



# Otimização dos parâmetros de impressão 3D e caracterização da liga 1.2709 pelo processo de Selective Laser Melting

EDUARDO NUNO TEIXEIRA ISIDRO

outubro de 2025

**Otimização dos parâmetros de impressão 3D e  
caracterização da liga 1.2709 pelo processo de  
*Selective Laser Melting***

**Eduardo Nuno Teixeira Isidro**

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

**Orientador: Raul Duarte Salgueiral Gomes Campilho**

**Co-orientador: Pedro Miguel Rebelo Resende**

**Júri:**

Presidente:

Elza Maria Morais Fonseca

Vogais:

Raul Duarte Salgueiral Gomes Campilho

Marco Paulo Lajes Parente



# Agradecimentos

A conclusão desta tese só foi possível graças ao apoio e colaboração de muitas pessoas e instituições, às quais expresso a minha profunda gratidão.

Em primeiro lugar, agradeço ao meu orientador, Doutor Raul Duarte Salgueiral Gomes Campilho pela sua orientação, paciência e confiança no meu trabalho. As suas valiosas sugestões e vasto conhecimento foram fundamentais para o desenvolvimento deste trabalho.

Agradeço também ao IPVC pela oportunidade e pelos recursos disponibilizados, que foram essenciais para a conclusão deste trabalho. Em especial, gostaria de agradecer aos Doutores Pedro Miguel Rebelo Resende e Ricardo Fernando Rodrigues Pinto, cuja orientação e apoio foram indispensáveis para o desenvolvimento deste projeto.

Não poderia deixar de agradecer à minha família e amigos, que sempre me apoiaram incondicionalmente ao longo desta jornada e que foram o alicerce que me sustentou nos momentos mais difíceis.

Por fim, sou grato a todos que, de alguma forma, contribuíram para a realização desta tese, seja por meio de conselhos, sugestões ou simplesmente por estarem presentes. A todos, o meu sincero agradecimento.



# Resumo

O fabrico aditivo de metais tem ganho uma grande relevância nas últimas duas décadas, pela capacidade de produzir peças complexas e otimizadas, com menor desperdício de material e elevada liberdade geométrica, que seriam difíceis ou até mesmo impossíveis de obter por processos convencionais. Entre as várias tecnologias existentes dentro do fabrico aditivo, o *selective laser melting* consolidou-se como uma das tecnologias mais promissoras, na medida em que permite a produção de ligas de alto desempenho, como o aço maraging 1.2709, com elevada densidade e propriedades mecânicas competitivas. Esta tecnologia utiliza um feixe de laser de elevada potência para fundir camadas de pó metálico, previamente espalhadas sobre a plataforma de construção. Contudo, é reconhecido que pequenas variações nestes parâmetros podem ter impacto significativo no desempenho final do material, o que justifica a necessidade de trabalhos experimentais que explorem e otimizem estas condições. Apesar das vantagens, o fabrico por *selective laser melting* (SLM) introduz desafios específicos. De referir a solidificação rápida e os gradientes térmicos elevados, que originam microestruturas com presença de austenite retida, porosidade e anisotropias dependentes da orientação de construção, bem como a rugosidade superficial elevada, característica intrínseca do processo que pode afetar negativamente o seu desempenho, nomeadamente em fadiga. Neste contexto, a presente dissertação teve como objetivo estudar a influência dos parâmetros de impressão, nomeadamente a energia volumétrica e a estratégia de varrimento (*chessboard* e *stripes*), bem como do tratamento térmico de envelhecimento, nas propriedades finais do aço maraging 1.2709 produzido por SLM. Para tal, foram fabricados provetes cúbicos e de tração, que foram submetidos a ensaios de massa volúmica, rugosidade, dureza Vickers e tração, tanto no estado como impresso como após envelhecimento. A metodologia seguiu normas internacionais de ensaio e recorreu a uma matriz experimental que permitiu avaliar de forma comparativa diferentes combinações de parâmetros de processo. Os resultados mostraram que energias elevadas conduzem a provetes densificados (99,5%) e com boas propriedades mecânicas, enquanto energias reduzidas originam porosidade elevada e degradação significativa do desempenho. A dureza aumentou de 350-380 HV no estado como impresso para 540-580 HV após envelhecimento, confirmando o endurecimento por precipitação. Nos ensaios de tração, registou-se um aumento da resistência última de 1014 MPa para 1923 MPa após envelhecimento, acompanhado de uma redução da deformação na rotura de 8% para 2%. Em conclusão, este estudo demonstrou que a combinação de parâmetros de fabrico adequados e tratamento de envelhecimento permite produzir aço maraging 1.2709 por SLM com propriedades equivalentes às obtidas por meios convencionais. Estes resultados reforçam o potencial desta tecnologia para aplicações estruturais de elevado desempenho e fornecem dados experimentais úteis para futuros trabalhos.

**Palavras-chave:** Fabrico aditivo metálico; *Selective laser melting*; Parâmetros de processamento; Propriedades mecânicas; Tratamento térmico; Otimização do processo.



# Abstract

Additive manufacturing of metals has gained significant relevance over the last two decades due to its ability to produce complex and optimised parts with less material waste and high geometric freedom, which would be difficult or even impossible to achieve using conventional processes. Among the various technologies available within additive manufacturing, selective laser melting has established itself as one of the most promising technologies, as it allows the production of high-performance alloys, such as 1.2709 maraging steel, with high density and competitive mechanical properties. This technology uses a high-power laser beam to melt layers of metal powder, previously spread over the build platform. However, it is recognised that small variations in these parameters can have a significant impact on the final performance of the material, which justifies the need for experimental work to explore and optimise these conditions. Despite its advantages, selective laser melting (SLM) manufacturing introduces specific challenges. These include rapid solidification and high thermal gradients, which give rise to microstructures with retained austenite, porosity and anisotropies dependent on the build orientation, as well as high surface roughness, an intrinsic characteristic of the process that can negatively affect its performance, particularly in terms of fatigue. In this context, the aim of this dissertation was to study the influence of printing parameters, namely volumetric energy and scanning strategy (chessboard and stripes), as well as ageing heat treatment, on the final properties of 1.2709 maraging steel produced by SLM. To this end, cubic and tensile test specimens were manufactured and subjected to density, roughness, Vickers hardness and tensile tests, both in the as-printed state and after ageing. The methodology followed international testing standards and used an experimental matrix that allowed for the comparative evaluation of different combinations of process parameters. The results showed that high energies lead to densified specimens (99.5%) with good mechanical properties, while low energies result in high porosity and significant performance degradation. Hardness increased from 350-380 HV in the as-printed state to 540-580 HV after ageing, confirming precipitation hardening. In tensile tests, an increase in ultimate strength from 1014 MPa to 1923 MPa was recorded after ageing, accompanied by a reduction in deformation at break from 8% to 2%. In conclusion, this study demonstrated that the combination of appropriate manufacturing parameters and ageing treatment allows the production of 1.2709 maraging steel by SLM with properties equivalent to those obtained by conventional means. These results reinforce the potential of this technology for high-performance structural applications and provide useful experimental data for future work.

**KEYWORDS:** Metal additive manufacturing; *Selective laser melting*; Processing parameters; Mechanical properties; Heat treatment; Process optimization.



# Índice

Agradecimentos .....	iii
Resumo .....	v
Abstract.....	vii
Índice.....	ix
Lista de Figuras.....	xiii
Lista de Tabelas.....	xvii
Acrónimos e Símbolos.....	xix
1. Introdução.....	1
1.1. Contextualização .....	1
1.2. Objetivos .....	2
1.3. Estrutura do relatório.....	2
2. Revisão Bibliográfica .....	3
2.1. Desenvolvimento de produto por fabrico aditivo.....	3
2.1.1. Princípios CAD/CAE/CAM.....	3
2.1.2. Caracterização do fabrico aditivo .....	4
2.1.3. Principais fases no desenvolvimento do produto por FA.....	4
2.1.4. Aplicações de FA .....	5
2.1.5. Categorias de FA .....	8
2.1.5.1. Binder jetting.....	8
2.1.5.2. Directed energy deposition.....	9
2.1.5.3. Material extrusion.....	10
2.1.5.4. Material jetting .....	10
2.1.5.5. Powder bed fusion .....	11
2.1.5.6. Sheet lamination .....	12
2.1.5.7. VAT polymerization.....	13
2.2. Fabrico aditivo de metais .....	13
2.2.1. Conceito e características .....	13
2.2.2. Vantagens no desenvolvimento de produto .....	14
2.2.3. Sustentabilidade do processo .....	16
2.2.4. Seleção de materiais .....	17
2.2.5. Linhas de investigação e perspetivas de futuro.....	18
2.3. Fabrico de metais por SLM.....	20
2.3.1. Caracterização do processo SLM .....	20
2.3.2. Equipamentos e características .....	20

2.3.3. Parâmetros do processo .....	21
2.3.4. Defeitos típicos .....	24
2.3.5. Previsão do comportamento dos componentes .....	27
2.3.6. Desenvolvimentos recentes.....	30
3. Desenvolvimento .....	33
3.1. Materiais e métodos .....	33
3.1.1. Metodologia utilizada .....	33
3.1.2. Seleção do material e equipamento de impressão .....	33
3.1.3. Parâmetros relevantes do processo .....	35
3.1.4. Plano de ensaios .....	37
3.1.4.1. Ensaios de massa volúmica .....	37
3.1.4.2. Ensaios de rugosidade.....	39
3.1.4.3. Ensaios de dureza.....	40
3.1.4.4. Ensaios de tração .....	41
3.1.5. Fabrico e preparação os provetes.....	43
3.1.5.1. Provetes para ensaios de massa volúmica, rugosidade e dureza .....	43
3.1.5.2. Provetes para ensaios de tração .....	45
3.1.5.3. Tratamento térmico.....	46
3.2. Resultados e discussão.....	48
3.2.1. Influência da energia específica volumétrica na massa volúmica .....	48
3.2.1.1. Avaliação da porosidade .....	50
3.2.2. Caracterização do material quanto à rugosidade.....	51
3.2.3. Caracterização do material quanto à dureza.....	53
3.2.3.1. Dureza no estado tal como fabricado .....	53
3.2.3.2. Dureza após tratamento térmico.....	55
3.2.4. Comportamento mecânico à tração .....	56
3.2.5. Discussão de resultados.....	63
3.2.5.1. Massa volúmica.....	63
3.2.5.2. Rugosidade superficial .....	64
3.2.5.3. Dureza .....	65
3.2.5.4. Propriedades mecânicas à tração .....	65
4. Conclusão.....	69
4.1. Conclusões finais.....	69
4.2. Limitações e trabalhos futuros.....	70
Referências.....	73
Declaração de Integridade .....	79
Apêndice A: Valores de dureza para os provetes sem tratamento térmico.....	81
Apêndice B: Valores de dureza para os provetes com tratamento térmico.....	85

Anexo A: Ficha técnica do pó metálico 1.2709 .....	89
Anexo B: Folheto informativo acerca do equipamento de impressão TruPrint 1000 Basic Edition da Trumpf.....	91



# Lista de Figuras

Figura 1 - Relação entre as ferramentas CAD/CAE/CAM (adaptada de [3]).	3
Figura 2 - Fluxo de trabalho usual no FA [2]	4
Figura 3 - (a) Conversão CAD - STL que utiliza uma malha mais grosseira; (b) Conversão CAD - STL que utiliza uma malha mais fina [2].	5
Figura 4 - Distribuição da utilização de FA por setor (adaptado de [6]).	6
Figura 5 - Fixação de capota fabricada pela BMW: Montagem do componente (a); Imagem em detalhe da fixação (b) [8, 9].	6
Figura 6 - OT (a) e FA (b) de um suporte de dobradiça para um Airbus A320 [12].	7
Figura 7 - Diversas aplicações de FA na medicina: Dispositivos ortopédicos (a), (b); Dispositivo pré-cirúrgico (c); prótese médica (d) [10].	7
Figura 8 - Esquema do processo de <i>binder jetting</i> [14].	9
Figura 9 - Esquema do processo de <i>directed energy deposition</i> [13].	9
Figura 10 - Esquema do processo de <i>material extrusion</i> [14].	10
Figura 11 - Esquema do processo de <i>material jetting</i> [14].	11
Figura 12 - Esquema do processo de <i>powder bed fusion</i> [14].	12
Figura 13 - Esquema do processo de <i>sheet lamination</i> [14].	12
Figura 14 - Esquema do processo de <i>VAT polymerization</i> [14].	13
Figura 15 - Evolução e projeção do mercado do FA de metais (adaptado de [23]).	14
Figura 16 - Peças complexas feitas por FA de metal [24].	15
Figura 17 - Comparação de geometria de um suporte fabricado por FA e por maquinação [23]. O peso deste suporte foi reduzido em 60%, enquanto as propriedades mecânicas se mantiveram as mesmas da peça produzida por maquinação.	15
Figura 18 - Consolidação de cerca de 300 peças para uma peça impressa por FA de metais [25].	16
Figura 19 - Três diferentes geometrias feitas em Ti-6Al-4V por diferentes processos (a); energia necessária (b); emissões de CO <sub>2</sub> (b) [29].	17
Figura 20 - Passos principais da metodologia de Ashby para a seleção de materiais (adaptado de [32]).	18
Figura 21 - Representação gráfica de parâmetros como o espaçamento de varrimento, diâmetro do feixe e largura de sobreposição [2].	22
Figura 22 - Representação gráfica de diferentes estratégias de deposição: a) abordagem baseada em camadas, rotação do padrão de varrimento em camadas sucessivas; b) estratégia de “vaivém”; c) estratégia do tabuleiro de xadrez; d) estratégia de contorno e núcleo; e) estratégia de pré-sinterização [2].	23
Figura 23 - Efeito da triangulação na rugosidade das peças [2].	26
Figura 24 - Pressão de vapor elementar de uma liga Ti-6Al-4V em função da temperatura [2].	27
Figura 25 - Diferentes escalas de simulação [51].	28
Figura 26 - Simulação numérica do processo de SLM, evidenciando temperaturas e velocidades na poça de fusão: a) absorção do laser; b) fusão; c) solidificação [2].	29

Figura 27 - Distribuição da temperatura (°C) em duas camadas consecutivas na impressão por SLM da liga de titânio Ti-6Al-4V [63].	29
Figura 28 - Comparação entre a distorção experimental e numérica de um provete pela abordagem das deformações [51].	30
Figura 29 - Trumpf TruPrint 1000: (a) Exterior da impressora TruPrint 1000; (b) câmera de impressão.	35
Figura 30 - Estratégias de varrimento utilizadas: estratégia <i>chessboard</i> (a); estratégia <i>stripes</i> (b) [75].	36
Figura 31 - Procedimento experimental para determinação da massa volúmica de um provete: (a) balança analítica Scaltec SBC 31; (b) sistema de fixação para medição da massa do provete submerso ; (c) provete cúbico submerso no líquido de referência.	38
Figura 32 - (a) Equipamento Mitutoyo SurfTest SJ-210; (b) representação esquemática dos planos onde foram efetuadas as medições de rugosidade.	39
Figura 33 - EMCO-TEST DuraVision 20 G5: (a) vista externa do equipamento de medição; (b) penetração do indentedor na superfície do provete; (c) visualização da indentação por câmera ótica.	40
Figura 34 - (a) Medição da dureza na face como-imprensa; (b) medição da dureza na face lixada.	41
Figura 35 - Distribuição das indentações nas superfícies do provete para determinação da dureza.	41
Figura 36 - (a) Shimadzu Autograph AG-X plus 100kN; (b) fixação do provete na máquina de ensaios e (c) câmaras responsáveis pela extensometria por vídeo TRViewX.	42
Figura 37 - (a) Colagem das marcas de referência no provete; (b) imagem do sistema de pré-processamento do sistema TRViewX.	43
Figura 38 - Disposição dos cubos na interface da impressora (a); cubos após impressão e a sua identificação (b).	44
Figura 39 - Preparação dos provetes cúbicos para os ensaios de massa volúmica: sistema de fixação para a plataforma de construção e serra de corte (a), face inferior do provete com suporte (b), equipamento de polimento Jean Wirtz TG 200 (c) e face inferior do provete pós polimento (d).	44
Figura 40 - Provetes de tração impressos baseados na norma ASTM E8/E8M.	45
Figura 41 - Disposição dos provetes na mesa da máquina (a); processo de SLM em curso (b); provetes após impressão (c).	46
Figura 42 - Microestrutura do aço 18Ni-300 produzido por SLM no estado como-fabricado (a) e após envelhecimento a 490°C (b) (adaptado de [80]).	47
Figura 43 - Esquema representativo do ciclo térmico de envelhecimento.	48
Figura 44 - Massa volúmica relativa em função da energia específica volumétrica.	49
Figura 45 - Micrografias do aço 1.2709 produzido por SLM, com destaque para a porosidade em função da VED e da estratégia de varrimento (aumento 5x).	50
Figura 46 - Variação da rugosidade em função da energia para diferentes orientações de medição e estratégias de varrimento.	52
Figura 47 - Relação entre a dureza Vickers dos provetes tal como fabricados com a VED e estratégia utilizada na sua produção.	54

Figura 48 - Comparação entre a dureza Vickers dos provetes tal como fabricados e dos submetidos ao tratamento térmico (TT). .....	56
Figura 49 - Curvas tensão-deformação resultantes dos ensaios de tração uniaxiais para os provetes impressos com VED=26,7 J/mm <sup>3</sup> e estratégia de varrimento <i>stripes</i> (com e sem tratamento térmico). .....	57
Figura 50 - Provetes impressos com VED=26,7 e estratégia de varrimento <i>stripes</i> (com e sem tratamento térmico) após o ensaio uniaxial de tração.....	58
Figura 51 - Curvas tensão-deformação resultantes dos ensaios de tração uniaxiais para os provetes impressos com VED=26,7 J/mm <sup>3</sup> e estratégia de varrimento <i>chessboard</i> (com e sem tratamento térmico). .....	59
Figura 52 - Provetes impressos com VED=26,7 J/mm <sup>3</sup> e estratégia de varrimento <i>chessboard</i> (com e sem tratamento térmico) após o ensaio uniaxial de tração.....	60
Figura 53 - Curva tensão-deformação resultante dos ensaios de tração uniaxiais para os provetes impressos com VED=96 J/mm <sup>3</sup> e estratégia de varrimento <i>chessboard</i> (com e sem tratamento térmico). .....	61
Figura 54 - Provetes impressos com VED=96 J/mm <sup>3</sup> e estratégia de varrimento <i>chessboard</i> (com e sem tratamento térmico) após o e ensaio uniaxial de tração. ....	63



# Lista de Tabelas

Tabela 1 - Vantagens e desvantagens de <i>binder jetting</i> [6, 15].	9
Tabela 2 - Vantagens e desvantagens de <i>directed energy deposition</i> [6, 13].	10
Tabela 3 - Vantagens e desvantagens de material extrusion [13, 17].	10
Tabela 4 - Vantagens e desvantagens do processo de <i>material jetting</i> [6, 18, 20].	11
Tabela 5 - Vantagens e desvantagens do processo de <i>powder bed fusion</i> [6, 14].	12
Tabela 6 - Vantagens e desvantagens do processo de <i>sheet lamination</i> [6, 14].	13
Tabela 7 - Vantagens e desvantagens do processo <i>VAT polymerization</i> [14, 22].	13
Tabela 8 - Normas ambientais para o FA de metais	17
Tabela 9 - Linhas de investigação no FA de metais.	19
Tabela 10 - Equipamentos disponíveis para o processo de SLM e as suas principais características	20
Tabela 11 - Desenvolvimentos recentes no FA por SLM.	30
Tabela 12 - Composição química do aço maraging 1.2709 (%m/m) utilizado [72].	34
Tabela 13 - Principais características do equipamento de impressão Trumpf TruPrint 1000.	35
Tabela 14 - Matriz de combinações para VED.	36
Tabela 15- Combinações dos parâmetros de impressão e respetiva VED.	37
Tabela 16 - Valores de massa volúmica relativa dos provetes impressos	49
Tabela 17 - Valores médios de rugosidade $Ra$ obtidos.	52
Tabela 18 - Resultados de dureza Vickers para as superfícies superior e lateral dos provetes tal como fabricados.	53
Tabela 19 - Resultados de dureza Vickers dos provetes submetidos ao tratamento térmico.	55
Tabela 20 - Propriedades mecânicas à tração para os provetes impressos com VED=26,7 e estratégia de varrimento <i>stripes</i> (com e sem tratamento térmico).	58
Tabela 21 - Propriedades mecânicas à tração para os provetes impressos com VED=26,7 J/mm <sup>3</sup> e estratégia de varrimento <i>chessboard</i> (com e sem tratamento térmico).	60
Tabela 22 - Propriedades mecânicas à tração para os provetes impressos com VED=96 J/mm <sup>3</sup> e estratégia de varrimento <i>chessboard</i> (com e sem tratamento térmico).	61



# Acrónimos e Símbolos

## Lista de Acrónimos

2D	Bidimensional
3D	Tridimensional
3DP	<i>Three-Dimensional Printing</i>
AMGTA	<i>Additive Manufacturer Green Trade Association</i>
ASTM	<i>American Society for Testing and Materials</i>
CAD	<i>Computer Aided Design</i>
CNC	<i>Computerized Numerical Control</i>
CoV	Coeficiente de Variação
DBN	<i>Deep Belief Network</i>
DCNN	<i>Deep Convolutional Neural Network</i>
DED	<i>Directed Energy Deposition</i>
DMLS	<i>Direct Metal Laser Sintering</i>
DMLS	<i>Direct Metal Laser Sintering</i>
EBM	<i>Electron Beam Melting</i>
FA	Fabrico Aditivo
FAH	Fabrico Aditivo Híbrido
HRC	Hardness Rockwell C
HV	<i>Hardness Vickers</i>
IPVC	Instituto Politécnico de Viana do Castelo
ISEP	Instituto Superior de Engenharia do Porto
ISO	<i>International Organization of Standardization</i>
LAE	Liga de Alta Entropia
LR	<i>Laser Remelting</i>
MCDM	<i>Multi criteria Decision-Making</i>
MDF	Método de Diferenças Finitas
ME	Material Extrusion
MEF	Método de Elementos Finitos
MIT	<i>Massachusetts Institute of Technology</i>
MLP	<i>Multilayer Perceptron</i>

OT	Otimização Topológica
PBF	<i>Powder Bed Fusion</i>
SEM	<i>Scanning Electron Microscopy</i>
SHS	<i>Selective Heat Sintering</i>
SL	<i>Sheet Lamination</i>
SLM	<i>Selective Laser Melting</i>
SLS	<i>Selective Laser Sintering</i>
STL	<i>Standard Tessellation Language</i>
SVM	<i>Support Vector Machine</i>
TT	Tratamento Térmico
UV	Ultravioleta
VED	<i>Volumetric Energy Density</i>
ZAC	Zona Afetada pelo Calor
ZPF	Zona Parcialmente Fundida

## Lista de Símbolos

$h$	Espaçamento de varrimento	mm
$m$	Massa	kg
$M_i$	Índice de material	
$P$	Potência do laser	Watt
$t$	Espessura da camada	mm
$v$	Velocidade de varrimento	mm/s
$W_i$	Índice ponderado do material	
$w_i$	Peso relativo da propriedade	%
$\rho$	Massa volúmica	$\text{g/cm}^3$
$\rho_{\text{rel}}$	Massa volúmica relativa	%

# 1. Introdução

## 1.1. Contextualização

O fabrico aditivo (FA), também conhecido por manufatura aditiva ou impressão 3D, tem-se afirmado como uma das tecnologias mais promissoras da atualidade no setor industrial, que assume um papel estratégico na chamada Indústria 4.0. Ao contrário dos processos convencionais de fabrico subtrativo ou conformação, o FA baseia-se na deposição sucessiva de camadas de material, o que possibilita a produção de geometrias complexas e otimizadas, com elevada liberdade de *design* e, em muitos casos, redução significativa de desperdício de matéria-prima. No caso dos metais, esta tecnologia tem evoluído de forma muito rápida, o que permite a produção de componentes funcionais que já se encontram em utilização em setores de elevada exigência, como a aeronáutica, o setor automóvel, a indústria de moldes e a área biomédica. Entre os diferentes processos de FA de metais, destaca-se o SLM. Esta técnica utiliza um feixe de laser de elevada potência para fundir camadas muito finas de pó metálico, previamente espalhadas sobre a plataforma de construção. O controlo dos parâmetros do processo, como a potência do laser, a velocidade de varrimento, a espessura de camada e a estratégia de varrimento são determinantes para assegurar peças com elevada densidade, propriedades mecânicas consistentes e acabamento superficial adequado. De facto, é reconhecido que pequenas variações nestes parâmetros podem ter impacto significativo no desempenho final do material, o que justifica a necessidade de trabalhos experimentais que explorem e otimizem estas condições. O aço maraging 1.2709 é uma das ligas metálicas mais estudadas no contexto do SLM. Este material trata-se de um aço especial de alta resistência, endurecível por precipitação, que combina uma matriz martensítica de baixo teor de carbono com a formação de elementos intermetálicos durante o envelhecimento térmico. Esta combinação confere ao material propriedades excecionais, como elevada dureza, resistência mecânica e boa tenacidade, características que o tornam adequado para aplicações estruturais e componentes de elevado desempenho, incluindo ferramentas, moldes de injeção e peças para a indústria aeroespacial. Apesar das vantagens, o fabrico por SLM introduz desafios específicos. A solidificação rápida e os gradientes térmicos elevados originam microestruturas particulares, como presença de austenite retida, porosidade e anisotropias dependentes da orientação de construção. Além disso, a rugosidade superficial elevada, característica intrínseca do processo, pode afetar negativamente o desempenho em serviço, nomeadamente em fadiga. Assim, a caracterização detalhada da massa volúmica, da rugosidade, da dureza e do comportamento em tração é essencial para validar o potencial deste material produzido por SLM e garantir a sua adequação às exigências industriais.

Neste contexto, o presente trabalho justifica-se pela necessidade de compreender a relação entre os parâmetros de impressão, a aplicação de tratamento térmico de envelhecimento e as propriedades finais do aço maraging 1.2709 fabricado por SLM. Através da análise experimental destas variáveis, pretende-se contribuir para o conhecimento científico existente, fornecendo dados que permitam otimizar o processo e consolidar a utilização desta tecnologia na produção de componentes de alto desempenho.

### **1.2. Objetivos**

O principal objetivo desta dissertação consistiu em analisar o comportamento do aço maraging 1.2709 produzido por SLM, bem como avaliar a influência dos parâmetros de fabrico e do tratamento térmico de envelhecimento nas suas propriedades. Para tal, foram definidos objetivos específicos que consistem na determinação da massa volúmica relativa e da rugosidade superficial dos provetes, pela medição da dureza Vickers e pela caracterização das propriedades mecânicas em tração. Através desta abordagem pretendeu-se compreender a relação entre os parâmetros de impressão, a aplicação do tratamento térmico e o desempenho final do material, bem como validar os resultados obtidos com a literatura científica no domínio do fabrico aditivo de aços maraging.

### **1.3. Estrutura do relatório**

A presente dissertação é composta por quatro capítulos e está organizada da seguinte forma:

- Capítulo 1 - Introdução: Apresenta a contextualização do tema, os objetivos do trabalho e a descrição da estrutura do documento.
- Capítulo 2 - Revisão bibliográfica: Reúne o enquadramento teórico necessário, onde é abordado o fabrico aditivo, em particular o processo SLM, bem como os parâmetros de processo mais relevantes no fabrico de materiais metálicos. São também apresentados estudos que evidenciam as últimas tendências de desenvolvimento tecnológico.
- Capítulo 3 - Desenvolvimento: Integra toda a componente experimental da dissertação. Neste capítulo é descrita a metodologia seguida, incluindo a caracterização do equipamento de fabrico e do material utilizado, bem como a definição dos parâmetros de impressão estudados. São igualmente apresentados os procedimentos adotados para a realização dos diferentes ensaios, com a explicitação dos pressupostos considerados, e todos os aspetos relacionados com a produção e preparação dos provetes, nomeadamente o tratamento térmico aplicado. Por fim, este capítulo reúne e discute de forma crítica os resultados obtidos nos ensaios físicos e mecânicos realizados, de modo a avaliar o comportamento do material nas diferentes condições analisadas.
- Capítulo 4 - Conclusões: Resume os principais resultados alcançados, de modo a validar os objetivos propostos. Este capítulo destaca as contribuições do trabalho realizado, as limitações identificadas e possíveis direções para trabalhos futuros.

## 2. Revisão Bibliográfica

### 2.1. Desenvolvimento de produto por fabrico aditivo

#### 2.1.1. Princípios CAD/CAE/CAM

Com o passar dos anos, à medida que os computadores evoluíram em desempenho e o *hardware* se tornou mais acessível, a modelação 3D emergiu como uma tecnologia essencial em diversas áreas [1]. Os conceitos *Computer Aided Design (CAD)/Computer Aided Engineering (CAE)/Computer Aided Manufacturing (CAM)* têm aplicação tanto no desenho de produto como na programação do processo de fabrico, com máquinas *Computerized Numerical Control (CNC)*. Na Figura 1 está representada a relação entre as ferramentas CAD, CAE e CAM. Do ponto de vista do projeto, é possível calcular com precisão as propriedades geométricas e as interações entre as peças sem a obrigatoriedade de construir modelos físicos. Os modelos 3D podem ser rapidamente convertidos em vistas 2D, pelos programas CAD, o que garante desenhos técnicos precisos. As ferramentas CAE desempenham um papel crucial no desenvolvimento e na análise de produtos em diversas indústrias. Os *softwares* de elementos finitos (MEF) são uma parte importante deste conjunto de ferramentas, o que permite uma análise detalhada do comportamento estrutural de componentes e sistemas, essencial para garantir que os produtos atendam aos requisitos de resistência e segurança. No fabrico aditivo (FA) este tipo de análises pode ser feita, por exemplo, para verificar a posição de construção que permite a obtenção das características de resistência mecânica requeridas para a peça [2]. As ferramentas CAM são responsáveis por automatizar e aprimorar os processos de fabrico, já que permitem a comunicação entre *software* e *hardware* ao facilitar a transmissão eficiente de instruções de fabricação, geradas digitalmente, para os dispositivos físicos de produção.

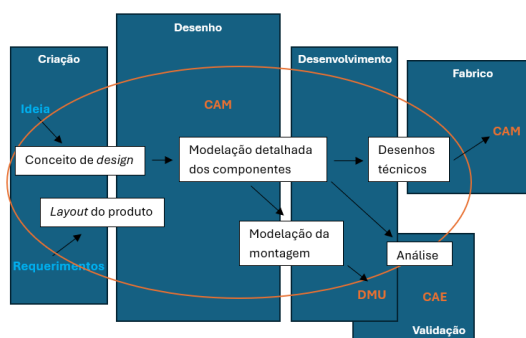


Figura 1 - Relação entre as ferramentas CAD/CAE/CAM (adaptada de [3]).

### 2.1.2. Caracterização do fabrico aditivo

O FA é definido pela *American Society for Testing and Materials* (ASTM) como: “*process of joining materials to make parts from 3D model data, usually layer upon layer, as apposed to subtractive manufacturing*” [4]. O FA também é conhecido como impressão 3D ou prototipagem rápida [5].

A norma ISO/ASTM 52900 [4] divide o processo de FA em sete categorias diferentes que serão posteriormente explicadas no Capítulo 2.1.5, designadamente: *binder jetting; directed energy deposition; material extrusion; powder bed fusion; sheet lamination; VAT photopolymerization*.

Na maioria das vezes o processo inicia-se com a criação de um modelo num *software* de desenho 3D e só fica concluído após as fases de pós processamento. Estas podem abranger procedimentos como tratamentos térmicos para a eliminação de tensões, polimento para aprimorar a superfície das peças, ou até ambos, dependendo dos critérios estabelecidos pela aplicação [2]. Na Figura 2 são ilustradas as usuais fases de desenvolvimento de produto por FA e no Capítulo 2.1.3 serão apenas abordadas as principais.

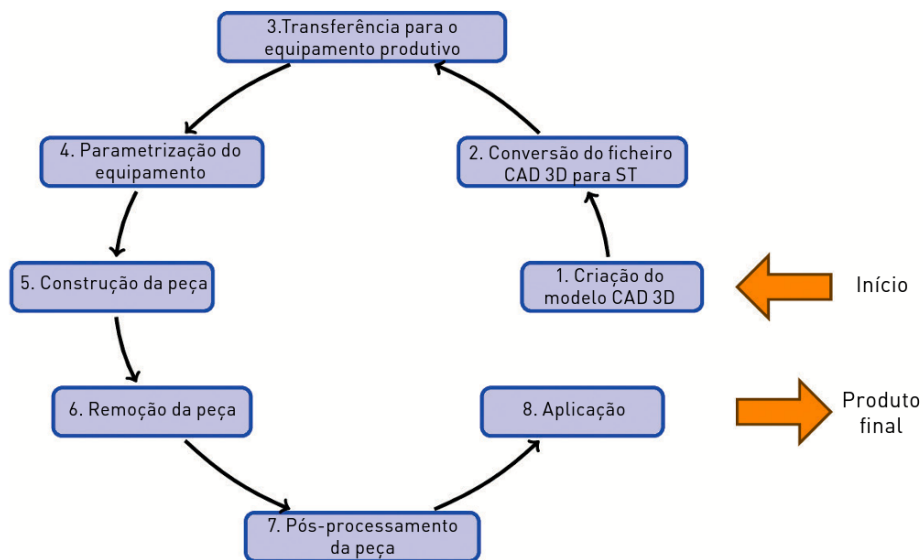


Figura 2 - Fluxo de trabalho usual no FA [2]

### 2.1.3. Principais fases no desenvolvimento do produto por FA

No contexto do desenvolvimento do produto por FA, é crucial compreender as diversas fases que moldam este processo e o seu impacto no desempenho e qualidade do produto final. Este processo visa proporcionar uma visão abrangente das principais fases do processo destacando a complexidade e as potenciais vantagens.

#### Criação do modelo 3D

Em geral, as peças que se deseja obter através de FA provêm de um modelo criado por meio de um software de desenho tridimensional. Este modelo deverá detalhar de forma precisa a

geometria da peça, tanto em termos de detalhes externos quanto internos [2]. Para este fim, é possível utilizar qualquer programa disponível no mercado, basta exportar o modelo de acordo com o formato usual aceito pelos dispositivos ligados à próxima etapa de processamento. Por outro lado, na Engenharia Inversa, o modelo pode ser criado por meio da digitalização do sólido que deseja reproduzir, como por exemplo em próteses de substituição ou reconstrução [2].

