



*Dissertação de Mestrado em Engenharia Mecânica em:*

# **Desenvolvimento de técnicas de reparação de peças por fabrico aditivo através da tecnologia de Directed Energy Deposition (DED) - Aços Maraging**

*Ricardo João Martins Seca*

Supervisor na FEUP: Professora Dra. Ana Reis  
Co-Supervisores no INEGI: Eng. Jorge Wolfs e Dr. Omid Emadnia



**Mestrado Integrado em Engenharia Mecânica**

11 de outubro de 2021



*"Don't bend; don't water it down; don't try to make it logical; don't edit your own soul according to the fashion. Rather, follow your most intense obsessions mercilessly."*

*Franz Kafka*

*Esta página foi deixada intencionalmente em branco.*

# Resumo

O fabrico aditivo metálico, devido ao crescente interesse na investigação dos seus processos, tem sido considerado como uma alternativa viável aos processos de fabrico convencionais, especialmente na área da reparação, com as tecnologias DED.

Nesse sentido, o principal objetivo da presente dissertação passa pelo desenvolvimento de técnicas de reparação de componentes metálicos utilizando o aço Maraging 18Ni300 depositado por *Directed Energy Deposition*. Para isso, primeiramente, foram realizadas medições de densidade real e fluidez, bem como uma análise de *Dynamic Light Scattering* para obter a distribuição granulométrica da matéria prima utilizada. Posteriormente, foi efetuada a parametrização de linhas e planos de 18Ni300 em substratos de H13 e CK45, juntamente com uma análise da morfologia dos cordões em termos de diluição, áreas, altura, espessura, penetração e ângulos de molhabilidade e com uma análise microscópica das secções longitudinais e transversais dos planos com vista à deteção de defeitos.

Com a combinação de parâmetros de *performance* ótima obtida para planos de 18Ni300 depositados no substrato de CK45, estudou-se a influência do pré aquecimento do substrato em deposições de 1 e 3 camadas, com e sem pré aquecimento, formando quatro casos de estudo distintos. Foram obtidas imagens SEM, análises EDS e imagens de microscópio ótico do substrato, interface e zona depositada de forma a analisar minuciosamente a microestrutura e composição química dos das quatro amostras. Foram, também, recolhidos valores de microdurezas ao longo do substrato, da zona de interface e do material depositado de modo a analisar a transição perto da zona de interface.

Por fim, foram realizados ensaios de tração de provetes de 18Ni300 construídos na horizontal e na vertical e provetes bimetálicos com vista a estudar o comportamento mecânico do material depositado no estado *as built* e da zona de interface entre o 18Ni300 e o CK45, respetivamente.

**Palavras-Chave:** Fabrico Aditivo Metálico; Directed Energy Deposition; 18Ni300; H13; CK45; Pré-Aquecimento; Reparação; Parametrização; Microdureza; Comportamento Mecânico.

*Esta página foi deixada intencionalmente em branco.*

# Abstract

Metal additive manufacturing, due to the increasing interest regarding the investigation of its processes, has been considered as a viable alternative to the conventional manufacturing processes, especially in the remanufacturing area with DED technologies.

In that sense, the main objective of this thesis is the development of repair techniques for metallic components using the 18Ni300 maraging steel fabricated through Directed Energy Deposition. For that purpose, firstly, bulk density and flowability measurements were performed, as well as a Dynamic Light Scattering analysis to obtain the particle size distribution of the powder feedstock. Afterwards, the parametrization process of single-track single-layer and multi-track single-layer depositions of 18Ni300 on H13 and CK45 substrates was performed along with a morphologic analysis of the single-track single-layer deposition in terms of dilution, areas, height, width, penetration, wettability angles and a microscopic analysis of the longitudinal and cross sections of the multi-track single-layer depositions aiming for defect detection.

With the optimum combination of performance parameters for multi-track single-layer depositions of 18Ni300 on Ck45 substrate, the influence of the substrate preheating was studied using deposition of 1 and 3 layers with and without substrate preheating, creating four distinct case studies. SEM images, EDS analysis and optical microscope images of the deposited material, interface and substrate were obtained in order to thoroughly analyse the microstructure and chemical composition of the four samples. Microhardness values were also collected along the substrate, interface and deposited material to analyse the transition close to the interface zone.

Finally, tensile tests were performed using 18Ni300 specimens built horizontally and vertically and bimetallic specimens in order to study the mechanical behaviour of the deposited material as built and of the interface between 18Ni300 and CK45, respectively.

**Keywords:** Metal Additive Manufacturing; Directed Energy Deposition; 18Ni300; H13; CK45; Preheating; Remanufacturing; Parametrization; Microhardness; Mechanical Behaviour.

*Esta página foi deixada intencionalmente em branco.*





# Notação

## Abreviações

|        |   |
|--------|---|
| 3D     | Tridimensional                                    |
| BPP    | <i>Beam Parameter Product</i>                     |
| CAD    | <i>Computer Aided Design</i>                      |
| CAI    | <i>Computer Aided Inspection</i>                  |
| CAM    | <i>Computer Aided Manufacturing</i>               |
| CEMUP  | Centro de Materiais da Universidade do Porto      |
| CFC    | Cúbica de Face Centrada                           |
| DED    | <i>Directed Energy Deposition</i>                 |
| DEMec  | Departamento de Engenharia Mecânica               |
| DLD    | <i>Direct Laser Deposition</i>                    |
| DLF    | <i>Direct Light Fabrication</i>                   |
| DLMD   | <i>Direct Laser Metal Deposition</i>              |
| DLPD   | <i>Direct Laser Powder Deposition</i>             |
| DMD    | <i>Direct Metal Deposition</i>                    |
| DMLS   | <i>Direct Metal Laser Sintering</i>               |
| DMT    | <i>Direct Metal Tooling</i>                       |
| EBS    | <i>Electron Backscatter Diffraction</i>           |
| EDS    | <i>Energy-dispersive X-Ray Spectroscopy</i>       |
| FA     | Fabrico Aditivo                                   |
| FGAM   | <i>Functionally Graded Additive Manufacturing</i> |
| FGM    | <i>Functionally Graded Material</i>               |
| FVM    | <i>Finite Volume Method</i>                       |
| GTAW   | <i>Gas Tungsten Arc Welding</i>                   |
| HIP    | <i>Hot Isostatic Pressing</i>                     |
| IPF    | <i>Inverse Pole Figure</i>                        |
| KAM    | <i>Kernel Average Misorientation</i>              |
| LAYD   | <i>Layer Delay</i>                                |
| LBMD   | <i>Laser Based Metal Deposition</i>               |
| LENS   | <i>Laser Engineered Net Shaping</i>               |
| LET    | Laboratório de Ensaios Tecnológicos               |
| LFF    | <i>Laser Freeform Fabrication</i>                 |
| LMD    | <i>Laser Metal Deposition</i>                     |
| Nd-YAG | <i>Neodymium-doped Yttrium Aluminium Garnet</i>   |
| PBF    | <i>Powder Bed Fusion</i>                          |
| PMZ    | <i>Partially Melted Zone</i>                      |
| PREP   | <i>Plasma Rotating Electrode Process</i>          |
| PTAW   | <i>Plasma Transferred Arc Welding</i>             |
| SEM    | <i>Scanning Electron Microscope</i>               |
| SLM    | <i>Selective Laser Melting</i>                    |
| SLS    | <i>Selective Laser Sintering</i>                  |
| TAC    | Tomografia Computorizada                          |
| TRAD   | <i>Track Delay</i>                                |
| ZAC    | Zona Afetada pelo Calor                           |

## Símbolos

|                        |                            |
|------------------------|----------------------------|
| $\gamma$               | Tensão Superficial         |
| $\delta H$             | Entalpia específica        |
| $\eta$                 | Viscosidade                |
| $\rho_{\text{real}}$   | Densidade Real             |
| $\rho_{\text{tapped}}$ | <i>Tapped Density</i>      |
| $\tau$                 | Tempo Caraterístico        |
| A                      | Absortividade              |
| D                      | Difusividade Térmica       |
| $d_{\text{spot}}$      | Diâmetro Focal do Laser    |
| $dT/dx$                | Gradiente de Temperatura   |
| $E_d$                  | Densidade de Energia       |
| F                      | Caudal de Pó Depositado    |
| $h_s$                  | Entalpia no Ponto de Fusão |
| k                      | Condutividade Térmica      |
| L                      | Comprimento Caraterístico  |
| $m_{\text{pó}}$        | Massa do Pó                |
| P                      | Potência do Laser          |
| U                      | Velocidade Caraterística   |
| $T_0$                  | Temperatura Inicial        |
| $T_m$                  | Temperatura de Fusão       |
| t                      | Espessura de Camada        |
| u                      | Velocidade do Laser        |
| $V_{\text{pó}}$        | Volume do Pó               |
| v                      | Velocidade de Deposição    |

*Esta página foi deixada intencionalmente em branco.*

# Agradecimentos

Todo o trabalho desenvolvido nos últimos meses exigiu um grau de concentração, gestão de tempo, resiliência, persistência e ritmo de trabalho muito elevado. No entanto, a dissertação espelhada neste documento foi resultado de um esforço conjunto e de um apoio incondicional de várias pessoas. Nesse sentido, gostaria genuinamente de deixar um profundo agradecimento:

À Professora Doutora Ana Reis, cuja experiência, compreensão, capacidade de mentoria e espírito crítico me conduziram na direção certa;

Ao Engenheiro Jorge Gil que, a partir do momento em que abraçou o meu projeto em circunstâncias inesperadas, se disponibilizou a todo e qualquer momento para me ouvir, guiar, aconselhar e ensinar pacientemente. O seu método de trabalho perfeccionista e capacidade de trabalho em equipa talhou grande parte do que foi o meu progresso nesta dissertação nos últimos meses;

Ao Doutor Omid Emadimnia, que abdicou dos seus projetos em várias ocasiões para me auxiliar incondicionalmente sempre que necessário. A sua experiência e conhecimento irrefutável na área da Metalurgia ajudaram-me a estabelecer grande parte das fundações teóricas da presente investigação;

Ao Engenheiro Felipe Fiorentin, cuja boa disposição, espírito crítico e experiência em fabrico aditivo metálico foram preponderantes na agilização dos trabalhos desenvolvidos nos últimos meses;

Ao Engenheiro Rui Amaral e ao Engenheiro Daniel Cruz, por toda a disponibilidade e apoio na preparação dos provetes e realização dos ensaios mecânicos;

À Emília Soares, que me disponibilizou numa base diária os equipamentos de corte, lixagem, polimento, montagem de amostras e de análise microscópica e me auxiliou sempre que necessário na utilização dos mesmos;

À Armanda Teixeira, que foi atenciosa ao ponto de colocar as minhas necessidades à frente do seu trabalho, auxiliando-me na realização de ensaios experimentais;

Ao Engenheiro Miguel Figueiredo e ao Engenheiro Rui Silva, que se disponibilizaram e me ajudaram na execução dos ensaios experimentais;

À minha mãe e aos meus irmãos, que me amaram incondicionalmente e me apoiaram em todas as decisões e situações, boas e más, ao longo da minha vida, fazendo de mim o homem realizado e feliz que sou hoje. Os sacrifícios que fizeram durante estes 23 anos em prol da minha felicidade são impagáveis;

À minha companheira, Sofia Silva, que muitas vezes me viu no meu estado mais vulnerável e se sacrificou incessantemente para me dar a força e estabilidade emocional que precisei para enfrentar os meus desafios.

A todos os meus amigos e colegas que me acompanharam durante esta jornada de 5 anos. Com eles, vivi infinitos momentos inesquecíveis e cada um deles teve um papel preponderante na pessoa que sou hoje. Levo comigo memórias de todos eles que irei estimar para sempre.

Ao meu pai que, esteja onde estiver, espero que sinta verdadeiro orgulho do homem em que me tornei e de todas as conquistas que fizeram parte do meu percurso desde que partiste. Para mim, estarás sempre presente em espírito, a olhar por mim em cada um dos meus melhores e piores momentos.

A todos vocês, deixo o meu Obrigado.  
Ricardo João Martins Seca

## Agradecimentos Institucionais

Os seguintes projetos são reconhecidos:

- O projeto Add.Strength (referência PTDC/EME-EME/31307/2017) de nome “Enhanced Mechanical Properties in Additive Manufactured Components” com fundos FEDER e FCT;
- O projeto MAMTool (referência PTDC/EME-EME/31895/2017) de nome "Machinability of Additive Manufactured Parts for Tooling Industry" com fundos FEDER e FCT;
- O projeto ADDing (referência POCI-01-0145-FEDER-030490) de nome "Multi-scale Modelling of ADDitive Manufacturing by Direct Energy Deposition of Metallic Powders" com fundos FEDER e FCT;
- O projeto Tooling (referência POCI-01-0247-FEDER-024516) de nome "Advanced Tools for Smart Manufacturing" com fundos FEDER e FCT;
- O projeto Add.Additive (referência POCI-01-0247-FEDER-024533) de nome "Add additive manufacturing to Portuguese Industry" com fundos FEDER e FCT.



Cofinanciado por:



UNIÃO EUROPEIA  
Fundo Europeu  
de Desenvolvimento Regional



*Esta página foi deixada intencionalmente em branco.*



# Conteúdo

|          |  |           |
|----------|--|-----------|
| <b>1</b> | <b>Introdução</b>  | <b>1</b>  |
| 1.1      | Enquadramento e Motivação . . . . .                          | 1         |
| 1.2      | Objetivos . . . . .  | 2         |
| 1.3      | Estrutura . . . . .  | 3         |
| <b>2</b> | <b>Revisão Bibliográfica</b>                                 | <b>5</b>  |
| 2.1      | Fabrico Aditivo . . . . .                                    | 5         |
| 2.1.1    | Impacto Económico na Indústria . . . . .                     | 6         |
| 2.1.2    | Classes ASTM . . . . .                                       | 8         |
| 2.1.3    | FA de Metais . . . . .                                       | 9         |
| 2.1.4    | Powder Bed Fusion . . . . .                                  | 12        |
| 2.1.5    | Directed Energy Deposition (DED) . . . . .                   | 13        |
| 2.1.6    | Parâmetros de <i>Performance</i> em L-DED . . . . .          | 17        |
| 2.1.7    | Parâmetros de Comparação em L-DED . . . . .                  | 26        |
| 2.1.8    | Tipos de Lasers . . . . .                                    | 28        |
| 2.1.9    | Pós Metálicos . . . . .                                      | 30        |
| 2.1.10   | Materiais . . . . .  | 36        |
| 2.1.11   | 18Ni300 no Fabrico Aditivo Metálico . . . . .                | 45        |
| 2.1.12   | <i>Hybrid Manufacturing</i> em DED . . . . .                 | 59        |
| 2.1.13   | <i>Functionally Graded Materials</i> . . . . .               | 61        |
| 2.1.14   | Defeitos . . . . .   | 63        |
| 2.2      | Métodos de Reparação de Peças Metálicas . . . . .            | 79        |
| 2.2.1    | Principais Problemas . . . . .                               | 79        |
| 2.2.2    | Métodos de Reparação Convencionais . . . . .                 | 81        |
| 2.2.3    | Métodos de Reparação por Fabrico Aditivo . . . . .           | 84        |
| <b>3</b> | <b>Procedimento Experimental</b>                             | <b>97</b> |
| 3.1      | Análise da Matéria-Prima . . . . .                           | 97        |
| 3.2      | <i>Setup</i> de DED . . . . .                                | 99        |
| 3.3      | Processo de Impressão . . . . .                              | 103       |
| 3.4      | Parametrização de 18Ni300 nos Substratos . . . . .           | 105       |
| 3.4.1    | Parametrização de 18Ni300 em H13 . . . . .                   | 105       |
| 3.4.2    | Parametrização de 18Ni300 em CK45 . . . . .                  | 114       |
| 3.5      | Influência do Pré Aquecimento do Substrato . . . . .         | 115       |
| 3.5.1    | Deposição de Planos e Paredes . . . . .                      | 116       |
| 3.5.2    | Preparação de Amostras e Análise de Microestrutura . . . . . | 117       |
| 3.5.3    | Microdurezas . . . . .                                       | 118       |
| 3.6      | Ensaio de Tração . . . . .                                   | 119       |

---

|          |  |            |
|----------|--|------------|
| <b>4</b> | <b>Resultados e Discussão</b>                            | <b>123</b> |
| 4.1      | Análise da Matéria-Prima . . . . .                       | 123        |
| 4.2      | Parametrização do 18Ni300 nos Substratos . . . . .       | 125        |
| 4.2.1    | Parametrização de 18Ni300 em H13 . . . . .               | 125        |
| 4.2.2    | Parametrização de 18Ni300 em CK45 . . . . .              | 137        |
| 4.3      | Influência do Pré Aquecimento do Substrato . . . . .     | 144        |
| 4.3.1    | Análise da Microestrutura e Composição Química . . . . . | 146        |
| 4.3.2    | Microdurezas . . . . .                                   | 165        |
| 4.4      | Ensaio de Tração . . . . .                               | 167        |
| <b>5</b> | <b>Conclusões e Trabalhos Futuros</b>                    | <b>171</b> |
| 5.1      | Conclusões . . . . .                                     | 171        |
| 5.2      | Trabalhos Futuros . . . . .                              | 172        |

# Lista de Figuras

## 2 Revisão Bibliográfica

|      |  |    |
|------|--|----|
| 2.1  | Evolução do valor de mercado do fabrico aditivo [6] . . . . .  | 7  |
| 2.2  | Distribuição do lucro resultante do fabrico aditivo pelos vários setores [6] . . . . .   | 7  |
| 2.3  | Diagrama circular referente à representação de cada tecnologia de FA no mercado de vendas de impressoras 3D (ANIWAA Database 2019) . . . . .   | 10 |
| 2.4  | Propriedades obtidas em peças metálicas produzidas por FA [12] . . . . .   | 11 |
| 2.5  | Esquema do processo de <i>Powder Bed Fusion</i> [16] . . . . .   | 13 |
| 2.6  | Esquema do processo de Laser-Directed Energy Deposition com alimentação de pó coaxial geral (a) e aproximado (b) [19] [20] . . . . .   | 14 |
| 2.7  | Cabeças de deposição de várias tecnologias DED: (a) LENS, (b) Direct Metal Tooling (DMT), (c) Laser Metal Deposition (LMD), (d) DED [19] . . . . .   | 15 |
| 2.8  | DED com alimentação por fio [21] . . . . .   | 16 |
| 2.9  | Exemplos de estratégias de deposição utilizadas: (a) linear, (b) zigzag, (c) em xadrez e (d) em contorno [24] . . . . .  | 18 |
| 2.10 | Estratégias de deposição alternativas (a) e unidirecionais (b) analisadas por Kim et al [27] . . . . .   | 19 |
| 2.11 | Janela ótima relativa da relação entre valores de velocidade de deposição e potência do laser [28] . . . . .   | 20 |
| 2.12 | Esquema dos diâmetros do laser nos vários planos [31] . . . . .  | 21 |
| 2.13 | Movimentação do material fundido relativamente aos cordões anteriores [32] . . . . .   | 22 |
| 2.14 | Comparação da disparidade entre a espessura objetivo e a real usando sistema de controlo com <i>closed feedback loop</i> (a) e usando métodos de controlo convencionais (b) [34] . . . . . | 23 |
| 2.15 | Diferença entre a geometria do banho de fusão aplicando diferentes modos de fusão: <i>keyhole mode</i> à esquerda, <i>conduction mode</i> à direita [44] . . . . .                         | 25 |
| 2.16 | Zona de fusão ótima no gráfico da energia do pulso em função da duração do mesmo [31] . . . . .  | 29 |
| 2.17 | Aspetos principais a ter em conta nos processos de atomização [48] . . . . .   | 31 |
| 2.18 | Morfologia das partículas resultantes de cada método de atomização [48] . . . . .  | 32 |
| 2.19 | Imagens SEM de partículas produzidas por atomização por gás com satélites acoplados [23] . . . . .   | 33 |
| 2.20 | Funcionamento do sistema <i>close coupled</i> na atomização por gás [48] . . . . .   | 33 |
| 2.21 | Componentes duma máquina de atomização a gás com sistema <i>close coupled</i> [48] . . . . .   | 34 |
| 2.22 | Esquema do processo de atomização por plasma [49] . . . . .  | 35 |
| 2.23 | Distribuição granulométrica e imagem SEM da morfologia dos pós de 18Ni300 [50] . . . . .   | 36 |

|      |   |    |
|------|---|----|
| 2.24 | Diagrama de equilíbrio Fe-Ni até 1600 °C [51] . . . . .   | 37 |
| 2.25 | Transformações estruturais dos aços Maraging em função da temperatura [52] . . . . .  | 38 |
| 2.26 | Diagrama de equilíbrio de ligas Fe-C até 1600 °C [52] . . . . .   | 41 |
| 2.27 | Diagrama de <i>Continuous Cooling Transformation</i> do DIN CK45 para uma temperatura de austenitização de 850 °C [61] . . . . .  | 42 |
| 2.28 | Ensaio de tração de amostras com pré aquecimentos a 200 e a 400 °C e sem pré aquecimento [66] . . . . .   | 45 |
| 2.29 | Diagrama de <i>Continuous Cooling Transformation</i> do AISI H13 [69] . . . . .   | 45 |
| 2.30 | Imagens SEM das secções: horizontal (a) e vertical (b) de peças fabricadas por SLM por Chaolin et al [70] . . . . .   | 46 |
| 2.31 | Ensaio de tração de peças fabricadas por SLM com e sem envelhecimento por Chaolin et al [70] . . . . .  | 47 |
| 2.32 | Micrografias do aço 18Ni300 obtidas por Kučerová et al [71] . . . . .   | 47 |
| 2.33 | Imagens SEM do 18Ni300 produzido por Kučerová et al [71] . . . . .  | 48 |
| 2.34 | Imagens SEM da amostra produzida por SLM por Santos et al [72] . . . . .  | 48 |
| 2.35 | Construções em altura com 18Ni300 feitas e numeradas por Campanelli et al [57] . . . . .  | 49 |
| 2.36 | Disparidades analisadas por Chen et al na área ocupada por grãos colunares em função do <i>overlap</i> [73] . . . . .   | 50 |
| 2.37 | Amostras produzidas por Vishwakarma et al com orientações de construção distintas [74] . . . . .  | 51 |
| 2.38 | Curvas tensão deformação das amostras de 18Ni300 com diferentes orientações produzidas por Vishwakarma et al [74] . . . . .   | 51 |
| 2.39 | Imagem SEM da microestrutura da interface das peças bimetálicas produzidas por Shakerin et al [75] . . . . .  | 52 |
| 2.40 | Imagens EBSD da amostra <i>as-built</i> produzida por Shakerin et al: (a) IPF-Z, (b) KAM e (c) deformação dos grãos [75] . . . . .  | 53 |
| 2.41 | Curva tensão deformação das 3 amostras analisadas por Shakerin et al [75] . . . . .   | 53 |
| 2.42 | Curvas tensão deformação e valores numéricos da tensão limite de elasticidade das amostras produzidas por Yao et al [56] . . . . .  | 54 |
| 2.43 | Esquema de produção das amostras fabricadas por Ben-Artzy et al [78] . . . . .  | 56 |
| 2.44 | Curvas de tensão deformação obtidas por Ben-Artzy et al [78] . . . . .  | 56 |
| 2.45 | Imagens SEM das amostras com 0% TiC produzidas por Hu et al [79] . . . . .  | 57 |
| 2.46 | Superfície de desgaste da amostra com 0% TiC produzida por Hu et al [79] . . . . .  | 57 |
| 2.47 | Micrografias óticas obtidas por Jäggle et al da peça produzida por LMD [80] . . . . .   | 58 |
| 2.48 | Imagens EBSD obtidas por Jäggle et al da peça produzida por LMD: (a) Mapa de fases, (b) <i>Inverse Pole Figure</i> (IPF) <i>Map</i> só da martensite e (c) só da austenite [80] . . . . . | 59 |
| 2.49 | Pós processamento comum em peças produzidas por DED [81] . . . . .  | 60 |
| 2.50 | Vantagens e desafios atuais do <i>hybrid manufacturing</i> [81] . . . . .   | 61 |
| 2.51 | Peça fabricada por FGAM com gradação entre 2 materiais e zona de transição [87] . . . . .   | 62 |
| 2.52 | Esquema de gradação múltipla em várias secções numa peça genérica fabricada por FGAM [88] . . . . .   | 62 |
| 2.53 | Variação simultânea de densidade e de material em FGAM [88] . . . . .   | 62 |
| 2.54 | FA convencional multi-material vs FGAM multi-material [88] . . . . .  | 63 |
| 2.55 | Método de <i>Ring Core Drilling</i> para medição de tensões residuais [89] . . . . .  | 64 |

|      |  |    |
|------|--|----|
| 2.56 | Valores de distorção da peça em função do pré aquecimento da atmosfera de construção e do substrato [91] . . . . .   | 65 |
| 2.57 | Esquema com imagem SEM de falta de fusão e <i>keyhole</i> no AISI 316L [13] . . . . .  | 67 |
| 2.58 | Tomografias computadorizadas em secções diferentes da mesma peça [97] . . . . .  | 68 |
| 2.60 | Imagens SEM de fratura em peça de X30Mn23 produzida por L-DED [101] . . . . .  | 70 |
| 2.59 | Delaminação em peças de Ti64 fabricadas por LENS do substrato de AISI 410 [100] . . . . .  | 70 |
| 2.61 | Construções com rugosidades superficiais elevadas [100] . . . . .  | 71 |
| 2.62 | Presença de <i>balling</i> na deposição de AISI H13 em AISI H13 . . . . .  | 72 |
| 2.63 | Esquema sobre a disparidade da espessura de camada [100] . . . . .   | 73 |
| 2.64 | Vista lateral de deformações no topo da superfície de uma peça feita de liga Co-Cr-Mo por DED [100] . . . . .  | 74 |
| 2.65 | Vista lateral de deformações nas extremidades da superfície de uma peça feita de liga Co-Cr-Mo por DED [100] . . . . .   | 74 |
| 2.66 | Cordão contraído seccionado de uma peça feita de liga Co-Cr-Mo por DED [100] . . . . .   | 75 |
| 2.67 | Vista lateral de uma peça feita de liga Co-Cr-Mo por DED separada do substrato por deformação excessiva [100] . . . . .  | 75 |
| 2.68 | Vista lateral da variação de altura de uma peça feita de liga Co-Cr-Mo por DED [100] . . . . .   | 76 |
| 2.69 | Vista superior de uma peça feita de liga Co-Cr-Mo por DED com acumulação consecutiva de material nos cantos [100] . . . . .  | 76 |
| 2.70 | Descoloração resultante da oxidação em camadas de AISI H13 depositado em AISI H13 . . . . .  | 77 |
| 2.71 | Disparidades na morfologia do grão influenciada pelos gradientes térmicos [100] . . . . .  | 78 |
| 2.72 | Tipos de defeitos presentes em moldes [106] . . . . .  | 81 |
| 2.73 | Classificação dos métodos de limpeza superficial pré reparação [107] . . . . .   | 81 |
| 2.74 | Deposições efetuadas por (a) GTAW e (b) PTAW [107] . . . . .   | 83 |
| 2.75 | (a) Método experimental estipulado por Barr et al, provetes para (b) ensaios de tração e para (c) ensaios de fadiga, (d) variação do material depositado e (e) estratégias de deposição utilizadas [111] . . . . . | 86 |
| 2.76 | Mapas de dureza para (a) 40% TRAD, (b) 40% LAYD e (c) 100% LAYD obtidos por Barr et al [111] . . . . .   | 86 |
| 2.77 | Curvas tensão deformação dos provetes obtidos por Barr et al. As linhas a tracejado são as tensões máximas estimadas para os provetes fabricados por <i>grind-out</i> [111] . . . . .                              | 87 |
| 2.78 | Estratégia de reparação utilizada por Oh et al: (a) Estratégia de deposição, (b) dimensões da zona reparada e do excesso de material depositado juntamente com o esquema de pré aquecimento [112] . . . . .        | 88 |
| 2.79 | Estratégia de produção dos provetes aplicada por Oh et al [112] . . . . .  | 88 |
| 2.80 | Esquema da deposição feita por Oh et al nas superfícies lisas e inclinadas [112] . . . . .   | 89 |
| 2.81 | Durezas obtidas em função do pré aquecimento aplicado por Oh et al [112] . . . . .   | 90 |
| 2.82 | Curvas tensão deformação das amostras com e sem pré aquecimento obtidas por Oh et al [112] . . . . .   | 90 |
| 2.83 | Interface entre o substrato de CK45 e o 316L obtido por Kampanis et al [113] . . . . .   | 92 |
| 2.84 | Interface entre o 316L e o 410L obtido por Kampanis et al [113] . . . . .  | 92 |

|                                    |  |     |
|------------------------------------|--|-----|
| 2.85                               | Microestrutura obtida por Jones et al na reparação duma turbina: (a) vista ampla, (b) zona de interface, (c) material depositado [114] . . . . .                     | 93  |
| 2.86                               | Esquema do processo de reparação utilizado por Kattire et al [115] . . . . .   | 93  |
| 2.87                               | Micrografias da reparação efetuada por Kattire et al da (a) zona de revestimento e da (b) interface [115] . . . . .  | 94  |
| 2.88                               | <i>Setup</i> de reparação por <i>laser cladding</i> usado por Kohler et al: (a) Legenda do sistema, (b) reparação de um segmento completo da cambota [117] . . . . . | 95  |
| <b>3 Procedimento Experimental</b> |  |     |
| 3.1                                | Recipiente do pó Böhler W722 AMPO utilizado . . . . .  | 97  |
| 3.2                                | Balança analítica <i>A&amp;D FR-200</i> (a) e picnómetro (b) usados na medição da densidade real do pó . . . . .   | 98  |
| 3.3                                | Proveta e funil utilizados na medição da fluidez do pó . . . . .   | 98  |
| 3.4                                | Imagens SEM da morfologia do pó Böhler W722 para DED . . . . .   | 99  |
| 3.5                                | <i>Coulter LS230</i> utilizada para o processo de <i>Dynamic Light Scattering</i> . . . . .  | 99  |
| 3.6                                | <i>Setup</i> do braço robótico da KUKA na câmara de produção (a) e cabeça de deposição COAX12V6 (b) . . . . .  | 100 |
| 3.7                                | Sistemas de alimentação Medicoat AG Disk Feeder utilizados (a) e botijas de argón a 6 bar (b) . . . . .  | 101 |
| 3.8                                | Linearização do material 18Ni300 no <i>software</i> da Medicoat . . . . .  | 102 |
| 3.9                                | <i>Hardware</i> do sistema E-MAqS . . . . .  | 103 |
| 3.10                               | Interface do <i>software</i> LompocPro 8 . . . . .   | 103 |
| 3.11                               | Interface do <i>software</i> <i>Simplify 3D</i> . . . . .  | 104 |
| 3.12                               | Estratégia de deposição utilizada nas construções, sequenciada de (a) a (e) . . . . .  | 104 |
| 3.13                               | Interface do <i>software</i> <i>RoboDK</i> . . . . .   | 105 |
| 3.14                               | Primeiros 10 cordões de 18Ni300 depositados no H13 numerados de forma crescente da esquerda para a direita . . . . .   | 106 |
| 3.15                               | Serrote mecânico (a) e disco abrasivo rotativo (b) utilizados no corte do substrato e seccionamento dos cordões . . . . .  | 109 |
| 3.16                               | Struers Rotopol-21 utilizada para a lixagem a húmido . . . . .   | 110 |
| 3.17                               | <i>Struers DP-U4</i> utilizada para o polimento com alumina . . . . .  | 110 |
| 3.18                               | Cordões de 18Ni300 em H13 selecionados para análise morfológica . . . . .  | 111 |
| 3.19                               | Ilustração das variáveis medidas durante a análise morfológica dos cordões . . . . .   | 111 |
| 3.20                               | <i>Zeiss Stemi 2000-C</i> utilizado para obtenção de imagens dos cordões de 18Ni300 em H13 . . . . .   | 112 |
| 3.21                               | <i>Zeiss Axiophot</i> utilizado na análise microscópica dos planos de 18Ni300 em H13 . . . . .   | 113 |
| 3.22                               | Remet TR-60 utilizada para o corte dos dos planos de 18Ni300 em H13 e em CK45 . . . . .  | 113 |
| 3.23                               | Interface de controlo da temperatura de pré aquecimento do substrato de CK45 . . . . .   | 116 |
| 3.24                               | Controlo da temperatura de pré aquecimento na face superior das placas de CK45 (a) antes e (b) depois da deposição dos planos e paredes . . . . .                    | 117 |
| 3.25                               | Montagem das amostras respetivas aos 4 casos de estudo em resina a frio . . . . .  | 118 |
| 3.26                               | Máquina de testes de microdureza Matsuzawa MXT70 . . . . .   | 119 |
| 3.27                               | Máquina de ensaios mecânicos Instron 5900R . . . . .   | 119 |
| 3.28                               | Provetes para ensaios de tração com as tintas branca e preta aplicadas . . . . .   | 120 |
| 3.29                               | <i>Setup</i> dos ensaios de tração efetuados aos provetes de 18Ni300 . . . . .   | 121 |

- 3.30 Parede de 18Ni300 maquinada para produção dos provetes para ensaios de tração . . . . . 122
- 3.31 Dimensões dos provetes de 18Ni300 para ensaios de tração . . . . . 122

#### 4 Resultados e Discussão

- 4.1 Distribuição granulométrica obtida por DLS do pó Böhler W722 AMPO . . 124
- 4.2 Cordões de 18Ni300 depositados em H13 escolhidos para análise morfológica 125
- 4.3 Parâmetros de Comparação de cada cordão de 18Ni300 depositado em H13 130
- 4.4 Imagens do microscópio alusivas ao plano 8 nas secções paralela (a, b, c, d) e perpendicular (e, f) à direção de construção em H13 (direção de construção na vertical) . . . . . 131
- 4.5 Imagens do microscópio alusivas ao plano 9 nas secções paralela (a, b, c) e perpendicular (d, e, f) à direção de construção em H13 (direção de construção na vertical) . . . . . 132
- 4.6 Imagens do microscópio alusivas ao plano 10 nas secções paralela (a, b, c) e perpendicular (d, e, f) à direção de construção em H13 (direção de construção na horizontal) . . . . . 134
- 4.7 Imagens do microscópio alusivas ao plano 11 nas secções paralela (a, b, c) e perpendicular (d, e, f) à direção de construção em H13 (direção de construção na horizontal) . . . . . 135
- 4.8 Imagens do microscópio alusivas ao plano 12 nas secções paralela (a, b, c) e perpendicular (d, e, f) à direção de construção em H13 (direção de construção na horizontal) . . . . . 136
- 4.9 Imagens do microscópio alusivas ao plano 1 nas secções paralela (a, b, c) e perpendicular (d, e, f) à direção de construção em CK45 (direção de construção na horizontal) . . . . . 139
- 4.10 Imagens do microscópio alusivas ao plano 2 nas secções paralela (a, b, c) e perpendicular (d, e, f) à direção de construção em CK45 (direção de construção na horizontal) . . . . . 140
- 4.11 Imagens do microscópio alusivas ao plano 3 nas secções paralela (a, b, c) e perpendicular (d, e, f) à direção de construção em CK45 (direção de construção na horizontal) . . . . . 142
- 4.12 Imagens do microscópio alusivas ao plano 4 nas secções paralela (a, b, c) e perpendicular (d, e, f) à direção de construção em CK45 (direção de construção na horizontal) . . . . . 143
- 4.13 Evolução da temperatura média do banho de fusão durante as deposição de planos e paredes com e sem pré aquecimento . . . . . 144
- 4.14 Evolução da temperatura máxima do banho de fusão durante as deposição de planos e paredes com e sem pré aquecimento . . . . . 145
- 4.15 Vista geral das zonas 1, 2, 3 e 4 da Amostra 1 . . . . . 146
- 4.16 Vista geral das zonas 5, 6 e 7 e vista ampliada de um pó nao fundido e de uma porosidade . . . . . 147
- 4.17 Vista ampliada da zona 1 da Amostra 1 . . . . . 147
- 4.18 Vista ampliada da zona 2 da Amostra 1 . . . . . 147
- 4.19 Vista ampliada da zona 3 da Amostra 1 . . . . . 148
- 4.20 Vista ampliada da zona 4 da Amostra 1 . . . . . 148
- 4.21 Vistas ampliadas das zonas 5, 6 e 7 da Amostra 1 . . . . . 149
- 4.22 Resultados das análises EDS à Amostra 1 . . . . . 151

---

|      |  |     |
|------|--|-----|
| 4.23 | Imagens do microscópio ótico da Amostra 1 . . . . .  | 152 |
| 4.24 | Resultados das análises EDS à Amostra 2 . . . . .  | 153 |
| 4.25 | Imagens do microscópio ótico da Amostra 2 . . . . .  | 154 |
| 4.26 | Vista geral das zonas 1, 2 e 3 da Amostra 3 . . . . .  | 155 |
| 4.27 | Vista ampliada da zona 1 da Amostra 3 . . . . .  | 155 |
| 4.28 | Vista ampliada da zona 2 da Amostra 3 . . . . .  | 156 |
| 4.29 | Vista ampliada da zona 3 da Amostra 3 . . . . .  | 156 |
| 4.30 | Vistas ampliadas da deposição na Amostra 3 . . . . .   | 157 |
| 4.31 | Imagens do microscópio ótico da interface e substrato da Amostra 3 . . . . .                                       | 159 |
| 4.32 | Imagens do microscópio ótico da parte depositada da Amostra 3 . . . . .  | 160 |
| 4.33 | Resultados das análises EDS à Amostra 3 . . . . .  | 161 |
| 4.34 | Vista geral das zonas 1, 2 e 3 da Amostra 4 . . . . .  | 161 |
| 4.35 | Vista ampliada da zona 1 da Amostra 4 . . . . .  | 162 |
| 4.36 | Vista ampliada da zona 2 da Amostra 4 . . . . .  | 162 |
| 4.37 | Vista ampliada da zona 3 da Amostra 4 . . . . .  | 162 |
| 4.38 | Vistas ampliadas da deposição na Amostra 4 . . . . .   | 163 |
| 4.39 | Imagens do microscópio ótico da Amostra 4 . . . . .  | 164 |
| 4.40 | Resultados das análises EDS à Amostra 4 . . . . .  | 165 |
| 4.41 | Microdurezas obtidas na interface das deposições de planos e paredes, com<br>e sem pré aquecimento . . . . .       | 166 |
| 4.42 | Curvas tensão deformação real dos provetes de 18Ni300 . . . . .  | 168 |
| 4.43 | Curvas tensão deformação de Engenharia dos provetes de 18Ni300 . . . . .   | 168 |
| 4.44 | Gráfico da tensão de Engenharia em função do deslocamento da secção<br>transversal do provete bimetálico . . . . . | 168 |



# Lista de Tabelas

## 2 Revisão Bibliográfica

|      |   |    |
|------|---|----|
| 2.1  | Categorização das tecnologias de fabrico aditivo segundo a norma ASTM [11]  | 9  |
| 2.2  | Ligas comuns no fabrico aditivo e respetivas aplicações [3]   | 10 |
| 2.3  | Dimensões dos cordões depositados com diferentes misturas de gases inertes [39]   | 24 |
| 2.4  | Caraterísticas dos lasers de CO <sub>2</sub> , Nd-YAG, de fibra de itérbio e de excímeros [31]  | 28 |
| 2.5  | Alguns dos tipos de pó pré ligados usados em fabrico aditivo metálico comercializados atualmente e respetivas designações ASME [47]   | 30 |
| 2.6  | Composição Química do 18Ni300 [55]  | 39 |
| 2.7  | Propriedades térmicas e físicas do EOS MS1 [Adaptado de [43]]   | 39 |
| 2.8  | Propriedades mecânicas e microdurezas do 18Ni300 em vários estados [Adaptado de [56]]   | 40 |
| 2.9  | Composição Química do DIN CK45 (Adaptado de [60])   | 40 |
| 2.10 | Propriedades mecânicas do AISI 1045 no estado forjado (Adaptado de [62])  | 42 |
| 2.11 | Coefficiente de Dilatação Térmica do DIN CK45 em função das temperaturas (Adaptado de [63])   | 42 |
| 2.12 | Outras propriedades físicas do DIN CK45 [63]  | 42 |
| 2.13 | Composição Química do AISI H13 (Adaptado de [65])   | 43 |
| 2.14 | Propriedades mecânicas do AISI H13 [Adaptado de [66]]   | 43 |
| 2.15 | Coefficiente de dilatação térmica do AISI H13 em função das temperaturas (Adaptado de [67])   | 43 |
| 2.16 | Outras propriedades físicas do AISI H13 [H13PropsFis Ramada]  | 44 |
| 2.17 | Valores de distância entre cordões em X e Z (S <sub>x</sub> e S <sub>z</sub> ) e percentagem de <i>overlap</i> para cada combinação de parâmetros obtidos por Campanelli et al [57] | 49 |
| 2.18 | Valores de espessura, largura e percentagem de diluição de cada um dos casos obtidos por Campanelli et al [57]  | 49 |
| 2.19 | Combinações de parâmetros para cada caso analisado por Yao et al [56]   | 54 |
| 2.20 | Propriedades mecânicas obtidas nos provetes analisados por Meneghetti et al (Adaptado de [76])  | 55 |
| 2.21 | Valores dimensionais de cordões do modelo FVM criado por Bayat et al com variação do caudal de gás coaxial [77]   | 55 |
| 2.22 | Sistemas automáticos de reparação convencional de moldes [107]  | 83 |
| 2.23 | Áreas de aplicação do fabrico aditivo metálico na reparação e respetivos exemplos de publicações [108]  | 84 |

|          |  |     |
|----------|--|-----|
| 2.24     | Parâmetros de <i>performance</i> do <i>laser cladding</i> aplicados por Kampanis et al na reparação do eixo de transmissão [113] . . . . .   | 91  |
| <b>3</b> | <b>Procedimento Experimental</b>   |     |
| 3.1      | Parâmetros de <i>performance</i> testados durante a parametrização de linhas de 18Ni300 em AISI H13 . . . . .  | 107 |
| 3.2      | Parâmetros de <i>performance</i> testados durante a parametrização de planos de 18Ni300 em AISI H13 com diâmetro focal de 2.1 mm e distância do bocal ao substrato de 12 mm . . . . .          | 114 |
| 3.3      | Parâmetros de <i>performance</i> testados durante a parametrização de planos de 18Ni300 em H13 com diâmetro focal de 2.5 mm e distância do bocal ao substrato de 12 mm . . . . .               | 114 |
| 3.4      | Parâmetros de <i>performance</i> testados durante a parametrização de linhas de 18Ni300 em CK45 . . . . .  | 115 |
| 3.5      | Parâmetros de <i>performance</i> testados durante a parametrização de planos de 18Ni300 em CK45 com diâmetro focal de 2.5 mm e distância do bocal ao substrato de 12 mm . . . . .              | 115 |
| 3.6      | Condições de estudo das amostras correspondentes a deposições de 18Ni300 em CK45 . . . . .   | 116 |
| <b>4</b> | <b>Resultados e Discussão</b>  |     |
| 4.1      | Valores obtidos de <i>bulk density</i> e de fluidez do pó Böhler W722 AMPO . . .   | 123 |
| 4.2      | Valores de D10, D25, D50, D75 e D90 do pó Böhler W722 AMPO . . . . .   | 124 |
| 4.3      | Valores de altura, espessura, penetração e ângulos de molhabilidade obtidos a partir do <i>software</i> ImageJ dos cordões de 18Ni300 depositados em H13 selecionados . . . . .                | 126 |
| 4.4      | Valores de área total, acima e abaixo do substrato, diluição e <i>aspect ratio</i> obtidos a partir do <i>software</i> ImageJ dos cordões de 18Ni300 depositados em H13 selecionados . . . . . | 127 |
| 4.5      | Valores ótimos de parâmetros de <i>performance</i> para deposição de cordões de 18Ni300 em H13 . . . . .   | 129 |
| 4.6      | Valores ótimos de parâmetros de <i>performance</i> para deposição de planos de 18Ni300 em H13 . . . . .  | 137 |
| 4.7      | Valores de altura, espessura, penetração e ângulos de molhabilidade obtidos a partir do <i>software</i> ImageJ dos cordões de 18Ni300 depositados em CK45 .                                    | 137 |
| 4.8      | Valores de área total, acima e abaixo do substrato, diluição e <i>aspect ratio</i> obtidos a partir do <i>software</i> ImageJ dos cordões de 18Ni300 depositados em CK45 . . . . .             | 137 |
| 4.9      | Valores ótimos de parâmetros de <i>performance</i> para deposição de linhas de 18Ni300 em CK45 . . . . .   | 138 |
| 4.10     | Valores ótimos de parâmetros de <i>performance</i> para deposição de planos de 18Ni300 em CK45 . . . . .   | 144 |
| 4.11     | Valores das propriedades mecânicas dos provetes de 18Ni300 construídos na horizontal e na vertical . . . . .   | 169 |

# Capítulo 1

## Introdução

### 1.1 Enquadramento e Motivação

O fabrico aditivo metálico tem sido foco de uma ampla investigação ao longo dos últimos anos a nível mundial, sendo visto como uma alternativa viável aos processos de fabrico convencionais. Isto deve-se às vantagens únicas que este processo traz consigo. A capacidade de produção de peças de complexidade elevada com facilidade, a automatização quase total do processo, o leque de materiais possivelmente utilizados e a quantidade de material que acaba por ser poupado traduzem-se, também, numa redução de custos devido ao desaparecimento da necessidade de se recorrer a moldes e punções e a mão de obra especializada. A flexibilidade e capacidade elevada de otimização estrutural que o processo oferece aliciou grande parte dos setores da indústria a investir e explorar as nuances deste processo.

No entanto, como qualquer processo de fabrico, o FA metálico tem as suas limitações, não só devido aos ciclos térmicos repetidos durante a produção de componentes que causam problemas a nível metalúrgico tais como tensões residuais, baixa precisão dimensional e, conseqüentemente, anisotropia mecânica e necessidade de pós processamento, mas também devido às taxas de produção baixas e custo da matéria prima. Todos estes problemas acabam por colocar impedimentos à investigação extensa sobre a caracterização dos processos de fabrico aditivo metálico e respetivas peças produzidas.

Ainda assim, o fabrico aditivo metálico, especialmente em tecnologias DED, tem sido utilizado com sucesso na reparação de componentes metálicos de alta e baixa massividade, de forma a restaurar a vida útil dos componentes e, acima de tudo, rentabilizar componentes como moldes, que têm custos francamente elevados e que, com a rodagem, podem sofrer falhas críticas no seu funcionamento. O campo do *remanufacturing* aparece de forma a eliminar a necessidade de projeção e conceção de, por exemplo, um novo molde e minimizar todos os custos associados a esses aspetos ao maquinar a zona danificada e preenchê-la com material depositado. De referir, ainda, que a linha de produção não fica comprometida durante tempo indeterminado até que um novo molde seja projetado.

Nesse sentido, e tendo em conta o interesse económico e ambiental associado ao *re-manufacturing*, a presente dissertação, que se encontra incluída no projeto Add.Strength, visa o desenvolvimento de técnicas de reparação utilizando como matéria prima um aço Maraging, nomeadamente 18Ni300, depositado por *Directed Energy Deposition*. Além da caracterização da matéria prima, foi efetuada a parametrização do material em substratos de H13 e de CK45, foi verificada a influência do pré aquecimento do próprio substrato na microestrutura e valores de microdureza das amostras fabricadas e foram efetuados ensaios de tração para testar o comportamento mecânico do material depositado em si em função da orientação de fabrico, através de provetes de 18Ni300 construídos na vertical e na horizontal, e da zona de interface entre o material depositado e o substrato, através de provetes bimetalicos com a zona de interface localizada na zona de secção estreita dos próprios provetes.

A investigação contida na presente dissertação insere-se no projeto vigente Add.Strength - "*Enhanced Mechanical Properties in Additive Manufactured Components*", cujo principal objetivo é compreender e estudar o comportamento mecânico de peças produzidas por fabrico aditivo metálico. Tanto este projeto como a dissertação foram desenvolvidos pela Unidade de Tecnologias Avançadas de Fabrico (UTAF) do Instituto de Ciência e Inovação em Engenharia Mecânica e Engenharia Industrial (INEGI).

## 1.2 Objetivos

O principal objetivo desta dissertação passa por desenvolver uma técnica de reparação de peças metálicas por fabrico aditivo viável a partir da deposição de um aço Maraging, nomeadamente o 18Ni300, por *Directed Energy Deposition*. Para garantir que este objetivo é alcançado, as seguintes metas intermédias foram estabelecidas desde início:

- Revisão bibliográfica sobre a literatura existente, com foco no fabrico aditivo metálico, mais concretamente DED, características, propriedades e aplicações dos materiais CK45 e H13, análise de microestrutura e propriedades pós-deposição de peças de 18Ni300 produzidas por DED e técnicas de reparação de componentes metálicos convencionais e por fabrico aditivo, com especial foco em DED;
- Parametrização de linhas e planos de 18Ni300 em substratos de H13 através da análise morfológica dos cordões e da análise metalográfica dos planos;
- Parametrização de linhas e planos de 18Ni300 em substratos de CK45 através da análise morfológica dos cordões e da análise metalográfica dos planos, também;
- Avaliação da influência do pré aquecimento do substrato na microestrutura e nos valores de microdurezas do material depositado, interface e do próprio substrato,

- Realização de ensaios de tração com *Digital Image Correlation* (DIC) para compreender o comportamento plástico do 18Ni300 no estado *as built* e da zona de interface de reparação entre o 18Ni300 e o CK45.

