{Ic} .

A determinação da tenacidade à fratura do material quando submetido ao tratamento térmico de têmpera, descrito no capítulo 3.1.5.4., não foi alvo de investigação neste trabalho devido à

elevada ductilidade resultante, o que impossibilita o uso desta metodologia. A correta caracterização da resistência à fratura em materiais com esse nível de ductilidade exige abordagens baseadas na mecânica da fratura elasto-plástica, como o uso do J-integral ou *crack-tip opening displacement*. A norma recomendada para esse efeito é a ASTM E1820 - "Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness" [92].

3.1.5. Fabrico e preparação dos provetes

Nesta secção é apresentado o processo de modelação geométrica, fabrico e preparação dos provetes utilizados nos diversos ensaios laboratoriais. Ao longo do capítulo são apresentadas as geometrias adotadas para os corpos de prova, as normas que regulam os ensaios e algumas adaptações realizadas derivadas das limitações do equipamento de impressão. Além disso, são identificadas as etapas associadas ao corte, lixagem e polimento para cada tipo de provete. O capítulo termina com a descrição fundamentada do tratamento térmico aplicado e os objetivos associados às transformações microestruturas da liga que dele derivam.

3.1.5.1. Provetes para ensaios de massa volúmica, micrográficos e dureza

Para a caracterização do material em estudo e para a otimização dos parâmetros de impressão, foram produzidos seis provetes cúbicos com arestas de 8 mm ($8 \times 8 \times 8 \text{ mm}^3$), seguindo as combinações de parâmetros disponíveis na Tabela 8, desde o provete 1 até ao 6. A geometria dos corpos de prova foi suficiente para respeitar o limite mínimo de volume exigido pela norma ISO 3369 [86] ($\geq 0,5 \text{ cm}^3$).

Apesar de a plataforma de construção utilizada durante a impressão ser de cobre, o que a torna compatível com o pó de Cu10Al, promovendo boa aderência nas primeiras camadas depositadas, optou-se por iniciar todas as impressões dos conjuntos de provetes com uma base retangular com 0,25 mm de espessura (correspondente a 10 camadas), onde são assentes todos os provetes. Esta base foi dimensionada de forma a manter uma margem de 5 mm dos provetes em relação às extremidades e entre cada um deles. Esta base tem como objetivo mitigar os efeitos provenientes de gradientes térmicos iniciais muito elevados, que poderiam induzir deformações por empeno caso os provetes fossem impressos diretamente na plataforma. Desta forma, as tensões residuais de origem térmica distribuem-se por uma maior área, o que promove a uniformidade das propriedades do material ao longo da construção dos componentes funcionais. Os suportes do tipo "bloco" impressos entre o substrato de controlo térmico e os provetes cúbicos, visíveis na Figura 36 com a cor azul, definem uma altura de separação suficientemente elevada, cerca de 2,5 mm desde a plataforma, para garantir um corte mecânico seguro por serra, sem comprometer a geometria dos provetes.

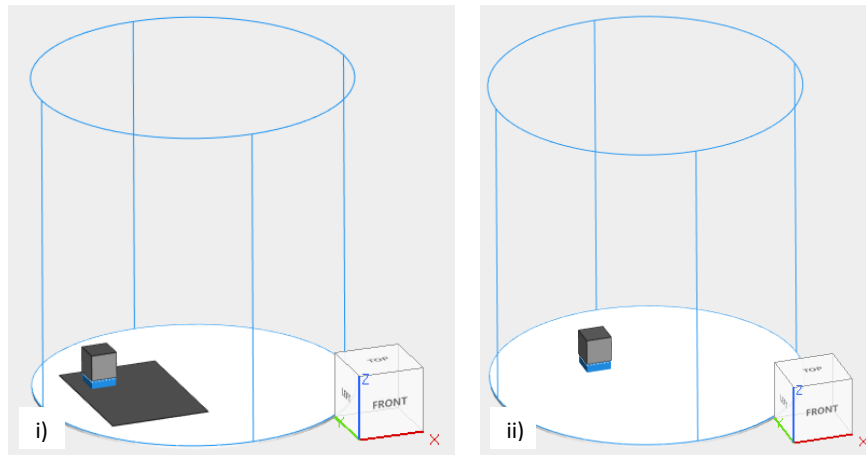


Figura 36 - Modelação e posicionamento dos provetes cúbicos no Materialise Magics para impressão: i) provete 1 e ii) provete 2.

Uma vez que o objetivo seria imprimir, em simultâneo, seis provetes com velocidades de varrimento diferentes, houve a necessidade de se recorrer à modelação destes provetes em separado e aplicar os parâmetros de impressão respetivos para, posteriormente, sobrepor estes seis modelos no equipamento de impressão. A Figura 36 contempla os dois primeiros modelos criados, que correspondem aos provetes 1 e 2, devidamente posicionados para que não haja interferência aquando do processo de fabrico. Na Figura 37 está representado o aspeto final pós impressão do conjunto de provetes cúbicos utilizados nos ensaios de massa volúmica, micrográficos e de dureza.

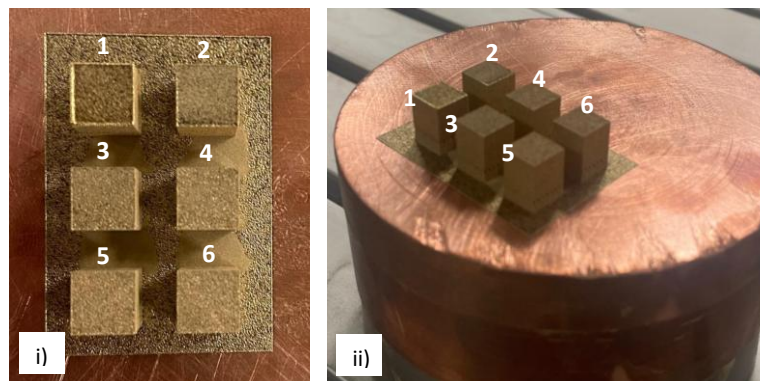


Figura 37 - Aspeto final dos provetes cúbicos pós impressão: i) vista superior e ii) vista isométrica.

Concluída a impressão dos provetes cúbicos por SLM, foi necessário realizar um tratamento superficial na face inferior de cada provete, com o objetivo de remover os suportes de construção e obter uma superfície plana e uniforme, adequada para os ensaios de massa volúmica. Inicialmente, os provetes foram removidos da plataforma de construção por corte mecânico, através de uma serra manual e com apoio de um sistema de fixação específico (Figura 38-i). Esta operação permitiu separar os provetes, com segurança, sem comprometer a sua integridade dimensional, tendo-se obtido o provete presente na Figura 38-ii). O processo de lixagem e polimento foi realizado no equipamento Jean Wirtz TG 200 (Figura 38-iii) e consistiu na passagem sequencial por lixas de granulometria progressiva, P360, P600 e P1200, até se obter uma superfície lisa e sem irregularidades visíveis (Figura 38-iv). Este tratamento foi

Desenvolvimento

restrito à face inferior, mantendo-se as restantes superfícies no estado obtido diretamente após o processo de fabrico.

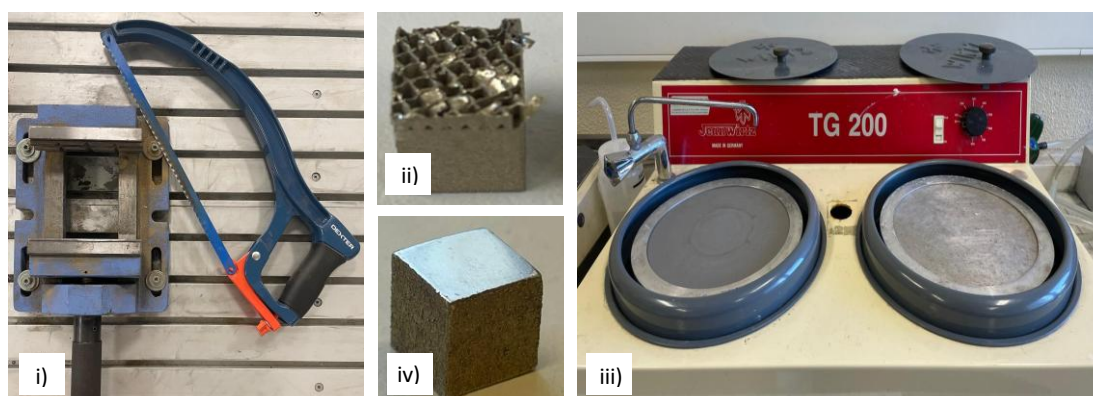


Figura 38 - Preparação dos provetes cúbicos para os ensaios de massa volúmica: i) sistema de fixação para a plataforma de construção e serra de corte, ii) face inferior do provete com suporte, iii) equipamento de polimento Jean Wirtz TG 200 e iv) face inferior do provete pós polimento.

Para a realização dos ensaios micrográficos, a mesma face inferior foi novamente polida com as lixas referidas, com o objetivo de eliminar possíveis contaminações superficiais, e submetida a um polimento de acabamento com suspensão de diamante de 3 μm , como demonstrado na Figura 39. Este passo adicional teve como finalidade eliminar eventuais marcas de desgaste abrasivo e proporcionar uma superfície espelhada, adequada para observação da porosidade via SEM. Por último, para proceder aos ensaios de dureza, resta ainda lixar e polir uma das faces laterais dos corpos de prova cúbicos. Após o tratamento térmico, deve-se realizar novamente o procedimento de polimento mecânico para os novos ensaios de dureza, garantindo a completa remoção das indentações feitas anteriormente.



Figura 39 - Polimento dos provetes com suspensão de diamante para ensaios micrográficos: i) suspensão de diamante DiaPro Dur3 da Struers e ii) processo de polimento no equipamento Jean Wirtz TG 200.

3.1.5.2. Provetes para ensaios de tração

A geometria dos provetes de tração modelados, representada na Figura 40, foi baseada nas recomendações dimensionais da norma ASTM E8/E8M [90] para os corpos de prova subdimensionados. No entanto, o equipamento de impressão utilizado apresenta limitações em termos de volume de construção, particularmente na altura máxima permitida, o que impossibilita aplicar as dimensões recomendadas pela norma. Considerando que a impressora apenas permite o fabrico de componentes com cerca de 100 mm de altura, e visando manter tanto o substrato de controlo térmico quanto os suportes de construção, houve necessidade de reduzir o comprimento total dos provetes. Em função destas limitações, optou-se por uma adaptação das dimensões do provete, mantendo-se as proporções críticas da secção útil e o comprimento da região de medição do alongamento pelo extensómetro, conforme os requisitos mínimos da norma, de modo a garantir a validade dos resultados obtidos nos ensaios de tração.

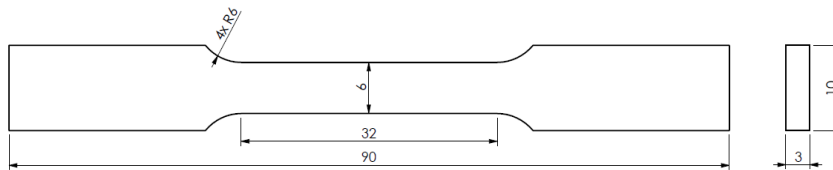


Figura 40 – Dimensões (mm) dos provetes de tração impressos baseadas na norma ASTM E8/E8M.

Após a escolha ponderada dos parâmetros de impressão ótimos para a liga em estudo, procedeu-se à preparação do modelo para impressão no Materialise Magics, presente na Figura 41-i). Seis provetes foram posicionados de forma a garantir algum espaçamento entre eles e impressos sobre os suportes de construção, tal como explanado para os provetes de massa volúmica. Três dos provetes presentes na Figura 41-ii) serão testados à tração tal como fabricados e os outros três submetidos ao tratamento térmico antes do seu teste. Na Figura 41-iii) é possível observar dois provetes já após o corte dos suportes de impressão e polimento da superfície em contacto com eles.

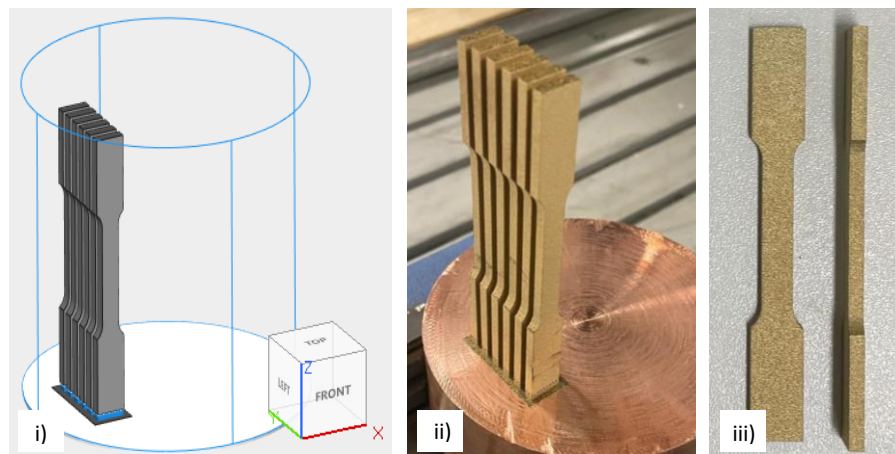


Figura 41 - Provetes de tração impressos: i) modelação e posicionamento dos provetes no Materialise Magics, ii) conjunto de seis provetes pós-impressão e iii) provetes com os suportes de construção removidos.

3.1.5.3. Provetes para ensaios de fratura

Para os ensaios quase estáticos de fratura foram utilizados os provetes do tipo CT, cujas dimensões estão presentes na Figura 42. Toda a geometria foi definida de acordo com os requisitos mínimos e proporções entre dimensões estabelecidas pela norma ASTM E399, tendo sido arbitrado um valor para a largura característica (W) do provete de 25 mm. Este valor representa a distância entre o centro dos furos e a extremidade oposta, enquanto todas as outras dimensões são definidas em função deste valor. O valor adotado para a espessura (B) do provete não foi a recomendada ($B=W/2$). Porém, esta encontra-se dentro do limite mínimo definido pela norma, ou seja, $2 \leq W/B \leq 4$. No início da fenda foi ainda considerada a geometria necessária para aplicação de um extensômetro do tipo clipe, de forma a obter o valor da abertura da fenda ou *crack mouth opening displacement* (CMOD).

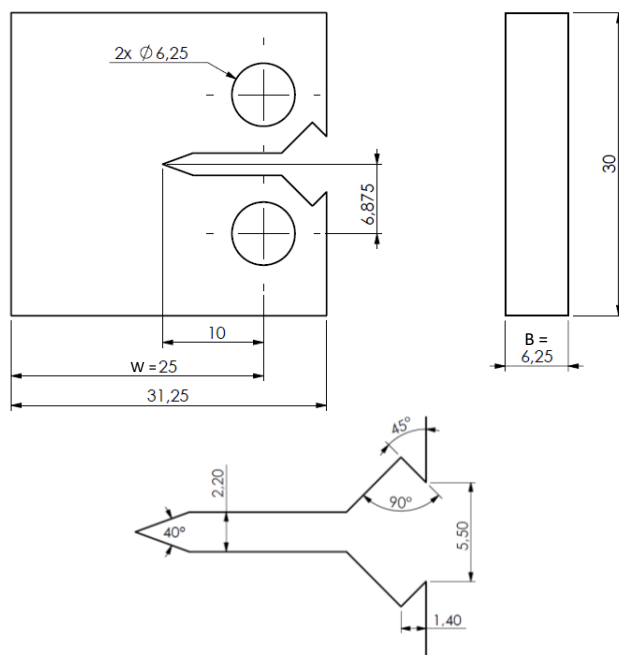


Figura 42 - Dimensões dos provetes CT segundo a norma ASTM E399.

Três provetes, devidamente espaçados e posicionados na plataforma de construção, foram preparados no Materialise Magics, como é possível observar na Figura 43-i), tendo sido mantida a base de controlo térmico e uma altura de suportes necessária para o corte seguro dos provetes. Para além disso, de forma a garantir um toleranciamento dimensional refinado do diâmetro dos furos, os mesmos foram modelados com 5 mm de diâmetro e com suportes de impressão, para posteriormente serem furados com o diâmetro adequado. Os provetes obtidos logo após a impressão com a velocidade de varrimento em estudo encontram-se na Figura 43-ii). Finalmente, os corpos de prova passam pelo processo de furação, através de uma furadora de bancada, seguido do polimento de todas as faces dos provetes com a passagem gradual das lixas P320, P600 e P1200, de forma a mitigar a probabilidade de a fenda propagar prematura e assimetricamente devido à elevada rugosidade superficial dos provetes.

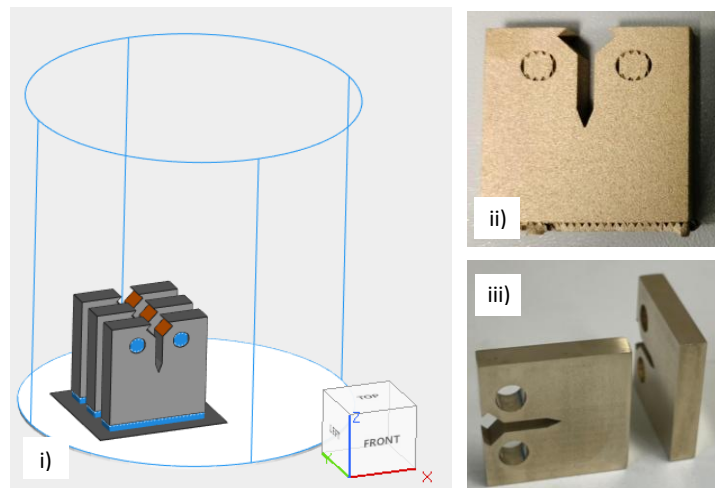


Figura 43 – Provetes CT impressos: i) modelação e posicionamento dos provetes no Materialise Magics, ii) provete pós impressão e corte e iii) provetes com as respetivas furações, suportes de construção removidos e polimento em todas as faces.

3.1.5.4. Tratamento térmico

A compreensão da microestrutura e do diagrama de fases correspondente para a liga binária de cobre e alumínio, mais concretamente da liga Cu10Al, é fundamental para a previsão do comportamento e propriedades mecânicas resultantes do processo de fabrico e possíveis tratamentos térmicos. Como é possível observar através do diagrama presente na Figura 44-i), para baixas concentrações de alumínio, o metal fundido solidifica para uma única fase rica em cobre, α , caracterizada por conferir maior ductilidade a este tipo de ligas [80]. Acima da marca dos 8% de alumínio (wt%), surge uma segunda fase, β , que é estável a altas temperaturas e possui maior concentração de alumínio [80]. Para uma liga com 10% de alumínio (wt%), equivalente à liga em estudo, o arrefecimento lento da fase β provoca uma transformação eutectóide que a divide nas fases α e γ_2 . Esta última fase, γ_2 , consiste num composto intermetálico extremamente duro e frágil [80]. Na Tabela 10 é possível observar uma descrição, sumariada, das diferentes fases que podem compor a microestrutura da liga em estudo.

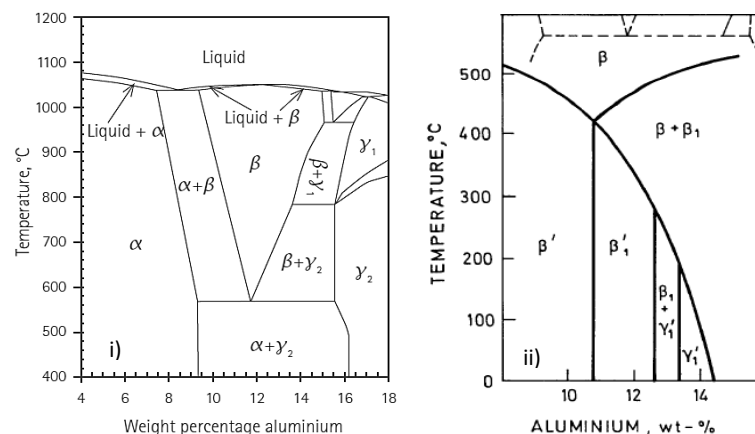


Figura 44 - Fases microestruturais que compõe as ligas de Cu-Al: i) diagrama de equilíbrio de fases [80] e ii) transformação metaestável da fase β para elevadas taxas de arrefecimento [93].

Tabela 10 - Descrição das fases que podem compor a microestrutura da liga Cu10Al (adaptada de [80, 81]).

Fase	Estrutura cristalográfica	Descrição
α	Cúbica de face centrada (CFC)	Solução sólida rica em cobre (fase dúctil)
β	Cúbica de corpo centrado (CCC)	Solução sólida estável a altas temperaturas e com maior concentração de alumínio (fase resistente e dura)
γ_2	Cúbica simples (CS) - estrutura tipo γ -brass	Composto intermetálico rico em alumínio (fase resistente e extremamente dura)

No processamento da liga de Cu10Al por SLM, a fase α e os compostos intermetálicos γ_2 não são constituintes da microestrutura resultante da impressão. Esta ausência deve-se ao facto de que, após a fusão do material, correspondente à fase líquida do diagrama de equilíbrio, o arrefecimento ocorre a taxas extremamente elevadas. Como consequência, forma-se, exclusivamente, uma fase metaestável β' , derivada da transformação da fase β , como demonstrado na Figura 44-ii). Portanto, é expectável que a microestrutura resultante do processo de impressão seja predominantemente formada pela fase metaestável com estrutura acicular tipo martensite (Figura 45-i) com grãos colunares refinados paralelos à direção de construção (Figura 45-ii) e com tensões residuais térmicas significativas. Estes fatores impossibilitam a obtenção de uma liga com um bom compromisso entre resistência e ductilidade, o que não a torna atrativa para o projeto de componentes. Desta forma, optou-se por caracterizar o material não só tal como fabricado por SLM, como sujeito a um tratamento térmico.