### Conversão para o formato STL

A maioria dos dispositivos de FA suporta o formato de ficheiro STL (*Standard Tessellation Language*, padrão nativo da Estereolitografia), que gradualmente se tornou um padrão de entrada de dados em formato eletrónico em FA. A maioria dos sistemas CAD é capaz de fornecer este tipo de ficheiro, que descreve as superfícies externas fechadas do modelo CAD e é a base para o cálculo das camadas. A forma como os ficheiros CAD são exportados para STL é um processo que tem consequências diretas na elaboração de peças. Um ficheiro em formato STL corresponde a uma representação sob a forma de triângulos (polígonos) sobrepostos (estrutura em treliça) de um modelo CAD 3D [2]. Na Figura 3 é possível interpretar a diferença que existe ao usar diferentes parâmetros de saída na conversão para o formato STL. Enquanto na figura (a), a conversão foi realizada com parâmetros que diminuíram o número de triangulações, dando origem a uma menor capacidade de responder à forma esférica da peça, na figura (b), a parametrização utilizada originou uma triangulação com menor área das suas faces, o que permite obter uma melhor resolução e por consequente uma melhor qualidade superficial da peça produzida por FA.

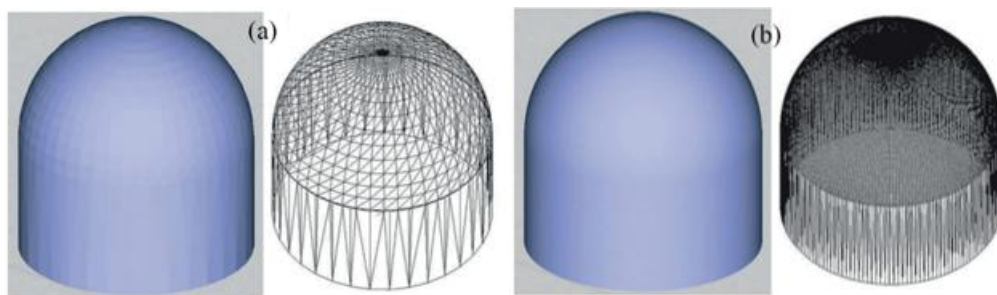


Figura 3 - (a) Conversão CAD - STL que utiliza uma malha mais grosseira; (b) Conversão CAD - STL que utiliza uma malha mais fina [2].

#### 2.1.4. Aplicações de FA

O FA possui uma ampla gama de aplicações em diversos setores, embora seja principalmente utilizada nas áreas de engenharia, como na fabricação de ferramentas e protótipos, e na indústria automóvel e aeroespacial para produção de componentes de alta precisão. Além disso, o FA também é utilizado na medicina em geral, caso em que este desempenha um papel fundamental na fabricação de tecidos, cartilagem, próteses ósseas e implantes ortopédicos sob medida. Na Figura 4 é possível verificar a distribuição percentual dos setores que utilizam FA, em todo o mundo.

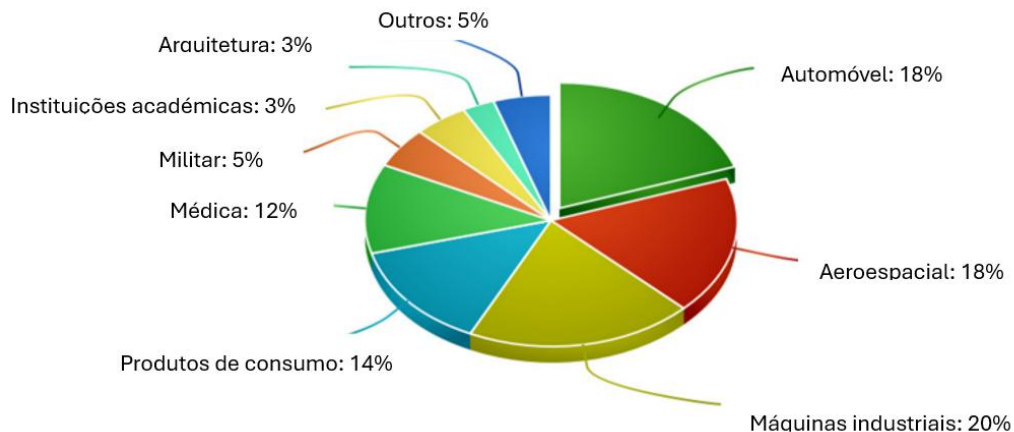


Figura 4 - Distribuição da utilização de FA por setor (adaptado de [6]).

Os avanços no FA proporcionaram oportunidades para *designs* mais flexíveis, otimizados e robustos, bem como produtos mais leves, mais fortes e mais seguros. Por estas razões, empresas do setor automóvel estão a começar a utilizar FA de metais [6]. A marca alemã BMW desenvolveu a fixação da capota do modelo i8 roadster fabricada numa liga de alumínio (AlSi10Mg0.5) (Figura 5). Este componente metálico, fabricado por FA, pesa menos 44% do que a peça de plástico moldado por injeção que é normalmente utilizada e é dez vezes mais rígido [7].

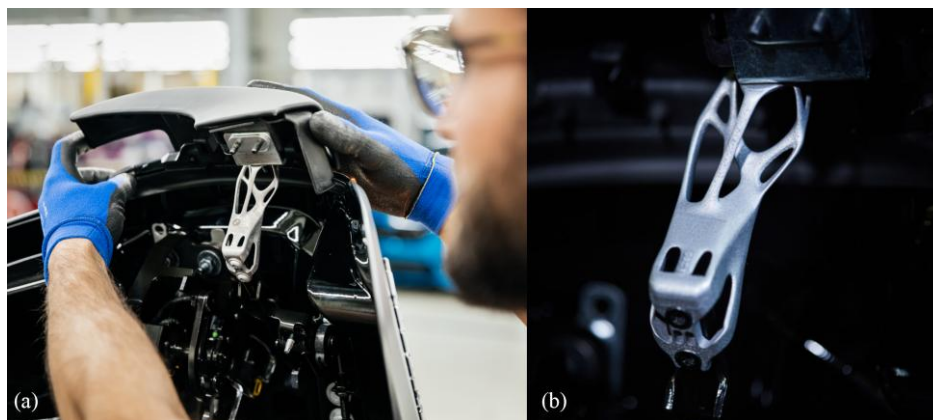


Figura 5 - Fixação de capota fabricada pela BMW: Montagem do componente (a); Imagem em detalhe da fixação (b) [8, 9].

A indústria aeroespacial foi uma das primeiras a adotar o FA, pelo que é uma das indústrias que mais potencia a evolução desta tecnologia. O uso do FA impulsionou a eficiência no campo aeroespacial ao reduzir significativamente os tempos de produção, com melhorias entre 30% a 70%. Além disso, registou-se uma diminuição, de até 45%, nos custos não recorrentes dos produtos, juntamente com uma redução aproximada de 32% nos custos de fabricação de peças em pequenas séries [10]. Através do FA e de otimização topológica (OT), o grupo de inovação da Airbus concebeu uma versão otimizada de um suporte de dobradiça para o avião Airbus A320 (Figura 6), com uma redução de 64% ao peso da peça comparativamente ao processo de fabrico utilizado anteriormente. Esta otimização permitiu poupar cerca de 10 kg por avião [11, 12].

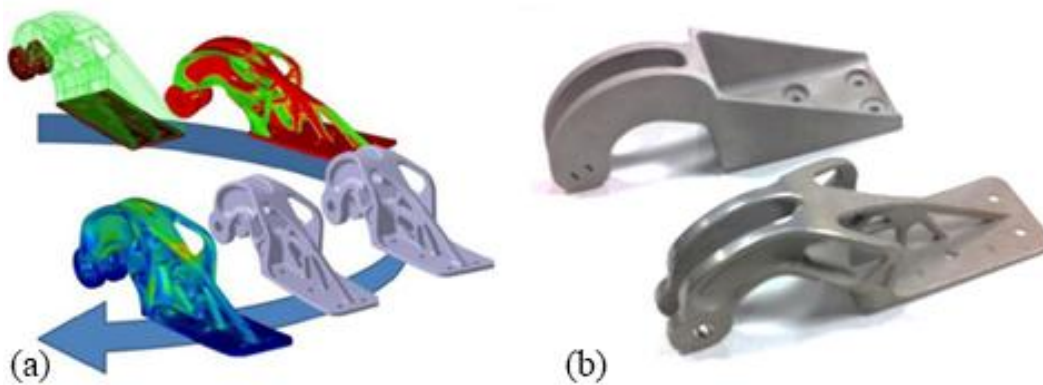


Figura 6 - OT (a) e FA (b) de um suporte de dobradiça para um Airbus A320 [12].

Na área da medicina, é possível fabricar próteses e peças anatómicas mais complexas, ao utilizar um *scanner* e posterior modelação em 3D, o que permite uma melhor visualização das anatomias. O FA também ajuda no planeamento pré-cirúrgico, que auxilia os médicos a rever na prática vários procedimentos. Na Figura 7 pode-se visualizar um exemplo da reconstrução de um crânio com a utilização do FA [10].

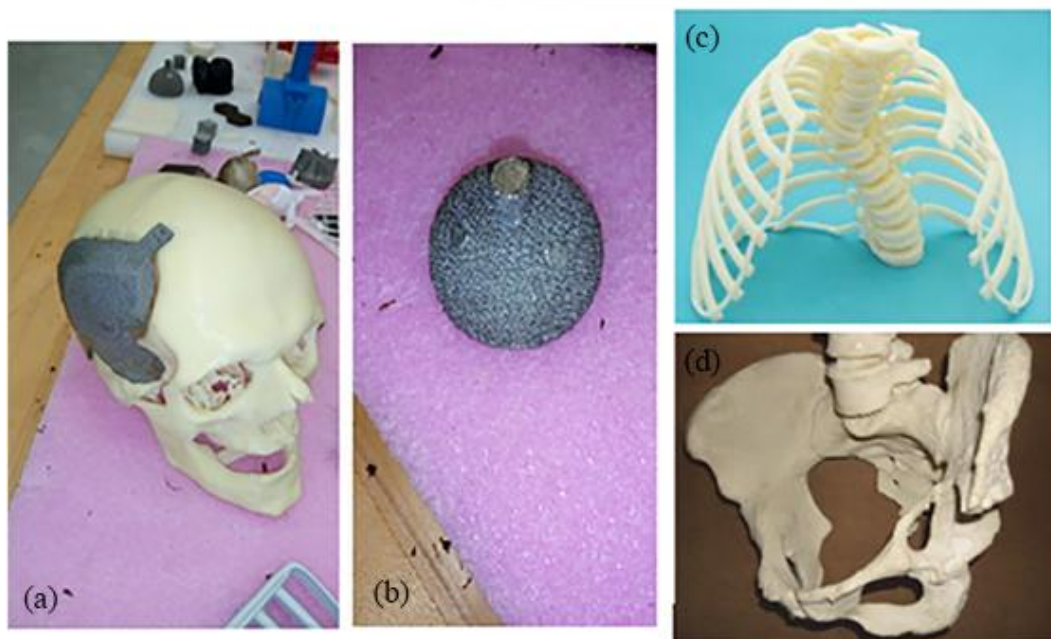


Figura 7 - Diversas aplicações de FA na medicina: Dispositivos ortopédicos (a), (b); Dispositivo pré-cirúrgico (c); prótese médica (d) [10].

### Transferência dos ficheiros para o equipamento de FA

Após obter o modelo em formato STL ou outro compatível, é necessário utilizar um *software* que permita que o equipamento de FA entenda a linguagem gerada pelo CAD 3D para poder executar a peça. É imprescindível que o equipamento compreenda a área e a posição de cada camada, seguindo o modelo originalmente criado no CAD. Para este efeito, é necessário ter em consideração algumas premissas, como a direção de construção, que terá uma influência direta na definição da área de cada camada, bem como da sua espessura e geometria [2]. Para dar

continuidade a esta etapa crucial do processo, o arquivo deve ser convertido num conjunto de instruções que possam ser compreendidas pelo hardware do equipamento de FA. Estas instruções são criadas através do uso de um *software* fatiador que realiza a conversão do projeto tridimensional em camadas ou fatias 2D, que podem ser usadas para calcular o caminho da ferramenta ou código G necessário para a produção da peça. Este *software* fatiador normalmente também é responsável pela configuração dos parâmetros de deposição.

### **Parametrização do equipamento**

Segundo Silva et al. [2], após o pré-processamento do *software* é necessário realizar a configuração física do equipamento de FA, que inclui as seguintes fases:

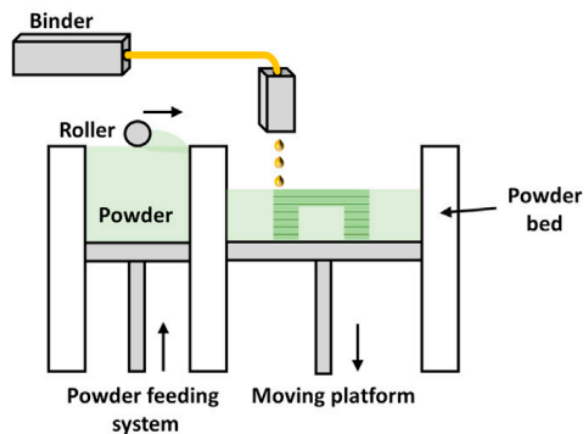
- Alimentar o equipamento com a matéria-prima necessária, assim como gás de proteção, caso seja necessário;
- Criar as condições atmosféricas necessárias para o início do FA dentro da câmara de impressão, pois normalmente a deposição de ligas metálicas necessita de proteção contra a ação do oxigénio;
- Alinhar a placa de construção;
- Programar os parâmetros de deposição.

A complexidade desta preparação é determinada pelo tipo de matéria-prima que é utilizada nos componentes a serem fabricados. Para os pós metálicos, é necessário um manuseamento bastante cuidado devido à sua inflamabilidade, toxicidade e propensão de oxidar. Durante a configuração da impressão, escolhas como a direção da construção, a temperatura do bico ou o laser podem afetar como a camada vai aderir e a densidade da peça, o que influencia a precisão geométrica [2]. A configuração errada destes parâmetros pode conduzir a peças com características inferiores ao desejado.

### **2.1.5. Categorias de FA**

#### **2.1.5.1. Binder jetting**

Este é um processo no qual um agente líquido ligante é seletivamente depositado de forma a juntar partículas de um material em pó (Figura 8) [4]. A designação original para *binder jetting* era *three-dimensional printing* (3DP), o processo foi inventado pelo Massachusetts Institute of Technology (MIT) nos anos 90. Neste processo, o agente ligante é depositado em gotas (80  $\mu\text{m}$  de diâmetro), através de um extrusor que se move no plano horizontal, a deposição do material faz com que se forme uma camada que é curada por uma luz UV. Quando curada, o eixo vertical desce e uma nova camada de pó é depositada através de um sistema de rolos. O processo é repetido até ser obtida a peça final [13]. Na Tabela 1 são apresentadas as vantagens e desvantagens do processo.

Figura 8 - Esquema do processo de *binder jetting* [14].Tabela 1 - Vantagens e desvantagens de *binder jetting* [6, 15].

Vantagens	Desvantagens
Investimento de baixo capital	Baixa densidade dos componentes
Processo rápido e limpo	Mau acabamento superficial
Capacidade de imprimir uma ampla variedade de materiais	Necessidade de pós-processamento
Sem necessidade de suportes	Más propriedades mecânicas

### 2.1.5.2. Directed energy deposition

Neste processo, é usada energia térmica focalizada para fundir o material à medida que este é depositado (Figura 9) [4]. O processo de *directed energy deposition* (DED) usa uma fonte de calor de alta densidade energética (laser, feixe de elétrons ou plasma/arco elétrico), que é focalizada no substrato, formando uma poça de fusão que derrete o material que é entregue, por canais alimentadores, na forma de pó ou fio [16]. A repetição deste processo, camada a camada, conduz ao fabrico da peça final. Na Tabela 2 são apresentadas as vantagens e desvantagens do processo.

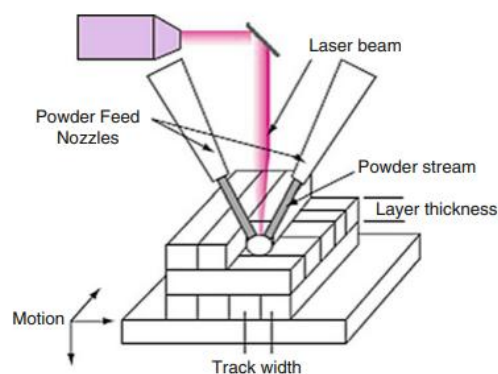
Figura 9 - Esquema do processo de *directed energy deposition* [13].

Tabela 2 - Vantagens e desvantagens de *directed energy deposition* [6, 13].

Vantagens	Desvantagens
Boas propriedades mecânicas	Alto custo
Capacidade de reparar peças	Tensões residuais significativas
Elevada velocidade de deposição	Superfície rugosa
Peças de grande volume	Baixa resolução

### 2.1.5.3. Material extrusion

No processo *material extrusion* (ME) o material é dispensado seletivamente através de um bico extrusor ou orifício [4], conforme é representado na Figura 10. Este processo é a segunda forma mais popular de FA, atrás do processo de *powder bed fusion* [17], que é caracterizado no Capítulo 2.1.5.5. Neste processo, o material é aquecido perto da sua temperatura de fusão e impelido através do bico extrusor. O material extrudido é depositado a uma velocidade constante e solidifica totalmente sobre o material depositado anteriormente de modo a forma uma peça sólida [18]. Após percorrer o trajeto designado para a camada em questão, o extrusor, ou a plataforma, conforme a máquina, desloca-se verticalmente ao concluir esta etapa, o que possibilita a adição de camadas adicionais de forma sucessiva até à produção da peça final. Na Tabela 3 são apresentadas as vantagens e desvantagens do processo.

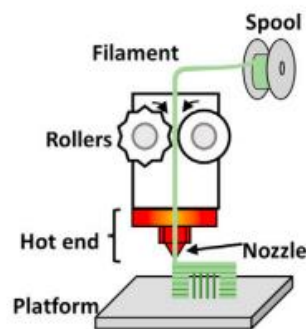


Figura 10 - Esquema do processo de *material extrusion* [14].

Tabela 3 - Vantagens e desvantagens de material extrusion [13, 17].

Vantagens	Desvantagens
Prototipagem rápida e de baixo custo	Dificuldade na impressão de objetos de dimensão reduzida
Variedade de materiais	Necessidade de suportes
Variedade de equipamentos de baixo custo	Inconsistência na impressão
Controlo de parâmetros	

### 2.1.5.4. Material jetting

É o processo no qual gotas de material são depositadas seletivamente sobre uma superfície (Figura 11) [4]. Este método, também conhecido como *ink jet*, tem ganhado destaque devido à

sua capacidade de fabricar peças com múltiplos materiais num único processo de cura por luz ultravioleta [13]. O processo consiste na deposição de gotas de material foto polimérico. Após a deposição, um rolo desloca-se sobre cada camada para remover o material em excesso e obter uma espessura de camada consistente [19]. O procedimento é repetido até obter a peça final. Na Tabela 4 são apresentadas as vantagens e desvantagens do processo.

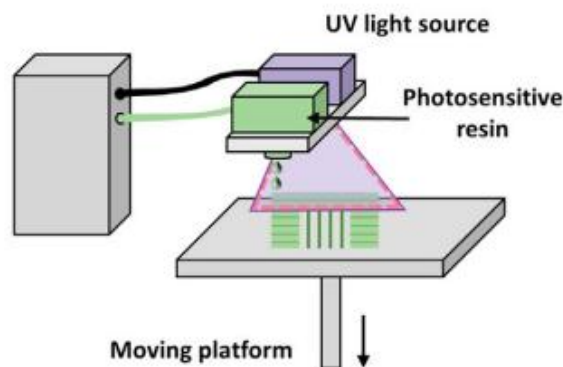


Figura 11 - Esquema do processo de *material jetting* [14].

Tabela 4 - Vantagens e desvantagens do processo de *material jetting* [6, 18, 20].

Vantagens	Desvantagens
Alto nível de acabamento superficial	Limitação na utilização de material foto polimérico
Impressão de geometrias complexas	Limitação no tamanho dos objetos a imprimir
Elevada precisão	Utilização de suportes
Suportes de fácil remoção (dissolução em água)	

#### 2.1.5.5. Powder bed fusion

*Powder bed fusion* (PBF) é o processo no qual energia térmica funde seletivamente uma região de pó metálico [4]. O PBF e o processo de *binder jetting* têm características similares, já que ambos utilizam material em pó. A diferença entre estes dois processos reside no método de união das partículas de pó. No processo de PBF, esquematizado na Figura 12, a união do material resulta da incidência de uma fonte de energia que funde as partículas de pó. A fonte de energia deste processo pode ser garantida por um laser ou por um feixe de elétrons. Após a fusão de uma camada é necessário garantir a adição do material correspondente à camada seguinte e o seu nivelamento, antes de ter início a impressão da camada seguinte [14, 21]. Os processos mais comuns de PBF são [21]: *selective laser sintering* (SLS); *selective laser melting* (SLM); *direct metal laser sintering* (DMLS); *selective heat sintering* (SHS); *electron beam melting* (EBM). Na Tabela 5 são apresentadas as vantagens e desvantagens do processo.

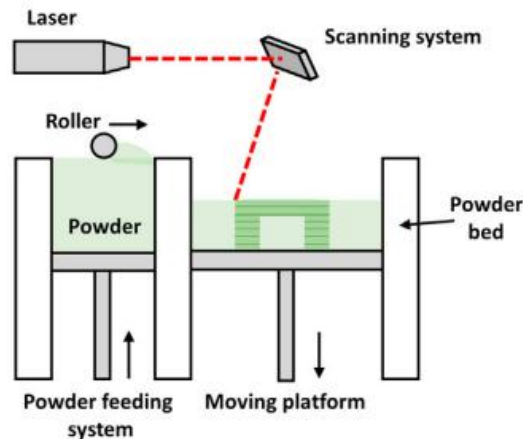


Figura 12 - Esquema do processo de *powder bed fusion* [14].

Tabela 5 - Vantagens e desvantagens do processo de *powder bed fusion* [6, 14].

Vantagens	Desvantagens
Elevada precisão dimensional	Morosidade do processo
Reutilização de partículas não utilizadas	Limitação dos materiais a utilizar
Boas propriedades mecânicas	Complexidade e custo do processo
	Limitação na área de impressão

### 2.1.5.6. Sheet lamination

Sheet Lamination (SL), esquematizado na Figura 13, é o processo no qual folhas de material são unidas de forma a criar uma peça [4]. Este processo envolve o empilhamento e a união de folhas de materiais conformadas de acordo com a geometria desejada para cada camada, que resulta na formação da peça final [2]. *Lamination object manufacturing* e *ultrasonic additive manufacturing* são as duas categorias principais do processo SL no qual as folhas de material são cortadas a laser ou pela combinação com ultrassons [18]. Na Tabela 6 são apresentadas as vantagens e desvantagens do processo.

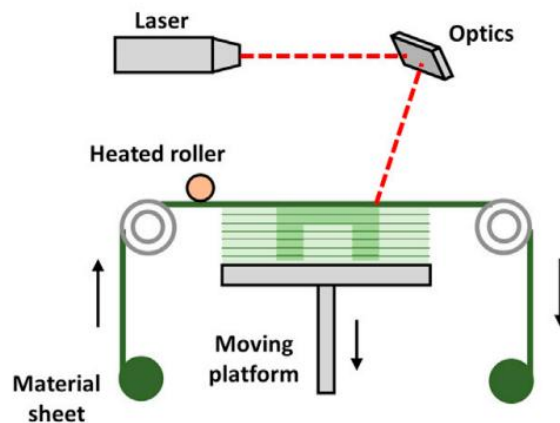


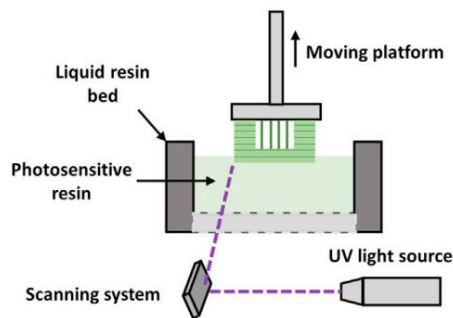
Figura 13 - Esquema do processo de *sheet lamination* [14].

Tabela 6 - Vantagens e desvantagens do processo de *sheet lamination* [6, 14].

Vantagens	Desvantagens
Facilidade no manuseamento do material	Propriedades mecânicas limitadas
Baixo custo	Limitação nos materiais a usar
Rapidez no processamento	Limitação na geometria a imprimir
	Desperdício de material

### 2.1.5.7. VAT polymerization

*VAT polymerization*, esquematizado na Figura 14, é um processo no qual um líquido foto polimérico é curado dentro de uma câmara via polimerização induzida por laser [4]. Este processo resume-se no endurecimento/polimerização de resina através de luz UV [22], mas também pode ser feita com sistemas no espectro da luz visível [13]. Após o endurecimento da camada em questão, a plataforma move-se, o que permite que a resina banhe a próxima camada e o processo seja repetido a quantidade de vezes necessárias para o fabrico da peça. Na Tabela 7 são apresentadas as vantagens e desvantagens do processo.

Figura 14 - Esquema do processo de *VAT polymerization* [14].Tabela 7 - Vantagens e desvantagens do processo *VAT polymerization* [14, 22].

Vantagens	Desvantagens
Elevada qualidade superficial	Processo de impressão lento
Elevada resolução	Custo da matéria-prima
	Limitação nos materiais
	Máquina de elevado custo

## 2.2. Fabrico aditivo de metais

### 2.2.1. Conceito e características

O FA de metais partilha a mesma definição e conceitos com o FA de polímeros, que tem como características diferenciadoras o facto de este utilizar metal como material de adição e utilizar outras técnicas para fusão do material. Desde os primeiros passos do FA, esta tecnologia evoluiu substancialmente. As tecnologias aditivas aplicadas ao processo de fabricação de peças

metálicas têm apresentado um grande progresso tecnológico, o que permite uma significativa melhoria nas propriedades finais. Ao utiliza as capacidades das técnicas de desenho/modelação 3D, o processo de fabricação aditivo possibilita a criação de componentes complexos, difíceis ou inatingíveis por meio de tecnologias subtrativas, como a maquinação. Na Figura 15 é apresentada graficamente a evolução e a projeção do mercado do FA de metais.

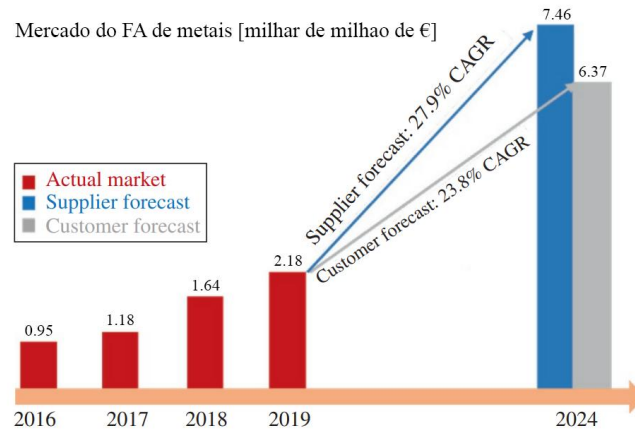


Figura 15 - Evolução e projeção do mercado do FA de metais (adaptado de [23]).

### 2.2.2. Vantagens no desenvolvimento de produto

Apesar de o FA ter sofrido alterações substanciais nos últimos 30 anos, esta tecnologia estará irreconhecível do seu estado atual até 2030 [23]. Cada vez mais, a indústria e os departamentos de investigação têm demonstrado interesse e determinação em compreender o FA de metais e adoptá-lo em estudos e produtos. Segundo Toyserkani et al. [23] existem vários fatores que justificam esta motivação:

#### Prototipagem rápida e de baixo custo

Uma das principais aplicações do FA de metais reside na produção de protótipos funcionais. Este método de prototipagem geralmente é executado a uma fração do custo quando comparado a outros processos mais convencionais, além de apresentar velocidades de produção inigualáveis. Esta agilidade na execução, por sua vez, acelera o ciclo de conceção do produto.

#### Cadeias de abastecimento mais simples para produções de baixo-volume

Produção de nichos de baixo volume geralmente requerem mais investimento, pelo que, os fabricantes preferem não avançar com este tipo de produção por métodos convencionais. Empresas de FA conseguem satisfazer estes nichos pelo facto de conseguirem superar as muitas técnicas de fabrico demoradas e de elevado custo com o FA de metal que é mais rápido e eficiente. De facto, o FA possui cadeias de abastecimento muito mais simples do que os métodos convencionais de fabrico, visto que estes precisam muitas vezes de ferramentas e gabaritos que por sua vez têm custos de montagem associados, enquanto o FA não precisa normalmente de nenhum tipo de ferramenta especial para a produção da peça.

### Relação entre custo e complexidade da geometria

O FA permite o fabrico de formas complexas que não conseguem ser produzidas por nenhum método convencional (Figura 16). A natureza aditiva do FA oferece a oportunidade de onde a complexidade geométrica pode não ter um preço mais elevado, ao contrário dos métodos convencionais.



Figura 16 - Peças complexas feitas por FA de metal [24].

### Componentes mais leves

Os fabricantes têm tentado fabricar produtos mais sustentáveis e mais económicos (Figura 17). Componentes mais leves necessitam de menos energia para se mover, logo o consumo de energia diminui e é usado menos material em bruto. Estes dois factos indicam que a produção de componentes mais leves tem um impacto positivo nos custos, recursos e no ambiente.

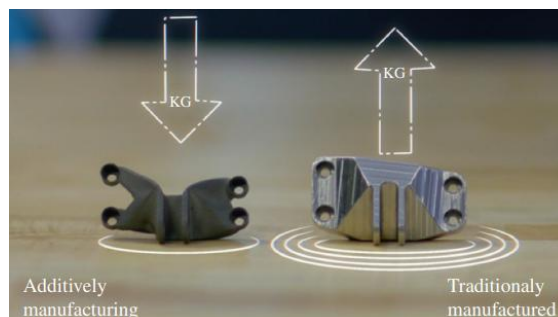


Figura 17 - Comparação de geometria de um suporte fabricado por FA e por maquinaria [23]. O peso deste suporte foi reduzido em 60%, enquanto as propriedades mecânicas se mantiveram as mesmas da peça produzida por maquinaria.

### Consolidação de componentes

Em máquinas complexas, podem ser usados, centenas ou até milhares, de componentes soldados, aparafusados, ou embutidos alguns nos outros. O FA permite a consolidação de peças, o que faz reduzir o número de pré-montagens e simplificar o *design*, reduzir os custos totais do projeto e reduzir do peso final do equipamento. A Figura 18 mostra um exemplo conduzido pela GE Additive, no qual cerca de 300 peças foram consolidadas numa só peça para o motor de avião A-CT7. Esta consolidação permitiu uma redução de sete pré-montagens para a utilização de apenas uma, resultando também numa redução de 4,5 kg.



Figura 18 - Consolidação de cerca de 300 peças para uma peça impressa por FA de metais [25].

### 2.2.3. Sustentabilidade do processo

Em todo o mundo, a sustentabilidade associada à produção tornou-se um fator crucial e as empresas estão a trabalhar seriamente na redução de resíduos, na melhoria da eficiência das operações através da integração do FA e da digitalização, de modo a cumprir com as suas obrigações ambientais e sociais. As tecnologias de FA são geralmente mais ecológicas do que os métodos convencionais de fabrico, essencialmente porque não existe tanto desperdício de material e pode haver até 50% em economia de energia durante a produção de peças [26]. No entanto, esta melhoria só é se for efetuada uma avaliação do ciclo completo da peça fabricada em FA para garantir que o seu *design* está totalmente otimizado para o FA [26]. Além disso, as tecnologias de FA à base de metal eliminam praticamente a maquinaria e a subsequente necessidade de fluidos de corte tóxicos e poluentes dispendiosos, que atualmente são difíceis de eliminar e têm um impacto ambiental negativo [27]. É necessária uma análise rigorosa de modo a garantir que o FA de metais é sustentável para a produção de peças específicas. O FA de metais não é normalmente sustentável para o fabrico de peças convencionais que não estejam otimizadas para o FA. Segundo um relatório da *Additive Manufacturer Green Trade Association* (AMGTA), o FA de metal tem uma pegada de carbono mais elevada por quilograma de material usado no processo, em comparação com peças homólogas realizadas por métodos convencionais [28]. Este relatório é baseado em peças sem nenhum tipo de otimização de geometria. No entanto, e como é lógico, as *designs features* de uma peça têm impacto direto na pegada ecológica. Enquanto a maquinaria convencional seria o método preferível para maquinar um bloco de material com geometrias simples, o FA é muito mais apelativo para o fabrico de peças com cascas ocas, treliças, elementos com curvaturas complexas e canais internos. Assim, a sustentabilidade do uso do FA está diretamente correlacionada com a complexidade da geometria. Num estudo realizado por Priarone et al. [29], é esclarecida a sustentabilidade do FA e a sua pegada de CO<sub>2</sub> pela análise de três geometrias diferentes feitas de Ti-6Al-4V por FA por feixe de eletrões (EBM) e maquinaria convencional (CM), como mostra a Figura 19. A análise considerou como pegada de CO<sub>2</sub> a atomização a gás do pó necessário para o FA bem como o material necessário para os processos, enquanto o impacto do transporte não foi considerado. Observa-se que a necessidade de energia e a emissão de CO<sub>2</sub> para o FA são maiores do que para a maquinaria se a geometria identificada como ID1 for produzida. Isto

prova que o FA metálico, na sua forma atual, não é uma solução sustentável para geometrias simples e sem quaisquer detalhes internos.