### 1.3 Estrutura

A presente dissertação encontra-se dividida em 5 capítulos distintos:

- Introdução: Contém não só o enquadramento e motivação da investigação realizada, mas também os principais objetivos da mesma e a estrutura de apresentação dos dados;
- Revisão Bibliográfica: Um compêndio da literatura atual alusiva aos principais tópicos abordados nesta dissertação: fabrico aditivo, CK45, H13, 18Ni300 e métodos de reparação;
- Procedimento Experimental: Uma descrição detalhada dos testes efetuados, das respetivas condições de execução e dos equipamentos, materiais e normas utilizadas;
- Resultados e Discussão: Exposição dos resultados obtidos após devido tratamento de dados de todos os testes descritos no capítulo anterior, bem como uma análise crítica minuciosa dos mesmos;
- Conclusões e Trabalhos Futuros: São retiradas as ilações relevantes para a investigação realizada a partir dos resultados obtidos e indicados os trabalhos futuros que poderão dar continuidade, enriquecer e validar de forma ainda mais fundamentada o trabalho realizado durante a dissertação.

*Esta página foi deixada intencionalmente em branco.*

## Capítulo 2

# Revisão Bibliográfica

### 2.1 Fabrico Aditivo

O fabrico aditivo (FA), baseia-se no processamento de material para construção de peças tridimensionais (3D) através da adição progressiva de camadas finas de material, sendo que a deposição do mesmo é controlada por um modelo digital. A união ou fusão do material é conseguida através da implementação duma fonte térmica no sistema. Existem vários tipos de fontes térmicas aplicadas nos sistemas de fabrico aditivo, sendo que as principais são os feixes laser ou de eletrões.

As quatro principais vantagens desta tecnologia são a capacidade de produção de peças de elevada complexidade com relativa facilidade, sem necessidade de se recorrer a moldes e punções, cujo preço é extremamente elevado, muitas vezes; a automatização do processo, abdicando-se da necessidade de mão de obra especializada em grande parte do processo; o vasto leque de materiais disponíveis e com *printability* suficiente para serem usados para fabrico de peças de forma consistente e a quantidade de material que acaba por ser poupado. Scott et al [1] afirmam que a diferença de desperdício de material entre maquinagem e fabrico aditivo pode chegar a rondar os 80%. Além disso, à medida que a complexidade da peça a produzir aumenta, o custo de produção acaba por não subir tanto como em processos convencionais, maioritariamente graças à inexistência de custos relativos ao gasto das ferramentas e de tempos mortos entre trocas de ferramentas, algo que é recorrente na maquinagem, por exemplo [2]. O único aspeto que o aumento da complexidade da peça implica é, por vezes, a utilização de suportes durante o processo de construção de forma a evitar o possível colapso da peça em construção. No fundo, acaba por reduzir, também, grande partes dos passos necessários à produção de peças tridimensionais por processos convencionais, tais como a fundição, a maquinagem, o forjamento e a embutidura, eliminando a necessidade de assemblagem de componentes e reduzindo as limitações impostas pelos processos convencionais (acessibilidade para efetuar cortes ou furos, por exemplo). De referir, ainda, o facto da peça ser construída como um todo acaba por reduzir o tempo, material e mão de obra investida na produção de componentes

críticos suplentes do mecanismo e aumentar a *performance* e durabilidade da peça, também, a versatilidade de materiais utilizados, que acaba por permitir a produção de um leque de componentes bastante mais amplo que a maioria das tecnologias. Já no caso de *hybrid manufacturing*, variações de propriedades mecânicas e físicas nas próprias peças ao longo da geometria tornam-se exequíveis com relativa facilidade, algo que é cada vez mais desejável hoje em dia em prol da otimização estrutural [3].

O fabrico aditivo desenvolveu-se a partir do ramo da prototipagem rápida, tecnologia já estabelecida no mercado há mais de três décadas [4] para efeitos de produção de componentes tridimensionais sem aplicação estrutural para *design* de produto. No entanto, o novo campo do fabrico aditivo veio-se estabelecer como uma alternativa direta aos processos de fabrico convencionais em várias situações, dado que existem peças ou geometrias que seriam impossíveis de reproduzir aplicando as tecnologias tradicionais nestes materiais. Ainda assim, os grandes volumes de produção, o preço baixo dos materiais, a facilidade relativa no pós processamento e a manufatura centralizada são alguns dos pontos que ainda se apresentam a favor dos processos convencionais de produção de peças [5].

### 2.1.1 Impacto Económico na Indústria

O fabrico aditivo, nas suas origens, era apenas denominado de impressão 3D e teve os seus primeiros desenvolvimentos nos anos 80 como meio de prototipagem rápida. Desde então, o seu impacto e presença no mercado atual cresceu a um ritmo francamente elevado nos últimos 8 anos. FA tem verificado uma taxa anual de crescimento de 33%, começando a ser implementado em todos os setores da indústria. Tendo em conta todas as vantagens associadas, áreas como a indústria aeroespacial, ramo automóvel e medicina foram as primeiras a investir prontamente e a perceber o valor do fabrico aditivo ao longo dos anos, sendo que as previsões presentes no *Wohlers Report* projetaram o valor de mercado desta tecnologia em 2020 em mais de 20 mil milhões de dólares americanos, como se pode confirmar pela Figura 2.1. A distribuição do lucro resultante do fabrico aditivo pelos vários setores já em 2014 pode ser consultada na Figura 2.2 [6].



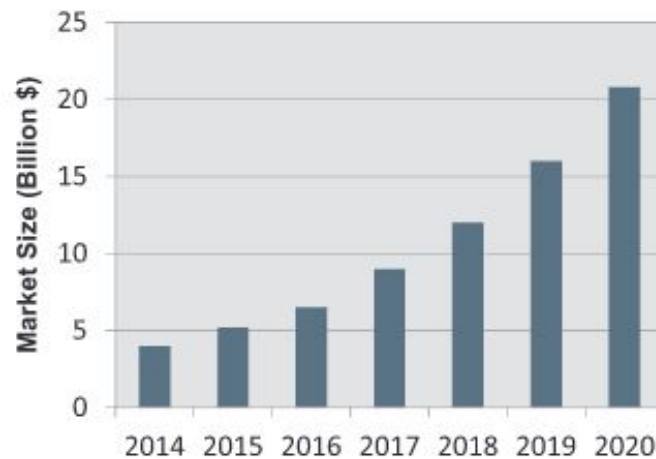


Figura 2.1 Evolução do valor de mercado do fabrico aditivo [6]

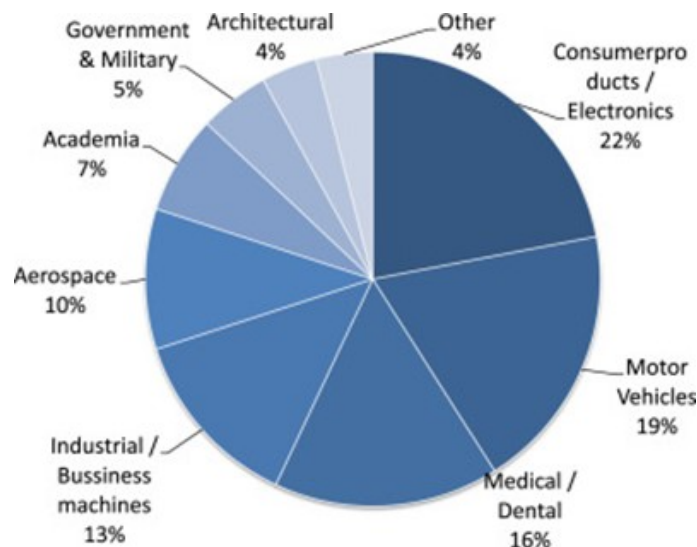


Figura 2.2 Distribuição do lucro resultante do fabrico aditivo pelos vários setores [6]

Além disso, a implementação do fabrico aditivo a uma escala global poderá, também, ter um impacto preponderante e revolucionário no mercado pelas seguintes razões:

- Simplificação e redução da *supply chain*. A produção de componentes em locais distintos e remotos deixa de existir e o produto final acaba por estar mais perto do utilizador. Consequentemente, reduz-se a energia consumida no transporte, o número de intermediários (e, por sua vez, o preço final do produto), o tempo de entrega e a dimensão dos inventários associados a serviços de operação e manutenção.
- A personalização em massa a custo reduzido para pequenos revendedores permite-lhes projetar e fabricar os seus próprios produtos sem ter de esperar que o fornecedor os produza e os entregue, criando pequenos centros de manufatura locais e facilitando o denominado *on-demand manufacturing* de peças para substituição. Por outras

palavras, esta tecnologia permite que distribuidores locais produzam peças em localizações remotas e sirvam a função de fornecedores de serviços. Assim, a entrega de produtos deixa de ser uma restrição. A *supply chain* fica mais curta, como já foi mencionado, e a necessidade de encomendas em grandes quantidades deixa de ser um problema [7] [6].

Por fim, em termos de custo total por peça produzida, como já foi mencionado, o fabrico aditivo ainda não consegue competir com os processos convencionais de produção de peças. Atzeni e Salmi [8] compararam o custo de produção de um sistema de aterragem de uma aeronave. Enquanto que o custo da peça produzida por fabrico aditivo se revelou como fixo segundo o modelo proposto pelos autores, a função do preço da peça produzidas por fundição injetada é dependente do *lot size* a ser produzido. Para que o custo da solução fabricada por fundição injetada seja inferior ao custo da solução fabricada por fabrico aditivo, o número de peças produzidas apenas teria de ser 42, o que acaba por revelar o potencial financeiro do fabrico aditivo para séries de produção de baixo volume apenas, atualmente.

### 2.1.2 Classes ASTM

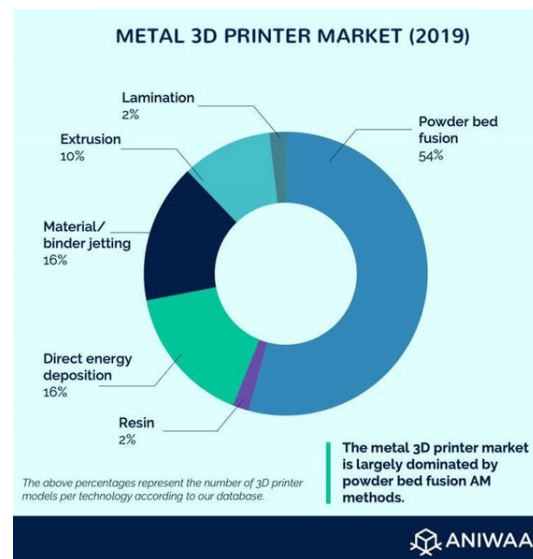
Ao longo dos anos, várias propostas de classificação dos processos de FA foram implementadas. No final dos anos 90, as tecnologias eram classificadas pelo tipo de material processado (líquido, partículas discretas ou sólido), pelo método de construção das camadas (ponto a ponto ou camada a camada) e pela tecnologia de impressão (solidificação, fusão de partículas ou ligação entre camadas de material) [9]. Atualmente, existem sete classes individuais de métodos de fabrico aditivo que foram estabelecidas segundo a norma ASTM F2792 [5], tendo sido categorizadas pelo tipo de construção e ligação entre camadas do material depositado. Este documento define, também, *additive manufacturing* como "*a process of joining materials to make objects from 3D model data, usually layer upon layer, as opposed to subtractive manufacturing methodologies. Synonyms: additive fabrication, additive processes, additive techniques, additive layer manufacturing, layer manufacturing, and freeform fabrication.*"[10]. A Tabela 2.1 resume de forma concisa essas mesmas categorias, incluindo uma descrição do processo geral, exemplos de tecnologias e respetivos materiais utilizados [11].

**Tabela 2.1** Categorização das tecnologias de fabrico aditivo segundo a norma ASTM [11]

| Category                         | Operating Principle  | Examples of Technology   | Materials  |
|----------------------------------|--|--|--|
| Vat Photopolymerization (VP)     | A liquid photopolymer is selectively cured in a vat by light-activated polymerization. | Stereolithography, Digital Light Processing, Continuous Liquid Interface Production  | polymers, ceramics                                 |
| Material Jetting (MJ)            | Building material droplets are deposited selectively.                                  | PolyJet, Multi-Jet, 3D Plotting  | polymers, ceramics, composites, hybrid, biological |
| Binder Jetting (BJ)              | A liquid binding agent is selectively deposited to bind the powdered material.         | 3D Printing  | polymers, ceramics, composites, metals, hybrid     |
| Material Extrusion (ME)          | The material is selectively dispensed via a nozzle or an orifice.                      | Fused Deposition Modeling/ Fused Filament Fabrication/ Fused Layer Modelling, Robocasting/ Direct Ink Writing/ 3D Fiber Deposition | polymers, composites                               |
| Powder Bed Fusion (PBF)          | Thermal energy is applied to selectively fuse areas of the powder bed.                 | Direct Metal Laser Sintering, Selective Laser Sintering/ Selective Laser Melting, Electron Beam Melting                            | polymers, ceramics, metals, composites, hybrid     |
| Sheet Lamination (SL)            | Sheets of the building material are bound with one another to form the object.         | Laminated Object Manufacturing, Ultrasound Consolidation   | polymers, ceramics, metals, paper, hybrid          |
| Directed Energy Deposition (DED) | A focused flux of energy is applied to fuse materials by melting during deposition.    | Laser Engineered Net Shaping, Direct Metal Deposition, Laser Powder Deposition, Electron Beam Additive Manufacturing               | metals, hybrid                                     |

### 2.1.3 FA de Metais

Como se pode verificar na Figura 2.3, o fabrico aditivo de metais representa uma fatia considerável do mercado do fabrico aditivo de momento, com as classes ASTM *Powder Bed Fusion* (PBF) e *Directed Energy Deposition* (DED) a serem dominantes. Tendo em conta os objetivos da presente dissertação, as categorias mais relevantes para a investigação desenvolvida serão efetivamente as duas anteriormente mencionadas, com um foco mais distinto em *Directed Energy Deposition*.



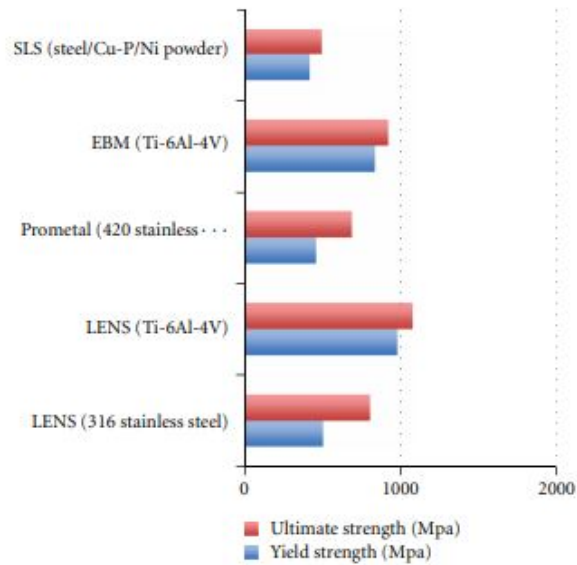
**Figura 2.3** Diagrama circular referente à representação de cada tecnologia de FA no mercado de vendas de impressoras 3D (ANIWAA Database 2019)

Em termos de aplicações, é possível constatar que o valor de vários tipos de peças produzidas por fabrico aditivo metálico é amplamente reconhecido pelos vários setores da indústria, como já foi demonstrado anteriormente. Produção de máquinas otimizadas em termos de peso com secções de geometrias francamente complexas para minimizar o volume de material utilizado (estruturas *honeycomb*, por exemplo), aplicações médicas como prótese de anca e outras articulações, otimização da manufatura de células de combustível e até arte são apenas alguns dos campos onde o fabrico aditivo evidenciou a sua extrema utilidade [12]. Na Tabela 2.2, temos vários exemplos de ligas utilizadas em FA com regularidade e respetivos tipos de implementações.

**Tabela 2.2** Ligas comuns no fabrico aditivo e respetivas aplicações [3]

| Alloys ⇒<br>Applications ↓    | Aluminum | Maraging steel | Stainless steel | Titanium | Cobalt chrome | Nickel super alloys | Precious metals |
|-------------------------------|----------|----------------|-----------------|----------|---------------|---------------------|-----------------|
| Aerospace                     | X        |                | X               | X        | X             | X                   |                 |
| Medical                       |          |                | X               | X        | X             |                     | X               |
| Energy, oil and gas           |          |                | X               |          |               |                     |                 |
| Automotive                    | X        |                | X               | X        |               |                     |                 |
| Marine                        |          |                | X               | X        |               | X                   |                 |
| Machinability and weldability | X        |                | X               | X        |               | X                   |                 |
| Corrosion resistance          |          |                | X               | X        | X             | X                   |                 |
| High temperature              |          |                | X               | X        |               | X                   |                 |
| Tools and molds               |          | X              | X               |          |               |                     |                 |
| Consumer products             | X        |                | X               |          |               |                     | X               |

Relativamente às propriedades, Wong et al fornecem um pequeno resumo das propriedades obtidas em peças produzidas por algumas das tecnologias de FA de metais, como se pode ver na Figura 2.4 [12].



**Figura 2.4** Propriedades obtidas em peças metálicas produzidas por FA [12]

No entanto, ainda que o fabrico aditivo de peças seja de extrema utilidade e praticidade aquando da produção de geometrias complexas, existem problemas a nível metalúrgico que impedem que esta tecnologia seja ainda mais impulsionada no mercado atual, tais como anisotropia mecânica, tensões residuais, necessidade de pós-processamento, ciclos térmicos complexos [5], *non-equilibrium phases*, fendas na solidificação, solidificação direcional, porosidades, delaminação, empenamento [13] e alguns defeitos que acabam por ser específicos de FA. Frazier [5] menciona, também, que há uma necessidade urgente não só de entender as ligações entre a microestrutura, o processamento e as propriedades das peças fabricadas por FA, mas também de desenvolver uma base de dados de materiais de FA. De referir, ainda, a sua menção relativa à variância de propriedades e da qualidade da produção entre máquinas e materiais, promovendo, conseqüentemente, o desenvolvimento de sistemas sensoriais, de *closed up loop feedback* e de *feed forward* inteligente, resolvendo também os problemas causados pela falta de previsibilidade e necessidade de repetibilidade do processo [2].

Relativamente ao impacto ambiental desta tecnologia, existem poucos estudos alusivos à eficiência do consumo de energia, às emissões e aos fluxos desperdiçados. [5]. Unocic et al [14] depositaram pós de cobre e de H13 em substrato de H13 segundo o processo de LENS, obtendo valores de eficiência de transferência de energia do laser (rácio entre o calor absorvido pela peça e a energia incidente do laser) dentro de 30-50% e valores de eficiência de deposição (rácio entre a área de secção do cordão e a área ideal da secção, dada pelo *feed rate* volumétrico sobre a velocidade do bocal) de 14%. A margem de otimização considerável destes valores evidencia claramente o potencial para evolução notável da tecnologia no futuro.

Estes são apenas alguns dos desafios que terão de ser ultrapassados para que esta tecnologia consiga competir de forma ainda mais eficiente com os processos convencionais de produção de peças. Apesar de toda a literatura desenvolvida ao longo dos anos alusiva a estes pontos seja de grande utilidade, ainda é necessário dar largos passos no desenvolvimento destas tecnologias. Nos últimos anos, tem havido um interesse crescente na investigação do fabrico aditivo de peças metálicas. A literatura demonstra isso mesmo, com um número considerável de publicações sobre os processos, microestruturas, caracterizações mecânicas, pós-processamentos e até modelos de elementos finitos que começam a debitar resultados cada vez mais próximos e mais representantes da realidade [3].

#### 2.1.4 Powder Bed Fusion

A tecnologia de Powder Bed Fusion, cujo esquema se encontra presente na Figura 2.5, baseia-se numa fonte térmica que varre, a uma velocidade controlada, camadas de pó através dum sistema de espelhos que permite alterar a direção do feixe, fundindo a camada superior de pó em zonas específicas de forma a obter a geometria da secção da peça correspondente à camada depositada no momento e garantindo a adesão à camada anteriormente varrida. Esta adesão é garantida tanto por fusão total ou parcial, usando as tecnologias de *Selective Laser Melting* (SLM) ou *Selective Laser Sintering* (SLS), respetivamente. Para se formar uma nova camada, a plataforma que sustém a peça e o restante pó circundante desce, uma outra plataforma que contém apenas pó metálico sobe e um *recoater* arrasta o pó proveniente desta plataforma uniformemente, criando uma nova camada pronta a fundir [15].

Os parâmetros de *performance* incluem a potência do laser, a espessura da camada, a velocidade de varrimento, estratégia de varrimento, diâmetro focal do laser, *hatch spacing* e temperatura de pré aquecimento da plataforma. Ligas de níquel, de titânio, de alumínio e de cobalto-crómio são os principais materiais utilizados para fabricar peças metálicas por PBF [16].

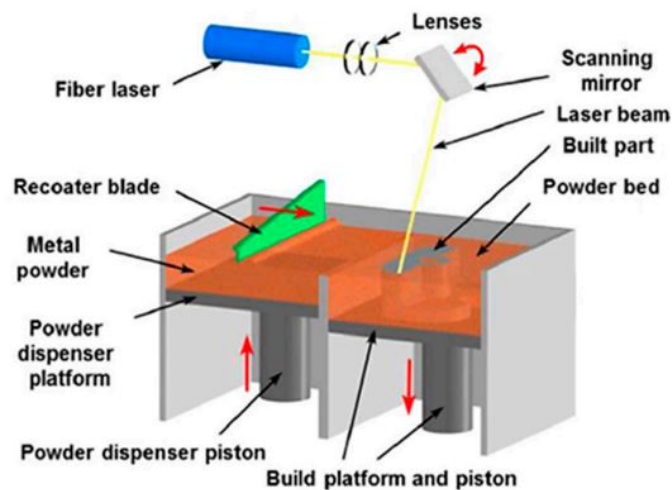


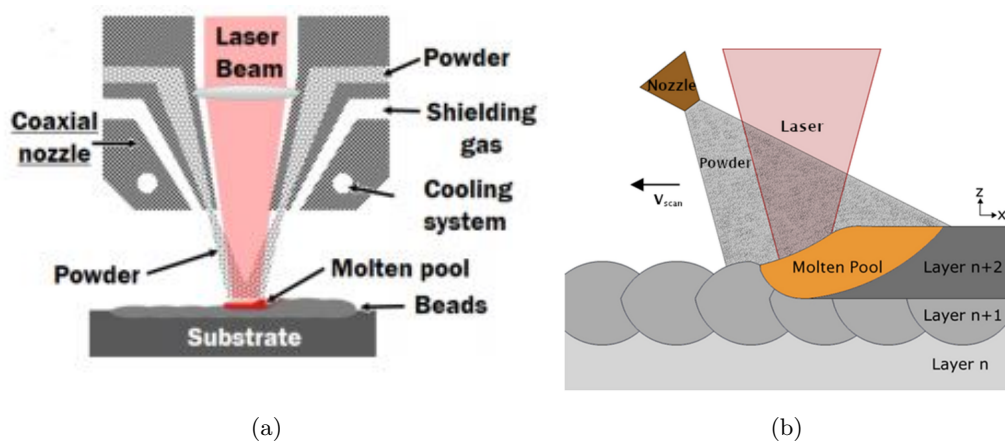
Figura 2.5 Esquema do processo de *Powder Bed Fusion* [16]

### 2.1.5 Directed Energy Deposition (DED)

Directed Energy Deposition é um processo de fabrico aditivo onde o material é fundido à medida que é depositado a partir duma fonte concentrada de energia térmica, sendo que esta pode ser aplicada na forma de feixe de eletrões, feixe laser ou arco com plasma. A matéria prima é introduzida no banho de fusão em coordenação com a fonte de energia de forma a fundir o material do substrato (apenas na primeira camada) e o material depositado no banho de fusão simultaneamente, sendo que a cabeça de deposição se eleva ligeiramente após completar cada uma das camadas. A deposição do material é acompanhada pela ejeção de um gás inerte na zona de construção, de forma a criar uma atmosfera de proteção à volta do banho de fusão para evitar a influência de fatores externos. Cada passagem do laser cria uma linha e várias linhas adjacentes criam cada uma das camadas. Apesar desta tecnologia poder ser aplicada a polímeros e cerâmicos, os pós metálicos são os materiais predominantemente utilizados. Aços inoxidáveis, aços de ferramentas, ligas de titânio, ligas de cobalto, ligas de alumínio, ligas de níquel e as ligas de memória de forma são os materiais mais usados na deposição. O fabrico de *functionally graded materials* é também uma possibilidade.

Existem várias tecnologias desenvolvidas por organizações distintas que usam tanto laser como fonte de energia como pós metálicos como matéria-prima, sendo semelhantes ao caso em questão. Dentro dessas tecnologias que se incluem na classe ASTM de DED, encontra-se o LENS (*Laser Engineered Net Shaping*), *Directed Light Fabrication* (DLF), *Direct Metal Deposition* (DMD), *3D Laser Cladding*, *Laser Generation*, *Laser-Based Metal Deposition* (LBMD), *Laser Freeform Fabrication* (LFF), *Laser Direct Casting*, *LaserCast*, *Laser Consolidation*, *LasForm*, entre muitas outras. Todas estas tecnologias, apesar de partilharem o mesmo princípio comum de deposição e fusão simultânea, diferem em aspetos como potência, diâmetro e tipo do laser, método de ejeção do pó e do gás inerte e tipo de controlo de movimento implementado [17].

Segundo as diretrizes da norma ASTM F3187, os sistemas de DED englobam, duma forma geral, as seguintes características: habilidade para funcionar a valores de taxa de deposição francamente altos (até 7 kg/h), uso de fontes de energia articuladas, habilidades para processar volumes de construção bastante massivos ( $>1000 \text{ mm}^3$ ) com necessidade relativamente baixa de pós processamento, produção de peças com densidades superiores a 99% [13], uso eficiente da energia e forte acoplamento da energia à matéria-prima depositada, sendo que esta é diretamente ejetada para o banho de fusão. Além disso, e mais no sentido da presente dissertação, este processo tem o potencial para alterar a composição química da peça a construir com vista a produzir *functionally graded materials* e permite, também, a deposição direta de matéria prima fundida em componentes previamente produzidos, abrindo inúmeras possibilidades no campo da reparação de peças [18].



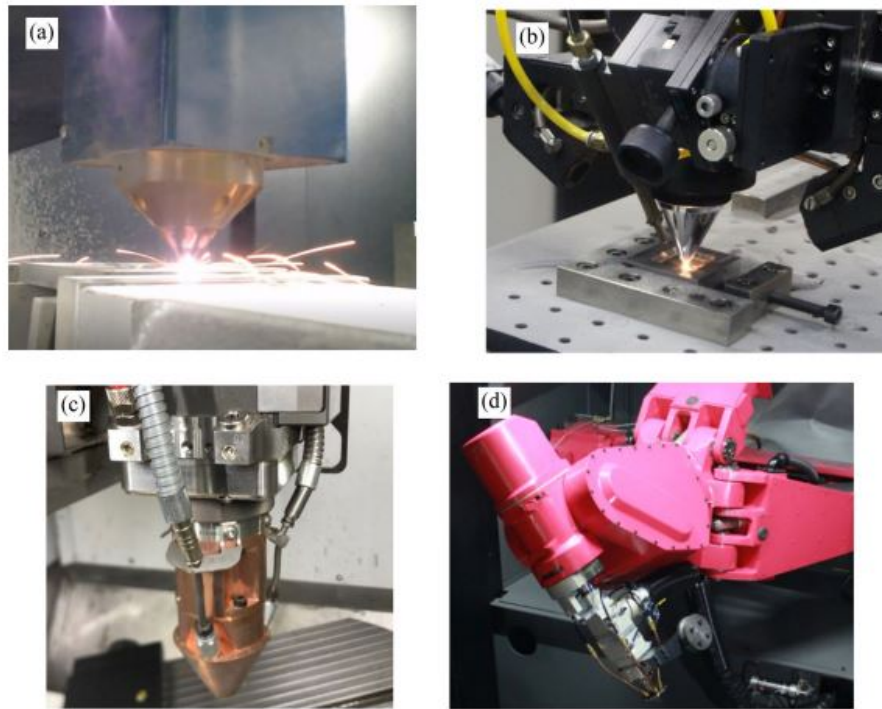
**Figura 2.6** Esquema do processo de Laser-Directed Energy Deposition com alimentação de pó coaxial geral (a) e aproximado (b) [19] [20]

A cabeça de deposição normalmente inclui as óticas do laser, os bocais de ejeção do pó, a tubagem do gás inerte e, em certos casos, sistemas de sensorização. O substrato tanto pode ser uma superfície plana como uma peça já fabricada onde se quer acrescentar uma nova geometria. O movimento relativo entre o substrato e a cabeça de deposição é o princípio base da deposição. Existem sistemas que movem apenas o substrato (mais comuns quando o substrato é facilmente movimentado), outros que apenas movem a cabeça de deposição e ainda outros que utilizam uma combinação de ambas as situações. Nesse sentido, e tendo em conta que a energia cinética do pó na deposição é elevada o suficiente ao ponto da força da gravidade se tornar desprezável, podemos encontrar sistema de 3, 4 ou 5 eixos, alguns com mesas rotativas para facilitar a acessibilidade a certas partes da peça e, dessa forma, expandir ainda mais os horizontes no que toca à complexidade das geometrias a reproduzir, sendo o processo de deposição eficiente independentemente da posição da cabeça. Por vezes, é necessário algum tipo de material de suporte para conferir maior rigidez à peça no processo de construção.

Dado o grau de liberdade de movimentação destas cabeças de deposição, existem até



casos na indústria de empresas que vendem as mesmas para posterior adição em sistemas de maquinagem, juntando o fabrico aditivo com o subtrativo. Sendo a reparação de peças o principal foco destas máquinas, acabam também por tornar esse mesmo processo francamente mais eficiente [17].



**Figura 2.7** Cabeças de deposição de várias tecnologias DED: (a) LENS, (b) Direct Metal Tooling (DMT), (c) Laser Metal Deposition (LMD), (d) DED [19]

No que concerne ao método de alimentação do material, temos duas opções distintas, cada uma com as suas vantagens e desvantagens: alimentação por pó e por fio.

Relativamente à alimentação por pó, que normalmente se encontra associada à utilização do laser como fonte térmica [19], apesar de ser a opção mais versátil, nem todo o pó é capturado no banho de fusão, pelo que se costuma aplicar um caudal de pó ligeiramente superior para compensar essa mesma falha de eficiência. Este aspeto acaba por não ser problemático, dado que até acaba por tornar o processo mais flexível e permite que as dimensões do banho de fusão variem de forma dinâmica. Com este tipo de alimentação, podemos ter bastante sobreposição de material depositado sem causar a dilatação dos cordões ou ter problemas de sobrealimentação, como é comum na alimentação por fio. Além disso, essa mesma variação dinâmica do banho de fusão e, conseqüentemente, da altura das camadas ajuda a minimizar o aspeto de superfície enrugada comum em peças produzidas por DED.

O pó, antes de ser ejetado pelo bocal, é normalmente fluidificado através da aplicação de gás no recipiente do pó e, por meio de um diferencial de pressão acompanhado dum movimento vibratório, transferido desse mesmo recipiente para o bocal pela tubagem.

Existem várias geometrias de ejeção do pó, nomeadamente a alimentação coaxial, por 4 bocais e por bocal lateral. As vantagens da alimentação coaxial passam pela maior eficiência de captura do pó no banho de fusão e pela capacidade do gás protetor poder executar a sua função e evitar a oxidação do material na presença de ar. Relativamente ao bocal lateral, a simplicidade da solução mecânica, a maior eficiência de aproveitamento do pó que a solução dos 4 bocais e a sua capacidade de depositar em situações com menor acessibilidade tornam esta solução bastante exequível. No entanto, é necessário ter cuidado, dado que o processo de DED é extremamente sensível a orientação da alimentação face a direção da projeção do laser [19]. Por fim, a solução dos 4 bocais, que se encontram espaçados 90 graus entre si e posicionadas de forma a que a sua orientação coincida no banho de fusão, permite deposições mais consistentes aquando da produção de geometrias mais complexas com múltiplas variações de espessura [17].

No que diz respeito à alimentação por fio, que pode ser aliado à maioria dos tipos de fonte térmica associados a DED, o volume depositado é 100% do volume que foi ejetado pelo bocal, logo a eficiência da captura do material acaba por ser total, também. Esta técnica é mais eficaz em geometrias mais simples, sem grande necessidade de precisão dimensional e sem grandes variações de espessura. Na produção de peças mais complexas e de massividade elevada, o controlo dos parâmetros que afetam a geometria é fulcral para efetuar uma deposição de tamanho e forma razoáveis. Em deposições de grande volume, normalmente associadas a DED, o compromisso entre um baixo nível de porosidades e boa precisão dimensional é a chave para a produção de uma peça ideal. Com a alimentação por fio, mesmo com um controlo rigoroso dos parâmetros referidos anteriormente, é bastante desafiante alcançar uma peça com pouca porosidade e com alto nível de precisão dimensional [19].

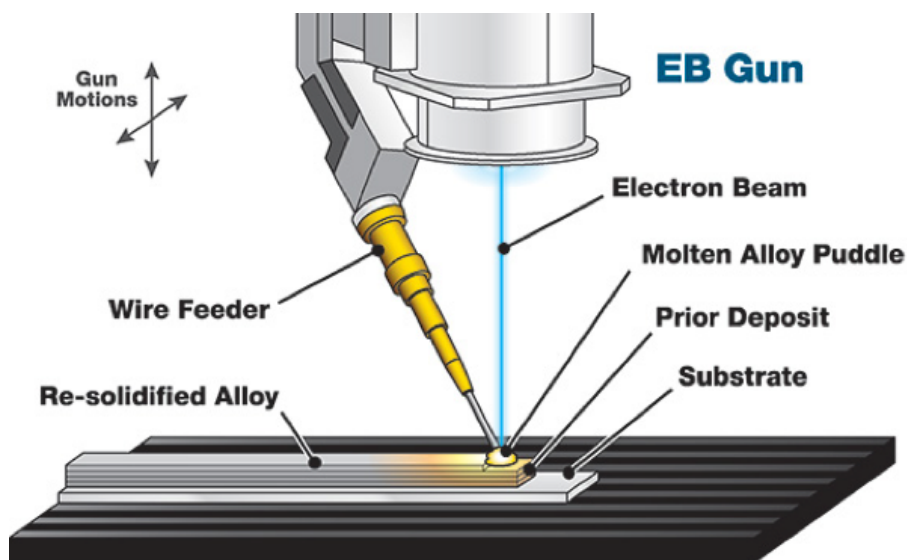


Figura 2.8 DED com alimentação por fio [21]

Em DED, o baixo nível de porosidades é mais preponderante que a precisão dimensional. Portanto, a seleção do tipo de alimentação tem de ter em conta o tipo de geometria a executar e a importância da precisão dimensional [17].

Relativamente às áreas de impacto desta tecnologia, prototipagem rápida, reparações e produção de peças de maior volume são algumas das principais implementações deste processo [22]. No caso do presente estudo, a aplicação de maior relevância será a reparação de peças, indubitavelmente, dado que, de certa forma, esta tecnologia tem bastantes semelhanças com processos de *laser cladding* e *plasma arc welding* que, por sua vez, são utilizados para propósitos de reparação, alinhando-se com o objetivo da dissertação.

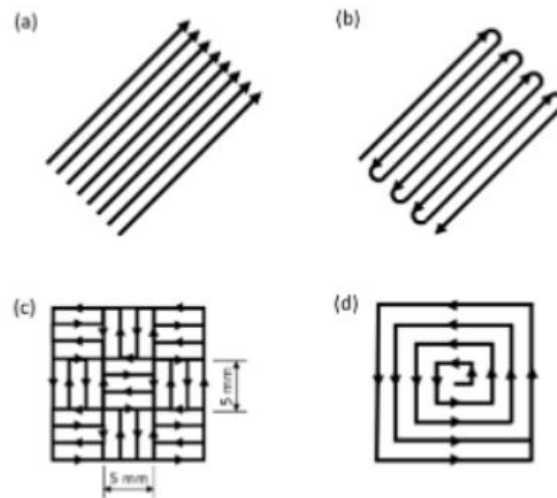
Muitas vezes, o processo de DED é utilizado para aplicar revestimentos nas superfícies, porém esta aplicação não se enquadra na definição de DED como processo de FA. Para o ser considerado, um ficheiro CAD das características da peça é convertido num ficheiro STL que divide a geometria em vários cortes, que representam as camadas de material depositado. A matéria prima é apenas aplicada em casos de produção de peças, reparações ou acrescentar pequenos incrementos à peça [18].

## 2.1.6 Parâmetros de *Performance* em L-DED

### 2.1.6.1 Estratégia de Deposição

A estratégia de deposição utilizada tem um impacto crítico no resultado final da peça produzida, podendo influenciar a porosidade (e, conseqüentemente, a densidade), tensões residuais, acabamento superficial e a microestrutura das peças. Normalmente, as estratégias usadas são semelhantes às usadas nos softwares de CAM, como, por exemplo, numa fresadora. Apesar dos restantes parâmetros também serem preponderantes relativamente aos aspetos referidos anteriormente, a estratégia de deposição pode otimizar, acima de tudo, o tempo de produção e a qualidade final do material.

Os diferentes padrões do caminho percorrido pelo laser podem produzir resultados díspares. Podemos verificar alguns exemplos das mesmas na Figura 2.9. Estratégias unidirecionais, bidirecionais, em espiral, em xadrez, com percentagens de sobreposição de linhas diferentes, com variações de orientação de deposição entre camadas e com variações dos ângulos do bocal de alimentação [23], todas são válidas e utilizadas de formas distintas, com potências de laser, velocidades de deposição e diâmetros focais do laser diferentes, sendo que o principal objetivo comum acaba por ser a obtenção de gradientes de temperatura reduzidos. A distribuição térmica é essencial, especialmente por se encontrar relacionada com aspetos como o comprimento dos cordões, velocidade de deposição, sobreposição de cordões, e *time-on* e *time-off* do laser no final de cada cordão, caso seja aplicado [24].

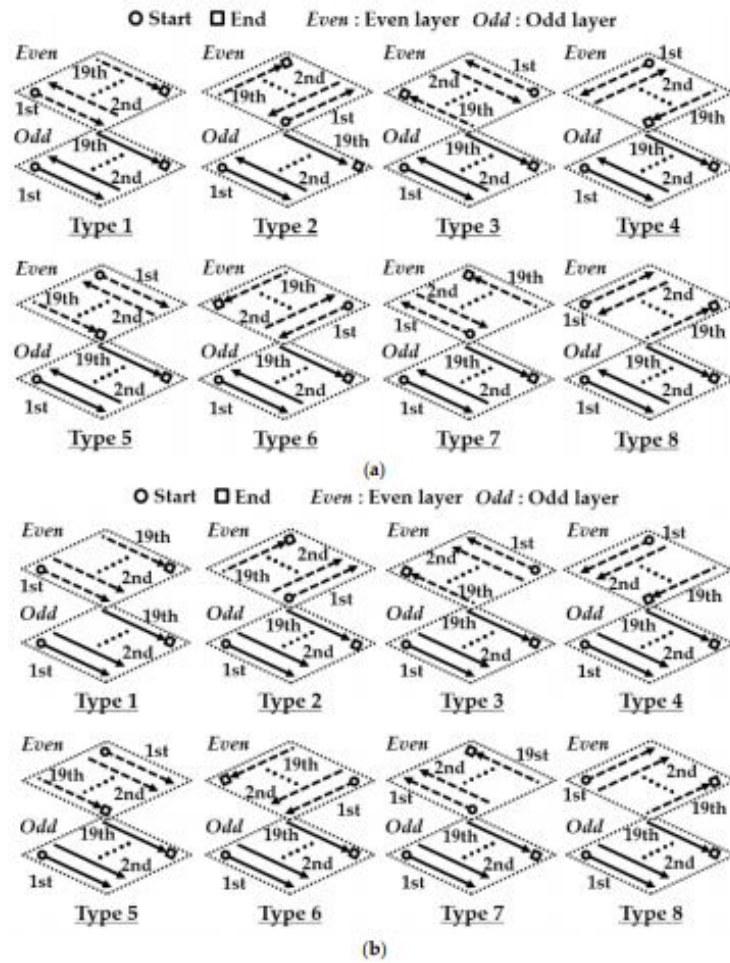


**Figura 2.9** Exemplos de estratégias de deposição utilizadas: (a) linear, (b) zigzag, (c) em xadrez e (d) em contorno [24]

O padrão aplicado com maior frequência na literatura é o denominado *raster path* (semelhante ao zigzag mas a inversão de sentido é linear e não curva), dado que não depende da forma da secção do cordão e é de fácil implementação. Nesse sentido, é usado para reproduzir uma variedade de geometrias com espessura distintas. No entanto, para construir em altura, pode não ser a melhor estratégia. Dai e Shaw [25] expõem isso mesmo na sua análise via modelos de elementos finitos, descobrindo que os melhores resultados são obtidos aquando da troca de direção da fonte de calor entre camadas.

Chua et al [26] descobriram, também, através dum modelo de elementos finitos de DED com alimentação por fio, que não havia grande disparidade nas distribuições de temperatura aquando da variação da direção de deposição, concluindo que estas apenas dependem do padrão de deposição e do intervalo de tempo entre cordões. Além disso, o intervalo de tempo entre cordões e os diferentes padrões de deposição não causaram grandes disparidades nos resultados relativos à acumulação de tensões residuais.

Kim et al [27] exploraram experimental e numericamente (através dum modelo de elementos finitos) 16 estratégias de deposição distintas, evidenciadas na Figura 2.10. Começou por analisar a variação da temperatura em tempo real experimentalmente e no modelo de elementos finais em dois casos distintos, onde num deles tem em conta um *heat sink coefficient* e noutro não. De seguida, compara numericamente as tensões residuais após arrefecimento de estruturas com 2 camadas produzidas de acordo com cada uma das estratégias e escolhe as mais exequíveis, passando posteriormente a uma análise das mesmas numa construção com 17 camadas. A estratégia alternativa do tipo 5 foi a escolhida como mais exequível por ter a menor probabilidade de aparecimento de fendas e pela semelhança entre o histórico de temperaturas experimental e numérico, provando que o modelo consegue simular com precisão o comportamento termomecânico do modelo durante a deposição.



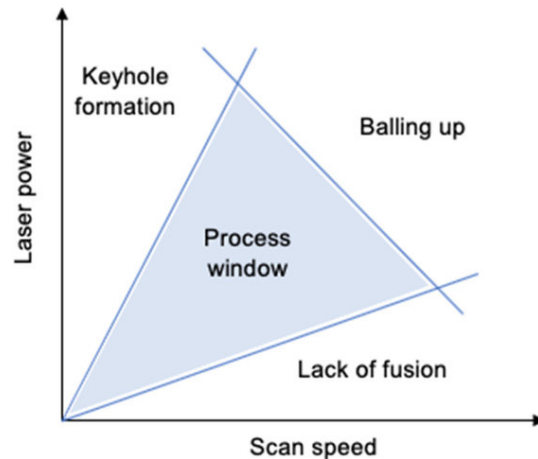
**Figura 2.10** Estratégias de deposição alternativas (a) e unidirecionais (b) analisadas por Kim et al [27]

### 2.1.6.2 Velocidade de Deposição

A velocidade de deposição, *travel speed* ou *scan speed* determina a velocidade com que a cabeça da máquina se desloca durante a deposição de material. Este parâmetro pode influenciar a altura da camada, a quantidade de pó depositado, a densidade térmica do processo, a geometria do banho de fusão e comportamento de solidificação do mesmo [13].

Em termos de defeitos, dado que uma velocidade de deposição mais elevada para uma potência e diâmetro de laser fixas irá diminuir a entrega térmica em cada ponto do cordão, o aparecimento de porosidades, pós não fundidos e zonas com falta de fusão não é de todo improvável. Já no caso contrário, em que a velocidade seja demasiado baixa, a entrega térmica pode ser demasiado elevada ao ponto de provocar um fenómeno denominado de *keyhole*, explorado posteriormente no presente documento nas secções 2.1.6.9 e 2.1.14.2, e que, por sua vez, poderá levar ao aparecimento de porosidades. A Figura 2.11 demonstra as consequências das possíveis combinações de potência e velocidade de deposição. A combinação entre o caudal de pó depositado e a velocidade de deposição determina a

quantidade de energia térmica libertada por unidade de massa de pó ejetado para o banho de fusão.



**Figura 2.11** Janela ótima relativa da relação entre valores de velocidade de deposição e potência do laser [28]

Este parâmetro é, também, o mais crítico em termos de aumento de produtividade. Quanto mais rápido se puder depositar material, tendo como garantindo a qualidade do produto final, mais produtivo se torna o processo. No entanto, essa garantia é inexistente na prática e é necessário ter cautela para não colocar em causa as propriedades finais da peça.

A gama de valores de velocidade de deposição utilizadas dentro das tecnologias de DED pode variar entre os 4 e os 20 mm/s [29].

### 2.1.6.3 Potência do Laser

A potência do laser determina a quantidade de energia debitada pela fonte térmica por unidade de tempo que idealmente é direcionada para o banho de fusão. A variação deste parâmetro altera a entrega térmica durante a deposição e, conseqüentemente, tem influência no possível aparecimento de todos os defeitos referidos no subcapítulo anterior, especialmente em peças de menor dimensão, que atingem temperaturas elevadas mais rapidamente para uma mesma potência e velocidade de deposição, podendo levar ao aparecimento de maior quantidade de defeitos [23]. Pode também alterar as dimensões de cada cordão e a eficiência de fusão do pó.

Mahamood et al [30] estudaram a influência da potência de um laser Nd-YAG na deposição de Ti6Al4V, fixando valores de velocidade de deposição, caudal de pó e caudal de gás coaxial e variando potências de laser entre 400 e 3000 W, concluindo que o aumento da largura dos cordões, da eficiência de utilização do material e da diluição eram acompanhados pelo aumento da potência do laser.

Os valores de potência do laser dentro das tecnologias da classe ASTM de Directed Energy Deposition variam entre os 300 W e os 3000 W [29] [30].

#### 2.1.6.4 Diâmetro Focal do Laser

Este parâmetro, também denominado por *spot size diameter*, é o diâmetro incidente do laser no plano focal ou plano de construção, influenciando a densidade energética do processo de forma crítica. Nos casos onde o *spot size diameter* seja maior, a entrega térmica do laser no pó metálico será menor, dado que a área incidente é maior para a mesma energia térmica debitada. Conseqüentemente, ao aumentar o *spot size*, obtem-se uma produtividade maior, porém a precisão dimensional da peça poderá ficar comprometida. Na Figura 2.12 tem-se um esquema do diâmetro focal do laser no plano de construção.

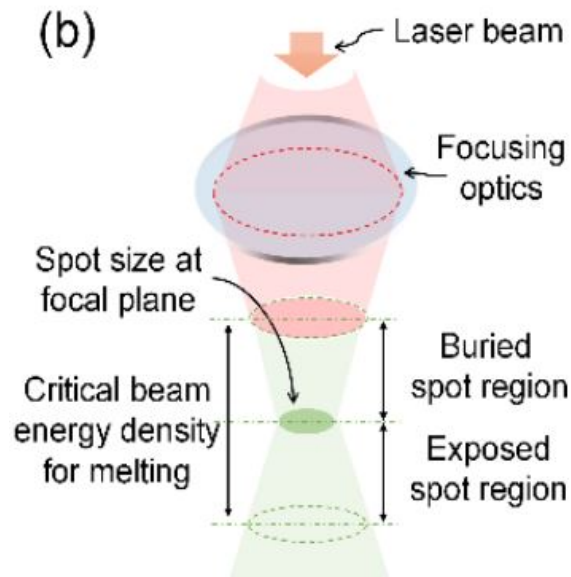


Figura 2.12 Esquema dos diâmetros do laser nos vários planos [31]

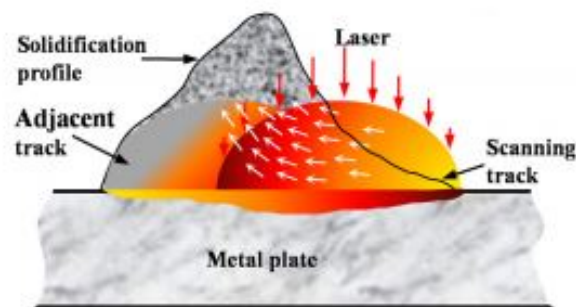
#### 2.1.6.5 Distância entre Cordões

A distância entre cordões, ou *hatch spacing*, é a distância entre dois cordões adjacentes de material depositado. No caso dessa distância seja inferior à soma de metade de cada uma das larguras dos dois cordões, é possível afirmar que se tem sobreposição de cordões, ou *overlapping*. Quanto menor for o *hatch spacing*, maior será a percentagem de sobreposição dos cordões.

Xia et al [32] exploraram a influência da distância entre cordões na transferência de massa e de calor na produção de peças por SLM com pó de Inconel 718 e conclui que seria para valores mais elevados de *hatch spacing* que se obtiveram as temperaturas máximas e gradientes de temperaturas mais baixos. É também para valores baixos deste mesmo parâmetro que a tensão superficial é maior. Conseqüentemente, maior quantidade de material é afastado do centro do banho de fusão a uma velocidade superior, migrando para

outros cordões previamente fabricados e provocando a acumulação de líquido fundido, como se pode verificar na Figura 2.13. O fenómeno descrito anteriormente refere-se às correntes de Marangoni. Por fim, veio à tona o seu papel preponderante na qualidade superficial do produto final. A aplicação de um valor adequado de *hatch spacing* traduz-se em valores baixos de tensão superficial e, conseqüentemente, num alastramento do material fundido a uma velocidade consistente, permitindo a criação duma superfície lisa no produto final.

Normalmente, na parametrização de um material usado para deposição, o *hatch spacing*, juntamente com o *spot size diameter* do laser e com o incremento no eixo Z são parâmetros considerados como fixos durante todo o processo, sendo a potência do laser, o caudal de pó depositado e a velocidade de deposição as três principais variáveis a adaptar iterativamente [13].