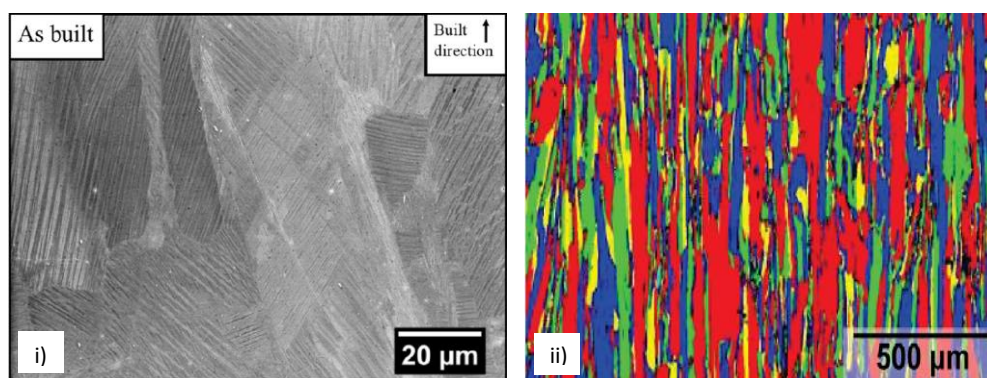


Figura 45 - Microestruturas resultantes da impressão de ligas de Cu-Al por SLM: i) estrutura tipo martensítica de uma liga Cu-Al-Ni-Fe-Mn [81] e ii) orientação cristalográfica de uma liga Cu-Al-Mn [94].

Dada a formação exclusiva da fase β' durante o processamento da liga, associada à elevada dureza e resistência, mas também ductilidade reduzida, foi aplicado um tratamento térmico com o objetivo de melhorar o desempenho mecânico global da liga. O tratamento consistiu no aumento de temperatura da liga até aos 700°C, seguido de um patamar a temperatura

constante, e realização de uma têmpera em água. O ciclo térmico correspondente, representado na Figura 46, permitiu reverter a fase metaestável para a fase β e, a partir daí, formar a fase mais dúctil, α , resultando numa microestrutura $\alpha + \beta'$ após a têmpera. O patamar do aumento da temperatura até aos 700°C dependeu unicamente da capacidade de aquecimento do forno e o patamar de temperatura constante foi fixado em 90 minutos com o objetivo de garantir a homogeneização da fase β e a formação da fase α .

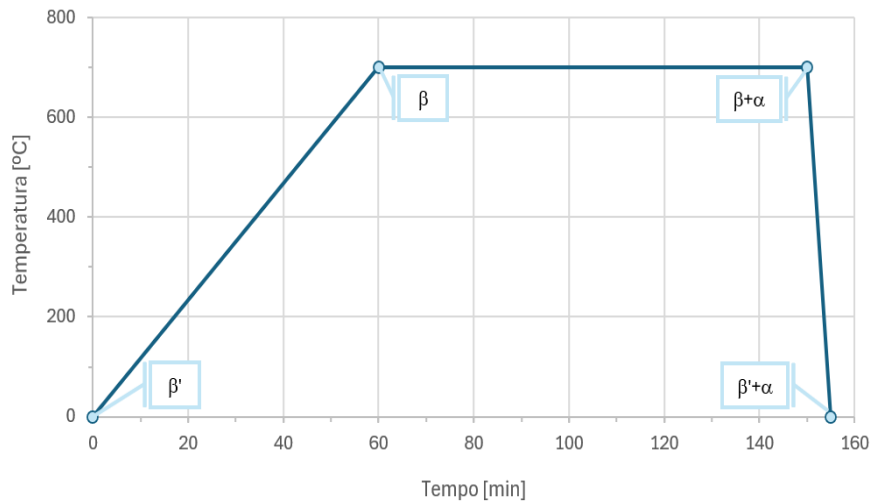


Figura 46 - Ciclo térmico da têmpera em água para os provetes produzidos por SLM.

3.2. Resultados e discussão

No presente capítulo são apresentados e discutidos os resultados obtidos para os ensaios experimentais de caracterização física e mecânica da liga Cu10Al produzida por SLM. Para a seleção dos parâmetros otimizados de impressão foram reunidas as informações acerca da influência da VED, mais concretamente da velocidade de varrimento, na massa volúmica, no tempo de impressão por unidade de volume e na dureza dos provetes cúbicos com e sem tratamento térmico. Após a seleção criteriosa dos parâmetros ótimos, são apresentadas as propriedades mecânicas à tração da liga processada, comparadas com as obtidas para os parâmetros de referência, e as conclusões acerca dos ensaios de fratura para os provetes processados com os parâmetros otimizados sem tratamento térmico.

3.2.1. Variação da massa volúmica dos provetes com a energia do processo

Com o objetivo de avaliar o grau de compactação das peças produzidas sob diferentes condições de fabrico, foram realizados ensaios de determinação da massa volúmica dos provetes. Este parâmetro é um dos principais indicadores da qualidade do processo, uma vez que permite relacionar o nível de porosidade obtido com a quantidade de energia fornecida ao material durante o processo de fusão. Para esse efeito, recorreu-se ao Princípio de Arquimedes, utilizando a massa do provete a seco e a massa do provete submerso no líquido de referência, para calcular a massa volúmica da peça fabricada. Os valores medidos para cada provete encontram-se apresentados na Tabela 11.

Tabela 11 - Valores de massa dos provetes registados para o ensaio de massa volúmica.

Provete	Massa do provete a seco [g]	Massa do provete submerso [g]
1	3,6403	3,1581
2	3,6765	3,1886
3	3,5330	3,0512
4	3,3107	2,8306
5	3,1582	2,6806
6	3,0184	2,5468

Assim, torna-se possível calcular a massa volúmica, em g/cm^3 , para cada provete. Contudo, geralmente, é utilizada uma relação entre a massa volúmica calculada e a massa volúmica típica obtida para o material, a que se dá o nome de massa volúmica relativa. De seguida, como forma de exemplo, é demonstrado, para o provete 1, como os valores de massa volúmica e massa volúmica relativa, presentes na Tabela 12, foram calculados. As equações necessárias foram previamente apresentadas e detalhadas no capítulo 3.1.4.1.

$$\rho = \frac{m_1 \times \rho_1}{m_2} = \frac{3,6403 \times 0,9982}{3,6403 - 3,1581} = 7,535 \text{ g/cm}^3 \quad \left| \quad \rho_{\text{rel}} = \frac{\rho}{\rho_{\text{mat}}} \times 100 = \frac{7,535}{7,6} \times 100 = 99,14\%$$

Tabela 12 - Valores de massa volúmica e massa volúmica relativa dos provetes impressos.

Provete	Massa volúmica do provete [g/cm^3]	Massa volúmica relativa [%]
1	7,535	99,14
2	7,522	98,97
3	7,320	96,32
4	6,883	90,57
5	6,601	86,86
6	6,389	84,07

Através da análise da coluna da massa volúmica relativa dos provetes, é evidenciada a tendência decrescente da massa volúmica com a diminuição da energia fornecida ao material, que segue a curva representada na Figura 47. Acima dos 80 J/mm^3 regista-se um patamar onde a massa volúmica relativa se mantém praticamente constante, a rondar os 99%. No entanto, a partir da energia utilizada na produção do provete 3, cerca de 53 J/mm^3 , a qualidade da impressão desce significativamente de forma linear.

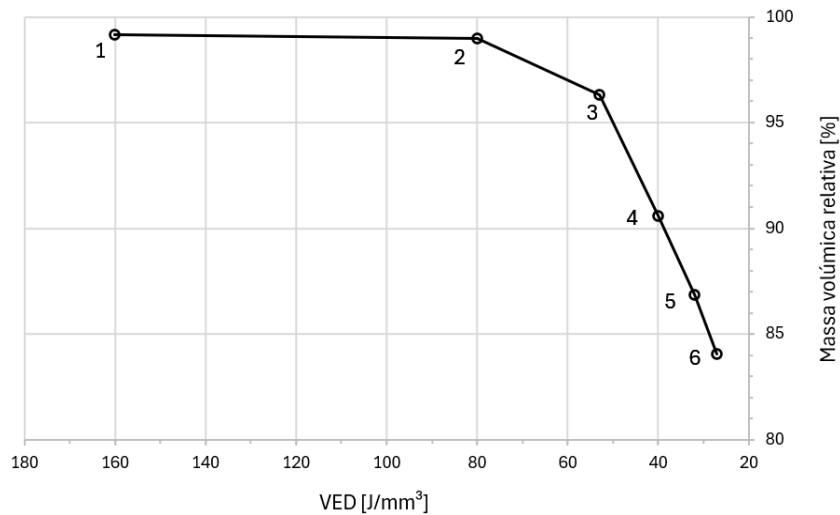


Figura 47 - Influência da VED na massa volúmica relativa dos provetes.

Posto isto, a variação da massa volúmica pode ser caracterizada por dois regimes, um que compreende uma zona de massa volúmica constante e outro no qual a massa volúmica decresce linearmente. Por outro lado, a transição entre estes dois regimes não foi definida de uma forma clara, tendo sido adotada uma metodologia para determinação da energia mínima e, consequentemente, da velocidade máxima que permite a impressão de peças densas, o que promove maior eficiência produtiva. Esta metodologia, apresentada na Figura 48, consiste na obtenção do ponto de interseção entre as retas de tendência para os dois regimes e na investigação como a massa volúmica do material é definida nesta transição.

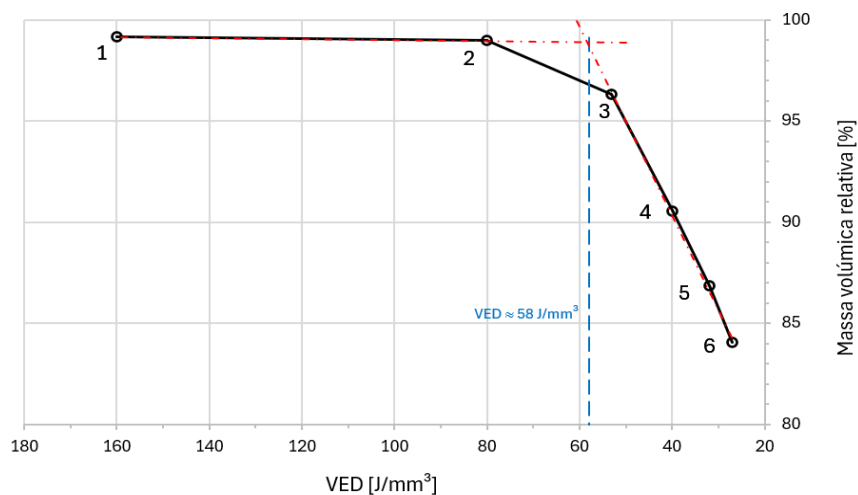


Figura 48 - Metodologia para determinação do limite mínimo de energia necessária para a impressão de peças densas.

Com o objetivo de investigar com maior precisão o comportamento do material na região de transição identificada, foram impressos dois provetes cúbicos adicionais, representados na Figura 49. Um deles foi produzido com a energia volumétrica correspondente ao ponto crítico, determinado pela interseção das retas de tendência, 58 J/mm^3 (proвете 8), e outro com um valor de energia 15% superior a esse limite, cerca de 67 J/mm^3 (proвете 7), definido como o intervalo limite a investigar. Não houve necessidade de se investigar a impressão de um provete

com energia 15% inferior ao ponto crítico, uma vez que tal alteração resulta numa VED inferior à utilizada na impressão do provete 3. As velocidades de varrimento resultantes para os valores de VED em questão, 58 e 67 J/mm³, foram de 1379 e 1199 mm/s, respetivamente.

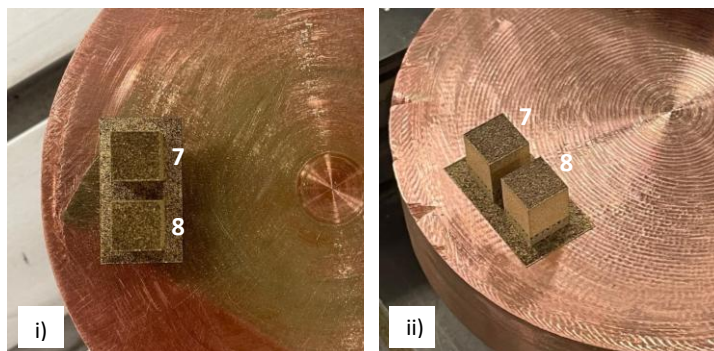


Figura 49 - Provetes cúbicos adicionais para investigação do patamar de transição da variação de massa volúmica: i) vista superior e ii) vista isométrica.

Na Tabela 13 e Tabela 14 encontram-se representadas, respetivamente, as medições de massa obtidas e os resultados provenientes dos ensaios de massa volúmica.

Tabela 13 - Valores de massa dos provetes adicionais registados para o ensaio de massa volúmica.

Provete	Massa do provete a seco [g]	Massa do provete submerso [g]
7	3,6285	3,1452
8	3,5557	3,0752

Tabela 14 - Valores de massa volúmica e massa volúmica relativa dos provetes adicionais impressos.

Provete	Massa volúmica do provete [g/cm ³]	Massa volúmica relativa [%]
7	7,494	98,61
8	7,387	97,19

Com os valores de massa volúmica relativa calculados para os provetes adicionais foi possível obter a sua variação no patamar de transição entre os dois regimes identificados anteriormente. Os resultados confirmam a tendência de massa volúmica constante perto dos 99% até à energia utilizada para a impressão do provete 7. Contudo, com o decréscimo da VED, observa-se um pequeno patamar no qual a massa volúmica é decrescente de forma linear, sendo o declive da reta de tendência inferior ao obtido para energias abaixo da utilizada no provete 3, tal como demonstrado na Figura 50.

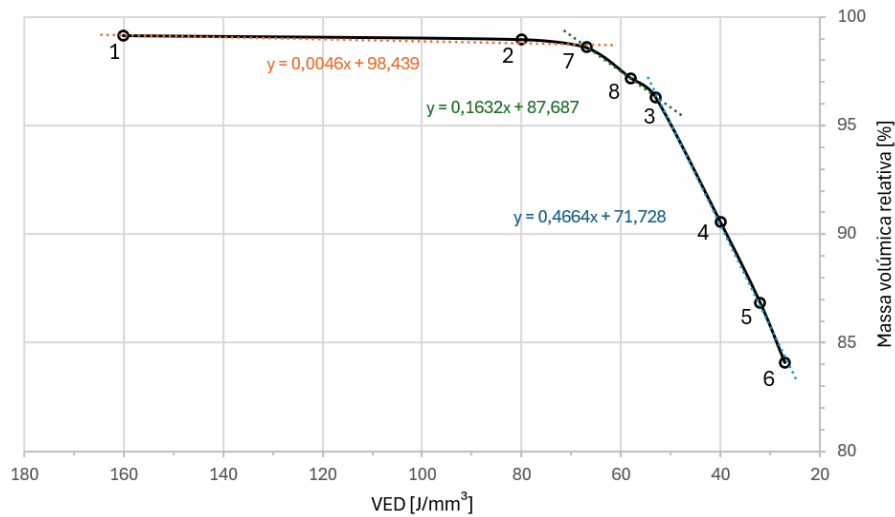


Figura 50 - Influência da VED na massa volúmica relativa dos provetes após correção do patamar de transição entre os dois regimes identificados.

Desta forma, define-se um intervalo ótimo de VED para se obter massas volúmicas relativas elevadas, acima dos 97%, entre 160 e 58 J/mm³.

3.2.2. Avaliação da porosidade e composição química

A análise microestrutural dos provetes produzidos permite uma avaliação detalhada da porosidade interna resultante do processo de FA. Com recurso ao equipamento SEM, é possível identificar a morfologia, a distribuição e a quantidade de defeitos presentes na estrutura do material, bem como inferir as suas possíveis origens. Esta secção apresenta as imagens obtidas para provetes representativos de diferentes condições de fabrico, de forma a estabelecer uma correlação entre a energia aplicada durante o processo e a formação de porosidade.

Na Figura 51 estão representadas as imagens obtidas para o provete com maior massa volúmica (proвете 1). Ao longo da superfície é evidente a forma arredondada dos poros existentes, sendo notória também a reduzida concentração de porosidade e a sua baixa profundidade. A morfologia identificada é típica de defeitos formados pelo aprisionamento de bolhas de gás geradas ao longo da fusão do material e que não se libertaram antes da sua solidificação.

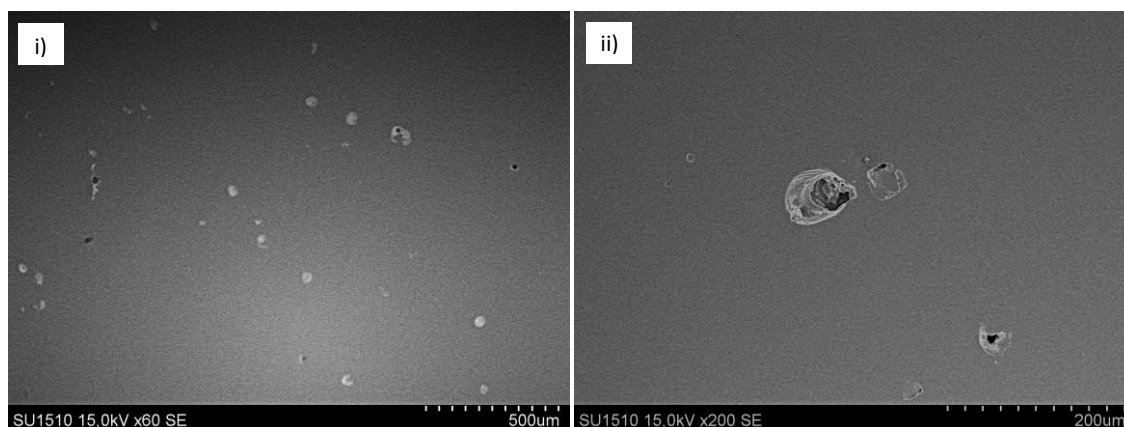


Figura 51 - Análise micrográfica SEM do provete mais denso ($VED = 160 \text{ J/mm}^3$): i) detalhe 1 com ampliação de $60\times$ e ii) detalhe 2 com ampliação de $200\times$.

Relativamente às imagens obtidas para o provete intermédio (provete 3), presentes na Figura 52, torna-se evidente a identificação de poros com formas mais irregulares e alongadas quando comparados com os obtidos no provete mais denso. Apesar de ainda se observar defeitos com baixa profundidade, a sua concentração é muito superior à observada no caso anterior.

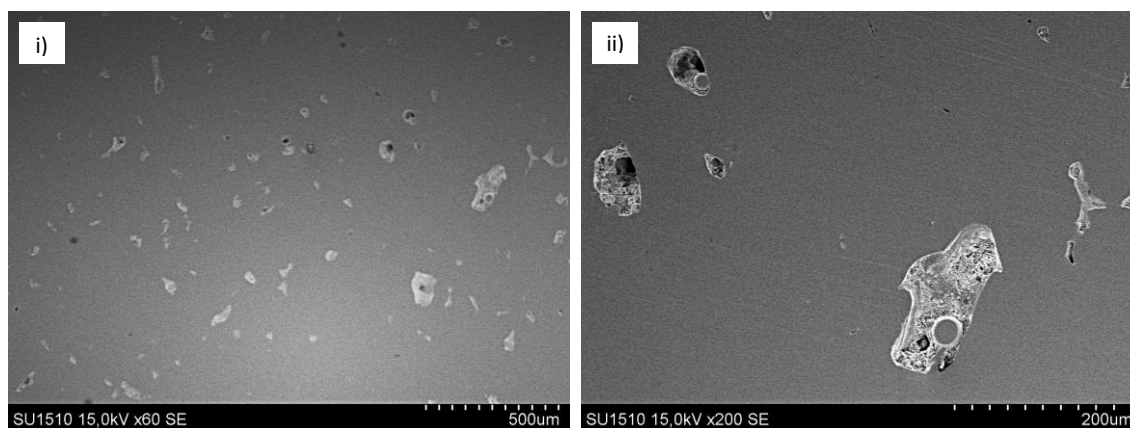


Figura 52 - Análise micrográfica SEM de um provete com massa volúmica intermédia ($VED = 53 \text{ J/mm}^3$): i) detalhe 1 com ampliação de $60\times$ e ii) detalhe 2 com ampliação de $200\times$.

Na Figura 53, que contempla as imagens obtidas para o provete com menor massa volúmica (provete 6), é possível observar a elevada concentração de porosidade com alta profundidade e morfologia alongada que pode propagar-se como fendas, provocando a rotura prematura do material quando solicitado. Para além disso, são perfeitamente visíveis algumas das partículas do pó presentes no interior dos poros, o que indica que a energia fornecida ao longo do processo de fabrico não foi suficiente para que a fusão completa do material ocorresse. A falta da consolidação adequada do material afeta negativamente a resistência mecânica da liga.