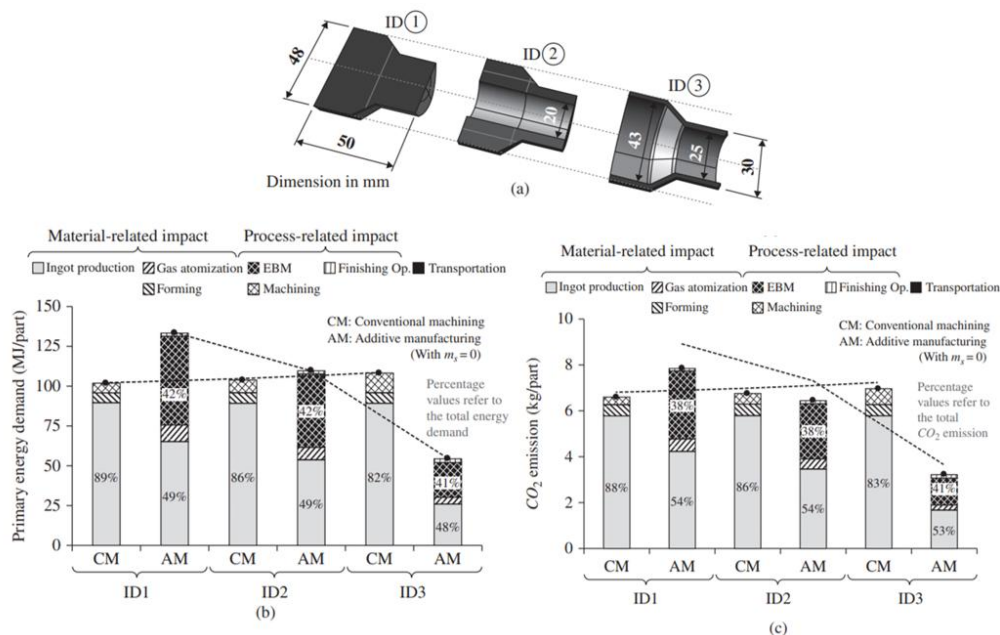


Figura 19 - Três diferentes geometrias feitas em Ti-6Al-4V por diferentes processos (a); energia necessária (b); emissões de CO<sub>2</sub> (b) [29].

Associado também a este tema, na Tabela 8 são apresentadas duas normas ambientais, uma já publicada e outra ainda em desenvolvimento, para o FA de metais.

Tabela 8 - Normas ambientais para o FA de metais

Norma	Título
ISO / ASTM 52931	Additive manufacturing - Environmental health and safety - Standard guideline for use of metallic materials
ISO / ASTM 52933	Additive manufacturing - Environmental health and safety - Test method for the hazardous substances emitted from material extrusion type 3D printers in the non-industrial places (em desenvolvimento).

## 2.2.4. Seleção de materiais

A seleção de materiais é crucial para o êxito e competitividade de um produto. Devido ao aumento na escolha de materiais e ao número de processos de fabrico, a seleção de materiais é agora mais complexa e desafiadora do que antes [30]. Cada material tem diversas propriedades, e dependendo da aplicação, cada propriedade vai ter um impacto maior ou menor no desempenho, durabilidade e eficiência do produto ou sistema em questão. As ferramentas *Multi criteria Decision-Making* (MCDM) são normalmente aplicadas para chegar a uma decisão ótima quando confrontadas com múltiplas decisões [31]. Destas ferramentas, apenas o método de Ashby será revisto. Para outras ferramentas MCDM ver Tabela 1 em [31].

No método de Ashby (Figura 20), o primeiro passo (*translation*) diz respeito à conversão dos requisitos do projeto em restrições e objetivos. No segundo (*screening*) todos os materiais que

não cumpram as restrições são automaticamente excluídos do processo de seleção. No terceiro (*ranking*), os materiais restantes são organizados hierarquicamente de modo a obter aqueles que apresentam o melhor desempenho para a aplicação em questão. O último passo (*documentation*) consiste na análise detalhada dos materiais que chegaram a esta última fase, como a reputação do material e disponibilidade, o que conduz à escolha final [32].

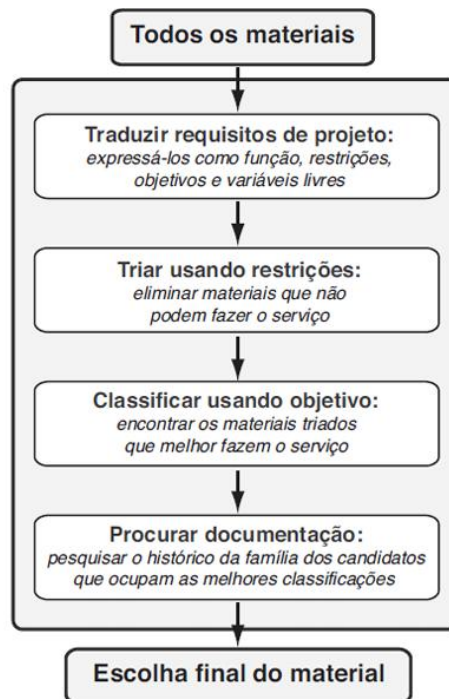


Figura 20 - Passos principais da metodologia de Ashby para a seleção de materiais (adaptado de [32]).

Durante o processo de classificação, é atribuído um peso ( $w_i$ ) às propriedades relativamente à sua importância no projeto. De seguida, é calculado o valor do índice ponderado ( $W_i$ ). Estes parâmetros podem ser calculados de duas maneiras:

- Se quanto maior, melhor:

$$W_i = w_i \times \frac{M_{max}}{M_i} \quad (1)$$

- Se quanto menor, melhor:

$$W_i = w_i \times \frac{M_i}{M_{mín}} \quad (2)$$

No fim todos os  $W_i$  são somados. O material com o maior valor de  $W_i$  é considerado a melhor opção para o projeto [32].

### 2.2.5. Linhas de investigação e perspectivas de futuro

O FA de metais é uma tecnologia em crescimento ao longo dos últimos anos. Na Tabela 9 são apresentados cinco estudos que demonstram as últimas linhas de desenvolvimento. São também apresentadas perspectivas de desenvolvimento futuro.

Tabela 9 - Linhas de investigação no FA de metais.

Artigo	Descrição
<b>Chew et al. [33]</b> Ligas de alta entropia.	O uso de ligas de alta entropia (LAEs) no FA tem sido alvo de investigação nos últimos anos. Estas ligas são caracterizadas por terem quatro ou mais elementos em quantidades significativas, o que proporciona propriedades únicas em comparação com ligas tradicionais. Quando comparadas com LAEs fundidas convencionalmente, a LAE CoCrFeNiMn fabricada pelo processo DED possui uma tensão de cedência significativamente mais alta de 660 MPa.
<b>Yu et al. [34]</b> Efeito do <i>laser remelting processing</i> na microestrutura e propriedades mecânicas.	<i>Laser remelting</i> (LR) é uma técnica que, após cada camada ser depositada, é feita uma nova passagem do laser, mas sem deposição de pó. Ao utilizar esta técnica no processo DED, no aço inoxidável 17-4 PH, concluiu-se que é possível obter efeitos sobre a porosidade, historial térmico, microestrutura e propriedades mecânicas. O processo de LR consegue reduzir o nível de porosidade que é benéfico para a qualidade superficial e para a redução da anisotropia mecânica. Esta técnica apresenta também um efeito de diluição notável na textura pré-solidificada.
<b>Pragana et al. [35]</b> Fabrico aditivo híbrido.	O fabrico aditivo híbrido (FAH) é uma abordagem que combina processos convencionais de fabrico e processos de FA. Normalmente, no FAH, os processos aditivos e subtrativos acomodam-se no mesmo equipamento, ou seja, este processo híbrido consiste num equipamento de maquinaria CNC (fresadora e/ou torno mecânico) que está equipado com um sistema de impressão 3D. Este processo permite melhorar a precisão e acabamento superficial, diminuir tempo de processamento e evitar o desperdício de material.
<b>Bartolomeu et al. [36]</b> Fabrico aditivo metálico de componentes multimaterial.	As soluções multimateriais metálicas empregam diferentes metais e ligas metálicas, que se complementam por meio das suas propriedades intrínsecas, resultando na criação de soluções capazes de exibir propriedades distintas em diferentes áreas da peça. Neste estudo, foram impressas por SLM peças multimaterial com uma liga de titânio (Ti-6Al-4V) e uma liga de níquel e titânio (NiTi). Esta solução apresenta um potencial muito elevado, uma vez que a capacidade de memória de forma do NiTi pode ser explorada, com o intuito de potenciar uma melhor relação mecânico-biológica entre implantes e osso, e, desta forma, aumentar a vida útil dos implantes convencionais.
<b>Pesode and Barve [37]</b> Implantes metálicos com melhor biocompatibilidade.	A superioridade biomecânica relativamente às técnicas convencionais de fabrico de implantes é uma das vantagens do FA de metais. Para proteger os doentes de problemas mecânicos e de biocompatibilidade, os implantes ortopédicos metálicos têm de cumprir requisitos específicos. Os implantes devem ser aceites pelo corpo humano de modo a proporcionar às células um ambiente seguro e habitável para as suas atividades. Estudos <i>in vitro</i> do material Ti-6Al-4V com porosidade superficial bio-inspirada revelaram melhor responsividade e mineralização celular. Num dos estudos deste trabalho concluiu-se que a redução no módulo de elasticidade do implante promove uma osseointegração mais estável e proteção contra a fadiga. Por outro lado, a porosidade é uma variável que permite modificar características mecânicas como a resistência e o módulo de elasticidade. Visto que o FA é um método de fabrico que permite controlar a porosidade, este torna-se altamente recomendado para o fabrico de implantes biomédicos.

A investigação e o desenvolvimento contínuo do FA de metais, ajudaram a superar desafios e aumentar as aplicações industriais. Contudo, ainda existem oportunidades de aperfeiçoar e aprofundar a investigação. A relação entre os parâmetros de processamento e cada tecnologia

de FA metálico, as propriedades mecânicas e a precisão da geometria ainda não estão completamente compreendidas. O fabrico híbrido pode oferecer a oportunidade de aprimorar a qualidade da superfície de um produto e reparar os produtos existentes. A sustentabilidade do FA de metais é outra lacuna de investigação, este tema devia ter mais foco de modo a reduzir o desperdício e o consumo de energia através da utilização de tecnologias FA de metal adequadas. Além disso, é necessária mais investigação para caracterizar os fatores-chave para a adoção do FA metálico e desenvolver um modelo de decisão que auxilie os diversos setores a decidir onde o FA metálico seria melhor para eles.

## 2.3. Fabrico de metais por SLM

### 2.3.1. Caracterização do processo SLM

Como foi referido no Capítulo 2.1.5.5, o processo SLM é uma tecnologia de PBF, em português, fusão em leito de pó. O processo SLM utiliza um ou mais feixes *laser* para promover a fusão de regiões específicas do leito de pó. Para este efeito, o feixe de *laser* percorre o leito de pó, fundindo as zonas correspondentes à secção da peça na respetiva camada. Os equipamentos associados a este tipo de tecnologia utilizam habitualmente lasers de fibra, com diversas potências até 1000 W. Geralmente, são utilizados pós com partículas de diâmetro entre 10 e 50  $\mu\text{m}$  e camadas com espessuras entre 10 e 100  $\mu\text{m}$ . Os equipamentos de SLM trabalham numa atmosfera inerte, normalmente árgon ou azoto, de modo a diminuir o teor de oxigénio e os riscos de combustão dos pós metálicos de pequena dimensão. A maioria das peças fabricadas por SLM necessitam da criação de estruturas de suporte que, além de suportarem a peça, permitem o escoamento de calor, o que previne distorções e empenos [2].

### 2.3.2. Equipamentos e características

Na Tabela 10 são enunciados três equipamentos disponíveis no mercado para o processo de SLM e as suas principais características.

Tabela 10 - Equipamentos disponíveis para o processo de SLM e as suas principais características




Marca - Modelo	Características	
 <p>[38]</p>	<i>Dimensões da máquina</i>	1400×900×2460 mm <sup>3</sup>
	<i>Volume de construção</i>	125×125×125 mm <sup>3</sup>
	<i>Configuração ótica 3D</i>	Laser de fibra IPG 400 W
	<i>Espessura de camada</i>	20 $\mu\text{m}$ - 75 $\mu\text{m}$
	<i>Diâmetro do foco do feixe</i>	70 $\mu\text{m}$ - 100 $\mu\text{m}$
	<i>Velocidade de varrimento máxima</i>	10 m/s
	<i>Fornecimento de gás inerte</i>	Árgon

Tabela 10- Equipamentos disponíveis para o processos de SLM e as suas principais características (continuação)

Marca - Modelo	Características	
 <p>Prototab PF M150</p> <p>[39]</p>	<i>Dimensões da máquina</i>	<i>1100×1100×1890 mm<sup>3</sup></i>
	<i>Volume de construção</i>	<i>150×150×100 mm<sup>3</sup></i>
	<i>Configuração ótica 3D</i>	<i>Laser de fibra Yb 500 W</i>
	<i>Espessura de camada</i>	<i>20 μm - 100 μm</i>
	<i>Diâmetro do foco do feixe</i>	<i>25 μm - 50 μm</i>
	<i>Velocidade de varrimento máxima</i>	<i>10 m/s</i>
	<i>Fornecimento de gás inerte</i>	<i>Árgon ou nitrogénio</i>
 <p>DMG MORI Lasertec 12</p> <p>[40]</p>	<i>Dimensões da máquina</i>	<i>2673×2560×925 mm<sup>3</sup></i>
	<i>Volume de construção</i>	<i>125×125×200 mm<sup>3</sup></i>
	<i>Configuração ótica 3D</i>	<i>Laser de fibra 200 - 400 W</i>
	<i>Espessura de camada</i>	<i>20 μm - 100 μm</i>
	<i>Diâmetro do foco do feixe</i>	<i>35 μm</i>
	<i>Velocidade de varrimento máxima</i>	<i>10 m/s</i>
	<i>Fornecimento de gás inerte</i>	<i>Árgon</i>

### 2.3.3. Parâmetros do processo

São vários os fenómenos físicos que estão envolvidos no processo SLM, incluindo a absorção e reflexão do laser, transferências de calor, vaporização, emissão de material e reações químicas. A compreensão destes fenómenos físicos pode ajudar no fabrico de componentes sem defeitos e na seleção de parâmetros de processo adequados [41]. A qualidade e as propriedades mecânicas da peça impressa podem ser melhoradas através da monitorização dos parâmetros do processo SLM [42]. O controlo dos parâmetros do processo é a melhor alternativa para obter as geometrias, propriedades mecânicas e microestruturas desejadas [43]. Em seguida são abordados os principais parâmetros no processo SLM [2].

#### Potência do *laser*

A regulação da potência do *laser* é um fator crucial na determinação das propriedades das peças finais, já que impacta diretamente na energia transferida para a matéria-prima e na quantidade de calor fornecido. Ajustando a potência do feixe de *laser*, é possível controlar a fusão da camada de pó e criar uma poça de fusão eficaz. A redução da potência do *laser* pode levar a uma fusão inadequada, o que resulta numa penetração superficial na camada de pó, isto impede uma boa ligação entre a camada que está a ser impressa e a que foi depositada imediatamente antes. Por outro lado, se a potência do *laser* for muito alta, pode ocorrer vaporização, levando à formação de bolhas de gás e, por consequência, porosidade nas camadas recém fundidas [2]. Um estudo realizado por Yadroitsev et al. [44] permitiu concluir

que o parâmetro mais influente nas características geométricas de uma linha única de deposição era a potência do feixe *laser* (seguida pela espessura da camada de pó, a velocidade de varrimento e, finalmente e com menos importância o tamanho das partículas de pó).

### Espaçamento de varrimento

O espaçamento de varrimento é um parâmetro bastante importante, pois corresponde à separação entre passagem de dois feixes de *laser* consecutivos. Em inglês este parâmetro assume diversas nomenclaturas, tais como: *scan spacing*, *hatch distance* ou *hatch spacing*. Conforme mostrado na Figura 21, a distância de varrimento é medida através da distância que vai do centro de um varrimento ao centro do próximo varrimento. Diminuir a distância de varrimento promoverá um incremento da sobreposição de cada passagem do *laser*. Por outro lado, aumentar a distância de varrimento pode não permitir que o laser se sobreponha o suficiente, e resultar em uma fusão insuficiente do pó [2]. Efetivamente, têm sido realizados estudos no sentido de alargar o espaçamento de varrimento e analisar quais as respectivas consequências. Foi concluído que a distância de varrimento foi o fator com maior impacto na resistência à tração, seguido pela velocidade de varrimento, enquanto a potência do *laser* teve o menor impacto [45-47].

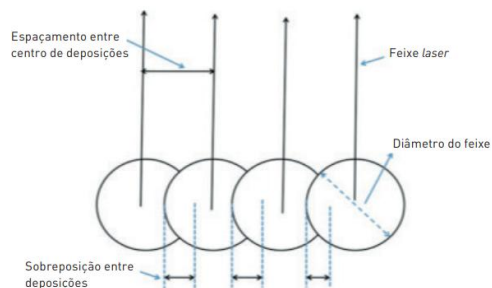


Figura 21 - Representação gráfica de parâmetros como o espaçamento de varrimento, diâmetro do feixe e largura de sobreposição [2].

### Velocidade de varrimento

A velocidade do feixe de *laser* a atravessar a superfície, fazendo com que o pó se funda em cada camada, é conhecida como velocidade de varrimento. Este parâmetro tem grande importância na minimização do tempo necessário para fabricar uma peça. No entanto, se a velocidade de varrimento for excessivamente alta, o *laser* poderá não ser capaz de fundir suficientemente o pó. Ao reduzir a distância de varredura ou aumentar a potência do *laser*, o processo de fusão pode ser aprimorado, permitindo a mesma densidade de energia e uma velocidade de varrimento mais rápida [2]. Um estudo desenvolvido por Kempen et al. [48] permitiu verificar que, à medida que a velocidade de varrimento foi aumentada de 120 mm/s para 600 mm/s, a dureza e a densidade relativa do aço 18Ni-300 diminuíram. Por sua vez, Sun et al. [46] verificaram que a densidade da liga de titânio Ti-6Al-4V aumentou com a diminuição da velocidade de varrimento.

### Estratégia de deposição

O percurso do feixe *laser* ao longo de uma camada de um componente fabricado por FA também tem influência nas propriedades mecânicas, na microestrutura e nas tensões residuais

induzidas nas peças [43]. O padrão de varrimento pode ser de via única, repetido ou cruzado, com ou sem contorno. O padrão de varrimento deve ser escolhido com base nas propriedades do material e pode afetar a rugosidade da superfície e as propriedades mecânicas do produto final [2]. Têm sido apontadas diversas estratégias de processamento, sendo as seguintes, as principais a serem utilizadas (Figura 22):

- Deposição de via única (*single track*);
- Estratégia de “vaivém” (*stripes strategy*);
- Estratégia do tabuleiro de xadrez (*chessboard strategy*);
- Estratégia de contorno e núcleo (*hull and core strategy*);
- Estratégia de pré-sinterização (*pre-sintering strategy*).

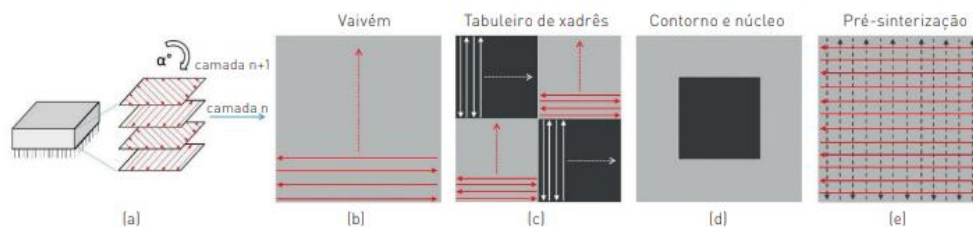


Figura 22 - Representação gráfica de diferentes estratégias de deposição: a) abordagem baseada em camadas, rotação do padrão de varrimento em camadas sucessivas; b) estratégia de “vaivém”; c) estratégia do tabuleiro de xadrez; d) estratégia de contorno e núcleo; e) estratégia de pré-sinterização [2].

### Espessura da camada

A produtividade dos sistemas de FA é influenciada por vários fatores, um dos quais é a espessura de cada camada. Ao aumentar a espessura da camada de pó durante a solidificação, o tempo de fabrico de uma peça pode ser acelerado, resultando numa maior produtividade. No entanto, as camadas de pó se excessivamente espessas, constituem um desafio no fornecimento de energia para a fusão da matéria-prima. Para garantir o processamento adequado, uma camada de pó mais espessa necessita de uma velocidade de varrimento mais lenta ou de uma potência de *laser* mais alta para atingir as dimensões desejadas da poça de fusão [2]. Kempen et al. [48] avaliaram o efeito da alteração da espessura da camada na dureza e densidade de uma liga de aço 18Ni-300. Esse estudo permitiu concluir que, à medida que a espessura da camada aumentava de 0,03 mm para 0,06 mm, a dureza diminuía, assim como a densidade relativa.

### Densidade de Energia Volumétrica (VED)

A densidade de energia volumétrica (*Volumetric Energy Density, VED*) é um parâmetro que quantifica a quantidade de energia introduzida por unidade de volume de pó durante o processo SLM e constitui um indicador de intensidade térmica aplicada na zona de fusão. Controlar a VED é essencial porque:

- Valores demasiado baixos originam falta de fusão (*lack of fusion*) e porosidade alargada;
- Valores excessivos podem gerar porosidade tipo *keyhole*, salpicos e tensões residuais elevadas;
- Dentro de uma janela ótima, obtêm-se peças densas e com boa qualidade superficial.

A VED pode ser expressa por:

$$VED = \frac{P}{v \cdot h \cdot t} \quad (3)$$

Em que:

- P - Potência do laser, em W;
- v - Velocidade de varrimento, em mm/s;
- h - Espaçamento entre varrimentos, em mm;
- t - Espessura de camada, em mm.

#### 2.3.4. Defeitos típicos

Em peças obtidas por SLM, podem surgir dois tipos principais de anomalias [2]:

- Defeitos de construção, tais como a porosidade, a fissuração, a distorção do componente e a elevada rugosidade;
- Defeitos metalúrgicos, tais como a perda de elementos de liga, a alteração microestrutural, a anisotropia e as tensões residuais.

##### **Porosidade**

Um poro é uma cavidade gasosa, geralmente com forma esférica, mas que também se pode apresentar noutras geometrias. Podem definir-se três tipos principais de origem de poros [2]:

- Efeito *keyhole* (potência excessiva do laser);
- Falta de fusão;
- Pó contaminado ou defeituoso.

Se for aplicada muita energia para uma velocidade lenta, a poça de fusão pode superaquecer, o que promove uma penetração mais profunda de energia e conduz a um efeito conhecido como *keyhole*, que se apresenta como um furo seguido de um rasto de material que se agrega [2]. No entanto, se a potência do laser não for suficiente para fundir completamente a superfície, aparecerão volumes de metal não preenchidos, conhecidos como poros [2]. O próprio pó também pode causar defeitos no processo de fabrico. Os pós podem ser contaminados devido a falhas nos processos de reutilização, e podem ser contaminados com gordura ou humidade através de contato inadvertido, ou até mesmo apresentar defeitos devido ao tamanho irregular das partículas (diâmetro ou esfericidade) [2].

## **Fissuração**

Segundo Silva et al. [2], no fabrico aditivo em leito de pó, é possível encontrar seis tipos diferentes de fissurações: fissuração na solidificação; fissuração de liquação; fissuração de baixa ductilidade; fissuração no reaquecimento após produção; fissuração lamelar; fissuração induzida pelo hidrogénio.

A fissuração na solidificação ocorre nos limites de grão durante a solidificação e por vezes nos limites do subgrão na zona de fusão. Esta pode ocorrer devido à contração natural do metal durante a solidificação ou à possível fixação mecânica das peças durante o fabrico. Neste âmbito, quanto mais livre o material estiver, menor é a possibilidade de fissuração [2].

A fissuração de liquação pode ocorrer na zona parcialmente fundida (ZPF) da zona afetada pelo calor (ZAC) ou no metal depositado. Estas fissuras são por defeito intergranulares e, por regra, quanto maior o calor gerado pelo processo, maior a probabilidade de liquação, pois maior é o tempo de permanência à temperatura que possibilita a segregação de elementos de baixa temperatura de fusão [2].

Fissurações devido à baixa ductilidade podem ocorrer em diversas ligas como o cobre, níquel, titânio, alumínio e aços inoxidáveis austeníticos, tanto no cordão quanto na ZAC. À semelhança das fissuras por liquação, as fissuras por baixa ductilidade são também intergranulares e ocorrem durante o reaquecimento, devido à sucessiva deposição de camadas [2].

A fissuração no reaquecimento após produção acontece devido aos tratamentos térmicos após o fabrico. Por exemplo, ao submetemos aços de alto teor de cromo a um tratamento de alívio de tensões, tem lugar a precipitação de carbonetos de Cr de grão grosseiro e consequente formação de fissuras intergranulares. Os elementos de liga que permitiram obter excelentes propriedades da liga, são agora os responsáveis pela sua fissuração [2].

A fissuração lamelar é uma descoesão que acontece quando a tensão imposta pela contração do metal excede a ductilidade da espessura transversal do material adjacente. Este tipo de fissuras pode acontecer devido à baixa ductilidade na espessura do material adjacente, alta percentagem de defeitos ou inclusões de impurezas [2].

A fissuração induzida pelo hidrogénio, ou fissuração a frio, surge à temperatura ambiente, ou a temperatura muito próxima desta. Apesar de não existir um modelo que explique devidamente a fissuração a frio, é sabido que a sua ocorrência nos aços requer a presença em simultâneo de: uma certa percentagem de hidrogénio; uma microestrutura suscetível à formação de grande dureza; tensões de tração e temperaturas na faixa de -100 a 200°C [2].

## **Distorção**

As distorções nos componentes fabricados por SLM dependem de três fatores principais [2]:

- Propriedades termomecânicas e tensões internas na matéria-prima;
- Parâmetros do processo: potência do laser, sequência de camadas, orientação e varrimento;
- Parâmetros estruturais: geometria da peça a obter.

Quanto às propriedades da matéria-prima, as mais importantes são a tensão de cedência, o módulo de elasticidade, o coeficiente de dilatação térmica, a condutividade térmica e o calor específico. É importante notar que estas propriedades podem variar dependendo da temperatura. Segundo Silva et al. [2] e com base nestas observações, é possível tirar as seguintes conclusões: as tensões internas e as distorções são maiores para materiais que exibam maior tensão limite elástico; quanto maior for o coeficiente de dilatação térmica, maiores serão as tensões e as distorções; alta condutividade térmica garante uma maior distribuição de calor pela peça, logo as tensões e distorções serão menores; quanto maior for o calor específico, maior é a quantidade de calor transferido para a peça, a temperatura máxima no banho de fusão será menor logo as tensões e distorções serão menores; quanto maior for o módulo de elasticidade, menor será a distorção [2].

Em termos de parâmetros de processo, de forma geral, quanto maior for a entrega térmica, mais distorção vai ocorrer; ao utilizar pré-aquecimento, obtêm-se menores distorções e menores tensões internas; maior velocidade de varrimento implica uma menor distorção [2].

Em relação aos parâmetros estruturais, pode-se afirmar que, quanto maior for a rigidez da peça a produzir, menores serão as distorções, mas maiores serão as tensões internas; quanto maior for o comprimento da peça, maior será a distorção total; quanto menor for a espessura da camada, menor será a distorção e a tensão [2].

### Rugosidade

A rugosidade das peças fabricadas por FA é geralmente superior à obtida por processos convencionais como fresagem e torneamento. A rugosidade superficial é muito influenciada pelo processo de FA utilizado e, obviamente, pelos parâmetros do processo [2]. Existem três razões principais para a elevada rugosidade nas peças obtidas por SLM [2]: triangulação; suportes; fusão inadequada das partículas de pó.

Para iniciar o processo de fabrico, o modelo 3D é normalmente exportado como um arquivo STL e importado para o *software* de preparação de construção. Quando um modelo é convertido para o formato STL, os seus contornos e superfícies curvas são transformados em linhas retas compostas por triângulos (Figura 23). O nível de detalhe e suavidade do modelo vai estar diretamente relacionado ao tamanho desses triângulos na medida em que, quanto menor for essa triangulação, menor é a rugosidade final da peça [2].

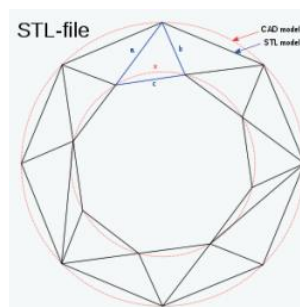


Figura 23 - Efeito da triangulação na rugosidade das peças [2].

Dependendo da orientação da peça na mesa de trabalho, pode ser necessário executar a impressão com suportes, caso em que este material adicional deve ser removido, e assim deixar

marcas. A escolha da orientação da peça em construção pode ditar uma melhor qualidade final da mesma.

Durante períodos de baixa entrega térmica, a ligação entre as partículas de pó é insuficiente, no que resulta num nível significativo de rugosidade. De facto, neste caso, a baixa energia do laser, ou velocidade de varrimento alta, impossibilitam a fusão completa das partículas de pó e podem conduzir à formação de esferas (*balling*) [2]. A má fusão das partículas de pó também pode estar associada a uma má parametrização.

### Perda de elementos de liga

No processo de FA, a temperatura elevada do laser dentro da poça de fusão geralmente leva à vaporização de elementos de liga. Porém, é importante ressaltar que nem todos os elementos possuem as mesmas temperaturas de vaporização, o que leva a uma perda seletiva. A alteração da composição química da liga impacta diversos aspetos como a microestrutura, propriedades mecânicas e resistência à corrosão [2].

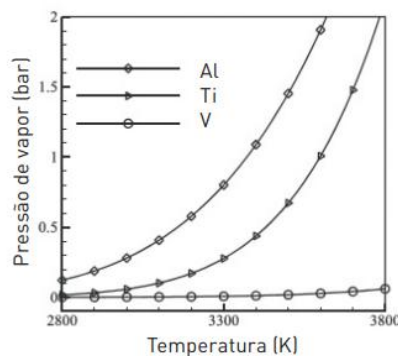


Figura 24 - Pressão de vapor elementar de uma liga Ti-6Al-4V em função da temperatura [2].

### 2.3.5. Previsão do comportamento dos componentes

No capítulo anterior ficou presente que é possível melhorar a qualidade final da peça através da otimização dos parâmetros do processo. O verdadeiro desafio consiste em compreender as interações complexas entre os parâmetros de processamento e as propriedades metalúrgicas e mecânicas dos componentes fabricados aditivamente [49, 50]. Uma forma de estudar a interação entre as propriedades da peça final e os parâmetros de processamento é realizar diferentes testes experimentais de tentativa e erro. No entanto esta estratégia é intensiva em termos de tempo, requer quantidades de matéria-prima extensas e nem sempre é bem sucedida na identificação de parâmetros de processamento ótimos para aplicações específicas [51]. Uma segunda estratégia experimental para a otimização dos parâmetros do processo é a monitorização *in-situ* e o controlo de qualidade em linha com o próprio processo [42, 52]. No entanto, a sua implementação em máquinas para produção industrial continua a ser um desafio. Nos últimos anos, a simulação de processos de FA surgiu como uma ferramenta poderosa que permite realizar experiências sem a necessidade de matérias-primas, máquinas, preparação de amostras e processos extensivos de caracterização [53, 54]. Por este motivo, esta abordagem pode ser utilizada para ultrapassar os inconvenientes das técnicas experimentais, mas também para as apoiar, o que permite reduzir o número de ensaios

necessários para a otimização dos parâmetros do processo [55]. A modelação numérica baseada no MEF (método de elementos finitos) ou na MDF (método de diferenças finitas) são métodos promissores capazes de satisfazer as necessidades dos produtores de peças fabricadas aditivamente. Entre os benefícios da simulação destes processos está a poupança de tempo e de custos no fabrico de novos componentes, o desenvolvimento de ligas e a otimização topológica [56, 57]. Os modelos numéricos são referidos na literatura em diferentes escalas de simulação (Figura 25): a microescala e mesoescala são usadas para prever o crescimento e defeitos dos grãos [58], enquanto a macroescala é utilizada para prever as tensões residuais e as possíveis distorções das peças finais [59].

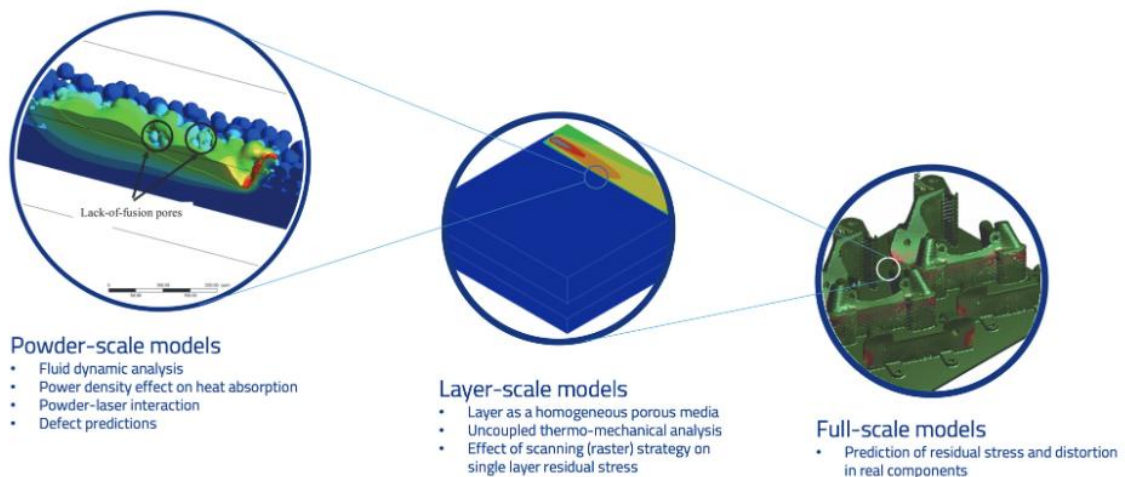


Figura 25 - Diferentes escalas de simulação [51].

### **Microescala (*powder-scale models*)**

As características do pó são as primeiras variáveis que afetam a qualidade final do produto. Ao usar simulações à microescala é possível prever a distribuição da densidade, a microestrutura e simulação da deposição do pó [59]. A utilização de métodos de dinâmica de fluidos computacional também permite prever o comportamento e forma da poça de fusão (Figura 26) [60].