**Figura 2.13** Movimentação do material fundido relativamente aos cordões anteriores [32]

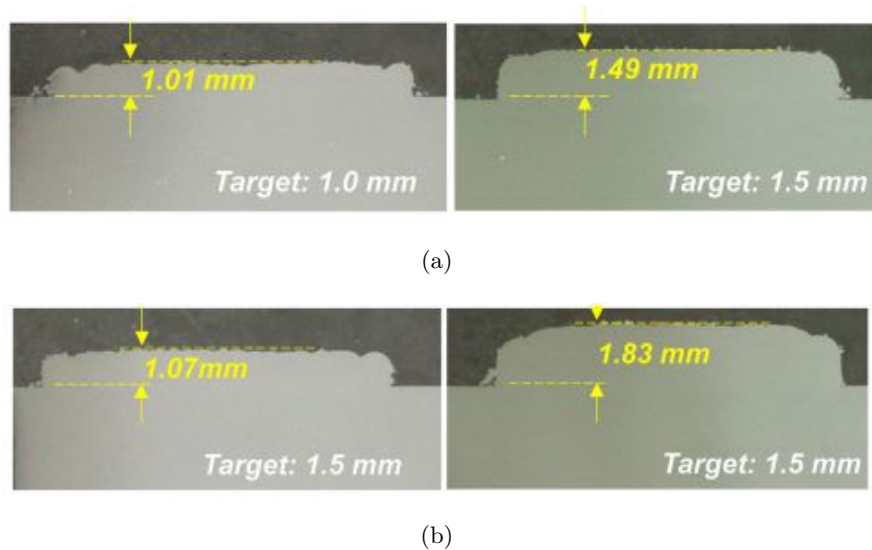
#### 2.1.6.6 Espessura da Camada

A espessura da camada, ou *layer thickness*, é a altura média dos cordões depositados em cada plano. Este parâmetro depende especialmente da quantidade de pó depositado e da velocidade da cabeça de deposição, verificando-se a existência de uma correlação entre o aumento do parâmetro *powder per meter* [g/m] e o aumento da espessura da camada depositada.

Gharbi et al [33] fizeram a profilometria 2D e 3D de paredes de Ti-6Al-4V produzidas por DMD e concluíram que a espessura de camada e o volume do banho de fusão têm ambos influência direta na qualidade do acabamento superficial final da peça. Já Shim et al [34] concluíram que, para um valor de espessura de camada específico, após a primeira camada, a entrega térmica necessária para a deposição da nova camada é inferior e que, em situações onde a potência do laser é fixa, se pode verificar a fusão repetida do material das camadas anteriores, que acaba por ser um fenómeno indesejável. Terminam sugerindo a aplicação de um sistema de controlo com *closed loop feedback* para que a potência do laser seja adaptada durante a deposição para garantir a uniformidade entre as espessuras das camadas da construção total. Na Figura 2.14, pode-se verificar a eficácia deste sistema



de controlo comparativamente à aplicação de métodos convencionais para controlo de espessura de camada.



**Figura 2.14** Comparação da disparidade entre a espessura objetivo e a real usando sistema de controlo com *closed feedback loop* (a) e usando métodos de controlo convencionais (b) [34]

Atualmente, a especificação da *layer thickness* como um valor fixo no fabrico de peças ainda não é totalmente eficaz, dado que o ajuste dos restantes parâmetros para alcançar o tal valor fixo ainda não é feito da forma mais eficiente, segundo os estudos de Choi et al [35] e de Ruan et al [36], que tentaram estabelecer correlações entre a espessura de camada e os restantes parâmetros de *textit{performance}*. Apesar de terem criado alguns modelos empíricos precisos, acabaram por não conseguir generalizar o controlo da espessura para valores genéricos de parâmetros de *performance*. Os valores mínimos de espessura de camada em L-DED com alimentação por pó rondam os  $300 \mu\text{m}$ .

#### 2.1.6.7 Caudal de Pó

O caudal de pó é a quantidade mássica de pó ejetado pelo bocal de alimentação por unidade de tempo. O ajuste deste parâmetro influencia consideravelmente a altura das camadas depositadas e a própria qualidade metalúrgica das mesmas.

Hu et al [37] concluíram, ao estudar o efeitos dos parâmetros de *performance* no processo de LENS com titânio puro na altura e na dureza das camadas. Concluíram que quanto maior for o *powder feed rate*, maior será a altura da camada e que a diminuição da dureza é acompanhada pela diminuição do caudal de pó depositado, de uma forma geral.

Os valores de *powder feed rate* utilizados na literatura nos processos de DED variam entre 2 e 27 g/min [29].

### 2.1.6.8 Caudal de Gás Protetor

O caudal de gás protetor (*shield gas flow rate*) é a quantidade volumétrica de gás ejetado para criar a atmosfera inerte de construção à volta da zona de fusão e deposição do material. A atmosfera de construção, formada por gases inertes aquando da utilização de um feixe laser e em vácuo aquando da utilização de um feixe de eletrões, desempenha um papel preponderante no controlo da composição química do material depositado, fenómenos de transferência de calor e na remoção de salpicos, fumos tóxicos e condensados libertados pelo banho de fusão, evitando a possível contaminação do pó e até atenuação do efeito térmico do laser [38]. No fundo, os gases inertes como o Árgon e o Hélio, protegem certas ligas reativas de fenómenos de oxidação, nitruração e alterações químicas a temperaturas elevadas.

O caudal de gás protetor e sua respetiva composição tem, também, impacto significativo na altura dos cordões depositados, temperatura do banho de fusão e ângulos de molhabilidade dos cordões, segundo os estudos de Ruiz et al [39] sobre a influência do *shield gas flow rate* na deposição de Inconel 718. Já a diluição e a largura dos mesmos revelaram-se como independentes destas variações de caudal de gás protetor, como é possível verificar na Tabela 2.3.

**Tabela 2.3** Dimensões dos cordões depositados com diferentes misturas de gases inertes [39]

| Gas Mixture   | Height (mm)  | Width (mm)   | Depth (mm)   | Wet Angle (°) |
|---------------|--------------|--------------|--------------|---------------|
| Argon 99.998% | 0.79 (0.014) | 1.87 (0.013) | 0.25 (0.010) | 73 (1.0)      |
| Ar 75% He 25% | 0.73 (0.009) | 1.82 (0.015) | 0.26 (0.008) | 67 (1.2)      |
| Ar 50% He 50% | 0.65 (0.020) | 1.84 (0.010) | 0.23 (0.006) | 53 (0.8)      |

### 2.1.6.9 Geometria do Banho de Fusão

O banho de fusão, ou *melt pool*, é a acumulação de material fundido que se forma especificamente na zona de atuação do laser em cada instante. O seu volume e forma dependem criticamente dos gradientes de temperaturas, da entrega térmica e da taxa de arrefecimento do material, influenciando a qualidade e a geometria do resultado. Consequentemente, irá influenciar a microestrutura e as propriedades mecânicas do produto final. Assim, a importância do banho de fusão é realçada continuamente por vários investigadores, que se serviram de métodos distintos para tentar prever as suas dimensões [40].

Por exemplo, King et al [41] serviu-se da equação da entalpia normalizada baseada na calibração feita por Han et al [42] para prever a profundidade da *melt pool* e o ponto crítico de formação do denominado *keyhole* (Eq. 2.1),

$$\frac{\delta H}{h_s} = \frac{AP}{h_s \sqrt{\pi D u d_{spot}}} \quad (2.1)$$

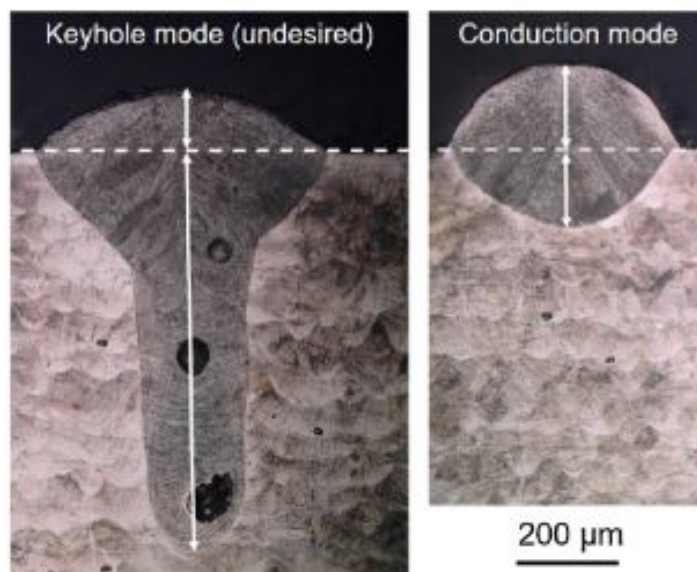
onde  $\delta H$  é a entalpia específica,  $h_s$  é a entalpia no ponto de fusão,  $A$  é a absorvidade,  $P$  é a potência do laser,  $D$  é a difusividade térmica do material fundido,  $u$  é a velocidade do laser e  $d_{spot}$  é o *spot size* do laser.

Já Tang et al [43], em prol do desenvolvimento de um modelo de simulação para prever pontos de falta de fusão, usaram a equação de Rosenthal para calcular uma estimativa da largura do banho de fusão, cuja versão simplificada se encontra evidenciada na Eq. 2.2 [44],

$$w_{mp} = \sqrt{\frac{P}{u} * \frac{8AD}{e\pi k(T_m - T_0)}} [m] \quad (2.2)$$

onde  $T_m$  é a temperatura de fusão,  $T_0$  é a temperatura inicial antes da fusão e  $k$  é a condutividade térmica. A equação de Rosenthal é frequentemente usada na soldadura e tem sido muito aplicada no fabrico aditivo, dado que descreve com precisão uma fonte de calor reduzida a um ponto em movimento num substrato de dimensão infinita. Nesse sentido, é usada para prever a microestrutura de peças fabricadas por processos de fabrico aditivo a laser [40].

A partir de um determinado valor de entrega térmica na deposição, o modo de fusão do laser passa de condução para o denominado *keyhole mode*, onde o banho de fusão fica excessivamente profundo e se criam vazios esféricos na região inferior do mesmo [44]. Quando este fenómeno e o *balling* são evitados (Figura 2.11), a fusão é principalmente regida pela condutividade térmica do material. Consequentemente, a geometria do banho de fusão é semicircular e de profundidade relativamente baixa, como se pode verificar na Figura 2.15.



**Figura 2.15** Diferença entre a geometria do banho de fusão aplicando diferentes modos de fusão: *keyhole mode* à esquerda, *conduction mode* à direita [44]

### 2.1.7 Parâmetros de Comparação em L-DED

Como ainda não existe na literatura atual uma forma consistente de standardizar o processo de parametrização dos materiais depositados em fabrico aditivo, este acaba por ser bastante iterativo, sendo que o progresso na parametrização se baseia na comparação entre os resultados obtidos até se alcançar um conjunto de parâmetros ótimo. No entanto, existem uma série de fórmulas e número adimensionais que se revelaram de extrema utilidade na descoberta de algumas correlações de forma a prever o comportamento e a morfologia do material após a deposição. Assim, as janelas dos parâmetros de *performance* podem ser reduzidas mais rapidamente, agilizando o processo iterativo de parametrização.

Além da equação da entalpia normalizada e da equação de Rosenthal mencionadas no subcapítulo anterior usadas para estimar as dimensões do banho de fusão, a densidade superficial de energia é outro parâmetro a ter em conta. Este foi explorado por Campanelli et al na tentativa de encontrar uma correlação entre a entrega térmica e a morfologia das linhas depositadas. A respetiva fórmula encontra-se na Equação 2.3,

$$E_d = \frac{P}{v d_{\text{spot}}} [J/mm^2] \quad (2.3)$$

onde  $P$  é a potência do laser,  $v$  a velocidade de deposição e  $d_{\text{spot}}$  o diâmetro focal do laser.

Ciurana et al e Gunenthiram et al basearam-se na densidade de energia volumétrica, presente na Equação 2.4 [44],

$$E_d = \frac{P}{v d_{\text{spot}} t} [J/mm^3] \quad (2.4)$$

onde  $t$  representa a espessura de camada.

Na sua investigação sobre a relação entre parâmetros de *performance* de *powder laser cladding* e a morfologia de uma linha depositado, Ocelík et al tiveram em conta, na sua análise inicial, a quantidade de pó ejetado por unidade de comprimento de linha depositada e a entrega térmica teórica por unidade de comprimento, cujas fórmulas se encontram expostas nas Equações 2.5 e 2.6, respetivamente,

$$\text{Powder per meter} = \frac{F}{v} [g/m] \quad (2.5)$$

$$\text{Linear Energy Density} = \frac{P}{v} [J/m] \quad (2.6)$$

onde  $F$  representa o caudal de pó depositado.

Além disso, listam também uma série de parâmetros adimensionais com correlações obtidas pelos próprios entre  $R=0.90$  e  $R=0.98$ , nomeadamente a área de revestimento (Equação 2.7) com  $R=0.98$ , a largura da linha (Equação 2.8)  $R=0.90$ , a área fundida (Equação 2.9) com  $R=0.98$ , o ângulo de revestimento (Equação 2.10) com  $R=0.94$ , a diluição (Equação 2.11) com  $R=0.94$  e a eficiência do pó (Equação 2.12) com  $R=0.94$  [45].

$$A_c = \frac{\sqrt{P} * F}{v} \quad (2.7)$$

$$W = \frac{P}{\sqrt{v}} \quad (2.8)$$

$$A_m = \frac{P^2}{\sqrt{v}} \quad (2.9)$$

$$\alpha = \frac{F}{\sqrt{P * v}} \quad (2.10)$$

$$D = \ln\left(\frac{P}{F} * \sqrt{v}\right) \quad (2.11)$$

$$P_{ef} = \ln(P^2 \sqrt{F}) \quad (2.12)$$

Dass e Moridi [46] fizeram, também, uma listagem de alguns números adimensionais que, tal como os anteriormente mencionados, capturam o efeito cumulativo dos parâmetros de *performance*, de entre os quais se destacam o número de Péclet (Equação 2.13), que define a razão entre a taxa de advecção e a taxa de difusão duma mesma grandeza, o número de Fourier (Equação 2.14), que fornece valores relativos entre taxas de dissipação e armazenamento de calor, e o número de Marangoni (Equação 2.15), que define a força do efeito Marangoni. Este efeito encontra-se relacionado com a transferência de massa numa interface entre dois fluidos devido ao gradiente de tensão superficial. O número de Péclet depende da velocidade característica  $U$ , do comprimento característico  $L$  e da difusividade térmica  $D$ , o número de Fourier depende, também, da difusividade térmica, do comprimento característico e do tempo característico  $\tau$  e o número de Marangoni depende da tensão superficial  $\gamma$ , do gradiente de temperatura  $dT/dx$ , do comprimento característico e da viscosidade do banho de fusão  $\eta$ .

$$P_e = \frac{UL}{D} \quad (2.13)$$

$$F_0 = \frac{\alpha\tau}{L^2} \quad (2.14)$$

$$M_a = \frac{d\gamma}{dT} \frac{dT}{dx} \frac{L^2}{\eta\alpha} \quad (2.15)$$

Como se pôde verificar, ao comparar estes parâmetros com uma série de linhas depositadas, é possível encontrar padrões que sejam úteis na redução mais eficiente da janela de parâmetros de *performance*, encurtando consideravelmente o processo de otimização dos mesmos.

### 2.1.8 Tipos de Lasers

A fonte de energia térmica utilizada com maior frequência no campo do fabrico aditivo é, indubitavelmente, o laser, dado que os raios irradiados em direção ao material depositado são absorvidos sem necessidade de uma atmosfera de controlo específica para facilitar a transferência de calor. Além disso, não sofre grandes divergências aquando da sua projeção e pode ser focado em zonas de pequena dimensão, tornando-se o principal candidato para a fusão do pó.

Os lasers usados em fabrico aditivo podem ser divididos em três categorias: lasers de gás, de fibra e os denominados *solid state lasers*. Dentro destas categorias, os principais são os lasers de CO<sub>2</sub>, Nd-YAG (*Neodymium-doped Yttrium Aluminium Garnet*), de fibra de itérbio e de excímeros. Na Tabela 2.4, é possível encontrar uma comparação mais detalhada entre estes tipos de laser [31].

**Tabela 2.4** Características dos lasers de CO<sub>2</sub>, Nd-YAG, de fibra de itérbio e de excímeros [31]

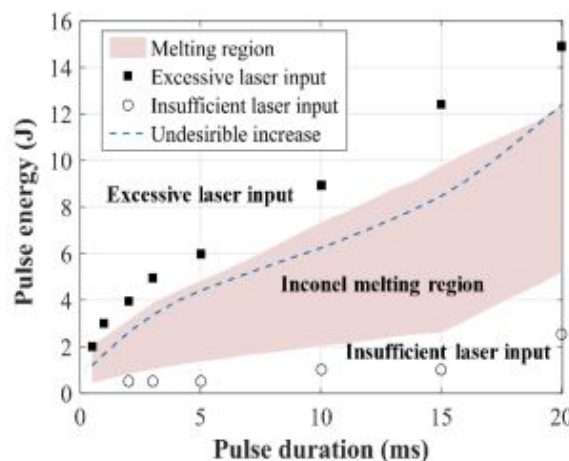
| Laser                         | CO <sub>2</sub> laser          | Nd:YAG laser                                   | Yb-fiber laser                | Excimer laser  |
|-------------------------------|--------------------------------|--|-------------------------------|--|
| Application                   | SLA, SLM, SLS, LENS            | SLM, SLS, LENS                                 | SLM, SLS, LENS                | SLA  |
| Operation wavelength          | 9.4 & 10.6 $\mu\text{m}$       | 1.06 $\mu\text{m}$                             | 1.07 $\mu\text{m}$            | 193, 248, and 308 nm (ArF, KrF, and XeCl respectively) |
| Efficiency                    | 5 - 20 %                       | Lamp pump: 1-3 %,<br>Diode pump: 10-20 %       | 10 - 30 %                     | 1 - 4 %  |
| Output power (CW)             | Up to 20 kW                    | Up to 16 kW                                    | Up to 10 kW                   | Average power 300 W                                    |
| Pump source                   | Electrical discharge           | Flashlamp or laser diode                       | Laser diode                   | Excimer recombination via electrical discharge         |
| Operation mode                | CW & Pulse                     | CW & Pulse                                     | CW & Pulse                    | Pulse  |
| Pulse duration                | Hundreds ns-tens $\mu\text{s}$ | Few ns – tens ms                               | Tens ns – tens ms             | Tens ns  |
| Beam quality factor (mm mrad) | 3 - 5                          | 0.4 - 20                                       | 0.3 - 4                       | 160 $\times$ 20 (Vertical $\times$ Horizontal)         |
| Fiber delivery                | Not possible                   | Possible                                       | Possible                      | Specially designed fiber necessary                     |
| Maintenance periods           | 2000 hrs                       | 200 hrs (lamp life)<br>10,000 hrs (diode life) | Maintenance free (25,000 hrs) | 10 <sup>8-9</sup> pulses (thyratron life)              |

Os parâmetros de cada laser mais interessantes de analisar aquando da sua aplicação no fabrico aditivo são o comprimento de onda de serviço, a potência, energia de pulso e intensidade média, a duração do pulso, o diâmetro focal do laser e a qualidade do raio laser.

Relativamente ao comprimento de onda de serviço, este acaba por ser o mais importante dos parâmetros, dado que os materiais em geral interagem com comprimentos de onda distintos e a sua absorptividade varia ao longo do espetro. O ideal é obter-se valores de absorptividade altos para o comprimento de onda de serviço do laser aplicado. Para pós metálicos, quanto menor o comprimento de onda, maior a absorção da luz. É nesse sentido que os lasers de fibra de itérbio e de Nd-YAG com comprimentos de onda de 1064 nm têm maior produtividade aquando da fusão de pós metálicos que os lasers de CO<sub>2</sub>, com 10.6  $\mu\text{m}$ . O contrário sucede-se quando o material de trabalho é um polímero, dado que a sua absorptividade é maior para um comprimento de onda de 10.6  $\mu\text{m}$  do que para 1064 nm. No fundo, a produtividade do laser depende fortemente da absorptividade do material correspondente ao comprimento de onda do laser em questão.

De seguida, tem-se a intensidade do laser, que é definida pela potência debitada por unidade de área. Este parâmetro tem de exceder um valor específico para garantir a fusão do material. Este valor encontra-se relacionado com a temperatura de sinterização ou com a temperatura de fusão, no caso de tecnologias alusivas a DED. Materiais com pontos de fusão altos ou com coeficientes de refletividade ou difusividade térmica altos exigem intensidades maiores para ultrapassar os gradientes térmicos reduzidos no processo de fusão. Um aumento da intensidade leva a um aumento na produtividade do processo, porém a qualidade final da peça ficará comprometida.

Os lasers podem funcionar em modo contínuo, onde a potência se mantém constante ao longo do tempo, e podem operar por pulsos de energia. No modo ultimamente referido, a potência máxima é francamente mais elevada que no modo contínuo, podendo chegar às centenas de MW no caso dos lasers Nd-YAG, por exemplo. A grande vantagem dos pulsos de energia é evidente: é possível fundir o material no espaço de milissegundos, reduzindo a percentagem de energia dissipada para o ambiente circundante, tornando-se mais fácil alcançar os picos de entrega térmica necessários para fundir o material. Na Figura 2.16, pode-se verificar onde se localiza a região ótima de fusão do material na relação duração-energia do pulso, mais especificamente para o Inconel 625.



**Figura 2.16** Zona de fusão ótima no gráfico da energia do pulso em função da duração do mesmo [31]

Para definir a qualidade do raio laser, é utilizado um parâmetro denominado de *Beam Parameter Product* (BPP) que relaciona o *spot size diameter* do laser com o semiângulo de convergência do laser. Valores baixos deste parâmetro traduzem-se em valores altos de confinamento de energia. Idealmente, o valor mínimo de BPP é atribuído ao raio com perfil de forma gaussiana perfeita, porém esse raio não existe na prática devido à imperfeição das superfícies óticas e outras influências destabilizadoras. Os raios laser de CO<sub>2</sub> têm valores relativamente baixos de BPP devido à simplicidade da sua estrutura ótica. Lasers de fibra de itérbio têm uma forma quasi-perfeitamente Gaussiana e têm excelente qualidade. Já os lasers de excímeros tem baixa qualidade, associada à alta divergência dos raios laser [31].

## 2.1.9 Pós Metálicos

Os pós metálicos são a base da produção de peças por *Directed Energy Deposition*. A qualidade geral dos mesmos influencia as propriedades mecânicas e físicas da peça final. Neste subcapítulo, ir-se-ão explorar os métodos de produção de pós metálicos para fabrico aditivo e as suas respetivas propriedades mais relevantes.

### 2.1.9.1 Produção

Existe uma série de pós metálicos para fabrico aditivo presentes no mercado, englobando uma série de materiais distintos, como se pode verificar na Tabela 2.5.

**Tabela 2.5** Alguns dos tipos de pó pré ligados usados em fabrico aditivo metálico comercializados atualmente e respetivas designações ASME [47]

| Base | Common alloy name          | Alloy designation (ASME)                  |
|------|----------------------------|---|
| Fe   | Maraging steel             | 18 MAR 300                                |
| Fe   | Stainless steels           | 316, 316L, 304, 410, 420                  |
| Fe   | Hardenable tool steel      | 15-5                                      |
| Fe   | Hardenable stainless steel | 17-4PH, 13-8                              |
| Fe   | Tool steels                | H13, S7                                   |
| Ni   | Superalloys                | IN-718, IN-625, Waspalloy, Rene 41        |
| Co   | Superalloys                | Co-Cr-Mo (ASTM F75), Stellite 6 & 21      |
| Ti   | Ti-rich                    | Ti-6Al-4V, Ti-6-2-4-2, Ti-6Al-7Nb         |
| Ti   | Commercial purity          | CP  |
| Al   | Cast alloys                | Al4047, Al-Si-10Mg, Al-12Si, Al-Si-7Mg-Cu |
| Cu   | Bronze                     | Cu-Sn                                     |

Dependendo do tipo de pó utilizado, existem vários métodos para fabricar pós metálicos para fabrico aditivo:

- Esmagamento ou pulverização mecânica de blocos sólidos;
- Exsolução de água fortemente salgada
- Decomposição térmica duma solução química;
- Deposição eletrolítica;
- Redução de um composto químico na fase sólida;
- Atomização de um metal líquido.

A tecnologia de produção irá influenciar a qualidade, forma, tamanho e gama das partículas. A técnica implementada com maior frequência na produção de pós metálicos é o método de atomização, sendo os mais baratos e eficazes. Os passos para uma atomização de sucesso são os evidenciados na Figura 2.17.





**Figura 2.17** Aspectos principais a ter em conta nos processos de atomização [48]

Relativamente ao material base, sabe-se que o tipo, forma e geometria do mesmo é afetado pelos procedimentos de fusão mas, por outro lado, influencia diretamente a qualidade do pó produzido. Metal velho, elementos de liga metálicos puros, pós e material pré ligados (materiais que sofrem adição de elementos como molibdénio, manganês e crómio na mistura fundida antes da atomização) são tudo materiais possíveis de se fundir em fornos. Estes fornos estão equipados de forma a que seja possível retirar uma amostra do material fundido, analisá-lo e fazer ajustes adicionando elementos de liga, caso seja necessário. Nos casos em que os fornos não usufruem deste tipo de equipamento, o material base fundido tem de ser homogéneo em composição química e tem de ter em conta a composição do pó produzido desejada. Por vezes, algumas tecnologias de produção de pó exigem uma geometria específica de material base, nomeadamente a fusão por plasma e atomização que precisam que o material base esteja na forma de pó ou de fio antes de ser fundido.

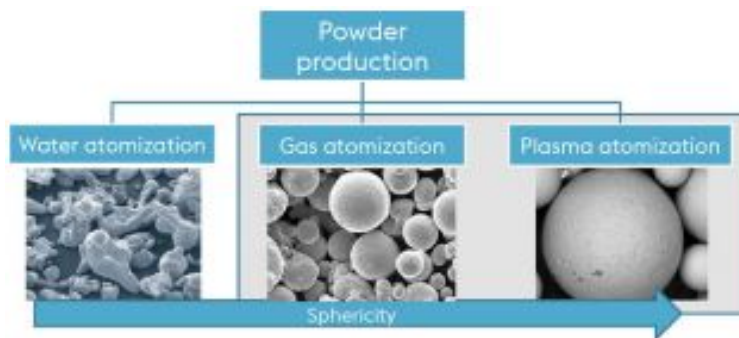
Relativamente às tecnologias de fusão utilizadas, existem os sistemas de fusão abertos e fechados. Os sistemas abertos funcionam ao ar livre onde a mistura fundida se encontra coberta por escória líquida. Neste método, o trabalho metalúrgico propriamente dito é feito pela escória. Nos sistemas fechados, a fusão é feita em vácuo ou atmosfera controlada.

Usar um sistema fechado com fusão feita em vácuo acaba por ser a opção ideal pelas seguintes razões: a desgaseificação do material base é mais eficaz, previne a formação de óxidos aquando do uso de materiais reativos, remove por completo quaisquer gases dissolvidos e oligoelementos (elementos de liga presentes no material com concentrações muito baixas) indesejados com a alta pressão de vácuo. No entanto, o tamanho de cada fornada é menor comparativamente com os sistemas de fusão abertos. A produção de pós metálicos para fabrico aditivo é maioritariamente produzida em sistemas fechados com fusão por indução.

Os sistemas de fusão podem também ser divididos nos casos em que se tem um banho de fusão líquido e nos casos em que se tem o material base parcialmente fundido. Nos sistemas com banho de fusão, o material base é colocado no forno e este é derretido por

indução através duma bobina de cobre arrefecida com água, sendo que o forno é feito ou revestido com material refratário. Nos sistemas com material parcialmente derretido, usam-se eléctrodos rotativos, fio ou pós como material base [48].

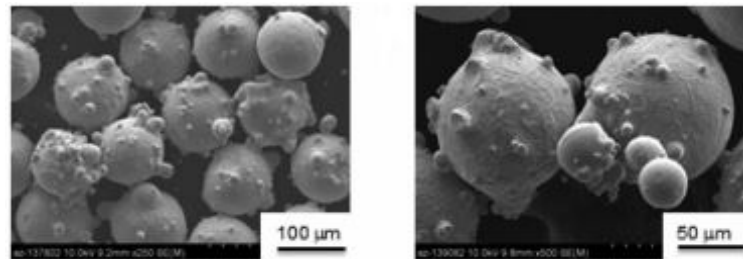
Relativamente às tecnologias de atomização disponíveis, existem a atomização por água, por gás e por plasma. O resultado da aplicação de cada um destes métodos no que concerne à geometria das partículas encontra-se evidenciado na Figura 2.18.



**Figura 2.18** Morfologia das partículas resultantes de cada método de atomização [48]

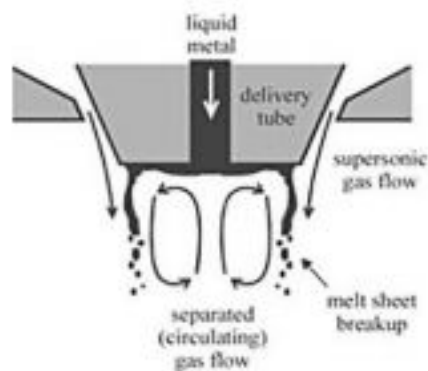
Na atomização por água, o fluxo de metal fundido é desintegrado com um jato de pressão de água e as gotículas de pó solidificam durante o processo de transferência de calor abrupto. O pó produzido é posteriormente recolhido do fundo do forno. Este método de atomização é mais usado aquando da necessidade de taxas de produção de pó mais elevadas a um custo mais reduzido. No entanto, a forma das partículas produzidas é mais irregular.

A atomização por gás é aplicada na produção de pós mais finos e com maior esfericidade. O material base é constantemente vertido do forno para uma plataforma com um canal de saída. O diâmetro deste mesmo canal determina o fluxo do material fundido. Ao passar por este canal, o material fundido é desintegrado através dum jato de gás inerte a alta pressão. Existem dois sistemas de atomização por gás, nomeadamente os de queda livre e os *close coupled*. Nos de queda livre, o material fundido escorre pelo canal de saída e percorre apenas uma pequena distância até ser desintegrado pelo jato de gás inerte. Apesar de ser mais fácil controlar a interação entre o jato e o material fundido, a distribuição dimensional das partículas é mais complicada de controlar relativamente aos sistemas *close coupled*. No entanto, o pó ainda não atinge uma esfericidade ideal, dado que o aparecimento dos denominados satélites nas partículas de pó metálico prejudica consideravelmente a fluidez e o *packing* do pó [48]. Apesar de não haver consenso relativamente ao processo exato de formação destes satélites, existe uma teoria citada com maior frequência, que se baseia no pressuposto de que os pós de menor dimensão, ao serem ejetados pelo bocal do canal de saída e após desintegração, arrefecem e solidificam mais rapidamente que os pós de maior dimensão, atingindo velocidades elevadas e projetando-se contra estas partículas de maior dimensão, ficando soldadas às mesmas [47].



**Figura 2.19** Imagens SEM de partículas produzidas por atomização por gás com satélites acoplados [23]

Os pós produzidos para fabrico aditivo normalmente são produzidos por sistemas *close coupled*. Nestes sistemas, o metal fundido molha o bocal do canal de saída e cria uma camada junto ao bocal, enquanto o jato de gás inerte é projetado à volta dessa mesma camada, como se pode perceber pela Figura 2.20. De seguida, devido às tensões superficiais do metal e às condições do escoamento criado nesta zona, as partículas formam-se e solidificam para assumir a forma esférica.



**Figura 2.20** Funcionamento do sistema *close coupled* na atomização por gás [48]

Devido à proximidade entre o metal fundido e o bocal do canal de saída, o fluxo de metal fundido pode ser desintegrado com maior facilidade, permitindo uma melhor qualidade de pó em termos de esfericidade. Daí a produção de pós metálicos para FA ser maioritariamente feita usando sistemas *close coupled* [48].



**Figura 2.21** Componentes duma máquina de atomização a gás com sistema *close coupled* [48]

Por fim, tem-se a atomização por plasma. O material base, em pó ou em fio, é posto em contacto com plasma de energia elevada. O material derrete quase imediatamente e é atomizado com um jato de gás inerte, também. Posteriormente, verifica-se a necessidade da limpeza do pó após atomização para remover material residual e garantir a elevada esfericidade característica de pós produzidos por este processo. Normalmente, conjuga-se este processo com material base em forma de eléctrodo rotativo e tem-se um dos métodos de produção de pó mais conhecidos na literatura, denominado de *Plasma Rotating Electrode Process* (PREP). Apesar de ser ótimo na produção de pós com alta esfericidade, baixa porosidade interna e quase sem presença de satélites, não é posto em prático na produção massiva de pó metálico para FA, dado que requer um grau elevado de preparação do material base [47].

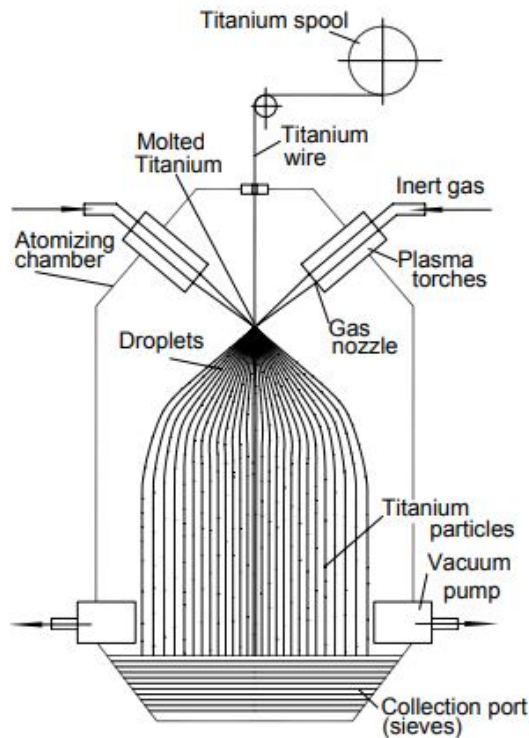


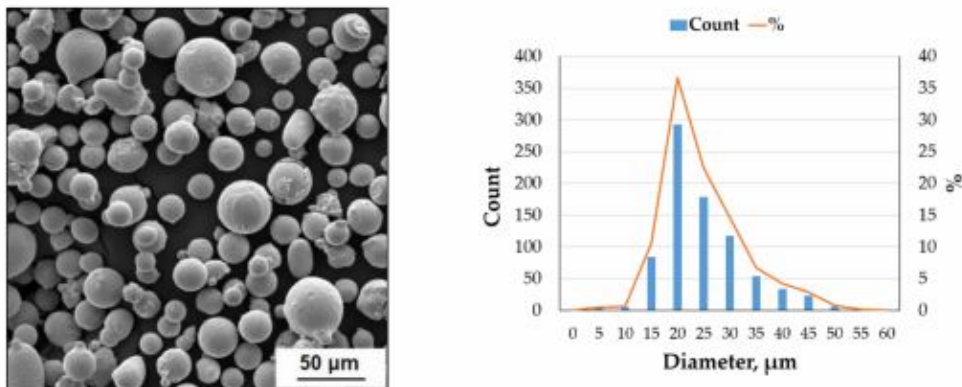
Figura 2.22 Esquema do processo de atomização por plasma [49]

Finalmente, efetua-se o processamento do pó produzido. A dimensão dos pós pode alcançar valores de  $250 \mu\text{m}$  dependendo do processo de produção utilizado. Nesse sentido, os pós produzidos são selecionados através de métodos de classificação que envolvem ou coador ou ar [48].

### 2.1.9.2 Propriedades

Os vários tipos de pós metálicos possuem características distintas e a sua qualidade pode ser medida através das suas propriedades.

Uma das mais importantes é a distribuição dimensional ou granulométrica das partículas, especialmente nos pós produzidos para aplicação em FA. Os produtores das máquinas de FA recomendam a utilização de pós metálicos preparados e fornecidos pelo próprio fabricante da máquina, sendo que o próprio aconselha certas gamas dimensionais recomendadas para fabrico numa máquina em específico. Esta propriedade é medida através duma espectroscopia de difração a laser, cujos resultados são normalmente expostos através de um gráfico e de uma tabela com os valores dimensionais das partículas e o seu respetivo volume. As características gerais são o  $D_{10}$ , o  $D_{50}$  e o  $D_{90}$ , que se traduzem no facto de uma percentagem de volume igual a 10%, 50% ou 90% do pó tem dimensões inferiores aos valores indicados a cada uma destas três propriedades [47].



**Figura 2.23** Distribuição granulométrica e imagem SEM da morfologia dos pós de 18Ni300 [50]

A fluidez do pó é, também, uma propriedade importante dos pós metálicos, crucial para garantir alimentação consistente do pó e superfícies suaves de deposição. A distribuição granulométrica, a densidade do material, a morfologia das superfícies das partículas e a respetiva humidade influencia criticamente a fluidez do pó. Pós demasiado finos ( $<10\ \mu\text{m}$ ) têm fluidez demasiado baixa ou até nula, ao invés dos pós de maior dimensão que têm fluidez elevada. A densidade também tem influência, dado que se esta for mais elevada, o pó irá fluir mais rapidamente de forma geral, e como o princípio base da medição da fluidez assenta na medição da velocidade num medidor de fluxo de Hall, a fluidez elevada em pós mais densos pode ser confirmada empiricamente. A esfericidade também influencia a fluidez, na medida em que se o pó demonstrar uma morfologia esférica consistente, não haverá atrito nem *mechanical interlocking* e o deslizamento de partículas contíguas é suave. O mesmo se aplica à humidade, na medida em que quando a tensão superficial da água é maior que a própria força da gravidade, as partículas unem-se umas às outras. Daí ser recomendável secar o pó antes de o usar.

Densidade aparente é o valor obtido de densidade do pó compacto que foi largado em queda livre através dum funil para um picnómetro. A distribuição granulométrica do pó e a morfologia influenciam bastante a densidade aparente.

Densidade real represente a densidade do material em estado sólido. Depende da quantidade de elementos de liga que o material tem, da sua respetiva percentagem na liga e das fases presentes na microestrutura do material no estado analisado [47].

## 2.1.10 Materiais

### 2.1.10.1 Aços Maraging - 18Ni300

As ligas Maraging são ligas de ferro-níquel com teor de carbono inferior a 0.03%, desenvolvidas com o objetivo de conciliar valores de resistência, resiliência e alongamento elevados num só material. Estas ligas são constituídas por aproximadamente 65% a 75% de Fe e

17% a 26% de Ni, tendo na sua composição elementos de liga como o cobalto, molibdénio, alumínio e o titânio, além do carbono em teor baixíssimo já mencionado.

A palavra Maraging divide-se em duas partes: *mar* (martensite) e *aging* (envelhecimento). Nesse sentido, estas ligas são também conhecidas como ligas de envelhecimento artificial de martensite por precipitação.

No estudo destes aços, considera-se o diagrama de equilíbrio das ligas Fe-Ni, que se encontra presente na Figura 2.24, dado que são os dois principais elementos constituintes dos aços Maraging.

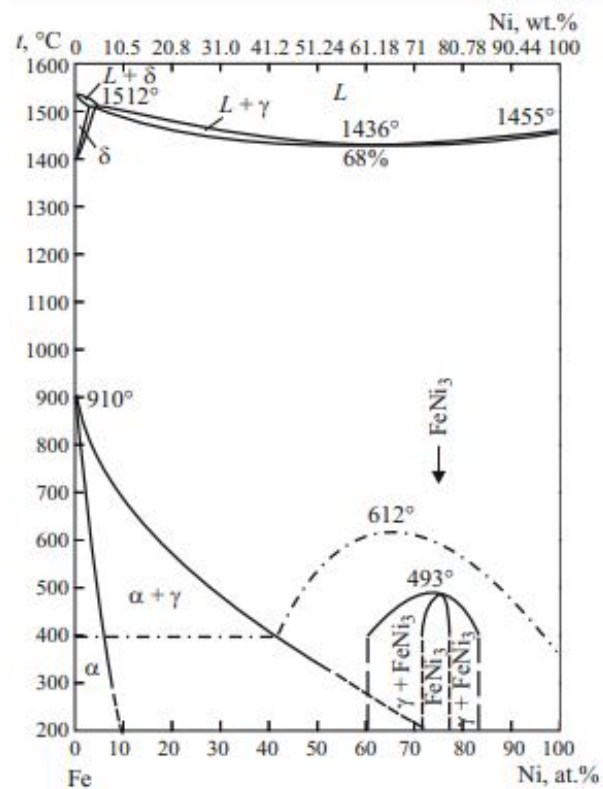
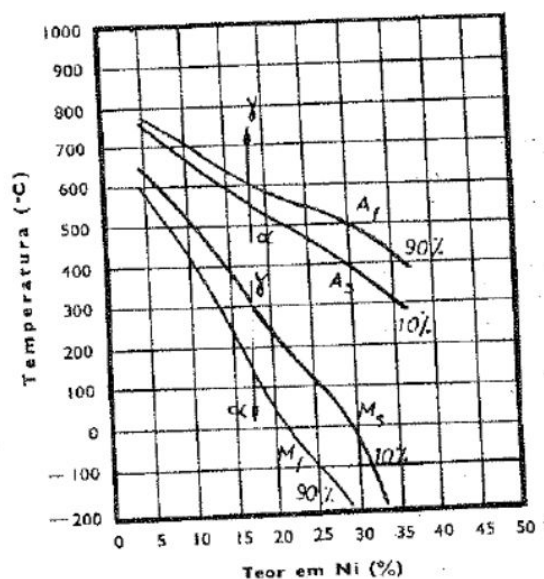


Figura 2.24 Diagrama de equilíbrio Fe-Ni até 1600 °C [51]



**Figura 2.25** Transformações estruturais dos aços Maraging em função da temperatura [52]

Como se pode verificar na Figura 2.25, onde se pode observar a que temperaturas ocorrem certas transformações estruturais dependendo do teor de níquel da liga, as ligas com menos de 20% de Ni apresentam-se no estado martensítico após arrefecimento rápido a partir do domínio austenítico. Por isso, são ligas Maraging martensíticas e são as mais utilizadas na indústria. Já as ligas com teor superior a 30% apresentam uma estrutura totalmente austenítica após arrefecimento rápido a partir do domínio austenítico. Assim, são denominadas por ligas Maraging austeníticas [52].

Como já foi mencionado, estas ligas são de envelhecimento martensítico por precipitação especial nesta própria estrutura. Esta precipitação dá-se na matriz da liga, aumentando a sua dureza consideravelmente. As partículas em solução que provocam este efeito são Al, Ti, Mo e Co, que têm um efeito positivo no aumento da resistência do material [53]. Estas partículas criam maior resistência contra o deslizamento de cristais da solução sólida. Os carbonetos precipitados também contribuem para este efeito, apesar da baixa percentagem de C no material.

Na Figura 2.25, pode-se confirmar a existência duma zona de transição entre a formação da austenite e da martensite, ao invés do que acontece no diagrama Fe-C, onde se observaria uma linha pronunciada a separar os domínios. É precisamente nesta zona que, após um recozido de solução, se efetua o revenido estrutural para forçar a precipitação dos elementos referidos anteriormente [52].

### 18Ni300

O aço Maraging 18Ni300, conhecido também por DIN 1.2709, ASTM Marage 300, M300, EN X3NiCoMoTi18-9-5 ou até EOS MS1 e cuja composição química se encontra evidenciada na Tabela 2.6, é caracterizado pela sua dureza e resistência elevada, sendo tratado termicamente através dum processo de envelhecimento de modo a atingir estes



mesmos valores elevados de dureza e resistência, com módulo de Young equivalente a 160 GPa [53]. Na Tabela 2.7 encontram-se as restantes propriedades físicas e térmicas do material. Este aço pode ser maquinado, eletroerodido, soldado, polido e revestido, tanto no estado *as built* como no estado recozido [54]. A qualidade do produto final depende fortemente da morfologia e, no caso de Maraging produzido por FA, da distribuição granulométrica do próprio pó.

**Tabela 2.6** Composição Química do 18Ni300 [55]

| Chemical Composition (wt%) |     |     |     |      |
|----------------------------|-----|-----|-----|------|
| Ni                         | Mo  | Co  | Ti  | Fe   |
| 18.0                       | 5.0 | 9.7 | 1.1 | 65.3 |

**Tabela 2.7** Propriedades térmicas e físicas do EOS MS1 [Adaptado de [43]]

| Material | Melting Temperature [K] | Thermal Conductivity [W/mK] | Density [kg/m <sup>3</sup> ] | Heat Capacity [J/kgK] |
|----------|-------------------------|-----------------------------|------------------------------|-----------------------|
| MS1      | 1703                    | 15                          | 8000                         | 450                   |

### Efeito dos tratamentos térmicos

Infelizmente, não existe um grande volume de pesquisa à volta do fabrico aditivo por laser com pós de 18Ni300 [56], especialmente por tecnologias de DED. Ainda assim, é possível encontrar análises da influência de tratamentos térmicos e dos parâmetros de deposição no 18Ni300.

Campanelli et al [57], numa tentativa de resolução do problema da baixa densidade relativa associada a peças produzidas por SLM com pós de 18Ni300, investiu em Directed Energy Deposition com o mesmo material e conseguiu produzir peças de alta densidade relativa e sem fendas aparentes. Além disso, concluiu que o parâmetro que mais influenciou as propriedades mecânicas do material foi a potência do laser, seguida da velocidade de deposição e do caudal de pó, posteriormente. A combinação do recozido de solução com o envelhecimento resultou num aumento da microdureza das peças, sendo que o aumento do tempo de envelhecimento das peças era acompanhado por um aumento da dureza, pela transformação de dendrites colunares em martensite lamelar e pelo aparecimento de precipitados dispersos, em termos de microestrutura, e pelo aumento da tensão de rotura e da alongação do material, em termos de propriedades mecânicas. Casati et al concluíram, também, que um aumento da temperatura e da duração do envelhecimento incentiva a quantidade da fase  $\gamma$ -Fe, acabando por ser verificar uma inversão parcial da martensite em austenite [58].

As propriedades mecânicas nos vários estados do material encontram-se indicados na Tabela 2.8.

**Tabela 2.8** Propriedades mecânicas e microdurezas do 18Ni300 em vários estados [Adaptado de [56]]

|                        | Tensile Strength [MPa) | Microhardness [HV] |
|------------------------|------------------------|--------------------|
| DED-Produced           | 959.21 + 20.27         | 350.5              |
| DED + Heat Treated     | 1561.79 + 16.52        | 533.4              |
| Wrought                | 1000-1170              | 332                |
| Wrought + Heat Treated | 1951-2041              | 571                |

### 2.1.10.2 DIN CK45

O DIN CK45, também conhecido na norma AISI por AISI 1045, é um aço de alto teor de carbono [59] usado principalmente para aplicações estruturais na construção de máquinas de pequena secção que se encontrem submetidas a esforços reduzidos, nomeadamente parafusos, cremalheiras, peças estampadas e forjadas, elementos de construção com resistência ao desgaste, veios, cavilhas e órgãos de embraiagem. São considerados aços "de tratamento térmico" sem liga, dado que a presença de cada um dos elementos de liga não é suficiente para se considerar este aço como ligado. Além disso, este aço é quase sempre fornecido no seu estado natural, ou seja, sem aplicação prévia de tratamento térmico. Ainda assim, também podem ser fornecidos no estado recozido (normalização ou amaciamento), com o objetivo de aumentar a sua ductilidade e diminuir a sua dureza [60] [52].

**Tabela 2.9** Composição Química do DIN CK45 (Adaptado de [60])

| Element     | Mn   | C    | Si   | S     | P     |
|-------------|------|------|------|-------|-------|
| Content (%) | 0.79 | 0.45 | 0.25 | 0.016 | 0.018 |

A temperatura de transformação é igual a qualquer aço ao carbono, seguindo os padrões evidenciados no diagrama Fe-C presente na Figura 2.26. A linha GS corresponde à linha  $A_3$ , a linha SE à linha  $A_{cm}$  e a linha PK às linhas  $A_1$  e  $A_2$ . As linhas  $A_1$  e  $A_3$  são os limites de temperatura críticos inferior e superior para ligas hipoeutectóides e representam a zona onde qualquer combinação de ferrite, perlite e cementite inicia a sua transformação em austenite no processo de aquecimento, sendo que acima de  $A_3$  o material está totalmente no regime austenítico e abaixo de  $A_1$  o material ainda não iniciou a transformação. Já a linha  $A_{cm}$  o limite superior para ligas hipereutectóides, com o ponto O a representar o ponto eutectóide.