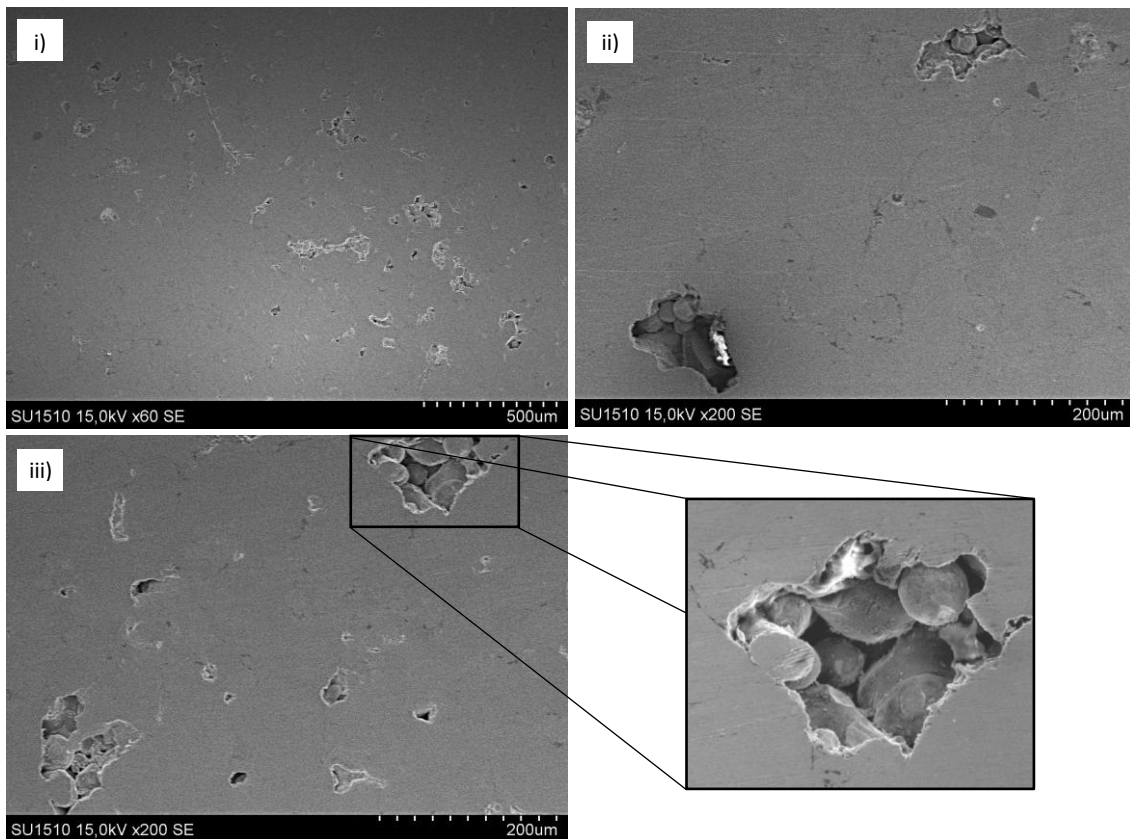


Figura 53 - Análise micrográfica SEM do provete menos denso ($VED = 27 \text{ J/mm}^3$): i) detalhe 1 com ampliação de $60\times$, ii) detalhe 2 com ampliação de $200\times$ e iii) detalhe 3 com ampliação de $200\times$ e enfoque na falta de fusão do pó de material.

Complementarmente à análise da porosidade, foi realizada a avaliação da composição química da liga utilizada. Na Figura 54 encontram-se apresentados os resultados provenientes da análise EDS para o provete com maior massa volúmica, o que inclui o espectro com os picos de emissão dos raios-x característicos (Figura 54-i) e a composição química da superfície com todos os elementos detetados (Figura 54-ii). Por outro lado, optou-se também por se restringir a análise da composição química ao cobre e ao alumínio, com o objetivo de confirmar e validar os intervalos da percentagem em massa dos elementos característicos da liga. A composição química presente na Figura 54-iii) permite concluir que, efetivamente, o pó de material contempla cerca de 10% de alumínio e nenhum outro elemento de liga. A decisão de excluir a presença de oxigénio e carbono da análise de EDS foi motivada pela elevada probabilidade de que estes elementos resultassem de oxidações e contaminações superficiais da amostra [84], provenientes da produção, manuseamento e de resíduos de limpeza, e que não representassem a composição real do material analisado.

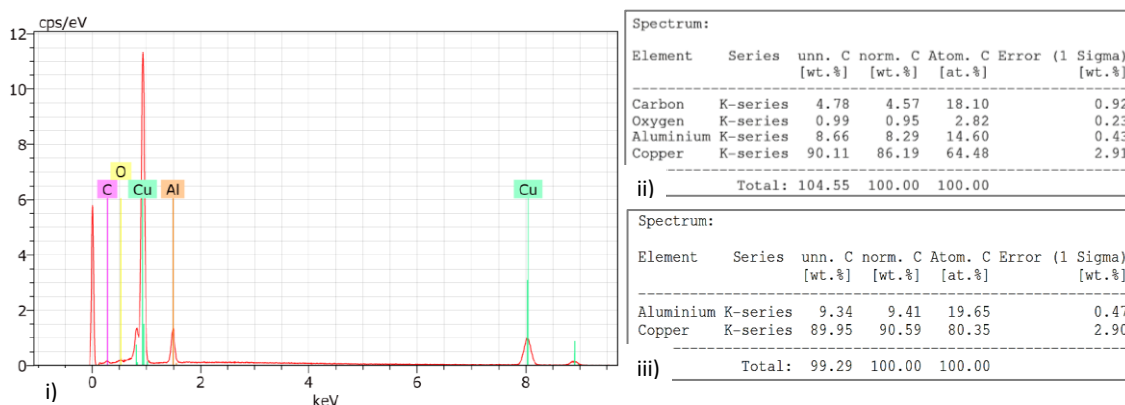


Figura 54 - Análise EDS da superfície do provete 1: i) espectro EDS, ii) composição química da superfície e iii) composição química da superfície restrita a Cu e Al.

3.2.3. Influência da velocidade de varrimento no tempo dedicado à impressão

A velocidade de varrimento do feixe laser é um dos parâmetros mais influentes no tempo de produção de um componente por SLM. Nesta secção da dissertação é apresentada uma análise da influência direta da velocidade de varrimento na eficiência produtiva, a nível temporal, das diferentes combinações de parâmetros investigadas. Para este estudo, foi utilizado um modelo de geometria simples, composto por um cilindro maciço com 90 mm de diâmetro e 50 mm de altura (Figura 55-i). Esta configuração foi escolhida por representar, aproximadamente, toda a área de secção da câmara de construção da máquina de impressão e metade da sua altura máxima útil, o que permite assegurar um volume suficientemente representativo para simular condições reais de produção. A previsão do tempo de impressão associado ao conjunto de velocidades investigadas foi obtida através do *software* TruTops Print, específico do fabricante do equipamento de impressão. Na Figura 55-ii) encontra-se exemplificada a interface para visualização do tempo estimado da impressão do modelo em estudo com os parâmetros de referência associados.

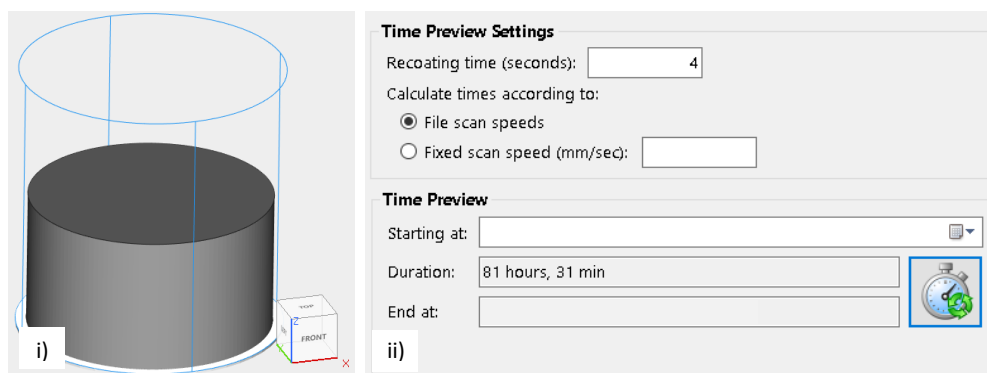


Figura 55 – Simulação do tempo de impressão: i) modelo cilíndrico utilizado e ii) indicação do tempo estimado de impressão para os parâmetros de referência.

Na Tabela 15 estão compilados os tempos de impressão obtidos para as diferentes velocidades de varrimento e, como seria de esperar, verifica-se uma redução acentuada e progressiva no tempo de produção com o incremento da velocidade.

Tabela 15 - Relação entre os parâmetros e o tempo de impressão.

VED [J/mm ³]	Provete	Velocidade de varrimento [mm/s]	Tempo de impressão [min]
133	REF	480*	4891
160	1	500	4638
80	2	1000	2542
67	7	1199	2193
58	8	1379	1965
53	3	1500	1843
40	4	2000	1501
32	5	2500	1294
27	6	3000	1168

* Parâmetros de referência do fabricante para a liga Cu10Sn, com potência inferior (160 W) aos demais.

Adicionalmente, a Tabela 16 apresenta uma análise relativa percentual do tempo de impressão, considerando dois critérios distintos: a redução relativa entre dois provetes consecutivos e a redução relativa em relação ao provete de referência (REF). Esta abordagem permite avaliar não só o ganho absoluto de produtividade, mas também a taxa de melhoria associada ao aumento progressivo da velocidade de varrimento. Os dados revelam que o maior ganho entre provetes consecutivos ocorre na transição entre o provete 1 (500 mm/s) e o provete 2 (1000 mm/s), com uma redução de 45,19% no tempo de impressão. Esta variação evidencia a elevada sensibilidade do tempo de fabrico às velocidades moderadas, nas quais os ganhos de produtividade são mais expressivos. No entanto, verifica-se uma tendência de rendimentos decrescentes à medida que a velocidade continua a aumentar. Por exemplo, a transição entre os provetes 5 (2500 mm/s) e 6 (3000 mm/s) representa apenas uma redução adicional de 10,51%, apesar do acréscimo de 500 mm/s. Isto deve-se à maior influência do tempo dedicado à redistribuição do pó, com o aumento da velocidade de varrimento, que neste caso, toma o valor de quatro segundos por camada.

Tabela 16 - Redução percentual do tempo de impressão por unidade de volume entre provetes consecutivos e em relação ao provete de referência.

Provete	t/V [min/cm ³]	Redução relativa [%]	Redução relativa à REF [%]
REF	15,38	-	-
1	14,58	-	5,173
2	7,992	45,19	48,03
7	6,894	13,73	55,16
8	6,178	10,40	59,82
3	5,794	6,209	62,32
4	4,719	18,57	69,31
5	4,068	13,79	73,54
6	3,641	10,51	76,32

Na Figura 56 é evidenciada a tendência exponencial decrescente do tempo de impressão por unidade de volume com o aumento da velocidade de varrimento, o que reforça a importância de uma decisão criteriosa em relação à velocidade de varrimento a ser escolhida.

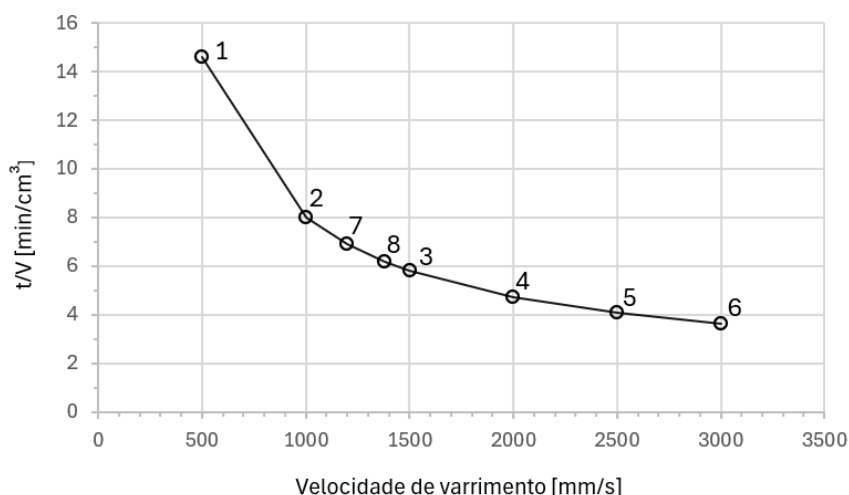


Figura 56 - Impacto da velocidade de varrimento na eficiência do processo SLM.

A escolha de velocidades entre 1000 e 2000 mm/s parece representar um ótimo compromisso entre o tempo de produção e a estabilidade do processo, evitando zonas de baixos rendimentos que podem não justificar os riscos associados às velocidades excessivas. Contudo, esta decisão deve ser tomada com o cruzamento de resultados acerca da variação da massa volúmica e das propriedades mecânicas do material para as diferentes combinações de parâmetros.

3.2.4. Caracterização do material quanto à dureza

A caracterização da dureza dos provetes de Cu10Al, fabricados por SLM sob diferentes condições de VED, foi realizada com o objetivo de avaliar a influência dos parâmetros de impressão e do tratamento térmico subsequente nas propriedades mecânicas do material. Os ensaios de dureza para os provetes no estado tal como fabricado foram realizados nas superfícies superior, inferior e lateral. Para os provetes submetidos ao tratamento térmico, apenas se realizaram as medições nas superfícies inferior e lateral, submetidas ao processo de polimento. Sempre que a qualidade superficial o permitiu, utilizou-se o método Vickers, de acordo com a norma ASTM E92 [88]. Em situações cuja rugosidade comprometeu a legibilidade das impressões, recorreu-se ao método Brinell, conforme a norma ASTM E10 [89], sendo posteriormente realizada a conversão dos valores para a escala Vickers, garantindo a coerência entre os dados recolhidos.

Nos provetes no estado tal como fabricado, observa-se uma descida inequívoca da dureza com o aumento da velocidade de varrimento, conforme apresentado na Tabela 17. Os valores apresentados na tabela representam os valores médios e desvios padrão das indentações realizadas em cada superfície, dispostas ao longo do APÊNDICE B. Ao longo da superfície lateral, não se observou qualquer padrão de dureza referente à altura de impressão e, por esta razão, representou-se utilizando o valor médio das seis indentações. Os coeficientes de variação

máximos (CoV) obtidos para as superfícies superior, inferior e lateral foram de 10,8%, 4,38% e 4,80%, respetivamente.

Tabela 17 - Resultados de dureza Vickers para as superfícies superior, inferior e lateral dos provetes tal como fabricados.

VED [J/mm ³]	Provete	Dureza HV		
		Sup. superior	Sup. Inferior	Sup. Lateral
160	1	279,2 ± 6,013	245,0 ± 10,73	247,3 ± 10,24
80	2	257,5 ± 15,50	244,4 ± 2,245	251,5 ± 5,284
67	7	235,4 ± 6,859	232,6 ± 3,878	237,3 ± 11,38
58	8	203,4 ± 5,535	205,4 ± 3,007	183,8 ± 2,734
53	3	193,2 ± 20,95	192,4 ± 5,571	187,3 ± 2,357
40	4	160,2 ± 7,386	132,4 ± 2,939	117,3 ± 0,9428
32	5	130,8 ± 13,99	101,9 ± 2,831	80,03 ± 2,306
27	6	108,4 ± 5,713	74,10 ± 3,059	65,58 ± 1,317

A tendência decrescente da dureza com a diminuição da VED, ou com o incremento da velocidade de varrimento, está representada graficamente na Figura 57. De uma forma geral, esta variação está associada à maior formação de porosidades internas com o aumento da velocidade, uma vez que a energia fornecida ao material por unidade de volume não é suficientemente elevada para que a fusão completa do pó metálico ocorra. Para provetes produzidos com VEDs entre 160 e 67 J/mm³, é possível observar que a dureza relativa à superfície lateral é superior à obtida na superfície inferior, ao contrário do que se constata para os provetes impressos com energias menores. Isto pode ser justificado através da avaliação microestrutural realizada por Xiong et al. [95]. Neste estudo, os autores investigaram a influência da velocidade de varrimento no refinamento do grão no plano perpendicular às camadas de material. Neste plano, a microestrutura tende a ser composta por grãos colunares orientados verticalmente ao longo da direção de construção, e quanto menor a velocidade utilizada na impressão, maior o refinamento do grão e o seu comprimento. Desta forma, as distorções na estrutura cristalina e a maior quantidade de fronteiras de grão por unidade de volume, provenientes das elevadas taxas de arrefecimento, atuam como barreiras ao movimento de discordâncias e permitem uma maior resistência à deformação plástica localizada [84, 96]. Esta relação é também confirmada por Guzanová et al. [97] no seu estudo da liga Ti6Al4V. Para além disso, com o aumento da velocidade de varrimento, verifica-se um grão mais grosseiro que se aproxima da forma equiaxial, tal como identificado na superfície paralela às camadas de material [95]. Por esta razão, na impressão com energias de 58 J/mm³ ou inferiores, a relação entre a dureza destas duas superfícies inverte-se. Isto revela que a energia utilizada não é suficiente para a fusão das partículas do pó às camadas de material anteriormente fundidas, o que provoca descontinuidades nas interfaces das camadas.

Desenvolvimento

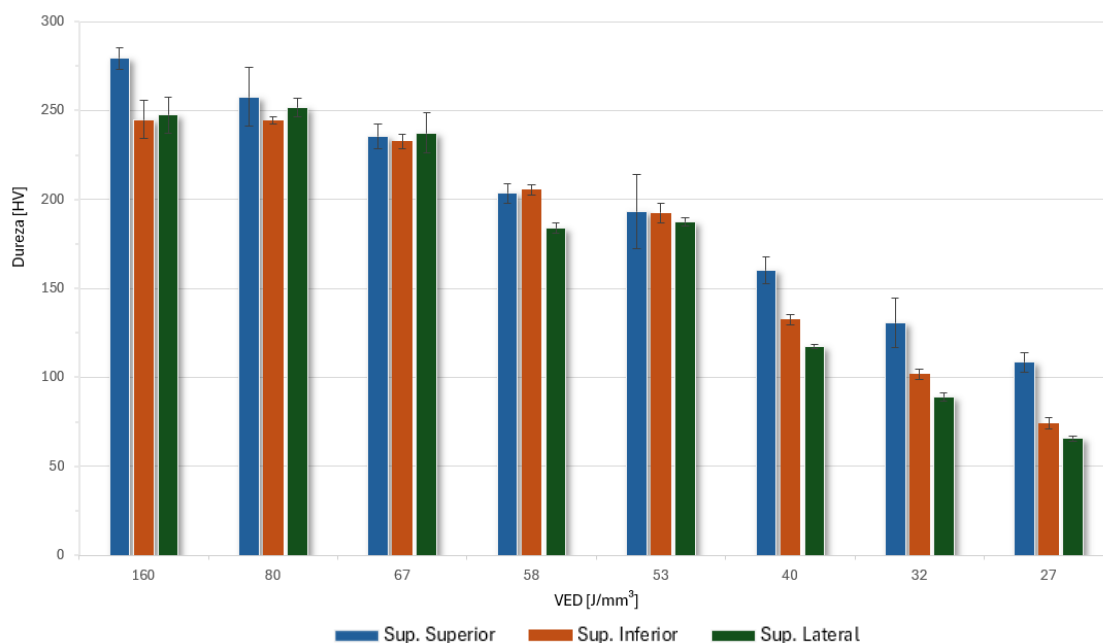


Figura 57 - Relação entre a dureza Vickers dos provetes tal como fabricados com a VED utilizada na sua produção.

Dado que não foi identificado um padrão claro de variação da dureza ao longo da altura de construção, seria de esperar que os valores medidos nas superfícies superior e inferior fossem semelhantes. No entanto, como já relatado, a rugosidade superficial elevada tem um impacto negativo na medição da dureza de um componente [98]. Este efeito deve-se ao facto de que, durante a indentação, parte da carga aplicada é distribuída pelos picos da superfície rugosa, o que reduz a profundidade de penetração e conduz a uma sobrestimação do valor de dureza. Apesar disso, a diferença entre os valores medidos nas superfícies superior e inferior poderá, indiretamente, refletir a qualidade superficial dos provetes e, nesse sentido, funcionar como um indicador complementar na seleção dos parâmetros ótimos de fabrico. Comparando os valores obtidos para os provetes fabricados com 67 e 58 J/mm³, verifica-se que a dureza das superfícies superior e inferior é praticamente idêntica e com desvios padrão relativamente baixos, o que pode sugerir uma melhor qualidade superficial nestas condições. Contudo, esta hipótese não pôde ser validada experimentalmente através de ensaios específicos de rugosidade, uma vez que as superfícies superiores dos provetes encontram-se com as indentações dos ensaios de dureza, exigindo assim a impressão de novos provetes. Por essa razão, a exploração desta possível correlação fica como uma sugestão para trabalhos futuros.

Para o caso dos provetes submetidos ao tratamento térmico de têmpera em água, os valores de dureza obtidos encontram-se apresentados na Tabela 18, calculados a partir do valor médio e desvio padrão das indentações nas superfícies inferior e lateral dispostas no APÊNDICE C. Os CoV máximos obtidos para as superfícies inferior e lateral foram de 4,49% e 6,63%, respetivamente.

Tabela 18 - Resultados de dureza Vickers para as superfícies inferior e lateral dos provetes submetidos ao tratamento térmico.