### **Mesoescala (*layer-scale models*)**

O processo SLM é descrito por uma fonte térmica laser que se desloca sobre um leito de pó. À semelhança dos processos de soldadura, o histórico de temperaturas em cada ponto do modelo pode ser utilizado para prever a evolução microestrutural do componente solidificado [61]. Ao utilizar ambos os históricos térmicos e microestruturais é possível prever os campos tensão-deformação induzidos em cada camada [62]. Na Figura 27 é possível visualizar a simulação da distribuição da temperatura na impressão por SLM de uma liga de titânio Ti-6Al-4V.

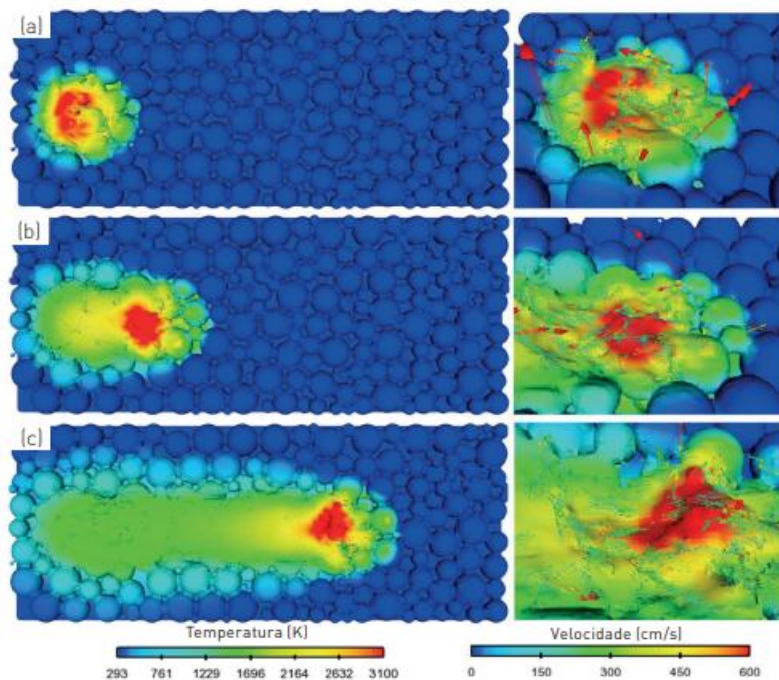


Figura 26 - Simulação numérica do processo de SLM, evidenciando temperaturas e velocidades na poça de fusão: a) absorção do laser; b) fusão; c) solidificação [2].

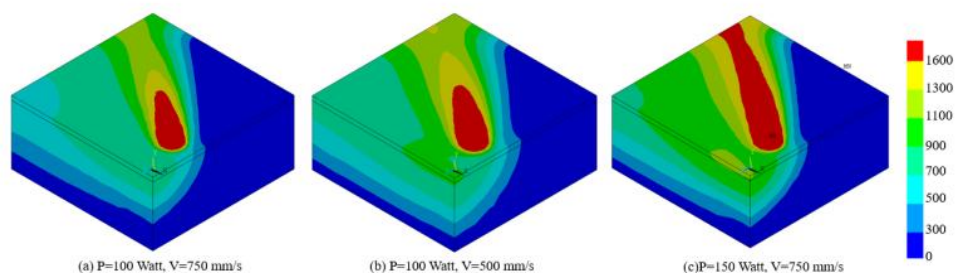


Figura 27 - Distribuição da temperatura ( $^{\circ}\text{C}$ ) em duas camadas consecutivas na impressão por SLM da liga de titânio Ti-6Al-4V [63].

### Macroescala (*full-scale models*)

Até à data, as estratégias mais eficientes para resolver um modelo completo são [51]:

- Abordagens baseadas na deformação, nas quais a deformação plástica é calculada por métodos experimentais ou um campo de deformações obtido no *layer-scale model*, e depois aplicada camada a camada numa simulação que permite resolver o modelo.
- Abordagens de aglomeração, nas quais um número significativo de camadas é agregado num só bloco computacional e o cálculo termomecânico é efetuado no modelo.

Na Figura 28 é demonstrada uma comparação entre ensaio experimental e uma simulação com base na abordagem das deformações, que comprova a capacidade de previsão deste método.

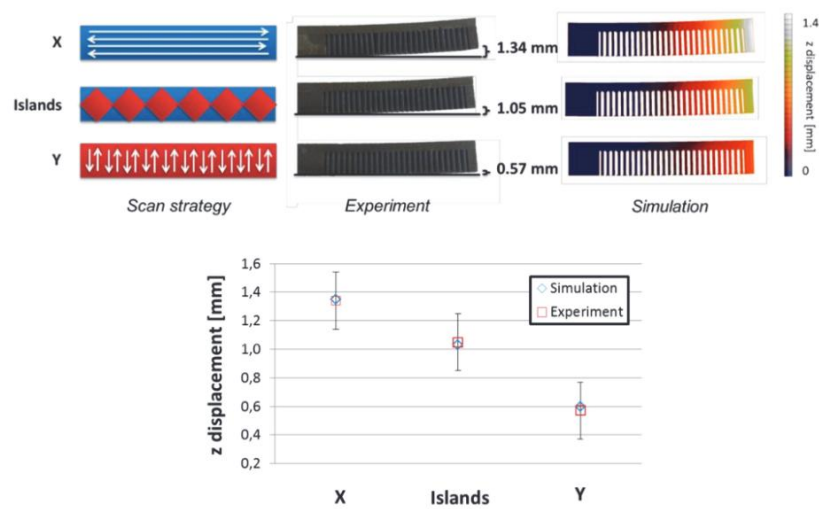


Figura 28 - Comparação entre a distorção experimental e numérica de um provete pela abordagem das deformações [51].

### 2.3.6. Desenvolvimentos recentes

Vários são os autores que se têm dedicado ao desenvolvimento e à investigação do fabrico aditivo de metais por SLM. Na Tabela 11 são apresentados seis artigos com o intuito de dar a conhecer os últimos desenvolvimentos associados ao processo SLM.

Tabela 11 - Desenvolvimentos recentes no FA por SLM

Artigo	Descrição
<b>Miranda et al. [64]</b> Modelos preditivos para a influência de vários parâmetros de processamento SLM no aço inoxidável 316L.	Este trabalho apresenta um estudo sobre a influência de vários parâmetros de processamento SLM (potência do laser, velocidade de varrimento e espaçamento de varrimento) na densidade, dureza e resistência ao corte do aço inoxidável 316L. A influência destes parâmetros nas propriedades do material foi avaliada utilizando análises estatísticas. Neste sentido, foram desenvolvidos modelos preditivos para cada uma das propriedades (variável dependente), utilizando os parâmetros de processamento acima referidos como variáveis independentes. Os modelos preditivos apresentaram correlações de parâmetros complexas, apresentando na maioria dos casos uma natureza não linear. Os modelos desenvolvidos permitiram a previsão e otimização de peças em aço inoxidável 316L fabricadas por SLM.
<b>Ferreira et al. [65]</b> Modelos preditivos para o fabrico otimizado do aço 18Ni300 para moldes e ferramentas pelo processo de SLM.	O objetivo deste estudo foi avaliar a importância de vários parâmetros do processo SLM do aço 18Ni300, nomeadamente a potência do laser, tempo de exposição, espaçamento entre centro de deposição e o espaçamento entre linha de deposição, na micro-dureza e densidade. O estudo conseguiu concluir quais os valores a atribuir a cada um dos parâmetros de modo a atingir a máxima densidade e máxima micro-dureza.

Tabela 11- Desenvolvimentos recentes no FA por SLM (continuação)

Artigo	Descrição
<b>Nguyen et al. [66]</b> Otimização de parâmetros de processo SLM para o fabrico da liga Ti-6Al-4V utilizando <i>deep learning</i> .	Este estudo procurou otimizar a densidade de um produto de uma liga de titânio (Ti-6Al-4V) fabricado por SLM pela determinação de quatro parâmetros ótimos para esse efeito: potência do laser, velocidade de varredura, espessura da camada e distância de varredura. O sistema de otimização desenvolvido usou um sistema de <i>deep learning</i> supervisionado como função central, usando os parâmetros de processo como entrada e a densidade relativa da peça como saída. Os resultados previstos foram comparados com os requisitos do utilizador, e os parâmetros cujos resultados satisfaziam estes requisitos foram indexados inversamente, numa forma de ciclo iterativo. Para avaliar o desempenho do sistema desenvolvido, foram definidos os parâmetros ótimos para uma impressão SLM final e a densidade relativa da nova peça fabricada confirmou o cumprimento dos requisitos do utilizador.
<b>Yadav et al. [67]</b> Sistemas de monitorização <i>in situ</i> para o processo de SLM.	Este estudo implementou sistemas de <i>machine learning</i> em equipamentos de FA por SLM de modo a poder controlar em tempo real defeitos na impressão. A técnica monitorização <i>in situ</i> consiste na instalação de câmaras e sensores nos equipamentos de FA, permitindo assim criar um sistema de controlo do processo em tempo real. Para que se possa compreender este tipo de sistemas e os seus princípios de funcionamento, este estudo analisou vários defeitos que podem ser detetados por este tipo de monitorização.
<b>Ye et al. [68]</b> Deteção de defeitos no processo de SLM por meio de sinais acústicos.	Neste estudo foram utilizados sinais acústicos para detetar defeitos através do método <i>deep belief network</i> ou DBN (modelo de <i>machine learning</i> ) durante o processo de SLM. Foram recolhidos sinais acústicos de cinco padrões de defeitos e utilizados para a identificação de defeitos pelo método DBN. O método acústico teve um desempenho superior quando comparado com outros métodos de <i>machine learning</i> , como <i>support vector machine</i> (SVM) e <i>multilayer perceptron</i> (MLP). Assim, esta investigação permite validar uma solução conveniente e possível para realizar a monitorização do processo e a deteção de defeitos durante o processo SLM.
<b>Caggiano et al. [69]</b> Processamento de imagens baseado em <i>machine learning</i> para o reconhecimento em tempo real de defeitos no FA por SLM.	Este estudo teve o objetivo de melhorar monitorização do processo e o controlo de qualidade do processo SLM. Foi desenvolvido um modelo de <i>machine learning</i> baseado em <i>bi-stream deep convolutional neural network</i> (DCNN) de modo a caracterizar imagens de camada para identificar em tempo real defeitos induzidos por não conformidades no processo. O método desenvolvido alcançou uma precisão de até 99,4% no reconhecimento de condições defeituosas. Esta deteção de falhas pode ser aplicada para controlo do processo de modo a garantir a qualidade das peças.
<b>Stoll et al. [70]</b> Influência de diferentes formatos de feixe de laser na geometria da poça de fusão de trilhas únicas em inconel 718.	Este artigo investigou o impacto do <i>laser beam shaping</i> na fusão seletiva a laser, comparando três perfis de feixe — Gaussiano, distribuição anelar 80/20 e um perfil inversamente calculado para promover uma distribuição homogénea de temperatura. Através de ensaios, os autores demonstraram que o <i>beam shaping</i> permite reduzir a profundidade de penetração, evitando o regime de <i>keyhole</i> , e ao mesmo tempo alargar a largura da poça de fusão até 800 µm. Isto resultou numa maior estabilidade do processo, eliminação de defeitos como <i>balling</i> , protrusões e porosidade, além de uma janela de processo mais robusta e possibilidade de aumentar a produtividade.

## Revisão Bibliográfica

## **3. Desenvolvimento**

### **3.1. Materiais e métodos**

Este capítulo começa pela apresentação da metodologia seguida ao longo do trabalho, definindo o enquadramento experimental do estudo e as escolhas que suportam a investigação. De seguida começa é justificada a seleção do material analisado onde são apresentadas as propriedades consideradas mais relevantes do pó metálico, assim como as características do sistema de impressão utilizado. Posteriormente, são indicadas as combinações de parâmetros de processo que foram alvo de estudo e os métodos utilizados nos ensaios físicos e mecânicos para avaliar o material. O capítulo termina com a explicação do processo de fabrico e preparação dos provetes e com a indicação do tratamento térmico aplicado.

#### **3.1.1. Metodologia utilizada**

Este trabalho adotou uma abordagem experimental, focando-se na análise da influência dos parâmetros de impressão no comportamento do aço maraging 1.2709 processado por SLM. Numa primeira fase, após definidos os parâmetros, foram impressos provetes em forma de cubo para a realização de testes de densidade, rugosidade e dureza. Após a caracterização inicial, as amostras foram submetidas a tratamento térmico, seguido da repetição dos referidos ensaios, de modo a avaliar eventuais melhorias ou alterações nas suas propriedades. Numa segunda fase, foram impressos provetes para ensaios de tração que, tal como os cubos, foram ensaiados antes e depois do tratamento térmico. Esta abordagem permitiu uma caracterização mais abrangente do comportamento mecânico do material em diferentes condições. Através destes estudos, pretende-se analisar a relação entre os parâmetros de impressão, a qualidade e as propriedades mecânicas das peças obtidas, contribuindo para a otimização do processo SLM e a sua aplicação no fabrico de componentes metálicos de elevado desempenho, bem como para a definição dos parâmetros de processamento recomendados para esta liga.

#### **3.1.2. Seleção do material e equipamento de impressão**

A matéria-prima em pó utilizada foi o aço maraging 1.2709, produzido pelo fabricante HASCO. Este pó metálico é obtido através de um processo de atomização a gás em vácuo, o que garante partículas com elevada pureza, uma esfericidade superior a 92% e uma densidade aparente inferior a 4,00 g/cm<sup>3</sup>. Este é um aço ferramenta de alta resistência também conhecido como aço maraging 18Ni300 ou pela designação X3NiCoMoTi 18-9-5. Este aço é caracterizado por um

teor muito baixo de carbono e elevada concentração de níquel, cobalto, molibdênio, titânio, entre outros elementos de liga, disponíveis para consulta na Tabela 12. Graças a esta composição, o aço forma uma matriz martensítica de baixo carbono que pode ser significativamente reforçada por tratamentos térmicos de precipitação (envelhecimento) que induzem partículas intermetálicas finas (como  $Ni_3Ti$ ,  $Ni_3Mo$ ,  $Fe_7Mo_6$ ) dispersas na microestrutura [71]. Este conjunto de propriedades faz dos aços martensíticos uma escolha de excelência para aplicações de fabrico aditivo que exigem elevada resistência mecânica, precisão dimensional e boa maquinabilidade, como na indústria aeroespacial, automóvel e em ferramentas de alto desempenho [70]. Embora vários estudos tenham investigado a influência dos parâmetros de fabrico nas propriedades físicas e mecânicas do aço maraging 1.2709, a literatura ainda apresenta lacunas significativas. Muitos trabalhos concentram-se em condições de processamento otimizadas, havendo menos estudos sistemáticos sobre o comportamento do material em regimes de VED abaixo do recomendado, que conduzem a fenómenos indesejados como falta de fusão, maior porosidade, variação da rugosidade e perda de desempenho mecânico. Adicionalmente, a resposta destas peças a tratamentos térmicos de envelhecimento, que são cruciais para atingir as propriedades finais de aplicação, ainda não está totalmente esclarecida para diferentes condições iniciais de fabrico.

Dada a importância industrial deste material, justifica-se a realização de novos estudos que correlacionem, de forma detalhada, os parâmetros de processamento em SLM (nomeadamente VED), as propriedades físicas (densidade, dureza, rugosidade) e as propriedades mecânicas (resistência à tração e alongamento de rotura), comparando os resultados antes e depois do envelhecimento artificial. Um trabalho adicional nesta área permitirá não só otimizar o processo de fabrico, como também definir janelas de processamento seguras e economicamente viáveis, contribuindo para a redução de defeitos e para o aumento da fiabilidade das peças produzidas por SLM em aplicações reais.

Tabela 12 - Composição química do aço maraging 1.2709 (%m/m) utilizado [72].

	Fe	C	Cr	Mn	Mo	Ni	P	S	Si	Co	Ti
Min.	Bal	-	-	-	4,50	17,00	-	-	-	8,50	0,50
Max.	-	0,03	0,25	0,15	5,20	19,00	0,01	0,01	0,10	10,00	0,80

Os provetes metálicos impressos para este estudo foram produzidos nas instalações do Instituto Politécnico de Viana do Castelo (IPVC), utilizando a tecnologia de SLM, através do equipamento TruPrint 1000 Basic Edition da TRUMPF. Esta máquina possui um volume de construção cilíndrico de 98,5 mm de diâmetro por 100 mm de altura e está equipada com um laser de fibra TRUMPF com potência máxima de 200 W, um diâmetro de feixe de 55  $\mu m$  e uma velocidade de varrimento até 3000 mm/s. O processo foi realizado sob atmosfera controlada, tendo sido utilizado o argon como gás de proteção com uma concentração de oxigénio máxima de 5000 ppm (0,5%). A Figura 29 apresenta a impressora utilizada neste trabalho onde é possível observar o exterior do equipamento e a câmara de impressão onde ocorre o processo de fusão do pó metálico. As principais características técnicas do equipamento, presentes no ANEXO B, encontram-se resumidas na Tabela 13.

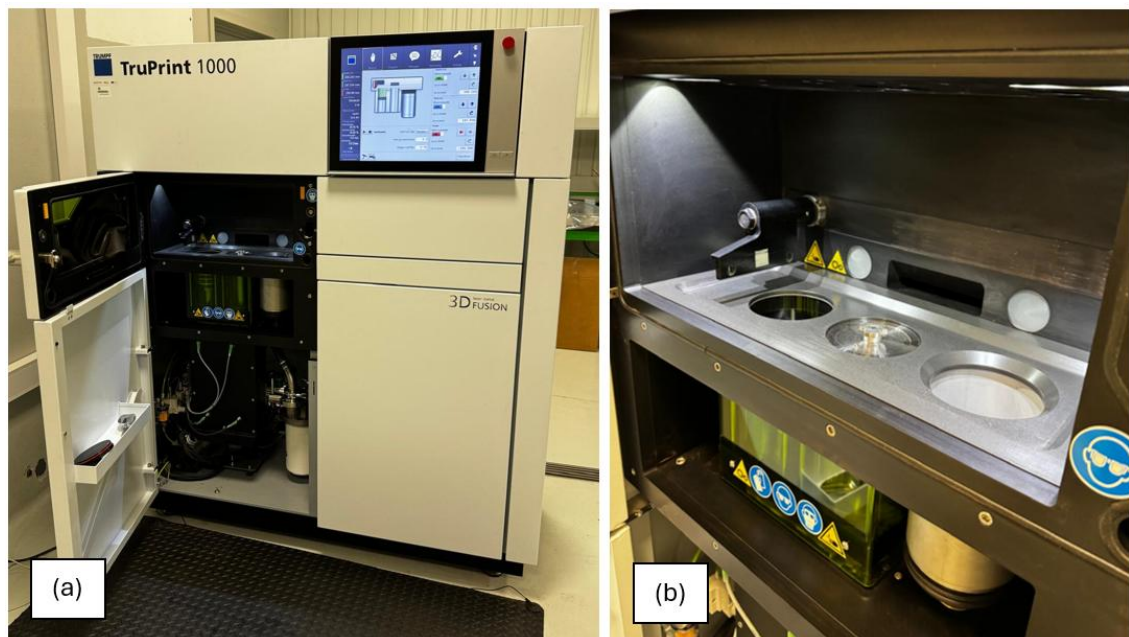


Figura 29 - Trumpf TruPrint 1000: (a) Exterior da impressora TruPrint 1000; (b) câmara de impressão.

Tabela 13 - Principais características do equipamento de impressão Trumpf TruPrint 1000.

Volume de impressão (Área x Altura)	mm <sup>3</sup>	Ø98,5 x 100
Taxa de impressão	cm <sup>3</sup> /h	2-18
Espessura de camada	µm	10-50
Potência do laser	W	Limite máximo de 200
Diâmetro do feixe laser	µm	55
Velocidade de varrimento	mm/s	Limite máximo de 3000
Gás de proteção	-	Azoto ou Árgon
Alimentação	V / A / Hz	230 / 7 / 50-60
Dimensões	mm <sup>3</sup>	1445x730x1680

### 3.1.3. Parâmetros relevantes do processo

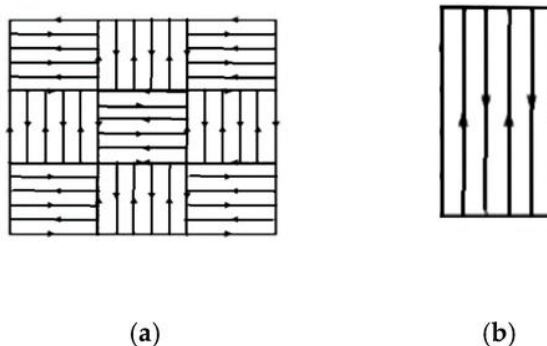
A escolha dos parâmetros de impressão afeta diretamente a qualidade final da peça, o custo de produção e a duração da impressão. Combinações incorretas dos parâmetros pode levar a porosidade indesejada, instabilidade da impressão e até de alterações desfavoráveis nas propriedades mecânicas. Como referido no Capítulo 2.3.3, os principais parâmetros incluem a potência do laser ( $P$ ), o espaçamento de varrimento ( $h$ ), a velocidade de varrimento ( $v$ ), a espessura da camada ( $t$ ) e a estratégia de varrimento. No fabrico aditivo metálico, a capacidade de se formar um material denso pode ser avaliada através da VED, que apresenta um valor mínimo necessário para se garantir a densidade adequada do material [73]. O valor habitual da VED para o processamento do aço é da ordem dos 50-100 J/mm<sup>3</sup>, mas é possível atingir valores muito diferentes [74], pois depende to tipo de material.

A seleção dos parâmetros de impressão foi orientada pela necessidade de otimizar os parâmetros do processo SLM. Para tal, foram definidos dois extremos: por um lado, os valores padrões de velocidade e potência do laser recomendados pelo fabricante do equipamento de impressão, e por outro, a potência e velocidade máximas suportadas pela máquina. A partir destes limites, construiu-se uma matriz de combinações entre os dois parâmetros, com o objetivo de determinar os valores correspondentes da VED, como representado na Tabela 14. Nesta matriz, foram selecionadas combinações intermédias que permitissem explorar uma gama representativa de regimes de impressão e analisar o seu impacto nas propriedades do material. Os restantes parâmetros, nomeadamente  $t$  e  $h$  foram mantidos constantes ao longo de todo o estudo, de forma a isolar apenas o efeito da potência e da velocidade.

Tabela 14 - Matriz de combinações para VED.

Velocidade (mm/s)	3000	16,0	16,7	<b>20,0</b>	23,3	<b>26,7</b>
	2000	24,0	25,0	30,0	35,0	40,0
	1500	32,0	33,3	<b>40,0</b>	46,7	53,3
	1000	48,0	50,0	<b>60,0</b>	70,0	80,0
	500	<b>96,0</b>	100,0	120,0	140,0	160,0
		120	125	150	175	200
		<b>Potência (W)</b>				

A escolha adequada da VED e os seus parâmetros associados é suficiente para gerar uma peça internamente sólida, mas não para garantir a sua qualidade final, devido às interações entre o laser e o material, bem como à forte influência do histórico térmico das camadas já construídas e da ligação entre elas [73]. A escolha da estratégia de varrimento controla a qualidade da peça, influenciando as propriedades mecânicas, o acabamento superficial e a microestrutura. Posto isto, as estratégias de varrimento consideradas neste estudo foram a estratégia de *chessboard* e *stripes* (Figura 30).

Figura 30 - Estratégias de varrimento utilizadas: estratégia *chessboard* (a); estratégia *stripes* (b) [75].

Com base na matriz definida anteriormente, foram selecionadas cinco combinações de velocidade de varrimento e potência do laser, representando diferentes níveis de VED, para cada uma das estratégias de varrimento consideradas. As condições de impressão escolhidas permitiram analisar o efeito combinado da energia introduzida e do padrão de varrimento nas propriedades finais das peças. A Tabela 15 apresenta os parâmetros de impressão adotados para cada caso de estudo.

Tabela 15- Combinações dos parâmetros de impressão e respetiva VED.

Impressão	Estratégia	P (W)	V (mm/s)	h (mm)	t (mm)	VDE (J/mm <sup>3</sup> )
1	Chessboard	120	500	0,1	0,025	96,0
2		150	1000			60,0
3		150	1500			40,0
4		150	3000			20,0
5		200	3000			26,7
6	Stripes	120	500	0,1	0,025	96,0
7		150	1000			60,0
8		150	1500			40,0
9		150	3000			20,0
10		200	3000			26,7

### 3.1.4. Plano de ensaios

Este capítulo apresenta o plano de ensaios definido para avaliar o impacto dos parâmetros de impressão nas propriedades do aço 1.2709 produzido por SLM. São descritas, de forma sequencial, as metodologias adoptadas para determinar a massa volúmica relativa, a rugosidade superficial, a dureza Vickers bem como o comportamento em tração. Para cada ensaio são indicados os equipamentos utilizados e as normas técnicas que regem a execução e o tratamento dos resultados.

#### 3.1.4.1. Ensaio de massa volúmica

Para a determinação da massa volúmica das amostras fabricadas, recorreu-se método de pesagem hidrostática, conforme descrito na norma ISO 3369 - "Impermeable sintered metal materials and hardmetals - Determination of density" [76]. A medição é feita de acordo com o princípio de Arquimedes, em água destilada (Figura 31). O princípio de Arquimedes afirma que um corpo imerso parcial ou totalmente num fluido, sofre uma força de impulso que atua no sentido ascendente. A magnitude desta força é equivalente ao peso do fluido deslocado pelo corpo. O sólido é pesado no ar e depois novamente no líquido auxiliar com uma densidade conhecida, neste caso a água destilada. Com isto, a massa volúmica de um provete ( $\rho$ ), em g/cm<sup>3</sup>, é dada pela equação 4.

$$\rho = \frac{m_1 \times \rho_l}{m_2} \quad (4)$$

## Desenvolvimento

Onde:

- $\rho_l$  - massa volúmica do líquido, neste caso água destilada à temperatura ambiente (20°C) com 0,9982 g/cm<sup>3</sup>;
- $m_1$  - massa do provete a seco, em g;
- $m_2$  - massa do líquido, em g, deslocado pelo provete, obtida através da diferença entre a massa do provete a seco e o valor medido quando submerso no líquido.

A densidade da amostra foi determinada utilizando uma balança analítica Scaltec SBC 31. Esta balança pode ser equipada com um suporte inferior para medir a massa da amostra quando imersa no líquido de referência, conforme demonstrado na Figura 31.

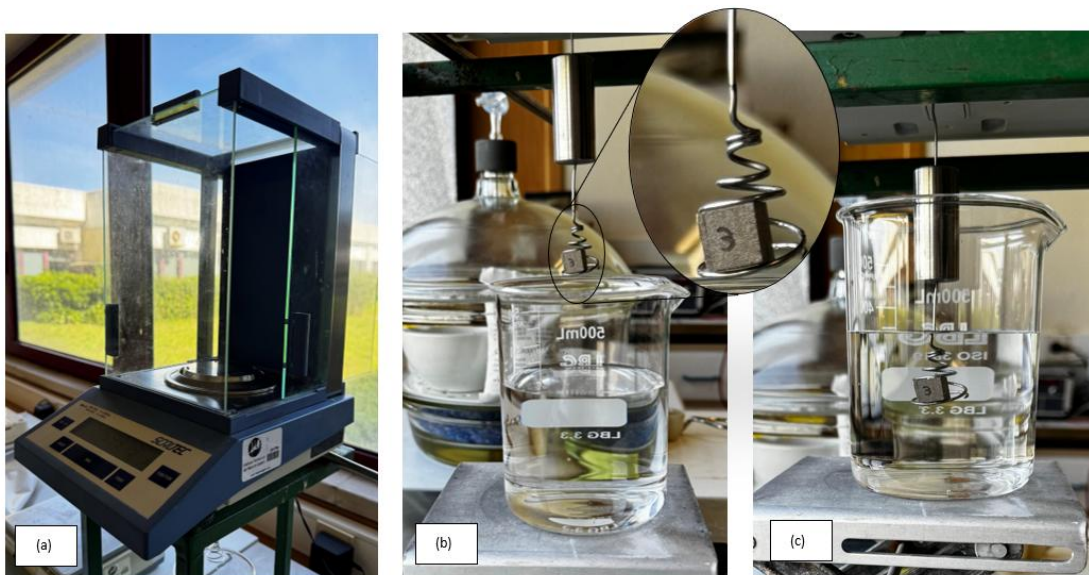


Figura 31 - Procedimento experimental para determinação da massa volúmica de um provete: (a) balança analítica Scaltec SBC 31; (b) sistema de fixação para medição da massa do provete submerso ; (c) provete cúbico submerso no líquido de referência.

Após a determinação da massa volúmica de cada provete, procede-se ao cálculo da densidade relativa, parâmetro que traduz o grau de compactação do material face ao seu estado totalmente denso. Este valor é obtido através da razão entre a massa volúmica medida experimentalmente e a massa volúmica teórica para o mesmo volume de material, conhecida para o aço 1.2709. A densidade relativa é expressa em percentagem e permite avaliar a presença de defeitos internos, como poros ou falta de coalescência entre camadas. Valores próximos de 100 % indicam uma peça praticamente isenta de porosidade, enquanto reduções significativas refletem falhas na consolidação do material durante o processo de fabrico. Desta forma, o valor da massa volúmica relativa de cada provete ( $\rho_{rel}$ ), em % do material, pode ser calculado através da equação 5.

$$\rho_{rel} = \frac{\rho}{\rho_{mat}} \times 100 \quad (5)$$

Onde:

- $\rho$  - massa volúmica do provete, em g/cm<sup>3</sup>, obtida através da equação 4;
- $\rho_{mat}$  - massa volúmica típica do material na sua forma maciça, que para o caso foi considerado 8,0 g/cm<sup>3</sup> [77].

### 3.1.4.2. Ensaio de rugosidade

A rugosidade é um parâmetro fundamental na análise da qualidade superficial de peças obtidas por fabrico aditivo, na medida em que influencia diretamente o comportamento em serviço, a resistência ao desgaste, a aderência de revestimentos e até a resistência à fadiga. Com esse objetivo, foram realizadas medições de rugosidade em dois planos distintos da amostra (Figura 32-b), com base na orientação da peça relativamente à direção de construção, nomeadamente:

- Plano XY - paralelo à direção de construção: neste plano, foram efetuadas três medições igualmente espaçadas ao longo da direção X e outras três ao longo da direção Y, de forma a caracterizar a rugosidade superficial em ambos os sentidos do plano horizontal da peça.
- Plano XZ - perpendicular à direção de construção: neste plano foram realizadas três medições igualmente espaçadas na direção Z, permitindo avaliar o acabamento superficial ao longo da direção de crescimento das camadas.

As medições de rugosidade foram efetuadas nos provetes no estado tal como fabricado recorrendo a um rugosímetro Mitutoyo SurfTest SJ-210, utilizando um comprimento de corte de 0,8 mm, uma velocidade de 0,5 mm/s e considerando cinco comprimentos de avaliação, conforme recomendado pela norma ISO 21920 - *Geometrical product specifications (GPS) - Surface texture: Profile* [78].

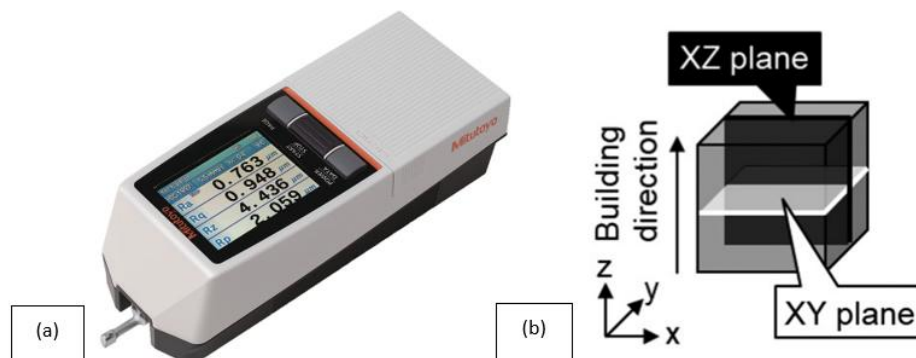


Figura 32 - (a) Equipamento Mitutoyo SurfTest SJ-210; (b) representação esquemática dos planos onde foram efetuadas as medições de rugosidade.

Esta abordagem permite uma análise comparativa da rugosidade superficial entre planos com orientação distinta relativamente ao processo de fabrico aditivo, o que é particularmente relevante devido à anisotropia resultante da construção por camadas.

### 3.1.4.3. Ensaio de dureza

Neste capítulo é apresentada a metodologia utilizada para a avaliação da dureza das amostras fabricadas em aço 1.2709 por SLM. A dureza constitui uma propriedade mecânica fundamental, especialmente relevante em aplicações industriais nas quais a resistência ao desgaste, a deformação plástica e a estabilidade dimensional são críticas. Os ensaios foram realizados através do método Vickers, onde foi utilizado o equipamento EMCO-TEST DuraVision 20 G5, presente na Figura 33-(a), de modo a obter uma medição precisa da resistência do material à penetração. Esta análise contribui para compreender a influência dos parâmetros de impressão e do envelhecimento na evolução da dureza do material.

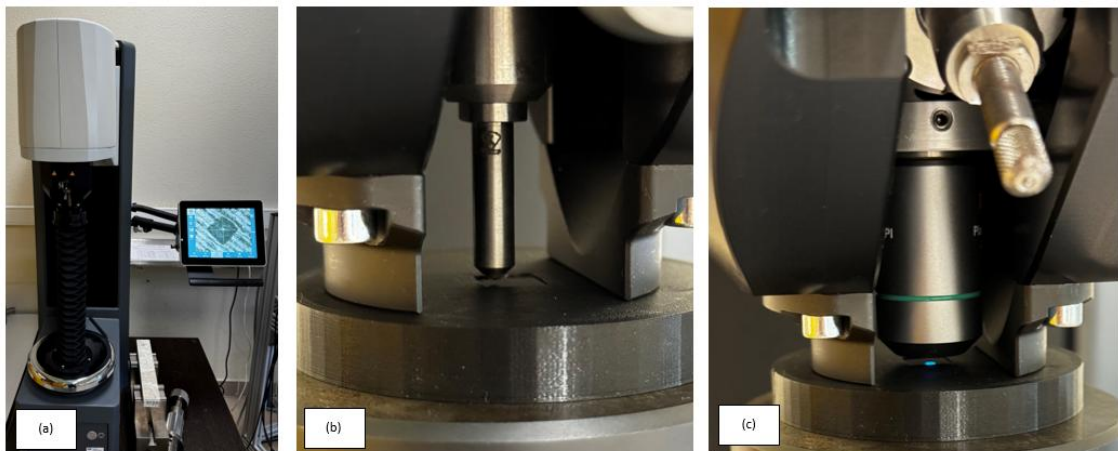


Figura 33 - EMCO-TEST DuraVision 20 G5: (a) vista externa do equipamento de medição; (b) penetração do indetador na superfície do provete; (c) visualização da indentação por câmera ótica.