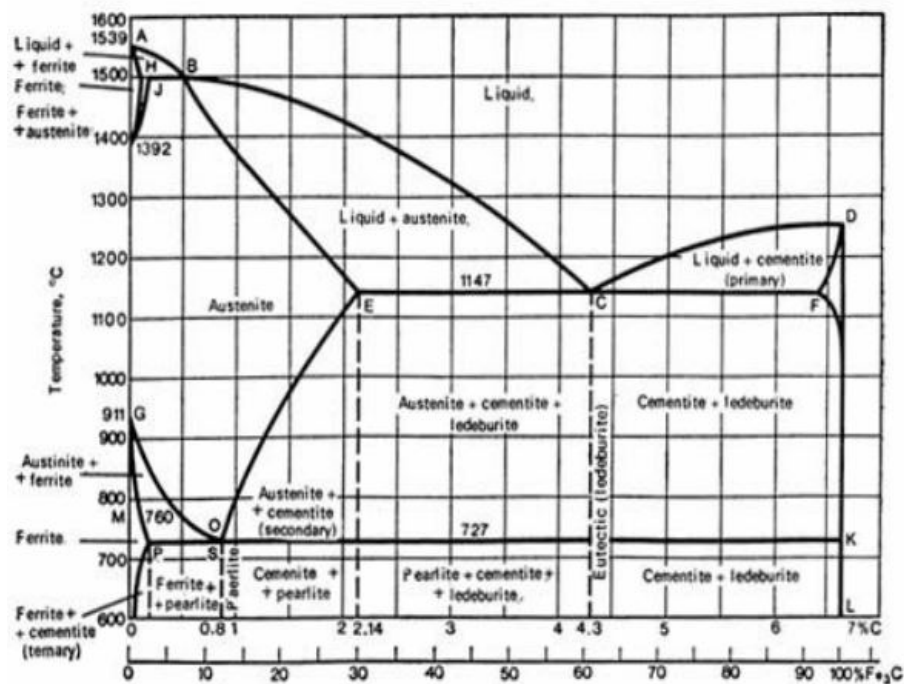
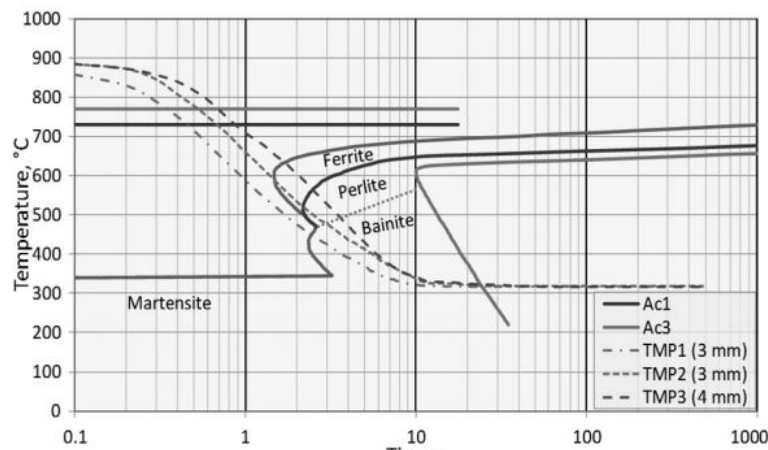


Figura 2.26 Diagrama de equilíbrio de ligas Fe-C até 1600 °C [52]

As temperaturas de *recozimento* do material costumam rondar os 550 °C. Como podemos ver na Figura 2.27, esta temperatura encontra-se acima da temperatura crítica de formação de martensite após arrefecimento. Normalmente, no fabrico aditivo, o material fundido atinge temperaturas acima dos 1000 °C e as taxas de arrefecimento são elevadas ao ponto de se formar martensite perto da zona de interface. No entanto, um reaquecimento acima da temperatura crítica de formação de martensite com arrefecimento mais lento, poderá reverter a martensite criada e transformá-la em perlite e bainite, reduzindo drasticamente a dureza perto da zona de interface. Este fenómeno será alvo de análise numa fase posterior do presente documento.



**Figura 2.27** Diagrama de *Continuous Cooling Transformation* do DIN CK45 para uma temperatura de austenitização de 850 °C [61]

De seguida, na Tabela 2.10, podem-se verificar, respetivamente, as propriedades mecânicas do DIN CK45. Já nas Tabelas 2.11 e 2.12 pode-se encontrar as respetivas propriedades físicas.

**Tabela 2.10** Propriedades mecânicas do AISI 1045 no estado forjado (Adaptado de [62])

| Steel Type | Tensile Stress [MPa] | Yield Stress [MPa] | Elongation (%) | Charpy Impact Energy (J) |
|------------|----------------------|--------------------|----------------|--------------------------|
| AISI 1045  | 770                  | 510                | 17             | 23                       |

**Tabela 2.11** Coeficiente de Dilatação Térmica do DIN CK45 em função das temperaturas (Adaptado de [63])

| Coeficiente de Dilatação Térmica [ $10^{-6}$ m/mK] |             |             |             |             |             |
|--|-------------|-------------|-------------|-------------|-------------|
| 20 a 100 °C  | 20 a 200 °C | 20 a 300 °C | 20 a 400 °C | 20 a 500° C | 20 a 600 °C |
| 11.6   | 12.3        | 13.1        | 13.7        | 14.2        | 14.7        |

**Tabela 2.12** Outras propriedades físicas do DIN CK45 [63]

| Densidade [ $\text{g}/\text{cm}^3$ ] | Condutibilidade Térmica [ $\text{W}/\text{mK}$ ] | Módulo de Young [GPa] |
|--------------------------------------|--|-----------------------|
| 7.84                                 | 15.1 (a 20 °C)                                   | 200 (a 20 °C)         |

### 2.1.10.3 AISI H13

O aço AISI H13, ou EN X 40 CrMoV5-1, é um aço C-Cr-Mo-Si-V que é amplamente usado na indústria. Este material é principalmente implementado na construção de moldes

de injeção para trabalhar a altas temperaturas e aguentar ciclos térmicos constantes, principalmente devido a sua *performance* e ao seu custo reduzido [64]. Como qualquer aço para moldes, o AISI H13 acaba por reunir as seguintes características: elevada resistência mecânica a quente, elevada resistência à fissuração a quente, ao desgaste a quente, à compressão e à corrosão, excelente condutibilidade térmica e fraca tendência à adesão [52]. A sua composição química encontra-se presente na Tabela 2.13.

**Tabela 2.13** Composição Química do AISI H13 (Adaptado de [65])

| Chemical Composition (wt%) |      |     |     |     |     |     |         |
|----------------------------|------|-----|-----|-----|-----|-----|---------|
| C                          | Mn   | Cr  | Si  | Mo  | V   | Co  | Fe      |
| 0.39                       | 0.35 | 5.0 | 1.0 | 1.4 | 1.0 | 0.5 | Balance |

Os dois tratamentos térmicos mais comuns aplicáveis ao AISI H13 são a nitruração e a boronização, dois processos normalmente aplicados aquando da necessidade de endurecimento da superfície do material em causa.

A estrutura martensítica deste material contém martensite acicular, um pouco de martensite lamelar e uma percentagem baixa de austenite residual [64].

De seguida, nas Tabelas 2.14, 2.15 e 2.16, encontram-se evidenciadas as propriedades mecânicas, coeficientes de dilatação térmica e restantes propriedades físicas do AISI H13, respetivamente.

**Tabela 2.14** Propriedades mecânicas do AISI H13 [Adaptado de [66]]

|                  | Yield Strength<br>[MPa] | Ultimate Tensile<br>Strength [MPa] | Elongation at<br>Break (%) |
|------------------|-------------------------|------------------------------------|----------------------------|
| Conventional H13 | 1650                    | 1990                               | 9                          |

**Tabela 2.15** Coeficiente de dilatação térmica do AISI H13 em função das temperaturas (Adaptado de [67])

| Coeficiente de Dilatação Térmica [ $10^{-6}$ m/mK] |             |
|--|-------------|
| 20 a 400 °C  | 20 a 600 °C |
| 12.6   | 13.2        |

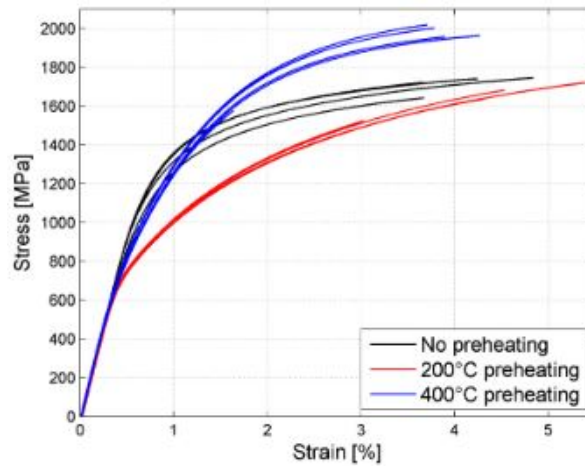
**Tabela 2.16** Outras propriedades físicas do AISI H13 [H13PropsFis Ramada]

| Densidade [g/cm <sup>3</sup> ] | Condutibilidade<br>Térmica [W/mK] | Módulo de Young [GPa] |
|--------------------------------|-----------------------------------|-----------------------|
| 7.80                           | 25 (a 20 °C)                      | 210 (a 20 °C)         |
|                                | 29 (a 600 °C)                     | 180 (a 400 °C)        |
|                                | 30 (a 700 °C)                     | 140 (a 600 °C)        |

Apesar de ser um excelente aço para fabrico de moldes, com a rodagem que terá aquando da sua aplicação, o material fica danificado eventualmente. Normalmente, ou as áreas danificadas são removidas através de processos de maquinaria CNC para criar uma nova superfície no molde ou a peça é totalmente removida e substituída. Nesse sentido, técnicas de reparação da superfície como *laser cladding* são aplicadas dadas as vantagens financeiras do processo [68].

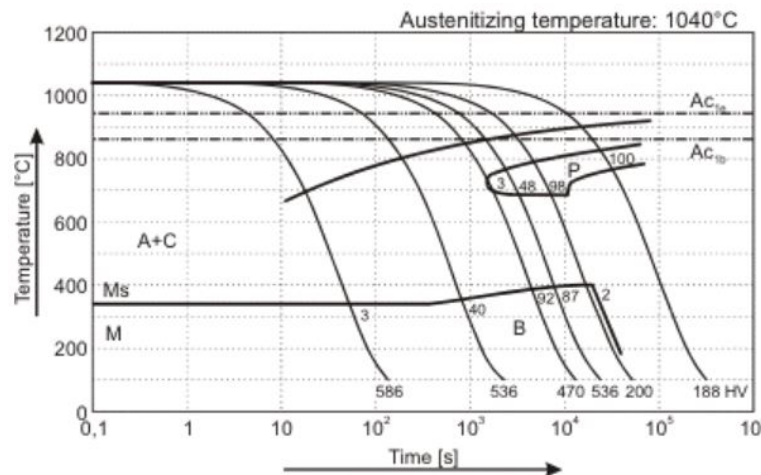
### Efeito do pré-aquecimento

Mertens et al [66] explorou a influência do pré aquecimento na microestrutura, propriedades mecânicas e tensões residuais no fabrico de peças de H13 por SLM em H13, também. Foi para 400 °C de pré aquecimento do substrato que resultaram na peça mais forte e uniforme, possuindo melhores propriedades mecânicas que as peças fabricadas sem ou com pré aquecimento a temperaturas mais baixas, como se pode verificar pelos resultados dos ensaios de tração presentes na Figura 2.28). Além disso, foram as que demonstraram a microestrutura mais homogênea ao longo da peça, com a formação de bainite durante o arrefecimento até à temperatura ambiente a ser a principal causa deste fenómeno. Os valores de dureza e de resistência nos ensaios de tração realizados são os mais elevados para o pré aquecimento a 400 °C. O valor de tensão máxima na curva de tensão-deformação é muito semelhante ao H13 produzido convencionalmente e a dureza é ainda mais elevada que o previamente mencionado.



**Figura 2.28** Ensaio de tração de amostras com pré aquecimentos a 200 e a 400 °C e sem pré aquecimento [66]

Os resultados deste estudo vão, efetivamente, de encontro à informação encontrada no diagrama de *Continuous Cooling Transformation* do AISI H13 na Figura 2.29, onde a temperatura de pré aquecimento usada se encontra ligeiramente acima da linha  $M_s$ , evitando a formação de martensite durante a produção das peças.



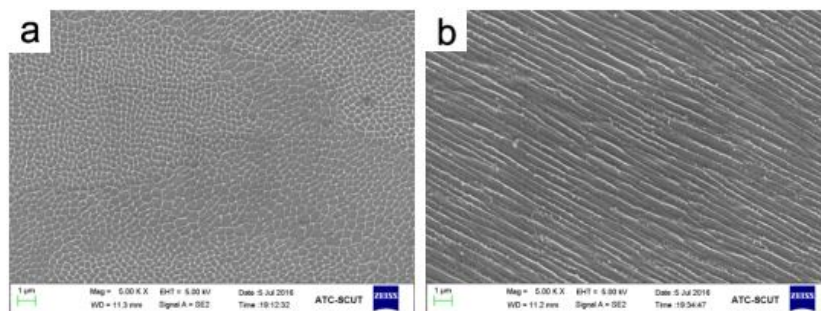
**Figura 2.29** Diagrama de *Continuous Cooling Transformation* do AISI H13 [69]

### 2.1.11 18Ni300 no Fabrico Aditivo Metálico

O material utilizado para deposição nos estudos efetuados e expostos no presente documento é o 18Ni300. Nesse sentido, é necessário explorar a literatura para encontrar precedentes de parametrização do material depositado por várias tecnologias de fabrico aditivo metálico juntamente com as suas respetivas particularidades para efeitos de comparação com a investigação corrente, colocando, também, o foco desta exploração na análise de microestrutura e valores obtidos em ensaios de tração.

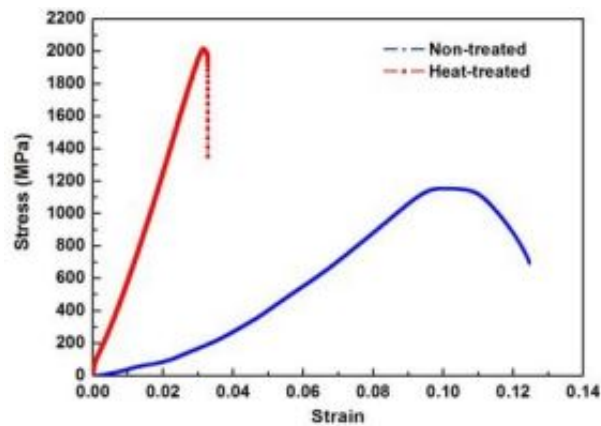
Chaolin et al [70] fabricaram peças de 18Ni300 por SLM, sendo o material base o pó de 18Ni300 com um tamanho de partícula máximo dentro dos 40-50  $\mu\text{m}$ . As peças foram fabricadas numa EOS M290 equipada com laser de fibra de itérbio, com um *beam spot diameter* de aproximadamente 0.1 mm e 1.07-1.10  $\mu\text{m}$  de comprimento de onda. O substrato foi pré aquecido a 40  $^{\circ}\text{C}$  e a percentagem de oxigénio na câmara de construção foi mantida abaixo de 0.6% durante todo o processo, sendo azoto o gás protetor. A potência do laser variou entre 370 e 400 W e a espessura de camada foi fixada nos 40  $\mu\text{m}$ . Foram posteriormente sujeitos a envelhecimento a 490  $^{\circ}\text{C}$  durante 6 horas.

Apesar de se verificarem alguns pós não fundidos, a rugosidade superficial era baixa, com valores de 4.16 e 4.79  $\mu\text{m}$  nas secções horizontal e vertical, respetivamente. Na análise da microestrutura, verificou-se que não existiam quase quaisquer microporos, sendo a densidade da peça quase total. Na secção horizontal verificou-se a existência de elipsóides de aproximadamente 90  $\mu\text{m}$  de altura, coincidindo aproximadamente com o valor do diâmetro focal do laser. De referir, ainda, que na secção vertical se encontraram meias elipses de aproximadamente 40-50  $\mu\text{m}$  de altura, coincidindo também com a espessura de camada. Detetou-se, também, a presença de dendrites celulares finas e estruturas aciculares nas secções horizontais e verticais, respetivamente, algo comum no processo de SLM e observável na Figura 2.30. Relativamente à dureza, as amostras, após tratamento térmico, subiram a sua dureza de 35 para 55 HRC. A tensão máxima atingida no ensaio de tração passou de 1165 para 2014 MPa, como se pode verificar na Figura 2.31. No entanto, a alongação após rotura passou dos 12.44 % para os 3.28% [70].



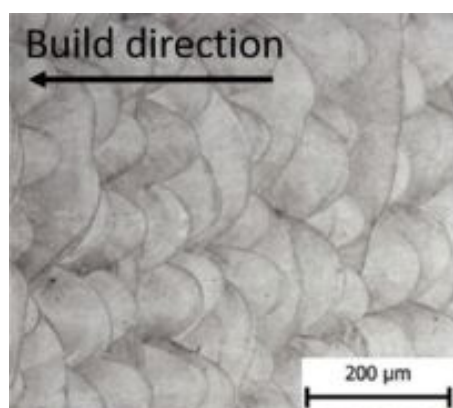
**Figura 2.30** Imagens SEM das secções: horizontal (a) e vertical (b) de peças fabricadas por SLM por Chaolin et al [70]



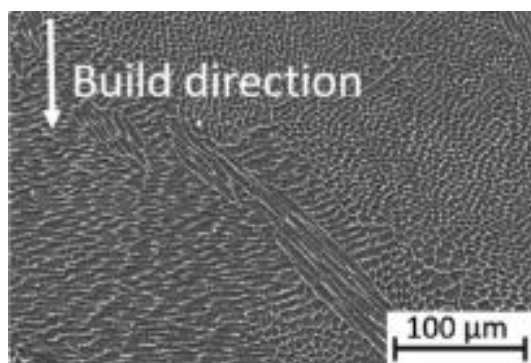


**Figura 2.31** Ensaio de tração de peças fabricadas por SLM com e sem envelhecimento por Chaolin et al [70]

Kučerová et al [71] produziram peças cilíndricas híbridas depositando 18Ni300 numa liga pouco ligada de alta resistência de CMnAlNb servindo-se da EOS M290. Usaram uma potência de laser de 258 W, velocidade de varrimento de 960 mm/s e espessura de camada de 40  $\mu\text{m}$  e azoto como gás protetor no processo de deposição. As últimas três camadas foram produzidas com 138 W de potência de laser e 300 mm/s de velocidade de varrimento. É possível constatar, a partir da análise da Figura 2.32, a predominância da estruturas celulares na microestrutura, juntamente com a distribuição heterogênea de elementos de liga precipitados nas fronteiras de grão. Além disso, detetou-se a presença de 5% de austenite residual na microestrutura do 18Ni300. A dureza do 18Ni300 sem tratamentos térmicos após produção foi de 370 HV. Em termos de propriedades mecânicas da peça híbrida, obteve-se uma tensão limite de elasticidade de 502 MPa, tensão máxima de 841 MPa e alongação total de 12%.

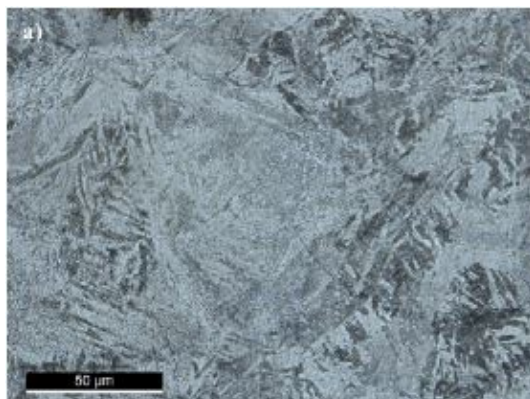


**Figura 2.32** Micrografias do aço 18Ni300 obtidas por Kučerová et al [71]



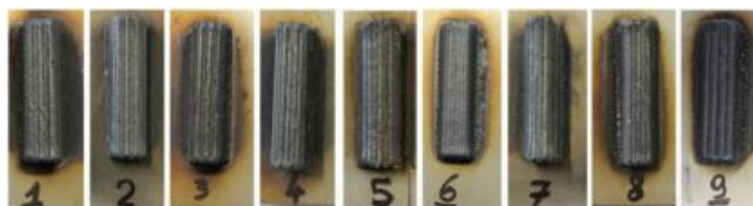
**Figura 2.33** Imagens SEM do 18Ni300 produzido por Kučerová et al [71]

Santos et al [72] produziram provetes para testes de comportamento à fadiga de 18Ni300 por Lasercusing no equipamento Concept Laser M3 Linear, dotado de um laser ND-YAG com 0.2 mm de *beam spot diameter* e 1063 nm de comprimento de onda. Usaram uma velocidade de varrimento de 200 mm/s, espessura de camada de 40 μm, *hatch spacing* de 100 mm e 25% de sobreposição de cordões. A microestrutura resultante encontra-se presente na Figura 2.34.



**Figura 2.34** Imagens SEM da amostra produzida por SLM por Santos et al [72]

Campanelli et al [57] produziram paredes espessas de 18Ni300 por *Direct Laser Powder Deposition* (DLPD) em cima dum substrato de AISI 304 (Figura 2.35) com laser de CO<sub>2</sub> e compararam os resultados com o modelo numérico criado. Através da utilização do método de Taguchi para comprimir o número de combinações de valores de parâmetros de *performance* e eliminar combinações que debitem resultados similares, os autores implementaram 9 conjuntos de parâmetros para posterior análise (Tabela 2.17), usando potências de laser de 1600, 1750 e 1900 W, velocidades de deposição de 200, 300 e 400 mm/min, caudais de pó de 6, 8 e 10 g/min, obtendo valores de densidade de energia superficial entre os 120 e os 285 J/mm<sup>2</sup>. Analisaram também as dimensões dos cordões depositados, como se pode ver pela Tabela 2.18.



**Figura 2.35** Construções em altura com 18Ni300 feitas e numeradas por Campanelli et al [57]

**Tabela 2.17** Valores de distância entre cordões em X e Z ( $S_x$  e  $S_z$ ) e percentagem de *overlap* para cada combinação de parâmetros obtidos por Campanelli et al [57]

| Sample | $P$ (W) | $v$ (mm/min) | $Q$ (g/min) | $S_x$ (mm) | $O$ (%) | $S_z$ (mm) |
|--------|---------|--------------|-------------|------------|---------|------------|
| 1      | 1600    | 200          | 6           | 2.15       | 27.52   | 0.59       |
| 2      | 1600    | 300          | 8           | 2.22       | 28.77   | 0.54       |
| 3      | 1600    | 400          | 10          | 2.02       | 29.30   | 0.46       |
| 4      | 1750    | 200          | 8           | 2.48       | 25.92   | 0.77       |
| 5      | 1750    | 300          | 10          | 2.29       | 28.19   | 0.59       |
| 6      | 1750    | 400          | 6           | 1.83       | 31.36   | 0.29       |
| 7      | 1900    | 200          | 10          | 2.61       | 23.47   | 0.94       |
| 8      | 1900    | 300          | 6           | 2.01       | 30.68   | 0.37       |
| 9      | 1900    | 400          | 8           | 2.00       | 30.57   | 0.38       |

**Tabela 2.18** Valores de espessura, largura e percentagem de diluição de cada um dos casos obtidos por Campanelli et al [57]

| Sample | $W$ (mm) | $H$ (mm) | $D$ (%) |
|--------|----------|----------|---------|
| 1      | 2.97     | 1.01     | 11.0    |
| 2      | 3.11     | 0.93     | 12.4    |
| 3      | 2.86     | 0.80     | 10.1    |
| 4      | 3.35     | 1.29     | 11.2    |
| 5      | 3.18     | 1.01     | 11.5    |
| 6      | 2.66     | 0.51     | 28.2    |
| 7      | 3.40     | 1.53     | 10.7    |
| 8      | 2.89     | 0.65     | 23.5    |
| 9      | 2.87     | 0.66     | 17.6    |

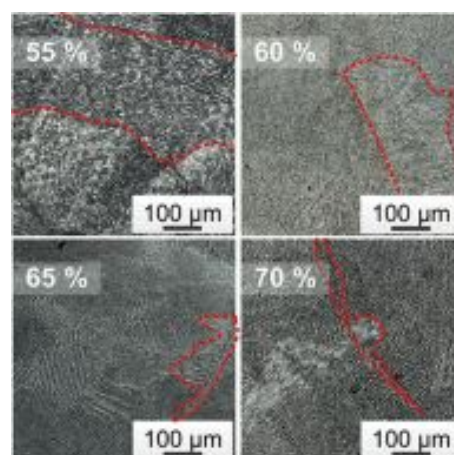
Chen et al [73] usou pós de 18Ni300 produzidos por atomização por gás para construir linhas, paredes finas e paredes espessas num substrato de AISI 304 pela tecnologia *Direct Laser Metal Deposition* (DLMD). O sistema de fabrico inclui um laser de fibra de itérbio com comprimento de onda de 1070 nm, uma máquina CNC de 3 eixos, um computador industrial e um alimentador de pó. A distância focal usada foi de 250 mm e o *beam spot diameter* usado foi de 1.2 mm. Os autores usaram gamas de parâmetros distintos para cada caso:

- Para linhas, utilizaram 400, 600, 800 e 1000 W de potência de laser, velocidades de deposição de 2, 3, 4 e 5 mm/s, caudais de gás protetor de 16, 17, 18 e 19 L/min e caudais de gás de projeção do pó de 6, 7, 8 e 9 L/min para efetuar 16 combinações. Conseqüentemente, obteve caudais de pó depositado entre 2.67 e 11.68 g/min. Este estudo visou a compreensão da influência de cada parâmetro de *performance*.
- Para paredes finas, onde já sabiam de antemão que os principais parâmetros são a potência do laser, o caudal de pó depositado e a velocidade de deposição, utilizaram 300, 400, 500 e 600 W de potência de laser, caudal de pó depositado de 8.76 g/min e velocidades de deposição de 5 mm/s para testar 4 combinações.
- Para paredes espessas, quiseram testar a influência da entrega térmica e da percentagem de *overlap*, usando 8.76 g/min de caudal de pó depositado, *overlaps* de 55, 60, 65 e 70 % e obtendo densidade superficial de energia entre 142.86 e 250 J/mm<sup>2</sup>.

Nas paredes finas, o aparecimento de grãos colunares e equiaxiais comprovaram que os gradientes térmicos diminuíram ao longo da construção. Apareceram, também, zonas endurecidas por precipitação, dado que a produção de cada linha aplicou um envelhecimento à linha anterior, sendo os elementos precipitados relacionados com Fe, Ni, Mo e Ti.

A microestrutura de paredes espessas revelou-se bastante diferente da observada nas paredes finas. A percentagem de sobreposição de cordões afetou visivelmente a microestrutura, sendo que um aumento desta traduziu-se numa diminuição da área ocupada e respetivo comprimento dos grãos colunares, como se pode confirmar pela Figura 2.36. Descobriu-se, também, que o tamanho de grão foi o principal fator a afetar a microdureza do material.

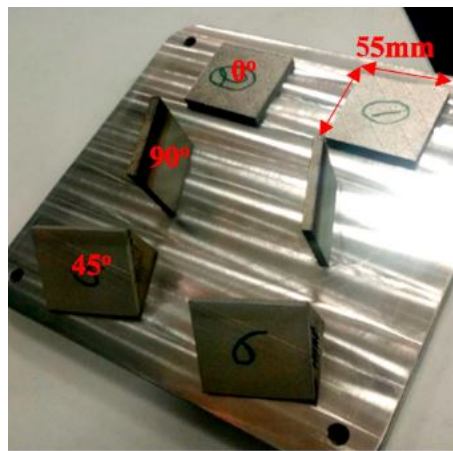
Por fim, relativamente a defeitos, nas paredes finas, os mais comuns foram poros e fendas, enquanto nas paredes espessas o principal problema foi a oxidação de elementos ativos como o titânio e o alumínio.



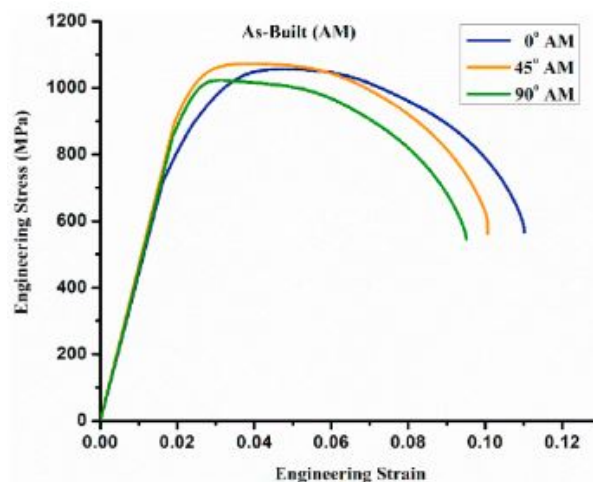
**Figura 2.36** Disparidades analisadas por Chen et al na área ocupada por grãos colunares em função do *overlap* [73]

Vishwakarma et al [74] estudaram o efeito da orientação da deposição de camadas produzindo amostras de 18Ni300 por SLM com 3 orientações distintas de construção, como se pode ver na Figura 2.37. Usaram uma potência de laser de 400 W, diâmetro focal de 0.08 mm, velocidade de varrimento de 2 m/s, *hatch spacing* de 0.08 mm e espessura de camada de 0.04 mm, resultando numa taxa de produção de 15 cm<sup>3</sup>/h. Aplicaram, também, uma rotação entre camadas de 67°. O laser de fibra de itérbio funciona a pulsos de energia e tem 1070 nm de comprimento de onda. A densidade volumétrica de energia foi fixada no valor de 62.5 J/mm<sup>3</sup>.

A densidade das peças produzidas foi de 99.6% e o tamanho de grão mostrou-se bastante reduzido, na ordem dos 0.31  $\mu\text{m}$ .



**Figura 2.37** Amostras produzidas por Vishwakarma et al com orientações de construção distintas [74]

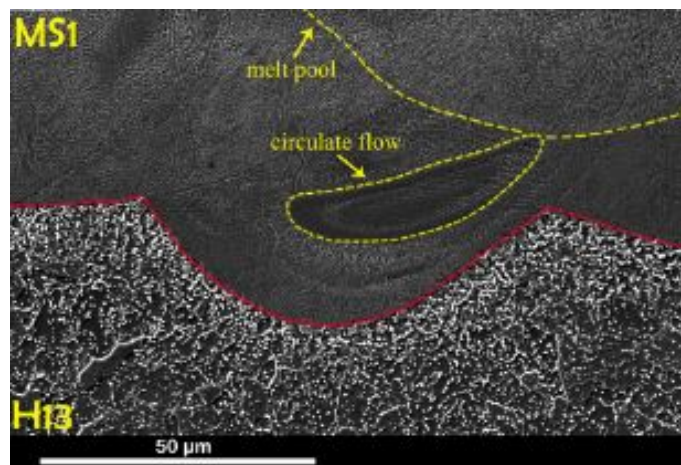


**Figura 2.38** Curvas tensão deformação das amostras de 18Ni300 com diferentes orientações produzidas por Vishwakarma et al [74]

Shakerin et al [75] produziram estruturas de MS1 em blocos de H13 através de *Direct Metal Laser Sintering* (DMLS), usando a EOS M290 com laser de fibra de itérbio e pó

com diâmetro de partículas entre os 15 e os 45  $\mu\text{m}$ . A atmosfera de argon com 99.99 % de pureza foi pré aquecida a 40  $^{\circ}\text{C}$  antes do início da produção. A relevância deste artigo em particular reside na análise da interface entre o MS1 e o H13, materiais de deposição e de substrato utilizados na presente dissertação, respetivamente, sem os tratamentos térmicos mencionados, e na quantidade de análise de imagens obtidas.

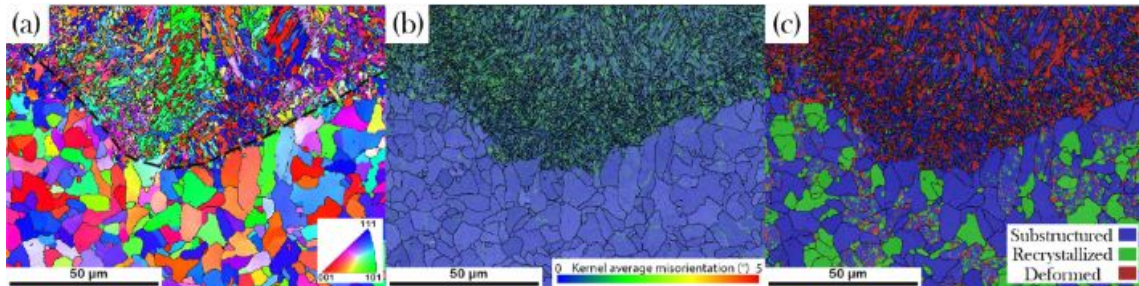
A microestrutura da amostra *as-built* no MS1 é dominada por martensite  $\alpha$ . No substrato H13, grão equiaxiais grosseiros podem ser observados com um grau de precipitados bastante elevado. Note-se, também, a solidificação do banho de fusão na amostra que se traduz nas semi elipses e o fluxo circular induzido pelas forças de Marangoni presentes na Figura 2.39. No banho de fusão, tem-se também estruturas celulares com grãos colunares e equiaxiais.



**Figura 2.39** Imagem SEM da microestrutura da interface das peças bimetálicas produzidas por Shakerin et al [75]

De seguida, imagens obtidas por *Electron Backscatter Diffraction* (EBSD) foram analisadas para compreender de forma mais aprofundada a microestrutura. Mais uma vez, é possível observar-se na Figura 2.40a (obtida por *Inverse Pole Figure Colouring* no eixo Z, ou IPF-Z) os grãos grosseiros e equiaxiais (90.17% equiaxiais e 9.83% colunares), algo esperado nos aços de ferramentas para trabalho a quente, como é o caso do H13. Além disso, no topo do substrato, verificou-se a presença da morfologia fina formada aproximadamente na direção de construção, representativa da zona do MS1. Na Figura 2.40b, pode-se observar o grau de desorientação local do grão (*Kernel Average Misorientation*, ou KAM). No substrato, detetou-se um grau de desorientação relativamente baixo, provavelmente devido ao facto da placa se encontrar no estado recozido antes da produção das amostras. Já no MS1 depositado por DMLS, a densidade de desorientações intergranulares observada foi elevada, atingindo valores de  $5^{\circ}$ , representando a distorção cristalina que se deu no material. Por fim, na Figura 2.40c, pode-se ver uma análise ao ângulo interno médio de desorientação dentro de cada grão, podendo-se tirar conclusões sobre a deformação do grão. Uma maior quantidade de grãos deformados presente no MS1 traduziu-se

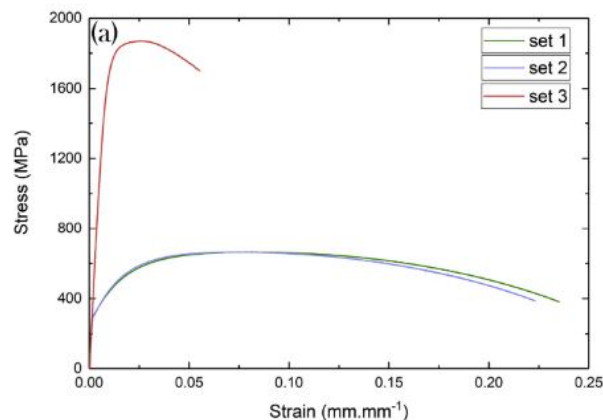
numa maior quantidade de energia armazenada no material, corroborando a informação da Figura 2.40b.



**Figura 2.40** Imagens EBSD da amostra *as-built* produzida por Shakerin et al: (a) IPF-Z, (b) KAM e (c) deformação dos grãos [75]

Relativamente a microdurezas, o substrato encontrou-se estável à volta dos 200 HV, disparando para os 550 HV na zona da interface, atingindo os 850 HV já no MS1 40  $\mu\text{m}$  acima do ponto anteriormente referido e estabilizando à volta dos 700 HV.

No que concerne a propriedades mecânicas das peças híbridas, a tensão limite de elasticidade obtida foi de 566 MPa, a tensão de rotura evidenciada na Figura 2.41 no *Set 1* foi de 664.2 MPa, a elongação foi de 23.3 % e a tensão de fratura foi de 386.6 MPa.



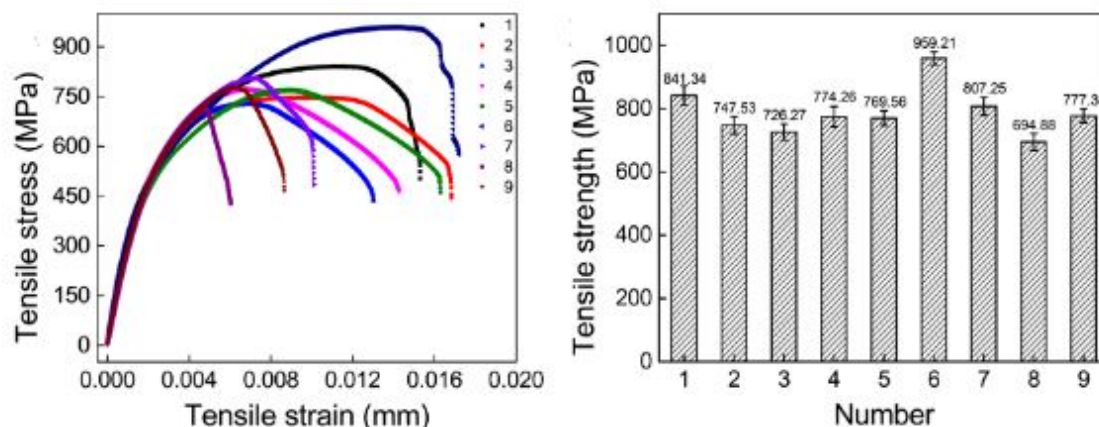
**Figura 2.41** Curva tensão deformação das 3 amostras analisadas por Shakerin et al [75]

Yao et al [56] produziram paredes espessas por L-DED de 18Ni300 em prol do estudo dos parâmetros de *performance* nas propriedades mecânicas da peça final. Usaram um laser de fibra de itérbio com 1070 nm de comprimentos de onda para construir 9 amostras com combinações de parâmetros distintas, presentes na Tabela 2.19. A potência de laser variou entre 1600, 1800 e 2000 W, as velocidades de deposição usadas foram de 300, 600 e 900 mm/min, os caudais de pó depositado variaram entre 10.71 e 29.55 g/min e a densidade superficial de energia variou entre os 59.8 e 224.2 J/mm<sup>2</sup>.

**Tabela 2.19** Combinações de parâmetros para cada caso analisado por Yao et al [56]

| Test | Laser power (W) | Scanning speed (mm/min) | Powder feeding speed (g/min) | Laser energy density (J/mm <sup>2</sup> ) |
|------|-----------------|-------------------------|------------------------------|---|
| 1    | 1600            | 300                     | 10.71                        | 179.4                                     |
| 2    | 1600            | 600                     | 19.63                        | 89.7                                      |
| 3    | 1600            | 900                     | 29.55                        | 59.8                                      |
| 4    | 1800            | 300                     | 19.63                        | 201.8                                     |
| 5    | 1800            | 600                     | 29.55                        | 100.9                                     |
| 6    | 1800            | 900                     | 10.71                        | 67.3                                      |
| 7    | 2000            | 300                     | 29.55                        | 224.2                                     |
| 8    | 2000            | 600                     | 10.71                        | 112.1                                     |
| 9    | 2000            | 900                     | 19.63                        | 74.7                                      |

Foi com a velocidade de 900 mm/min que se obtiveram as melhores aparências externas. A densidade relativa das peças varia quase de forma logarítmica com a densidade superficial de energia, obtendo-se peças quase totalmente densas para valores acima de 180 J/mm<sup>2</sup>. Concluíram que as variações de velocidade de deposição têm impactos mais negativos na densidade relativa da peça, que o aumento da potência do laser contribuiu para o aumento da densidade relativa e que o caudal de pó depositado não tem grande influência na mesma. As curvas tensão deformação obtidas para cada caso encontram-se presentes na Figura 2.42.

**Figura 2.42** Curvas tensão deformação e valores numéricos da tensão limite de elasticidade das amostras produzidas por Yao et al [56]

Meneghetti et al [76] produziram provetes de MS1 para ensaios de tração e de fadiga pela tecnologia DMLS, usando a EOSINT M280. Usaram espessura de camada de 40  $\mu\text{m}$ , potência de laser de 400 W e adotaram os restantes parâmetros dum *set* de otimizado pela EOS GmbH denominado "*performance 1.0*". Os provetes foram produzidos com duas orientações distintas, nomeadamente na vertical e na horizontal. Na Tabela 2.20, encontram-se os valores das propriedades mecânicas obtidas nos provetes sem tratamento térmico, onde *AD* significa *additively manufactured*, 0° e 90° são as orientações de construção, NT é a indicação de que as amostras não sofreram tratamento térmico e o dígito final é o número do provete.



**Tabela 2.20** Propriedades mecânicas obtidas nos provetes analisados por Meneghetti et al (Adaptado de [76])

| Spec. Code  | E [MPa] | $\sigma_R$ [MPa] | $\sigma_{p0.2}$ [MPa] | $\epsilon_R$ [%] |
|-------------|---------|------------------|-----------------------|------------------|
| AD_0°_NT_7  | 169050  | 1213             | 1120                  | 33.6             |
| AD_0°_NT_8  | 168790  | 1220             | 1130                  | 36.2             |
| AD_90°_NT_1 | 170620  | 1215             | 1030                  | 29.1             |
| AD_90°_NT_4 | 169980  | 1190             | 1035                  | 29.7             |

Bayat et al [77] compararam resultados práticos e numéricos resultante de um modelo baseado em *Finite Volume Method* (FVM) para analisar a influência do comportamento do fluxo de pó depositado nas condições do banho de fusão.

Planos com duas linhas foram criados com 18Ni300 por L-DED. A potência do laser foi de 3000 W, a distância focal do laser foi de 400 mm, o diâmetro focal do laser foi de 5.56 mm, o caudal de gás coaxial, argon, foi de  $8.33 \times 10^{-5} \text{ m}^3/\text{s}$  e o caudal de gás protetor, argon também, foi de  $4.16 \times 10^{-4} \text{ m}^3/\text{s}$ , o caudal de pó depositado foi de 28.5 g/min, a velocidade de deposição foi de 0.8 m/min, o comprimento de cada linha foi de 105 mm e a distância entre elas foi de 2.5 mm.

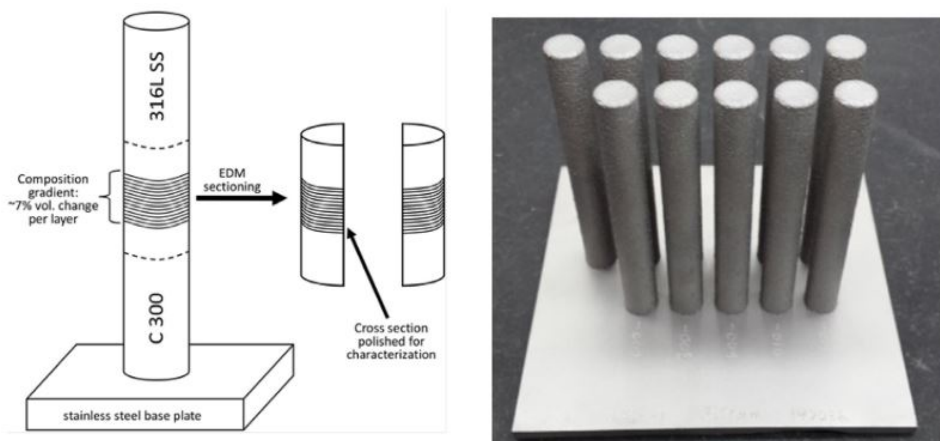
Na Tabela 2.21, apresentam-se as dimensões dos cordões duplos simulados no modelo, cuja validade foi confirmada pelos autores. Os parâmetros usados nos 4 casos são os mencionados anteriormente, variando apenas o caudal de gás coaxial (VL -  $4.2 \times 10^{-5} \text{ m}^3/\text{s}$ ; L -  $6.25 \times 10^{-5} \text{ m}^3/\text{s}$ ; H -  $10.42 \times 10^{-5} \text{ m}^3/\text{s}$ ; VH -  $12.50 \times 10^{-5} \text{ m}^3/\text{s}$ ).

**Tabela 2.21** Valores dimensionais de cordões do modelo FVM criado por Bayat et al com variação do caudal de gás coaxial [77]

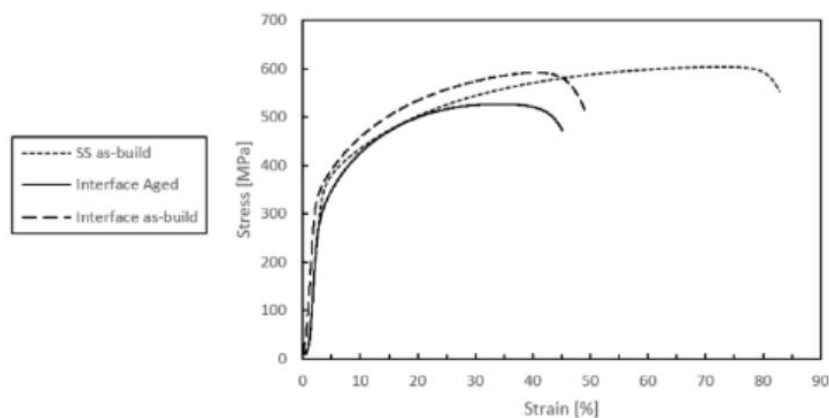
| Case ID | Track width (mm) | Track depth (mm) | Track height (mm) | Width/Depth (-) | Height/Width (-) | Contact angle |
|---------|------------------|------------------|-------------------|-----------------|------------------|---------------|
| VL      | 8.32             | 0.98             | 1.06              | 8.49            | 0.127            | 139°          |
| L       | 7.46             | 0.71             | 1.23              | 10.50           | 0.165            | 133°          |
| H       | 6.03             | 0.43             | 1.42              | 14.00           | 0.235            | 114°          |
| VH      | 5.68             | 0.25             | 1.47              | 22.70           | 0.259            | 112°          |

Ben-Artzy et al [78] produziram *functionally graded parts* por L-DED com o aço inoxidável AISI 316 e com o aço maraging C300, muito semelhante ao 18Ni300. Usaram 13 composições discretas distintas para garantir a suavidade do gradiente de composição. Relativamente a parâmetros, usaram potência de laser de 874 W, espessura de camada de 0.508 mm, diâmetro focal do laser de 1.415 mm, 762 mm/min de velocidade de deposição e distância entre cordões de 0.889 mm. O substrato usado foi uma placa espessa de AISI 316. A geometria dos provetes e um esquema da sua produção encontra-se presente na Figura 2.43. Os autores concluíram, após uma *Energy-dispersive X-Ray Spectroscopy* (EDS), que o gradiente da composição é quase contínuo, devido à fusão repetida entre

camadas adjacentes. Em termos de propriedades mecânicas, os valores das tensões limite de elasticidade e tensões de rotura das amostras de AISI 316 e das *functionally graded parts* são quase idênticos, como se pode constatar pela Figura 2.44.



**Figura 2.43** Esquema de produção das amostras fabricadas por Ben-Artzy et al [78]

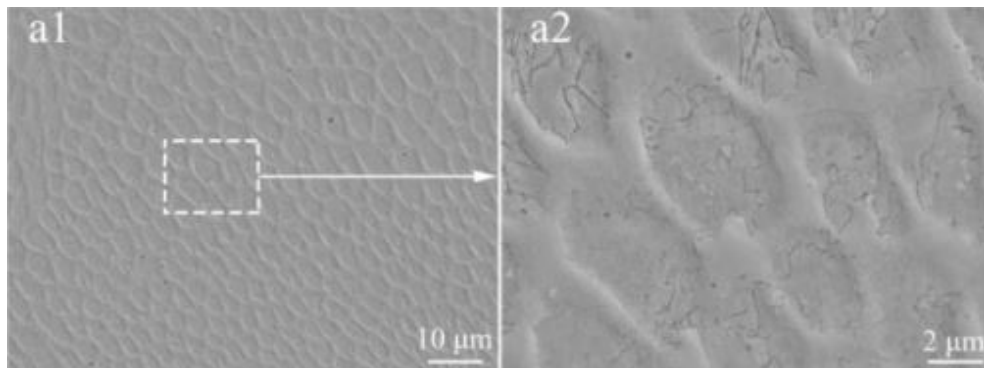


**Figura 2.44** Curvas de tensão deformação obtidas por Ben-Artzy et al [78]

Hu et al [79] fabricaram amostras de 18Ni300 reforçadas com TiC por DLD. A mistura dos dois pós metálicos foi efetuada usando *ball milling*. Utilizaram um laser de fibra com injeção de pó coaxial, uma velocidade de deposição de 8 mm/s, percentagem de sobreposição de cordões de 50%, caudal de pó depositado de 6.5 g/min, caudal de gás protetor e de gás coaxial de 10 L/min e uma densidade de potência de laser de 430 W/mm<sup>2</sup>. O gás protetor usado foi o azoto quase puro (99.999%). Amostras com 0%, 2.5%, 5% e 10% de TiC foram analisadas, sendo que a amostra com 5% de TiC sofreu um recozido de solução a 850 °C durante 1 hora seguido dum envelhecimento a 500 °C durante 3 horas.

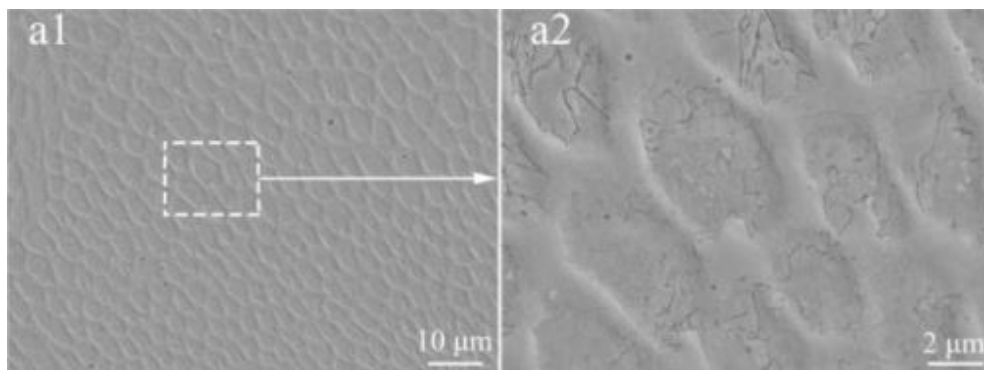
Focando nos resultados da amostra com 0% de TiC presentes na Figura 2.45, esta apresentou-se com uma microestrutura com grãos celulares finos, devido aos gradientes

de arrefecimento elevadíssimos do banho de fusão que impediram a formação de dendrites secundárias durante a solidificação.