VED [J/mm ³]	Provete	Dureza HV	
		Sup. Inferior	Sup. Lateral
160	1	144,0 ± 1,549	140,5 ± 3,149
80	2	158,4 ± 2,059	163,2 ± 1,344
67	7	161,6 ± 1,020	157,3 ± 1,374
58	8	152,6 ± 1,744	143,8 ± 3,578
53	3	137,2 ± 2,300	138,0 ± 2,082
40	4	104,8 ± 3,135	104,1 ± 3,978
32	5	81,30 ± 2,814	85,58 ± 1,851
27	6	66,52 ± 2,990	67,31 ± 4,466

Na Figura 58 está representada, graficamente, a sobreposição dos valores de dureza obtidos para os provetes com tratamento térmico de forma a simplificar a comparação dessa propriedade. De uma forma geral, verificou-se uma redução drástica da dureza dos provetes em ambas as superfícies analisadas, mais notória para VEDs ≥ 53 J/mm³. Por exemplo, para o provete impresso com 160 J/mm³, observou-se um decréscimo de 245 HV para 144 HV, o que corresponde a cerca de 40%. Este decréscimo está relacionado com a transformação microestrutural induzida pelo aquecimento e subsequente arrefecimento rápido, descrito anteriormente no capítulo 3.1.5.4. A têmpera elimina algumas tensões residuais de origem térmica resultantes do processo de SLM e promove a formação de fases mais dúcteis, o que reduz a resistência localizada à penetração. Para provetes mais densos (VED ≥ 53 J/mm³), o tratamento térmico permitiu a homogeneização da propriedade em análise, uma vez que os valores obtidos para as diferentes energias se encontram relativamente próximos, quando comparados com a condição tal como fabricada. Para VEDs muito baixas, onde a porosidade é o fator dominante na redução da dureza, o tratamento térmico tem um impacto limitado.

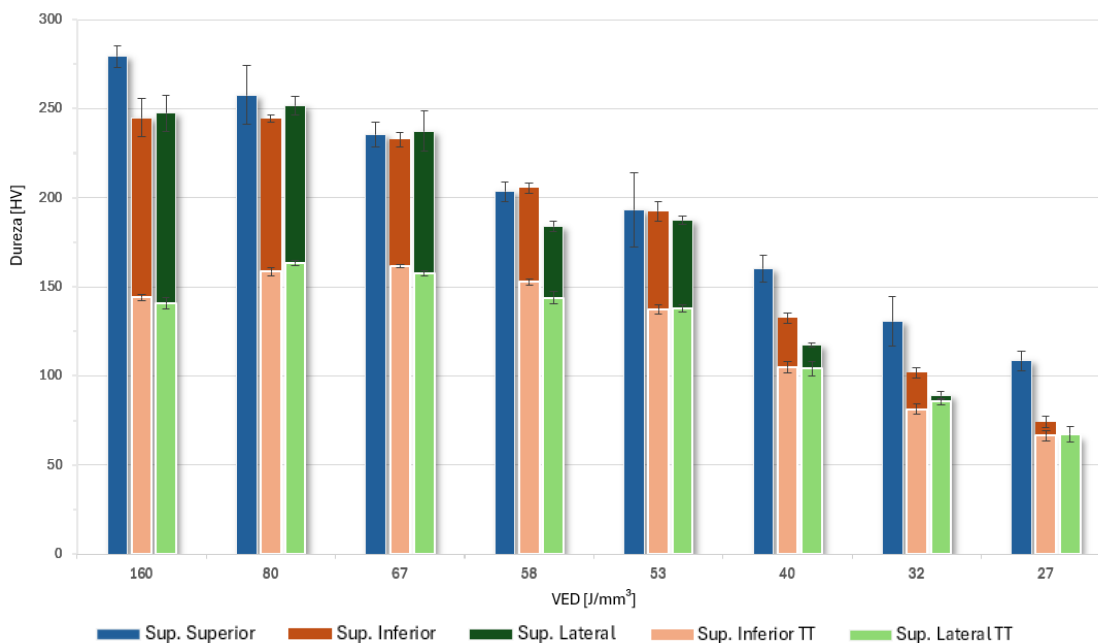


Figura 58 - Comparação entre a dureza Vickers dos provetes tal como fabricados e dos submetidos ao tratamento térmico (TT).

3.2.5. Decisão acerca da combinação de parâmetros ótima

Após a realização e análise dos ensaios experimentais de massa volúmica e dureza, tornou-se possível avaliar o desempenho dos provetes fabricados em diferentes condições de impressão. Este capítulo tem como objetivo identificar a combinação de parâmetros que representa o melhor compromisso entre qualidade metalúrgica e eficiência produtiva, conduzindo à seleção da condição considerada ótima para a impressão da liga Cu10Al por SLM. Para tal, foi adotada uma abordagem comparativa de vários critérios, com base nos resultados obtidos nos ensaios de massa volúmica, dureza e do tempo de impressão por unidade de volume. A decisão final fundamenta-se numa avaliação quantitativa dos provetes com desempenho mais favorável, nomeadamente aqueles que se situam no intervalo de VED entre 80 e 58 J/mm³, para os quais se registou uma combinação equilibrada de propriedades físicas e mecânicas, sem comprometer a produtividade do processo. Desta forma optou-se por avaliar os seguintes critérios:

- Massa volúmica relativa (%);
- Eficiência produtiva (min/cm³);
- Dureza no estado “tal como fabricado” (HV);
- Dureza no estado “tratado termicamente” (HV).

Os valores de dureza para caracterizar os provetes em ambas as condições, tal como fabricados ou submetidos ao tratamento térmico, foram quantificados pelo valor médio da dureza na superfície inferior e lateral.

A Tabela 19 compila os valores experimentais medidos nos provetes com VED de 80, 67 e 58 J/mm³, os quais foram posteriormente normalizados e ponderados na construção da matriz de decisão, de acordo com os critérios definidos para análise. Para além disso, também foram identificados os pesos atribuídos a cada critério, tendo resultado em 40% para o critério que define a eficiência produtiva e 60% para os três critérios, distribuída equitativamente, que caracterizam a qualidade da impressão e as propriedades mecânicas resultantes. Esta abordagem assegura que a seleção dos parâmetros ótimos não se baseia apenas na eficiência do processo, mas visa sobretudo garantir que o material produzido possui as propriedades necessárias para cumprir os requisitos mecânicos exigidos pela sua aplicação final. O valor de massa volúmica funciona como indicador direto da integridade interna do material, apontando a quantidade de defeitos presentes no interior do componente, e a utilização dos valores de dureza representa uma medida proporcional à resistência mecânica resultante do processo.

Tabela 19 - Valores experimentais obtidos para as condições submetidas ao processo de seleção.

	Massa volúmica relativa [%]	Eficiência produtiva [min/cm³]	Dureza SLM* [HV]	Dureza TT* [HV]
Peso do critério	20%	40%	20%	20%
VED = 80 J/mm³	98,97	7,992	248,0	160,8
VED = 67 J/mm³	98,61	6,894	235,0	159,5
VED = 58 J/mm³	97,19	6,178	194,6	148,2

* SLM: estado “tal como fabricado” e TT: estado “tratado termicamente”

A Tabela 20 apresenta a matriz de decisão ponderada utilizada para a seleção da condição ótima de processamento por SLM, com base nos quatro critérios de desempenho definidos. A metodologia de decisão adotada foi baseada no sistema de seleção de materiais para projetos de engenharia proposta por Ashby [99]. Cada critério foi normalizado numa escala adimensional de 0 a 1. A pontuação final de cada condição resulta do produto entre o valor normalizado e o peso relativo atribuído a cada critério. O somatório destes produtos fornece o índice de desempenho global, utilizando-o como métrica comparativa entre as diferentes condições de fabrico. A Figura 59 serve como informação auxiliar à interpretação da matriz de seleção. A condição de fabrico com um VED de 67 J/mm³ registou o maior índice (0,9455), sendo por isso selecionada como o conjunto de parâmetros mais equilibrado entre desempenho mecânico e eficiência produtiva.

Tabela 20 - Matriz de seleção dos parâmetros ótimos de processamento por SLM.

	Massa volúmica relativa [%] ↑		Eficiência produtiva [min/cm³] ↓		Dureza SLM [HV] ↑		Dureza TT [HV] ↑		Índice de desempenho
	20%		40%		20%		20%		
VED = 80 J/mm³	98,97	0,2	7,992	0,3092	248	0,2	160,8	0,2	0,9092
	1		0,773		1		1		
VED = 67 J/mm³	98,61	0,1992	6,894	0,3584	235	0,1895	159,5	0,1984	0,9455
	0,996		0,896		0,948		0,992		
VED = 58 J/mm³	97,19	0,1964	6,178	0,4	194,6	0,1569	148,2	0,1843	0,9376
	0,982		1		0,785		0,923		

	Propriedade (↑ ou ↓)	
	ω (%)	
VED	A	C
	B	

↑: a maximização da propriedade é benéfica
↓: a minimização da propriedade é benéfica

A: valor da propriedade

B: $\begin{cases} \text{se } \uparrow \text{ então } \frac{\text{valor da propriedade}}{\text{maior valor da propriedade entre todos os candidatos}} \times 100 \\ \text{se } \downarrow \text{ então } \frac{\text{menor valor da propriedade entre todos os candidatos}}{\text{valor da propriedade}} \times 100 \end{cases}$

C: $\omega \times B$, em que ω consiste no peso atribuído ao critério

O índice de desempenho consiste na soma dos valores de C para todas as propriedades em análise

Figura 59 - Informação auxiliar à interpretação da matriz de seleção.

3.2.6. Comportamento mecânico à tração

A caracterização das propriedades mecânicas da liga Cu10Al é um passo fundamental para compreender o seu desempenho em serviço e para validar a adequação dos parâmetros de impressão utilizados. Neste capítulo, são apresentados os resultados dos ensaios uniaxiais de tração, que permitem determinar propriedades cruciais como a resistência, a rigidez e a ductilidade do material. Os ensaios foram realizados em provetes impressos com os parâmetros de referência (REF, VED = 133 J/mm³) e com os parâmetros otimizados (E67, VED = 67 J/mm³), tanto no estado tal como fabricado quanto após o tratamento térmico (TT), permitindo uma avaliação comparativa da influência da VED e do tratamento térmico no comportamento mecânico da liga.

A Figura 60 apresenta as curvas tensão-deformação resultantes dos ensaios de tração uniaxiais para os provetes impressos com os parâmetros de referência, tanto no estado tal como fabricado (REF-1, REF-2, REF-3) como após o tratamento térmico (REF-1 TT). É pertinente salientar que, no grupo de provetes impressos com os parâmetros de referência, apenas um provete foi submetido à têmpera, em contraste com a amostragem de três provetes utilizada para todas as outras condições. Este provete serviu apenas para confirmar a tendência esperada da influência do tratamento térmico nas propriedades mecânicas do material.

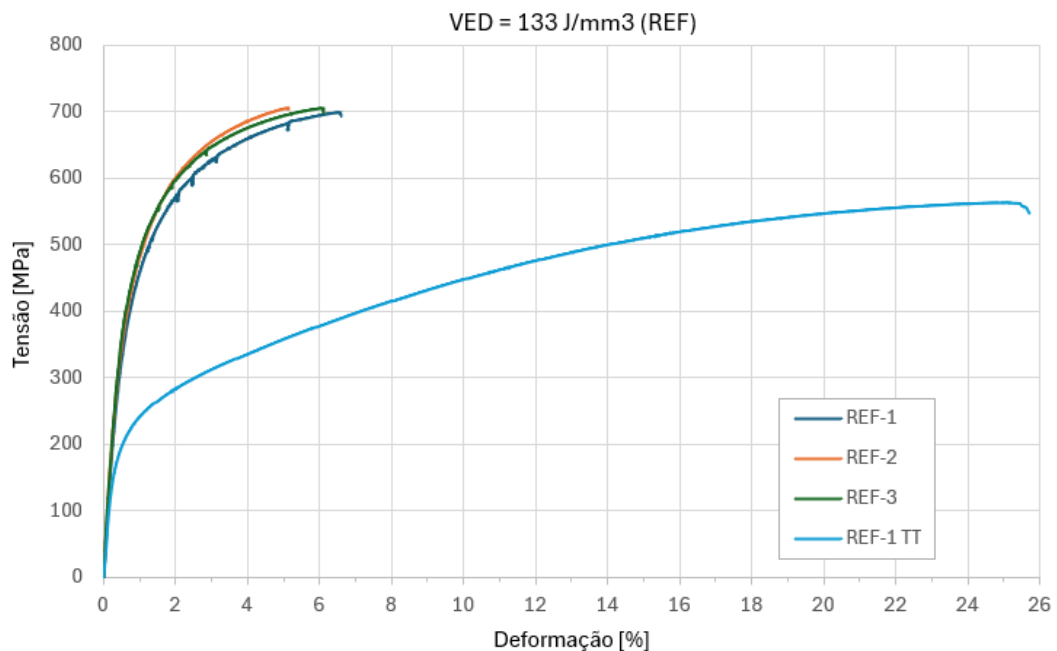


Figura 60 - Curva tensão-deformação resultante dos ensaios de tração uniaxiais para os provetes impressos com os parâmetros de referência (com e sem tratamento térmico).

Os valores das propriedades mecânicas obtidos para os provetes REF (APÊNDICE D e E) estão detalhados na Tabela 21. Esta tabela inclui os resultados individuais para REF-1, REF-2 e REF-3, bem como a média e o desvio padrão, e os resultados para o provete REF-1 TT. Assim, os valores médios das propriedades investigadas para os provetes REF (sem tratamento térmico) são: tensão de cedência de 297 MPa (CoV = 4,20%), tensão de ruptura de 702,5 MPa (CoV = 0,364%),

módulo de elasticidade de 78,79 GPa (CoV = 3,25%) e deformação na rotura de 5,958% (CoV = 10,2%). O aspeto dos provetes REF antes e após os ensaios é ilustrado na Figura 61.

Tabela 21 - Propriedades mecânicas à tração para os provetes impressos com os parâmetros de referência (com e sem tratamento térmico).

	Propriedades Mecânicas					
	REF-1	REF-2	REF-3	Média	D. Padrão	REF-1 TT
Tensão de Cedência [MPa]	280	300	310	297	12,47	165
Tensão de Rotura [MPa]	698,9	704,4	704,3	702,5	2,557	562,9
Módulo de Elasticidade [GPa]	75,44	81,66	79,27	78,79	2,562	54,73
Deformação na rotura [%]	6,608	5,152	6,113	5,958	0,6048	25,71

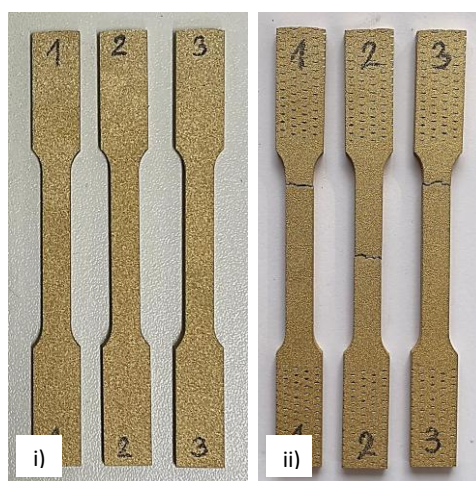


Figura 61 – Provetes impressos com os parâmetros de referência: i) antes e ii) após o ensaio uniaxial de tração.

A Tabela 22 apresenta o efeito do tratamento térmico nas propriedades mecânicas médias dos provetes impressos com os parâmetros de referência, comparando as médias do grupo REF com o provete REF-1 TT. O tratamento térmico resultou numa redução significativa da tensão de cedência em cerca de 45% e da tensão de rotura em 20%, bem como uma diminuição do módulo de elasticidade em 30%. Contudo, houve um aumento notável da deformação na rotura, que se refletiu num incremento em mais de 330%. Essa alteração indica uma maior ductilidade do material após a têmpera em água, à custa da sua resistência e rigidez, tal como previsto aquando da descrição do processo de tratamento térmico no capítulo 3.1.5.4.

Tabela 22 - Efeito do tratamento térmico nas propriedades mecânicas médias dos provetes impressos com os parâmetros de referência.

	Propriedades Mecânicas		
	REF	REF TT	Var. rel. REF
Tensão de Cedência [MPa]	297 ± 12,47	165	-44,44 %
Tensão de Rotura [MPa]	702,5 ± 2,557	562,9	-19,87 %
Módulo de Elasticidade [GPa]	78,79 ± 2,562	54,73	-30,54 %
Deformação na rotura [%]	5,958 ± 0,6048	25,71	331,5 %

A Figura 62 exibe as curvas tensão-deformação obtidas para os provetes impressos com os parâmetros otimizados, tanto no estado tal como fabricado (E67-1, E67-2, E67-3) como após tratamento térmico (E67-1 TT, E67-2 TT, E67-3 TT).

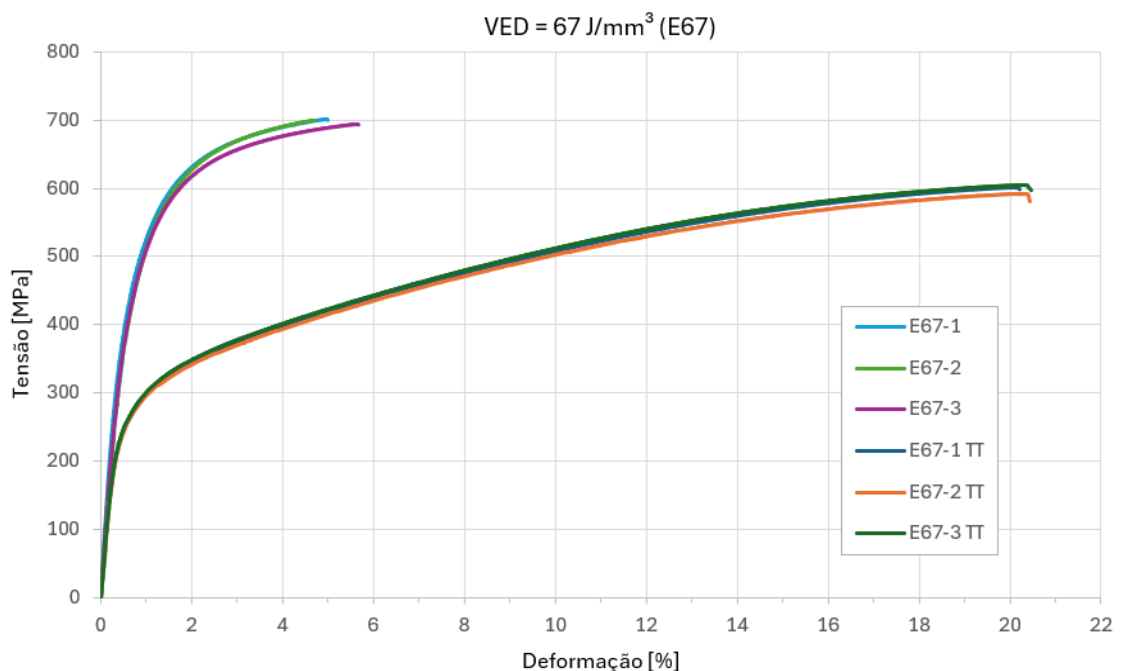


Figura 62 - Curva tensão-deformação resultante dos ensaios de tração uniaxiais para os provetes impressos com os parâmetros otimizados (com e sem tratamento térmico).

Os resultados individuais das propriedades mecânicas para os provetes E67 (sem tratamento térmico) (APÊNDICE F) são apresentados na Tabela 23. Estes provetes podem ser caracterizados pelas seguintes propriedades médias: tensão de cedência de 317 MPa (CoV = 0,743%), tensão de rotura de 698,6 MPa (CoV = 0,402%), módulo de elasticidade de 86,37 GPa (CoV = 6,96%) e uma deformação na rotura de 5,120% (CoV = 8,06%). A Figura 63 representa a comparação entre os provetes com e sem tratamento térmico após os ensaios de tração, onde se evidencia o elevado alongamento dos corpos de prova submetidos à têmpera em relação aos testados tal como fabricados.

Tabela 23 - Propriedades mecânicas à tração para os provetes impressos com os parâmetros otimizados (sem tratamento térmico).

	Propriedades Mecânicas				
	E67-1	E67-2	E67-3	Média	D. Padrão
Tensão de Cedência [MPa]	320	315	315	317	2,357
Tensão de Ruptura [MPa]	700,9	694,7	700,3	698,6	2,810
Módulo de Elasticidade [GPa]	94,74	83,51	80,87	86,37	6,013
Deformação na ruptura [%]	4,981	5,681	4,699	5,120	0,4127

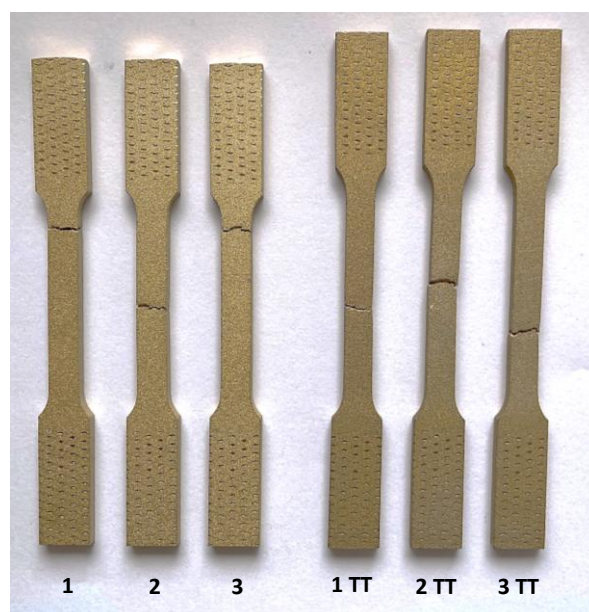


Figura 63 - Comparação entre os provetes impressos com os parâmetros otimizados, com e sem tratamento térmico, após os ensaios uniaxiais de tração.