As medições de dureza foram realizadas com o objetivo de avaliar a influência da condição superficial e do tratamento térmico nas propriedades do material processado por SLM. Para este efeito, foram selecionadas duas superfícies distintas de cada cubo: a face superior e uma face lateral. Em cada uma destas superfícies foram realizadas medições em dois estados diferentes: como-impreso (sem qualquer acabamento superficial) e após preparação metalográfica, na qual se utilizou a lixagem de modo a eliminar irregularidades e permitir uma penetração mais regular do penetrador, como é visível na Figura 34. Este procedimento permitiu comparar o comportamento da dureza nas diferentes direções do processo de fabrico, bem como identificar possíveis variações causadas pela textura superficial ou pela presença de porosidade próxima da superfície. As medições foram repetidas após o tratamento térmico de envelhecimento, de modo a avaliar a evolução da dureza em função da condição do material.

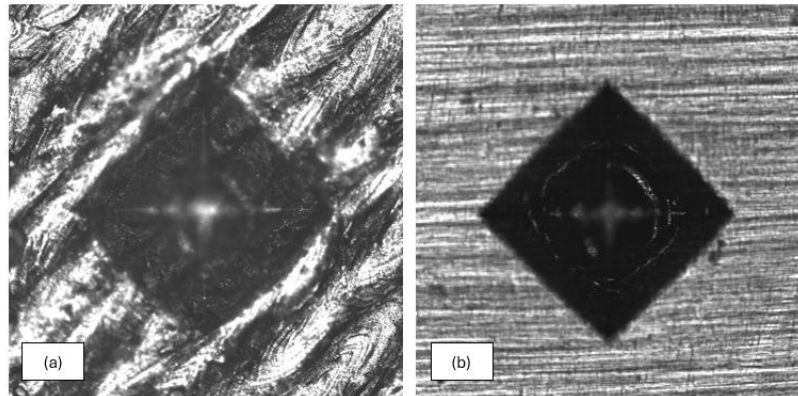


Figura 34 - (a) Medição da dureza na face como-imprensa; (b) medição da dureza na face lixada.

Os ensaios realizados seguiram a norma ASTM E92 - “*Standard Test Methods for Vickers Hardness and Knoop Hardness of Metallic Materials*” [79]. A Figura 35 apresenta o esquema de disposição das medições de dureza efetuadas nas superfícies provetes cúbicos. Foram realizadas oito medições no total, divididas em dois grupos distintos: quatro antes do tratamento térmico e quatro após o tratamento térmico de envelhecimento. A distribuição foi feita de forma simétrica, de modo a garantir a comparabilidade entre as medições. Os ensaios foram realizados segundo o método Vickers HV50. Esta abordagem permitiu analisar a variação da dureza em função do tratamento térmico e obter uma caracterização precisa do efeito do envelhecimento térmico nas propriedades do material.

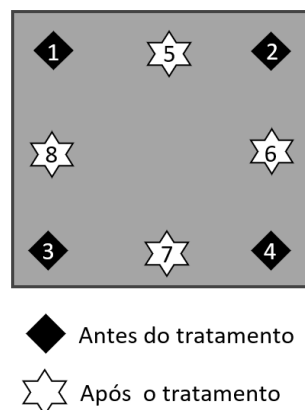


Figura 35 - Distribuição das indentações nas superfícies do provete para determinação da dureza.

#### 3.1.4.4. Ensaio de tração

Neste capítulo é apresentada a metodologia seguida para a realização dos ensaios de tração uniaxiais, com o objetivo de determinar as propriedades mecânicas dos provetes produzidos por SLM, nomeadamente o módulo de elasticidade longitudinal, a tensão de cedência à tração, a tensão de rotura e a deformação de tração após rotura. Os ensaios foram conduzidos de acordo com a norma ASTM E8/E8M - *Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials* [80] e os provetes utilizados seguiram as dimensões estipuladas na norma. A máquina de ensaio utilizada foi uma Shimadzu Autograph AG-X Plus (Figura 36-a), equipada com uma

## Desenvolvimento

célula de carga de 100 kN, e operando a uma velocidade de avanço constante de 1 mm/min. Antes do início de cada ensaio, os provetes foram cuidadosamente posicionados e fixados nas amarras da máquina, de modo a garantir o correto alinhamento (Figura 36-b). Para a medição precisa da deformação ao longo do ensaio, recorreu-se ao sistema TRViewX, um sistema de extensometria por vídeo que utiliza duas câmaras de alta resolução (Figura 36-c), posicionadas de forma a captar imagens em tempo real da superfície do provete. O sistema calcula o alongamento longitudinal com base na variação da distância de marcas coladas previamente nos provetes a medir, através de processamento digital de imagem, o que possibilita a medição da deformação com uma precisão relativa de  $\pm 0,5\%$ . Deste modo, o contacto físico com o provete é eliminado e qualquer influência no comportamento do material durante o ensaio é minimizada. Esta abordagem é especialmente vantajosa em materiais específicos ou em geometrias de provete pequenas, como as frequentemente produzidas por fabrico aditivo.

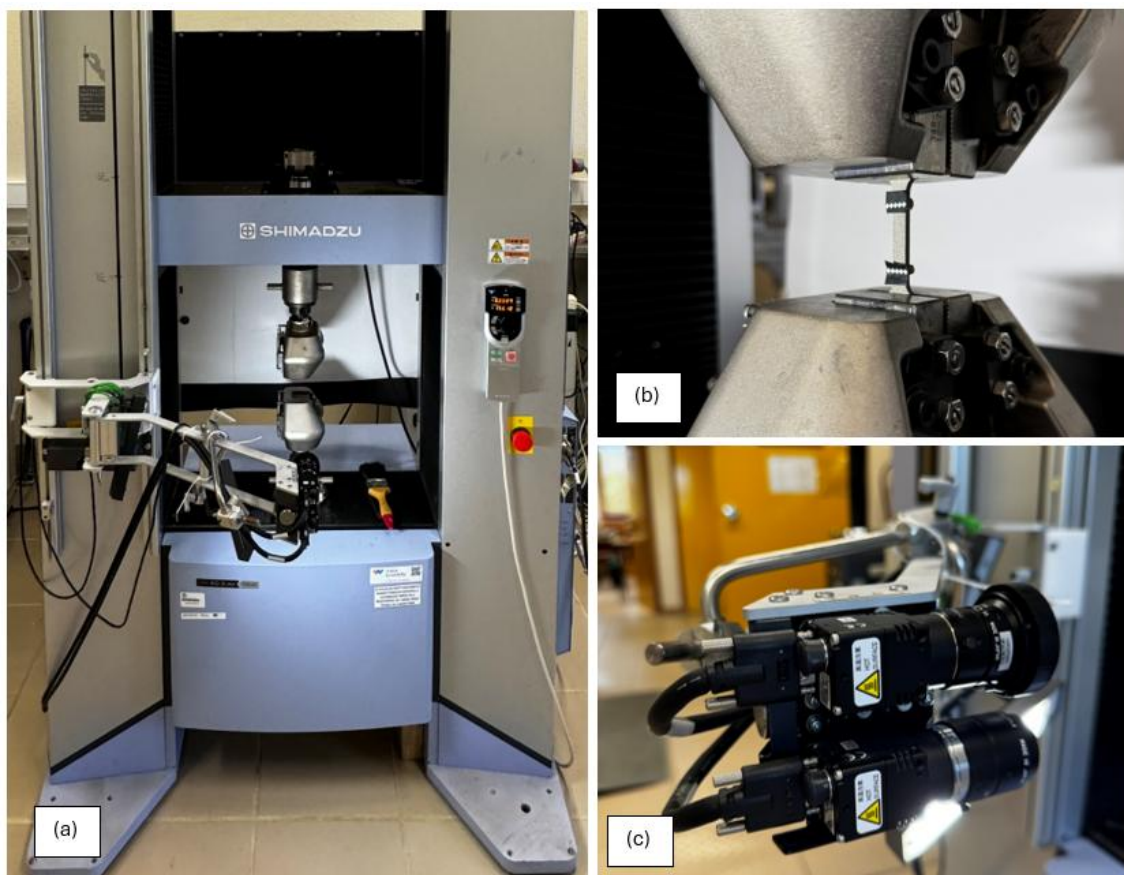


Figura 36 - (a) Shimadzu Autograph AG-X plus 100kN; (b) fixação do provete na máquina de ensaios e (c) câmaras responsáveis pela extensometria por vídeo TRViewX.

As marcas foram cuidadosamente posicionadas de forma a assegurar um comprimento de medição de 32 mm, valor que cumpre com os requisitos mínimos impostos pela norma ASTM E8/E8M, a qual define que a distância entre marcas não deve ser inferior a 25 mm para garantir a fiabilidade dos resultados. A Figura 37-(a) ilustra o posicionamento das marcas no provete. Após esta preparação, os provetes foram montados nas garras da máquina de ensaio universal, assegurando que toda a secção útil (zona de deformação uniforme) permanecia livre e acessível

à captação ótica. Por fim, no software TrapeziumX, utilizado para o controle e aquisição dos dados do ensaio, procedeu-se à definição das zonas de leitura correspondentes às marcas aplicadas. Esta operação permite ao sistema identificar corretamente os pontos de rastreamento ao longo do ensaio, como se observa na Figura 37-(b). Esta metodologia garante a aquisição contínua e não intrusiva da deformação real, o que assegura uma caracterização mecânica detalhada e de elevada precisão.

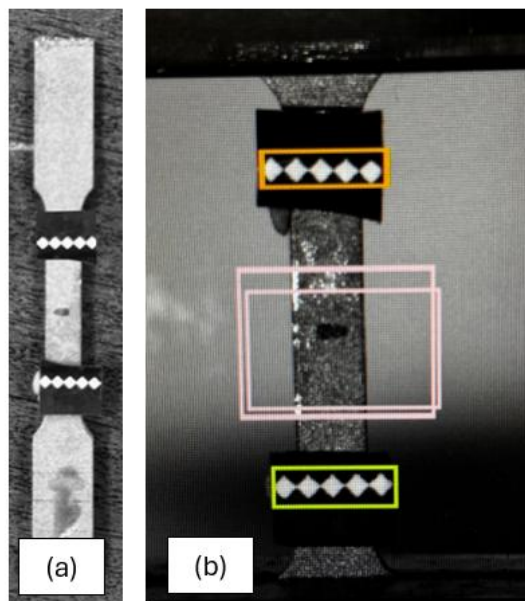


Figura 37 - (a) Colagem das marcas de referência no provete; (b) imagem do sistema de pré-processamento do sistema TRViewX.

### 3.1.5. Fabrico e preparação os provetes

Este capítulo descreve o fabrico dos provetes utilizados nos ensaios experimentais realizados ao longo do trabalho. Para este efeito são apresentados os métodos de produção dos provetes cúbicos, destinados aos ensaios de massa volúmica, rugosidade e dureza, bem como dos provetes para ensaios de tração uniaxial, conforme os requisitos normativos. Por fim, é abordado o tratamento térmico de envelhecimento aplicado a parte das amostras, com vista à análise comparativa das propriedades antes e após o pós-processamento térmico.

#### 3.1.5.1. Provetes para ensaios de massa volúmica, rugosidade e dureza

Para cada uma das combinações de parâmetros apresentadas na Tabela 15, foi impresso um cubo com dimensões de  $10 \times 10 \times 10$  mm, correspondente a um volume de  $10 \text{ cm}^3$ . O objetivo foi obter provetes representativos para avaliação da influência dos diferentes regimes de impressão nas propriedades do material. Embora o fabrico dos cubos não exigisse suporte estrutural, foi necessário imprimir cada cubo sobre uma pequena base de suporte, de forma a facilitar o corte da amostra da mesa de impressão. Todas as peças foram produzidas com a mesma orientação.

## Desenvolvimento

A configuração da disposição dos cubos na mesa de impressão, bem como a definição dos parâmetros, foi realizada no *software* Materialise Magics. Para cada uma das dez combinações de parâmetros, foi gerado um ficheiro individual de fabrico. Posteriormente, todos os ficheiros foram importados para a máquina de SLM, o que possibilitou o fabrico simultâneo das amostras numa única impressão. Esta abordagem garantiu a correta aplicação dos parâmetros definidos a cada cubo e uma distribuição equilibrada na plataforma. A Figura 38 ilustra a disposição dos cubos na interface da máquina e o resultado da impressão.

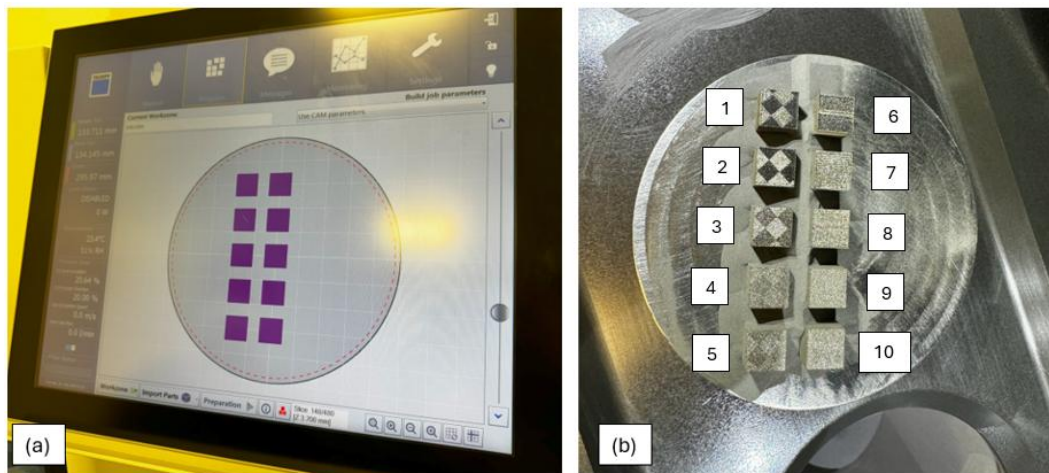


Figura 38 - Disposição dos cubos na interface da impressora (a); cubos após impressão e a sua identificação (b).

Após o fabrico, os cubos foram sujeitos a um tratamento superficial, com o objetivo de preparar os cubos para os ensaios experimentais. Este processo consistiu na remoção da base de suporte através de uma serra manual com apoio de um sistema de fixação específico (Figura 39-a), permitindo separar os cubos da plataforma de construção, tendo-se obtido o provete presente na Figura 39-b. De seguida, foi realizada a preparação superficial, recorrendo ao processo de lixagem e polimento realizado no equipamento Jean Wirtz TG 200 (Figura 39-c) 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 39-d).

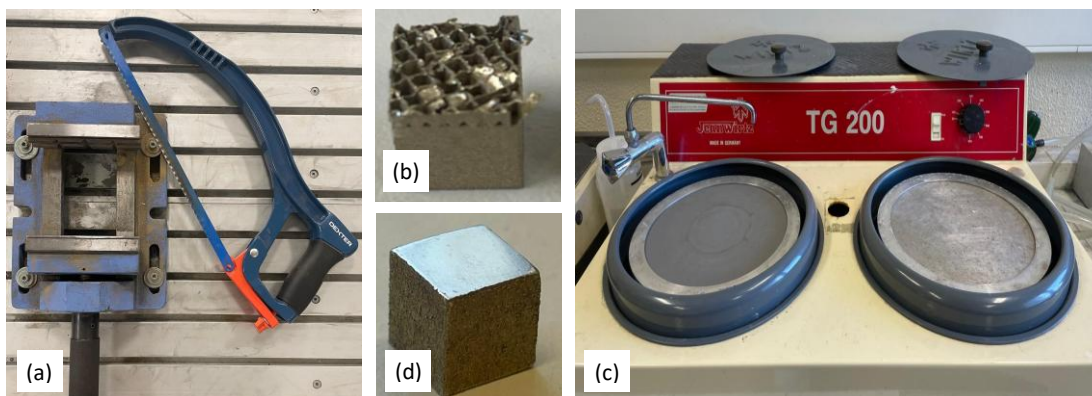


Figura 39 - Preparação dos provetes cúbicos para os ensaios de massa volúmica: sistema de fixação para a plataforma de construção e serra de corte (a), face inferior do provete com suporte (b), equipamento de polimento Jean Wirtz TG 200 (c) e face inferior do provete pós polimento (d).

### 3.1.5.2. Provetes para ensaios de tração

Os provetes destinados aos ensaios de tração (Figura 40) foram concebidos com base na norma ASTM E8/E8M [80], que estabelece as diretrizes para a geometria, preparação e ensaio de materiais metálicos em tração uniaxial. No entanto, a aplicação direta das dimensões recomendadas pela norma foi inviabilizada pelas limitações físicas do equipamento de impressão utilizado. A impressora empregue no fabrico dos provetes apresenta uma altura máxima de construção de aproximadamente 100 mm, o que impossibilitou a produção de provetes com o comprimento total de 100 mm previsto pela norma. Por este motivo, o comprimento total dos provetes foi ajustado para 90 mm, mantendo-se inalterada a zona útil de ensaio, ou seja, a região da secção reduzida, na qual ocorre a deformação e fratura. Foram retirados 5 mm de cada extremidade, zonas sujeitas ao efeito das amarras durante o ensaio, sem qualquer impacto sobre a fiabilidade dos resultados. Por outro lado, a norma ASTM E8/E8M não define um valor específico de espessura de provete, pelo que esta pode adaptada às necessidades experimentais. Neste trabalho, optou-se por uma espessura de 3 mm, suficientemente pequena para não comprometer a integridade estrutural do provete nem a viabilidade do processo de fabrico.

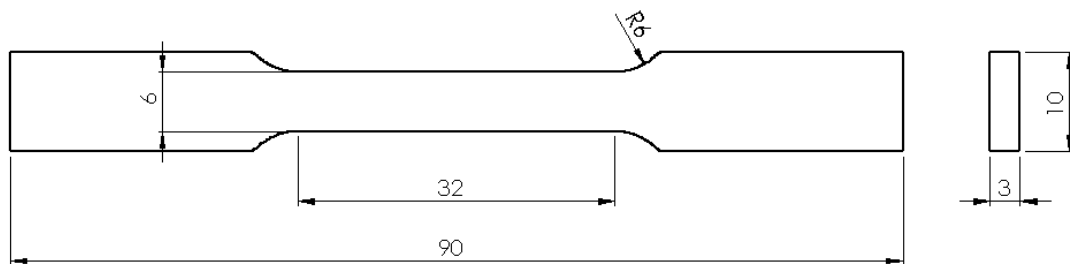


Figura 40 - Provetes de tração impressos baseados na norma ASTM E8/E8M.

No total, foram impressos 18 provetes para os ensaios de tração uniaxial, organizados de forma a avaliar o efeito da VED e da estratégia de varrimento, bem como a influência do tratamento térmico de envelhecimento. Os provetes foram distribuídos em três grupos distintos:

- Grupo 1: 6 provetes fabricados com VED de  $26,7 \text{ J/mm}^3$  e estratégia de varrimento *stripes*. Destes, 3 foram ensaiados no estado como impresso, enquanto os restantes 3 foram submetidos ao tratamento térmico de envelhecimento antes do ensaio.
- Grupo 2: 6 provetes idênticos ao grupo anterior em termos de VED ( $26,7 \text{ J/mm}^3$ ), mas com a estratégia de varrimento *chessboard*. Também aqui, 3 provetes foram testados no estado como impresso, e os outros 3 após o tratamento térmico.
- Grupo 3: 6 provetes com VED de  $96,0 \text{ J/mm}^3$  e estratégia de varrimento *chessboard*, representando uma condição de referência com elevada VED. Novamente, 3 provetes foram testados como impressos e os restantes 3 após tratamento térmico de envelhecimento.

## Desenvolvimento

Foi selecionado um valor de VED elevado ( $96,0 \text{ J/mm}^3$ ) com a estratégia *chessboard* para representar uma condição de impressão otimizada, associada a densidades mais elevadas, menor porosidade e, conseqüentemente, melhor desempenho mecânico.

Em contraste, foi escolhido um valor de VED mais baixo ( $26,7 \text{ J/mm}^3$ ) com duas estratégias distintas (*chessboard* e *stripes*), de forma a avaliar o comportamento mecânico em condições menos ideais e a influência do tipo de varrimento. Não foi utilizado o VED mais baixo ( $20 \text{ J/mm}^3$ ) pelos resultados preliminares obtidos, que evidenciaram uma densidade relativa inferior a 80%, o que indica a presença significativa de porosidades internas e defeitos de fusão, que comprometem a integridade mecânica do material e tornam improvável a obtenção de resultados representativos ou úteis em ensaios de tração uniaxiais.

Esta abordagem permitiu analisar, de forma comparativa, o impacto dos principais parâmetros de impressão e do tratamento térmico nas propriedades mecânicas do aço 1.2709 processado por SLM. Na Figura 41 estão representadas as etapas principais para o fabrico dos provetes, que tem início na importação dos ficheiros paramétricos para o *software* do equipamento de impressão, seguindo-se a impressão dos provete.

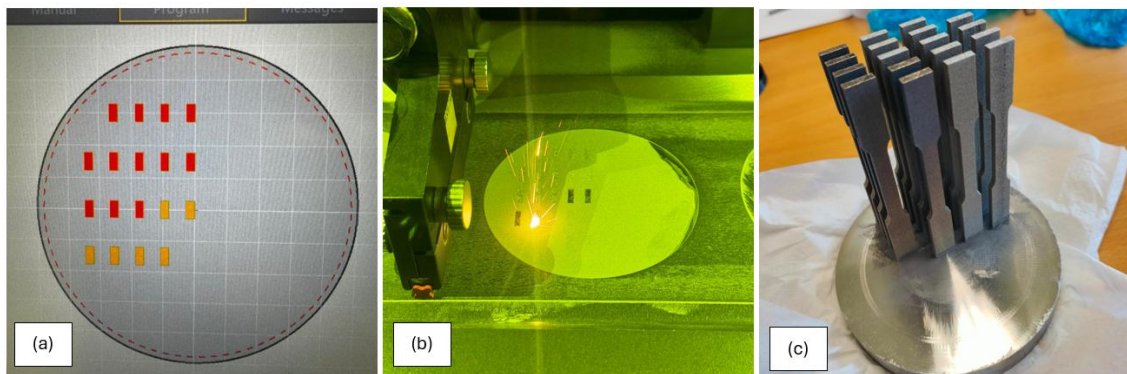


Figura 41 - Disposição dos provetes na mesa da máquina (a); processo de SLM em curso (b); provetes após impressão (c).

### 3.1.5.3. Tratamento térmico

Com o objetivo de avaliar a influência do pós-processamento térmico nas propriedades do aço ferramenta 1.2709 produzido por SLM, foi realizado um tratamento térmico de envelhecimento. Este tipo de tratamento tem aplicações comuns em aços maraging, como o 1.2709, e visa potenciar o endurecimento por precipitação, na medida em que promove a formação de fases intermetálicas dispersas na matriz martensítica, sem necessidade de têmpera.

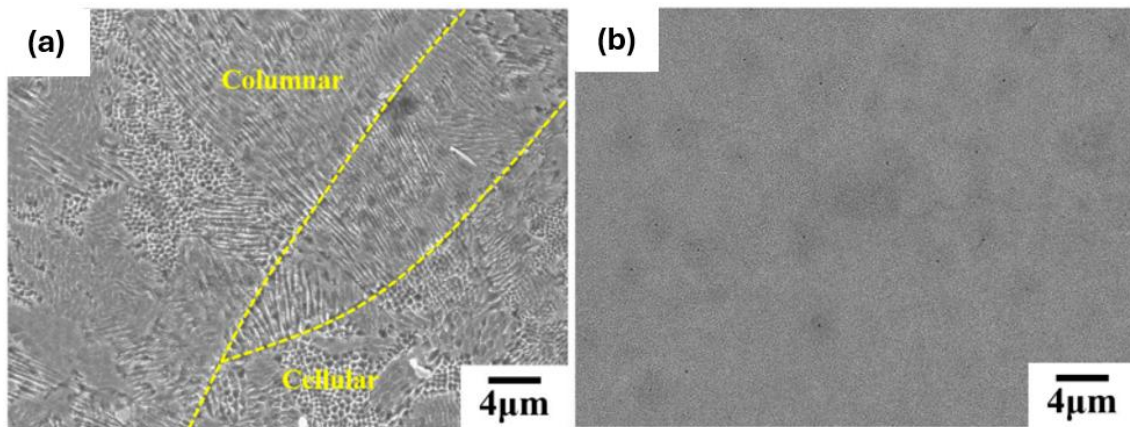


Figura 42 - Microestrutura do aço 18Ni-300 produzido por SLM no estado como-fabricado (a) e após envelhecimento a 490°C (b) (adaptado de [80]).

Antes do envelhecimento, a microestrutura do aço 1.2709 impresso por SLM exibe uma estrutura martensítica de alto teor de Ni, com subestrutura celular fina decorrente da solidificação rápida. Esta estrutura celular pode ser observada em microscopia ótica, pela qual é possível observar células de 1-2 µm delimitadas por micro-segregações de elementos mais ricos em Mo e Ti [81]. Após o envelhecimento, a matriz martensítica permanece predominante, porém ocorrem mudanças importantes, já que os contornos celulares e rastros do poço de fusão começam a desaparecer devido à difusão em altas temperaturas [82]. A Figura 42 ilustra a microestrutura do aço 18Ni-300 (equivalente à designação 1.2709) no estado como-construído e após envelhecimento a 490 °C. Observa-se que 490 °C as células tornam-se mais difusas, dando lugar a um microconstituente mais homogêneo. De referir que a temperatura e duração do envelhecimento influenciam os resultados, na medida em que tempos muito curtos ou temperaturas muito baixas resultam em precipitação incompleta, enquanto temperaturas muito elevadas ou exposições prolongadas causam superenvelhecimento com redução de resistência. Por exemplo, envelhecimento a 570-600 °C leva à queda da dureza e resistência devido ao excesso de austenite e coalescimento de precipitados [80].

O ciclo de envelhecimento está representado na Figura 43 e consistiu na manutenção das amostras durante 5 horas a 490 °C, numa atmosfera oxidante. Esta temperatura foi selecionada com base em valores típicos reportados na literatura para este tipo de liga, cujo intervalo de trabalho ideal é cerca de 450-550 °C. De facto, é neste intervalo que se situa a zona ótima para a precipitação de compostos intermetálicos como  $Ni_3Mo$ ,  $Ni_3Ti$  e  $Fe_2Mo$ , responsáveis pelo aumento significativo da dureza e da resistência mecânica [78, 79]. Este tipo de tratamento permite, assim, obter um equilíbrio entre elevada dureza, resistência mecânica e estabilidade dimensional, sendo essencial para avaliar o comportamento final do material em condições de serviço mais exigentes.

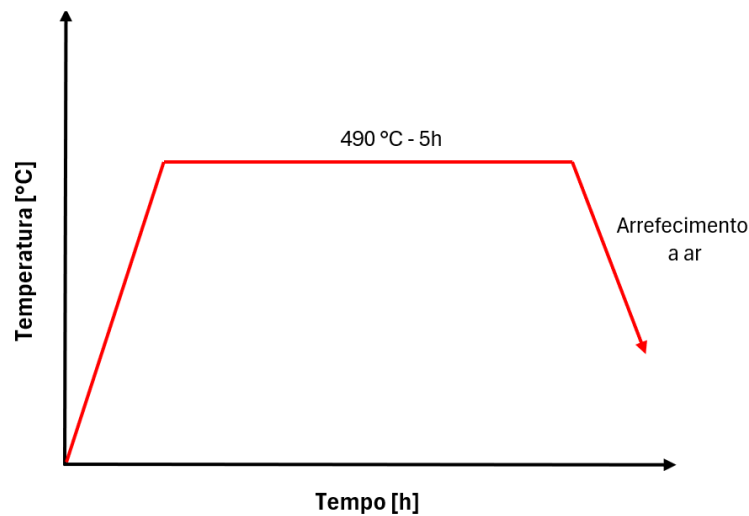


Figura 43 - Esquema representativo do ciclo térmico de envelhecimento.

## 3.2. Resultados e discussão

Este capítulo contempla a apresentação e discussão dos resultados experimentais obtidos para o aço 1.2709 processado por SLM, pelo que constitui a base para a validação da metodologia adotada. A análise inclui a influência da energia específica volumétrica, das estratégias de varrimento e do envelhecimento térmico nas principais propriedades físicas e mecânicas do aço referido. Os resultados de densidade relativa e rugosidade permitem avaliar a qualidade geométrica e estrutural do material, enquanto a dureza fornece uma medida direta da resistência local. Os ensaios de tração completam a análise ao permitir determinar as propriedades globais do material em uso estrutural e a sua evolução com o tratamento térmico. Esta abordagem integrada assegura uma compreensão detalhada do comportamento da liga, contribuindo para a definição de parâmetros de fabrico otimizados.

### 3.2.1. Influência da energia específica volumétrica na massa volúmica

A determinação da massa volúmica e da densidade relativa constitui um parâmetro fundamental na avaliação da qualidade das peças produzidas por SLM, uma vez que permite quantificar de forma indireta a presença de defeitos internos, nomeadamente porosidade e falta de fusão entre camadas. Valores de densificação próximos de 100 % traduzem um processo eficiente e estável, enquanto reduções significativas estão associadas a uma energia insuficiente ou mal distribuída durante o fabrico [83]. Com base no procedimento descrito no plano de ensaios, foi determinada a massa volúmica de cada provete cúbico, bem como a respetiva densidade relativa, obtida pela razão entre o valor experimental e a massa volúmica teórica do aço 1.2709. Os resultados médios obtidos para cada combinação de parâmetros de impressão encontram-se resumidos na Tabela 16 e representados graficamente na Figura 44, de forma a analisar a influência direta da energia específica volumétrica no grau de densificação do material.

Tabela 16 - Valores de massa volúmica relativa dos provetes impressos

Provete	Estratégia	VED [ J/mm <sup>3</sup> ]	Massa volúmica relativa [%]	Massa volúmica relativa após tratamento térmico [%]	Varição relativa [%]
1	Chessboard	96,0	99,59	99,70	0,11
2		60,0	98,88	99,50	0,63
3		40,0	93,24	95,28	2,19
4		26,7	86,60	93,69	8,19
5		20,0	81,23	92,10	13,39
6	Stripes	96,0	99,55	99,64	0,09
7		60,0	96,44	98,47	2,10
8		40,0	88,98	94,44	6,14
9		26,7	83,39	91,47	9,70
10		20,0	79,50	89,40	12,45

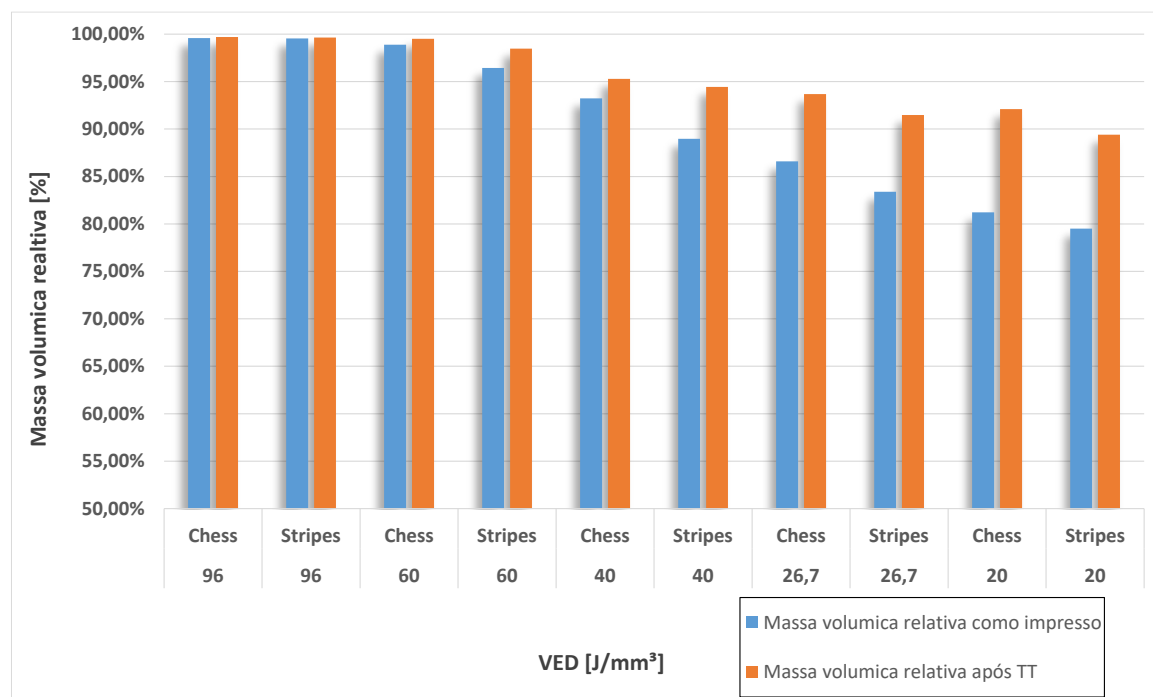


Figura 44 - Massa volúmica relativa em função da energia específica volumétrica.