**Figura 2.45** Imagens SEM das amostras com 0% TiC produzidas por Hu et al [79]

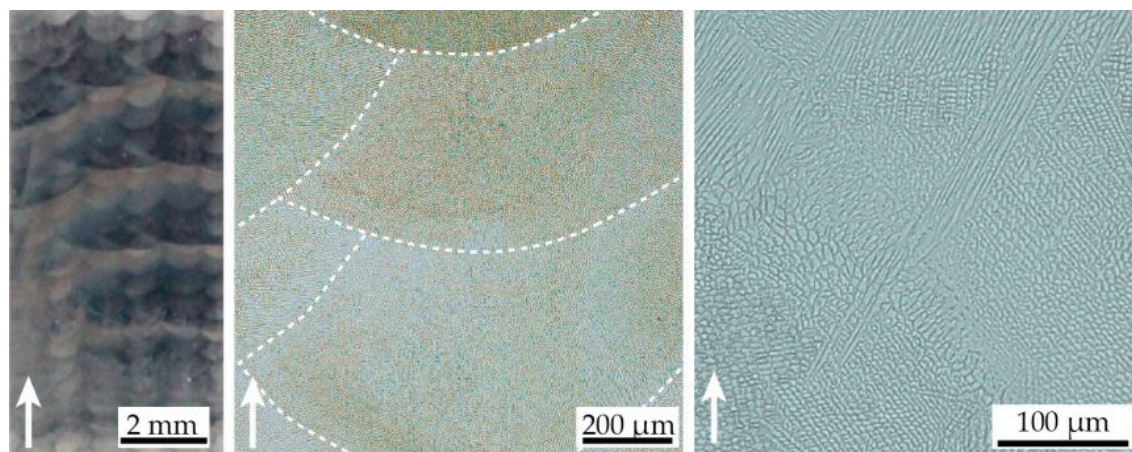
A microdureza obtida foi de 368 HV. Em termos de desgaste, os autores procederam a um ensaio para medir os coeficientes de fricção e taxas de desgaste e observar a morfologia da superfície de desgaste obtida em cada peça. A amostra com 0% de TiC teve um coeficiente de fricção de 0.78 e a taxa de desgaste foi de  $5.61 \times 10^{-5} \text{ mm}^3/(\text{Nm})$ . A superfície da amostra está presente na Figura 2.46. Como se pode constatar, a amostra sofreu bastante deformação e arrancamento de material, sendo possível concluir que o principal mecanismo de desgaste neste caso é por abrasão.



**Figura 2.46** Superfície de desgaste da amostra com 0% TiC produzida por Hu et al [79]

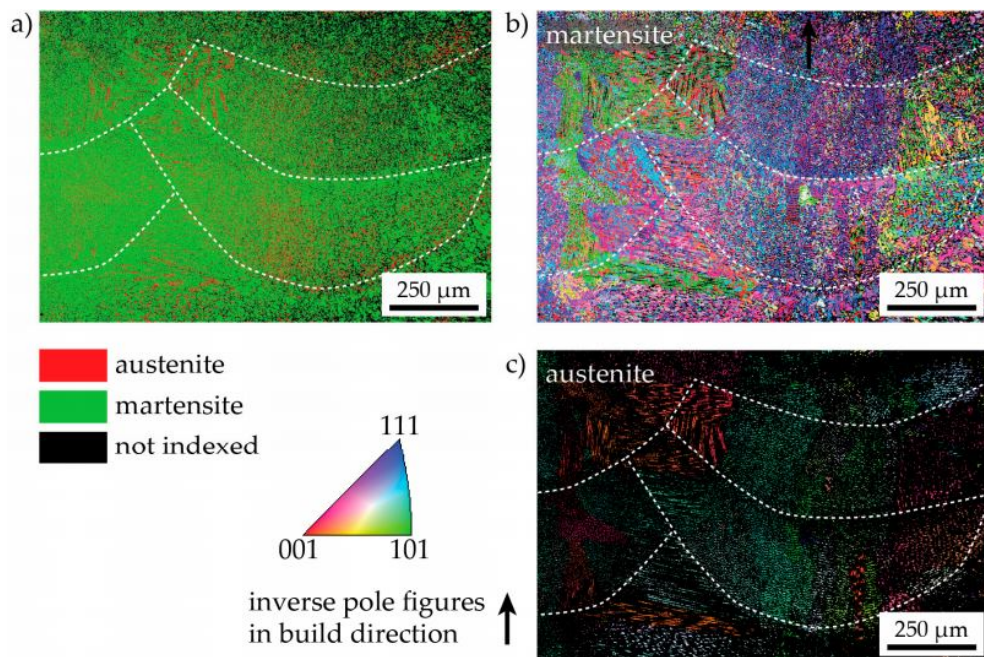
Jägge et al [80] produziram amostras de 18Ni300 por LMD e por SLM para explorar as suas micro e nanoestruturas. No processo de LMD, usaram uma potência de laser de 800 W, velocidade de deposição de 10 mm/s, 1.7 mm de diâmetro focal do laser, 420 µm de espessura de camada, 900 µm de distância entre cordões, resultando numa densidade volumétrica de energia de 112.0 J/mm<sup>3</sup>. O gás protetor usado foi argón. Já no processo de SLM, usaram 100 W para potência de laser, 150 mm/s de velocidade de varrimento, 180 µm de diâmetro focal de laser, espessura de camada de 30 µm, *hatch spacing* de 112 µm, resultando numa densidade volumétrica de energia de 123.5 J/mm<sup>3</sup>. O gás protetor usado foi azoto. No estado após produção sem envelhecimento, a microdureza obtidas das peças

produzidas por LMD e SLM foram aproximadamente 370 HV e 315 HV, respetivamente. Relativamente à microestrutura da peça produzida por LMD exposta na Figura 2.47, os banhos de fusão são visíveis, encontrando-se delineados pelo tracejado branco, juntamente com as dendrites resultantes da solidificação do material. De referir, ainda, que estas ultrapassam as fronteiras entre banhos de fusão, sendo resultado do crescimento epitaxial dos grãos nas fronteiras entre camadas.



**Figura 2.47** Micrografias óticas obtidas por Jägge et al da peça produzida por LMD [80]

Posteriores imagens EBSD de baixa ampliação foram retiradas, como se pode verificar pela Figura 2.48. Note-se a austenite residual presente na amostra distribuída de forma heterogénea. Apesar de parecer que esta se localiza principalmente junto das fronteiras das dendrites, a ampliação da imagem é demasiado reduzida para tirar conclusões. Nas Figuras 2.48b e 2.48c pode-se ver a orientação cristalográfica da martensite e da austenite residual, respetivamente. Os grãos de austenite tem dimensões consideráveis, estando presentes em várias camadas e ultrapassando as fronteiras das mesmas, como se pode ver.

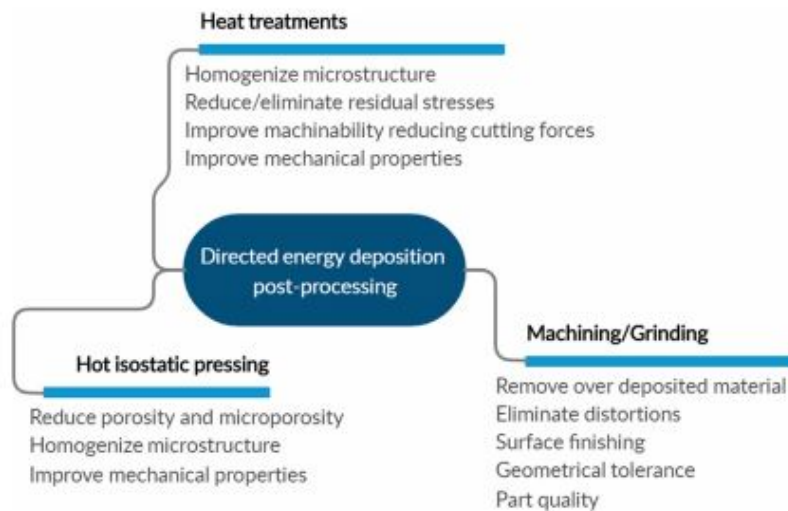


**Figura 2.48** Imagens EBSD obtidas por Jäggle et al da peça produzida por LMD: (a) Mapa de fases, (b) *Inverse Pole Figure (IPF) Map* só da martensite e (c) só da austenite [80]

Estima-se que a percentagem de austenite residual ronda os 8.5%. Em termos de microdurezas, variaram entre os 360 HV e os 410 HV ao longo da altura da peça.

### 2.1.12 *Hybrid Manufacturing* em DED

Como foi evidenciado nos capítulos iniciais deste documento, as tecnologias de fabrico aditivo permitem construir peças com geometrias complexas minimizando o desperdício de material. No entanto, essas mesmas peças, aquando do seu fabrico, não se encontram no estado ótimo para as respetivas aplicações, necessitando de bastante pós processamento (principalmente prensagem isostática a quente, maquinagem ou tratamentos térmicos) para minimizar a presença de defeitos metalúrgicos nas peças associados a essas tecnologias. Os objetivos de cada tipo de pós processamento em peças produzidas por DED encontram-se evidenciados na Figura 2.49.



**Figura 2.49** Pós processamento comum em peças produzidas por DED [81]

Nesse sentido, a maquinagem (maioritariamente processos de fresagem e retificação) é, na maioria dos casos, a técnica mais imprescindível em prol da otimização da *performance* do produto final. Ora, a hibridização dos processos de FA permitiu conjugar as técnicas de adição e de subtração de material na mesma estação de trabalho. Desta forma, ambas as tecnologias se combinam de forma a maximizar as respectivas vantagens e compensar ou até mesmo eliminar os problemas uma da outra, sendo que o ponto crucial para um processo híbrido eficaz encontra-se na sequência das ferramentas utilizadas [81].

Estas estações normalmente incluem uma série de bocais de FA, fresas e ferramentas de medição, *softwares* de *Computer Aided Design* (CAD), *Computer Aided Manufacturing* (CAM) e *Computer Aided Inspection* (CAI). Como as tecnologias de DED permitem depositar em qualquer orientação espacial, os seus sistemas de 4 ou 5 eixos são ideais para garantir ainda mais versatilidade ao processo de hibridização e minimizar ou até eliminar a necessidade de suportes para produção de peças. No entanto, e apesar de a maior parte das máquinas híbridas disponíveis no mercado usarem L-DED e maquinagem, também existem certos equipamentos que implementam tecnologias de *Powder Bed Fusion*. Companhias como a DMG MORI com a sua máquina híbrida com cabeça de deposição autónoma e 5 eixos de deposição de material [82]; a Mazak com um dos maiores sistemas híbridos do mercado, que inclui maquinagem de 5 eixos e múltiplos bocais de deposição [83]; a Matsuura com um envelope de construção amplo [84] e a Optomec com *closed up loop feedback* e câmara selada hermeticamente [85] disponibilizam soluções eficientes no campo do *hybrid manufacturing*. Consequentemente, é possível concluir que, nestes sistemas, as ferramentas de maquinagem têm uma acessibilidade francamente mais elevada nos sistemas híbridos do que nas suas aplicações convencionais, tornando todo a produção mais eficiente em termos de tempo de produção e sequência de ferramentas [81].

Ainda assim, o pós processamento não envolve só maquinagem, como se pôde apurar anteriormente. A possível necessidade de tratamentos térmicos ou prensa isostática a quente é um fator que cria impedimentos à criação de uma estação individual completa capaz de produzir peças totalmente prontas para aplicação. Assim, e no sentido de eliminar a necessidade destes passos intermédios, a literatura atual está-se a desenvolver no sentido da otimização dos parâmetros de DED para reduzir o aparecimento de porosidades e tensões residuais e, conseqüentemente, eliminar a necessidade dos dois tipos de pós processamento referidos anteriormente.

Esta tecnologia, apesar de ter começado a ganhar relevância na indústria aeroespacial e defesa, é na área da reparação de peças que o seu principal objetivo se foca, mais concretamente na reparação de lâminas de turbinas, *hardfacing*, reduzindo custos gerais de manutenção de peças e diminuindo a percentagem de *idle times* na produção [86].

Por fim, na Figura 2.50 encontram-se evidenciadas as vantagens e os desafios futuros deste novo campo de fabrico de peças [81].

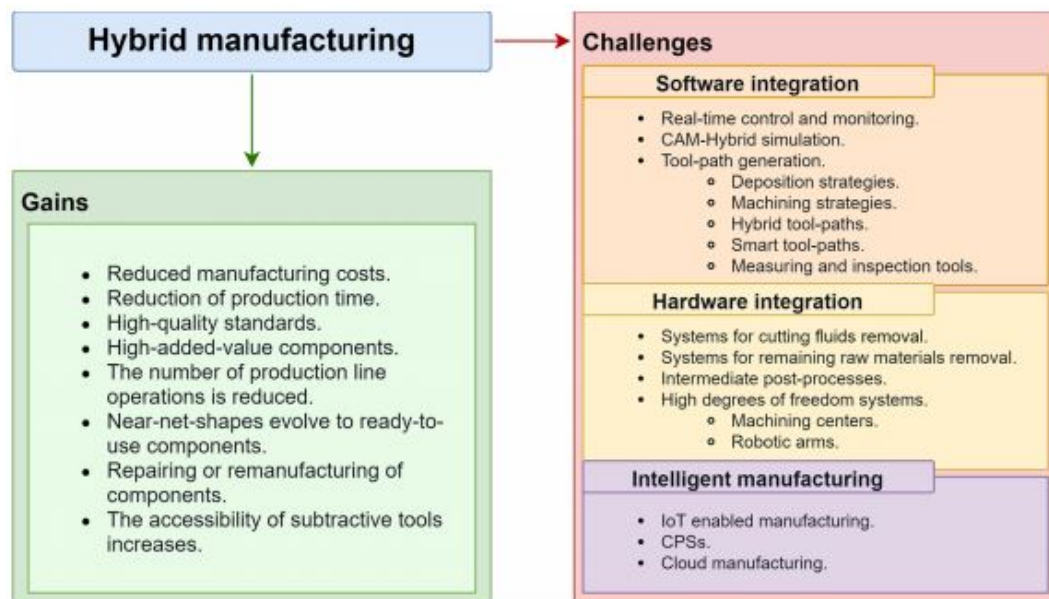


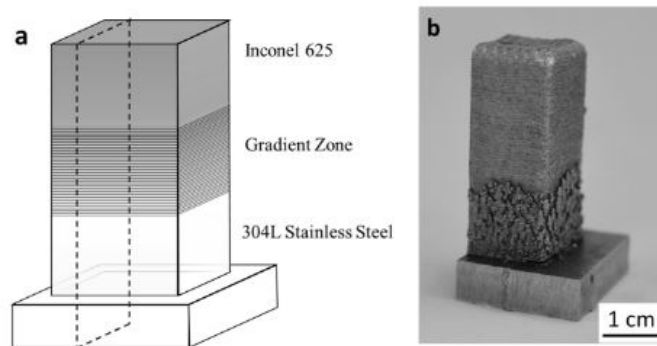
Figura 2.50 Vantagens e desafios atuais do *hybrid manufacturing* [81]

### 2.1.13 *Functionally Graded Materials*

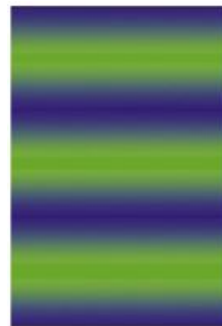
Os *functionally graded materials* (FGM's) são uma classe de materiais que possuem uma composição química e propriedades variáveis no espaço ao longo do seu volume total. A gradação cuidada da microestrutura garante uma transição suave entre as propriedades do material nos vários pontos, apesar dessa mesma gradação cuidada não ser um aspeto imperativo na produção de FGM's. Hoje em dia, a evolução das tecnologias de FA permite a deposição simultânea de dois materiais distintos e compatíveis, facilitando o desenvolvimento e estudo deste tipo de materiais no campo do *Functionally Graded Additive*

*Manufacturing* (FGAM), processo de fabrico por adição sucessiva de camadas com variação espacial do caudal de pó dos múltiplos materiais depositados ao longo do componente para garantir as propriedades mecânicas necessárias em secções específicas.

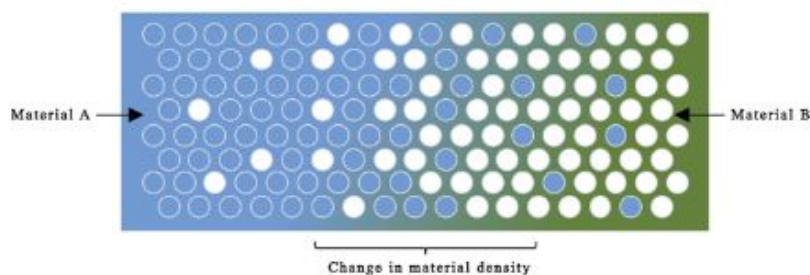
Existem três categorias de *functionally graded materials*: os de composição homogénea com variação de densidade, os de composição heterogénea através da combinação de dois ou mais materiais gradualmente durante a deposição (Figuras 2.51 e 2.52) e os de composição heterogénea com variação de densidade ao longo da peça (Figura 2.53).



**Figura 2.51** Peça fabricada por FGAM com gradação entre 2 materiais e zona de transição [87]



**Figura 2.52** Esquema de gradação múltipla em várias secções numa peça genérica fabricada por FGAM [88]

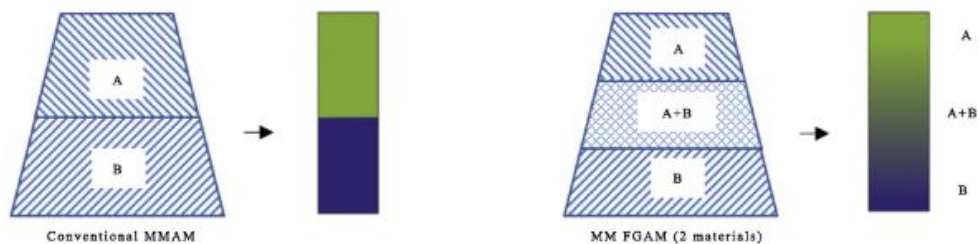


**Figura 2.53** Variação simultânea de densidade e de material em FGAM [88]



Nos materiais fabricados por FGAM homogéneo, criam-se gradientes de densidade modelando a morfologia da microestrutura espacial através de vários pontos definidos no espaço de construção. A direção, magnitude e concentração da densidade contribuem para desvios funcionais ao longo do material em termos de rigidez e elasticidade. Exemplos podem ser encontrados na Natureza na estrutura trabecular dos ossos e na variação radial da densidade nas palmeiras. Este tipo de estruturas, através de um reajuste cristalino, acabam por alcançar valores de resistência estrutural elevados aliados a uma eficiente distribuição de peso, sendo precisamente este o objetivo do FGAM homogéneo [88].

Relativamente ao FGAM heterogéneo, o princípio baseia-se totalmente no conceito multi-material. A distribuição geométrica e material das fases influencia as propriedades do FGM. O principal objetivo é eliminar as fronteiras distintas entre materiais com baixa compatibilidade e criar uma fase com gradientes suaves de composição dos materiais implementados. A diferença entre FA multi-material convencional e por FGAM pode ser verificada na Figura 2.54. Dentro do FGAM heterogéneo, existem peças que ou são variações entre 2 ou 3 materiais com zonas de transição suaves entre os mesmos, trocas múltiplas de composição em secções distintas da peça ou combinação de gradação de composição e densidade ao longo de toda a peça.



**Figura 2.54** FA convencional multi-material vs FGAM multi-material [88]

Defeitos comuns no FA convencional multi-material como delaminação, fendas causadas pela tensão superficial comum nos métodos comuns de fabrico aditivo multi-material são atenuados ou até mesmo eliminados aquando da implementação de FGAM. O mesmo se sucede com as dilatações térmicas em secções críticas da peça final. No entanto, a formação de fases intermetálicas indesejáveis durante o processo de fusão continua a ser um problema [87]. Assim, é possível conjugar as principais vantagens de cada material numa só geometria, dependendo da magnitude e ponto de aplicação das cargas a que a peça estará sujeita aquando da sua aplicação.

Resumidamente, a dimensão do vetor gradiente, a geometria da peça e a divisão de superfícies isopotenciais são os parâmetros chave no FGAM. [88].

#### 2.1.14 Defeitos

Como já foi mencionado anteriormente no Subcapítulo 2.1.3, os processos de fabrico aditivo ainda requerem bastante desenvolvimento para se encontrarem num estado francamente

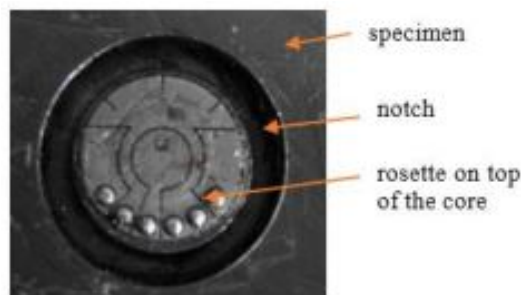
otimizado, e essa falta de aperfeiçoamento na produção traduz-se em repercussões negativas nas propriedades físicas e mecânicas da peça final e que, por sua vez, se devem ao aparecimento de defeitos. Grande parte destes defeitos são provocados pelos elevados gradientes térmicos e pelas taxas de arrefecimento altas, criando transformações de fase complexas e conseqüentes alterações na microestrutura, tensões residuais, distorções, fendas e porosidades. Neste subcapítulo, ir-se-ão explorar os vários tipos de defeitos comuns em peças produzidas por tecnologias de DED.

#### 2.1.14.1 Tensões Residuais

Qualquer tipo de processo de fabrico termomecânico sofre com problemas de tensões residuais. Em fabrico aditivo metálico, o material passa por vários ciclos térmicos de fusão, arrefecimento, nova fusão, novo arrefecimento, aquecimento, etc. As taxas de arrefecimento do material imediatamente após fusão e deposição nas tecnologias de DED rondam os  $10^2$ - $10^4$  K/s e os gradientes térmicos incluem-se na gama dos  $10^4$ - $10^5$  K/m. Estas mudanças bruscas de temperatura causam alterações constantes na microestrutura. As tensões residuais variam consideravelmente tanto na direção de construção como ao longo da peça, podendo atingir valores de  $10^2$  MPa/mm. Estas são classificadas em 3 categorias, nomeadamente de Tipo I (macro-tensões), de Tipo II (micro-tensões) e Tipo III (tensões de escala atômica).

As tensões residuais podem até provocar o aparecimento de outros defeitos, tais como distorções, delaminação e fendas que, sob ciclos de fadiga, se poderão propagar de forma crítica. Tudo isto leva à perda de propriedades mecânicas e físicas no produto final.

Existem tanto métodos destrutivos como não destrutivos para medir as tensões residuais no material. Dentro dos destrutivos, a furação, o seccionamento em série e um método denominado por *ring core drilling* (Figura 2.55) são os mais comuns. No que concerne aos não destrutivos, medição do *lattice spacing* por técnicas de difração, medição da velocidade do som e o teste do som de Barkhausen, que é emitido por um material ferromagnético devido à aplicação de um campo magnético externo [13].

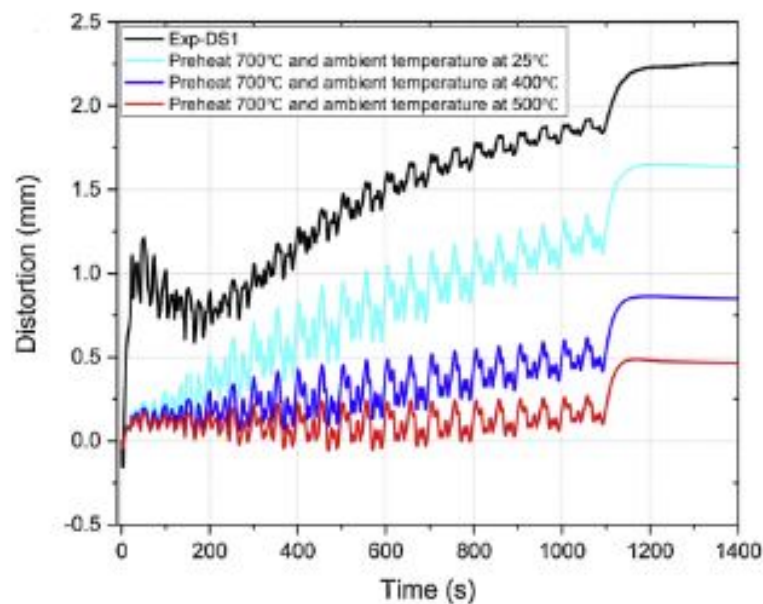


**Figura 2.55** Método de *Ring Core Drilling* para medição de tensões residuais [89]

Relativamente às possibilidades existentes para minimizar as tensões residuais e respetivos efeitos, tem-se como solução, primeiramente, o pré aquecimento do substrato e até da

própria câmara de trabalho. Assim, reduzem-se os gradientes térmicos, minimizando a expansão térmica e resultando, conseqüentemente, em valores de tensões residuais inferiores. De referir, ainda, a possibilidade de prevenção da formação de estruturas martensíticas possivelmente indesejáveis. Corbin et al [90] descobriram que o pré aquecimento a 400 °C de substratos de espessura fina reduziu a quantidade de distorções em 27.4% na primeira camada, 13.4% em construções de 3 camadas e 3.2% em construções de 10 camadas.

Um modelo tridimensional de FEA criado por Lu et al utilizado para medir distorções e tensões residuais ajudou o grupo a descobrir que o pré aquecimento tanto do substrato como da câmara de trabalho contribui para a redução de tensões residuais em 80.2% e das distorsões em 90.1%, como se pode verificar na Figura 2.56.



**Figura 2.56** Valores de distorção da peça em função do pré aquecimento da atmosfera de construção e do substrato [91]

Vasinonta et al criou, também, um modelo FEA para analisar gradientes de temperaturas e pré aquecimento de substrato para compreender o seu impacto no aparecimento de tensões residuais em peças de aço inoxidável fabricadas por LENS. Foi para uma temperatura de pré aquecimento de 400 °C que se obteve a maior percentagem de redução de tensões residuais, atingindo os 40%.

A otimização da estratégia de deposição pode também mitigar o aparecimento de tensões residuais. Comprimentos de linha menores, deposição dividida por setores mais pequenos, aumento da velocidade de deposição e diminuição da espessura de camada foram métodos eficientes estudados e comprovados como eficientes na literatura. Além disso, o tempo de espera entre deposição de camadas acabou por ser bastante útil no processo de redução das tensões residuais posto à prova por Denlinger et al após a produção de peças de Inconel 625 por L-DED. A implementação de um tempo de espera de 40 segundos

entre camadas reduziu as tensões residuais de 710 MPa para 566 MPa, resultando numa redução de 20.3%. No entanto, é importante mencionar que o mesmo procedimento em peças de Ti-6Al-4V fez aumentar as tensões residuais e que, para tempo de espera nulo, as distorções reduziram em 81.7% em comparação, o que demonstra que o aparecimento e evolução das tensões residuais varia drasticamente de material para material [13].

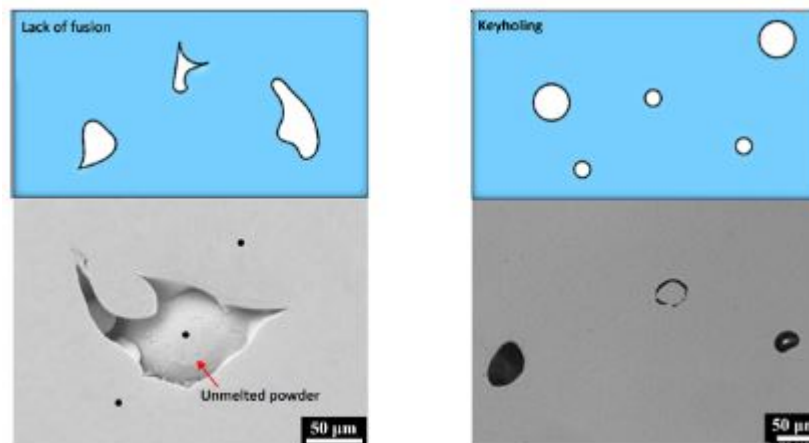
Outro método eficaz no combate ao aparecimento das tensões residuais é a aplicação de tratamentos térmicos após a deposição. Aversa et al [92] estudaram a influência de 2 tratamentos térmicos na percentagem de tensões residuais e propriedades mecânicas de peças de AISI 316L fabricadas por L-DED, uma a 600 °C durante 2 horas e outra a 800°C durante 2 horas, ambos com arrefecimento ao ar. Ambos os tratamentos reduziram as tensões residuais, no entanto verificaram-se algumas disparidades. O tratamento a 600 °C apenas removeu parcialmente as tensões residuais (redução de aproximadamente 85% em  $\sigma_x$  e  $\sigma_z$  e de aproximadamente 95% de  $\tau_{xz}$ ), mas manteve as propriedades mecânicas bastante elevadas (variações inferiores a 5% na tensão limite de elasticidade, tensão de rotura e alongação na fratura). Já o tratamento a 800 °C removeu quase por completo as tensões residuais (redução de aproximadamente 95% em  $\sigma_x$  e  $\sigma_z$  e de mais de 98% em  $\tau_{xz}$ ), mas causou uma redução de 20% na tensão limite de elasticidade e um aumento na alongação de 8%. Nesse sentido, o tratamento térmico a 600 °C é mais indicado em casos de necessidade de resistências altas, enquanto o tratamento a 800 °C é mais indicado para geometrias complexas onde as tensões residuais possam ser verdadeiramente críticas no funcionamento da peça.

Por fim, os tratamentos de superfície são bastante eficazes a reduzir as tensões superficiais das peças. *Laser Shock Peening*, por exemplo, é útil na transformação das tensões residuais superficiais em tensões de compressão em peças de Ti-6Al-4V fabricadas por L-DED, passando de valores de 100 MPa para valores entre -300 e -100 MPa, provocando também um aumento considerável na microdureza. Esta técnica foi também utilizada em ligas de alumínio, criando tensões de compressão de aproximadamente 100 MPa de magnitude. Consequentemente, a resistência à fadiga destas peças aumenta de forma notável [13].

Infelizmente, apesar de todos estes processos serem úteis em prol da redução das tensões residuais, a prensagem isostática a quente ainda é necessária caso o objetivo seja eliminar quase por completo as tensões residuais na peça, sendo possível obter peças com densidades de 99.98% ao aplicar HIP nas mesmas [93]. Nesse sentido, a necessidade deste tipo de pós-processamento vem à tona e aumenta os custos e tempo de produção da peça. Além disso, a importância da medição de tensões é preciso ser avaliada tendo em conta o tempo, custos e precisão associados a alguns dos métodos utilizados. Em suma, é necessário considerar se a medição e posterior eliminação das tensões residuais é valiosa o suficiente tendo em conta as futuras aplicações da peça.

### 2.1.14.2 Porosidades

As porosidades são o defeito mais comum em peças fabricadas por DED. Podem-se formar de 3 maneiras distintas: através de *keyholes*, que são resultado de banhos de fusão demasiado profundos que criam vazios esféricos na zona inferior do mesmo, como já foi explicado anteriormente; porosidade gasosa resultante de evaporação seletiva de um elemento da liga durante a fusão do material ou do aprisionamento do gás de proteção no próprio banho de fusão; ou então através de falta de fusão causada por falta de penetração do próprio banho de fusão no substrato ou na camada anterior. Os fenómenos de *lack of fusion* e *keyhole* encontram-se expostos na Figura 2.57. Existem 2 tipos de porosidades, nomeadamente as localizadas entre camadas contíguas e as localizadas dentro da própria camada no meio dos cordões.



**Figura 2.57** Esquema com imagem SEM de falta de fusão e *keyhole* no AISI 316L [13]

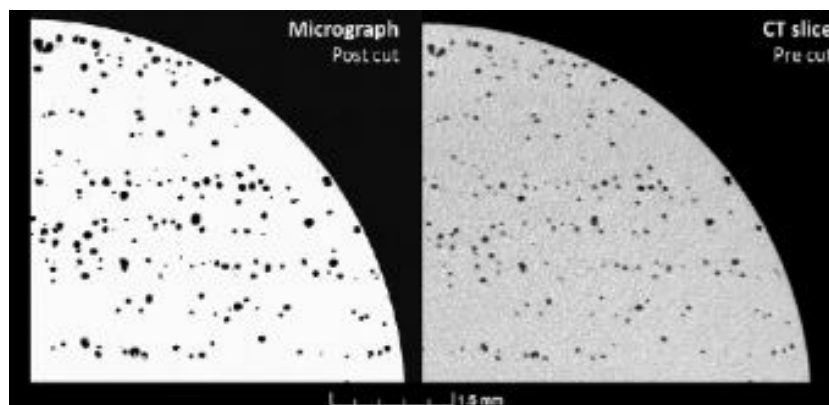
As porosidades gasosas são as mais uniformemente esféricas e são as mais pequenas. Os *keyholes* são relativamente esféricos mas mais alongados segundo a direção de construção. Já as faltas de fusão têm formas irregulares e têm uma textura visualmente distinta aquando da sua observação no microscópio.

Como as porosidades põem em risco a estabilidade das propriedades mecânicas e aumentam a probabilidade de aparecimento e propagação de fendas, um dos principais testes de qualidade que se efetua à peça final é a medição da sua densidade. Em casos ideais, após otimização de parâmetros de *performance*, valores superiores a 99.5% são atingidos. O aparecimento das porosidades em L-DED com pós metálicos depende fortemente do caudal de pó ejetado e da potência do laser, *spot size*, *scan speed* e da própria porosidade dos pós metálicos, também [13].

As porosidades têm especial influência negativa na resistência à fadiga, anisotropia, oxidação e resistência à corrosão. Poros com geometrias irregulares são considerados como uma maior ameaça às propriedades mecânicas do que os mais esféricos, dado que criam

um fator de concentração de tensões mais elevado, especialmente se se encontrarem orientados perpendicularmente à direção das cargas aplicadas. Sterling et al concluíram, no estudo à fadiga de alto e baixo ciclo de provetes de Ti-6Al-4V produzidos por Direct Laser Deposition (DLD), que o tamanho, localização, forma e número de poros existentes na microestrutura influenciam preponderantemente o comportamento à fadiga da amostra. Quanto mais perto da camada exterior e quão mais irregular for a forma do poro, maior é a sua influência adversa na resistência à fadiga. Além disso, a presença dos poros tornou o comportamento do material menos previsível e mais incerto (mais *scatter*, ou variações na *performance* à fadiga) [94].

Graças à monitorização *in situ* durante o fabrico de peças por DED, é possível produzir peças com densidades superiores a 99%. Existem vários métodos para efetuar a medição da presença das porosidades relativamente à densidade da peça. Entre estes, existem o método de Arquimedes, que se baseia na diferença da força de impulsão do objeto no ar e mergulhado num líquido de referência, comparando posteriormente a densidade medida com a densidade nominal do material de que é feito o objeto [95]; *pulse-echo ultrasonic test*, que consiste em medir a velocidade de um pulso de energia vibratória através da peça em análise, sendo possível obter constantes elásticas como o coeficiente de Poisson e o módulo de Young [96]; análise metalográfica das secções dos cordões, sendo este o método mais prático e comum; tomografias computadorizadas (TAC) e utilização de picnómetros de gás.



**Figura 2.58** Tomografias computadorizadas em secções diferentes da mesma peça [97]

O processo mais eficaz na eliminação de porosidades na peça final é, efetivamente, a otimização dos parâmetros de *performance*, sendo que os parâmetros de comparação se revelam úteis nesse processo. No entanto, isto apenas afeta as porosidades localizadas entre camadas. As porosidades localizadas dentro das próprias camadas não são consistentemente eliminadas por este processo. Liu et al estudou a influência das porosidades em peças de AlSi10Mg. A potência do laser revelou-se como o parâmetro mais influente, com uma contribuição de aproximadamente 49% para os valores obtidos de densidade relativa, seguida da velocidade de deposição com 34%. A densidade ótima obteve-se para

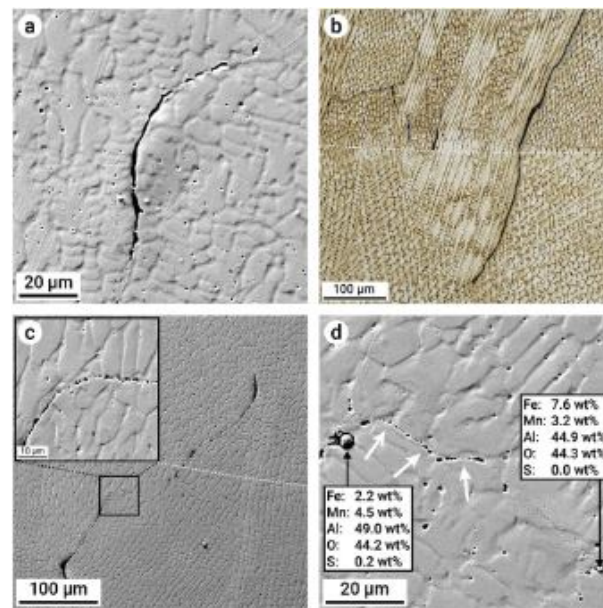
125 J/mm<sup>3</sup> de densidade volumétrica de energia. A análise cuidada do pó depositado é também de extrema importância, dado que algumas porosidades são introduzidas a partir do caudal de pó depositado. A composição química é, também, preponderante, dado que os óxidos presentes no pó podem servir como locais de nucleação para formação de poros. Até mesmo processos simples como a secagem do pó pode levar à redução de porosidades, como estudou Zhong et al. Ao secar o pó a 110 °C durante aproximadamente 6 horas, notaram uma diferença de aproximadamente 0.34% na densidade da peça [13].

Os tratamentos térmicos são, mais uma vez, uma opção viável para eliminação de defeitos, e as porosidades não são exceção. A prensagem isostática a quente é dos métodos mais confiáveis e mais eficazes para eliminar a grande maioria das porosidades de um certo material. Qiu et al estudou amostras de Ti-6Al-4V produzidas por SLM e comparou, entre outros aspetos, as propriedades mecânicas de peças com e sem prensagem isostática a quente. As peças que sofreram prensagem isostática revelaram, em comparação, uma ductilidade bastante mais elevada (subida de 5% para 12.5% das amostras sem para as amostras com prensagem isostática a quente) mas menor resistência (descida de 1050 para 1000 MPa na tensão limite de elasticidade e descida de 1250 para 1050 MPa na tensão de rotura entre as amostras com e sem prensagem isostática a quente, respetivamente), tendo propriedades mecânicas semelhantes a amostras no estado recozido. No entanto, e acima de tudo, o processo de prensagem removeu quase na totalidade as porosidades existentes (a percentagem de área total de porosidades passou de 0.35% para menos de 0.01%), juntamente com a transformação de toda a martensite em fases  $\alpha$  e  $\beta$  [98]. Kobryn et al [99] também implementou *hot isostatic pressing* (HIP) durante 2 horas a 900 °C a 100 MPa, eliminando todos os poros associados a falta de fusão existentes e conseqüentemente aumentando a ductilidade da peça. No entanto, descobriram que HIP não é ideal para eliminar porosidades gasosas, isto é, gás aprisionado na amostra.

### 2.1.14.3 Fraturas e Delaminação

Este tipo de defeito é maioritariamente comum em fabrico de peças por camadas, mas no casos de DED e certa tecnologias de FA, este problema é exacerbado pelas tensões térmicas resultantes dos ciclos de aquecimento e arrefecimento bruscos.

A delaminação, em específico, acontece quando camadas consecutivas se separam, perdendo a adesão entre si. É consequência da existência de tensões residuais entre camadas com valores mais elevados que a tensão limite elasticidade do próprio material. É resultado, também, de porosidades associadas a falta de fusão e de falta de fusão da camada anterior aquando da deposição da nova camada, dificultando a união coesa entre camadas. É mais comum na zona de interface entre o substrato e a primeira camada. Um exemplo disto mesmo encontra-se exposto na Figura 2.59.



**Figura 2.60** Imagens SEM de fratura em peça de X30Mn23 produzida por L-DED [101]



**Figura 2.59** Delaminação em peças de Ti64 fabricadas por LENS do substrato de AISI 410 [100]

Já o aparecimento de fendas (Figura 2.60) e posterior fratura da peça acaba por ser um dos principais defeitos comuns que impede a implementação do fabrico aditivo metálico na indústria, sendo altamente dependente do material depositado e da probabilidade do material fraturar durante o processo de FA a que esteja submetido.

Existem 3 tipos de fraturas: primeiramente, tem-se as fraturas na solidificação, ao longo das fronteiras de grão. São provocadas pela maior contração das camadas superiores da construção, que se encontram a temperaturas mais elevadas e que contribuem para a acumulação e desenvolvimento de tensões residuais, especialmente na direção de construção. Este fenómeno é comum quando a entrega térmica é excessivamente elevada. Posteriormente, as fraturas por liquidação, que se dão na *Partially Melted Zone* (PMZ). É resultado da fusão de precipitados localizados nas fronteiras de grão devido ao rápido aquecimento até temperaturas ligeiramente abaixo da linha *liquidus*, ou seja, como o ma-



terial está sob processos de solidificação e de contração térmica durante o arrefecimento na PMZ, as tensões residuais evoluem rapidamente. Consequentemente, é compreensível que materiais com diferenciais de temperatura maiores entre a linha *liquidus* e a linha *solidus*, tal como as superligas de níquel, são mais propícios a sofrer fraturas por liquidação. Materiais com elevados coeficientes de contração na solidificação e contração térmica considerável entram nesta categoria, também. Por fim, tem-se as fraturas por *ductility dip*, que são um tipo de fratura intergranular comum em ligas com estruturas cristalinas cúbicas de face centrada (CFC) a temperaturas elevadas.

As fraturas e a delaminação, sendo defeitos graves e por vezes catastróficos, resultam na diminuição drástica das propriedades mecânicas do material sob tanto cargas estáticas como dinâmicas, resistência à corrosão e, como é evidente, falha precoce do material.

A análise destes tipos de defeitos pode ser feita por análise metalográfica das secções do material, análise fractográfica através de imagens obtidas por SEM (*Scanning Electron Microscope*), radiografias, tomografias computadorizadas ou testes ultrassónicos.

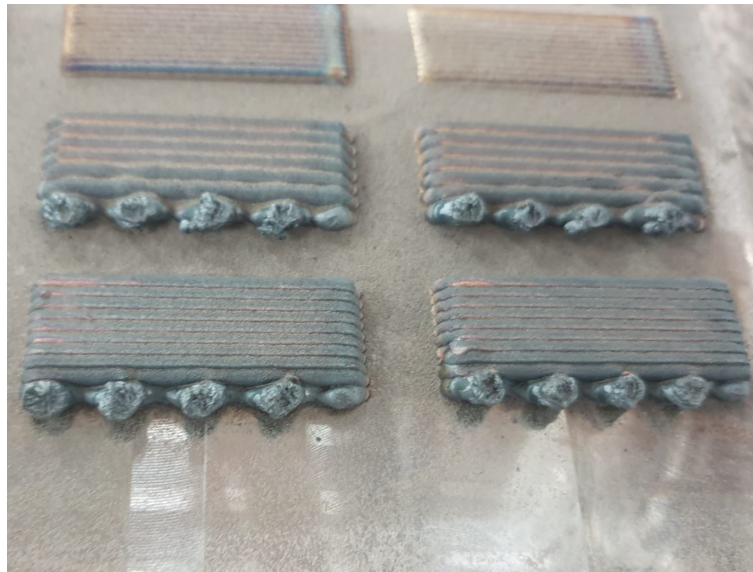
Neste caso, não existe maneira de minimizar a presença destes defeitos após o seu aparecimento no material, sendo a prevenção o único método de mitigação exequível. Pré aquecimento de substratos, otimização dos parâmetros de *performance*, estratégias de deposição mais eficientes e garantir compatibilidade entre materiais são apenas algumas das possíveis soluções para impedir fraturas e delaminação entre camadas [13].

#### 2.1.14.4 Rugosidade Superficial

Valores elevados de rugosidade superficial são uma das nuances dos processos de DED, como se pode ver nas construções exibidas na Figura 2.61. Existem quatro razões principais que justificam este fenómeno. A primeira é a presença de pós não fundidos ou parcialmente fundidos devido à baixa entrega térmica do processo ou à dimensão excessiva das partículas de pó. A segunda é o fenómeno de *balling* (Figura 2.62), que é resultado de velocidades de deposição e potências de laser demasiado elevadas que, por sua vez, causam instabilidade no banho de fusão. A terceira é o efeito de escada, presente quase de forma inevitável em qualquer processo de fabrico por camadas, afetando também a precisão dimensional, especialmente em superfícies curvas. A quarta e última razão é a formação de salpicos com origem no banho de fusão que solidificam e aderem à parte superficial da peça [13].



Figura 2.61 Construções com rugosidades superficiais elevadas [100]



**Figura 2.62** Presença de *balling* na deposição de AISI H13 em AISI H13

A rugosidade superficial tem grande impacto na geometria e na precisão dimensional de peças produzidas por fabrico aditivo metálico no geral, ainda que a rugosidade no estado *as-built* não seja de grande relevância na maior parte dos casos, dado que este tipo de peças necessita quase sempre de pós-processamento, estando sujeitas a processos de maquinagem que atenuam ou eliminam este problema. Ainda assim, e além dos pontos referidos anteriormente, a rugosidade afeta, também, as propriedades mecânicas, mais concretamente a resistência à fadiga. Sanaei e Fatemi [102] estudaram o comportamento à fadiga de provetes de Ti-6Al-4V fabricados por L-PBF e concluíram que a rugosidade superficial é preponderante no comportamento à fadiga do material mesmo na presença de outros defeitos. A morfologia da microestrutura pode também influenciar o comportamento à fadiga juntamente com a rugosidade superficial. Descobriram também que o aumento da rugosidade superficial está relacionado com a diminuição da potência do laser e, conseqüentemente, com a entrega térmica do processo, sendo que outros parâmetros de *performance* acabaram por não influenciar substancialmente. Além disso, para todas as microestruturas, um aumento da rugosidade superficial traduz-se na diminuição da resistência à fadiga do material ao longo de todo o estudo. O seu efeito e impacto aumenta quando as peças têm defeitos internos mais pequenos e microestruturas lamelares mais grosseiras. Shrestha et al [103] corroboram esta informação no seu estudo do comportamento à fadiga de provetes de AISI 316L fabricados por L-PBF, também, onde a existência de zonas de falta de fusão de maior dimensão reduziram a influência da rugosidade superficial nos resultados finais.

No sentido das descobertas associadas à literatura apresentada anteriormente, a melhor forma de reduzir a rugosidade superficial é aumentar a entrega térmica do processo, mas não excessivamente, para não se correr o risco de *balling*. Para não se exceder no valor da potência do laser, pode-se reduzir a velocidade de deposição em prol do aumento da entrega

térmica. Espessura de camada reduzidas e dimensão de pós metálicos inferior são também duas soluções eficazes. Por fim, no que concerne a alternativas no pós processamento, a prensagem isostática a quente e o polimento eletroquímico são os métodos mais aplicados nestas situações.

A rugosidade superficial pode ser monitorizada através de métodos de profilometria com e sem contacto, tais como o microscópio de força atómica e microscopia confocal de varrimento a laser, respetivamente.

#### 2.1.14.5 Geometria

Os defeitos geométricos podem ser identificados quando existe uma variação considerável entre a construção projetada em CAD e a estrutura experimentalmente fabricada que, consequentemente, pode pôr em causa a integridade da estrutura e tornar a peça totalmente inutilizável. Existem vários tipos de defeitos geométricos que irão ser explorados neste subcapítulo.

Primeiramente, tem-se a espessura de camada não uniforme, onde esta não é constante, varia significativamente com a altura de construção e não vai de encontro ao incremento de altura estabelecido no programa. Isto acontece normalmente após a deposição da primeira camada, onde o plano focal deixa de coincidir com o plano de deposição, criando camadas cada vez mais finas ou espessas, dependendo do desvio. O esquema presente na Figura 2.64 expõe de forma clara o processo em questão. A principal causa deste defeito é a falta de otimização do rácio entre caudal de pó depositado e a velocidade de deposição e potência. A solução mais adequada é a alteração dos parâmetros de *performance* referidos anteriormente de forma a que a espessura de camada estabelecida vá de encontro a espessura da peça produzida de forma consistente ao longo da construção em altura.

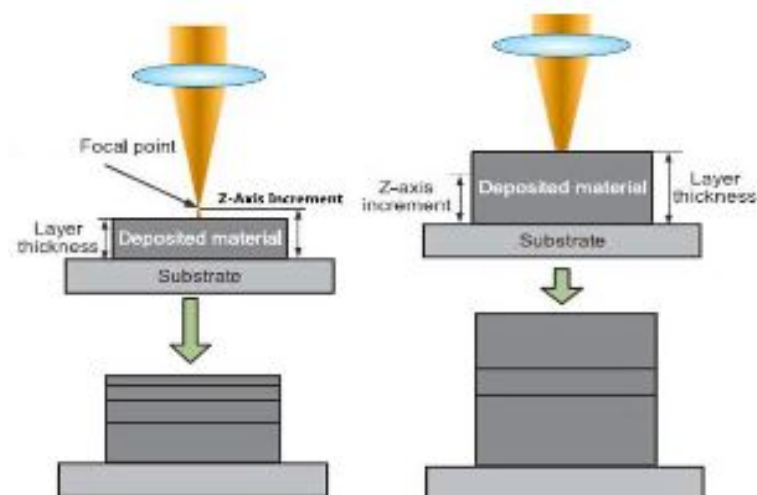
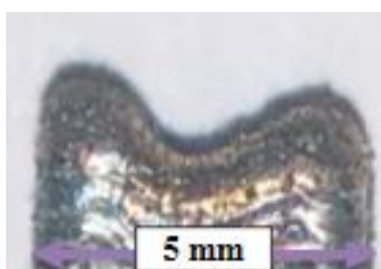


Figura 2.63 Esquema sobre a disparidade da espessura de camada [100]

De seguida, têm-se as deformações nas superfícies superiores da construção (Figura 2.64), que normalmente se verificam através da observação de um abatimento na zona intermédia e superior da peça. A principal razão por trás deste fenómeno é a densidade volumétrica de energia ser demasiado elevada, criando um banho de fusão demasiado profundo e prejudicando a dissipação de calor ou *heat sink*. Consequentemente, a peça deforma-se gravemente. A solução mais viável para a prevenção deste problema é o ajuste da estratégia e da velocidade de deposição. Em casos de geometrias como paredes finas, estruturas de suporte são recomendadas.