Os valores das propriedades mecânicas médias, presentes na Tabela 24, correspondentes aos provetes E67 submetidos a tratamento térmico (APÊNDICE G) são: tensão de cedência de 213 MPa (CoV = 1,11%), tensão de ruptura de 599,2 MPa (CoV = 0,987%), módulo de elasticidade de 62,57 GPa (CoV = 1,42%) e uma deformação na ruptura no valor de 20,38% (CoV = 0,562%).

Tabela 24 - Propriedades mecânicas à tração para os provetes impressos com os parâmetros otimizados (com tratamento térmico).

	Propriedades Mecânicas				
	E67-1 TT	E67-2 TT	E67-3 TT	Média	D. Padrão
Tensão de Cedência [MPa]	215	210	215	213	2,357
Tensão de Ruptura [MPa]	601,8	591,1	604,9	599,2	5,914
Módulo de Elasticidade [GPa]	61,83	62,08	63,82	62,57	0,8875
Deformação na ruptura [%]	20,22	20,45	20,47	20,38	0,1146

A Tabela 25 apresenta o efeito do tratamento térmico nas propriedades mecânicas médias dos provetes impressos com os parâmetros otimizados, comparando as médias do grupo E67 com o grupo E67 TT. Observa-se que a aplicação do tratamento térmico resultou numa redução da tensão de cedência de 32,81% (de 317 MPa para 213 MPa). De forma semelhante, a tensão de rotura diminuiu em 14,23% (de 698,6 MPa para 599,2 MPa), e o módulo de elasticidade registou uma queda de 27,56% (de 86,37 GPa para 62,57 GPa). No entanto, a alteração mais pronunciada e benéfica ocorreu na deformação na rotura, que aumentou em 298,0% (de 5,120% para 20,38%). Este crescimento expressivo da ductilidade é crucial para muitas aplicações de engenharia, pois confere ao material maior capacidade de absorver energia e resistir à fratura frágil, compensando a perda de resistência.

Tabela 25 - Efeito do tratamento térmico nas propriedades mecânicas médias dos provetes impressos com os parâmetros otimizados.

	Propriedades Mecânicas		
	E67	E67 TT	Var. rel. E67
Tensão de Cedência [MPa]	317 ± 2,357	213 ± 2,357	-32,81 %
Tensão de Rotura [MPa]	698,6 ± 2,810	599,2 ± 5,914	-14,23 %
Módulo de Elasticidade [GPa]	86,37 ± 6,013	62,57 ± 0,8875	-27,56 %
Deformação na rotura [%]	5,120 ± 0,4127	20,38 ± 0,1146	298,0 %

Após a caracterização da liga, as suas propriedades mecânicas podem ser comparadas com uma liga (CuAl9) muito semelhante em termos de composição, adequada para processamento por fundição. Na Tabela 26 estão presentes as propriedades mínimas dessa mesma liga para que cumpra os requisitos da norma que a caracteriza. Para ambas as condições de VED investigadas sem tratamento térmico, as ligas não respeitam os limites mínimos de deformação na rotura. Contudo, quando o material é submetido à tempera, essas restrições são ultrapassadas. Para o processamento da liga com os parâmetros de referência, todas as propriedades cumprem os requisitos mínimos para o caso de processamento por fundição centrífuga. Por outro lado, para o processamento da liga com os parâmetros otimizados, é alcançado o caso mais restritivo.

Tabela 26 - Propriedades mecânicas mínimas da liga para fundição CuAl9 de acordo com a norma BS EN 1982 [87].

Fundição	Tensão de rotura min.	Tensão de cedência min.	Deformação na rotura min.	Dureza min.
Molde permanente	500 MPa	180 MPa	20%	100 HBW (104 HV)
Centrífuga	450 MPa	160 MPa	15%	100 HBW (104 HV)

A Tabela 27 sintetiza as propriedades mecânicas médias obtidas para os diferentes grupos de provetes, bem como a variação relativa entre eles, permitindo uma análise abrangente da influência da VED no comportamento mecânico da liga.

Tabela 27 - Comparação das propriedades mecânicas médias para os provetes impressos com parâmetros de referência e parâmetros otimizados (com e sem tratamento térmico).

	Propriedades Mecânicas					
	REF	E67	Var. rel. REF	REF TT	E67 TT	Var. rel. REF TT
Tensão de Cedência [MPa]	297	317	6,734 %	165	213	29,09 %
Tensão de Ruptura [MPa]	702,5	698,6	-0,5552 %	562,9	599,2	6,449 %
Módulo de Elasticidade [GPa]	78,79	86,37	9,621 %	54,73	62,57	14,32 %
Deformação na ruptura [%]	5,958	5,120	-14,07 %	25,71	20,38	-20,73 %

O material, quando impresso com os parâmetros otimizados, apresenta um incremento generalizado da tensão de cedência e rigidez, em 6,734% e 9,621%, respectivamente. Apesar disto, a tensão de ruptura manteve-se praticamente constante e ocorreu um decréscimo da ductilidade em cerca de 14%, coerente com a variação da rigidez obtida. Este comportamento pode ser justificado, a nível microestrutural, através da análise dos parâmetros de impressão para ambas as condições. A utilização dos parâmetros otimizados resulta na impressão da liga com uma VED de 67 J/mm³, substancialmente inferior à resultante para a utilização dos parâmetros de referência, 133 J/mm³. Por este motivo, a VED para os provetes impressos com os parâmetros otimizados é menor, devido à elevada velocidade de varrimento praticada, o que resulta em taxas de arrefecimento superiores após a fusão do metal. Desta forma, acredita-se que existe a formação da fase martensítica em maiores quantidades, aumentando a resistência da liga e diminuindo a sua ductilidade. A mesma relação obtém-se para o caso dos provetes tratados termicamente, com exceção da variação da tensão de ruptura, que não se manteve constante para ambas as condições. Neste caso, para os provetes impressos com os parâmetros otimizados, a queda da resistência mecânica da liga foi menor.

3.2.7. Tenacidade à fratura

A caracterização da tenacidade à fratura dos provetes produzidos com os parâmetros ótimos (VED = 67 J/mm³) foi realizada através de ensaios do tipo CT, segundo os requisitos definidos pela norma ASTM E399 [91]. Esta propriedade permite quantificar a resistência do material à propagação de uma fenda pré-existente sob carregamento quase estático, o que oferece uma métrica crucial para garantir a segurança e integridade estrutural de componentes para aplicações críticas.

As dimensões e o valor do fator de forma geométrico associado a cada provete CT ensaiado encontram-se compilados na Tabela 28. O valor da largura característica dos provetes (W) é a distância pré-definida aquando da modelação dos provetes, o valor da espessura (B) foi obtida através da média de três medições após a lixagem e polimento das suas faces e, como comprimento total da fenda (a), foi considerado um valor aproximado que representa a soma do comprimento do entalhe modelado e do comprimento da pré-fenda induzida por fadiga.

Tabela 28 - Dimensões e fator de forma geométrico dos provetes CT ensaiados.

	E67-1	E67-2	E67-3
W [mm]	25	25	25
B [mm]	6,03	6,02	6,02
a [mm]	13	13	12
f(a/W)	10,29	10,29	9,093

A Figura 64, Figura 65 e Figura 66 contemplam as curvas força-deslocamento obtidas para os ensaios de fratura para os três provetes impressos com a VED otimizada, E67-1, E67-2 e E67-3, respetivamente. Para além disso, nestas curvas é possível identificar os pontos de força máxima ($P_{m\acute{a}x}$) e força crítica condicional (P_Q), essenciais para a determinação do fator de intensidade de tensão condicional (K_Q) e validação dos dois critérios abordados no capítulo 3.1.4.5, o que permite aferir acerca da aceitação do valor de K_Q como K_{Ic} . A tensão de cedência do material produzido com a VED otimizada, obtida na secção 3.2.6, tem o valor de 317 MPa. Este valor corresponde à média dos três provetes ensaiados à tração sem tratamento térmico. Os cálculos do fator de intensidade de tensão condicional e as verificações dos critérios de validade da norma ASTM E399 são demonstrados, a seguir, para cada provete, abaixo do respetivo gráfico com a curva força-deslocamento.

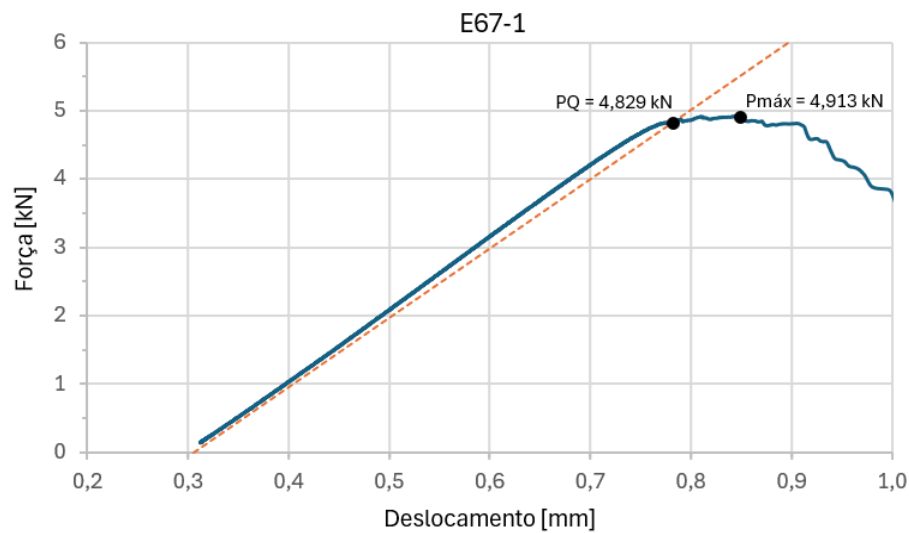


Figura 64 - Curva força-deslocamento resultante do ensaio de fratura para o provete E67-1 e pontos característicos para determinação do K_{Ic} .

Cálculo do fator de intensidade de tensão condicional, K_Q :

$$K_Q = \frac{P_Q}{B\sqrt{W}} f\left(\frac{a}{W}\right) = \frac{4,829 \times 10^{-3}}{0,00603 \times \sqrt{0,025}} \times 10,29 = 52,12 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$$

Desenvolvimento

Validação do critério de comportamento linear-elástico:

$$\frac{P_{max}}{P_Q} \leq 1,10 \Leftrightarrow \frac{4,913}{4,829} \leq 1,10 \Leftrightarrow 1,017 \leq 1,10 \text{ (critério válido)}$$

Validação do critério de estado plano de deformação:

$$(W-a) \geq 2,5 \left(\frac{K_Q}{\sigma_{YS}} \right)^2 \Leftrightarrow (0,025-0,013) \geq 2,5 \left(\frac{52,12}{317} \right)^2 \Leftrightarrow 0,012 \geq 0,068 \text{ (critério inválido)}$$

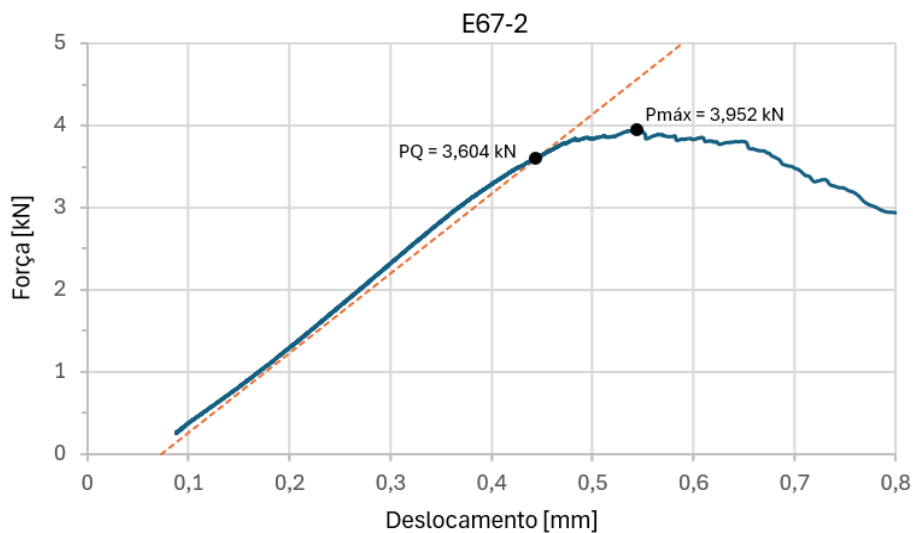


Figura 65 - Curva força-deslocamento resultante do ensaio de fratura para o provete E67-2 e pontos característicos para determinação do K_{Ic} .

Cálculo do fator de intensidade de tensão condicional, K_Q :

$$K_Q = \frac{P_Q}{B\sqrt{W}} f\left(\frac{a}{W}\right) = \frac{3,604 \times 10^{-3}}{0,00602 \times \sqrt{0,025}} \times 10,29 = 38,96 \text{ MPa}\sqrt{m}$$

Validação do critério de comportamento linear-elástico:

$$\frac{P_{max}}{P_Q} \leq 1,10 \Leftrightarrow \frac{3,952}{3,604} \leq 1,10 \Leftrightarrow 1,097 \leq 1,10 \text{ (critério válido)}$$

Validação do critério de estado plano de deformação:

$$(W-a) \geq 2,5 \left(\frac{K_Q}{\sigma_{YS}} \right)^2 \Leftrightarrow (0,025-0,013) \geq 2,5 \left(\frac{38,96}{317} \right)^2 \Leftrightarrow 0,012 \geq 0,038 \text{ (critério inválido)}$$

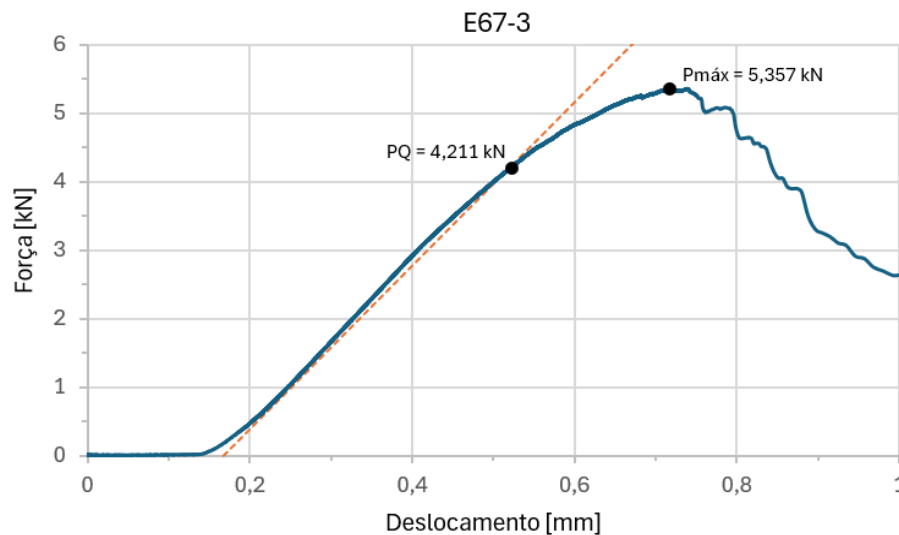


Figura 66 - Curva força-deslocamento resultante do ensaio de fratura para o provete E67-3 e pontos característicos para determinação do K_{Ic} .

Cálculo do fator de intensidade de tensão condicional, K_Q :

$$K_Q = \frac{P_Q}{B\sqrt{W}} f\left(\frac{a}{W}\right) = \frac{4,211 \times 10^{-3}}{0,00601 \times \sqrt{0,025}} \times 9,093 = 40,29 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$$

Validação do critério de comportamento linear-elástico:

$$\frac{P_{max}}{P_Q} \leq 1,10 \Leftrightarrow \frac{5,357}{4,211} \leq 1,10 \Leftrightarrow 1,272 \leq 1,10 \text{ (critério inválido)}$$

Validação do critério de estado plano de deformação:

$$(W-a) \geq 2,5 \left(\frac{K_Q}{\sigma_{YS}}\right)^2 \Leftrightarrow (0,025-0,012) \geq 2,5 \left(\frac{40,29}{317}\right)^2 \Leftrightarrow 0,013 \geq 0,040 \text{ (critério inválido)}$$

Os resultados dos ensaios à fratura para todos os provetes investigados revelam invalidação em relação aos rigorosos critérios impostos pela norma considerada, o que impede a determinação de um valor de K_{Ic} intrínseco do material e independente do tamanho do provete. Em detalhe, o critério de linearidade, proposto na equação 6, indicou comportamentos distintos entre os provetes:

- Para os provetes E67-1 e E67-2, o critério foi validado com uma relação entre a carga máxima e a carga crítica condicional de 1,017 e 1,097 ($< 1,10$), respetivamente. Isto sugere que, para estes provetes, o comportamento do material se manteve predominantemente linear-elástico até à carga crítica;
- No entanto, para o provete E67-3, a razão entre cargas foi de 1,272, excedendo o limite de 1,10. Este resultado indica que o provete exibiu deformação plástica antes da carga crítica.

Adicionalmente, e de forma mais crítica, nenhum dos provetes ensaiados atendeu ao critério de estado plano de deformação, indicando que as dimensões do provete não foram suficientemente elevadas para garantir a validade desta condição. A análise da Figura 67 exhibe

os provetes CT após a realização dos ensaios de tenacidade à fratura. Visualmente, observa-se que todos os provetes apresentaram uma propagação da fenda a partir do entalhe pré-existente, culminando na fratura completa do provete. A aparência das superfícies de fratura sugere um modo de fratura predominantemente frágil. Contudo, são de registrar evidências de deformação plástica ao longo do ensaio, como as irregularidades na direção da propagação da fenda (Figura 67-i) e as saliências nas bordas laterais presentes nas superfícies fraturadas, notáveis na Figura 67-ii) e iii), e geralmente denominadas de *shear lips* [100].

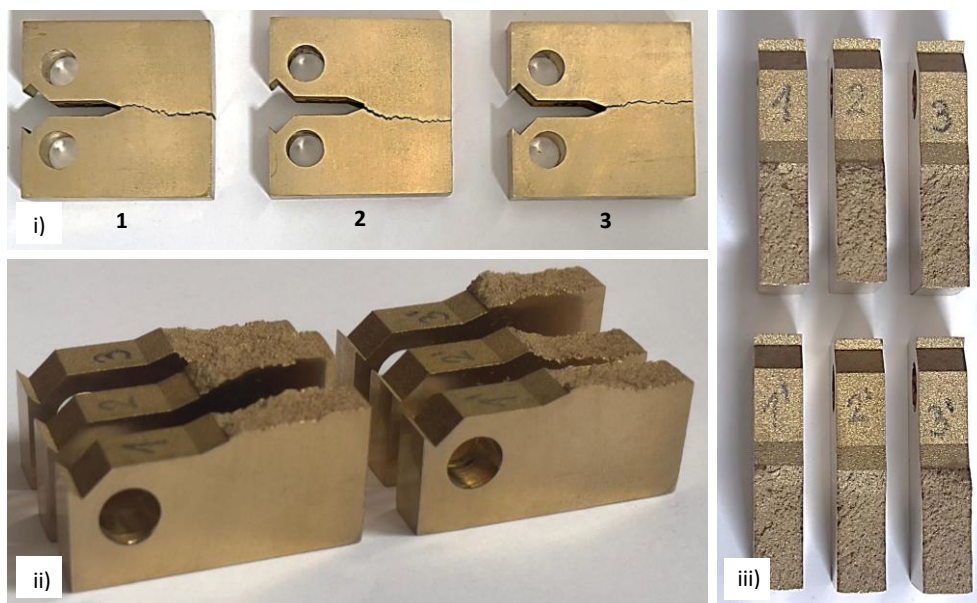


Figura 67 - Provetes CT após fratura: i) propagação da fenda, ii) superfícies fraturadas em perspectiva e iii) vista superior das superfícies fraturadas.

Consequentemente, os valores obtidos para K_Q não podem ser reportados como K_{Ic} válidos. Estes valores são, portanto, considerados tenacidade à fratura condicionais, dependentes das dimensões do provete. O principal motivo que justifica a falha na validação dos critérios deve-se à ductilidade considerável do material, o que exige dimensões superiores para se obter as condições de estado plano de deformação. Apesar da invalidade na definição do K_{Ic} , os valores obtidos podem ser utilizados para o dimensionamento de componentes, desde que estes possuam dimensões semelhantes ao provete ensaiado. Desta forma, foi possível obter um valor de tenacidade à fratura condicional para a liga de Cu10Al, processada com 67 J/mm^3 , de $43,79 \pm 5,915 \text{ MPa} \cdot \sqrt{\text{m}}$.

4. Conclusão

4.1. Conclusões finais

A presente dissertação teve como principal objetivo a investigação e otimização dos parâmetros de impressão para a liga metálica Cu10Al, processada por SLM, de forma a garantir um compromisso ótimo entre o comportamento mecânico e a eficiência produtiva. Para atingir este propósito, a potência do laser foi maximizada, de acordo com o limite máximo do equipamento de impressão (200 W), e a velocidade de varrimento definida num intervalo entre 500 e 3000 mm/s. A espessura entre camadas e o espaçamento entre varrimentos foram mantidos constantes e com o valor recomendado para os parâmetros de referência (0,025 e 0,100 mm, respetivamente).