A análise dos resultados obtidos evidencia uma correlação direta entre a energia específica volumétrica e a densidade relativa dos cubos fabricados. Observa-se que valores mais elevados de energia (96 e 60 J/mm<sup>3</sup>) conduzem à obtenção de peças com densidade relativa superior, que atinge um máximo de 99,5% para a estratégia *chessboard* com E=96 J/mm<sup>3</sup>. Este comportamento está associado a uma maior disponibilidade de energia por unidade de volume, que promove uma fusão mais eficaz do pó e uma redução significativa da porosidade interna. À medida que a energia aplicada diminui, verifica-se um decréscimo acentuado da densidade relativa, sendo este efeito mais pronunciado para a estratégia *stripes*. Para o valor mínimo de energia (20 J/mm<sup>3</sup>), a densidade relativa diminui para 80,9% e 78,7% para as estratégias

*chessboard* e *stripes*, respetivamente, o que indica um aumento da formação de defeitos internos, como poros não fundidos ou falta de ligação entre camadas [84]. Ao comparar as duas estratégias de varrimento, a *chessboard* apresenta, em geral, valores de massa volúmica ligeiramente superiores, o que sugere uma maior homogeneidade térmica durante o processo, possivelmente devido à distribuição alternada dos vetores de varrimento que caracteriza esta estratégia. Esta diferença é mais notória em regimes de baixa energia, uma vez que a eficiência da fusão é mais sensível à distribuição térmica.

### 3.2.1.1. Avaliação da porosidade

A Figura 45 apresenta imagens micrográficas representativas da porosidade observada nos provetes produzidos em aço 1.2709, no estado como impresso, não tendo sido analisado o efeito do tratamento térmico neste parâmetro. Foram consideradas os diferentes valores de densidade de energia volumétrica (VED) e duas estratégias de varrimento distintas (*chessboard* e *stripes*). As imagens, obtidas a uma ampliação de 5x, permitem avaliar de forma qualitativa a variação da fração e distribuição da porosidade em função dos parâmetros de fabrico.

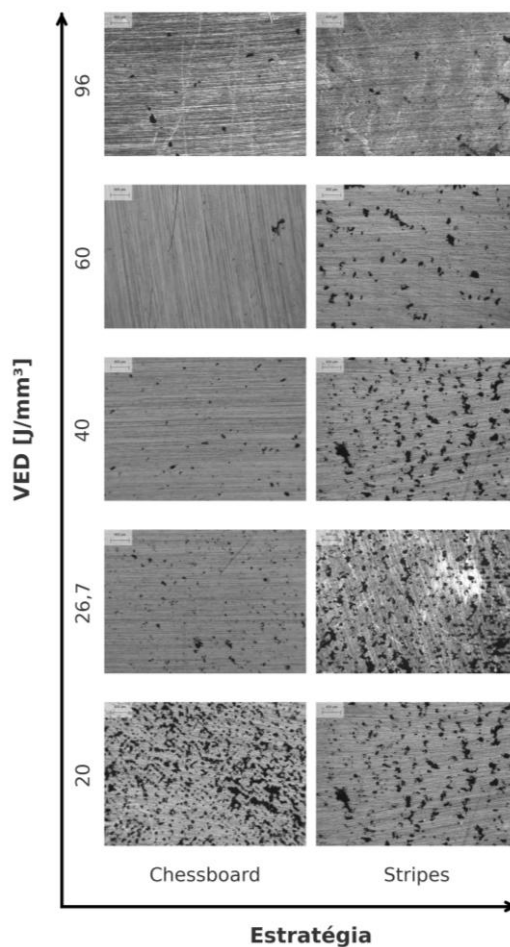


Figura 45 - Micrografias do aço 1.2709 produzido por SLM, com destaque para a porosidade em função da VED e da estratégia de varrimento (aumento 5x).

Idealmente, é recomendada a realização desta análise com recurso a microscopia eletrónica de varrimento ou *scanning electron microscopy* (SEM), uma vez que esta técnica possibilita uma caracterização mais detalhada da morfologia e distribuição dos defeitos internos. No entanto, devido à indisponibilidade do equipamento durante a fase experimental, optou-se pela utilização do microscópio ótico acoplado à máquina de medição de dureza. Apesar da limitação associada à resolução inferior, esta abordagem permitiu a obtenção de informação representativa suficiente para estabelecer tendências claras entre os parâmetros de processamento e a porosidade resultante.

De forma geral, observa-se uma clara correlação entre o aumento da energia volumétrica e a diminuição da fração de poros por área. Para o valor mais elevado de VED ( $96 \text{ J/mm}^3$ ), tanto na estratégia *chessboard* como *stripes*, a microestrutura evidencia uma distribuição bastante homogénea e uma quantidade residual de porosidade, indicativa de uma fusão completa do pó metálico e de uma boa coalescência entre camadas. Estes resultados estão em concordância com a literatura, que identifica este intervalo de energia como próximo das condições ótimas para o aço 1.2709 [85].

À medida que a energia diminui para  $60$  e  $40 \text{ J/mm}^3$ , nota-se uma tendência de aumento progressivo da porosidade, particularmente visível na estratégia *stripes*. Embora os provetes impressos com a estratégia *chessboard* ainda revelem uma distribuição relativamente controlada, a estratégia *stripes* apresenta aglomerações de poros mais pronunciadas, sugerindo que a estratégia de varrimento influencia significativamente a eficiência da fusão.

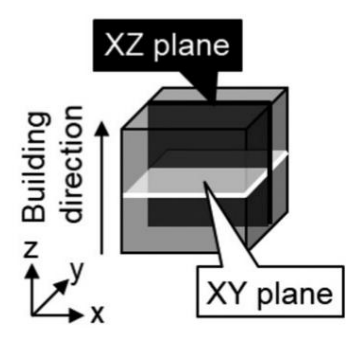
Para os valores testados mais baixos de energia ( $26,7$  e  $20 \text{ J/mm}^3$ ), a presença de porosidade é acentuada, com áreas extensas de falta de fusão. A distribuição dos poros torna-se heterogénea e irregular, o que indica que a energia fornecida ao sistema não é suficiente para garantir a fusão integral das partículas de pó. Este efeito é mais crítico nos provetes processados com a estratégia *stripes*, caso que conduz a poros interconectados que compromete fortemente a integridade estrutural do material.

De forma complementar, é importante salientar que a escolha da estratégia de varrimento desempenha um papel relevante na distribuição da porosidade. O método *chessboard* parece mitigar parcialmente os efeitos da redução de energia, dando origem a uma microestrutura mais estável quando comparado com o método *stripes*. Tal comportamento pode ser explicado pelo menor acumular de tensões residuais e pela fusão mais equilibrada que esta estratégia proporciona.

### **3.2.2. Caracterização do material quanto à rugosidade**

No presente capítulo são apresentados e discutidos os resultados experimentais de rugosidade obtidos para os provetes fabricados em aço maraging 1.2709, considerando diferentes orientações de medição e condições de energia aplicadas durante a impressão. A análise destes valores permite avaliar a influência dos parâmetros de processo na qualidade superficial, considerada inversamente proporcional à rugosidade. A Tabela 17 apresenta os valores médios de rugosidade  $R_a$  obtidos para os diferentes provetes, considerando medições realizadas nos planos XY e XZ.

Tabela 17 - Valores médios de rugosidade Ra obtidos.



Cubo	VED	Plano XY		Plano XZ
		Média_X	Média_Y	Média_Z
1	96,0	5,2	5,3	7,2
2	60,0	6,5	7,6	7,9
3	40,0	11,4	11,6	8,5
4	26,7	14,1	13,7	8,0
5	20,0	14,3	13,4	9,4
6	96,0	5,8	4,9	7,3
7	60,0	14,1	8,9	7,5
8	40,0	23,5	13,1	7,9
9	26,7	13,8	13,5	8,9
10	20,0	13,4	16,4	10,0

Esta abordagem permite uma análise comparativa da rugosidade superficial entre planos com orientação distinta relativamente ao processo de fabrico aditivo, o que é particularmente relevante devido à anisotropia resultante da construção por camadas. A Figura 46 apresenta a variação da rugosidade em função da energia aplicada, distinguindo as diferentes orientações de medição e as duas estratégias de varrimento utilizadas.

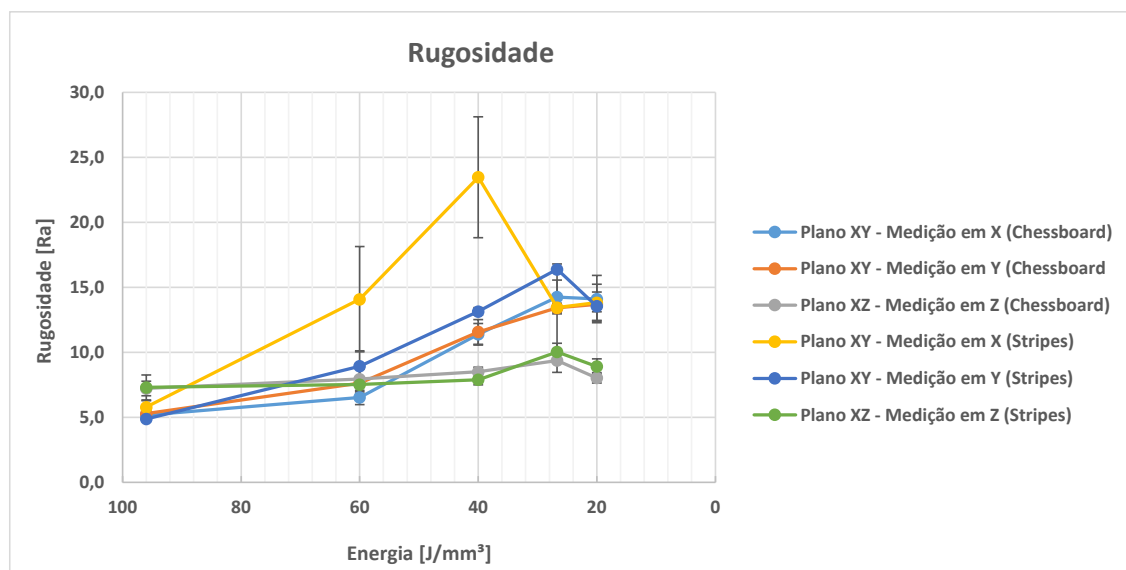


Figura 46 - Variação da rugosidade em função da energia para diferentes orientações de medição e estratégias de varrimento.

Verifica-se que, para o plano XY (paralelo à direção construção), os valores de rugosidade nas direções X e Y aumentam significativamente com a redução da energia. Este efeito é particularmente notório nas energias mais baixas (26,7 e 20 J/mm³), já que a rugosidade ultrapassa os 13 µm, em contraste com valores inferiores a 8 µm obtidos para energias mais elevadas (60 e 96 J/mm³). Esta tendência é indicativa de uma fusão incompleta do pó ou de maior formação de saliências superficiais resultantes de salpicos metálicos, típicos de parâmetros com baixa densidade de energia.

No plano XZ (perpendicular à base e coincidente com a direção de construção), os valores de rugosidade são globalmente superiores, especialmente nas combinações com menor VED. Embora a variação ao longo das diferentes energias não seja tão pronunciada como nas direções X e Y, os resultados sugerem que a rugosidade neste plano é mais influenciada pela morfologia em “degraus” entre camadas (efeito *stair-stepping*), inerente ao processo de fabrico aditivo por camadas sucessivas.

### 3.2.3. Caracterização do material quanto à dureza

A caracterização da dureza dos provetes da liga 1.2709 produzidos por SLM é fundamental para avaliar a influência dos parâmetros de impressão e do tratamento térmico subsequente nas propriedades mecânicas do material, pois reflete a qualidade da fusão, a presença de porosidade e a capacidade de o material resistir a deformações plásticas localizadas [86].

Os resultados de dureza apresentados reportam-se exclusivamente às faces previamente lixadas. As medições no estado como impresso foram realizadas para controlo, mas não são aqui apresentadas nem discutidas. A opção por analisar apenas superfícies lixadas visa eliminar a influência direta da rugosidade e das marcas de varrimento, e assim avaliar a resposta intrínseca do material.

#### 3.2.3.1. Dureza no estado tal como fabricado

A Tabela 18 resume os valores de dureza Vickers medidos nas amostras tal como impressas após o processo de lixagem, avaliando-se tanto a face superior quanto a face lateral de cada cubo.

Tabela 18 - Resultados de dureza Vickers para as superfícies superior e lateral dos provetes tal como fabricados.

Cubo	Estratégia	VED [J/mm <sup>3</sup> ]	Dureza HV	
			Face superior	Face lateral
1	Chessboard	96,0	383,8 ± 15,8	347,5 ± 21,1
2		60,0	361 ± 5,1	321,5 ± 31,0
3		40,0	295,8 ± 6,7	273,8 ± 21,1
4		26,7	174,3 ± 9,2	135,0 ± 5,4
5		20,0	146,0 ± 21,6	114,0 ± 4,5
6	Stripes	96,0	373,5 ± 8,8	297,8 ± 10,0
7		60,0	353,5 ± 15,4	229,0 ± 8,9
8		40,0	222,3 ± 16,6	230,5 ± 25,7
9		26,7	128,8 ± 21,5	163,5 ± 16,6
10		20,0	122,0 ± 4,1	116,8 ± 3,9

Observa-se que as durezas variam de forma pronunciada com energia utilizada na impressão. Amostras produzidas com VED elevadas, por exemplo 96 J/mm<sup>3</sup>, exibiram durezas relativamente altas, tipicamente em torno de 340-370 HV. Em contrapartida, à medida que o

## Desenvolvimento

VED diminui, regista-se uma queda acentuada na dureza. Com  $VED=26,7 \text{ J/mm}^3$ , a dureza reduziu para 190-250 HV, e nas amostras com apenas  $20 \text{ J/mm}^3$  para 200-220 HV. Esta tendência indica uma forte correlação entre a energia volumétrica fornecida e a qualidade/densidade microestrutural da peça. De facto, parâmetros de processamento inadequados, como velocidade de varrimento excessiva ou espessura de camada muito alta, que implicam VED efetivo baixo, resultam numa densidade de material menor e, consequentemente, em dureza reduzida [87].

A estratégia de varrimento também influenciou a dureza dos provetes como impressos. Conforme ilustrado na Figura 47, a estratégia *chessboard* produz valores de dureza ligeiramente superiores e mais homogêneos entre as faces, em comparação com a estratégia de varrimento *stripes*. Por exemplo, a  $40 \text{ J/mm}^3$ , a face superior construída em padrão *chessboard* alcança 296 HV, enquanto com *stripes* atinge apenas 222 HV, indicando uma maior queda de dureza com a segunda estratégia. Esta diferença pode ser atribuída a variações no histórico térmico: padrões do tipo *chessboard* permitem arrefecimento mais uniforme entre deposições sucessivas do laser, o que conduz a transformações martensíticas mais completas e menos austenite retida. o que se traduz em valores de dureza mais elevados [88]. Em contraste, um padrão do tipo *stripes* tende a acumular calor na peça, o que reduz as taxas de arrefecimento e favorece o aparecimento de zonas revenidas ou de retenção de austenite, resultando numa dureza mais baixa [88].

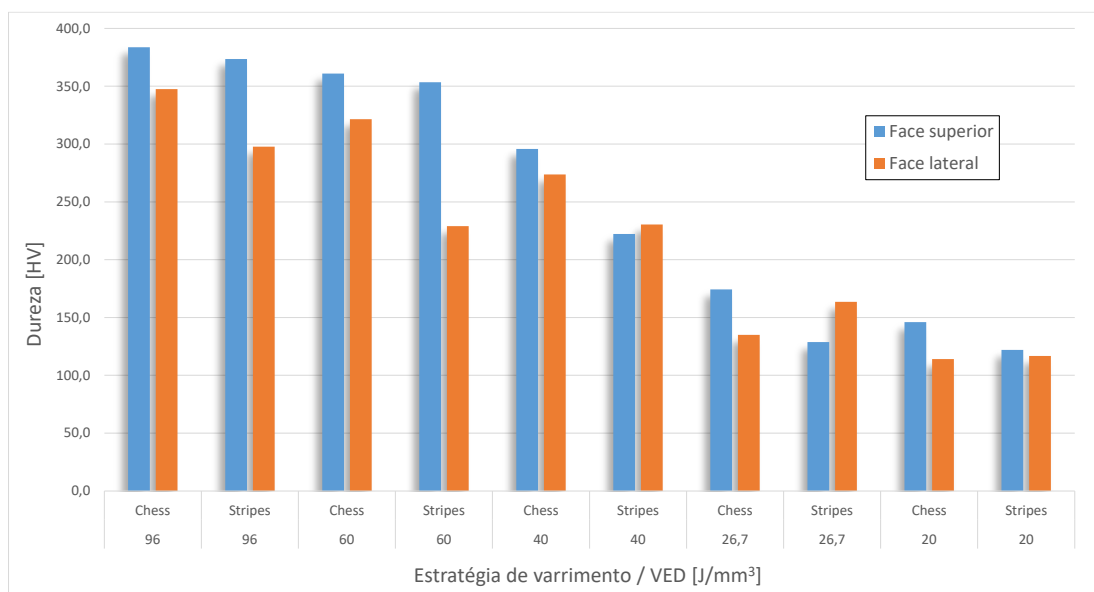


Figura 47 - Relação entre a dureza Vickers dos provetes tal como fabricados com a VED e estratégia utilizada na sua produção.

Em termos quantitativos gerais, as durezas medidas no estado como impresso situaram-se na faixa de 300-400 HV para as condições ótimas, com um valor máximo de 426 HV, o que corresponde a cerca de 43 HRC. Esses valores estão próximos com o esperado para o aço maraging sem qualquer tipo de tratamento, pois Piekło and Garbacz-Klempka [89] reportaram que este material apresenta dureza, em torno de 30-40 HRC (280-380 HV), no seu estado impresso e sem tratamento.

### 3.2.3.2. Dureza após tratamento térmico

Após o tratamento térmico de envelhecimento, verificou-se um aumento substancial na dureza Vickers de todos os provetes. A Tabela 19 mostra que amostras produzidas com VED elevados (60-96 J/mm<sup>3</sup>) atingiram durezas da ordem de 550-580 HV na face superior, contra 350-380 HV medidos antes do tratamento, o que constitui um ganho de praticamente 50%. De acordo com Król et al. [90], a dureza do aço maraging 18Ni-300 no estado impresso é de aproximadamente 42 ± 2 HRC (400 HV) e regista um aumento para 52 ± 0,5 HRC (570 HV) após um ciclo de envelhecimento a 480 °C durante 5 h. Os resultados obtidos no presente trabalho mostram-se consistentes com esta tendência, confirmando que o tratamento térmico aplicado induziu o endurecimento por precipitação esperado.

Tabela 19 - Resultados de dureza Vickers dos provetes submetidos ao tratamento térmico.

Cubo	Estratégia	VED [J/mm <sup>3</sup> ]	Dureza HV	
			Face superior	Face lateral
1	<i>Chessboard</i>	96,0	561,5 ± 18,2	542,5 ± 34,8
2		60,0	562,5 ± 20,1	479,0 ± 24,0
3		40,0	483,0 ± 27,4	467,0 ± 8,5
4		26,7	257,3 ± 20,8	205,3 ± 20,5
5		20,0	206,8 ± 19,6	161,8 ± 14,6
6	<i>Stripes</i>	96,0	576,8 ± 24,4	432,8 ± 9,3
7		60,0	554,0 ± 34,5	370,3 ± 38,4
8		40,0	348,8 ± 28,4	362,0 ± 43,2
9		26,7	201,8 ± 70,6	211,0 ± 17,3
10		20,0	192,5 ± 13,0	170,5 ± 8,2

A Figura 48 complementa os resultados apresentados anteriormente, ao possibilitar a comparação visual direta entre as durezas medidas no estado como fabricado e após tratamento térmico. A representação gráfica evidencia de forma imediata o aumento generalizado da dureza após o envelhecimento, sobretudo para os provetes produzidos com VED elevados (60 e 96 J/mm<sup>3</sup>). Verifica-se também que, para estes casos, as colunas correspondentes à face superior e lateral aproximam-se significativamente após o tratamento, ilustrando a redução da anisotropia inicialmente observada. Por outro lado, nas condições de VED reduzido (20 e 26,7 J/mm<sup>3</sup>), o gráfico evidencia que o tratamento térmico não foi suficiente para compensar as deficiências introduzidas no fabrico, mantendo-se valores baixos e diferenças ainda visíveis entre faces e estratégias de varrimento. A disposição lado a lado das colunas permite realçar que o impacto da estratégia *chessboard* é ligeiramente mais favorável do que o da estratégia *Stripes*, em particular nos níveis de energia intermédios, o que confirma a sua contribuição para uma resposta mais estável do material.

## Desenvolvimento

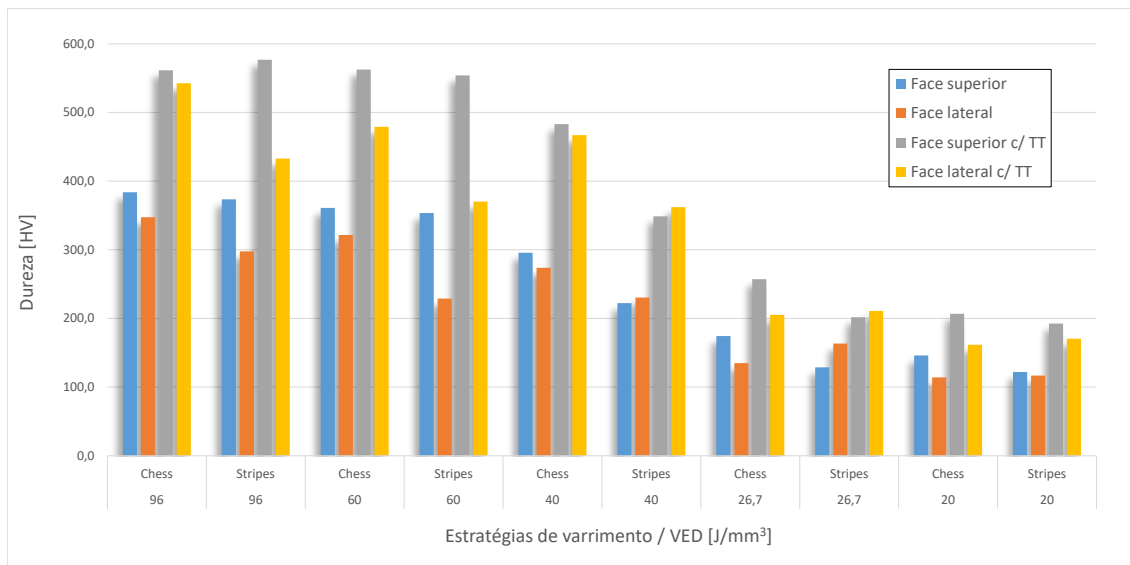


Figura 48 - Comparação entre a dureza Vickers dos provetes tal como fabricados e dos submetidos ao tratamento térmico (TT).

### 3.2.4. Comportamento mecânico à tração

Os ensaios de tração constituem uma etapa fundamental na caracterização mecânica da liga 1.2709 produzida por SLM, uma vez que permitem avaliar propriedades intrínsecas como o limite elástico, a resistência à tração e a ductilidade do material. A análise destes parâmetros é essencial para compreender o impacto das condições de fabrico e do tratamento térmico de envelhecimento no desempenho estrutural da liga, ao fornecer informação complementar à obtida nos ensaios de dureza. Para tal, e como referido anteriormente no capítulo 3.1.5.2, os provetes foram distribuídos em três grupos experimentais: dois correspondentes a uma condição de baixa energia ( $26,7 \text{ J/mm}^3$ ), impressos com estratégias distintas de varrimento (*stripes* e *chessboard*), e um terceiro grupo produzido com elevada energia ( $96 \text{ J/mm}^3$ ) apenas estratégia *chessboard*.

Na Figura 49 apresenta as curvas tensão-deformação obtidas para os provetes fabricados com VED de  $26,7 \text{ J/mm}^3$  e estratégia de varrimento *stripes*, ensaiados no estado como impresso (P1,P2,P3) e após tratamento térmico (P4,P5,P6). Esta representação permite visualizar de forma comparativa a resposta mecânica do material em tração sob diferentes condições de processamento e pós-tratamento.

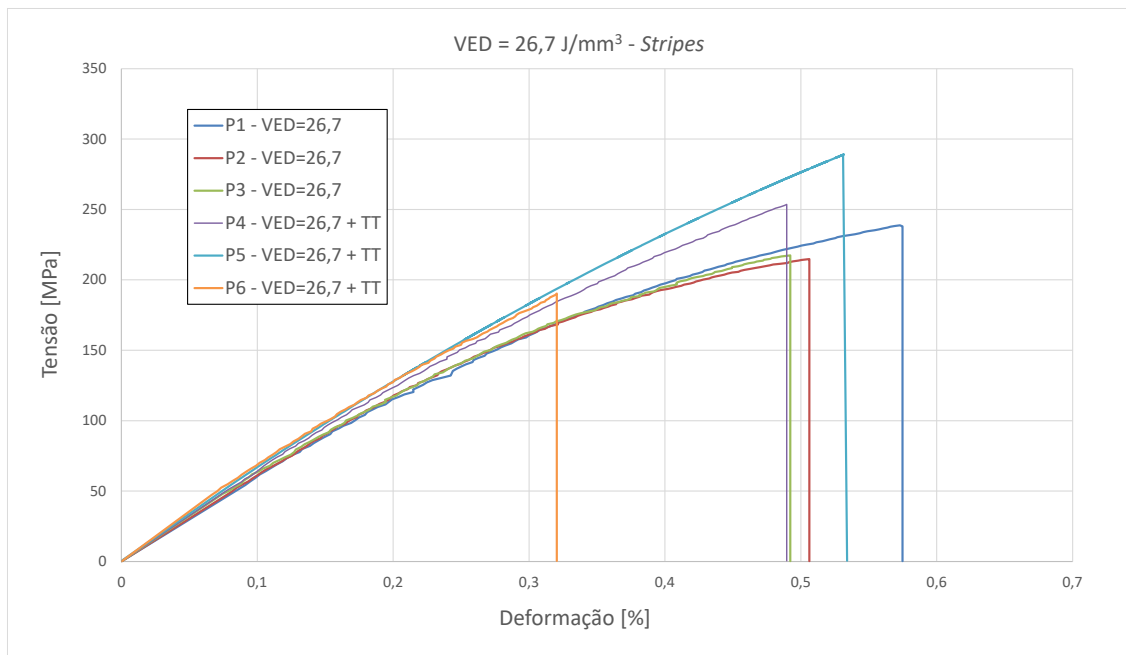
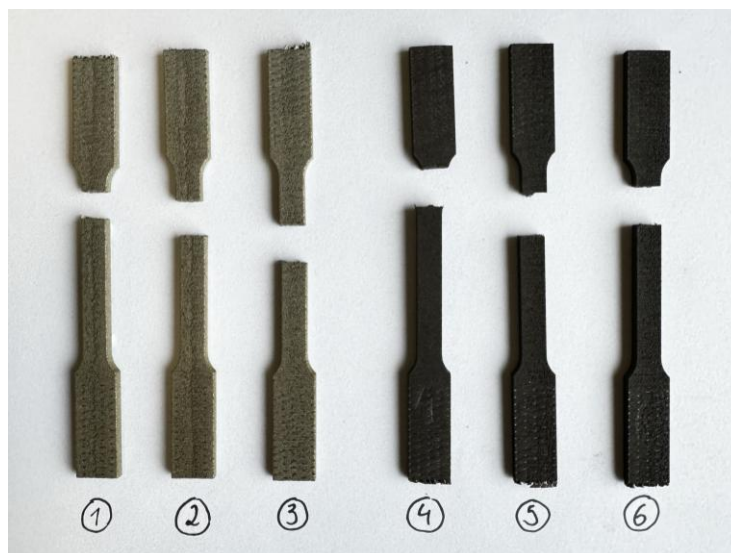


Figura 49 - Curvas tensão-deformação resultantes dos ensaios de tração uniaxiais para os provetes impressos com VED=26,7 J/mm<sup>3</sup> e estratégia de varrimento *stripes* (com e sem tratamento térmico).

A Tabela 20 resume os resultados médios obtidos para os provetes fabricados com VED=26,7 J/mm<sup>3</sup> e estratégia *stripes*, considerando três ensaios em cada condição (com e sem tratamento térmico). Para os provetes no estado como impresso, a tensão de ruptura situou-se em média nos 223,6 MPa (CoV=5,6%), enquanto após o envelhecimento esta aumentou para 244,5 MPa (CoV=20,5%), o que representa um aumento de aproximadamente 9%. O módulo de elasticidade apresentou valores médios próximos de 56 GPa (CoV=2,35%) no estado inicial e 60,7 GPa (CoV=2,6%) após tratamento, correspondendo a um acréscimo de aproximadamente 9% e confirmando consistência elevada entre amostras. A deformação na ruptura foi bastante reduzida em ambas as condições, com valores médios de 0,52% (CoV=8,43%) no estado como impresso e 0,45% (CoV=25,16%) após tratamento, uma redução de cerca de 13%. No que respeita à determinação da tensão de escoamento, não foi possível aplicar o limite de escoamento a 0,2%, uma vez que a reta paralela à região elástica inicial, deslocada em 0,2% de deformação, não chega a cruzar a curva tensão-deformação. Esta situação evidencia a existência de um comportamento essencialmente elástico linear, o que inviabiliza a identificação de um valor consistente de tensão de escoamento para estes provetes. A Figura 50 apresenta os provetes fabricados após a realização dos ensaios de tração. Nos provetes P1-P3, ensaiados no estado como impresso, observa-se que a fratura ocorreu de forma predominantemente frágil e pouco plástica, com superfícies de ruptura relativamente planas e ausência de estrição visível. Este comportamento está de acordo com a baixa densificação e a falta de fusão típica de VED reduzido, já que a porosidade interna funciona como ponto de iniciação precoce da fratura. Nos provetes P4-P6, submetidos a envelhecimento térmico, verifica-se igualmente um comportamento frágil, com fratura abrupta e praticamente sem estrição.

Tabela 20 - Propriedades mecânicas à tração para os provetes impressos com VED=26,7 e estratégia de varrimento *stripes* (com e sem tratamento térmico).

Proвете	Força máxima [N]	Desloc. máximo [mm]	Tensão limite elástico a 0,2% [MPa]	Tensão máxima [MPa]	Along. Máximo [%]	Módulo de Young [GPa]	Coefficiente de Poisson
1	4008,42	0,49	-	238,79	0,57	55,79	0,24
2	3619,91	0,48	-	214,78	0,51	57,46	0,27
3	3673,89	0,48	-	217,36	0,49	54,86	0,26
<b>Média</b>	3767,41	0,48	-	223,64	0,52	56,03	0,26
<b>Desvio Padrão</b>	210,46	0,01	-	13,18	0,04	1,32	0,01
<b>Coefficiente Variação</b>	5,59%	1,06%	-	5,89%	8,43%	2,35%	5,00%
4	4309,94	0,45	-	253,65	0,49	60,02	0,22
5	4718,13	0,58	-	289,39	0,53	62,33	0,17
6	3239,70	0,32	-	190,35	0,32	59,36	0,24
<b>Média</b>	4089,25	0,45	-	244,46	0,45	60,57	0,21
<b>Desvio Padrão</b>	763,52	0,13	-	50,16	0,11	1,56	0,04
<b>Coefficiente Variação</b>	18,57%	29,00%	-	20,52%	25,16%	2,58%	16,47%

Figura 50 - Provetes impressos com VED=26,7 e estratégia de varrimento *stripes* (com e sem tratamento térmico) após o ensaio uniaxial de tração.

A Figura 51 representa as curvas tensão-deformação obtidas para os provetes impressos com VED de 26,7 J/mm<sup>3</sup> e estratégia de varrimento *chessboard*, tanto no estado tal como fabricado (P7,P8,P9) como após tratamento térmico (P10,P11,P12).

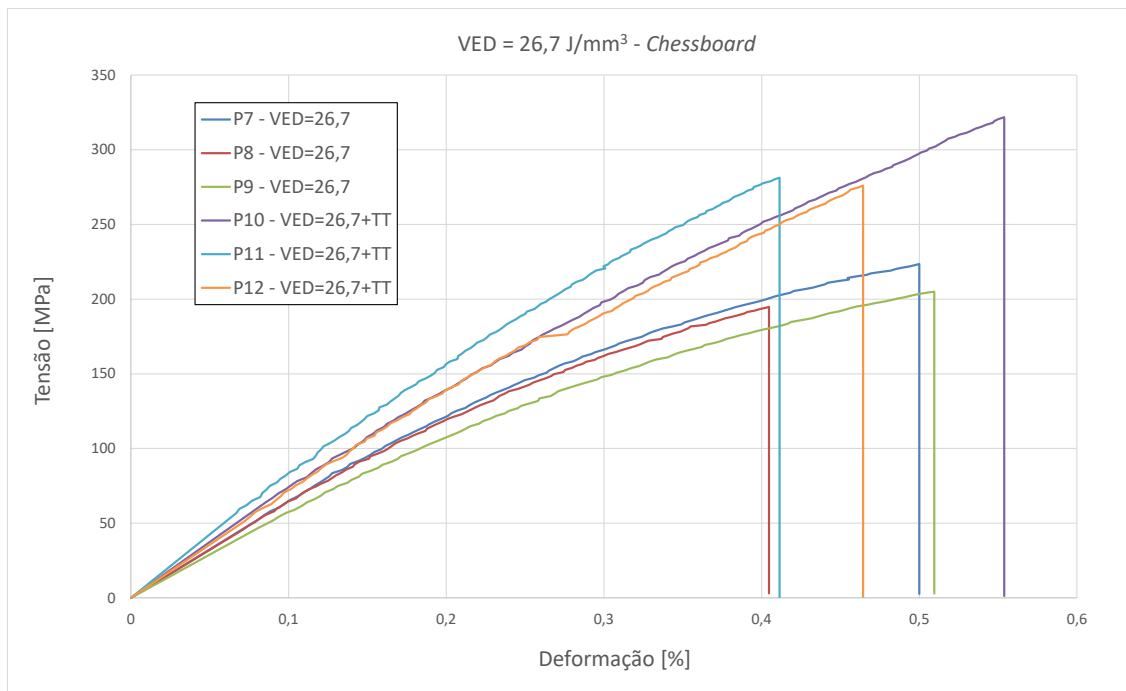


Figura 51 - Curvas tensão-deformação resultantes dos ensaios de tração uniaxiais para os provetes impressos com VED=26,7 J/mm<sup>3</sup> e estratégia de varrimento *chessboard* (com e sem tratamento térmico).