**Figura 2.64** Vista lateral de deformações no topo da superfície de uma peça feita de liga Co-Cr-Mo por DED [100]

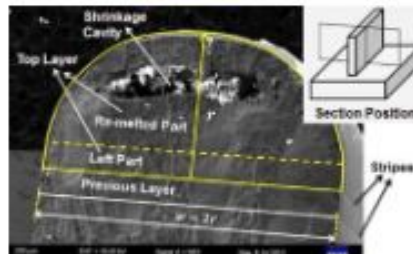
Além dos defeitos geométricos já referidos, têm-se, também, as variações de altura nas extremidades da peça (Figura 2.65). Normalmente são resultado de mudanças de trajetória da cabeça de deposição, onde esta fica um intervalo de tempo maior numa zona mais reduzida, resultando numa ejeção de pó excessiva bem como uma entrega térmica mais elevada que no resto da peça e, consequentemente, causando irregularidades e descontinuidades na deposição do material devido à incoerência com os parâmetros de *performance* aplicados. O mais comum é observar-se falta ou excesso de material nestas mesmas extremidades, afetando de forma crítica a precisão dimensional da peça. A alteração da estratégia de deposição e a implementação de trajetórias que não efetuem mudanças de direção nestes pontos específicos ajuda na prevenção do aparecimento deste defeitos.



**Figura 2.65** Vista lateral de deformações nas extremidades da superfície de uma peça feita de liga Co-Cr-Mo por DED [100]

Posteriormente, tem-se a possível contração do material, que, durante o arrefecimento, provoca algum descaimento das bordas laterais na peça, perdendo bastante qualidade

dimensional e forçando a aplicação de pós processamento adicional. Este efeito intensifica-se em peças de maiores dimensões e com maior espessura de camada. O controlo da espessura de camada e respetivos desvios ao longo da construção e a deposição de camadas extra para compensar a contração pode ajudar a compensar os efeitos deste problema.



**Figura 2.66** Cordão contraído seccionado de uma peça feita de liga Co-Cr-Mo por DED [100]

De referir, ainda, a possibilidade do fenómeno de separação do material depositado do próprio substrato. A peça pode deformar-se de tal maneira que se sobrepõe à força de adesão entre a primeira camada e o substrato, inviabilizando todo o processo de construção. Isto é resultado de concentração térmica excessiva devido a uma má estratégia de deposição ou falta de dissipação de calor, principalmente. Pré aquecer o substrato, apostar numa estratégia de deposição mais eficiente ou otimizar o tempo de espera entre camadas, ou *dwell time*, são 3 soluções eficazes para evitar este tipo de situações.



**Figura 2.67** Vista lateral de uma peça feita de liga Co-Cr-Mo por DED separada do substrato por deformação excessiva [100]

Além dos mencionados, temos ainda mais dois tipos de defeitos geométricos importantes de referir, sendo eles a ondulação na superfície superior da peça, também conhecido por efeito serpente (Figura 2.68), e a acumulação excessiva de material nos cantos da peça (Figura 2.69).

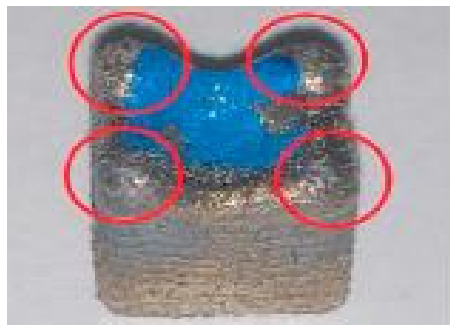
Relativamente à ondulação, a superfície superior da peça sofre vários desvios dimensionais relativamente à morfologia plana que deveria ter, notando-se uma série de picos e vales nesta zona da peça. Este defeito tem as mesmas causas e modos de manifestação que as variações de altura nas extremidades, só que, neste caso, as partes intermédias da peça estão incluídas. Este problema compromete a qualidade superficial e a precisão dimensional do resultado final. A estratégia de deposição utilizada pode causar isto mesmo, provocando acumulação de calor e falta de dissipação de calor, ambos dum modo não uniforme. Consequentemente, a implementação de uma estratégia de deposição que permita uma distribuição de calor uniforme e a adaptação dos parâmetros de *performance* de forma a

regular a entrega térmica com a altura minimizam consideravelmente o aparecimento deste defeito.



**Figura 2.68** Vista lateral da variação de altura de uma peça feita de liga Co-Cr-Mo por DED [100]

Por fim, a acumulação de material nos cantos da peça é muito comum quando o processo de deposição é exatamente igual de camada em camadas, sem ter em conta os incrementos de acumulação de material nestes pontos de camada para camada. Normalmente, estes pontos coincidem com os pontos de início ou de fim de deposição de cada camada. No caso de estes dois pontos coincidirem, o efeito é ainda mais notável, colocando em causa a precisão dimensional da peça. O controlo do estado do laser nos instantes iniciais e finais da deposição de cada camada, o controlo do tempo de espera entre camadas e a variação dos pontos de começo e de fim de deposição de camada para camada são os três pontos principais a explorar caso este defeito geométrico seja visível na peça fabricada [100].



**Figura 2.69** Vista superior de uma peça feita de liga Co-Cr-Mo por DED com acumulação consecutiva de material nos cantos [100]

#### 2.1.14.6 Microestrutura

Por vezes, os defeitos que afetam a qualidade geral das peças fabricadas estão relacionados com a morfologia do grão, com as fases presentes na microestrutura e com a composição química do material. Neste subscapítulo, explorar-se-ão alguns defeitos associados intrinsecamente à microestrutura do material.

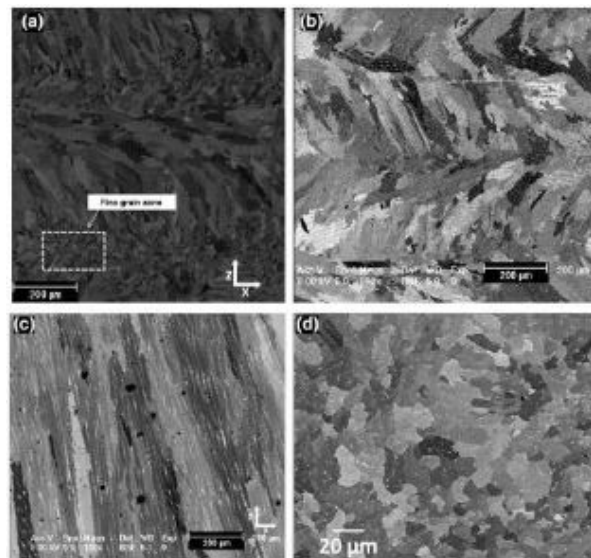
Começando pelo único defeito que é visível a olho nu dentro desta categoria, tem-se o fenómeno de descoloração. O sobreaquecimento da peça, elevados gradientes de arrefecimento ou oxidação manifestam-se normalmente através de um espetro de cores na superfície da peça ou em locais sujeito a reaquecimento, nomeadamente em cores azuis, castanhas ou pretas, como se pode verificar na Figura 2.70. Apenas através de dissipação

de calor mais eficiente ou otimização dos parâmetros de *performance* é que o aparecimento destas colorações pode ser minimizado, com especial atenção ao caudal de gás protetor, que tem uma influência preponderante no aparecimento de oxidação na superfície da peça, como já foi mencionado no Subcapítulo 2.1.5.8.



**Figura 2.70** Descoloração resultante da oxidação em camadas de AISI H13 depositado em AISI H13

Em seguida, tem-se a heterogeneidade microestrutural (Figura 2.71). As microestruturas resultantes de peças produzidas por DED podem variar consoante os gradientes térmicos, as taxas de arrefecimento, as distribuições térmicas e a quantidade de ciclos térmicos. Esta possível falta de homogeneidade pode levar a anisotropia mecânica e, consequentemente, à falha mecânica. A sua presença pode variar com a zona em questão, verificando-se maior presença de grãos equiaxiais na parte superior da construção devido ao reaquecimento, por exemplo. Além disso, o grão é mais colunar junto à interface do material com o substrato, dado que este último muitas vezes funciona como dissipador de calor. As taxas de arrefecimento podem ser uniformizadas com a utilização de estruturas de suporte dissipadoras de calor ou implementação de tempos de espera entre camadas para deixar que todo o material estabilize perto da temperatura ambiente.



**Figura 2.71** Disparidades na morfologia do grão influenciada pelos gradientes térmicos [100]

Além dos anteriormente referidos, tem-se a anisotropia no comportamento elástico que, apesar de causada principalmente pela anisotropia do grão, a mistura de grãos com morfologias e orientações distintas influencia criticamente a ocorrência deste fenômeno. Grãos colunares com orientações distintas podem afetar o comportamento elástico do material dependendo da direção de aplicação da carga, dado que as fronteiras de grão se deterioram mais rapidamente quando sofrem cargas perpendiculares às mesmas. A aplicação de tratamentos térmicos localizados pode ajudar a minimizar esta anisotropia e uniformizar o comportamento mecânico do material.

Os compostos intermetálicos formados em peças produzidas por DED são prejudiciais para a *performance* do material, especialmente quando se situam numa zona mais frágil. A alteração dos parâmetros de *performance* tem uma eficácia limitada na resolução deste tipo de defeitos.

O aparecimento de fases indesejadas com certas propriedades mecânicas fracas, nomeadamente as fases Laves e martensite, que são estruturas resistentes mas frágeis, são comuns e podem reduzir a ductilidade e resistência à fadiga dos materiais. Em amostras de Ti-6Al-4V fabricadas por DED, a elevada entrega térmica favoreceu a formação de estruturas martensíticas de fase  $\alpha$ , diminuindo a ductilidade do material. Grãos colunares de fase  $\beta$  podem-se formar, também, perto do substrato, funcionando com dissipadores de calor. Pré aquecimento do substrato, recozidos de solução e envelhecimento ajudam a mitigar a presença destas fases indesejáveis.

Por fim, tem-se a segregação de elementos de liga. Devido à influência da temperatura na solubilidade de soluções sólidas, certos materiais com composições químicas específicas podem precipitar elementos de liga durante o arrefecimento em zonas críticas que irão afetar o comportamento mecânico do material negativamente. Algum pós processamento ou ciclos de tratamentos térmicos podem ajudar no restauro do estado anterior do material.



## 2.2 Métodos de Reparação de Peças Metálicas

Neste capítulo, ir-se-ão explorar os principais problemas que causam a falha de componentes metálicos em geral, porém com algum foco nos moldes, dado que o aço AISI H13 utilizado no presente estudo é um aço de ferramenta para trabalho a quente regularmente utilizado na construção de moldes. Além disso, explorar-se-ão alguns métodos mais convencionais utilizados na reparação de peças metálicas, procedendo-se posteriormente para uma análise da investigação existente em reparações por fabrico aditivo metálico.

### 2.2.1 Principais Problemas

Durante a rotação dos componentes metálicos na sua vida útil, muitas vezes estas mesmas peças deixam de poder ser utilizadas devido a falhas críticas no seu funcionamento. Consequentemente, é necessário investir na produção duma nova peça ou reparação da mesma, algo que pode pôr em causa toda uma linha de produção durante tempo indeterminado. Estes acontecimentos afetam gravemente o planeamento de produção e têm fortes repercussões financeiras.

A primeira causa de falha de componentes metálicos é a deformação plástica, causada pela aplicação de cargas que excedem a tensão limite de elasticidade do material. No caso dos moldes, a cavidade pode colapsar, as dimensões do espaço de injeção podem aumentar, os punções podem ficar mais espessos e deformados longitudinalmente e as esquinas dos moldes podem colapsar, também. As temperaturas dentro da cavidade podem exceder a temperatura de revenido do material, causando a deformação termoplástica e posterior colapso das paredes internas por causa do amaciamento provocado. Este tipo de colapso ou fratura é designado como fratura súbita.

De seguida, tem-se o desgaste, normalmente detetado quando se verifica a passivação de alguns componentes, arredondamento das esquinas da peça, depressão de alguns planos e ranhuras nas superfícies e arrancamento da membrana mucosa, devido ao facto da peça ficar presa à superfície de trabalho por fricção. Além disso, o lubrificante do molde pode-se transformar num gás de alta pressão após combustão e causar cavitação no interior do molde. Quando os cantos ficam arredondados ou a carga aplicada pelo punção é demasiado elevada, o desgaste pode acelerar. Nestes casos, a resistência ao desgaste da matriz depende não só da sua dureza, mas também do tamanho, quantidade e distribuição dos carbonetos do material. Aquando da segregação destes carbonetos, especialmente quando a sua dimensão é maior, estes são arrancados do material, causando desgaste por abrasão [104].

Posteriormente, têm-se as falhas por fadiga e posteriores fraturas. Após estarem sujeitas a um período de serviço, as peças metálicas começam a acusar a presença de algumas fendas, que se vão dilatando e reduzindo drasticamente a resistência das mesmas. Estas fendas normalmente aparecem em áreas com fatores de concentração de tensões demasiado elevados. No caso dos moldes, locais com variações de espessura bruscas, esquinas,

entalhes e fendas previamente formadas são pontos críticos para o desenvolvimento duma possível fratura por fadiga. Os moldes estão sujeitos a uma amplitude de tensões extremamente elevada, especialmente nos moldes de câmara fria. Além disso, as tensões térmicas também contribuem consideravelmente para a falha dos componentes. Nos moldes de câmara quente, a maior parte das fraturas são devidas a valores de pressão interna demasiado elevados. A aplicação do desmoldante após o molde ter estado em contacto com o material fundido a altas temperaturas pode, também, causar a acumulação de mais tensões térmicas devido aos gradientes elevados de aquecimento e arrefecimento, levando ao aparecimento de fendas por fadiga térmica [105].

Além das causas já mencionadas, as peças podem sofrer falhas devido ao *design* estrutural mediocre das mesmas. Como já foi mencionado, a presença de esquinas e de variações de espessura bruscas causam o aparecimento de fatores de concentração de tensões elevados, dando asas ao aparecimento de fendas e futura possibilidade de fratura terminal.

A má qualidade dos materiais utilizados é um fator preponderante, também. Contração excessiva, segregação de inclusões, distribuição heterogénea de carbonetos e defeitos superficiais como o aparecimento de oxidação e a descarburização superficial afetam drasticamente as propriedades do material.

Maquinagem mal executada das peças pode também causar falhas prematuras. A presença de marcas das ferramentas pode funcionar como fator de concentração de tensões e proporcionar um ambiente ótimo à formação de microfendas. A retificação incorreta (velocidade de rotação elevada, roda abrasiva demasiado fina ou mau mecanismo de arrefecimento da superfície) pode levar ao sobreaquecimento do material, causando um revenido no mesmo e diminuindo a dureza na zona a ser retificada. Consequentemente, essa área estará mais sujeita a desgaste acelerado e a tensões térmicas.

Por fim, os tratamentos térmicos efetuados ao molde podem não ser os mais indicados. Uma seleção cuidada da temperatura de aquecimento, do intervalo de tempo a que a peça se mantém nessa temperatura e da taxa de arrefecimento é essencial para prevenir falhas prematuras [104].

Exemplos dos vários tipos de defeitos explorados anteriormente encontram-se presentes na Figura 2.72.

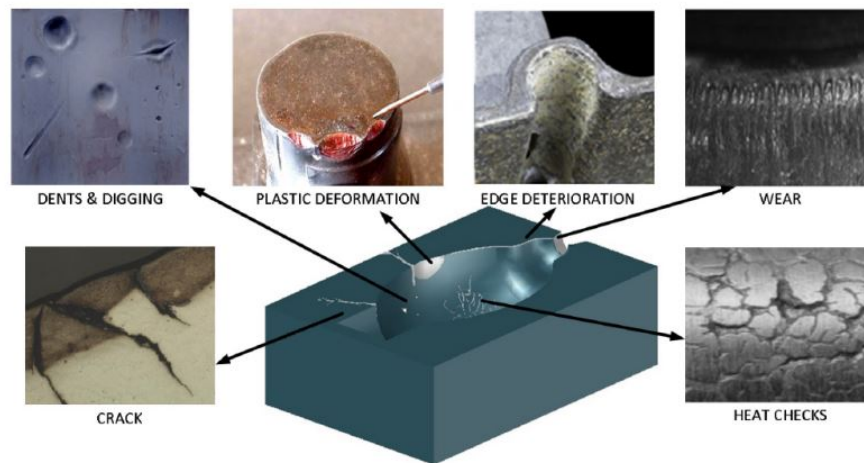


Figura 2.72 Tipos de defeitos presentes em moldes [106]

### 2.2.2 Métodos de Reparação Convencionais

Os métodos tradicionais aplicados na reparação de peças metálicas focam-se quase na totalidade em processos de soldadura. No entanto, antes de se proceder à reparação, é necessário efetuar a limpeza e preparação da superfície. A Figura 2.73 resume as técnicas aplicadas neste sentido, cujos procedimentos estão bem definidos e são aplicados regularmente na literatura. O objetivo desta limpeza inicial é a remoção dos efeitos dos defeitos detetados na superfície da peça.

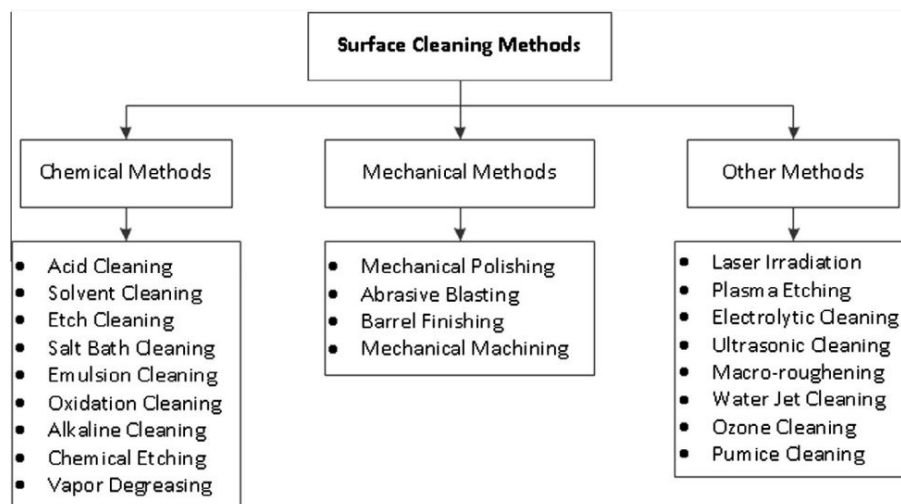


Figura 2.73 Classificação dos métodos de limpeza superficial pré-reparação [107]

A quantidade de material removido da peça a reparar depende do tipo de defeito ou defeitos detetados, do processo de reparação selecionado e da acessibilidade dos equipamentos alusivos à técnica de reparação escolhida relativamente à área de trabalho.

A soldadura por fusão permite a melhoria das propriedades mecânicas da peça, estendendo a vida útil dos componentes. A viabilidade desta tecnologia acentua-se especialmente na reparação de moldes, onde os materiais mais comuns têm uma percentagem de carbono e de elementos de liga bastante elevada. Isto resulta numa soldabilidade baixa do material devido às preocupações metalúrgicas que possam surgir após a deposição, tornando a soldadura por fusão o único método exequível nestes casos. A qualidade da reparação e dos tratamentos efetuados antes e depois da mesma influenciam preponderantemente a vida útil do material. Investigação sobre métodos mais precisos e rentáveis de reparação tem sido feita, dado o potencial destas mesmas técnicas de renovar ou até melhorar as propriedades das peças, eliminando a necessidade de substituição de componentes. No caso dos moldes, esta vantagem é ainda mais aliciante, tendo em conta os custos de produção e manutenção de um molde numa forma geral.

Dentro das técnicas viáveis, existem duas que se distinguem e que são usadas na maior parte dos casos: *Gas Tungsten Arc Welding* (GTAW) e *Plasma Transferred Arc Welding* (PTAW).

GTAW é a técnica mais antiga e mais aplicada na indústria da reparação de peças metálicas. O equipamento é fácil de usar, bastante portátil e consome menos tempo na deposição. A estabilidade e concentração do arco garante uma boa precisão na deposição do cordão de material. No entanto, estes equipamentos requerem mão de obra fortemente especializada. Tal como no fabrico aditivo, o pré aquecimento das peças e aplicação de tratamentos pós deposição são essenciais para evitar o aparecimento de fases mais frágeis ou de defeitos críticos como fraturas por solidificação e acumulação de tensões residuais.

PTAW é mais eficiente que GTAW em termos de custos e precisão dimensional. Este processo garante uma penetração profunda com uma Zona Afetada pelo Calor (ZAC) bastante reduzida e uma produtividade elevada. Além disso, pode ser aplicada em polaridades distintas e o próprio jato cria uma atmosfera protetora, protegendo o material depositado de qualquer tipo de contaminação exterior. A taxa de deposição também acaba por ser mais elevada comparativamente a outros métodos. Na Figura 2.74, pode-se ver o resultado numa deposição por GTAW e por PTAW.

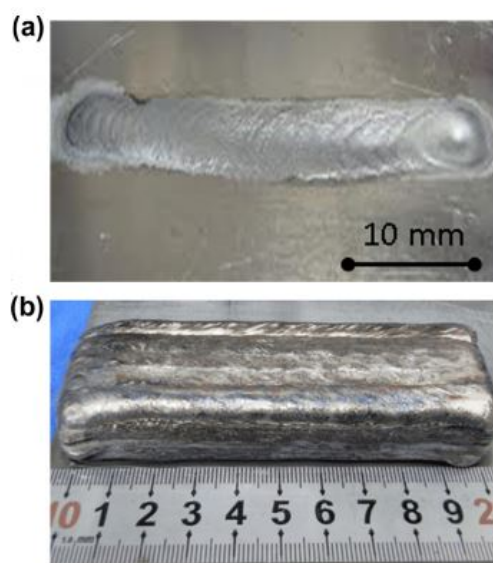


Figura 2.74 Deposições efetuadas por (a) GTAW e (b) PTAW [107]

De referir, ainda, os processos de micro-GTAW e micro-plasma, que são subtecnologias avançadas resultantes dos processos de GTAW e PTAW, respetivamente. O arco criado é mais pequeno, em forma de sino, controlado com precisão digitalmente. A precisão dimensional das peças produzidas por esta tecnologia pode até ser comparada aos processos de reparação por fabrico aditivo. A Tabela 2.22 apresenta um resumo de alguns dos sistemas automáticos de reparação de moldes comercializados atualmente.

Tabela 2.22 Sistemas automáticos de reparação convencional de moldes [107]

| Machines                           | Company/website  | Process                              | Features   |
|------------------------------------|--|--------------------------------------|--|
| AWS-6100                           | Weld Logic Inc. <a href="http://weldlogic.com">weldlogic.com</a>   | Micro-TIG/plasma                     | 0.1–400 A adjustable current<br>Automatic wire feed control<br>Arc gap set & Arc distance control  |
| NERTAMATIC 51                      | Airlíquide<br><a href="http://www.airliquide.com">www.airliquide.com</a>   | Micro-plasma                         | 0.8–50 A adjustable current<br>107i Robot, 6 high precision axes<br>Autonomous closed operator's cab   |
| Micro-welds<br>Plasmamodule-<br>10 | ROFIN-SINAR Laser GmbH <a href="http://www.rofin.com">www.rofin.com</a><br>FRONIUS USA LLC<br><a href="http://www.fronius.com">www.fronius.com</a> | Laser<br>Micro-plasma                | Small focus up to 0.1 mm diameter<br>3–30 A adjustable current   |
| The Orion<br>PA230                 | Sunstone engineering<br>R&D corporation<br><a href="http://www.sunstoneengineering.com">www.sunstoneengineering.com</a>                            | Pulsed arc and resistance<br>welding | Robacta PTW 1500 Robotic system<br>Adjustable power 1–230 J<br>Three different weld modes<br>Pulse arc mode<br>Micro pulse arc mode<br>Resistance arc mode |
| Micro plasma 20                    | EWM HIGHTEC WELDING GmbH <a href="http://www.ewm-group.com">www.ewm-group.com</a>  | Micro-plasma welding                 | Adjustable current 0.1–20A   |
| Dual arc-82                        | Pro-fusion <a href="http://www.pro-fusiononline.com">www.pro-fusiononline.com</a>  | Micro-plasma welding                 | Adjustable current 0.1–80 A  |
| Micro PAW20                        | Liburdi dimetrics corp. <a href="http://www.liburdi.com">www.liburdi.com</a>   | Micro-plasma welding                 | Adjustable current 0.1–80 A  |
| PA-10/100-STD                      | WELDLOGIC, INC. <a href="http://weldlogic.com">weldlogic.com</a>   | Micro-TIG welding                    | Adjustable current 0.1–100 A<br>Combined with a 45 × stereo zoom microscope  |
| PA20                               | MACGREGOR SYSTEMS LTD<br><a href="http://www.macgregorsystems.com">www.macgregorsystems.com</a>  | Micro-plasma welding                 | Adjustable current 0.1–20 A  |
| Ultima-150                         | Thermal arc <a href="http://www.victortechnologies.com/thermalarc">www.victortechnologies.com/thermalarc</a>                                       | Micro-plasma welding                 | Adjustable current 0.5–15 A  |
| PLASMAFIX 51                       | Airlíquide <a href="http://www.airliquide.com">www.airliquide.com</a>  | Micro-plasma welding                 | Adjustable current 80 mA – maxi 50 A   |

### 2.2.3 Métodos de Reparação por Fabrico Aditivo

O fabrico aditivo tem um papel cada vez mais dominante na reparação de peças metálicas, com especial atenção às tecnologias pertencentes à classe ASTM DED, na medida em que ao serem aliadas a sistemas de 3, 4 ou 5 eixos e permitem a deposição de material em qualquer orientação espacial, permitindo maior acessibilidade à zona de reparação. Leino et al [108] escolheram 45 publicações dentro dos 376 resultados obtidos segundo o método de pesquisa utilizado e analisaram-nos com vista a compreender o estado de arte atual do papel de DED e PBF na reparação de peças metálicas. 42 das 45 publicações utilizaram DED, mostrando o domínio desta tecnologia no campo do *remanufacturing*. Na Tabela 2.23, encontram-se listadas algumas das publicações alusivas às possíveis aplicações de DED no processo de *remanufacturing*.

**Tabela 2.23** Áreas de aplicação do fabrico aditivo metálico na reparação e respetivos exemplos de publicações [108]

| Possible application fields identified and evaluated in the studies  | Publications   |
|--|--|
| Gas-turbine hot section, Turbine blade knife-edges, Deteriorated steam circuit parts, Gas turbine blade repair                     | Acharya & Das (2015); Bi & Gasser (2011); Diaz et al. (2012); Kim et al. (2012)          |
| Mould repairing process, Die repair applications, Die Repair, Repair applications in tooling industry                              | Borrego et al. (2009); Kattire et al. (2015); Leunda et al. (2011); Lestan et al. (2013) |
| Rail steel; Repairing and enhancing rails  | Clare et al. (2013); Lewis et al. (2015)   |
| Reconditioning of crankshafts  | Kochler et al. (2010)  |
| Repair of critical steel components in aerospace industry, Refurbishment and repair of structural components in aerospace industry | Lourenço et al. (2016); Raju et al. (2015)   |

As principais vantagens de DED nesta área passam pela precisão elevada e ZAC's que resultam em percentagens de distorção baixas. As principais preocupações focam-se no tipo de reparação, microestrutura dos componentes, interface entre o material depositado e o substrato, as propriedades mecânicas da peça reparada comparativamente às obtidas por produção convencional da peça total e a aplicabilidade de vários materiais na reparação de forma a melhorar as propriedades da peça.

Outro problema da reparação por DED é a reparação de fendas internas que não sejam tão acessíveis como as superficiais. Nestes casos, é necessário remover uma quantidade elevada de material para eliminar a fenda e proceder ao enchimento da zona [109].

De seguida, ir-se-ão analisar alguns artigos sobre reparação de peças por fabrico aditivo metálico, mais concretamente DED, para compreender as metodologias de reparação e de análise metalúrgica do material depositado e da interface presentes na literatura. Apenas foi possível encontrar estudos de reparação com os materiais de substrato utilizados nesta dissertação, nomeadamente o CK45 e o H13. Além disso, os 3 primeiros artigos analisados de seguida expõem métodos de reparação interessantes para a presente dissertação e foram analisados com maior profundidade.

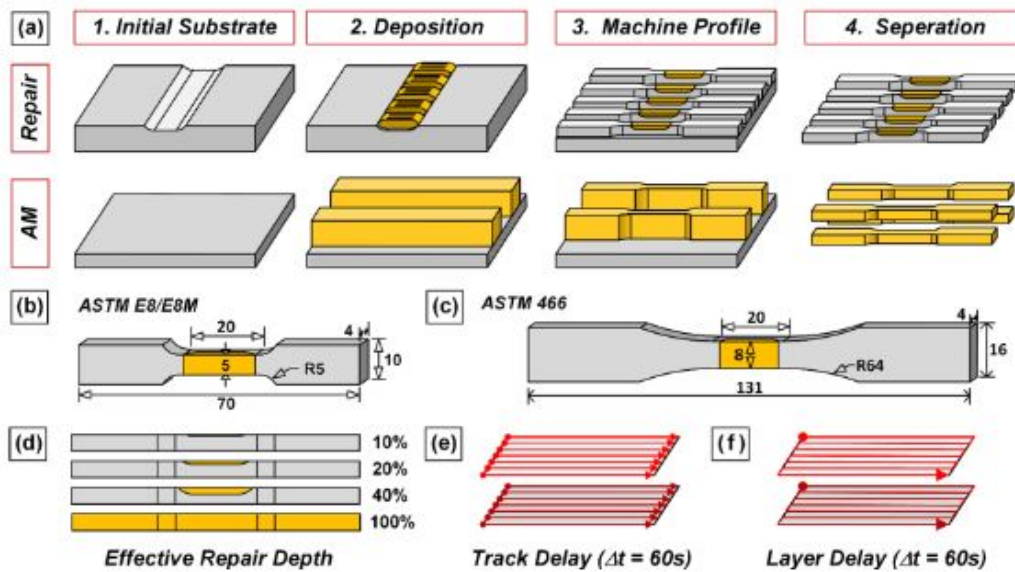
Infelizmente, a investigação existente sobre reparação de peças metálicas usando aços Maraging é extremamente escassa, realçando ainda mais a necessidade da presença dos

resultados desta dissertação na literatura corrente.

Pinkerton et al [110] usaram um laser de diodo na tecnologia DMD para reparar fendas internas, fazendo recortes de secção triangular e retangular no substrato de AISI H13 e comparar os resultados. Em termos de microestrutura, a presença de martensite de alta dureza com martensite revenida na ZAC. O material depositado demonstrou uma estrutura de grão fino com boa ligação ao substrato em ambos os casos. No entanto, a formação de porosidades é um problema na aplicação das duas geometrias, também. Na geometria retangular, isto deve-se ao facto de não haver irradiação direta do laser para contribuir para a boa adesão com o pó ejetado. Na geometria triangular, a maior parte dos poros acumula-se no fundo da geometria triangular perto do vértice central.

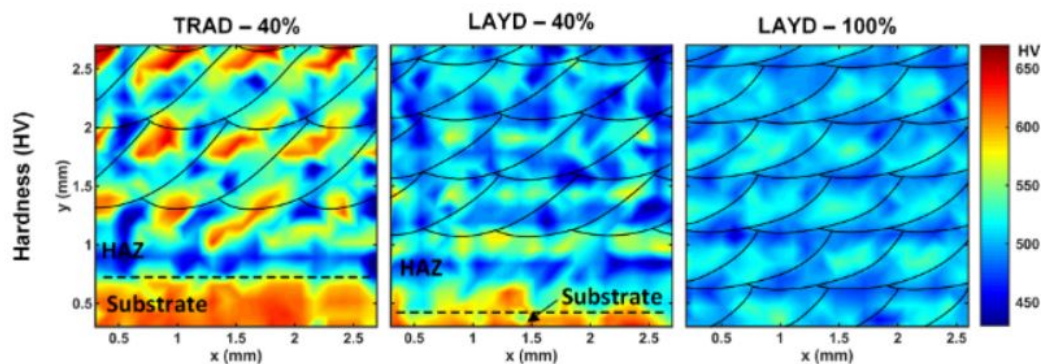
Barr et al [111] analisaram o impacto da estratégia de deposição e profundidade da zona reparada na *performance* da reparação de 300M com pós metálicos de 300M, também. Este aço de baixa liga tem inclusões de vanádio e um teor de silício de 1.60%. As placas sofreram têmpera e revenido e o pó foi produzido por atomização por gás. Foram maquinadas ranhuras nos substratos com profundidades equivalentes a 10%, 20% e 40% da espessura do substrato. O diâmetro focal do laser usado foi 1.3 mm, a potência do laser foi de 800 W, a velocidade de deposição foi de 1050 mm/min, o caudal de pó depositado foi de 4.6 g/min, o caudal de gás coaxial foi de 10 L/min (Hélio) e o caudal de gás protetor foi de 16 L/min (Árgon).

Dois estratégias foram utilizadas, como se pode ver na Figura 2.75. Na primeira, onde se usou um *track delay* (TRAD), intervalos de tempo de 60 segundos foram implementados entre a deposição de cada camada e de cada cordão. Na segunda, onde se usou um *layer delay* (LAYD), este intervalo de tempo apenas foi implementado entre camadas e a estratégia só foi aplicada nas ranhuras com profundidade equivalente a 40% da espessura. Além disso, também foram produzidos provetes 100% feitos por L-DED com esta segunda estratégia.



**Figura 2.75** (a) Método experimental estipulado por Barr et al, provetes para (b) ensaios de tração e para (c) ensaios de fadiga, (d) variação do material depositado e (e) estratégias de deposição utilizadas [111]

No que diz respeito à dureza dos provetes, foram obtidos os mapas presentes na Figura 2.76. Na amostra de 40% de profundidade com a estratégia de deposição TRAD, a variação de dureza entre o substrato e a ZAC é bastante brusca e verificam-se picos de dureza na zona inferior dos cordões que contribuem para a heterogeneidade da reparação em termos de dureza. Já na amostra com 40% por LAYD, o revenido de cada camada foi muito mais uniforme, com um intervalo de durezas medidas nas camadas depositadas mais reduzido. De referir, ainda, a diferença de durezas medidas entre a camada imediatamente acima da ZAC e a camada superficial, onde se verifica a existência duma redução suave. Nas amostras produzidas totalmente por FA e usando a estratégia LAYD são as que demonstram a maior uniformidade. O valor máximo de dureza atingido na zona analisada é menor que nos outros casos e o valor mínimo é maior que nos restantes casos.

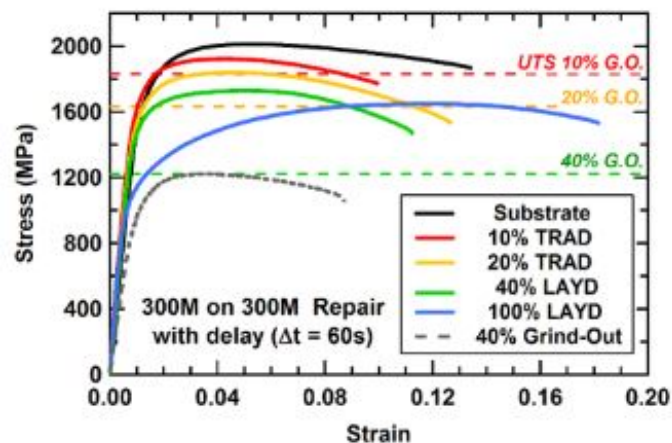


**Figura 2.76** Mapas de dureza para (a) 40% TRAD, (b) 40% LAYD e (c) 100% LAYD obtidos por Barr et al [111]



Em termos de microestrutura, tem-se uma mistura de grãos colunares e equiaxiais, sendo que alguns destes últimos são colunares com orientação perpendicular à secção analisada, ou seja, segundo a direção de construção. Apesar de não se terem detetado fendas, a presença de porosidades relacionadas com pós não fundidos é comum. Além disso, nas amostras de 40% com TRAD foram encontrados poros com formas irregulares entre camadas e zonas de falta de fusão soltas pela microestrutura. Alguns microporos podem também ser encontrados na microestrutura, sendo mais comuns acima das linhas de fusão. Em suma, as amostras feitas com TRAD demonstram mais porosidades que as produzidas com LAYD.

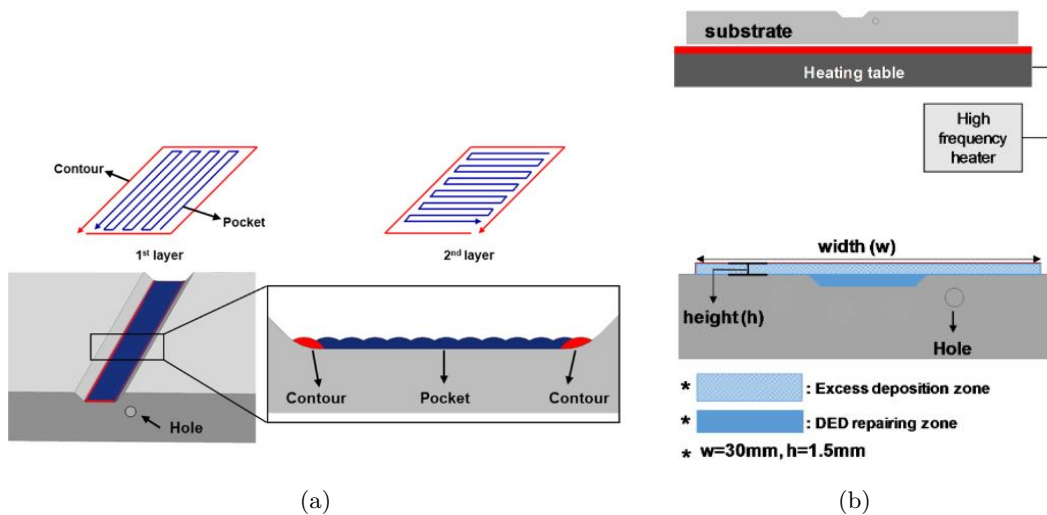
No que toca às propriedades mecânicas obtidas, a Figura 2.77 inclui as curvas tensão deformação dos vários provetes analisados. No geral, quanto maior a profundidade da zona reparada, menor a tensão limite de elasticidade e tensão máxima obtida na curva. No entanto, ao comparar os resultados entre a reparação por FA e a reparação por *grind-out* para cada valor de profundidade, à medida que a profundidade aumenta, a diferença é cada vez mais acentuada, favorecendo a reparação por FA. O provete de 40% TRAD não foi fabricado, mas o de 40% LAYD parece seguir a tendência. Em termos de elongação na rotura, o provete fabricado totalmente por FA destaca-se dos restantes, apesar de nunca alcançarem as propriedades das placas de material do substrato. De referir, ainda, a diferença entre as propriedades obtidas nas amostras de 300M produzido por FA e nas amostras de 300M fabricadas convencionalmente. Apesar dos valores de tensão limite de elasticidade e tensão máxima serem bastante inferiores, as amostras feitas por FA possuem valores de elongação na rotura significativamente mais elevados.



**Figura 2.77** Curvas tensão deformação dos provetes obtidos por Barr et al. As linhas a tracejado são as tensões máximas estimadas para os provetes fabricados por *grind-out* [111]

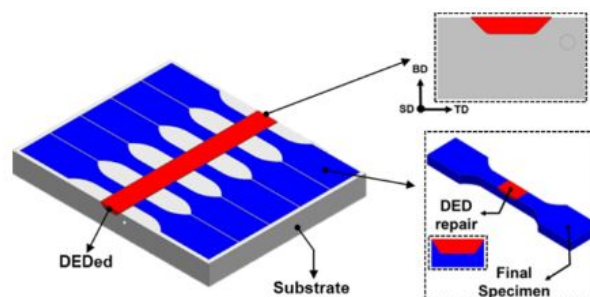
Oh et al [112] repararam substrato de 316L com pós metálicos de 316L por DMT com a estratégia de reparação indicada na Figura 2.78. Na reparação, um laser de CO<sub>2</sub> foi usado com uma potência de 800 W, espessura de camada de 0.25 mm, espessura de sobreposição de 0.5 mm, caudal de pó depositado de 4.5 g/min, velocidade de deposição

de 850 mm/min e *nozzle distance* (distância do bocal ao substrato) de 9 mm. A ranhura a reparar tem 2 mm de profundidade.



**Figura 2.78** Estratégia de reparação utilizada por Oh et al: (a) Estratégia de deposição, (b) dimensões da zona reparada e do excesso de material depositado juntamente com o esquema de pré aquecimento [112]

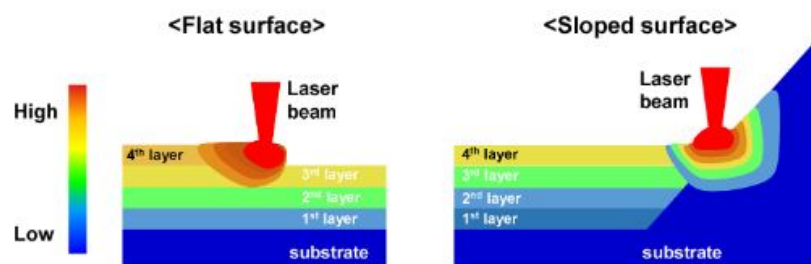
O objetivo da camada extra depositada acima do nível da superfície do substrato é atrasar o arrefecimento das camadas depositadas para prevenir a formação de fendas durante a solidificação. A geometria cubóide e respetivas dimensões do excesso depositado foram pensadas de forma a reduzir ao máximo as taxas de arrefecimento. Além disso, para testarem o efeito do pré aquecimento do substrato na qualidade da reparação, os autores experimentaram 3 temperaturas distintas, nomeadamente 250 °C, 350 °C e 450 °C. Após a deposição, foram produzidos os provetes segundo o método indicado na Figura 2.79.



**Figura 2.79** Estratégia de produção dos provetes aplicada por Oh et al [112]

Na amostra sem tratamento térmico, verificou-se a existência de microfendas, de dimensões maiores que 500  $\mu\text{m}$ . Já na reparação com pré aquecimento, não se detetou a presença de fendas interfaciais na zona lisa da ranhura. Porém, algumas microfendas tanto no substrato como no material depositado perto da zona inclinada da ranhura. Concluiu-se, também, que quanto maior a temperatura de pré aquecimento de substrato, menor é o

tamanho das fendas existentes. Além disso, é de notar que as fendas só se desenvolveram na superfície inclinada. A distribuição de temperaturas no pré aquecimento à volta do banho de fusão é diferente nas superfícies lisas e nas inclinadas. Como se pode confirmar pela Figura 2.80, a zona à volta do banho de fusão mantém uma temperatura bastante elevada nas superfícies lisas, devido ao calor presente na camada anteriormente depositada. No entanto, nas superfícies inclinadas, a temperatura do banho de fusão é mais influenciada pelo substrato do que pela camada previamente depositada. Assim, nestas superfícies, a temperatura do banho é mais baixa e é necessária mais energia do que o normal para fundir o material e garantir a adesão do material depositado. Daí aparecerem defeitos relacionados com falta de fusão e falta de penetração nas superfícies inclinadas. De referir, ainda, a contribuição da diminuição da absorvidade do material com o aumento do ângulo de incidência do laser. A refletividade aumenta, a energia absorvida pelo material é menor e zonas de falta de fusão são mais prováveis de se desenvolverem. Este fenómeno foi descoberto pelos autores na literatura mas não foi analisado com profundidade.



**Figura 2.80** Esquema da deposição feita por Oh et al nas superfícies lisas e inclinadas [112]

Relativamente à microestrutura da amostra sem tratamento térmico, a zona de reparação não apresenta poros nem de fendas. Os grãos equiaxiais localizam-se principalmente no centro dos cordões depositados, enquanto os grãos colunares marcam maior presença nas fronteiras entre cordões, orientados na direção de transferência do calor. Os grãos colunares formam-se devido ao arrefecimento que se dá primeiramente à volta do substrato e à elevada condutividade térmica entre o cordão depositado e o substrato. Como o banho de fusão atinge as suas dimensões máximas imediatamente antes do início da solidificação, o fluxo de calor é dominado pela direção vertical e pela direção colinear com a direção de deposição e desloca-se de dentro para fora do banho de fusão. Assim, como este fenómeno afeta a elongação do grão, esta morfologia colunar desenvolve-se nestes grãos. Já os grãos equiaxiais desenvolvem-se devido às taxas de arrefecimento elevadas e, conseqüentemente, rápida solidificação do material. Na microestrutura das amostras com pré aquecimento, pôde-se concluir que quanto maior a temperatura de pré aquecimento, maior a dimensão tanto dos grãos colunares como dos equiaxiais.

A evolução das durezas medidas ao longo da zona reparada pode ser observada na Figura 2.81. Apesar de não se notar grande diferença entre as durezas da amostra sem tratamento térmico nenhum e com pré aquecimento a 250 °C, nos pré aquecimentos a 350

°C e a 450 °C, a dureza média medida foi menor. Isto deve-se ao facto do aumento da temperatura de pré aquecimento levar a um aumento do tamanho de grão, consequentemente reduzindo a dureza e corroborando a informação obtida na análise da microestrutura.

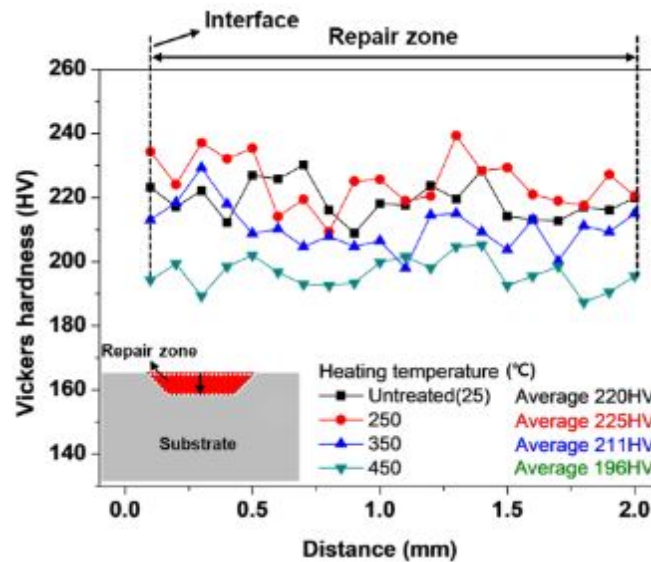


Figura 2.81 Durezas obtidas em função do pré aquecimento aplicado por Oh et al [112]

As propriedades mecânicas obtidas nas amostras com e sem pré aquecimento podem ser comparadas através das curvas de tensão deformação presentes na Figura 2.82. Pode-se desde já confirmar que o aumento da temperatura de pré aquecimento, além de reduzir o tamanho das fendas existentes perto das zonas inclinadas, contribui de forma consistente para o aumento da tensão limite de elasticidade e alongação na rotura, com a amostra sem pré aquecimento a revelar-se como a pior em termos de *performance* mecânica.

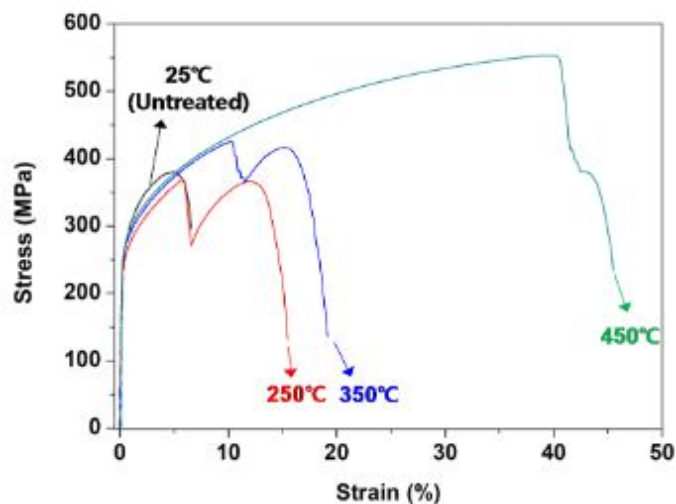


Figura 2.82 Curvas tensão deformação das amostras com e sem pré aquecimento obtidas por Oh et al [112]

Kampanis et al [113] utilizaram *laser cladding* para efetuar a reparação de um eixo de transmissão de um *ferry boat* com aproximadamente 11 metros de comprimento e 650 mm de diâmetro feito de CK45. A zona a reparar foi danificada devido à falta de lubrificação. O preenchimento da zona reparada foi feito com AISI 316L, um aço inoxidável austenítico, e as camadas superficiais foram feitas com AISI 410L, um aço inoxidável martensítico com resistência ao desgaste. Um laser de diodo com comprimento de onda entre 900 e 1030 nm e diâmetro focal do mesmo de 6.25 mm juntamente com um posicionador *heavy duty* foram usados para efetuar a reparação. A zona a reparar foi maquinada, posteriormente inspecionada para confirmar a eliminação dos defeitos e limpa com solventes para eliminar possíveis elementos contaminadores, tais como tinta, gordura ou oxidação. A região de reparação foi pré aquecida a 150 °C com tochas de propano. Os parâmetros de deposição do preenchimento e das camadas superficiais estão presentes na Tabela 2.24.