O processo de seleção dos parâmetros ótimos foi baseado numa matriz de decisão ponderada cujos critérios considerados foram a massa volúmica relativa dos provetes, o tempo de impressão por unidade de volume e os valores de dureza para as condições com e sem tratamento térmico. A utilização da velocidade de varrimento de 1199 mm/s, que resulta numa VED de 67 J/mm³, mostrou-se como a mais benéfica para os critérios de avaliação definidos. A combinação de parâmetros ótimos resultou em provetes densos com 98,61% de massa volúmica relativa, e permitiu a redução do tempo de impressão por unidade de volume de 15,38 para 6,894 min/cm³, que corresponde a uma redução de 55% em relação aos parâmetros de referência. Já os valores de dureza, obtidos para ambas as condições, tal como fabricados e submetidos ao tratamento térmico, correspondem a 235,0 HV e 159,5 HV, respetivamente. Para além disso, estes valores não registaram um decréscimo significativo em relação aos provetes com maior massa volúmica, sendo que a maior diferença, relativamente ao provete mais denso analisado no processo de decisão, foi cerca de 5%.

O processo de caracterização mecânica à tração da liga Cu10Al, processada por SLM, foi avaliado de acordo com as variações observadas em relação às propriedades mecânicas obtidas para os provetes impressos com os parâmetros de referência. Os valores médios das propriedades estão compilados na Tabela 29. O material, quando impresso com os parâmetros otimizados, apresenta um incremento generalizado da tensão de cedência e rigidez, em 6,7% e 9,6%, respetivamente, sem que a tensão de rotura tenha sofrido variação. Para além disso, verificou-se um decréscimo da ductilidade em 14%, coerente com a variação de rigidez observada. A mesma relação obteve-se para o caso dos provetes tratados termicamente, com exceção da variação da tensão de rotura, que não se manteve idêntica para ambas as condições.

Conclusão

Neste caso, para os provetes impressos com os parâmetros otimizados, a queda da resistência mecânica da liga foi menor.

Tabela 29 - Síntese das propriedades mecânicas obtidas para os provetes impressos com os parâmetros de referência (REF) e para os parâmetros otimizados (E67), com e sem tratamento térmico.

	Propriedades Mecânicas			
	REF	E67	REF TT	E67 TT
Tensão de Cedência [MPa]	297	317	165	213
Tensão de Ruptura [MPa]	702,5	698,6	562,9	599,2
Módulo de Elasticidade [GPa]	78,79	86,37	54,73	62,57
Deformação na ruptura [%]	5,958	5,120	25,71	20,38

A razão para o aumento da resistência mecânica da liga, e consequente redução da ductilidade, dos provetes impressos com menor VED, é justificada pelos fenômenos de transformação microestrutural derivados das elevadas taxas de arrefecimento. Para impressões com maiores velocidades de varrimento, a energia depositada no pó metálico, por unidade de volume, é menor. Dessa forma, a formação da fase martensítica, com alta resistência e baixa ductilidade, dá-se em maiores quantidades.

Os valores obtidos para K_Q não atenderam aos critérios necessários para serem considerados como valores de tenacidade à fratura válidos, K_{Ic} . O principal motivo que justifica a falha na validação dos critérios reside na ductilidade considerável do material, o que exige provetes com dimensões superiores para se obter as condições de estado plano de deformação. Estes valores são, portanto, considerados tenacidade à fratura condicionais, dependentes das dimensões do provete. Apesar da invalidade na definição do K_{Ic} , estes valores de tenacidade podem ser utilizados no dimensionamento de componentes, desde que estes possuam dimensões comparáveis aos corpos de prova ensaiados. Desta forma, foi possível obter um valor de tenacidade à fratura condicional para a liga de Cu10Al, processada com 67 J/mm³ sem tratamento térmico, de $43,79 \pm 5,915 \text{ MPa} \cdot \sqrt{\text{m}}$.

Com base nos resultados obtidos, é possível afirmar que os objetivos propostos foram cumpridos. Posto isto, foi identificado um conjunto de parâmetros ótimos para impressão da liga metálica de cobre, ligada com 10% (wt%) de alumínio, que permite preservar as propriedades mecânicas do material e reduzir, significativamente, o tempo de impressão.

4.2. Limitações e trabalhos futuros

No contexto da elaboração desta dissertação, identificaram-se algumas limitações que, de certa forma, condicionaram o aprofundamento do estudo. O elevado custo do pó metálico e a natureza morosa associada ao processo de SLM, combinados com o tempo limitado em ambiente laboratorial, representaram obstáculos na realização e fundamentação de certos temas relevantes. Por este motivo, sugerem-se os seguintes pontos como trabalhos futuros, que visam dar resposta a aspetos pendentes na caracterização da liga Cu10Al:

- Validação da teoria que aponta para a previsão da qualidade superficial dos componentes, com base na diferença entre os valores de dureza obtidos para as superfícies polidas e tal como fabricadas;
- Caracterização microestrutural para as condições investigadas nos ensaios de tração, de forma a validar as justificações dadas acerca da variação das propriedades mecânicas com a variação da VED, através de técnicas como SEM, EDS, *transmission electron microscopy* e *electron backscatter diffraction*;
- Repetição dos ensaios de fratura, segundo a norma ASTM E399, com espessuras dos provetes CT mais elevadas. Caso se mantenha $W = 25$ mm, é recomendado que se utilize uma espessura $B = 12,5$ mm;
- Caracterização da tenacidade à fratura dos provetes CT com o tratamento térmico de têmpera em água, através de abordagens utilizadas para materiais dúcteis segundo a norma ASTM E1820.

Referências

- [1] *Additive manufacturing - General principles - Fundamentals and vocabulary, ISO/ASTM 52900*. 2021.
- [2] F. Silva *et al.*, *Impressão 3D - Tecnologias, materiais e aplicações*. Engebook, 2023.
- [3] M. Mehrpouya, A. Dehghanghadikolaei, B. Fotovvati, A. Vosooghnia, S. S. Emamian, and A. Gisario, "The Potential of Additive Manufacturing in the Smart Factory Industrial 4.0: A Review," *Appl. Sci.*, vol. 9, no. 18, p. 3865, Sep. 2019, doi: 10.3390/app9183865.
- [4] T. D. Ngo, A. Kashani, G. Imbalzano, K. T. Q. Nguyen, and D. Hui, "Additive manufacturing (3D printing): A review of materials, methods, applications and challenges," *Compos. Part B Eng.*, vol. 143, no. February, pp. 172–196, Jun. 2018, doi: 10.1016/j.compositesb.2018.02.012.
- [5] I. Gibson, D. Rosen, B. Stucker, and M. Khorasani, *Additive Manufacturing Technologies*. Springer International Publishing, 2021. doi: 10.1007/978-3-030-56127-7.
- [6] N. Khan and A. Riccio, "A systematic review of design for additive manufacturing of aerospace lattice structures: Current trends and future directions," *Prog. Aerosp. Sci.*, vol. 149, no. June, p. 101021, Aug. 2024, doi: 10.1016/j.paerosci.2024.101021.
- [7] nTop, "Guide to lattice structures in additive manufacturing." Accessed: Oct. 16, 2024. [Online]. Available: <https://www.ntop.com/resources/blog/guide-to-lattice-structures-in-additive-manufacturing/>
- [8] A. Bhatia and A. K. Sehgal, "Additive manufacturing materials, methods and applications: A review," *Mater. Today Proc.*, vol. 81, no. 2, pp. 1060–1067, 2023, doi: 10.1016/j.matpr.2021.04.379.
- [9] Porsche, "3D printing technology optimises pistons for the powerful 911 GT2 RS." Accessed: Oct. 22, 2024. [Online]. Available: <https://media.porsche.com/mediakit/porsche-innovationen/en/porsche-innovationen/3d-printed-pistons>
- [10] EOS, "Aerospace Additive Manufacturing for Ariane Injection Nozzles." Accessed: Feb. 12, 2025. [Online]. Available: <https://www.eos.info/industries/customer-success-stories/aerospace-additive-manufacturing-for-ariane-injection-nozzles>
- [11] 3D Systems, "Air and Fluid Handling - Leverage Additive Manufacturing to Deliver Innovative Duct and Manifold Systems." Accessed: Feb. 12, 2025. [Online]. Available: <https://www.3dsystems.com/automotive/air-fluid-handling?ind=automotive>
- [12] EOS, "3D Printing for Medical Technology." Accessed: Feb. 12, 2025. [Online]. Available: <https://www.eos.info/industries/medical>
- [13] C. G. Machado, M. Despeisse, M. Winroth, and E. H. D. R. da Silva, "Additive manufacturing from the sustainability perspective: proposal for a self-assessment tool," *Procedia CIRP*, vol. 81, no. March, pp. 482–487, 2019, doi: 10.1016/j.procir.2019.03.123.
- [14] T. Pereira, J. V. Kennedy, and J. Potgieter, "A comparison of traditional manufacturing vs additive manufacturing, the best method for the job," *Procedia Manuf.*, vol. 30, pp.

Referências

- 11–18, 2019, doi: 10.1016/j.promfg.2019.02.003.
- [15] R. Clark, A. Rochman, P. Refalo, P. Farrugia, and P. Vella, “Towards sustainable injection moulding using 3D printed conformal cooling channels: a comparative simulation study,” *Prog. Addit. Manuf.*, vol. 9, no. 5, pp. 1341–1352, Oct. 2024, doi: 10.1007/s40964-024-00609-w.
- [16] Meltio, “Mold with Conformal Cooling Channels.” Accessed: Nov. 15, 2024. [Online]. Available: <https://meltio3d.com/mold-with-conformal-cooling-channels/>
- [17] C. Van Sice and J. Faludi, “COMPARING ENVIRONMENTAL IMPACTS OF METAL ADDITIVE MANUFACTURING TO CONVENTIONAL MANUFACTURING,” *Proc. Des. Soc.*, vol. 1, no. AUGUST, pp. 671–680, Aug. 2021, doi: 10.1017/pds.2021.67.
- [18] M. Ziaee and N. B. Crane, “Binder jetting: A review of process, materials, and methods,” *Addit. Manuf.*, vol. 28, no. May, pp. 781–801, Aug. 2019, doi: 10.1016/j.addma.2019.05.031.
- [19] J. Gonzalez-Gutierrez, S. Cano, S. Schuschnigg, C. Kukla, J. Sapkota, and C. Holzer, “Additive Manufacturing of Metallic and Ceramic Components by the Material Extrusion of Highly-Filled Polymers: A Review and Future Perspectives,” *Materials (Basel)*, vol. 11, no. 5, p. 840, May 2018, doi: 10.3390/ma11050840.
- [20] D.-G. Ahn, “Directed Energy Deposition (DED) Process: State of the Art,” *Int. J. Precis. Eng. Manuf. Technol.*, vol. 8, no. 2, pp. 703–742, Mar. 2021, doi: 10.1007/s40684-020-00302-7.
- [21] X. Guan and Y. F. Zhao, “Modeling of the laser powder-based directed energy deposition process for additive manufacturing: a review,” *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, vol. 107, no. 5–6, pp. 1959–1982, Mar. 2020, doi: 10.1007/s00170-020-05027-0.
- [22] M. Pérez, D. Carou, E. M. Rubio, and R. Teti, “Current advances in additive manufacturing,” *Procedia CIRP*, vol. 88, no. March, pp. 439–444, 2020, doi: 10.1016/j.procir.2020.05.076.
- [23] Z. U. Arif, M. Y. Khalid, A. Zolfagharian, and M. Bodaghi, “4D bioprinting of smart polymers for biomedical applications: recent progress, challenges, and future perspectives,” *React. Funct. Polym.*, vol. 179, no. July, p. 105374, Oct. 2022, doi: 10.1016/j.reactfunctpolym.2022.105374.
- [24] S. Hasanov *et al.*, “Review on Additive Manufacturing of Multi-Material Parts: Progress and Challenges,” *J. Manuf. Mater. Process.*, vol. 6, no. 1, p. 4, Dec. 2021, doi: 10.3390/jmmp6010004.
- [25] M. E. Korkmaz, S. Waqar, A. Garcia-Collado, M. K. Gupta, and G. M. Krolczyk, “A technical overview of metallic parts in hybrid additive manufacturing industry,” *J. Mater. Res. Technol.*, vol. 18, pp. 384–395, May 2022, doi: 10.1016/j.jmrt.2022.02.085.
- [26] C. R. Dunn, B. P. Lee, and R. M. Rajachar, “Thermomagnetic-Responsive Self-Folding Microgrippers for Improving Minimally Invasive Surgical Techniques and Biopsies,” *Molecules*, vol. 27, no. 16, p. 5196, Aug. 2022, doi: 10.3390/molecules27165196.
- [27] Aerosint, “Multi-material 3D Printing by Aerosint.” Accessed: Feb. 18, 2025. [Online]. Available: <https://aerosint.com/>
- [28] DMG MORI, “LASERTEC 65 DED HYBRID.” Accessed: Mar. 18, 2025. [Online]. Available: <https://en.dmgmori.com/products/machines/additive-manufacturing/powder->

nozzle/lasertec-65-ded-hybrid

- [29] O. Diegel, A. Nordin, and D. Motte, *A Practical Guide to Design for Additive Manufacturing*. in Springer Series in Advanced Manufacturing. Singapore: Springer Singapore, 2019. doi: 10.1007/978-981-13-8281-9.
- [30] A. Wiberg, J. Persson, and J. Ölvander, “Design for additive manufacturing – a review of available design methods and software,” *Rapid Prototyp. J.*, vol. 25, no. 6, pp. 1080–1094, Jul. 2019, doi: 10.1108/RPJ-10-2018-0262.
- [31] M. Mandolini, P. Pradel, and P. Cicconi, “Design for Additive Manufacturing: Methods and Tools,” *Appl. Sci.*, vol. 12, no. 13, p. 6548, Jun. 2022, doi: 10.3390/app12136548.
- [32] J. ZHU, H. ZHOU, C. WANG, L. ZHOU, S. YUAN, and W. ZHANG, “A review of topology optimization for additive manufacturing: Status and challenges,” *Chinese J. Aeronaut.*, vol. 34, no. 1, pp. 91–110, Jan. 2021, doi: 10.1016/j.cja.2020.09.020.
- [33] J. Liu *et al.*, “Current and future trends in topology optimization for additive manufacturing,” *Struct. Multidiscip. Optim.*, vol. 57, no. 6, pp. 2457–2483, Jun. 2018, doi: 10.1007/s00158-018-1994-3.
- [34] M. P. Bendsøe and N. Kikuchi, “Generating optimal topologies in structural design using a homogenization method,” *Comput. Methods Appl. Mech. Eng.*, vol. 71, no. 2, pp. 197–224, Nov. 1988, doi: 10.1016/0045-7825(88)90086-2.
- [35] J.-H. Zhu, W.-H. Zhang, and L. Xia, “Topology Optimization in Aircraft and Aerospace Structures Design,” *Arch. Comput. Methods Eng.*, vol. 23, no. 4, pp. 595–622, Dec. 2016, doi: 10.1007/s11831-015-9151-2.
- [36] EOS, “Additive Manufacturing for the New Airbus A350 XWB.” Accessed: Nov. 19, 2024. [Online]. Available: <https://uk.eos.info/en-gb/innovations/all-3d-printing-applications/aerospace/aerospace-case-studies/airbus-a350-xwb-3d-printed-cable-mount>
- [37] R. H. Helle and H. G. Lemu, “A case study on use of 3D scanning for reverse engineering and quality control,” *Mater. Today Proc.*, vol. 45, pp. 5255–5262, 2021, doi: 10.1016/j.matpr.2021.01.828.
- [38] J. Zhang and Z. Yu, “Overview of 3D printing technologies for reverse engineering product design,” *Autom. Control Comput. Sci.*, vol. 50, no. 2, pp. 91–97, Mar. 2016, doi: 10.3103/S0146411616020073.
- [39] Mitutoyo, “Standard Coordinate Measuring Machines.” Accessed: Nov. 21, 2024. [Online]. Available: <https://www.mitutoyo.com/products/coordinate-measuring-machines/>
- [40] Hexagon, “StereoScan neo.” Accessed: Nov. 21, 2024. [Online]. Available: <https://hexagon.com/products/stereoscan-neo>
- [41] B. Mendes, J. Alves, R. Neto, M. Couto, M. Machado, and T. Duarte, “Uma metodologia eficiente para projeto e fabrico de próteses faciais em silicone,” in *Convenção Científica de Engenharia e Arquitetura*, 2014.
- [42] J. P. Oliveira, A. D. LaLonde, and J. Ma, “Processing parameters in laser powder bed fusion metal additive manufacturing,” *Mater. Des.*, vol. 193, p. 108762, Aug. 2020, doi: 10.1016/j.matdes.2020.108762.
- [43] W. Abd-Elaziem *et al.*, “On the current research progress of metallic materials

Referências

- fabricated by laser powder bed fusion process: a review," *J. Mater. Res. Technol.*, vol. 20, pp. 681–707, Sep. 2022, doi: 10.1016/j.jmrt.2022.07.085.
- [44] A. Mussatto, R. Groarke, A. O'Neill, M. A. Obeidi, Y. Delaure, and D. Brabazon, "Influences of powder morphology and spreading parameters on the powder bed topography uniformity in powder bed fusion metal additive manufacturing," *Addit. Manuf.*, vol. 38, no. December 2020, p. 101807, Feb. 2021, doi: 10.1016/j.addma.2020.101807.
- [45] M. A. Balbaa, A. Ghasemi, E. Fereiduni, M. A. Elbestawi, S. D. Jadhav, and J.-P. Kruth, "Role of powder particle size on laser powder bed fusion processability of AlSi10Mg alloy," *Addit. Manuf.*, vol. 37, no. October 2020, p. 101630, Jan. 2021, doi: 10.1016/j.addma.2020.101630.
- [46] N. Nadammal *et al.*, "Critical role of scan strategies on the development of microstructure, texture, and residual stresses during laser powder bed fusion additive manufacturing," *Addit. Manuf.*, vol. 38, no. December 2020, p. 101792, Feb. 2021, doi: 10.1016/j.addma.2020.101792.
- [47] Y. Kok *et al.*, "Anisotropy and heterogeneity of microstructure and mechanical properties in metal additive manufacturing: A critical review," *Mater. Des.*, vol. 139, pp. 565–586, Feb. 2018, doi: 10.1016/j.matdes.2017.11.021.
- [48] J. Yu, D. Kim, K. Ha, J. B. Jeon, D. J. Kim, and W. Lee, "Size effect due to contour laser scanning in 316L stainless steel produced by laser powder bed fusion," *J. Mater. Res. Technol.*, vol. 15, pp. 5554–5568, Nov. 2021, doi: 10.1016/j.jmrt.2021.11.034.
- [49] N. Nothomb, I. Rodriguez-Barber, M. T. Pérez-Prado, N. J. Mena, G. Pyka, and A. Simar, "Understanding the effect of pre-sintering scanning strategy on the relative density of Zr-modified Al7075 processed by laser powder bed fusion," *Addit. Manuf. Lett.*, vol. 11, no. April, p. 100253, Dec. 2024, doi: 10.1016/j.addlet.2024.100253.
- [50] E. L. Papazoglou, N. E. Karkalos, P. Karmiris-Obratański, and A. P. Markopoulos, "On the Modeling and Simulation of SLM and SLS for Metal and Polymer Powders: A Review," *Arch. Comput. Methods Eng.*, vol. 29, no. 2, pp. 941–973, Mar. 2022, doi: 10.1007/s11831-021-09601-x.
- [51] P. K. Gokuldoss, S. Kolla, and J. Eckert, "Additive Manufacturing Processes: Selective Laser Melting, Electron Beam Melting and Binder Jetting—Selection Guidelines," *Materials (Basel)*, vol. 10, no. 6, p. 672, Jun. 2017, doi: 10.3390/ma10060672.
- [52] T. Craeghs, F. Bechmann, S. Berumen, and J.-P. Kruth, "Feedback control of Layerwise Laser Melting using optical sensors," *Phys. Procedia*, vol. 5, no. PART 2, pp. 505–514, 2010, doi: 10.1016/j.phpro.2010.08.078.
- [53] C. Y. Yap *et al.*, "Review of selective laser melting: Materials and applications," *Appl. Phys. Rev.*, vol. 2, no. 4, Dec. 2015, doi: 10.1063/1.4935926.
- [54] D. Chen *et al.*, "Research on in situ monitoring of selective laser melting: a state of the art review," *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, vol. 113, no. 11–12, pp. 3121–3138, Apr. 2021, doi: 10.1007/s00170-020-06432-1.
- [55] P. Bajaj, J. Wright, I. Todd, and E. A. Jäggle, "Predictive process parameter selection for Selective Laser Melting Manufacturing: Applications to high thermal conductivity alloys," *Addit. Manuf.*, vol. 27, no. December 2018, pp. 246–258, May 2019, doi: 10.1016/j.addma.2018.12.003.