A Tabela 21 apresenta os resultados obtidos nos provetes fabricados com VED=26,7 J/mm<sup>3</sup> e estratégia de varrimento *chessboard*, antes e após o tratamento térmico. Tal como verificado no grupo anterior, não foi possível determinar a tensão de escoamento pelo limite de escoamento a 0,2% de deformação plástica, uma vez que a reta deslocada não cruza a curva tensão-deformação. No estado como impresso, a tensão de rotura apresentou um valor médio de 207,8 MPa (CoV=7%), associado a um módulo de elasticidade de 56,1 GPa (CoV=5,6%) e a uma deformação na rotura de 0,47% (CoV=12,3%). Após o tratamento térmico, observou-se um aumento significativo da tensão de rotura média para 293,0 MPa (CoV=8,6%), o que representa um incremento de aproximadamente 41%. O módulo de elasticidade também registou uma melhoria expressiva, ao incrementar em média para 70,1 GPa (CoV=7,9%), equivalente a um aumento de cerca de 25%. Já a deformação na rotura manteve-se praticamente inalterada, de 0,47% para 0,48%, o que constitui um incremento de apenas 2%, e confirma que o envelhecimento promoveu ganhos significativos de resistência e rigidez, mas sem impacto relevante na ductilidade global do material. A Figura 52 apresenta os provetes fabricados após a realização dos ensaios de tração. Estes evidenciam que os modos de rotura são bastante semelhantes quando comparados com os provetes impressos com a estratégia *stripes*. Em ambos os casos, as fraturas ocorreram de forma abrupta, sem estrição visível e com superfícies de rotura essencialmente planas, características de um comportamento frágil. Esta semelhança deve-se ao facto de, em condições de baixa energia volumétrica, a presença de porosidade e de defeitos de falta de fusão ser dominante no mecanismo de rotura, sobrepondo-se à eventual influência da estratégia de varrimento.

## Desenvolvimento

Tabela 21 - Propriedades mecânicas à tração para os provetes impressos com VED=26,7 J/mm<sup>3</sup> e estratégia de varrimento *chessboard* (com e sem tratamento térmico).

Proвете	Força máxima [N]	Desloc. Máximo [mm]	Tensão limite elástico a 0,2% [MPa]	Tensão máxima [MPa]	Along. Máximo [%]	Módulo de Young [GPa]	Coefficiente de Poisson
7	3681,72	0,37	-	223,53	0,50	59,34	0,25
8	3202,84	0,33	-	194,80	0,40	56,88	0,35
9	3353,36	0,34	-	205,04	0,51	53,06	0,19
<b>Média</b>	<b>3412,64</b>	<b>0,35</b>	<b>-</b>	<b>207,79</b>	<b>0,47</b>	<b>56,06</b>	<b>0,26</b>
<b>Desvio Padrão</b>	<b>244,89</b>	<b>0,02</b>	<b>-</b>	<b>14,56</b>	<b>0,06</b>	<b>3,16</b>	<b>0,08</b>
<b>Coefficiente Variação</b>	<b>7,18%</b>	<b>5,62%</b>	<b>-</b>	<b>7,01%</b>	<b>12,30%</b>	<b>5,61%</b>	<b>29,67%</b>
10	5257,26	0,48	-	321,81	0,55	65,08	0,18
11	4594,91	0,45	-	281,28	0,41	76,11	0,18
12	4512,09	0,43	-	276,04	0,46	69,21	0,16
<b>Média</b>	<b>4788,09</b>	<b>0,45</b>	<b>-</b>	<b>293,04</b>	<b>0,48</b>	<b>70,13</b>	<b>0,17</b>
<b>Desvio Padrão</b>	<b>408,42</b>	<b>0,03</b>	<b>-</b>	<b>25,05</b>	<b>0,07</b>	<b>5,57</b>	<b>0,01</b>
<b>Coefficiente Variação</b>	<b>8,53%</b>	<b>5,64%</b>	<b>-</b>	<b>8,55%</b>	<b>15,11%</b>	<b>7,94%</b>	<b>5,19%</b>

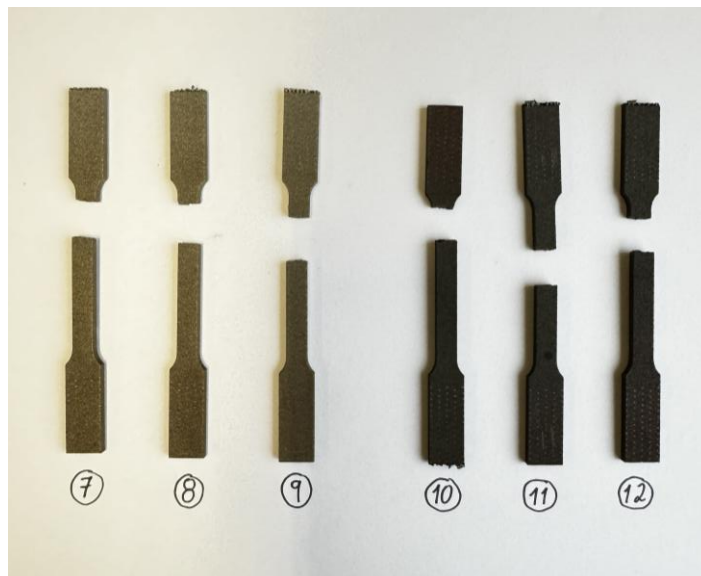


Figura 52 - Provetes impressos com VED=26,7 J/mm<sup>3</sup> e estratégia de varrimento *chessboard* (com e sem tratamento térmico) após o ensaio uniaxial de tração.

A Figura 53 representa as curvas tensão-deformação obtidas para os provetes impressos com VED de 96 J/mm<sup>3</sup> e estratégia de varrimento *chessboard*, tanto no estado tal como fabricado (P13,P14,P15) como após tratamento térmico (P16,P17,P18).

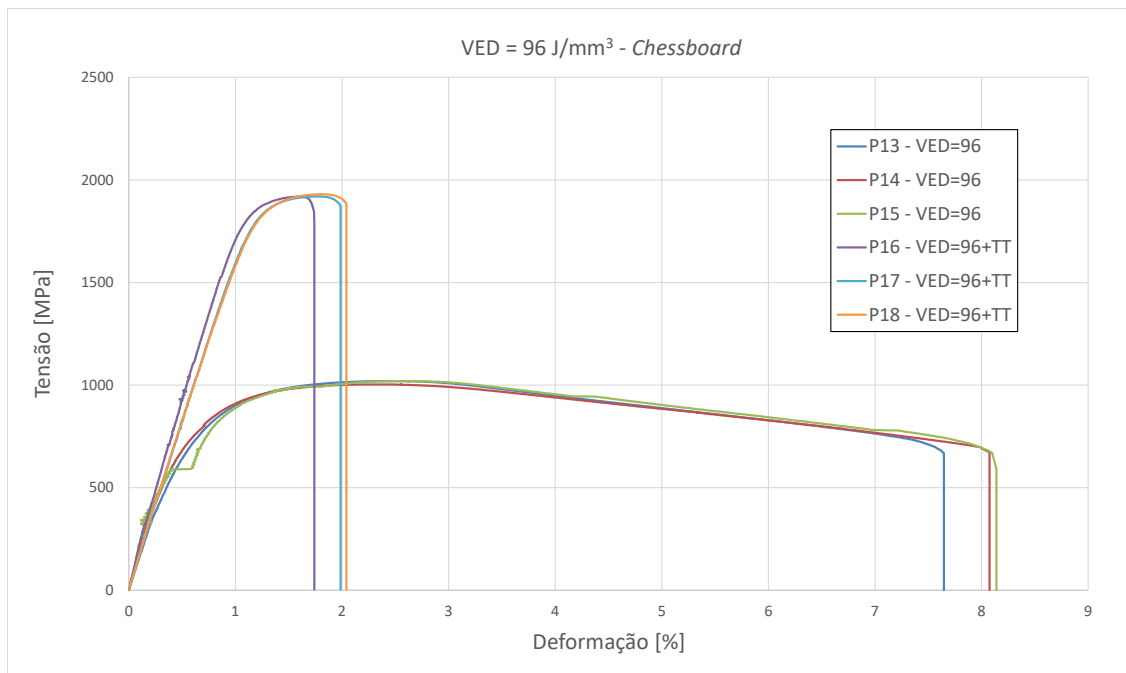


Figura 53 - Curva tensão-deformação resultante dos ensaios de tração uniaxiais para os provetes impressos com  $VED=96 \text{ J/mm}^3$  e estratégia de varrimento *chessboard* (com e sem tratamento térmico).

A Tabela 22 apresenta os resultados médios obtidos nos provetes fabricados com  $VED=96 \text{ J/mm}^3$  e estratégia de varrimento *chessboard*, avaliados no estado como impresso e após o tratamento térmico.

Tabela 22 - Propriedades mecânicas à tração para os provetes impressos com  $VED=96 \text{ J/mm}^3$  e estratégia de varrimento *chessboard* (com e sem tratamento térmico).

Proвете	Força máxima [N]	Desloc. Máximo [mm]	Tensão limite elástico a 0,2% [MPa]	Tensão máxima [MPa]	Along. Máximo [%]	Módulo de Young [GPa]	Coefficiente de Poisson
13	16861,66	3,59	746,49	1019,62	7,65	173,56	0,42
14	16903,94	3,77	790,05	1003,39	8,07	195,40	0,40
15	17119,58	3,66	590,00	1019,74	8,14	162,01	0,37
<b>Média</b>	16961,73	3,67	708,84	1014,25	7,95	176,99	0,40
<b>Desvio Padrão</b>	139,33	0,09	105,20	9,41	0,27	16,96	0,02
<b>Coefficiente Variação</b>	0,82%	2,43%	14,84%	0,93%	3,38%	9,58%	5,81%
16	32304,18	3,20	1850,92	1918,56	1,74	177,29	0,24
17	32210,88	2,83	1835,41	1919,70	1,99	169,73	0,21
18	32219,41	2,66	1849,28	1930,23	2,04	165,97	0,16
<b>Média</b>	32244,82	2,90	1845,20	1922,83	1,92	171,00	0,20
<b>Desvio Padrão</b>	51,58	0,28	8,52	6,44	0,16	5,77	0,04
<b>Coefficiente Variação</b>	0,16%	9,52%	0,46%	0,33%	8,30	3,37%	20,27%

## Desenvolvimento

Ao contrário do observado nos provetes com VED mais baixo, nestes ensaios foi já possível determinar a tensão de escoamento pelo limite de escoamento a 0,2% de deformação plástica, devido a um comportamento mecânico mais estável e com um ramo elástico claramente definido. No estado como impresso, os provetes apresentaram em média uma tensão de escoamento de 709 MPa (CoV=14,8%), uma tensão de rotura de 1014 MPa (CoV=0,9%), um módulo de elasticidade de 176,9 GPa (CoV=9,6%) e uma deformação na rotura de 7,95% (CoV=3,4%). Após o tratamento térmico, todos estes valores aumentaram de forma significativa, em exceção da deformação na rotura: a tensão de escoamento aumentou para 1846 MPa (CoV=0,5%), correspondendo a um acréscimo de cerca de 160%; a tensão de rotura aumentou para 1923 MPa (CoV=0,3%), o que representa um ganho de aproximadamente 90%; o módulo de elasticidade incrementou para 171,0 GPa (CoV=3,4%), correspondendo a uma redução residual de 3%, enquanto a deformação na rotura atingiu 1,92% (CoV=8,3%), equivalente a um decréscimo de cerca de 76%.

A Figura 54 apresenta os provetes fabricados após a realização dos ensaios de tração. Nos provetes P13-P15, correspondentes ao estado como impresso, observa-se um modo de fratura com evidências de estrição significativa na zona central, acompanhado de uma superfície de rotura ligeiramente inclinada, característica de fratura dúctil. Este comportamento confirma que, em condições de elevada energia volumétrica, o material apresenta boa densificação e consegue suportar deformações plásticas antes da rotura. Nos provetes P16-P18, submetidos ao envelhecimento térmico, a fratura apresenta diferenças claras. Ainda se observa estrição, mas menos pronunciada, e as superfícies de fratura parecem mais abruptas, com planos inclinados e menor alongamento antes da rotura. Este aspeto sugere uma redução da ductilidade após o envelhecimento, coerente com o aumento da dureza e resistência mecânica proporcionados pelo endurecimento por precipitação. O material torna-se mais resistente, mas também mais frágil, apresentando fraturas que, embora não completamente frágeis, são marcadamente menos dúcteis que no estado como impresso.

Estes resultados confirmam que, para condições de elevada densificação (VED=96 J/mm<sup>3</sup>), o envelhecimento térmico promoveu o endurecimento por precipitação esperado para o aço maraging 1.2709, já que este incrementou de forma expressiva os valores de tensão de escoamento e de resistência máxima à tração. O baixo coeficiente de variação observado para a tensão de rotura e para a deformação demonstra também a boa reprodutibilidade das amostras neste regime de fabrico. Outro aspeto relevante é que, contrariamente ao comportamento observado para valores baixos de VED, a ductilidade foi significativamente reduzida após o tratamento térmico, uma vez que se registou uma queda acentuada da deformação na rotura. Este resultado evidencia que, apesar do aumento de resistência, o material se tornou mais frágil, traduzindo-se numa menor capacidade de deformação plástica antes da rotura.

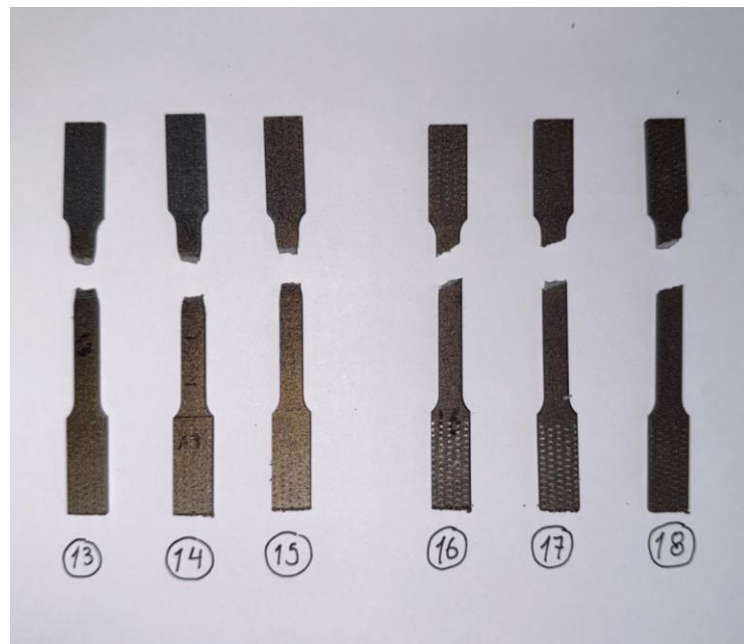


Figura 54 - Provetes impressos com  $VED=96 \text{ J/mm}^3$  e estratégia de varrimento *chessboard* (com e sem tratamento térmico) após o ensaio uniaxial de tração.

### 3.2.5. Discussão de resultados

A caracterização experimental realizada permitiu avaliar o comportamento da liga 1.2709 processada por SLM em diferentes condições de fabricação e sem/após tratamento térmico. Para contextualizar estes resultados e validar a sua relevância, é importante compará-los com os valores reportados em estudos recentes sobre aços maraging obtidos pelo mesmo processo ou por processos semelhantes. Esta análise comparativa permite confirmar tendências, identificar discrepâncias e compreender de que forma os parâmetros de processo e o envelhecimento influenciam as propriedades do material, bem como aferir os resultados com a literatura.

#### 3.2.5.1. Massa volúmica

No estado como impresso, as medições de massa volúmica revelaram uma forte dependência da energia aplicada. Para valores de VED elevados as amostras atingiram uma densidade muito próxima da densidade teórica do aço 1.2709 ( $8,0 \text{ g/cm}^3$ ), sendo que a massa volúmica relativa se situou na ordem dos 99%. Já para valores de energia mais reduzidos, registaram-se densidades significativamente inferiores, devido à ocorrência de porosidade por falta de fusão. Estes resultados estão de acordo com os reportados na literatura, já que diversos estudos confirmam que, em condições otimizadas, ou seja, valores elevados de VED, a impressão por SLM permite alcançar densidades relativas entre na ordem dos 99%. Por exemplo, Król et al. [90] observaram uma massa volúmica relativa máxima de 99,3% em peças de 18Ni-300 fabricadas por SLM, enquanto Mao et al. [91] reportaram 99,45% e Andronov et al. [74] chegaram a valores próximos da densificação total com 99,98%. Assim, os resultados obtidos neste trabalho encontram-se alinhados com a tendência geral, na medida em que parâmetros

que geram alta energia conduzem a materiais praticamente isentos de porosidade, enquanto energias insuficientes resultam em quedas acentuadas da densificação.

No que respeita às medições realizadas após o tratamento térmico de envelhecimento, observou-se neste trabalho um ligeiro aumento da massa volúmica relativa em comparação com o estado como impresso. Este resultado sugere que o processo térmico contribuiu para a redução parcial da porosidade existente nas amostras. A literatura confirma esta tendência, já que Shamsdini et al. [92], ao analisarem o aço maraging 18Ni-300 produzido por *Direct Metal Laser Sintering* (DMLS), reportaram que a porosidade diminuiu após um ciclo de envelhecimento a 490 °C durante 6 h, em comparação com o estado como impresso. Esta redução de porosidade traduz-se, inevitavelmente, numa melhoria da densidade relativa do material. Assim, tanto os resultados obtidos experimentalmente como os dados da literatura apontam para o facto de o envelhecimento, além de induzir o endurecimento por precipitação característico desta liga, também poder desempenhar um papel benéfico na redução parcial de porosidade, devido ao ligeiro aumento da compacidade global do material.

### 3.2.5.2. Rugosidade superficial

As superfícies impressas por SLM exibem tipicamente uma rugosidade elevada em comparação a superfícies maquinadas, devido à sua estratificação em camadas e partículas parcialmente fundidas. Vários estudos recentes caracterizaram a rugosidade de superfícies impressas pela comparação de dados de faces horizontais e verticais no estado como impresso. Em geral, as faces de topo tendem a apresentar rugosidade mais baixa do que as faces laterais devido à ausência do efeito em escada das camadas. Ullah et al. [93] mediram a rugosidade média Ra nas faces superiores de placas de aço maraging impressas por SLM em várias inclinações, e observaram que, na condição como impresso, a rugosidade diminui à medida que a superfície se aproxima da horizontal: superfícies construídas a 30° em relação ao plano horizontal registaram os valores mais elevados enquanto superfícies a 60° exibiram Ra menor, e as faces verticais (90°) apresentaram rugosidade ligeiramente inferior. Os resultados obtidos nesta dissertação confirmam parcialmente esta tendência. Para energias mais elevadas (60-96 J/mm<sup>3</sup>), as superfícies de topo apresentaram valores mais baixos de rugosidade (entre 5,2 e 6,5 µm), enquanto as laterais se mantiveram na ordem de 7-8 µm. Estes valores são coerentes com os dados da literatura, reforçando que condições de maior energia promovem uma fusão mais estável e superfícies superiores mais regulares. No entanto, para valores reduzidos de energia (20-26,7 J/mm<sup>3</sup>), verificou-se uma inversão desta tendência: as faces de topo atingiram valores de rugosidade significativamente mais elevados (até 14,3 µm), superior aos obtidos para as faces laterais (7,5-10 µm). Este comportamento pode ser explicado pela maior instabilidade da poça de fusão em condições de baixa energia, que resulta numa fusão heterogénea no plano horizontal, com acumulação de salpicos e partículas não fundidas.

No âmbito do presente trabalho, não foram realizadas medições da rugosidade após o tratamento térmico de envelhecimento. Ainda assim, a literatura é consensual em afirmar que este tipo de tratamento não produz alterações significativas na topografia superficial. As diferenças que por vezes são reportadas entre o estado como impresso e o estado envelhecido

resultam de fenómenos como a formação de uma leve oxidação superficial a alta temperatura, o que pode até aumentar ligeiramente a rugosidade medida. Ullah et al. [93] verificaram que um tratamento térmico de solubilização a 820 °C (mais severo do que o envelhecimento) elevou o Ra das superfícies como impressas devido à formação de óxidos. No caso do envelhecimento, espera-se uma oxidação mais branda que, como dito anteriormente, não produz alterações significativas na topografia superficial.

### 3.2.5.3. Dureza

A dureza do aço maraging 1.2709 obtido por SLM mostrou-se sensível ao tratamento térmico, em concordância com o comportamento clássico desse material. A literatura reporta durezas Vickers na faixa de 300-400 HV para o aço maraging 18Ni300 (equivalente à liga 1.2709) impresso e não envelhecido. Hu et al. [94] obtiveram medições de cerca de 310 HV em amostras no estado como impresso, na medida em que Król et al. [90] obtiveram aproximadamente 400 HV também no estado impresso. Nos resultados obtidos nas condições de elevada energia (60-96 J/mm<sup>3</sup>), tanto com *chessboard* como com *stripes*, a dureza média manteve-se na ordem de 350-380 HV, o que confirma a boa concordância entre os resultados obtidos e a literatura. Pequenas diferenças podem dever-se a variações na calibração do equipamento de medição ou na carga de ensaio, bem como à presença de austenite retida em teores distintos, a qual tende a reduzir a dureza se presente em maior quantidade. Por outro lado, em condições de energia reduzida (20-26,7 J/mm<sup>3</sup>), observaram-se quedas acentuadas, com durezas entre 128 e 174 HV na face superior e entre 114 e 163 HV na face lateral. Estes valores bastante inferiores estão associados à falta de fusão, elevada porosidade e possível presença de austenite retida em maior proporção, fatores que comprometem a formação de uma matriz martensítica homogênea.

Após o tratamento térmico de envelhecimento, verificou-se um aumento pronunciado da dureza dos provetes, em linha com o fenómeno de precipitação intermetálica característico dos aços maraging. Os valores medidos nesta dissertação situaram-se, para energias elevadas, entre 560 - 580 HV na face superior, e entre 430 - 545 HV na face lateral. Estes resultados estão em concordância com a literatura, onde Król et al. [90] reportaram um incremento de dureza de 406 HV para 549 HV quando amostras 18Ni-300 foram envelhecidas a 480 °C por 5 h, valores próximos dos obtidos neste trabalho.

### 3.2.5.4. Propriedades mecânicas à tração

A análise dos resultados obtidos nos ensaios de tração evidencia comportamentos característicos do aço maraging 1.2709 produzido por SLM, tanto no estado como impresso como após o tratamento térmico de envelhecimento, após a comparação com os valores reportados na literatura científica.

#### Tensão limite elástico a 0,2%

No que respeita à tensão limite elástico a 0,2% verificou-se neste trabalho que os provetes fabricados com energia volumétrica elevada (96 J/mm<sup>3</sup>, estratégia *chessboard*) apresentaram

## Desenvolvimento

valores médios de cerca de 709 MPa no estado como impresso e de 1846 MPa após o envelhecimento. Esta evolução está em linha com os dados reportados por Oliveira et al. [95], que mediram aproximadamente 955 MPa no estado bruto e cerca de 1700 MPa após três horas a 480 °C, bem como com o estudo de Mooney and Kourousis [96], que apontam intervalos típicos de 768 - 1214 MPa no estado como impresso e de 1700 - 1900 MPa após o envelhecimento. Estes dados mostram que os resultados obtidos nesta dissertação se inserem dentro do intervalo de referência para este material. Já na condição de baixa energia (26,7 J/mm<sup>3</sup>), não foi possível determinar a tensão limite elástico com o método de 0,2% devido à existência de um comportamento elástico até à rotura.

### **Tensão máxima**

Relativamente à resistência à tensão máxima também se observaram aumentos expressivos, pois os provetes de 96 J/mm<sup>3</sup> apresentaram, em média, 1014 MPa no estado como impresso, tendo incrementado para 1923 MPa após o envelhecimento. Estes resultados coincidem com os dados de Simson et al. [97], que reportaram uma tensão máxima de 1056 - 1096 MPa no estado bruto e de 1964 - 2102 MPa após envelhecimento a 480 °C durante seis horas, e por Oliveira et al. [95], que registaram resultados semelhantes. Em contraste, os provetes impressos com VED de 26,7 J/mm<sup>3</sup> exibiram valores baixos, 208 e 224 MPa no estado como impresso e até 293 MPa após envelhecimento. Estes resultados são bastante inferiores aos valores reportados em qualquer estudo da literatura. A discrepância explica-se pela baixa densificação e pela presença de grandes defeitos de falta de fusão, que comprometem a capacidade de suportar carga. Além disso, o envelhecimento não foi capaz de compensar as falhas estruturais, uma vez que os valores se mantiveram residualmente baixos. Deste modo, os resultados aqui obtidos podem ser considerados consistentes com a literatura.

### **Módulo de elasticidade**

Nos provetes com VED elevado, o módulo de elasticidade foi de 177 GPa no estado como impresso e de 171 GPa após envelhecimento. Estes valores estão dentro da faixa reportada na literatura. Oliveira et al. [95] apresentam valores de 150 - 194 GPa no estado bruto e de 180 - 200 GPa após tratamento. A maioria dos estudos refere um ligeiro aumento do módulo com o envelhecimento, associado à maior rigidez da martensite envelhecida e à redução de defeitos na microestrutura. No entanto, o módulo de elasticidade é uma propriedade pouco influenciada pelo envelhecimento, pelo que diferenças de alguns pontos percentuais, como a redução de ~3% observada neste trabalho, devem ser interpretadas como variação normal do ensaio e não como um efeito real do tratamento. Nos provetes de baixa energia, os valores medidos situaram-se apenas entre 56 e 70 GPa, muito abaixo do intervalo típico da literatura. Tal discrepância deve-se ao elevado teor de porosidade e à ausência de fusão adequada, que comprometem a rigidez global do material. Embora resultados tão baixos não sejam reportados em publicações científicas, uma vez que estas se concentram em condições de elevada densificação, a diferença observada é coerente com a degradação estrutural extrema introduzida por parâmetros de fabrico insuficientes.

**Deformação na rotura**

No caso dos provetes impressos com VED de  $96 \text{ J/mm}^3$ , o alongamento médio à rotura foi de 7,95% no estado como impresso, reduzindo para 1,92% após envelhecimento. Este comportamento confirma a tendência observada na literatura. Simson et al. [97] reportaram reduções de 14% para 3%, enquanto Oliveira et al. [95] observaram quedas de 18% para 3%. A perda de ductilidade de cerca de 75% é, portanto, consistente com o endurecimento por precipitação, que fortalece a matriz, mas compromete a sua capacidade de deformação plástica. Nos provetes de baixa energia, a deformação na rotura foi praticamente nula: valores de 0,47-0,52% no estado como impresso e de 0,45-0,48% após envelhecimento. Estes resultados confirmam que, em condições de processamento deficitárias, a fratura ocorre de forma quase imediata, sem deformação plástica significativa. Tal comportamento não encontra paralelo na literatura, que geralmente reporta alongamentos superiores a 5%, mas é totalmente coerente com o estado microestrutural degradado resultante da falta de fusão.

De forma global, os resultados obtidos para provetes fabricados com energia elevada ( $96 \text{ J/mm}^3$ ) estão em forte concordância com a literatura, pelo que se confirma a capacidade do SLM seguido de envelhecimento em produzir materiais com elevada resistência, rigidez comparável a aços convencionais e ductilidade reduzida. Por outro lado, os provetes fabricados com energia reduzida ( $26,7 \text{ J/mm}^3$ ) revelaram desempenhos muito inferiores, fora da gama reportada em publicações científicas. Estes resultados reforçam de forma inequívoca a importância da correta seleção dos parâmetros de impressão, já que apenas em condições de elevada densificação é possível atingir propriedades comparáveis às descritas no estado da arte, enquanto energias insuficientes resultam em degradação severa e irrecuperável, mesmo após o tratamento térmico.

Desenvolvimento

## 4. Conclusão

### 4.1. Conclusões finais

O trabalho desenvolvido teve como objetivo caracterizar o aço maraging 1.2709 fabricado por SLM, através da análise da influência dos parâmetros de fabrico e do tratamento térmico de envelhecimento nas propriedades do material. Para atingir este objetivo foi necessário estabelecer pressupostos claros, entre os quais a definição de matrizes para seleção da potência do laser e da velocidade de varrimento, de modo a garantir a obtenção de diferentes níveis de VED. Esta abordagem permitiu construir um conjunto de provetes representativos de condições de fabrico contrastantes, desde cenários de alta densificação até situações com clara falta de fusão. A adoção destas matrizes experimentais constituiu um aspeto central do planeamento do trabalho, e asseguram comparações rigorosas entre parâmetros de impressão. Outro pressuposto relevante foi a decisão de analisar os provetes em duas condições distintas: no estado como impresso e após envelhecimento térmico. Esta escolha teve como base o conhecimento de que os aços maraging apresentam, no estado bruto de fabrico, uma matriz martensítica suscetível a endurecimento posterior. Assim, o envelhecimento foi incluído não apenas como uma variável experimental, mas como um passo fundamental para validar o potencial da liga quando processada por SLM e sujeita ao ciclo térmico mais comumente utilizado na indústria.

O trabalho permitiu confirmar que a VED é o fator determinante para a qualidade do material. Nas condições que aplicaram valores elevados de potência e velocidades adequadas, obtiveram-se provetes praticamente densos, com massas volúmicas relativas próximas de 99,5%, rugosidades moderadas e propriedades mecânicas em linha com os intervalos reportados na literatura. Pelo contrário, quando foram consideradas combinações de parâmetros que resultaram em energia volumétrica reduzida, os provetes apresentaram porosidade elevada, rugosidade acentuada e propriedades mecânicas severamente comprometidas, o que demonstrou de forma inequívoca a sensibilidade do processo à definição correta dos parâmetros de fabrico. A dureza e os ensaios de tração evidenciaram de forma clara a eficácia do tratamento de envelhecimento. Nos provetes densos, a dureza aumentou de 350 HV no estado como impresso para mais de 550 HV após envelhecimento, enquanto a resistência última à tração quase duplicou, atingindo cerca de 1,9 GPa. Estes resultados demonstram que o tratamento aplicado foi eficaz na ativação dos mecanismos de precipitação característicos desta liga. Contudo, nas condições de baixa energia, o envelhecimento não foi capaz de corrigir

## Conclusão

os defeitos estruturais, pelo que se confirma que a qualidade inicial do material é determinante para o sucesso do pós-processamento.

Com base na análise global dos resultados, conclui-se que a condição mais favorável de processamento corresponde à aplicação de uma energia volumétrica de  $96 \text{ J/mm}^3$ , em combinação com a estratégia de varrimento *chessboard*. Esta configuração revelou-se a mais estável e eficiente, permitindo alcançar elevada densificação, rugosidade controlada, dureza consistente e propriedades mecânicas de tração comparáveis às reportadas na literatura para o aço maraging 1.2709 obtido por fabrico aditivo. Assim, pode afirmar-se que estes parâmetros representam a janela ótima de fabrico para a produção de componentes de elevado desempenho por SLM, conciliando resistência, integridade estrutural e reprodutibilidade do processo.

De forma global, considera-se que os objetivos inicialmente definidos para este trabalho foram plenamente alcançados. A investigação permitiu avaliar a influência dos parâmetros de fabrico e do tratamento térmico de envelhecimento nas propriedades do aço maraging 1.2709 produzido por SLM, após análise da massa volúmica, rugosidade superficial, dureza e comportamento à tração. Os resultados obtidos confirmam a pertinência da metodologia adotada e permitem enquadrar criticamente o desempenho do material face ao comportamento reportado na literatura, cumprindo integralmente as metas estabelecidas para a dissertação.

## 4.2. Limitações e trabalhos futuros

Apesar dos resultados alcançados, o trabalho desenvolvido apresenta algumas limitações que condicionam a sua abrangência, mas que simultaneamente abrem caminho para futuras linhas de investigação capazes de aprofundar e complementar os dados obtidos.

- **Análise microestrutural limitada:** o presente estudo focou-se essencialmente em propriedades físicas e mecânicas, não tendo sido investigada em profundidade a evolução microestrutural. A ausência de técnicas avançadas, como microscopia eletrónica impediu a identificação detalhada de precipitados, a quantificação da austenite retida e a correlação direta entre microestrutura e propriedades. Futuras investigações deverão integrar estas metodologias para compreender de forma mais completa os mecanismos de endurecimento e a influência da energia volumétrica na formação de fases.
- **Comportamento em fadiga não avaliado:** o estudo concentrou-se na avaliação da rugosidade, dureza e propriedades obtidas através dos ensaios de tração, não tendo sido investigada a resistência à fadiga. Dado o papel crítico desta propriedade em setores como o aeroespacial ou o automóvel, ensaios de fadiga deverão ser considerados como prioridade em trabalhos futuros. Tal consideração permitirá avaliar de forma mais realista o impacto da porosidade e da rugosidade na iniciação e propagação de fissuras.

- **Número reduzido de provetes por condição:** o número de amostras ensaiadas em cada condição foi suficiente para estabelecer tendências, mas limitado para garantir uma análise estatística robusta. Ampliar o número de provetes em estudos futuros permitirá reduzir a incerteza associada à variabilidade natural do fabrico aditivo e reforçar a fiabilidade dos resultados, sobretudo em propriedades mecânicas como a tração e a dureza.