**Tabela 2.24** Parâmetros de *performance* do *laser cladding* aplicados por Kampanis et al na reparação do eixo de transmissão [113]

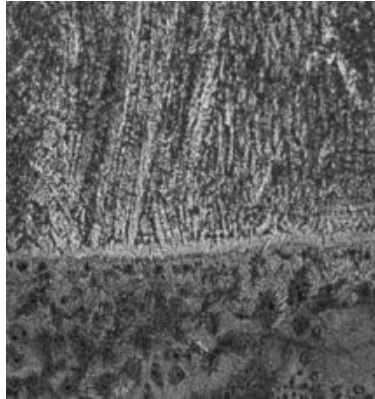
| Run                        | F <sub>1</sub> -F <sub>n-2</sub> | F <sub>n-1</sub> -F <sub>n</sub> |
|----------------------------|----------------------------------|----------------------------------|
| Process                    | Laser Cladding                   | Laser Cladding                   |
| Filler Material            | AISI 316L                        | AISI 410L                        |
| Form                       | Powder                           | Powder                           |
| Power (W)                  | 5300                             | 5400                             |
| Powder Feed (Kg/h)         | 3.0                              | 3.0                              |
| Travel Speed (mm/s)        | 15.0                             | 15.0                             |
| Heat Input (J/mm)          | 350                              | 360                              |
| Interpass Temperature (°C) | 250 max                          | 250 max                          |
| Shielding Gas              | Argon                            | Argon                            |
| Powder Carrier Gas         | Argon                            | Argon                            |

A zona reparada sofreu posterior tratamento térmico a 580-620 °C durante 4 horas, com arrefecimento a 100 °C/hora até 300 °C e depois arrefecido ao ar.

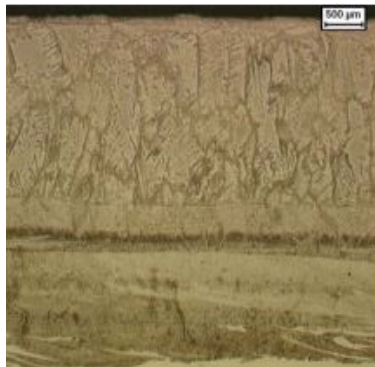
A interface entre o 316L e o CK45 evidenciada na Figura 2.83 não mostra qualquer presença de poros ou fendas e com diluição reduzida. A microdureza do 316L e da ZAC foi de 180 e de 150 HV, respetivamente. O mesmo se verificou na interface entre o 316L e o 410L, cuja microestrutura se encontra presente na Figura 2.84. No 316L, uma estrutura dendrítica fina foi observada, com presença de austenite e ferrite  $\delta$ . Já no 410L, ferrite e martensite faziam parte da microestrutura, com a última a mostrar maior concentração junto à interface com o 316L, onde se verificou uma microdureza de 340 HV. Junto à superfície, obteve-se valores de microdureza na ordem dos 220 HV.

Em termos de propriedades mecânicas, a zona de reparação excedeu as propriedades mecânicas do substrato de CK45, com tensões limite de elasticidade e de rotura mais elevadas devido ao grão mais fino do que o grão do CK45 no estado forjado presente na

microestrutura. Os valores de alongação são ligeiramente inferiores aos do 316L no estado forjado.

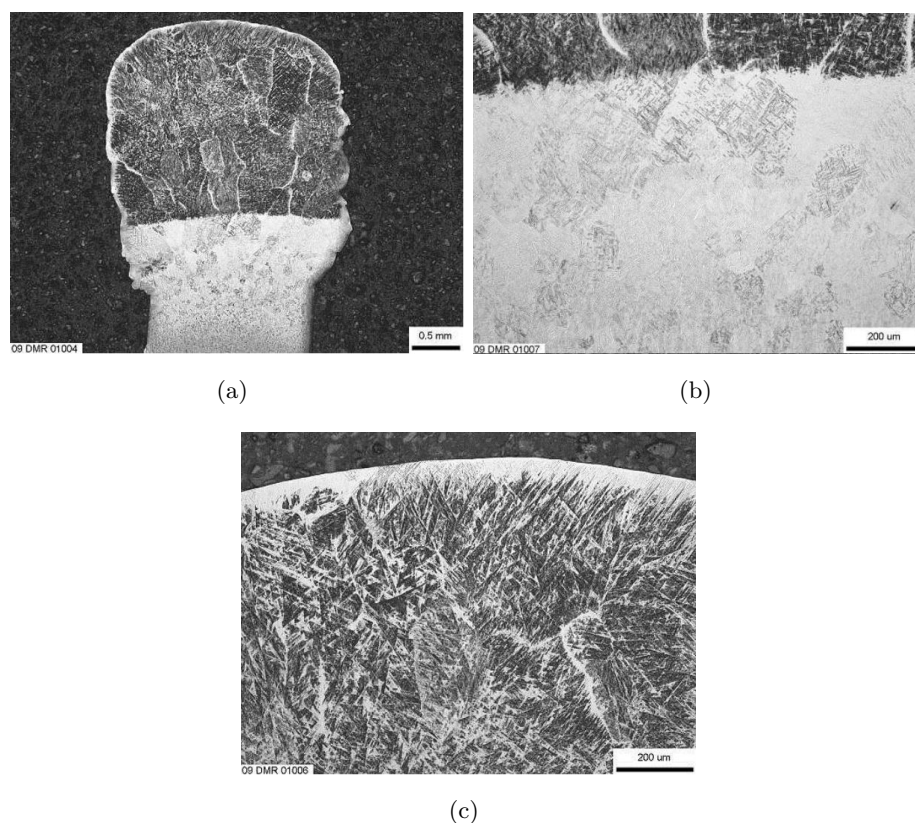


**Figura 2.83** Interface entre o substrato de CK45 e o 316L obtido por Kampanis et al [113]



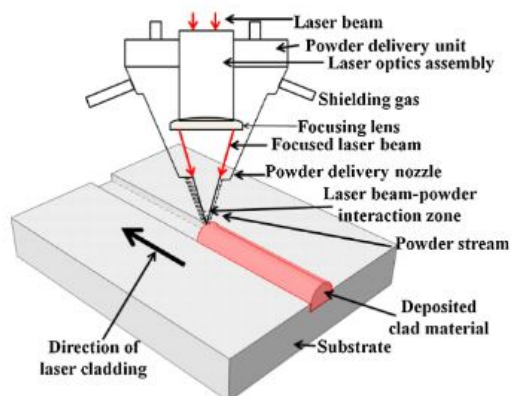
**Figura 2.84** Interface entre o 316L e o 410L obtido por Kampanis et al [113]

Jones et al [114] repararam lâminas duma turbina feitas de liga de titânio usando *hybrid manufacturing* numa máquina com *laser cladding*. Após efetuarem o alinhamento da peça relativamente às coordenadas da máquina, os autores levantaram um perfil 3D da peça total usando uma *scanning probe*, obtendo, desta forma, uma representação da peça por reparar. Posteriormente, a partir duma série de softwares de engenharia inversa, inspeção, *design* e manufatura, foi possível gerar uma sequência das ferramentas eficiente para efetuar a remoção do defeito, o revestimento da superfície e a maquinagem necessária. Usaram um laser de CO<sub>2</sub> com 200 W e 400 mm/min de velocidade de deposição para efetuar a reparação. Na Figura 2.85, pode-se observar a microestrutura obtida na zona de reparação, sendo possível observar a boa ligação entre os materiais com uma quantidade de porosidades baixa e sem presença de outros defeitos possivelmente críticos.



**Figura 2.85** Microestrutura obtida por Jones et al na reparação duma turbina: (a) vista ampla, (b) zona de interface, (c) material depositado [114]

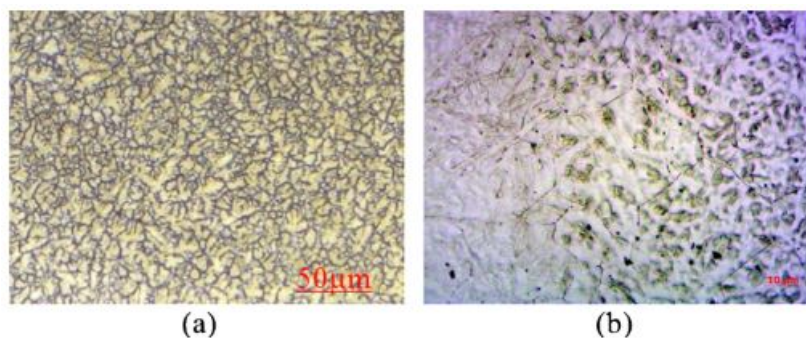
Kattire et al [115] repararam placas de H13 com pós de CPM 9V, uma liga de alto teor de vanádio com elevada resistência ao desgaste e ao impacto usada na produção de matrizes de forjamento, por *laser cladding*, segundo o esquema presente na Figura 2.86. O diâmetro focal do laser foi de 3 mm e argônio foi usado como gás coaxial e como gás protetor num sistema de 5 eixos com laser de CO<sub>2</sub>.



**Figura 2.86** Esquema do processo de reparação utilizado por Kattire et al [115]

Foram usados 3 níveis de potência neste estudo, baseados no facto de *laser cladding* só ser exequível com densidades de potência de laser entre 80 e 122 W/mm<sup>2</sup> e no diâmetro focal do laser utilizado, nomeadamente 1700, 2200 e 2700 W, respetivos aos níveis 1, 2 e 3. O mesmo se aplica aos valores de velocidade de deposição usados, que foram 200, 600 e 800 mm/min e os caudais de pó depositado foram de 5, 10 e 15 g/min. A amostra visível na Figura 2.87 foi produzida segundo os parâmetros do nível 1, com 25 L/min de gás protetor. A clássica microestrutura dendrítica misturada com martensite contém algum carbonetos de vanádio e de crómio. O revestimento contém uma percentagem grande de martensite e baixo conteúdo de austenite residual. Todas as camadas após a primeira sofreram revenido aquando da deposição umas das outras, dado que a temperatura durante a deposição total é superior a 500 °C. Na interface, martensite temperada e austenite residual podem ser encontradas, com especial presença da última na região superior, como se pode ver pela Figura 2.87b.

Em termos de microdurezas, os valores na zona do revestimento e interface mantiveram-se semelhantes, rondando os 800 HV. Na ZAC, os valores descem para os 550-650 HV, acabando por se estabilizar no material base à volta dos 250 HV. Relativamente às tensões residuais, atingiram picos de -400 MPa, sendo de salientar o valor registado de -300 MPa na camada do revestimento mais próxima do substrato. Aqui, os gradientes térmicos são maiores, dado que o substrato se encontra a uma temperatura mais baixa que as camadas subsequentemente depositadas e, portanto, aumenta a acumulação de tensões residuais.



**Figura 2.87** Micrografias da reparação efetuada por Kattire et al da (a) zona de revestimento e da (b) interface [115]

Leunda et al [116] usaram CPM 10V e Vanadis 4 Extra pós metálicos de aço de ferramentas para reparar placas distintas de Vanadis 4 Extra, usando um laser Nd-YAG segundo o processo de *laser cladding*, usando árgon como gás coaxial e hélio como gás protetor. O substrato foi pré aquecido abaixo da temperatura de revenido do material para evitar a formação de fendas no substrato ou no revestimento. Potências de laser de 900 e 1200 W, velocidades de deposição de 15 mm/s e caudais de pó depositado de 5, 10 e 15 g/min. A percentagem de sobreposição de cordões foi de 35%.

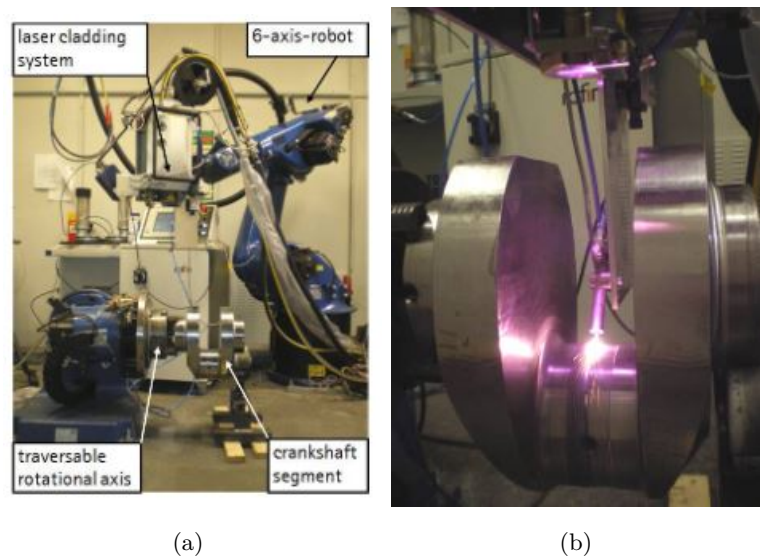
A ZAC de ambos os revestimentos é formada por uma matriz de martensite revenida



com carbonetos provenientes do substrato. A zona de interface mostra martensite temperada e austenite residual com uma percentagem de carbonetos menor. De referir, ainda, a variação da morfologia microestrutural numa camada formada entre a zona de revestimento e a zona da interface. A presença dominante da austenite é universal para os dois materiais de revestimento, mas enquanto a percentagem de carbonetos no CPM 10V é quase nula, no Vanadis 4 Extra é bastante elevada.

A dureza obtida foi semelhante para ambos os materiais de revestimento, sendo a variação ao longo da peça mais constante no caso do Vanadis 4 Extra. Em suma, os autores concluíram que a microestrutura obtida por *laser cladding* é muito semelhante à obtida num aço de ferramenta de alta liga temperado, validando os resultados obtidos para aplicação em reparação de peças metálicas.

Koehler et al [117] repararam tanto segmentos completos como provetes retangulares cortados duma cambota feita de 42CrMo4 com uma liga de cobalto denominada Stellite 21. Um laser de diodo com um comprimento de onda de 808 e 940 nm foi usado como fonte térmica, sendo a distância focal do laser de 300 mm. O *setup* de reparação encontra-se presente nas Figuras 2.88a e 2.88b.



**Figura 2.88** *Setup* de reparação por *laser cladding* usado por Kohler et al: (a) Legenda do sistema, (b) reparação de um segmento completo da cambota [117]

Relativamente aos provetes retangulares cortados, a velocidade de deposição usada foi de 600 mm/min, a *nozzle distance* foi de 6.5 mm, o caudal de gás coaxial, árgon, foi de 8 L/min, o caudal de gás protetor, também árgon, foi de 17.5 L/min e o caudal de pó depositado foi de 19.8 g/min. A temperatura do banho de fusão foi mantida a 1450 °C, mantendo-se bastante estável ao longo da reparação. Houve um boa ligação entre o revestimento e o substrato, com valores de diluição relativamente baixos. Verificou-se, também, uma variação de 550 HV para 300 HV na transição da ZAC para o substrato não

afetado termicamente. As durezas medidas foram relativamente constantes na passagem do revestimento para a interface e para a ZAC.

No que concerne ao segmento completo da cambota, na primeira camada, ou seja, na primeira revolução da cambota, a potência foi controlada de forma a manter-se no valor máximo de 3.5 kW. Após a deposição da primeira camada, o banho de fusão diminuiu de tamanho ligeiramente e a potência passou para 2.75 kW. Além disso, para o mesmo tamanho de banho de fusão, a potência teve que ser mantida a valores aproximadamente 750 W acima do que era necessário nos provetes cortados. A distribuição de temperaturas ao longo da deposição foi muito semelhante à obtida nos provetes retangulares cortados.

Por fim, Bendeich et al [118] avaliaram a validade da reparação de lâminas de turbinas de baixa pressão relativamente aos valores de tensão residual obtidos, depositando Stellite 6 num substrato de AISI 410. Tensões residuais de compressão significativas foram detetadas na zona de interface tanto no revestimento como no substrato. Deu-se, também, uma concentração considerável de tensões residuais na superfície de ambos materiais, sendo locais críticos na formação de fendas por fadiga. O tratamento térmico pós revestimento aplicado reduziu quase na totalidade as tensões superficiais.

## Capítulo 3

# Procedimento Experimental

### 3.1 Análise da Matéria-Prima

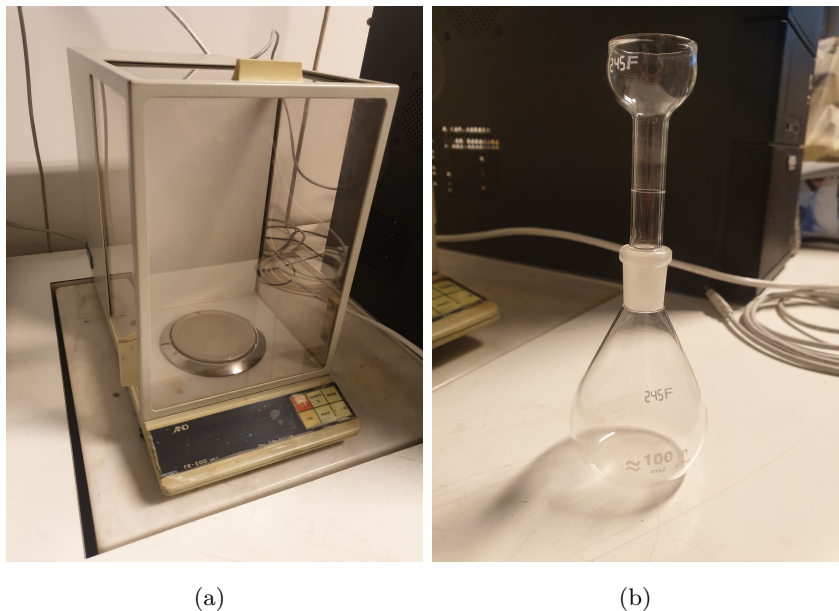
O pó de 18Ni300, denominado Böhler W722 AMPO, produzido pela Böhler Edelstahl e presente na Figura 3.1, foi o pó metálico depositado por FA utilizado na produção de todas as amostras analisadas na presente dissertação. Inicialmente, começou-se por analisar a *tapped density* do pó. A *bulk density* é o rácio entre a massa e o volume incluindo o volume interpartículas vazio.



**Figura 3.1** Recipiente do pó Böhler W722 AMPO utilizado

Inicialmente, mediu-se a densidade real do pó através do método de Arquimedes. Executaram-se medições de massa com o auxílio de um picnómetro e de balança analítica *A&D FR-200* presentes na Figura 3.2. A balança tem uma resolução de 0.0001 g e encontra-se colocada em cima de uma plataforma anti vibratória. As medições de massa envolveram o picnómetro vazio (A), o picnómetro com água destilada (B), o picnómetro com pó (C) e o picnómetro com a mesma quantidade de água destilada da medição B e com a mesma quantidade de pó utilizada na medição C (D). Posteriormente, usando a Equação 3.1, obteve-se a medição da densidade real do pó. Repetiu-se o processo outras 2 vezes e calculou-se o valor médio das 3 medições.

$$\rho_{\text{real}} = \frac{C - A}{C - D + B - A} \quad (3.1)$$



**Figura 3.2** Balança analítica *A&D FR-200* (a) e picnómetro (b) usados na medição da densidade real do pó

Procedeu-se, também, à medição da fluidez do pó, segundo a normal ASTM B213 [119], utilizando a proveta e o funil evidenciados na Figura 3.3. Deixou-se fluir pelo funil 50 g de pó e mediu-se o intervalo de tempo que o pó demorou a fluir para a proveta em queda livre. Repetiu-se o processo outras 2 vezes e calculou-se o valor médio das 3 medições.



**Figura 3.3** Proveta e funil utilizados na medição da fluidez do pó

De seguida, a distribuição granulométrica do pó utilizado foi determinada. Para este

efeito, escolheu-se o método de *Dynamic Light Scattering*, onde a amostra de pó é iluminada por raios laser e as flutuações da distribuição dos raios são detetadas a um ângulo  $\theta$  por um detetor de fótons, permitindo obter a distribuição granulométrica do pó através da medição do tamanho hidrodinâmico das partículas e do estudo do seu movimento browniano (movimento aleatório das partículas resultante da sua colisão com moléculas dum produto solvente). Para que haja flutuações na distribuição dos raios, é necessário colocar as partículas em movimento. Consequentemente, procedeu-se a uma centrifugação das partículas colocadas no tal produto solvente que, neste caso, foi o etanol. Foi utilizada uma velocidade de centrifugação equivalente a 50% da velocidade máxima da centrifugadora utilizada. Antes do início de todo este processo, as partículas foram sujeitas a um movimento de vibração ultrassónico durante 1 minuto para separar agregados de pó existente e possível satélites das partículas, cuja presença dos mesmos se pode confirmar pela análise das imagens SEM presentes na Figura 3.4. O equipamento utilizado foi a *Coulter LS230* e encontra-se presente na Figura 3.5.

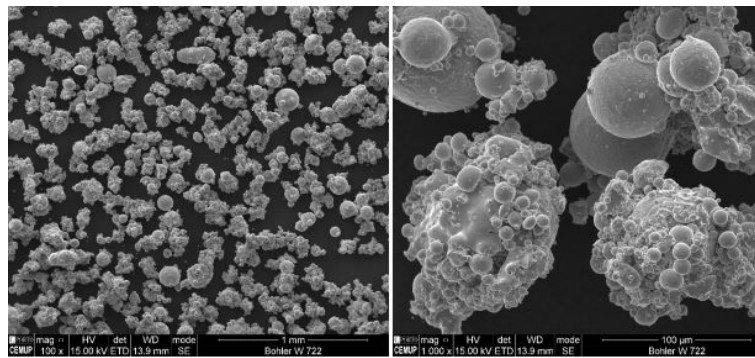


Figura 3.4 Imagens SEM da morfologia do pó Böhler W722 para DED



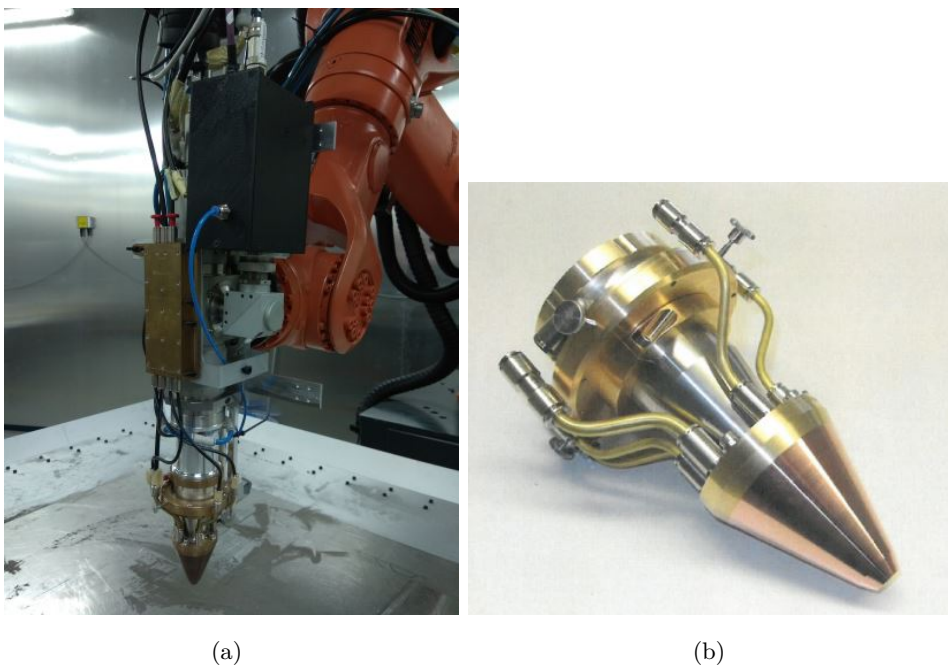
Figura 3.5 *Coulter LS230* utilizada para o processo de *Dynamic Light Scattering*

### 3.2 Setup de DED

A máquina utilizada para a produção das amostras por DED, presente na Figura 3.6a, consiste num braço robótico da KUKA (Alemanha) equipado com uma cabeça de *laser*

*cladding* COAX12V6 da Fraunhofer IWS (Alemanha). Esta unidade de *cladding* foi construída para reparação de peças metálicas, proteção de superfícies por deposição e FA.

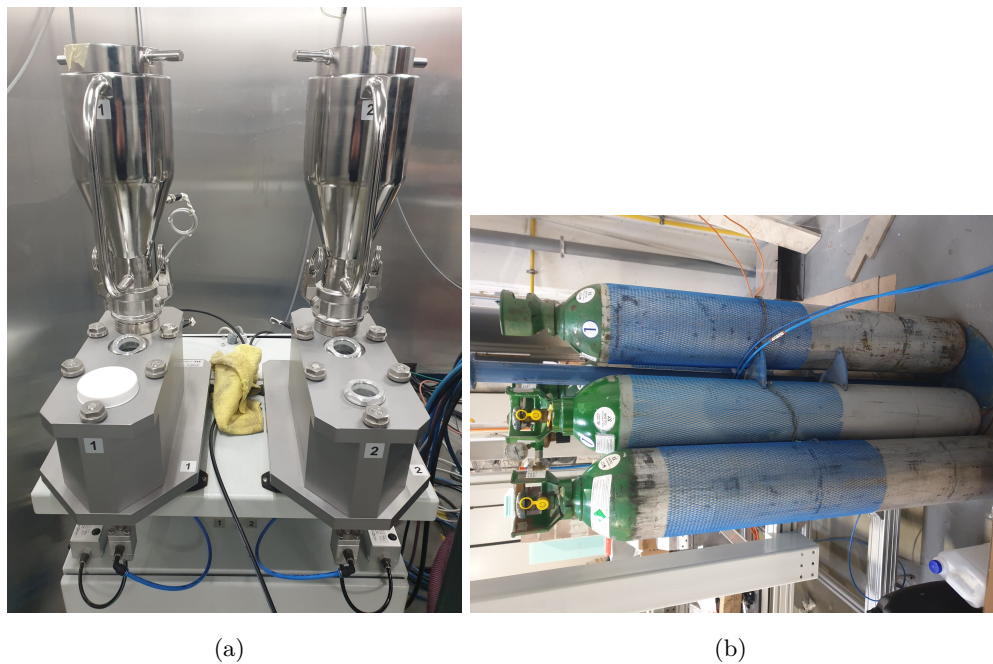
A cabeça de deposição (Figura 3.6b) tem 4 bocais discretos para alimentação do pó e permite compensação durante a alimentação para se obter um fluxo homogêneo de pó no ponto focal, independentemente da orientação da construção. O bocal possui um *cooler* que funciona com água, permitindo à máquina funcionar de forma contínua com até 6 kW de potência de laser, sendo compatível com lasers Nd-YAG, de fibra e de diodo. A cabeça de deposição permite o uso de gás protetor. Para as deposições realizadas na presente dissertação, árgon foi o gás inerte utilizado para controlar a atmosfera à volta do banho de fusão.



**Figura 3.6** Setup do braço robótico da KUKA na câmara de produção (a) e cabeça de deposição COAX12V6 (b)

O sistema de laser utilizado é o laser de fibra Coherent HighLight FL 3000, podendo debitar até 3 kW de potência com uma precisão de  $\pm 1\%$  com um comprimento de onda de  $1070 \pm 10$  nm. Este laser possui um BPP bastante elevado, entre os 3 e os 10 mm rad. [Lasers DED]

São usados dois sistemas Medicoat AG Disk Feeder independentes na alimentação do pó (Figura 3.7a), que garantem um fluxo estável e consistente de pó dos 0.5 aos 100 g/min, havendo a possibilidade de se escolher o gás inerte coaxial utilizado. No presente caso, foi utilizado, tanto para gás de proteção como para gás coaxial, árgon 3X com 99.5% de pureza armazenado em botijas cujas válvulas reguladoras de pressão têm um *output* de 6 bar (Figura 3.7b).



**Figura 3.7** Sistemas de alimentação Medicoat AG Disk Feeder utilizados (a) e botijas de árgon a 6 bar (b)

Após a colocação do pó no sistema de alimentação, é necessário linearizar o material a depositar. Como o caudal de pó debitado não tem uma relação linear com a abertura da válvula, é necessário medir experimentalmente o caudal debitado para diferentes aberturas percentuais da válvula. Posteriormente, esses valores são introduzidos na interface do *software* fornecido pela Medicoat. O valor de caudal de pó depositado introduzido no *software* depende especificamente do valor de caudal com abertura da válvula limitadora a 100% e do caudal real de pó depositado através da Equação 3.2.

$$F_{software} = \frac{100}{F_{válv. 100\%}} * F_{real} \quad (3.2)$$

A interface do *software* fornecido pela Medicoat encontra-se na Figura 3.8. É necessário colocar previamente os valores de caudal obtidos experimentalmente com diferentes aberturas percentuais da válvula.

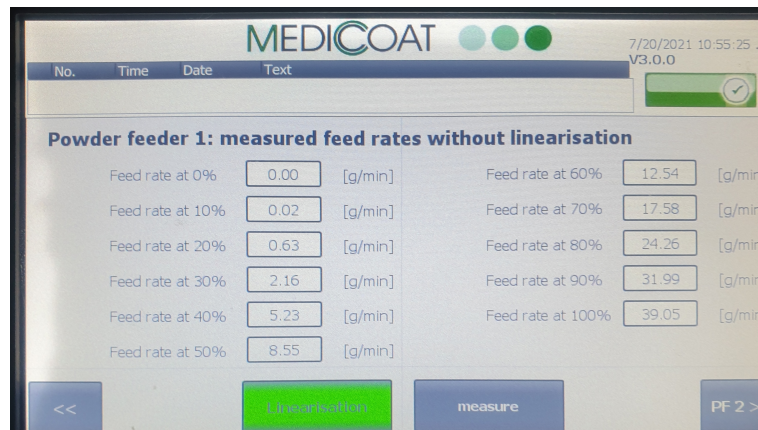


Figura 3.8 Linearização do material 18Ni300 no *software* da Medicoat

A cabeça de deposição encontra-se equipada com um sistema de medição de temperaturas E-MAqS que, juntamente com o *software* LompocPro 8, cria um sistema de controlo *closed-loop* durante a deposição que pode ser acionado ou não, tendo em conta a intenção do operador. O E-MAqS utiliza uma câmara sensível à temperatura para medir a distribuição de temperaturas do banho de fusão e fornece esse mesmos valores ao *software* LompocPro 8, que faz uso dos mesmos para ajustar a potência do laser de forma a manter a temperatura de banho de fusão desejada. Este *software* pode também ser usado para controlo do tamanho do banho de fusão. Os principais parâmetros de *input* são a temperatura objetivo a manter durante a deposição, a potência máxima e mínima que pode alcançar durante o fabrico da peça e a potência inicial com que inicia cada *step* novo de deposição. O *hardware* e a interface do *software* encontram-se presentes na Figura 3.9 e 3.10, respetivamente.



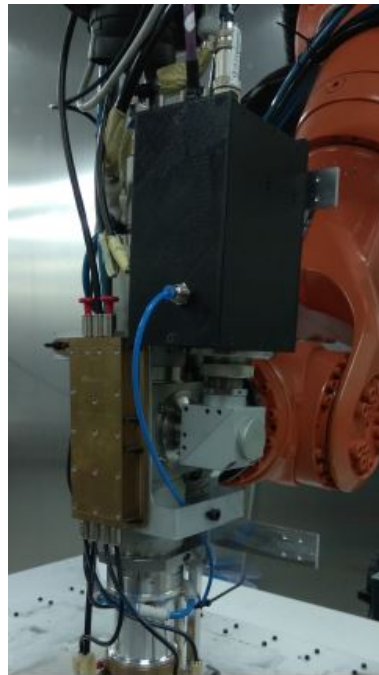


Figura 3.9 Hardware do sistema E-MAqS

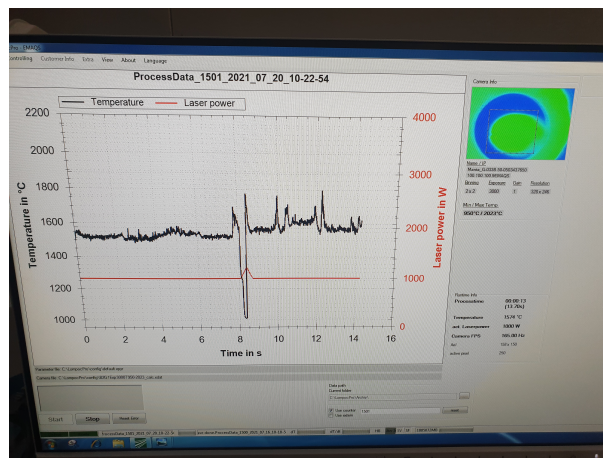


Figura 3.10 Interface do software LompocPro 8

### 3.3 Processo de Impressão

Na produção de qualquer tipo de geometria, um ficheiro CAD é criado e posteriormente convertido para ficheiro .STL. Neste ficheiro, a geometria criada é dividida através da aplicação dum malha triangular. De seguida, é criado um .GCODE com base nesse mesmo ficheiro .STL com vista a determinar o percurso de deposição do material. No caso da presente dissertação, apesar de poder ser feito manualmente, este processo é feito automaticamente através do software *Simplify 3D*, que lê o ficheiro .STL e gera o .GCODE automaticamente. Neste software, cuja interface se pode observar na Figura 3.11, pode-se

definir o *hatch spacing* e a estratégia de deposição utilizada. Infelizmente, em construções em altura, não é possível definir especificamente o ponto de início da deposição em cada camada. O programa apenas disponibiliza uma opção onde esse ponto é escolhido de forma aleatória camada a camada. No entanto, acaba por servir o propósito de redução da concentração de calor e acumulação material sempre nas mesmas zonas, defeitos que foram analisados no Subcapítulo 2.1.14.5.

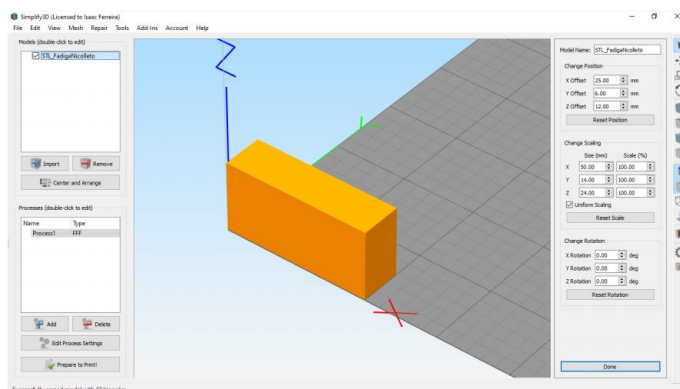


Figura 3.11 Interface do software *Simplify 3D*

A estratégia de deposição utilizada para todas as deposições ao longo da presente dissertação é o denominado *raster path* [25]. A única diferença reside no facto do contorno exterior ser feito previamente à aplicação do padrão referido. A sequência de deposição aplicada nas construções efetuadas na presente dissertação encontra-se na Figura 3.12.

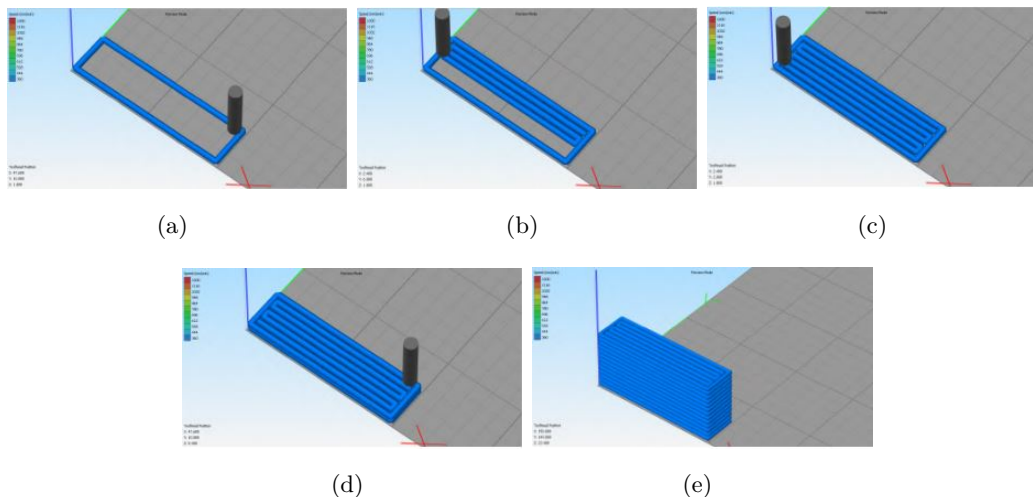
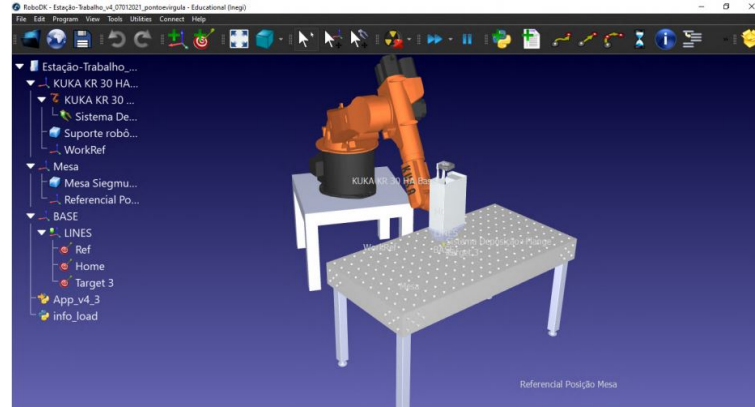


Figura 3.12 Estratégia de deposição utilizada nas construções, sequenciada de (a) a (e)

Para aplicação das combinações de parâmetros de *performance* que irão ser estudadas no subcapítulo seguinte, é necessário introduzir os valores desses mesmos parâmetros num ficheiro .CSV que, juntamente com o .GCODE que contém informação sobre o padrão de deposição, permitem a impressão da geometria. A informação destes dois ficheiros é

conglomerada numa aplicação *Python* desenvolvida no INEGI, que debita como *output* um ficheiro *.SRC*. O ficheiro é posteriormente lido pelo *software* RoboDK, cuja interface se encontra exposta na Figura 3.13 e onde é possível efetuar uma simulação do processo.



**Figura 3.13** Interface do *software* RoboDK

O ficheiro *.SRC* é depois transferido para o sistema de DED via USB. Antes da própria deposição, o sistema processa o ficheiro em modo *offline*, ou seja, com o laser e a alimentação desligados, para verificar quaisquer problemas ou erros que o ficheiro possa conter. Depois deste processo, a deposição em si começa. É necessário controlar o processo constantemente caso seja necessário efetuar uma paragem de emergência. Situações como a subida inesperada da temperatura no bocal de deposição ou a colisão iminente do mesmo com a vizinhança são exemplos de motivos que poderiam levar à paragens súbitas. Para ajudar o operador nesse sentido, existem *softwares* de *closed loop feedback*, como o E-MAqS. Após a deposição, o operador equipa-se não só com máscara de proteção com duplo filtro para evitar a inalação de qualquer tipo de pós que ainda estejam no ar dentro da câmara de construção, mas também com luvas com proteção térmica para evitar queimaduras no contacto com o substrato.

## 3.4 Parametrização de 18Ni300 nos Substratos

### 3.4.1 Parametrização de 18Ni300 em H13

#### 3.4.1.1 Deposição e Análise de Linhas

Com o *setup* demonstrado anteriormente, deu-se início, então, à parametrização do material. Entre os dois materiais de substrato utilizados, o AISI H13 foi o primeiro a ser estudado. No processo de parametrização, começou-se pela deposição de cordões isolados e fez-se uma inspeção visual para estreitar as gamas de parâmetros nesta fase inicial. Defeitos geométricos e superficiais como o efeito serpente, pós não fundidos, elevada rugosidade da superfície, falta de adesão, excesso de material depositado e oxidação foram os problemas que se tentaram detetar nesta inspeção visual. Consequentemente, os parâmetros

foram sendo ajustados ao longo das deposições de forma a colmatar ou mesmo eliminar a presença destes defeitos. Na Tabela 3.1, encontram-se enunciados os parâmetros utilizados na produção de cada um dos 56 cordões depositados. É importante salientar que entre os cordões 1 e 44, inclusive, analisou-se primeiramente a influência da potência do laser, da velocidade de deposição e do caudal de pó depositado e só depois se fez variar o caudal de gás coaxial, o caudal de gás protetor e a distância do bocal ao substrato, do cordão 45 até ao cordão 56. Para os cordões 1 até ao 44, inclusive, usaram-se os valores de 25 L/min para caudal de gás protetor, 4 L/min para caudal de gás coaxial e 11.5 mm de distância do bocal ao substrato. Além disso, nestes 56 cordões, usou-se um diâmetro focal do laser de 2.1 mm.

Relativamente aos parâmetros de *performance* principais, começou-se por usar potências de laser de 1250, 1500 e 1750 W, velocidades de deposição de 3, 6 e 9 mm/s e caudais de pó de 5, 10 e 15 g/min nos primeiros 10 cordões. Os resultados podem ser vistos na Figura 3.14.



**Figura 3.14** Primeiros 10 cordões de 18Ni300 depositados no H13 numerados de forma crescente da esquerda para a direita

De seguida, utilizou-se o método de Taguchi L9 para efetuar as combinações entre os valores de potência de laser, velocidade de deposição e caudal de pó depositado [57]. Visando baixar um pouco as dimensões dos cordões e reduzir a quantidade de pós não fundidos que se denotavam na superfície dos cordões, influenciando a rugosidade superficial razoavelmente, decidiu-se reduzir a gama de potências de laser e de caudais de pó depositado para valores mais baixos, nomeadamente para 1250, 1400 e 1550 W e 5, 9 e 12 g/min, respetivamente. Com estes parâmetros formaram-se os cordões 11 até 21, inclusive.

Para efeitos de controlo de qualidade, do cordão 11 até ao cordão 56, inclusive, os parâmetros de alguns dos cordões de cada iteração são utilizados para produzir dois cordões distintos, com vista a garantir e confirmar a repetibilidade do processo. Os pares de cordões repetidos incluem os cordões 11 e 12, 16 e 17, 22 e 23, 27 e 28, 26 e 30, 33 e 34, 40 e 41, 45 e 46, 49 e 50, 53 e 54. No fundo, foram analisadas 46 combinações distintas de

**Tabela 3.1** Parâmetros de performance testados durante a parametrização de linhas de 18Ni300 em AISI H13

| Nº Cordão | Potência do Laser [W] | Velocidade de Deposição [mm/s] | Caudal de Pó [g/min] | Caudal de Gás Protetor [L/min] | Caudal de Gás Coaxial [L/min] | Distância do Bocal [mm] |
|-----------|-----------------------|--------------------------------|----------------------|--------------------------------|-------------------------------|-------------------------|
| 1         | 1250                  | 3                              | 5                    | 25                             | 4                             | 11.5                    |
| 2         | 1250                  | 9                              | 5                    | 25                             | 4                             | 11.5                    |
| 3         | 1250                  | 6                              | 10                   | 25                             | 4                             | 11.5                    |
| 4         | 1250                  | 9                              | 15                   | 25                             | 4                             | 11.5                    |
| 5         | 1500                  | 6                              | 5                    | 25                             | 4                             | 11.5                    |
| 6         | 1500                  | 9                              | 10                   | 25                             | 4                             | 11.5                    |
| 7         | 1500                  | 3                              | 15                   | 25                             | 4                             | 11.5                    |
| 8         | 1750                  | 9                              | 5                    | 25                             | 4                             | 11.5                    |
| 9         | 1750                  | 6                              | 10                   | 25                             | 4                             | 11.5                    |
| 10        | 1750                  | 3                              | 15                   | 25                             | 4                             | 11.5                    |
| 11        | 1250                  | 3                              | 5                    | 25                             | 4                             | 11.5                    |
| 12        | 1250                  | 3                              | 5                    | 25                             | 4                             | 11.5                    |
| 13        | 1250                  | 6                              | 9                    | 25                             | 4                             | 11.5                    |
| 14        | 1250                  | 9                              | 12                   | 25                             | 4                             | 11.5                    |
| 15        | 1400                  | 3                              | 9                    | 25                             | 4                             | 11.5                    |
| 16        | 1400                  | 6                              | 12                   | 25                             | 4                             | 11.5                    |
| 17        | 1400                  | 6                              | 12                   | 25                             | 4                             | 11.5                    |
| 18        | 1400                  | 9                              | 5                    | 25                             | 4                             | 11.5                    |
| 19        | 1550                  | 3                              | 12                   | 25                             | 4                             | 11.5                    |
| 20        | 1550                  | 6                              | 5                    | 25                             | 4                             | 11.5                    |
| 21        | 1550                  | 9                              | 9                    | 25                             | 4                             | 11.5                    |
| 22        | 1250                  | 5                              | 5                    | 25                             | 4                             | 11.5                    |
| 23        | 1250                  | 5                              | 5                    | 25                             | 4                             | 11.5                    |
| 24        | 1400                  | 7.5                            | 7.5                  | 25                             | 4                             | 11.5                    |
| 25        | 1550                  | 12                             | 12                   | 25                             | 4                             | 11.5                    |
| 26        | 1250                  | 3                              | 5                    | 25                             | 4                             | 11.5                    |
| 27        | 1400                  | 3                              | 7.5                  | 25                             | 4                             | 11.5                    |
| 28        | 1400                  | 3                              | 7.5                  | 25                             | 4                             | 11.5                    |
| 29        | 1550                  | 5                              | 12                   | 25                             | 4                             | 11.5                    |
| 30        | 1250                  | 3                              | 5                    | 25                             | 4                             | 11.5                    |
| 31        | 1250                  | 3                              | 7.5                  | 25                             | 4                             | 11.5                    |
| 32        | 1400                  | 3.5                            | 12                   | 25                             | 4                             | 11.5                    |
| 33        | 1550                  | 14                             | 12                   | 25                             | 4                             | 11.5                    |
| 34        | 1550                  | 14                             | 12                   | 25                             | 4                             | 11.5                    |
| 35        | 1400                  | 12                             | 12                   | 25                             | 4                             | 11.5                    |
| 36        | 1700                  | 12                             | 12                   | 25                             | 4                             | 11.5                    |
| 37        | 1400                  | 5                              | 7.5                  | 25                             | 4                             | 11.5                    |
| 38        | 1250                  | 3                              | 7.5                  | 25                             | 4                             | 11.5                    |
| 39        | 1550                  | 3                              | 7.5                  | 25                             | 4                             | 11.5                    |
| 40        | 1250                  | 2                              | 5                    | 25                             | 4                             | 11.5                    |
| 41        | 1250                  | 2                              | 5                    | 25                             | 4                             | 11.5                    |
| 42        | 1250                  | 4                              | 5                    | 25                             | 4                             | 11.5                    |
| 43        | 1100                  | 3                              | 5                    | 25                             | 4                             | 11.5                    |
| 44        | 1400                  | 3                              | 5                    | 25                             | 4                             | 11.5                    |
| 45        | 1550                  | 12                             | 12                   | 20                             | 3                             | 11                      |
| 46        | 1550                  | 12                             | 12                   | 20                             | 3                             | 11                      |
| 47        | 1550                  | 12                             | 12                   | 25                             | 4                             | 11                      |
| 48        | 1550                  | 12                             | 12                   | 30                             | 5                             | 11                      |
| 49        | 1550                  | 12                             | 12                   | 20                             | 4                             | 12                      |
| 50        | 1550                  | 12                             | 12                   | 20                             | 4                             | 12                      |
| 51        | 1550                  | 12                             | 12                   | 25                             | 5                             | 12                      |
| 52        | 1550                  | 12                             | 12                   | 30                             | 3                             | 12                      |
| 53        | 1550                  | 12                             | 12                   | 20                             | 5                             | 13                      |
| 54        | 1550                  | 12                             | 12                   | 20                             | 5                             | 13                      |
| 55        | 1550                  | 12                             | 12                   | 25                             | 3                             | 13                      |
| 56        | 1550                  | 12                             | 12                   | 30                             | 4                             | 13                      |

parâmetros na parametrização do material 18Ni300 no substrato de H13 com 2.1 mm de diâmetro focal do laser.

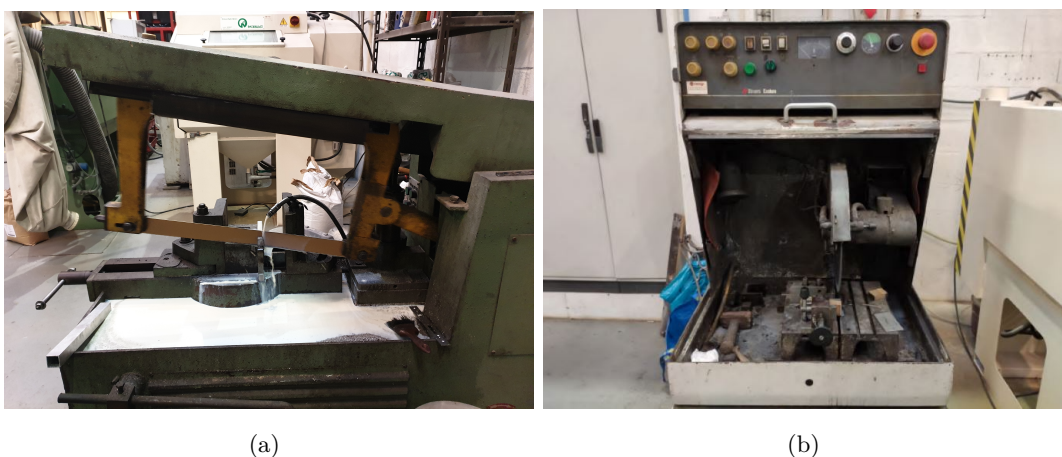
Posteriormente, e fazendo uso de certos parâmetros de comparação, com foco no *speed per feed* (rácio entre a velocidade de deposição e o caudal de pó depositado) e no *linear heat input* (rácio entre a potência do laser e a multiplicação da velocidade de deposição pelo diâmetro focal do laser) [45], juntamente com a altura do cordão depositado, tentou-se descobrir uma janela onde os valores respectivos aos cordões de maior qualidade se encaixavam de forma consistente. Esta janela será estudada com maior profundidade no Subcapítulo 4.2.1.1. Nesse sentido, a nova iteração passou por manter a janela de potências de 1250, 1400 e 1550 W, aumentar a gama e diminuir o incremento entre velocidades de deposição para se compreender a influência da mesma usando valores de 3, 3.5, 5, 7.5 e 12 mm/s e por usar os valores de caudal de pó depositado de 5, 7.5 e 12 g/min, obtendo-se os cordões 22 até 32, inclusive. Os três cordões cujos parâmetros debitaram os melhores resultados após inspeção visual foram os cordões 25, 27 ou 28 e 26 ou 30.