- [56] M. A. Bramson, *Infrared Radiation*, vol. 95, no. 2477. Boston, MA: Springer US, 1968. doi: 10.1007/978-1-4757-0911-7.
- [57] C. D. Boley, S. A. Khairallah, and A. M. Rubenchik, "Calculation of laser absorption by metal powders in additive manufacturing," *Appl. Opt.*, vol. 54, no. 9, p. 2477, Mar. 2015, doi: 10.1364/AO.54.002477.
- [58] B. Brandau, A. Da Silva, C. Wilsnack, F. Brueckner, and A. F. H. Kaplan, "Absorbance study of powder conditions for laser additive manufacturing," *Mater. Des.*, vol. 216, p. 110591, Apr. 2022, doi: 10.1016/j.matdes.2022.110591.
- [59] L. C. Wei, L. E. Ehrlich, M. J. Powell-Palm, C. Montgomery, J. Beuth, and J. A. Malen, "Thermal conductivity of metal powders for powder bed additive manufacturing," *Addit. Manuf.*, vol. 21, no. February, pp. 201–208, May 2018, doi: 10.1016/j.addma.2018.02.002.
- [60] M. R. Alkahari, T. Furumoto, T. Ueda, A. Hosokawa, R. Tanaka, and M. S. Abdul Aziz, "Thermal Conductivity of Metal Powder and Consolidated Material Fabricated via Selective Laser Melting," *Key Eng. Mater.*, vol. 523–524, pp. 244–249, Nov. 2012, doi: 10.4028/www.scientific.net/KEM.523-524.244.
- [61] M. Liu *et al.*, "Effective thermal conductivities of metal powders for additive manufacturing," *Powder Technol.*, vol. 401, p. 117323, Mar. 2022, doi: 10.1016/j.powtec.2022.117323.
- [62] H. Fayazfar *et al.*, "A critical review of powder-based additive manufacturing of ferrous alloys: Process parameters, microstructure and mechanical properties," *Mater. Des.*, vol. 144, pp. 98–128, Apr. 2018, doi: 10.1016/j.matdes.2018.02.018.
- [63] E. Liverani, S. Toschi, L. Ceschini, and A. Fortunato, "Effect of selective laser melting (SLM) process parameters on microstructure and mechanical properties of 316L austenitic stainless steel," *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 249, no. May, pp. 255–263, Nov. 2017, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2017.05.042.
- [64] T. Kurzynowski, K. Gruber, W. Stopyra, B. Kuźnicka, and E. Chlebus, "Correlation between process parameters, microstructure and properties of 316 L stainless steel processed by selective laser melting," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 718, no. September 2017, pp. 64–73, Mar. 2018, doi: 10.1016/j.msea.2018.01.103.
- [65] A. K. Dutt, G. K. Bansal, S. Tripathy, K. Gopala Krishna, V. C. Srivastava, and S. Ghosh Chowdhury, "Optimization of Selective Laser Melting (SLM) Additive Manufacturing Process Parameters of 316L Austenitic Stainless Steel," *Trans. Indian Inst. Met.*, vol. 76, no. 2, pp. 335–345, Feb. 2023, doi: 10.1007/s12666-022-02687-2.
- [66] M. Narvan, K. S. Al-Rubaie, and M. Elbestawi, "Process-Structure-Property Relationships of AISI H13 Tool Steel Processed with Selective Laser Melting," *Materials (Basel)*, vol. 12, no. 14, p. 2284, Jul. 2019, doi: 10.3390/ma12142284.
- [67] M. Katancik, S. Mirzababaei, M. Ghayoor, and S. Pasebani, "Selective laser melting and tempering of H13 tool steel for rapid tooling applications," *J. Alloys Compd.*, vol. 849, p. 156319, Dec. 2020, doi: 10.1016/j.jallcom.2020.156319.
- [68] B. Ren, D. Lu, R. Zhou, Z. Li, and J. Guan, "Preparation and mechanical properties of selective laser melted H13 steel," *J. Mater. Res.*, vol. 34, no. 08, pp. 1415–1425, Apr. 2019, doi: 10.1557/jmr.2019.10.
- [69] H. Shipley *et al.*, "Optimisation of process parameters to address fundamental

Referências

- challenges during selective laser melting of Ti-6Al-4V: A review," *Int. J. Mach. Tools Manuf.*, vol. 128, no. January, pp. 1–20, May 2018, doi: 10.1016/j.ijmachtools.2018.01.003.
- [70] Z. Wang, Z. Xiao, Y. Tse, C. Huang, and W. Zhang, "Optimization of processing parameters and establishment of a relationship between microstructure and mechanical properties of SLM titanium alloy," *Opt. Laser Technol.*, vol. 112, no. November 2018, pp. 159–167, Apr. 2019, doi: 10.1016/j.optlastec.2018.11.014.
- [71] D. Sun *et al.*, "Selective laser melting of titanium parts: Influence of laser process parameters on macro- and microstructures and tensile property," *Powder Technol.*, vol. 342, pp. 371–379, Jan. 2019, doi: 10.1016/j.powtec.2018.09.090.
- [72] X. Yan *et al.*, "Microstructure and mechanical properties of pure copper manufactured by selective laser melting," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 789, no. January, p. 139615, Jul. 2020, doi: 10.1016/j.msea.2020.139615.
- [73] Z. Ma, K. Zhang, Z. Ren, D. Z. Zhang, G. Tao, and H. Xu, "Selective laser melting of Cu–Cr–Zr copper alloy: Parameter optimization, microstructure and mechanical properties," *J. Alloys Compd.*, vol. 828, p. 154350, Jul. 2020, doi: 10.1016/j.jallcom.2020.154350.
- [74] Q. Wang, Y. Zhang, K. Wang, S. Liu, X. Zhang, and H. Shao, "Effect of process parameters and heat treatment on the microstructure and properties of CuCrZr alloy by selective laser melting," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 857, no. September, p. 144054, Nov. 2022, doi: 10.1016/j.msea.2022.144054.
- [75] S. Uchida *et al.*, "Microstructures and electrical and mechanical properties of Cu-Cr alloys fabricated by selective laser melting," *Mater. Des.*, vol. 175, p. 107815, Aug. 2019, doi: 10.1016/j.matdes.2019.107815.
- [76] S. Zhang, H. Zhu, Z. Hu, X. Zeng, and F. Zhong, "Selective Laser Melting of Cu 10Zn alloy powder using high laser power," *Powder Technol.*, vol. 342, pp. 613–620, Jan. 2019, doi: 10.1016/j.powtec.2018.10.002.
- [77] Z. Mao, D. Z. Zhang, J. Jiang, G. Fu, and P. Zhang, "Processing optimisation, mechanical properties and microstructural evolution during selective laser melting of Cu-15Sn high-tin bronze," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 721, no. October 2017, pp. 125–134, 2018, doi: 10.1016/j.msea.2018.02.051.
- [78] P. Yang *et al.*, "Investigation of selective laser melting process for Cu-5Sn alloy on surface roughness, microstructure and mechanical property," *Rapid Prototyp. J.*, vol. 28, no. 1, pp. 10–20, Jan. 2022, doi: 10.1108/RPJ-12-2020-0307.
- [79] R. Gu, X. Yao, D. Wang, H. Wang, M. Yan, and K. S. Wong, "Selective Laser Melting of Cu–10Sn–0.4P: Processing, Microstructure, Properties, and Brief Comparison with Additively Manufactured Cu–10Sn," *Adv. Eng. Mater.*, vol. 24, no. 2, pp. 1–10, Feb. 2022, doi: 10.1002/adem.202100716.
- [80] I. Richardson, "Guide to Nickel Aluminium Bronze for Engineers," *Copp. Dev. Assoc.*, p. 100, 2016, [Online]. Available: https://www.nickelinstitute.org/~media/Files/MediaCenter/News/20160205-Guide_to_Nickel_Aluminium_Bronze_for_Engineers.ashx?la=en
- [81] T. Murray, S. Thomas, Y. Wu, W. Neil, and C. Hutchinson, "Selective laser melting of nickel aluminium bronze," *Addit. Manuf.*, vol. 33, no. January, p. 101122, May 2020,

- doi: 10.1016/j.addma.2020.101122.
- [82] C. Guerra, J. A. Ramos-Grez, I. La Fé-Perdomo, A. Castillo, and M. Walczak, "Microstructure and Mechanical Properties of Cu-11Al-5Ni-4Fe wt% Manufactured by LPBF," *Metals (Basel)*, vol. 13, no. 3, p. 459, Feb. 2023, doi: 10.3390/met13030459.
- [83] C. Barr, A. Pateras, A. Molotnikov, D. Clarke, and M. Brandt, "Effect of composition on the tensile and corrosion performance of nickel aluminium bronze produced via laser powder bed fusion," *Addit. Manuf.*, vol. 54, no. February, p. 102771, Jun. 2022, doi: 10.1016/j.addma.2022.102771.
- [84] Y. Zhang and Y. Yin, "Investigation into the manufacturing process and properties of BrAl10Fe4 Aluminium-bronze parts by selective laser melting," *Mater. Technol.*, vol. 35, no. 13–14, pp. 821–835, Dec. 2020, doi: 10.1080/10667857.2019.1701254.
- [85] T. Gustmann *et al.*, "Influence of processing parameters on the fabrication of a Cu-Al-Ni-Mn shape-memory alloy by selective laser melting," *Addit. Manuf.*, vol. 11, pp. 23–31, Jul. 2016, doi: 10.1016/j.addma.2016.04.003.
- [86] *Impermeable sintered metal materials and hardmetals - Determination of density, ISO 3369*. 2006.
- [87] *Copper and copper alloys - Ingots and castings, BS EN 1982*. 2017.
- [88] *Standard Test Methods for Vickers Hardness and Knoop Hardness of Metallic Materials, ASTM E92*. 2023.
- [89] *Standard Test Method for Brinell Hardness of Metallic Materials, ASTM E10*. 2018.
- [90] *Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials, ASTM E8/E8M*. 2022. doi: 10.1520/E0008.
- [91] *Standard Test Method for Plane-Strain Fracture Toughness of Metallic Materials, ASTM E399*. 2022. doi: 10.1520/E0399-09E02.2.
- [92] *Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness, ASTM E1820*. 2018. doi: 10.1520/E1820-20B.
- [93] P. Brezina, "Heat treatment of complex aluminium bronzes," *Int. Met. Rev.*, vol. 27, no. 1, pp. 77–120, Jan. 1982, doi: 10.1179/imr.1982.27.1.77.
- [94] N. Babacan, S. Pauly, and T. Gustmann, "Laser powder bed fusion of a superelastic Cu-Al-Mn shape memory alloy," *Mater. Des.*, vol. 203, p. 109625, May 2021, doi: 10.1016/j.matdes.2021.109625.
- [95] W. Xiong *et al.*, "Effect of selective laser melting parameters on morphology, microstructure, densification and mechanical properties of supersaturated silver alloy," *Mater. Des.*, vol. 170, p. 107697, May 2019, doi: 10.1016/j.matdes.2019.107697.
- [96] A. P. Ventura, C. A. Wade, G. Pawlikowski, M. Bayes, M. Watanabe, and W. Z. Misiolek, "Mechanical Properties and Microstructural Characterization of Cu-4.3 Pct Sn Fabricated by Selective Laser Melting," *Metall. Mater. Trans. A*, vol. 48, no. 1, pp. 178–187, Jan. 2017, doi: 10.1007/s11661-016-3779-x.
- [97] A. Guzanová, G. Ižáriková, J. Brezinová, J. Živčák, D. Draganovská, and R. Hudák, "Influence of Build Orientation, Heat Treatment, and Laser Power on the Hardness of Ti6Al4V Manufactured Using the DMLS Process," *Metals (Basel)*, vol. 7, no. 8, p. 318, Aug. 2017, doi: 10.3390/met7080318.

Referências

- [98] R. Sirants and J. Lungevics, "Surface Roughness Effect on Microhardness Measurements," *Tribol. Ind.*, vol. 47, no. 7, pp. 92–99, Mar. 2025, doi: 10.24874/ti.1777.12.24.01.
- [99] M. Ashby, *Materials Selection in Mechanical Design*, Fourth edi. Elsevier Ltd., 2011.
- [100] N. I. Akbar, K. Nandigama, I. Sati, B. B. Ravichander, and G. Kumar, "Effect of Laser Power on the Microstructure and Fracture of Notched IN718 Specimens Fabricated by Laser Powder Bed Fusion," *Metals (Basel)*., vol. 15, no. 6, p. 639, Jun. 2025, doi: 10.3390/met15060639.

Declaração de Integridade

Declaro ter conduzido este trabalho académico com integridade. Não plagiei ou apliquei qualquer forma de uso indevido de informações ou falsificação de resultados ao longo do processo que levou à sua elaboração.

Declaro que o trabalho apresentado neste documento é original e de minha autoria, não tendo sido utilizado anteriormente para nenhum outro fim.

Declaro ainda que tenho pleno conhecimento do Código de Conduta Ética do P. PORTO.

NOME: Vítor Lima Laúndos

ISEP, Porto, 14 de junho de 2025

Apêndice A: Distribuição log-normal do diâmetro das partículas do pó metálico

Análise de difração a laser realizada pelo fornecedor para caracterizar o tamanho das partículas:

- $d_{10} = 21,7 \mu\text{m}$ (10% das partículas exibem um diâmetro igual ou inferior a $21,7 \mu\text{m}$);
- $d_{50} = 32,8 \mu\text{m}$ (50% das partículas exibem um diâmetro igual ou inferior a $32,8 \mu\text{m}$, que corresponde à mediana da amostra);
- $d_{90} = 49,8 \mu\text{m}$ (90% das partículas exibem um diâmetro igual ou inferior a $49,8 \mu\text{m}$);

X - “Diâmetro da partícula, em μm .”

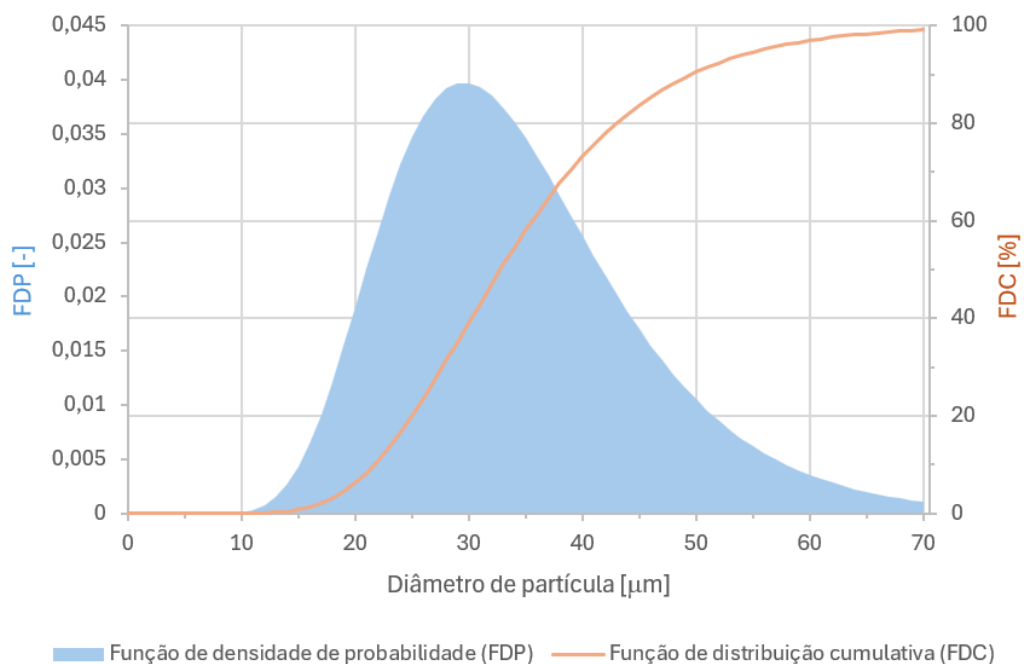
Assume-se que a variável aleatória X segue uma distribuição log-normal: $X \sim \text{LogNormal}(\mu, \sigma^2)$

O valor da média, μ , é obtido através da relação com a mediana da seguinte forma: $\text{MED}(X) = e^\mu \Rightarrow \mu = \ln(32,8) = 3,490\dots$

O valor do desvio padrão, σ , obtido através da ferramenta “Solver” do Excel, foi ajustado de forma a respeitar a condição para o percentil d_{10} através da seguinte condição: $\text{DIST.NORMLOG}(21,7; 3,490; \sigma; \text{VERDADEIRO}) * 100 = 10 \Rightarrow \sigma = 0,3224\dots$

Portanto, $X \sim \text{LogNormal}(3,490; 0,3224^2)$

Definidos os parâmetros da distribuição, é possível calcular os valores da função de densidade de probabilidade (FDP) e da função de distribuição cumulativa (FDC) para um intervalo arbitrado de diâmetro de partículas entre 0 e $70 \mu\text{m}$. O gráfico combinado das duas funções está representado de seguida:



Apêndice B: Valores de dureza para os provetes sem tratamento térmico

PROVETE 1 (VED = 160 J/mm³)

Indentação	Dureza HV		
	Sup. superior	Sup. Inferior	Sup. Lateral
1	273	257	255
2	289	245	244
3	273	225	262
4	282	249	245
5	279	249	229
6	-	-	249
Média	279,2	245,0	247,3
Desvio padrão	6,013	10,73	10,24

PROVETE 2 (VED = 80 J/mm³)

Indentação	Dureza HV		
	Sup. superior	Sup. Inferior	Sup. Lateral
1	252 (245 HBW)	245	258
2	285 (278 HBW)	241	243
3	241 (234 HBW)	244	247
4	252 (246 HBW)	244	253
5	255 (250 HBW)	248	251
6	-	-	257
Média	257,5	244,4	252
Desvio padrão	16,50	2,245	5,284

PROVETE 7 (VED = 67 J/mm³)

Indentação	Dureza HV		
	Sup. superior	Sup. Inferior	Sup. Lateral
1	227 (227 HBW)	232	247
2	241 (234 HBW)	232	249
3	227 (225 HBW)	240	248
4	241 (238 HBW)	229	232
5	241 (237 HBW)	230	219
6	-	-	229
Média	235,4	232,6	237,3
Desvio padrão	6,859	3,878	11,38

PROVETE 8 (VED = 58 J/mm³)

Indentação	Dureza HV		
	Sup. superior	Sup. Inferior	Sup. Lateral
1	210 (208 HBW)	205	181
2	197 (195 HBW)	205	184
3	201 (204 HBW)	211	180
4	199 (200 HBW)	202	188
5	210 (209 HBW)	204	184
6	-	-	186
Média	203,4	205,4	183,8
Desvio padrão	5,535	3,007	2,734

PROVETE 3 (VED = 53 J/mm³)

Indentação	Dureza HV		
	Sup. superior	Sup. Inferior	Sup. Lateral
1	183 (183 HBW)	191	186
2	184 (189 HBW)	183	185
3	235 (229 HBW)	193	185
4	180 (180 HBW)	200	190
5	184 (189 HBW)	195	187
6	-	-	191
Média	193,2	192,4	187,3
Desvio padrão	20,95	5,571	2,357

PROVETE 4 (VED = 40 J/mm³)

Indentação	Dureza HV		
	Sup. superior	Sup. Inferior	Sup. Lateral
1	172 (168 HBW)	130	117
2	160 (161 HBW)	134	116
3	158 (156 HBW)	134	119
4	149 (152 HBW)	128	118
5	162 (163 HBW)	136	117
6	-	-	117
Média	160,2	132,4	117,3
Desvio padrão	7,386	2,939	0,9428

PROVETE 5 (VED = 32 J/mm³)

Indentação	Dureza HV		
	Sup. superior	Sup. Inferior	Sup. Lateral
1	158 (158 HBW)	103	91,5
2	124 (119 HBW)	103	91,1
3	127 (126 HBW)	97,9	90,3
4	118 (111 HBW)	99,7	89,5
5	127 (122 HBW)	106	86,1
6	-	-	85,7
Média	130,8	101,9	89,03
Desvio padrão	13,99	2,831	2,306

PROVETE 6 (VED = 27 J/mm³)

Indentação	Dureza HV		
	Sup. superior	Sup. Inferior	Sup. Lateral
1	118 (111 HBW)	76	68,4
2	104 (98,3 HBW)	70	64,8
3	104 (97,3 HBW)	77,9	64,6
4	104 (101 HBW)	72,5	65,8
5	112 (105 HBW)	74,2	65,1
6	-	-	64,8
Média	108,4	74,10	65,58
Desvio padrão	5,713	3,059	1,317

Apêndice C: Valores de dureza para os provetes com tratamento térmico

PROVETE 1 (VED = 160 J/mm³)

Indentação	Dureza HV	
	Sup. Inferior	Sup. Lateral
1	143	139
2	147	137
3	144	147
4	143	139
5	143	140
6	-	141
Média	144,0	140,5
Desvio padrão	1,549	3,149

PROVETE 2 (VED = 80 J/mm³)

Indentação	Dureza HV	
	Sup. Inferior	Sup. Lateral
1	158	162
2	157	161
3	159	164
4	156	165
5	162	163
6	-	163
Média	158,4	163,2
Desvio padrão	2,059	1,344

PROVETE 7 (VED = 67 J/mm³)

Indentação	Dureza HV	
	Sup. Inferior	Sup. Lateral
1	160	155
2	162	159
3	161	158
4	163	158
5	162	156
6	-	158
Média	161,6	157,3
Desvio padrão	1,020	1,374

PROVETE 8 (VED = 58 J/mm³)

Indentação	Dureza HV	
	Sup. Inferior	Sup. Lateral
1	151	146
2	152	140
3	152	145
4	152	142
5	156	150
6	-	140
Média	152,6	143,8
Desvio padrão	1,744	3,578

PROVETE 3 (VED = 53 J/mm³)

Indentação	Dureza HV	
	Sup. Inferior	Sup. Lateral
1	136	140
2	136	140
3	140	137
4	140	136
5	134	140
6	-	135
Média	137,2	138,0
Desvio padrão	2,400	2,082

PROVETE 4 (VED = 40 J/mm³)