## Conclusão

# Referências

1. Howard, W.E. e J.C. Musto, *Introduction to Solid Modeling Using Solidworks 2018*. 2018, New York: McGraw-Hill Education.
2. Silva, F., F. Bartolomeu, T. Duarte, J.L. Alves, G. Miranda, R. Neto, A.B. Pereira, C. Relvas, L. Santana, e M. Terroso, *IMPRESSÃO 3D - Tecnologias, materiais e aplicações*. 2023, Porto: Quântica Editora - Conteúdos Especializados, Lda.
3. Ningsih, D.H.U., *Computer aided design/computer aided manufactur [CAD/CAM]*. Jurnal Teknologi Informasi DINAMIK, 2005. **10**(3): p. 143-149.
4. ISO/ASTM, *ISO/ASTM 52900:2021 Additive manufacturing — General principles — Fundamentals and vocabulary, in General terms*. 2021, ISO/ASTM International West Conshohocken.
5. Attaran, M., *The rise of 3-D printing: The advantages of additive manufacturing over traditional manufacturing*. Business Horizons, 2017. **60**(5): p. 677-688.
6. Vafadar, A., F. Guzzomi, A. Rassau, e K. Hayward *Advances in Metal Additive Manufacturing: A Review of Common Processes, Industrial Applications, and Current Challenges*. Applied Sciences, 2021. **11**, DOI: 10.3390/app11031213.
7. Bakewell, J. *Customising production*. 2019 [Acedido em: 6 de Novembro de 2023]; Disponível em: <https://www.automotivemanufacturingsolutions.com/joining/customising-production/31218.article>.
8. Group, B. *3D printed fixture for the soft-top BMW i8 Roadster*. 2018 [Acedido em: 6 de Novembro de 2023]; Disponível em: <https://www.press.bmwgroup.com/africa-dom-easteurope/photo/detail/P90329577/3d-printed-fixture-for-the-soft-top-bmw-i8-roadster-11/2018>.
9. AMPowerReport. *Fixture for soft-top attachment for car*. [Acedido em: 6 de Novembro de 2023]; Disponível em: <https://additive-manufacturing-report.com/product/fixture-for-soft-top-attachment-bmw-i8-roadster/>.
10. Abdulhameed, O., A. Al-Ahmari, W. Ameen, e S.H. Mian, *Additive manufacturing: Challenges, trends, and applications*. Advances in Mechanical Engineering, 2019. **11**(2): p. 1687814018822880.
11. Singamneni, S., Y. Lv, A. Hewitt, R. Chalk, W. Thomas, e D. Jordison, *Additive Manufacturing for the Aircraft Industry: A Review*. 2019. **8**: p. 1.
12. Saraçyakupoğlu, T., *Usage of Additive Manufacturing and Topology Optimization Process for Weight Reduction Studies in the Aviation Industry*. Advances in Science, Technology and Engineering Systems Journal, 2021. **6**: p. 815-820.
13. Gibson, I., D. Rosen, e B. Stucker, *Additive Manufacturing Technologies: 3D Printing, Rapid Prototyping, and Direct Digital Manufacturing*. 2015: Springer New York.
14. Park, S., W. Shou, L. Makatura, W. Matusik, e K.K. Fu, *3D printing of polymer composites: Materials, processes, and applications*. Matter, 2022. **5**(1): p. 43-76.
15. Li, M., W. Du, A. Elwany, Z. Pei, e C. Ma, *Metal Binder Jetting Additive Manufacturing: A Literature Review*. Journal of Manufacturing Science and Engineering, 2020. **142**(9).
16. Svetlizky, D., M. Das, B. Zheng, A.L. Vyatskikh, S. Bose, A. Bandyopadhyay, J.M. Schoenung, E.J. Lavernia, e N. Eliaz, *Directed energy deposition (DED) additive manufacturing: Physical characteristics, defects, challenges and applications*. Materials Today, 2021. **49**: p. 271-295.
17. Hsiang Loh, G., E. Pei, J. Gonzalez-Gutierrez, e M. Monzón *An Overview of Material Extrusion Troubleshooting*. Applied Sciences, 2020. **10**, DOI: 10.3390/app10144776.

## Referências

18. Lee, J.-Y., J. An, e C.K. Chua, *Fundamentals and applications of 3D printing for novel materials*. Applied Materials Today, 2017. **7**: p. 120-133.
19. Tee, Y.L., P. Tran, M. Leary, P. Pille, e M. Brandt, *3D Printing of polymer composites with material jetting: Mechanical and fractographic analysis*. Additive Manufacturing, 2020. **36**: p. 101558.
20. Tyagi, S., A. Yadav, e S. Deshmukh, *Review on mechanical characterization of 3D printed parts created using material jetting process*. Materials Today: Proceedings, 2022. **51**: p. 1012-1016.
21. Dev Singh, D., T. Mahender, e A. Raji Reddy, *Powder bed fusion process: A brief review*. Materials Today: Proceedings, 2021. **46**: p. 350-355.
22. Piedra-Cascón, W., V.R. Krishnamurthy, W. Att, e M. Revilla-León, *3D printing parameters, supporting structures, slicing, and post-processing procedures of vat-polymerization additive manufacturing technologies: A narrative review*. Journal of Dentistry, 2021. **109**: p. 103630.
23. Toyserkani, E., D. Sarker, O.O. Ibhádode, F. Liravi, P. Russo, e K. Taherkhani, *Metal additive manufacturing*. 2021, John Wiley & Sons Ltd.
24. Caldwell, B. *Additive manufacturing technology offers unlimited potential*. 2017; Disponível em: <https://uwaterloo.ca/news/engineering-alumni/additive-manufacturing-technology-offers-unlimited-potential>.
25. Shaw, M. *Lessons Learned from Commercial Aviation Certification*. 2019 [Acedido em: 5 de Dezembro de 2023]; Disponível em: <https://www.nsrp.org/wp-content/uploads/2019/10/Lessons-Learned-From-Commercial-Aviation-Certification.pdf>.
26. DOE, U., *Additive manufacturing: Pursuing the promise*. US Department of Energy, 2012.
27. Diaz, N., M. Helu, S. Jayanathan, Y. Chen, A. Horvath, e D. Dornfeld. *Environmental analysis of milling machine tool use in various manufacturing environments*. in *Proceedings of the 2010 IEEE International Symposium on Sustainable Systems and Technology*. 2010. IEEE.
28. Faludi, J. e C. Van Sice, *State of Knowledge on the Environmental Impacts of Metal Additive Manufacturing*. 2020, AMGTA and TUDelft.
29. Priarone, P.C., G. Ingarao, R. di Lorenzo, e L. Settineri, *Influence of material - related aspects of additive and subtractive Ti - 6Al - 4V manufacturing on energy demand and carbon dioxide emissions*. Journal of Industrial Ecology, 2017. **21**(S1): p. S191-S202.
30. Kumar, R., Jagadish, e A. Ray, *Selection of Material for Optimal Design Using Multi-criteria Decision Making*. Procedia Materials Science, 2014. **6**: p. 590-596.
31. Emovon, I. e O.S. Oghenenyerovwho, *Application of MCDM method in material selection for optimal design: A review*. Results in Materials, 2020. **7**: p. 100115.
32. Ashby, M.F., *Materials Selection in Mechanical Design*. 2005, Oxford: Butterworth-Heinemann.
33. Chew, Y., G.J. Bi, Z.G. Zhu, F.L. Ng, F. Weng, S.B. Liu, S.M.L. Nai, e B.Y. Lee, *Microstructure and enhanced strength of laser aided additive manufactured CoCrFeNiMn high entropy alloy*. Materials Science and Engineering: A, 2019. **744**: p. 137-144.
34. Yu, Z., Y. Zheng, J. Chen, C. Wu, J. Xu, H. Lu, e C. Yu, *Effect of laser remelting processing on microstructure and mechanical properties of 17-4 PH stainless steel during laser direct metal deposition*. Journal of Materials Processing Technology, 2020. **284**: p. 116738.

35. Pragana, J.P.M., R.F.V. Sampaio, I.M.F. Bragança, C.M.A. Silva, e P.A.F. Martins, *Hybrid metal additive manufacturing: A state-of-the-art review*. Advances in Industrial and Manufacturing Engineering, 2021. **2**: p. 100032.
36. Bartolomeu, F., M. Costa, N. Alves, G. Miranda, e F.S. Silva, *Additive manufacturing of NiTi-Ti6Al4V multi-material cellular structures targeting orthopedic implants*. Optics and Lasers in Engineering, 2020. **134**: p. 106208.
37. Pesode, P. e S. Barve, *Additive manufacturing of metallic biomaterials and its biocompatibility*. Materials Today: Proceedings, 2022.
38. Solution, N.S. *SLM 125*. [Acedido em: 3 de janeiro de 2024]; Disponível em: <https://www.slm-solutions.com/products-and-solutions/machines/slm-125/>.
39. Protofab. *ProtoFab PF-M 150*. 2025 [Acedido em: 3 de janeiro de 2024]; Disponível em: <https://www.3dprotofab.com/protofab-slm-150-3d-printer/>.
40. Mori, D. *LASERTEC 12 SLM*. [Acedido em: 3 de janeiro de 2024]; Disponível em: <https://en.dmgmori.com/products/machines/additive-manufacturing/powder-bed/lasertec-12-slm>.
41. Sing, S.L., S. Huang, G.D. Goh, G.L. Goh, C.F. Tey, J.H.K. Tan, e W.Y. Yeong, *Emerging metallic systems for additive manufacturing: In-situ alloying and multi-metal processing in laser powder bed fusion*. Progress in Materials Science, 2021. **119**: p. 100795.
42. Everton, S.K., M. Hirsch, P. Stravroulakis, R.K. Leach, e A.T. Clare, *Review of in-situ process monitoring and in-situ metrology for metal additive manufacturing*. Materials & Design, 2016. **95**: p. 431-445.
43. Sefene, E.M., *State-of-the-art of selective laser melting process: A comprehensive review*. Journal of Manufacturing Systems, 2022. **63**: p. 250-274.
44. Yadroitsev, I., I. Yadroitsava, P. Bertrand, e I. Smurov, *Factor analysis of selective laser melting process parameters and geometrical characteristics of synthesized single tracks*. Rapid Prototyping Journal, 2012. **18**: p. 201-208.
45. Vandenbroucke, B. e J.-P. Kruth, *Selective laser melting of biocompatible metals for rapid manufacturing of medical parts*. Rapid Prototyping Journal, 2007. **13**: p. 196-203.
46. Sun, J., Y. Yang, e D. Wang, *Parametric optimization of selective laser melting for forming Ti6Al4V samples by Taguchi method*. Optics & Laser Technology, 2013. **49**: p. 118-124.
47. Abele, E., H.A. Stoffregen, M. Kniepkamp, S. Lang, e M. Hampe, *Selective laser melting for manufacturing of thin-walled porous elements*. Journal of Materials Processing Technology, 2015. **215**: p. 114-122.
48. Kempen, K., E. Yasa, L. Thijs, J.P. Kruth, e J. Van Humbeeck, *Microstructure and mechanical properties of Selective Laser Melted 18Ni-300 steel*. Physics Procedia, 2011. **12**: p. 255-263.
49. Günther, J., F. Brenne, M. Droste, M. Wendler, O. Volkova, H. Biermann, e T. Niendorf, *Design of novel materials for additive manufacturing - Isotropic microstructure and high defect tolerance*. Scientific Reports, 2018. **8**(1): p. 1298.
50. Kok, Y., X.P. Tan, P. Wang, M.L.S. Nai, N.H. Loh, E. Liu, e S.B. Tor, *Anisotropy and heterogeneity of microstructure and mechanical properties in metal additive manufacturing: A critical review*. Materials & Design, 2018. **139**: p. 565-586.
51. Ferro, P., F. Berto, e L. Romanin, *Understanding powder bed fusion additive manufacturing phenomena via numerical simulation*. Frattura ed Integrità Strutturale, 2020. **14**(53): p. 252-284.
52. Holzmond, O. e X. Li, *In situ real time defect detection of 3D printed parts*. Additive Manufacturing, 2017. **17**: p. 135-142.
53. Francois, M.M., A. Sun, W.E. King, N.J. Henson, D. Touret, C.A. Bronkhorst, N.N. Carlson, C.K. Newman, T. Haut, J. Bakosi, J.W. Gibbs, V. Livescu, S.A. Vander Wiel, A.J.

## Referências

- Clarke, M.W. Schraad, T. Blacker, H. Lim, T. Rodgers, S. Owen, F. Abdeljawad, J. Madison, A.T. Anderson, J.L. Fattebert, R.M. Ferencz, N.E. Hodge, S.A. Khairallah, e O. Walton, *Modeling of additive manufacturing processes for metals: Challenges and opportunities*. Current Opinion in Solid State and Materials Science, 2017. **21**(4): p. 198-206.
54. Gouge, M. e P. Michaleris, *Chapter 1 - An Introduction to Additive Manufacturing Processes and Their Modeling Challenges*, in *Thermo-Mechanical Modeling of Additive Manufacturing*, M. Gouge and P. Michaleris, Editors. 2018, Butterworth-Heinemann. p. 3-18.
55. Bandyopadhyay, A. e K.D. Traxel, *Invited review article: Metal-additive manufacturing—Modeling strategies for application-optimized designs*. Additive Manufacturing, 2018. **22**: p. 758-774.
56. DebRoy, T., H.L. Wei, J.S. Zuback, T. Mukherjee, J.W. Elmer, J.O. Milewski, A.M. Beese, A. Wilson-Heid, A. De, e W. Zhang, *Additive manufacturing of metallic components – Process, structure and properties*. Progress in Materials Science, 2018. **92**: p. 112-224.
57. Tofail, S.A.M., E.P. Koumoulos, A. Bandyopadhyay, S. Bose, L. O'Donoghue, e C. Charitidis, *Additive manufacturing: scientific and technological challenges, market uptake and opportunities*. Materials Today, 2018. **21**(1): p. 22-37.
58. Akram, J., P. Chalavadi, D. Pal, e B. Stucker, *Understanding grain evolution in additive manufacturing through modeling*. Additive Manufacturing, 2018. **21**: p. 255-268.
59. Mindt, H.W., O. Desmaison, M. Megahed, A. Peralta, e J. Neumann, *Modeling of Powder Bed Manufacturing Defects*. Journal of Materials Engineering and Performance, 2017. **27**.
60. Zhang, Y. e J. Zhang, *Modeling of solidification microstructure evolution in laser powder bed fusion fabricated 316L stainless steel using combined computational fluid dynamics and cellular automata*. Additive Manufacturing, 2019. **28**: p. 750-765.
61. Luca, R., F. Paolo, e B. Filippo, *The influence of metallurgical data on residual stresses in Computational Welding*. Procedia Structural Integrity, 2018. **9**: p. 55-63.
62. Ferro, P., *Residual Stress Analysis on Welded Joints by Means of Numerical Simulation and Experiments*, F. Berto, Editor. 2018, IntechOpen: Rijeka.
63. Olleak, A. e Z. Xi, *Simulation of Layer-by-Layer Selective Laser Melting Process with an Efficient Remeshing Technique*. Procedia Manufacturing, 2019. **34**: p. 613-618.
64. Miranda, G., S. Faria, F. Bartolomeu, E. Pinto, S. Madeira, A. Mateus, P. Carreira, N. Alves, F.S. Silva, e O. Carvalho, *Predictive models for physical and mechanical properties of 316L stainless steel produced by selective laser melting*. Materials Science and Engineering: A, 2016. **657**: p. 43-56.
65. Ferreira, D.F.S., G. Miranda, F.J. Oliveira, e J.M. Oliveira, *Predictive models for an optimized fabrication of 18Ni300 maraging steel for moulding and tooling by Selective Laser Melting*. Journal of Manufacturing Processes, 2021. **70**: p. 46-54.
66. Nguyen, D.S., H.S. Park, e C.M. Lee, *Optimization of selective laser melting process parameters for Ti-6Al-4V alloy manufacturing using deep learning*. Journal of Manufacturing Processes, 2020. **55**: p. 230-235.
67. Yadav, P., O. Rigo, C. Arvieu, E. Le Guen, e E. Lacoste, *In Situ Monitoring Systems of The SLM Process: On the Need to Develop Machine Learning Models for Data Processing*. Crystals, 2020. **10**(6).
68. Ye, D., G.S. Hong, Y. Zhang, K. Zhu, e J.Y.H. Fuh, *Defect detection in selective laser melting technology by acoustic signals with deep belief networks*. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2018. **96**(5): p. 2791-2801.

69. Caggiano, A., J. Zhang, V. Alfieri, F. Caiazzo, R. Gao, e R. Teti, *Machine learning-based image processing for on-line defect recognition in additive manufacturing*. CIRP Annals, 2019. **68**(1): p. 451-454.
70. Stoll, T., R. Prudlik, M. Birg, e K. Wudy, *Influence of different beam shapes on melt pool geometry of single melt tracks on IN718*. Progress in Additive Manufacturing, 2025. **10**(4): p. 2675-2690.
71. Sandvik, M., *DATASHEET OSPREY CO-FREE MARAGING STEEL FOR ADDITIVE MANUFACTURING*
72. *Ficha de dados das propriedades da matéria-prima e do material do pó metálico 1.2709*. Disponível em: [https://www.hasco.com/pt/werkstoffdatenblatt\\_MP\\_1.2709](https://www.hasco.com/pt/werkstoffdatenblatt_MP_1.2709).
73. Jarfors, A.E.W., A.C.G.H. Shashidhar, H.K. Yepur, J. Steggo, N.-E. Andersson, e R. Stolt, *Build Strategy and Impact Strength of SLM Produced Maraging Steel (1.2709)*. Metals, 2021. **11**(1): p. 51.
74. Andronov, V., J. Šimota, L. Beránek, J. Blažek, e F. Rušar, *Optimization of Process Parameters for Additively Produced Tool Steel 1.2709 with a Layer Thickness of 100 μm*. Materials, 2021. **14**(11): p. 2852.
75. Jarfors, A., A. Shashidhar, H. Yepur, J. Steggo, N.-E. Andersson, e R. Stolt, *Build Strategy and Impact Strength of SLM Produced Maraging Steel (1.2709)*. Metals, 2020. **11**: p. 51.
76. *Impermeable sintered metal materials and hardmetals - Determination of density - ISO 3369*. 2006.
77. *Wikipedia. Maraging steel — Wikipedia, The Free Encyclopedia*. [Acedido em: 30 de Junho de 2024]; Disponível em: [https://en.wikipedia.org/wiki/Maraging\\_steel](https://en.wikipedia.org/wiki/Maraging_steel).
78. *Geometrical product specifications (GPS) — Surface texture: Profile - ISO 21920*. 2021.
79. *Standard test methods for vickers hardness and knoop hardness of metallic materials, ASTM e92*. 2023.
80. *Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials, ASTM E8/E8M*. 2022.
81. Tan, C., K. Zhu, X. Tong, Y. Huang, J. Li, W. Ma, F. Li, e K. Tongchun, *Microstructure and Mechanical Properties of 18Ni-300 Maraging Steel Fabricated by Selective Laser Melting*. 2016.
82. Kwak, N., Y. Lim, S. Heo, C. Jeon, e I. Jo, *Effect of aging temperature on microstructure, mechanical, and wear properties of 18ni-300 maraging steel produced by powder bed fusion*. Metals, 2024. **14**(4): p. 375.
83. Kuntoğlu, M., E. Salur, E. Canli, A. Aslan, M.K. Gupta, S. Waqar, G.M. Krolczyk, e J. Xu, *A state of the art on surface morphology of selective laser-melted metallic alloys*. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2023. **127**(3): p. 1103-1142.
84. Cacace, S., L. Pagani, B.M. Colosimo, e Q. Semeraro, *The effect of energy density and porosity structure on tensile properties of 316L stainless steel produced by laser powder bed fusion*. Progress in Additive Manufacturing, 2022. **7**(5): p. 1053-1070.
85. Pimenov, D.Y., L.F. Berti, G. Pintaude, G.X. Peres, Y. Chaurasia, N. Khanna, e K. Giasin, *Influence of selective laser melting process parameters on the surface integrity of difficult-to-cut alloys: comprehensive review and future prospects*. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2023. **127**(3): p. 1071-1102.
86. Greco, S., K. Gutzeit, H. Hotz, B. Kirsch, e J.C. Aurich, *Selective laser melting (SLM) of AISI 316L—impact of laser power, layer thickness, and hatch spacing on roughness, density, and microhardness at constant input energy density*. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2020. **108**(5): p. 1551-1562.
87. Piekto, J., A. Garbacz-Klempka, D. Myszk, e K. Figurski, *Numerical and Experimental Analysis of Strength Loss of 1.2709 Maraging Steel Produced by Selective Laser Melting (SLM) under Thermo-Mechanical Fatigue Conditions*. Materials, 2023. **16**(24): p. 7682.

## Referências

88. Rivalta, F., L. Ceschini, A.E.W. Jarfors, e R. Stolt, *Effect of Scanning Strategy in the L-PBF Process of 18Ni300 Maraging Steel*. *Metals*, 2021. **11**(5): p. 826.
89. Piekło, J. e A. Garbacz-Klempka, *Use of Maraging Steel 1.2709 for Implementing Parts of Pressure Mold Devices with Conformal Cooling System*. *Materials*, 2020. **13**(23): p. 5533.
90. Król, M., P. Snopiński, J. Hajnyš, M. Pagáč, e D. Łukowiec, *Selective Laser Melting of 18Ni-300 Maraging Steel*. *Materials (Basel)*, 2020. **13**(19).
91. Mao, Z., X. Lu, H. Yang, X. Niu, L. Zhang, e X. Xie, *Processing optimization, microstructure, mechanical properties and nanoprecipitation behavior of 18Ni300 maraging steel in selective laser melting*. *Materials Science and Engineering: A*, 2022. **830**: p. 142334.
92. Shamsdini, S., H. Pirgazi, M.H. Ghoncheh, M. Sanjari, B.S. Amirkhiz, L. Kestens, e M. Mohammadi, *A relationship between the build and texture orientation in tensile loading of the additively manufactured maraging steels*. *Additive Manufacturing*, 2021. **41**: p. 101954.
93. Ullah, R., J.S. Akmal, S. Laakso, e E. Niemi, *Anisotropy of additively manufactured 18Ni-300 maraging steel: Threads and surface characteristics*. *Procedia CIRP*, 2020. **93**: p. 68-78.
94. Hu, J., L. Zhang, X. Wang, W. Lin, P. Wei, Y. Cao, J. Zhang, K. Sun, B. Yang, e W. Li, *Effect of Heat Treatments on the Microstructure and Properties of 18Ni300 Maraging Steel Produced by Selective Laser Melting*. *Materials (Basel)*, 2025. **18**(10).
95. Oliveira, A.R., J.A.A. Diaz, A.D.C. Nizes, A.L. Jardini, e E.G. Del Conte, *Investigation of Building Orientation and Aging on Strength–Stiffness Performance of Additively Manufactured Maraging Steel*. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2021. **30**(2): p. 1479-1489.
96. Mooney, B. e K.I. Kourousis, *A Review of Factors Affecting the Mechanical Properties of Maraging Steel 300 Fabricated via Laser Powder Bed Fusion*. *Metals*, 2020. **10**(9): p. 1273.
97. Simson, T., J. Koch, J. Rosenthal, M. Kepka, M. Zetek, I. Zetková, G. Wolf, P. Tomčík, e J. Kulhanek, *Mechanical Properties of 18Ni-300 maraging steel manufactured by LPBF*. *Procedia Structural Integrity*, 2019. **17**: p. 843-849.

# 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: Eduardo Nuno Teixeira Isidro

ISEP, Porto, 10 de setembro de 2025

## Declaração de Integridade

## Apêndice A: valores de dureza para os provetes sem tratamento térmico

Provete 1 (VED=96 J/mm<sup>3</sup> e estratégia *chessboard*)

Indentação	Dureza HV	
	Face superior	Face lateral
1	369	362
2	406	365
3	378	319
4	382	344
<b>Média</b>	383,75	347,5
<b>Desvio padrão</b>	15,80	21,14

Provete 2 (VED=60 J/mm<sup>3</sup> e estratégia *chessboard*)

Indentação	Dureza HV	
	Face superior	Face lateral
1	361	362
2	368	323
3	356	287
4	359	314
<b>Média</b>	361	321,5
<b>Desvio padrão</b>	5,10	31,03

Apêndice A

Provete 3 (VED=40 J/mm<sup>3</sup> e estratégia *chessboard*)

Indentação	Dureza HV	
	Face superior	Face lateral
1	292	287
2	298	266
3	304	270
4	289	272
<b>Média</b>	295,8	273,8
<b>Desvio padrão</b>	6,65	9,18

Provete 4 (VED=26,7 J/mm<sup>3</sup> e estratégia *chessboard*)

Indentação	Dureza HV	
	Face superior	Face lateral
1	184	132
2	179	143
3	171	133
4	163	132
<b>Média</b>	174,25	135
<b>Desvio padrão</b>	9,22	5,35

Provete 5 (VED=20 J/mm<sup>3</sup> e estratégia *chessboard*)

Indentação	Dureza HV	
	Face superior	Face lateral
1	117	120
2	166	114
3	158	109
4	143	113
<b>Média</b>	146	114
<b>Desvio padrão</b>	21,56	4,55

Provete 6 (VED=96 J/mm<sup>3</sup> e estratégia *stripes*)

Indentação	Dureza HV	
	Face superior	Face lateral
1	373	295
2	369	286
3	386	300
4	366	310
<b>Média</b>	373,5	297,8
<b>Desvio padrão</b>	8,81	10,01

Provete 7 (VED=60 J/mm<sup>3</sup> e estratégia *stripes*)

Indentação	Dureza HV	
	Face superior	Face lateral
1	347	242
2	357	222
3	373	227
4	337	225
<b>Média</b>	353,5	229
<b>Desvio padrão</b>	15,35	8,91

Provete 8 (VED=40 J/mm<sup>3</sup> e estratégia *stripes*)

Indentação	Dureza HV	
	Face superior	Face lateral
1	247	244
2	213	260
3	213	207
4	216	211
<b>Média</b>	222,3	230,5
<b>Desvio padrão</b>	16,56	25,72

Apêndice A

Provete 9 (VED=26,7 J/mm<sup>3</sup> e estratégia *stripes*)

Indentação	Dureza HV	
	Face superior	Face lateral
1	157	168
2	134	184
3	112	145
4	112	157
<b>Média</b>	128,8	163,50
<b>Desvio padrão</b>	21,50	16,58

Provete 10 (VED=20 J/mm<sup>3</sup> e estratégia *stripes*)

Indentação	Dureza HV	
	Face superior	Face lateral
1	125	111
2	118	119
3	119	119
4	126	118
<b>Média</b>	122	116,8
<b>Desvio padrão</b>	4,08	3,86

## Apêndice B: valores de dureza para os provetes com tratamento térmico

Provete 1 (VED=96 J/mm<sup>3</sup> e estratégia *chessboard*)

Indentação	Dureza HV	
	Face superior	Face lateral
1	542	558
2	552	519
3	583	509
4	569	584
Média	561,50	542,50
Desvio padrão	18,16	34,82

Provete 2 (VED=60 J/mm<sup>3</sup> e estratégia *chessboard*)

Indentação	Dureza HV	
	Face superior	Face lateral
1	588	512
2	542	455
3	568	471
4	552	478
Média	562,50	542,50
Desvio padrão	20,09	24,01

Apêndice B

Provete 3 (VED=40 J/mm<sup>3</sup> e estratégia *chessboard*)

Indentação	Dureza HV	
	Face superior	Face lateral
1	482	475
2	446	468
3	511	470
4	493	455
Média	483	467
Desvio padrão	27,41	8,52

Provete 4 (VED=26,7 J/mm<sup>3</sup> e estratégia *chessboard*)

Indentação	Dureza HV	
	Face superior	Face lateral
1	233	203
2	252	182
3	261	232
4	283	204
Média	257,25	205,25
Desvio padrão	20,76	20,52

Provete 5 (VED=20 J/mm<sup>3</sup> e estratégia *chessboard*)

Indentação	Dureza HV	
	Face superior	Face lateral
1	203	163
2	235	181
3	190	157
4	199	146
Média	206,75	161,75
Desvio padrão	19,60	14,64

Provete 6 (VED=96 J/mm<sup>3</sup> e estratégia *stripes*)

Indentação	Dureza HV	
	Face superior	Face lateral
1	610	439
2	580	419
3	559	437
4	558	436
Média	576,75	432,75
Desvio padrão	24,38	9,25

Provete 7 (VED=60 J/mm<sup>3</sup> e estratégia *stripes*)

Indentação	Dureza HV	
	Face superior	Face lateral
1	582	412
2	552	367
3	506	382
4	576	320
Média	554	370,25
Desvio padrão	34,53	38,37

Provete 8 (VED=40 J/mm<sup>3</sup> e estratégia *stripes*)

Indentação	Dureza HV	
	Face superior	Face lateral
1	338	330
2	325	365
3	390	422
4	342	331
Média	348,80	362
Desvio padrão	28,44	43,18

## Apêndice B

Provete 9 (VED=26,7 J/mm<sup>3</sup> e estratégia *stripes*)

Indentação	Dureza HV	
	Face superior	Face lateral
1	220	236
2	189	205
3	284	196
4	114	207
Média	201,75	211
Desvio padrão	70,62	17,34

Provete 10 (VED=20 J/mm<sup>3</sup> e estratégia *stripes*)

Indentação	Dureza HV	
	Face superior	Face lateral
1	185	165
2	204	163
3	203	181
4	178	173
Média	192,5	170,5
Desvio padrão	13,03	8,23

# Anexo A: Ficha técnica do pó metálico 1.2709

# HASCO<sup>®</sup>

Werkstoff-  
datenblatt  
Material  
data sheet

## MP/.../1.2709

### Werkstoff und Ausführung Quality and Specifications

Metallpulver aus Werkstoff-Nr.:  
Metal powder of Material no.:

1.2709 vakuum-gaszerstäubt  
vacuum gas-atomised

Bezeichnung: 1.2709 Metallpulver  
Designation: Metal powder

Korngröße: 15 - 45 µm  
Particle size:

Richtanalyse (%):  
Chemical analysis (%):

	Fe	C	Cr	Mn	Mo	Ni	P	S	Si	Co	Ti
min.	Bal				4,50	17,00				8,50	0,50
max.		0,03	0,25	0,15	5,20	19,00	0,01	0,01	0,10	10,00	0,80

### Mechanische Eigenschaften Mechanical Properties

Füllichte:  
Apparent Density: < 4,00 g/cm<sup>3</sup>

Fließgeschwindigkeit:  
Flow Ability: < 18,00 s/50g

Spärizität:  
Sphericity: ≥ 92 %

Hohle Körner:  
Hollow Powder: < 1 %

### Gasgehalt Gas Proportion

Sauerstoffgehalt:  
Oxygen Content: < 200 ppm

Stickstoffgehalt:  
Nitrogen Content: < 200 ppm

Argongehalt:  
Argon Content: < 200 ppm

[www.hasco.com](http://www.hasco.com)

D/GB 10/21

Technische Änderungen vorbehalten. Bitte überprüfen Sie stets sämtliche Angaben anhand unserer veröffentlichten Produktinformationen im Internet.  
Subject to technical modifications. Please always check all the data against the product information we publish on the internet.

## Anexo A

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



**TruPrint 1000**

Compact and robust 3D printing

**The most productive machine in small size**  
Request a quote now!

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

**02**  
**High processing speed thanks to the innovative recoating system**  
For rapid build part production

**03**  
**Mobile operation and monitoring**  
For an optimal machine overview

**04**  
**Maximum productivity**  
For up to 80% more parts per unit time with the multilaser option

**05**  
**Innovative service solutions and international support**  
For detailed and fast support

### Laser metal fusion for complex metallic components.

The TruPrint 1000 produces components of almost any geometrical shape. Even complex shapes can be easily and rapidly transformed from the CAD drawing into a real component – and in the best quality.  
Use the TruPrint 1000 for metallic 3D printing of small industrial parts and series. Adapt your TruPrint machine to your industry and application using our industry-specific optional packages.

01

### Easy and intuitive to operate

Because of its small size, the TruPrint 1000 is easy to operate. Thanks to the intuitive touch screen and the setup wizard operation is very simple. Step by step the operator is actively guided through tasks, as the setup of layer zero.

02

### High processing speed thanks to the innovative recoating system

The TruPrint 1000 coordinates powder coating and laser exposure parallel to the components. This reduces downtime to a minimum, enabling higher processing speeds. The tilting recoater component with X-profile enables a robust and equal powder recoating.

03

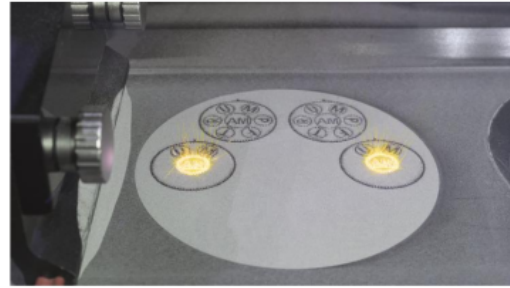
### Mobile operation and monitoring

With the MobileControl App you can operate and control the TruPrint 1000 especially flexibly using a tablet. The operator keeps an eye on the production process via live image. With the **Powder Bed Monitoring** option, you can **monitor part quality** layer by layer. Our monitoring solutions also provide you a comprehensive monitoring of your machine conditions and a full transparency of your machine productivity.

04

### Maximum productivity

The **multilaser** option offers a **productivity boost of up to 80%** compared to the standard machine. At the same utilization rate, the option with 2 x 200 W TRUMPF fiber laser yields a higher part output. The reduced processing time per build job makes a variety of business models possible and enables a quicker part availability. **Compensate for order peaks** with the **multiplate** option: Benefit from longer machine running times without operator intervention.



Maximum productivity with the multilaser option – 2 x 200 W TRUMPF fiber laser simultaneously scan the build area.

05

### Innovative service solutions and international support

Remote support from TRUMPF provides a direct connection between our service engineers and your TruPrint 1000. Using the app for Visual Online Support (VOS) you can also exchange picture, sound and video files safe and in real time. This enables more targeted support, and your machine is available again very quickly. Benefit from our worldwide trained service technician network and our 24/7 spare parts service.

TruPrint 1000		
Build volume (cylinder)	mm x mm	Ø 100 x H 100 Optional: Smaller build volume
Processable materials <sup>[1]</sup>		Weldable metals in powder form, such as: Stainless steels, tool steels, aluminum <sup>[2]</sup> , nickel-based, cobalt-chrome, copper, titanium <sup>[2]</sup> or precious metal <sup>[2]</sup> alloys
Build rate <sup>[3]</sup>	cm <sup>3</sup> /h	2-18
Layer thickness <sup>[4]</sup>	µm	10-50
Max. laser power at the workpiece (TRUMPF fiber laser)	W	200 Optional multilaser: 2 x 200
Beam diameter	µm	55 Optional: 30
O <sub>2</sub> 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	kg	650

<sup>[1]</sup> Current material and parameter availability upon request

<sup>[2]</sup> Available with option packages

<sup>[3]</sup> Dependent on system configuration, process parameters, material and degree of filling

<sup>[4]</sup> Individually adjustable

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

TRUMPF Laser- und Systemtechnik GmbH  
Johann-Maus-Straße 2 · 71254 Ditzingen · Telephone +49 (0) 7156 303-31620 · Fax +49 (0) 7156 303-931620  
E-Mail [additive.manufacturing@de.trumpf.com](mailto:additive.manufacturing@de.trumpf.com) · Homepage [www.trumpf.com/s/additivemanufacturing](http://www.trumpf.com/s/additivemanufacturing)  
TAM112sr 11/2019