Indentação	Dureza HV	
	Sup. Inferior	Sup. Lateral
1	106	104
2	98,8	112
3	108	102
4	105	104
5	106	98,8
6	-	104
Média	104,8	104,1
Desvio padrão	3,135	3,978

PROVETE 5 (VED = 32 J/mm³)

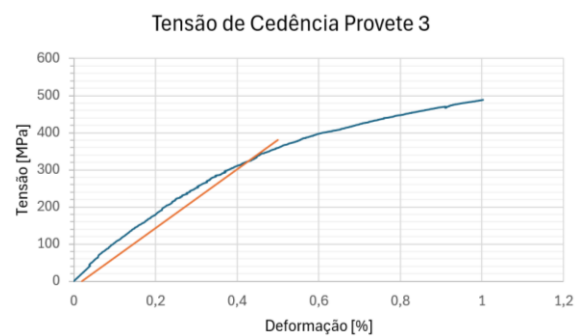
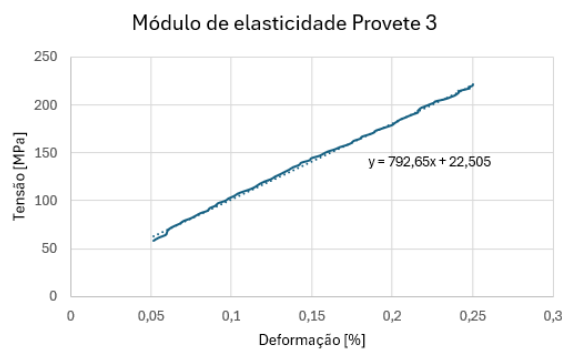
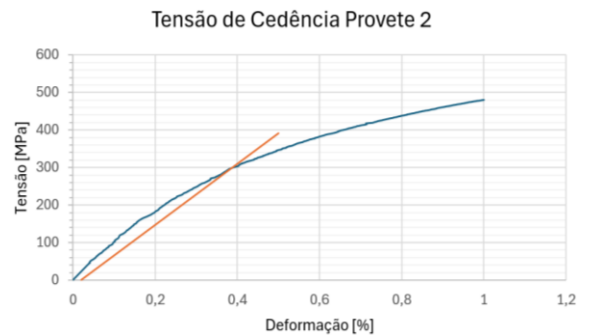
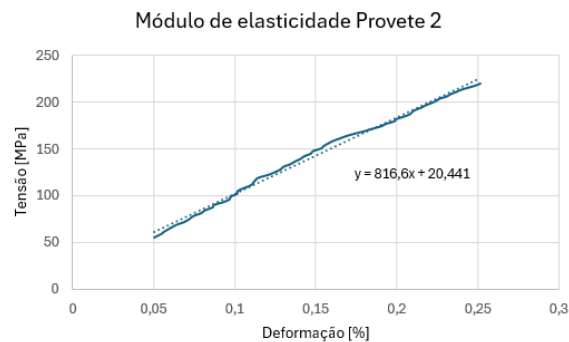
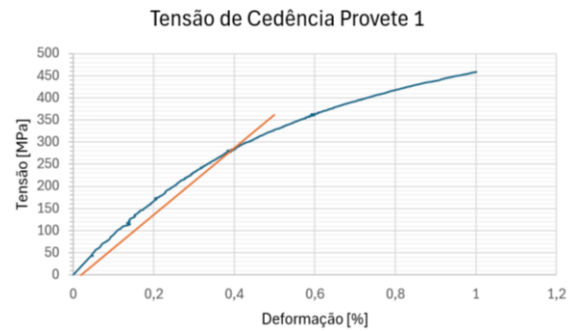
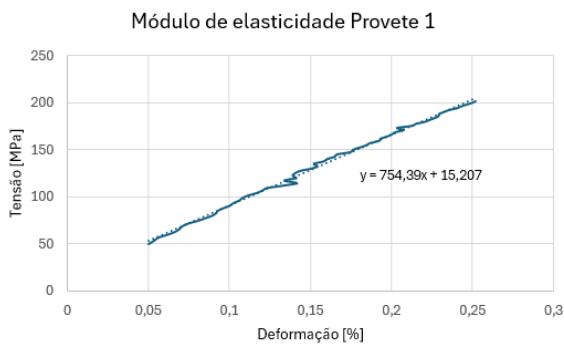
Indentação	Dureza HV	
	Sup. Inferior	Sup. Lateral
1	78,5	88
2	85	86,1
3	78,5	87,6
4	84,3	82,9
5	80,2	85
6	-	83,9
Média	81,3	85,58
Desvio padrão	2,814	1,851

PROVETE 6 (VED = 27 J/mm³)

Indentação	Dureza HV	
	Sup. Inferior	Sup. Lateral
1	66,8	75,4
2	69,4	63,9
3	69,7	69,2
4	61,6	63
5	65,1	69,2
6	-	63,2
Média	66,52	67,32
Desvio padrão	2,990	4,466

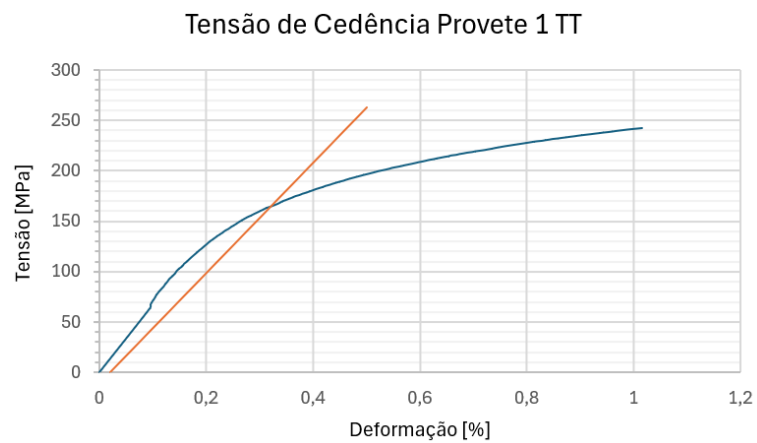
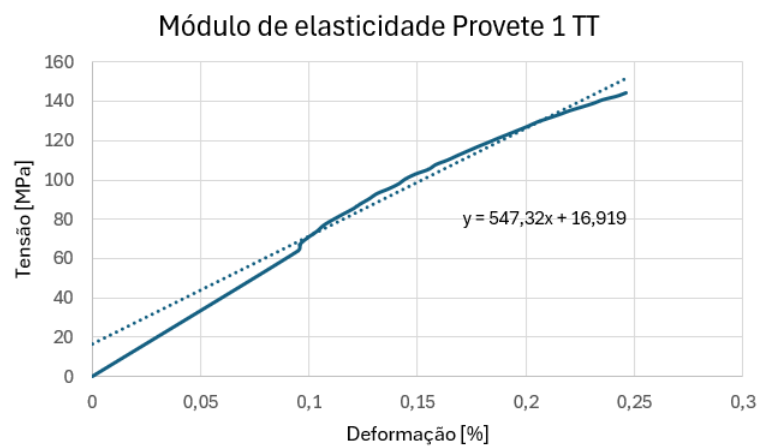
Apêndice D: Propriedades mecânicas à tração obtidas para os provetes produzidos com os parâmetros de referência (estado tal como fabricado)

	Propriedades Mecânicas				
	1	2	3	Média	Desv. Padrão
Tensão de Cedência [MPa]	280	300	310	297	12,47
Tensão de Rotura [MPa]	698,9	704,4	704,3	702,5	2,557
Módulo de Elasticidade [GPa]	75,44	81,66	79,27	78,79	2,562
Deformação na rotura [%]	6,608	5,152	6,113	5,958	0,6048



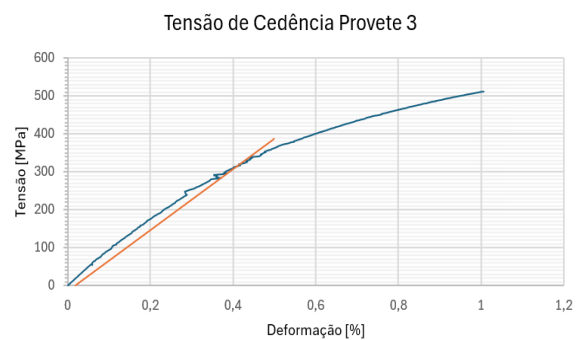
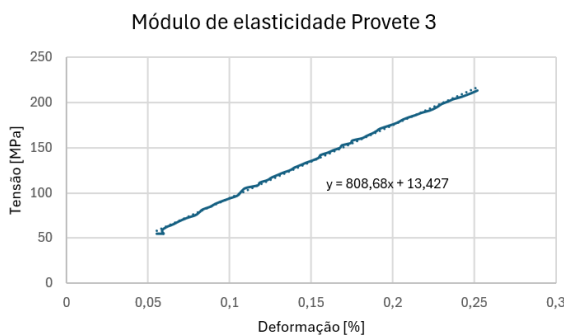
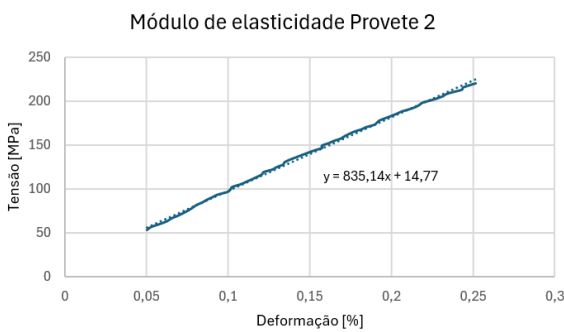
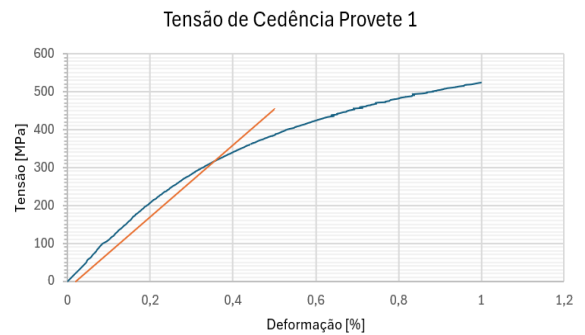
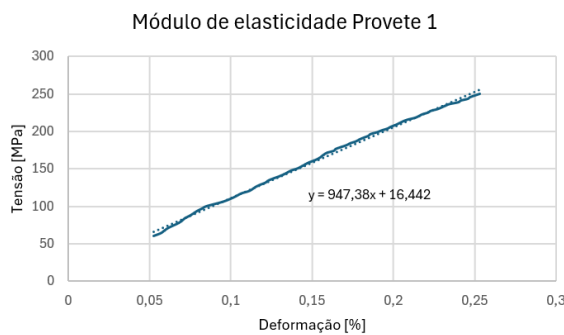
Apêndice E: Propriedades mecânicas à tração obtidas para os provetes produzidos com os parâmetros de referência (submetidos ao tratamento térmico)

Propriedades Mecânicas	
1-TT	
Tensão de Cedência [MPa]	165
Tensão de Ruptura [MPa]	562,9
Módulo de Elasticidade [GPa]	54,73
Deformação na ruptura [%]	25,71



Apêndice F: Propriedades mecânicas à tração obtidas para os provetes produzidos com os parâmetros ótimos (estado tal como fabricado)

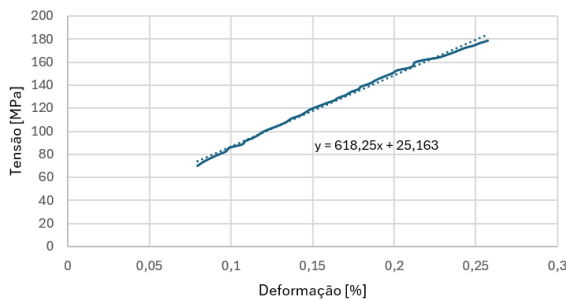
	Propriedades Mecânicas				
	1	2	3	Média	Desv. Padrão
Tensão de Cedência [MPa]	320	315	315	317	2,357
Tensão de Rotura [MPa]	700,9	694,7	700,3	698,6	2,810
Módulo de Elasticidade [GPa]	94,74	83,51	80,87	86,37	6,013
Deformação na rotura [%]	4,981	5,681	4,699	5,120	0,4127



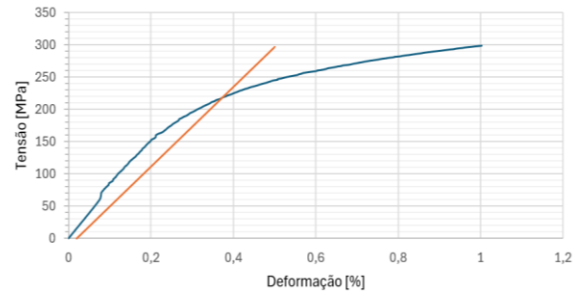
Apêndice G: Propriedades mecânicas à tração obtidas para os provetes produzidos com os parâmetros ótimos (submetidos ao tratamento térmico)

	Propriedades Mecânicas				
	1-TT	2-TT	3-TT	Média	Desv. Padrão
Tensão de Cedência [MPa]	215	210	215	213	2,357
Tensão de Rotura [MPa]	601,8	591,1	604,9	599,2	5,914
Módulo de Elasticidade [GPa]	61,83	62,08	63,82	62,57	0,8875
Deformação na rotura [%]	20,22	20,45	20,47	20,38	0,1146

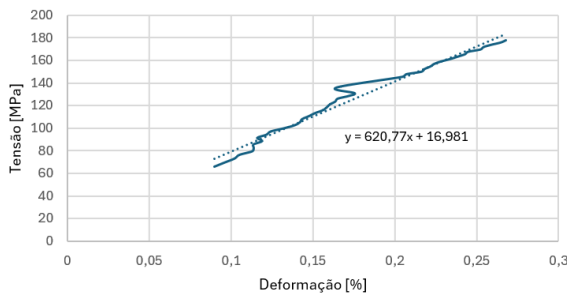
Módulo de elasticidade Provede 1 TT



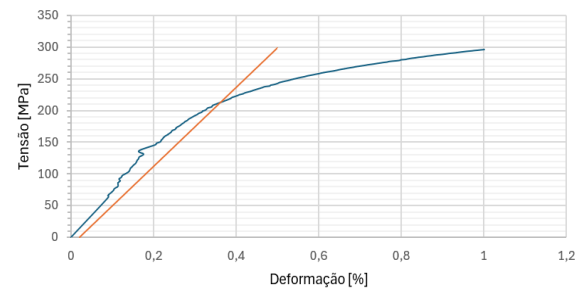
Tensão de Cedência Provede 1 TT



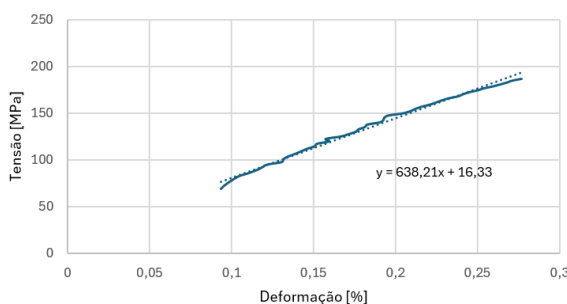
Módulo de elasticidade Provede 2 TT



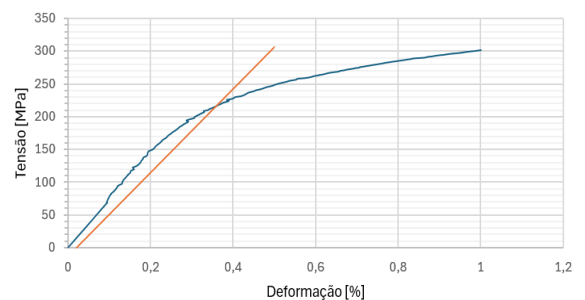
Tensão de Cedência Provede 2 TT



Módulo de elasticidade Provede 3 TT



Tensão de Cedência Provede 3 TT



Anexo A: Certificado de análises do pó metálico Cu10Al da Sandvik Osprey

SANDVIK OSPREY LTD.,										
ED JACKET WORKS, HILLAND ROAD, LEATH SA11 1NJ, UNITED KINGDOM.			Telephone: 01639.634121 Fax: 01639.630100 E-Mail: powders.osprey@sandvik.com							
CERTIFICATE OF ANALYSIS: [REDACTED]										
Revision: 1										
Customer:		[REDACTED]								
Customer Order:		[REDACTED]								
Customer Alloy Name:		Cu10Al								
Osprey Order Number:		[REDACTED]								
Osprey Alloy Name:		Cu10Al								
Dispatch Number:		[REDACTED]			Dispatch Group Ref: [REDACTED]					
Weight:		10.00Kg		(22lb)						
Powder Size:		-45micron +15micron								
Atomise Gas:		Nitrogen								
Physical Test Data				Particle Size Data			Chemical Analysis(wt %)			
	Minimum	Actual	Maximum	Sieve Analysis			El	Minimum	Actual	Maximum
Tap Density, g/cc		4.4		+45µm	0.39%		Al	9.0	9.9 %	11.0
App Density, g/cc		4.1		-45µm	99.61%		Cu	BALANCE		
Hall Flow, s/50g		14.6	25.0							
Laser Diffraction Analysis Malvern Mastersizer										
				Minimum Actual Maximum						
				d10 µm		21.7				
				d50 µm		32.8				
				d90 µm		49.8				
				-15.0µm		0	5			

As informações que não são relevantes para o conteúdo da dissertação foram ocultadas.

Anexo B: Folheto informativo acerca do equipamento de impressão TruPrint 1000 Basic Edition da Trumpf



TruPrint 1000
Basic Edition
Metal 3D printing
made easy:
affordable and robust

01
Easy and intuitive handling
For a quick mastering of the technology

02
High processing speed
For rapid build part production

03
Robust and reliable 3D printing
Machine concept proven over many years

04
Contact free and inert powder handling
With glove box and low oxygen content sensor

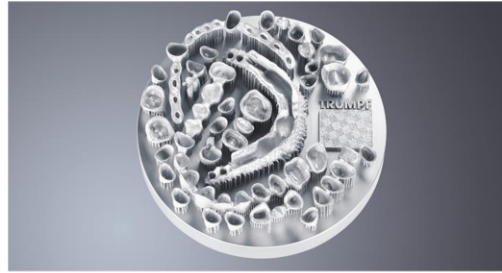
05
Condition and Performance Monitoring
Due to live analyses and machine reports

06
Immediate and worldwide support
24/7 spare parts availability, remote support and highly qualified service technicians

Ideal for dental labs and education

Metal 3D printing made easy: affordable and robust

TruPrint 1000 Basic Edition is based on a tried and trusted machine concept. It has a 98.5 mm build platform for the production of up to 100 units (crowns and bridges). The machine is affordable and robust, intuitively operable and reliable, while capable of processing in high speed.



01

Easy and intuitive handling

Benefit from a quick entry into additive manufacturing. The TruPrint 1000 Basic Edition is easy to get started with its small size and simple standard connection. Operation is very simple thanks to the intuitive touchscreen and the step-by-step guided procedure by the Setup Wizard.

02

High processing speed

The TruPrint 1000 Basic Edition p

03

Robust and reliable 3D printing

Benefit from the machine concept that has been proven over many years in the production of dental parts. The consistency in data creation is the ideal basis for hybrid serial production for telescopic technology and implant-supported dentures. This enables easy post-processing of the 3D-printed parts by using milling. The TruPrint 1000 Basic Edition is also ideally suited for education and research.

04

Contact free and inert powder handling

Optionally, the 3D printer may be equipped with a glovebox and a high precision analog sensor for the monitoring of the required very low oxygen level in the building chamber. This is extremely important for work with reacting materials like titanium.

05

Condition and Performance Monitoring

Our monitoring solutions also provide you a comprehensive monitoring of your machine conditions and a full transparency of your machine productivity.

06

Immediate and worldwide support

Remote support from TRUMPF provides a direct connection between our service engineers and your TruPrint 1000. Benefit from high machine availability due to our worldwide trained service technicians and our 24/7 spare parts service. We are happy to support you with a customized financing solution.

TruPrint 1000 Basic Edition		
Build volume (cylinder)	mm x mm	Ø 98.5 x H 100
Processable materials ^[1]		Weldable metals in powder form, such as: Stainless steels, tool steels, aluminum ^[2] , nickel-based, cobalt-chrome, copper, titanium ^[2] or precious metal ^[2] alloys, amorphous metals
Build rate ^[3]	cm ³ /h	2-18
Layer thickness ^[4]	µm	10-50
Max. laser power at the workpiece (TRUMPF fiber laser)	W	200
Beam diameter	µm	55
O ₂ concentration	ppm	Down to 3000 (0.3%) Optional: down to 100 (0.01%)
Scan speed (powder bed)	m/s	Max. 3
Shielding gas		Nitrogen, argon
Power supply	V / A / Hz	230 – 7 – 50/60
Dimensions	mm	1445 x 730 x 1680
Weight (incl. powder)	kg	650
Operating System		IPC equipped with Windows 10

^[1] Current material and parameter availability upon request

^[2] Available with options

^[3] Dependent on system configuration, process parameters, material and degree of filling

^[4] Individually adjustable

Subject to alteration. Only specifications in our offer and order confirmation are binding.

TRUMPF Laser- und Systemtechnik SE

Johann-Maus-Straße 2 · 71254 Ditzingen · Telephone +49 (0) 7156 303-31620 · Fax +49 (0) 7156 303-931620

E-Mail additive.manufacturing@trumpf.com · Homepage www.trumpf.com/s/additivemanufacturing

TLD207st 03/2023

TRUMPF