Seguidamente, usando nas combinações de parâmetros correspondente aos cordões anteriormente mencionados, decidiu-se efetuar uma variação ligeira de alguns dos parâmetros para ajustar a geometria e qualidade visual do cordão e verificar a influência dessas variações nos aspetos referidos anteriormente. À volta dos parâmetros do cordão 25, decidiu-se experimentar não só um aumento da velocidade de deposição de 12 para 14 mm/s para diminuir um pouco a altura do cordão (cordão 33 e 34), mas também uma redução (cordão 35) e um aumento (cordão 36) de potência de 150 W. À volta dos parâmetros do cordão 27 ou 28, além de se aplicar uma subida da velocidade de deposição de 3 para 5 mm/s (cordão 37), fez-se a mesma variação negativa (cordão 38) e positiva (cordão 39) de 150 W. Por fim, à volta dos parâmetros do cordão 26 ou 30, aplicou-se uma redução (cordão 40 e 41) e um aumento (cordão 42) da velocidade de deposição de 1 mm/s. Aplicou-se, também, a variação negativa (cordão 43) e positiva (cordão 44) de 150 W. Após a deposição destes cordões, encontrou-se, através dos parâmetros de comparação, uma linha de alta produtividade dentro da janela ótima que, juntamente com a inspeção visual e seguindo o princípio da alta produtividade, foi preponderante na decisão dos parâmetros ótimos de potência de laser, velocidade de deposição e de caudal de pó depositado. A combinação ótima de valores foi 1550 W de potência, 12 mm/s de velocidade de deposição e 12 g/min de caudal de pó depositado para um *spot size* de 2.1 mm.

Finalmente, analisou-se a influência do caudal de gás coaxial de transporte do pó, do caudal de gás protetor e da distância do bocal ao substrato. Usaram-se caudais de gás coaxial de 3, 4 e 5 L/min, caudais de gás protetor de 20, 25 e 30 L/min e distância do bocal ao substrato de 11, 12 e 13 mm de forma a limar os valores ótimos e completar a parametrização.

Com os 56 cordões depositados seccionados, o próximo passo passou por uma análise dimensional e morfológica de alguns dos cordões depositados com vista a compreender com maior minúcia qual o cordão que efetivamente debitou os resultados mais promissores. A

seleção dos cordões analisados teve em conta a amplitude total de resultados obtidos, escolhendo-se não só cordões com dimensões bastante distintas, com vista a aumentar o espectro do estudo dimensional em questão, mas também os cordões que, após inspeção visual, se revelaram como candidatos ao cordão ótimo e que, nesse sentido, se pensou que se traduziriam nos resultados mais desejados após análise morfológica. Para se efetuar esta mesma seleção, a placa de material de substrato foi seccionada com um serrote mecânico (Figura 3.15a), com a zona de corte a ser lubrificada constantemente com fluido de corte sintético direcionado para a mesma, de forma a separar a parte da placa com os cordões depositados do restante material que poderia ser usado para posteriores deposições. Já o seccionamento dos próprios cordões foi feito através do uso de um disco abrasivo rotativo de cerâmica (Figura 3.15b) acompanhado do respetivo fluido de corte sintético, também, de forma a evitar deformações de corte excessivas na superfície analisada.



**Figura 3.15** Serrote mecânico (a) e disco abrasivo rotativo (b) utilizados no corte do substrato e seccionamento dos cordões

Para que seja possível efetuar uma análise cuidada da morfologia dos cordões, o plano transversal exposto pelo corte foi sujeito a um processo de preparação superficial. Começou-se pela lixagem a húmido a 300 rpm com discos de lixa de SiC *Buehler CarbiMet* de grau 80, 180, 320 e 800 consecutivamente e utilizou-se a máquina *Struers Rotopol-21* (Figura 3.16) para o efetuar. A orientação de lixagem das amostras foi sofrendo alterações, sendo sujeitas a rotações de 90° entre lixas.



**Figura 3.16** Struers RotoPol-21 utilizada para a lixagem a húmido

De seguida, foi sujeito a um polimento com alumina numa Struers DP-U4 (Figura 3.17) e a outro polimento a 150 rpm numa máquina *Struers RotoPol-21*, também, com *spray* de diamante de 6  $\mu\text{m}$  durante 3 minutos e de 1  $\mu\text{m}$  durante 3 minutos também, consecutivamente. De referir, ainda, que foi aplicado um movimento circular manual na amostra durante o polimento para se evitar o desenvolvimento do efeito de "cauda de cometa", onde os defeitos presentes na superfície a ser polida se expandem e se prolongam na direção de lixagem, influenciando negativamente a posterior análise da mesma.



**Figura 3.17** *Struers DP-U4* utilizada para o polimento com alumina

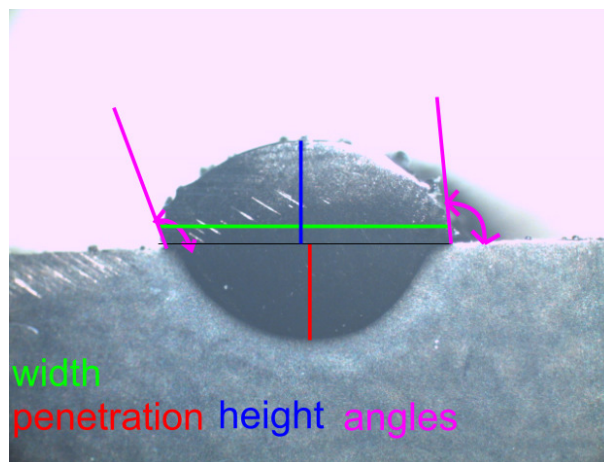
Por fim, foi feito um ataque químico à superfície metálica com Nital 10% durante 15 segundos. A identificação numérica dos cordões selecionados já lixados, polidos e atacados encontra-se na Figura 3.18.





**Figura 3.18** Cordões de 18Ni300 em H13 selecionados para análise morfológica

Durante a análise morfológica, foram medidas altura, largura, percentagem de diluição, área de material acima e abaixo do substrato e os ângulos de molhabilidade de ambos os lados dos cordões com o auxílio do *software ImageJ*. A interface do mesmo encontra-se presente na Figura 3.19. De maneira a obter as imagens das secções dos cordões para posterior análise neste *software*, foi utilizado um estereomicroscópio *Zeiss Stemi 2000-C* (Figura 3.20) para se obterem as imagens analisadas no Capítulo 4.



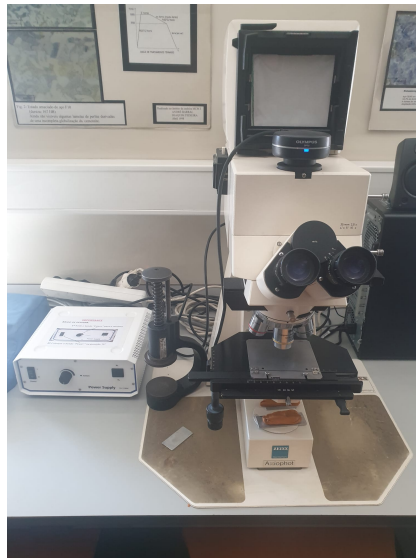
**Figura 3.19** Ilustração das variáveis medidas durante a análise morfológica dos cordões



**Figura 3.20** *Zeiss Stemi 2000-C* utilizado para obtenção de imagens dos cordões de 18Ni300 em H13

#### 3.4.1.2 Deposição e Análise de Planos

Após a catalogação dos dados alusivos aos cordões de 18Ni300 depositado em H13, avançou-se com a deposição de planos de 25 mm × 25 mm. Os parâmetros dos planos depositados encontram-se presentes na Tabela 3.2. O diâmetro focal utilizado para esta primeira ronda de deposições foi de 2.1 mm e a distância do bocal ao substrato foi de 12 mm. Procedeu-se, mais uma vez, à inspeção visual, porém fez-se uma análise microscópica da secção transversal destes mesmos planos, principalmente para propósitos de deteção de defeitos como porosidades e zonas com falta de fusão. O microscópio *Zeiss Axiophot*, presente na Figura 3.21, e o *software Olympus Stream Basic* foram utilizados para obter as imagens microscópicas da microestrutura dos planos depositados. O método de preparação das superfícies observadas foi igual ao utilizado para a análise morfológica das linhas mencionado no Subcapítulo 3.4.1.1. No entanto, o equipamento utilizado para o corte das amostras foi a máquina de corte Remet TR-60 com discos de cerâmica abrasivos *Dragonflex* da Dragão Abrasivos, presente na Figura 3.22. No caso dos planos, o principal objetivo é detetar e quantificar de forma relativa a possível presença de porosidades, pós nao fundidos, inclusões e zonas de falta de fusão existentes na secção em análise. Para efetuar o controlo de qualidade dos planos produzidos com os vários *sets* de parâmetros de *performance*, o método de corte seccional e posterior observação no microscópio acabou por ser o mais adotado, tendo em conta a prontidão na obtenção de resultados. Apesar de não fornecer uma representação ideal da presença desses mesmos defeitos em todas as secções do plano como se teria no caso duma tomografia computadorizada, acaba por ser um método eficiente para efeitos de avaliação do produto final e escolha dos parâmetros de *performance* ótimos.



**Figura 3.21** Zeiss Axiophot utilizado na análise microscópica dos planos de 18Ni300 em H13



**Figura 3.22** Remet TR-60 utilizada para o corte dos dos planos de 18Ni300 em H13 e em CK45

**Tabela 3.2** Parâmetros de *performance* testados durante a parametrização de planos de 18Ni300 em AISI H13 com diâmetro focal de 2.1 mm e distância do bocal ao substrato de 12 mm

| Nº do Plano | Potência do Laser [W] | Velocidade de Deposição [mm/s] | Caudal de Pó [g/min] | Caudal de Gás Protetor [L/min] | Caudal de Gás Coaxial [L/min] | Overlap [%] |
|-------------|-----------------------|--------------------------------|----------------------|--------------------------------|-------------------------------|-------------|
| 1           | 1550                  | 12                             | 12                   | 20                             | 4                             | 30          |
| 2           | 1550                  | 12                             | 12                   | 25                             | 4                             | 30          |
| 3           | 1550                  | 12                             | 12                   | 30                             | 4                             | 30          |
| 4           | 1550                  | 12                             | 12                   | 20                             | 4                             | 20          |
| 5           | 1550                  | 12                             | 12                   | 25                             | 4                             | 20          |
| 6           | 1400                  | 12                             | 12                   | 20                             | 4                             | 30          |
| 7           | 1400                  | 5                              | 11                   | 20                             | 4                             | 30          |
| 8           | 1400                  | 5                              | 10                   | 20                             | 4                             | 30          |
| 9           | 1500                  | 5                              | 10                   | 20                             | 4                             | 30          |

De seguida, aplicou-se uma mudança de diâmetro focal do laser de 2.1 mm para 2.5 mm numa tentativa de verificar a influência da alteração deste parâmetro em deposições multi-linhas. Utilizando o *linear heat input* anteriormente mencionado neste subcapítulo de forma a alcançar uma equivalência energética entre o novo *spot size diameter* e o anterior, acabou por ser efetuado um ajuste na potência do laser, que passou para 1800 W. Com a nova potência e diâmetro focal, foram testadas as combinações de parâmetros presentes na Tabela 3.3. Mais uma vez, procedeu-se a uma inspeção visual dos planos depositados. Seguidamente, efetuou-se o corte das amostras e análise microscópica das secções longitudinal e transversal à direção de construção para detetar a presença de poros, inclusões ou zonas com falta de fusão no interior das camadas com o uso do microscópio *Zeiss Axiophot* mencionado previamente neste subcapítulo.

**Tabela 3.3** Parâmetros de *performance* testados durante a parametrização de planos de 18Ni300 em H13 com diâmetro focal de 2.5 mm e distância do bocal ao substrato de 12 mm

| Nº do Plano | Potência do Laser [W] | Velocidade de Deposição [mm/s] | Caudal de Pó [g/min] | Caudal de Gás Protetor [L/min] | Caudal de Gás Coaxial [L/min] | Overlap [%] |
|-------------|-----------------------|--------------------------------|----------------------|--------------------------------|-------------------------------|-------------|
| 10          | 1800                  | 5                              | 10                   | 20                             | 4                             | 30          |
| 11          | 1800                  | 6                              | 10                   | 20                             | 4                             | 30          |
| 12          | 1800                  | 7                              | 10                   | 20                             | 4                             | 30          |

### 3.4.2 Parametrização de 18Ni300 em CK45

#### 3.4.2.1 Deposição e Análise de Linhas

Tendo como base os parâmetros ótimos obtidos nas linhas de 18Ni300 depositadas em H13, depositou-se uma linha no substrato de CK45. No entanto, a principal diferença encontra-se no diâmetro focal do laser que, neste caso, é de 2.5 mm. O processo de inspeção visual, preparação superficial da amostra e análise morfológica do cordão aplicado foi semelhante

ao descrito no Subcapítulo 3.4.1.1, alusivo à análise das linhas de 18Ni300 depositadas em H13. Os parâmetros de *performance* testados encontram-se presentes na Tabela 3.4.

**Tabela 3.4** Parâmetros de *performance* testados durante a parametrização de linhas de 18Ni300 em CK45

| Nº do Cordão | Potência do Laser [W] | Velocidade de Deposição [mm/s] | Caudal de Pó [g/min] | Caudal de Gás Protetor [L/min] | Caudal de Gás Coaxial [L/min] | Distância do Bocal [mm] |
|--------------|-----------------------|--------------------------------|----------------------|--------------------------------|-------------------------------|-------------------------|
| 1            | 1850                  | 12                             | 12                   | 20                             | 4                             | 12                      |

### 3.4.2.2 Deposição e Análise de Planos

No seguimento das linhas depositadas, tentou-se parametrizar o material novamente, mas desta vez na construção de planos. As combinações de parâmetros aplicadas encontram-se na Tabela 3.5. Procedeu-se, novamente, a uma inspeção visual, corte, preparação superficial de amostras e posterior análise microscópica idênticas às efetuadas após a deposição dos planos de 18Ni300 em AISI H13.

**Tabela 3.5** Parâmetros de *performance* testados durante a parametrização de planos de 18Ni300 em CK45 com diâmetro focal de 2.5 mm e distância do bocal ao substrato de 12 mm

| Nº do Plano | Potência do Laser [W] | Velocidade de Deposição [mm/s] | Caudal de Pó [g/min] | Caudal de Gás Protetor [L/min] | Caudal de Gás Coaxial [L/min] | Overlap [%] |
|-------------|-----------------------|--------------------------------|----------------------|--------------------------------|-------------------------------|-------------|
| 1           | 1800                  | 5                              | 6                    | 20                             | 4                             | 30          |
| 2           | 1800                  | 5                              | 8                    | 20                             | 4                             | 30          |
| 3           | 1850                  | 12                             | 10                   | 30                             | 4                             | 30          |
| 4           | 1850                  | 12                             | 12                   | 30                             | 4                             | 30          |

## 3.5 Influência do Pré Aquecimento do Substrato

Nesta secção da dissertação, decidiu-se analisar a influência da aplicação de um pré aquecimento no substrato na microestrutura e microdureza de planos e construções em altura, de forma a verificar a validade da sua contribuição positiva na reparação de componentes metálicos. Nesse sentido, quer-se evitar a transformação martensítica na interface do material para não se incorrer em perdas de tenacidade e para não se prejudicar a adesão e comportamento mecânico desejado em moldes ou engrenagens, por exemplo.

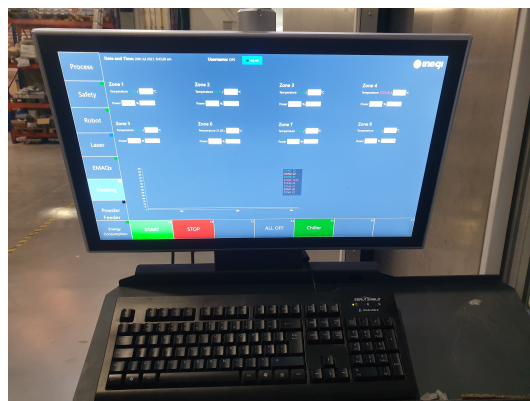
Para esta secção, apenas um material de substrato foi analisado, mais concretamente CK45. Foram analisados 4 casos de estudo: deposição de 1 camada sem pré aquecimento, deposição de 3 camadas sem pré aquecimento, deposição de 1 camada com pré aquecimento e deposição de 3 camadas com pré aquecimento. Na Tabela 3.6, encontra-se a numeração das amostras e respetivas condições de estudo.

**Tabela 3.6** Condições de estudo das amostras correspondentes a deposições de 18Ni300 em CK45

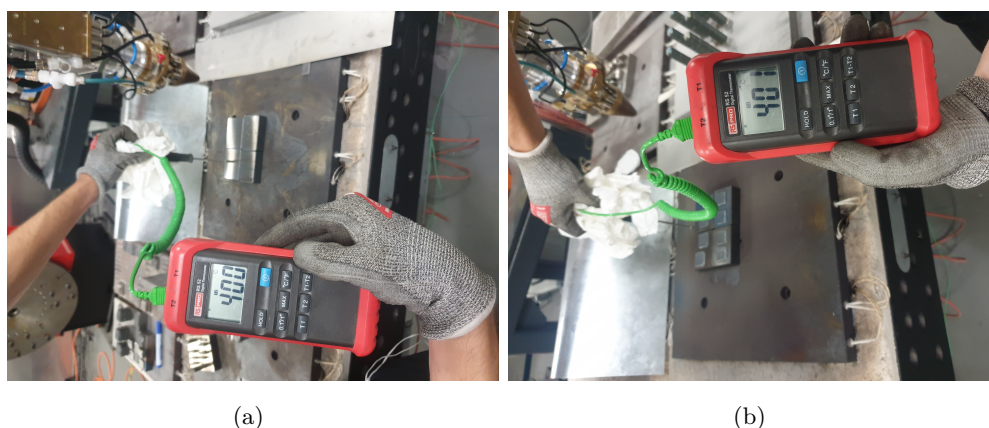
| Nº da Amostra | Condições de Estudo                        |
|---------------|--|
| 1             | Deposição de 1 camada sem pré aquecimento  |
| 2             | Deposição de 3 camadas sem pré aquecimento |
| 3             | Deposição de 1 camada com pré aquecimento  |
| 4             | Deposição de 3 camadas com pré aquecimento |

### 3.5.1 Deposição de Planos e Paredes

Inicialmente, começou-se por aquecer 4 placas de CK45 a uma temperatura de 400 °C (a seleção deste valor será justificada no Capítulo 4) por meio de resistências elétricas inseridas no interior de uma placa metálica situada por baixo das 4 placas de CK45. A potência das resistências indicada no *software* é percentual, como se pode verificar pela Figura 3.23. Nesse sentido, o controlo da subida de temperatura foi feito através de um termómetro digital da RS Pro, modelo RS52. O valor percentual da potência foi sendo aumentado gradualmente de forma a se conseguir manter a temperatura na face superior das placas nos 400 °C. A temperatura foi mantida constante durante o processo, sendo verificada antes e depois das deposições dos planos e paredes, como se pode ver pela Figura 3.24.



**Figura 3.23** Interface de controlo da temperatura de pré aquecimento do substrato de CK45



**Figura 3.24** Controlo da temperatura de pré aquecimento na face superior das placas de CK45 (a) antes e (b) depois da deposição dos planos e paredes

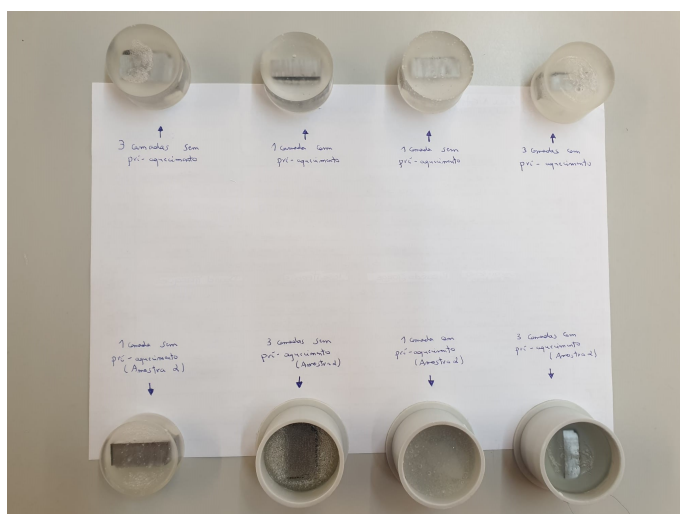
Os parâmetros utilizados para a deposição dos planos e paredes de CK45 nos 4 casos de estudo foram 1850 W de potência de laser, velocidade de deposição de 12 mm/s, caudal de pó depositado de 12 g/min, caudal de gás protetor de 30 L/min, caudal de gás coaxial de 4L/min, *overlap* de 30 %, diâmetro focal do laser de 2.5 mm e distância do bocal ao substrato de 12 mm.

### 3.5.2 Preparação de Amostras e Análise de Microestrutura

De forma a se poder analisar com maior profundidade a microestrutura e a composição química das amostras produzidas correspondentes a cada um dos 4 casos de estudo, um exemplar de cada um desses casos foi enviado para o Centro de Materiais da Universidade do Porto (CEMUP) para se obterem micrografias óticas, imagens SEM e análises EDS.

No que concerne à preparação das amostras, estas foram previamente cortadas, montadas em resina, lixadas, polidas e atacadas quimicamente (de acordo com os procedimentos descritos de seguida) antes de serem enviadas para o CEMUP.

Para garantir a uniformidade do efeito de lixagem e polimento em toda a superfície metálica de cada amostra, foi feita uma montagem das mesmas em resina a frio. Inicialmente, colocou-se cada uma das 4 amostras dentro de um pequeno molde de plástico circular de 40 mm de diâmetro com a superfície a analisar virada para baixo. Seguidamente, misturou-se *MetKon DMT 20 Powder* e *MetKon DMT 20 Fluid*, numa proporção de 2 colheres de pó para 1 colher de fluido, de forma a encher o pequeno molde e cobrir a amostra por completo. Mexeu-se a mistura efetuada durante aproximadamente 1 minuto com uma espátula e verteu-se o líquido no molde com cautela para se evitar ao máximo a formação de bolhas de ar na resina. A cura demorou aproximadamente 12 horas em cada um dos casos. Na Figura 3.25, podem-se observar 2 exemplares de cada um dos 4 casos analisados, sendo que 3 das amostras ainda se encontram em processo de cura dentro do molde de plástico.



**Figura 3.25** Montagem das amostras respectivas aos 4 casos de estudo em resina a frio

O processo de lixagem foi semelhante ao mencionado no Subcapítulo 3.4.1.1, porém o grau das lixas utilizadas foi 180, 320, 800, 1200 e 4000, consecutivamente. As lixas de grau 1200 e 4000, ao invés das restantes, foram fornecidas pela *Struers*. Relativamente ao processo de polimento, foi, também, semelhante ao mencionado no Subcapítulo 3.4.1.1, sendo que a única diferença se encontra nos tempos de polimento com *spray* de diamante de 6  $\mu\text{m}$  e de 1  $\mu\text{m}$ , consecutivamente, que passaram de 3 para 5 minutos. O ataque químico foi efetuado com Nital 2% durante 15 segundos.

### 3.5.3 Microdurezas

Como foi mencionado no subcapítulo anterior, foram preparados 2 exemplares correspondentes a cada um dos casos de estudo. Enquanto que um dos exemplares foi enviado para o CEMUP para obtenção de imagens, o segundo exemplar de cada um dos casos foi utilizado para medições de microdureza. Nestas mesmas medições, foram efetuadas uma série de indentações consecutivas na direção perpendicular ao plano de deposição nas 4 amostras com incrementos de distância entre indentações distintos. Para isso, foi utilizado uma máquina de testes de microdureza da Matsuzawa, modelo MXT70, presente no Laboratório de Ensaios Tecnológicos (LET) do Departamento de Engenharia Mecânica (DEMec) da FEUP. As medições foram feitas na escala Vickers. Para os casos analisados, foi aplicada uma carga de 100 gramas-força durante 15 segundos para criar cada uma das indentações. O equipamento utilizado encontra-se exposto na Figura 3.26.





Figura 3.26 Máquina de testes de microdureza Matsuzawa MXT70

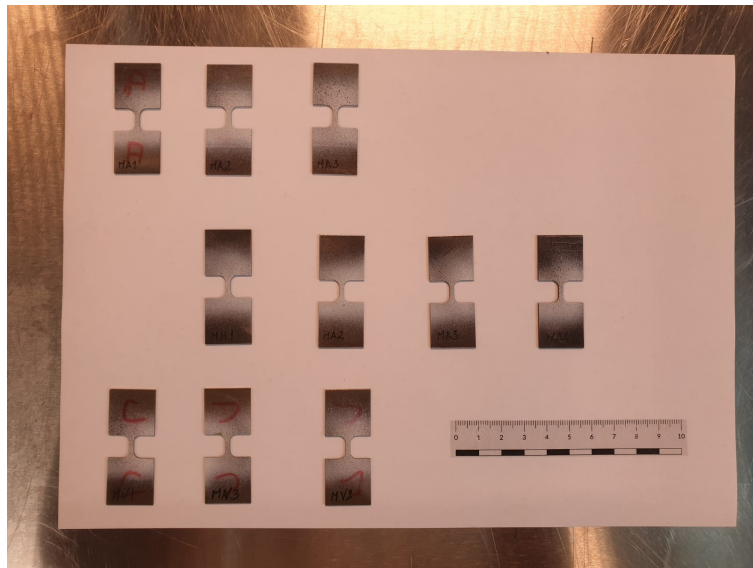
### 3.6 Ensaio de Tração

Os ensaios de tração uniaxial foram realizados no Laboratório de Ensaio Mecânico do INEGI numa máquina de ensaio mecânico Instron 5900R, cujo *layout* se encontra presente na Figura 3.27. Foram testados 3 tipos de provetes: 18Ni300 no estado *as built* construído na horizontal, 18Ni300 no estado *as built* construído na vertical e provetes bi-metálicos com a interface entre o CK45 e o 18Ni300 localizada na zona de secção reduzida, de forma a validar de forma mais consistente a parametrização do material efetuada.

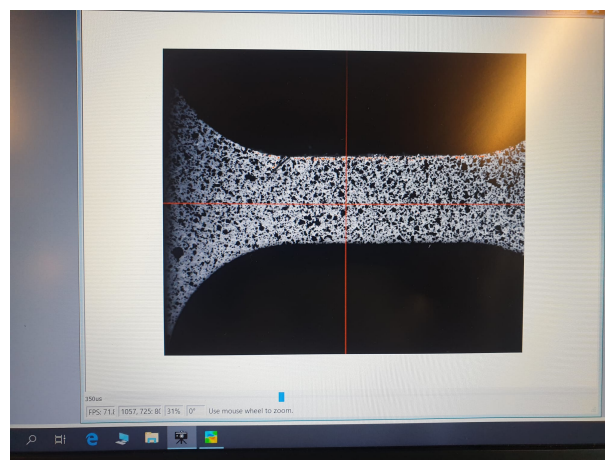


Figura 3.27 Máquina de ensaio mecânico Instron 5900R

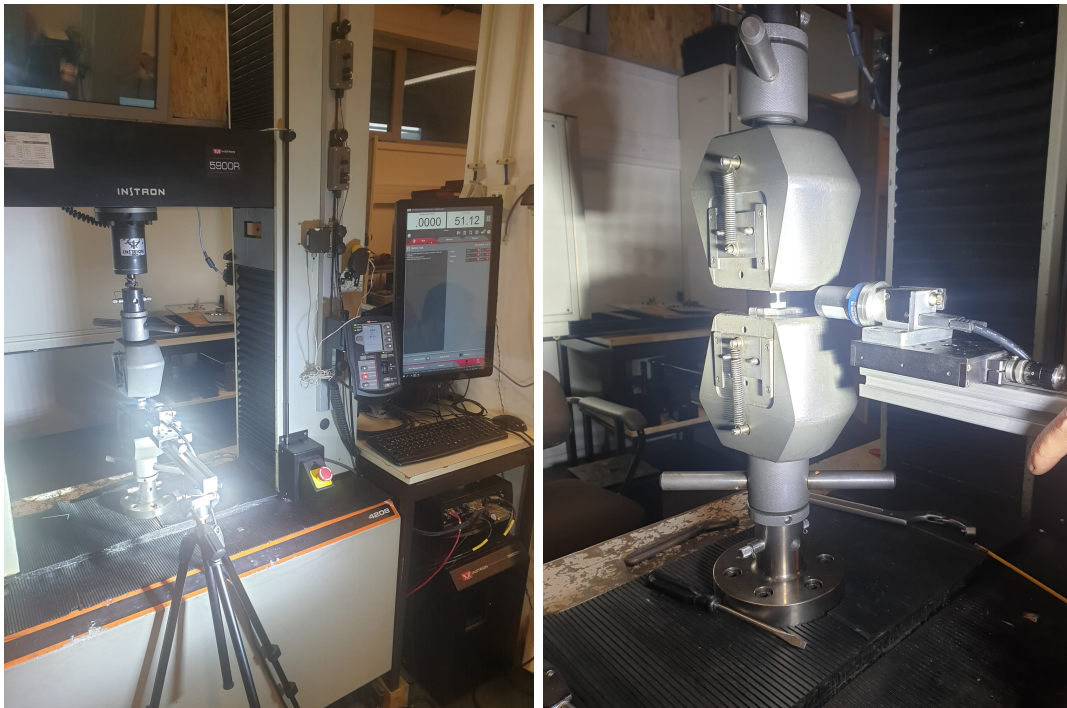
Além disso, foi utilizada uma técnica denominada *Digital Image Correlation* (DIC) para efetuar o controlo do deslocamento em vários pontos dos provetes em tempo real, usando o *software* Vic2D. É uma técnica sem contacto, ao contrário da aplicação de extensómetros nos provetes. Para isso, os provetes foram cobertos por uma primeira camada de tinta branca na zona de secção reduzida, seguida de salpicos de tinta preta distribuídas por essa mesma zona, tal como evidenciado na Figura 3.28, de forma a aumentar a refletividade do material a ser ensaiado. Este método baseia-se na receção de luz proveniente de um foco refletida pelo próprio provete e recebida através duma câmara que deteta especificamente o aumento da área das zonas com tinta preta em tempo real de forma a se obter o deslocamento efetivo. A aquisição dos dados foi feita com uma frequência de 10 Hz.



(a) Vista a olho nu

(b) Vista ampliada no *software* Vic2D**Figura 3.28** Provetes para ensaios de tração com as tintas branca e preta aplicadas

A velocidade de deslocamento utilizada em todos os ensaios foi de 0.5 mm/min. Na Figura 3.29, tem-se o *setup* já preparado para a realização dos ensaios de tração com o provete posicionado e preso pelas amarras na célula de carga.

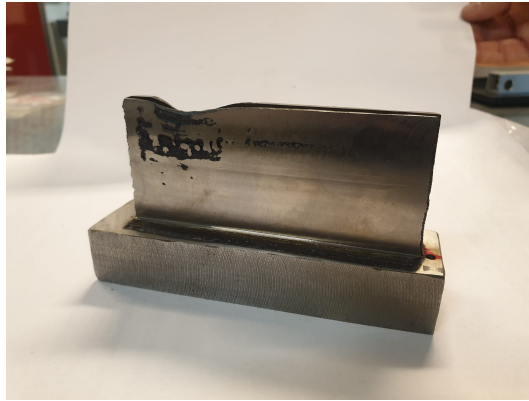


(a) Vista geral

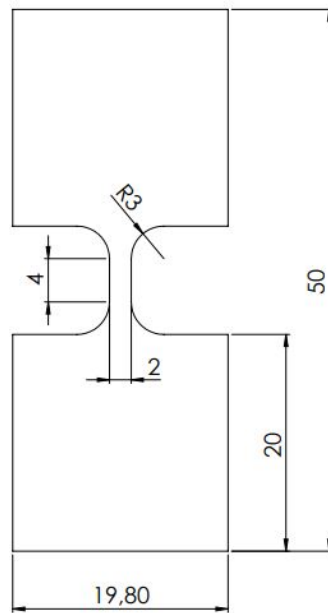
(b) Vista aproximada

**Figura 3.29** *Setup* dos ensaios de tração efetuados aos provetes de 18Ni300

Relativamente à produção dos provetes, estes foram retirados de uma deposição de 18Ni300 com 40 mm de altura (Figura 3.30) efetuada utilizando os parâmetros otimizados resultantes da deposição de planos de 18Ni300 em CK45 e foram maquinados através de eletroerosão por fio. Tendo em conta que DED é um processo *near net shape*, a peça impressa tende a ser maior em todas as dimensões para depois ser maquinada com a geometria desejada. As respetivas dimensões encontram-se presentes na Figura 3.31. Escolheu-se esta geometria de provetes miniatura de modo a reduzir os custos monetários.



**Figura 3.30** Parede de 18Ni300 maquinada para produção dos provetes para ensaios de tração



**Figura 3.31** Dimensões dos provetes de 18Ni300 para ensaios de tração

## Capítulo 4

# Resultados e Discussão

### 4.1 Análise da Matéria-Prima

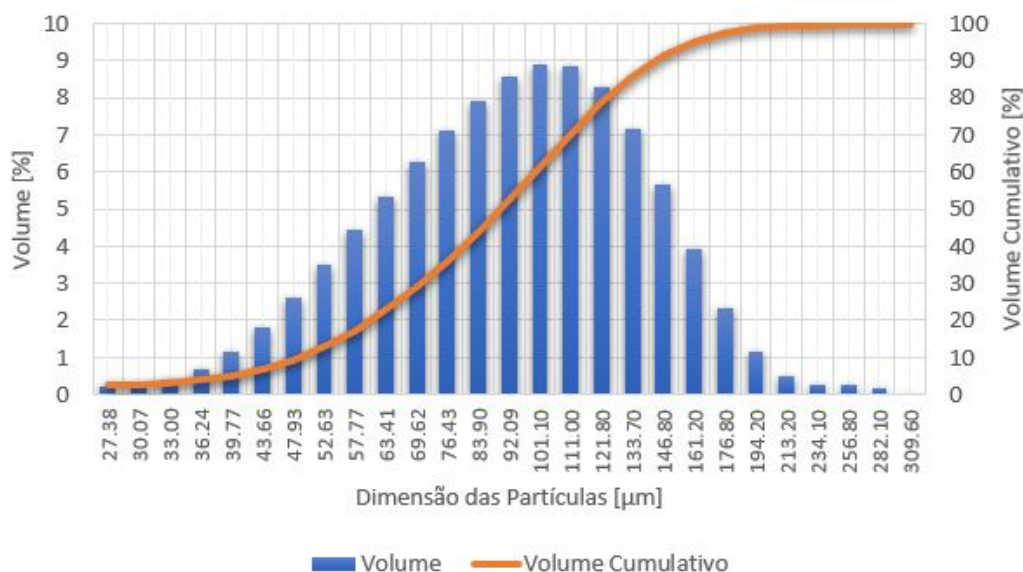
Inicialmente, após a realização das várias medições dos dois tipos de densidade e da fluidez do pó utilizado segundo as normas enunciadas no Subcapítulo 3.1, obtiveram-se os resultados presentes na Tabela 4.1:

**Tabela 4.1** Valores obtidos de *bulk density* e de fluidez do pó Böhler W722 AMPO

|  | 1ª Medição | 2ª Medição | 3ª Medição | Valor Médio |
|--|------------|------------|------------|-------------|
| <i>Bulk Density</i> [g/cm <sup>3</sup> ] | 8.0154     | 7.7992     | 7.7488     | 7.8544      |
| Fluidez [s/50g]                          | 8.21       | 8.00       | 7.42       | 7.88        |

Relativamente aos valores de fluidez, a média obtida foi de 7.88 segundos por 50 gramas de pó, que acaba por ser inferior ao valor máximo indicado pela Böhler para o pó W722 AMPO com gama de dimensão de partículas entre 45 e 150  $\mu\text{m}$ , nomeadamente 22 segundos por 50 gramas [120]. Ainda assim, respeita a condição estabelecida. De referir, ainda, que apesar da norma utilizada pela Böhler ser a norma ISO 4490, esta é equivalente à norma ASTM B213 utilizada [121]. Tendo em conta a elevada fluidez do pó, este é um fator importante que contribuirá positivamente para a alimentação consistente do pó e para a qualidade final das deposições [47].

De seguida, após o processo de *Dynamic Light Scattering*, obteve-se a distribuição granulométrica do pó evidenciada na Figura 4.1 e os respetivos valores de D10, D25, D50, D75 e D90 presentes na Tabela 4.2, que permite compreender de forma mais detalhada a distribuição dimensional do pó pelos vários intervalos de valores de diâmetro.



**Figura 4.1** Distribuição granulométrica obtida por DLS do pó Böhler W722 AMPO

**Tabela 4.2** Valores de D10, D25, D50, D75 e D90 do pó Böhler W722 AMPO

| D10 [ $\mu\text{m}$ ] | D25 [ $\mu\text{m}$ ] | D50 [ $\mu\text{m}$ ] | D75 [ $\mu\text{m}$ ] | D90 [ $\mu\text{m}$ ] |
|-----------------------|-----------------------|-----------------------|-----------------------|-----------------------|
| 53.59                 | 72.21                 | 98.52                 | 128.70                | 157.80                |

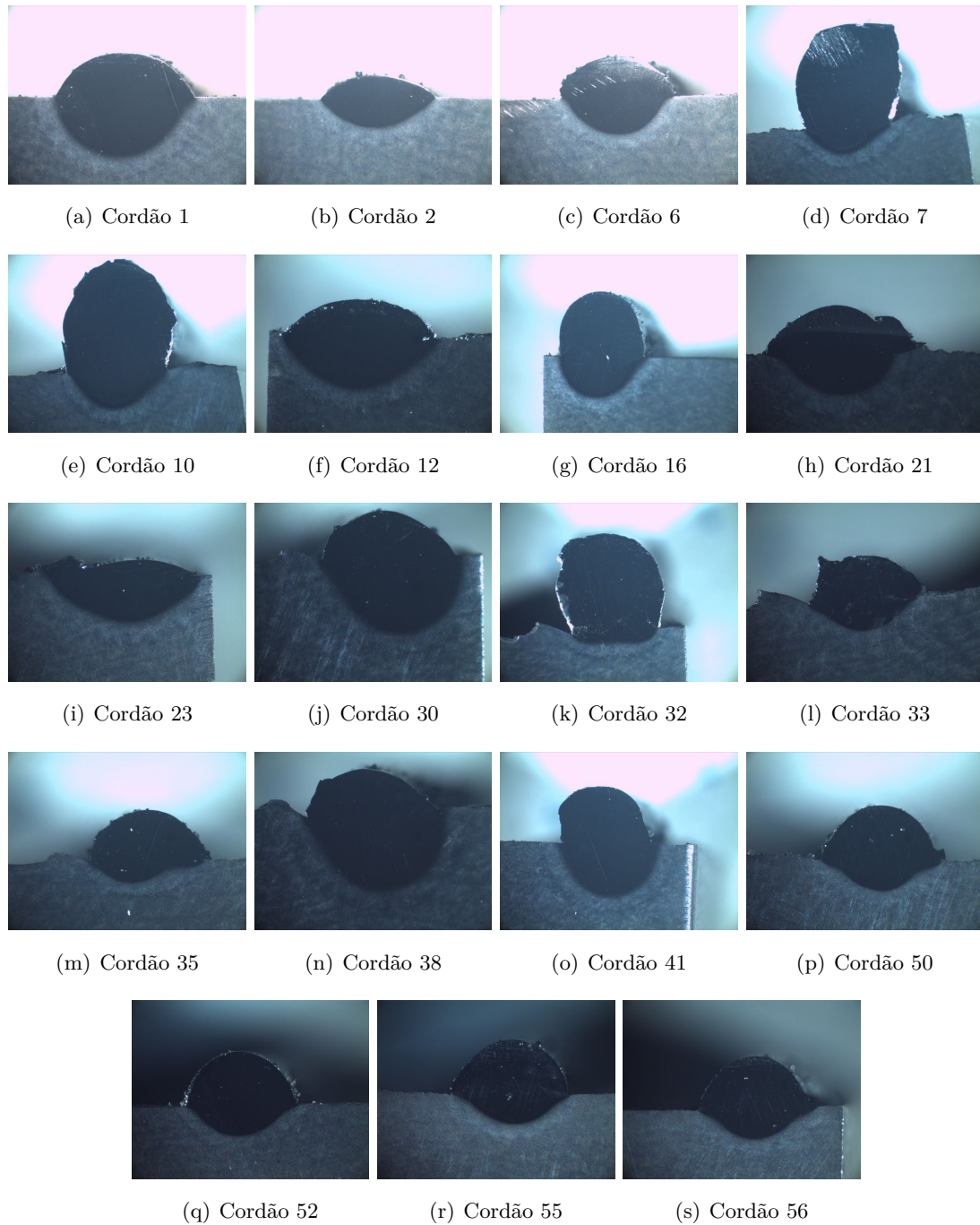
Após uma análise atenta da distribuição granulométrica, é possível concluir que a grande maioria das partículas se encontra no intervalo de dimensões designado pela Böhler, nomeadamente entre 45 e 150  $\mu\text{m}$ . Apesar de não ser possível ter em conta os valores limite de 45 e de 150  $\mu\text{m}$ , dado que os intervalos da análise por DLS não incluem esses valores específicos, pode-se, ainda assim, afirmar que 6.75% das partículas têm dimensão inferior a 43.66  $\mu\text{m}$  e que 14.32% das partículas têm dimensão superior a 146.8  $\mu\text{m}$ . Desta forma, é possível ter uma ideia geral da percentagem de pó que se encontra fora do intervalo de dimensão de partículas estipulado pela Böhler. As partículas com dimensão inferior a 45  $\mu\text{m}$  podem ser pequenos satélites localizados na vizinhança de partículas de maior dimensão e as partículas de dimensão superior a 150  $\mu\text{m}$  podem ser aglomerados de partículas de maior e menor dimensão, algo que pode ser observado com frequência na Figura 3.4 presente no Subcapítulo 3.1. Além disso, o valor médio da dimensão das partículas obtido foi de 102.6  $\mu\text{m}$ , revelando uma propensão para dimensões de partículas mais elevadas dentro do intervalo 45-150  $\mu\text{m}$ .

## 4.2 Parametrização do 18Ni300 nos Substratos

### 4.2.1 Parametrização de 18Ni300 em H13

#### 4.2.1.1 Deposição e Análise de Linhas

Seguidamente, na Figura 4.2, encontram-se as imagens obtidas através do estereomicroscópio mencionado no Subcapítulo 3.4.1.1.



**Figura 4.2** Cordões de 18Ni300 depositados em H13 escolhidos para análise morfológica

De seguida, nas Tabelas 4.3 e 4.4, encontram-se, também, todos os aspetos alusivos à análise morfológica que foram escrutinados e respetivos valores por cordão retirados através do *software ImageJ*. De referir, ainda, que o *aspect ratio* representa o rácio entre a altura e a espessura do cordão.

**Tabela 4.3** Valores de altura, espessura, penetração e ângulos de molhabilidade obtidos a partir do *software ImageJ* dos cordões de 18Ni300 depositados em H13 selecionados

| Nº do Cordão | Altura [mm] | Espessura [mm] | Penetração [mm] | Ângulo de Molhabilidade |               |
|--------------|-------------|----------------|-----------------|-------------------------|---------------|
|              |             |                |                 | À Esquerda [°]          | À Direita [°] |
| 1            | 1.06        | 3.35           | 1.43            | 60.55                   | 63.65         |
| 2            | 0.60        | 2.80           | 0.66            | 51.38                   | 44.16         |
| 6            | 0.96        | 2.74           | 0.91            | 110.86                  | 84.12         |
| 7            | 2.46        | 2.53           | 0.63            | 109.38                  | 116.26        |
| 10           | 2.64        | 2.77           | 1.00            | 95.84                   | 99.01         |
| 12           | 0.88        | 3.75           | 1.29            | 41.28                   | 50.71         |
| 16           | 1.58        | 2.06           | 0.97            | 95.35                   | 96.24         |
| 21           | 1.08        | 3.95           | 1.11            | 62.26                   | 27.41         |
| 23           | 0.37        | 3.81           | 1.16            | 34.04                   | 28.59         |
| 30           | 1.12        | 3.23           | 1.82            | 73.82                   | 53.58         |
| 32           | 2.38        | 2.64           | 0.34            | 111.54                  | 102.57        |
| 33           | 1.03        | 2.77           | 0.81            | 63.28                   | 65.48         |
| 35           | 1.23        | 3.02           | 0.52            | 74.93                   | 53.47         |
| 38           | 1.09        | 3.20           | 1.85            | 71.12                   | 39.36         |
| 41           | 1.27        | 2.21           | 1.25            | 80.65                   | 73.67         |
| 50           | 1.32        | 3.26           | 0.77            | 64.47                   | 63.91         |
| 52           | 1.32        | 2.71           | 0.73            | 77.45                   | 72.35         |
| 55           | 1.32        | 2.84           | 0.70            | 58.77                   | 79.71         |
| 56           | 1.26        | 2.89           | 0.76            | 71.44                   | 47.68         |



**Tabela 4.4** Valores de área total, acima e abaixo do substrato, diluição e *aspect ratio* obtidos a partir do *software* ImageJ dos cordões de 18Ni300 depositados em H13 selecionados

| Nº do Cordão | Área Acima do Substrato [mm <sup>2</sup> ] | Área Abaixo do Substrato [mm <sup>2</sup> ] | Área Total [mm <sup>2</sup> ] | Diluição [%] | Aspect Ratio |
|--------------|--|---|-------------------------------|--------------|--------------|
| 1            | 2.52                                       | 3.47  | 5.99                          | 57.96        | 0.32         |
| 2            | 1.16                                       | 1.28  | 2.44                          | 52.34        | 0.22         |
| 6            | 2.12                                       | 1.56  | 3.68                          | 42.41        | 0.35         |
| 7            | 5.63                                       | 0.86  | 6.49                          | 13.23        | 0.97         |
| 10           | 5.85                                       | 1.57  | 7.42                          | 21.14        | 0.95         |
| 12           | 3.22                                       | 3.14  | 6.36                          | 49.42        | 0.24         |
| 16           | 2.69                                       | 1.37  | 4.06                          | 33.68        | 0.77         |
| 21           | 2.90                                       | 2.25  | 5.15                          | 43.68        | 0.27         |
| 23           | 0.99                                       | 2.98  | 3.97                          | 75.12        | 0.10         |
| 30           | 2.60                                       | 4.55  | 7.15                          | 63.66        | 0.35         |
| 32           | 5.25                                       | 0.48  | 5.73                          | 8.30         | 0.90         |
| 33           | 2.15                                       | 1.38  | 3.52                          | 39.07        | 0.37         |
| 35           | 2.67                                       | 0.81  | 3.48                          | 23.32        | 0.41         |
| 38           | 2.48                                       | 4.52  | 7.01                          | 64.55        | 0.34         |
| 41           | 2.54                                       | 2.18  | 4.73                          | 46.19        | 0.58         |
| 50           | 2.73                                       | 1.24  | 3.97                          | 31.27        | 0.40         |
| 52           | 2.67                                       | 1.13  | 3.81                          | 29.79        | 0.49         |
| 55           | 2.75                                       | 1.17  | 3.92                          | 29.75        | 0.46         |
| 56           | 2.51                                       | 1.19  | 3.70                          | 32.24        | 0.44         |

Relativamente aos dados das tabelas anteriores, há bastantes conclusões possíveis para se retirar, especialmente nos casos extremos onde as correlações entre parâmetros de *performance* e morfologia dos cordões são mais evidentes. Inicialmente, conclui-se que ao combinar valores baixos de velocidade de deposição e valores altos de caudal de pó, a área total do cordão (sobretudo a área acima do substrato) atinge valores mais elevados e o *aspect ratio* tende a subir, dado que a altura de cordão aumenta de forma mais abrupta do que a espessura do mesmo nestes casos. Este tipo de cordões revela também uma fraca diluição, porém o aumento da potência do laser parece atenuar o problema, como se pode verificar pela comparação do cordão 7 com o cordão 10. Caso esse aumento de potência não seja aplicado, atingem-se casos extremos como no cordão 32, que apesar de partilhar valores elevados de caudal de pó e valores reduzidos de velocidade de deposição com os cordões 7 e 10, tem uma potência de laser inferior a ambos, resultando numa diluição de 8.30%. Estes 3 cordões, além da fraca diluição, possuem também ângulos de molhabilidade bastante elevados. Este fator é indesejável, dado que reduz a molhabilidade do próprio cordão e influencia negativamente a qualidade da deposição e da própria adesão ao substrato.

Pode-se, também, analisar o caso oposto, onde a velocidade de deposição é elevada e, acima de tudo, o caudal de pó é reduzido, situação que o cordão 2 espelha de forma exemplar. Valores de área total, altura, penetração, *aspect ratio* e ângulos de molhabilidade reduzidos são comuns neste tipo de cordões. O cordão 23, apesar de ter um valor de

velocidade de deposição mais reduzido, acaba por ter uma morfologia semelhante ao cordão 2. Nestes casos, parâmetros como a diluição e os ângulos de molhabilidade acabam por ser mais voláteis devido à dimensão reduzida do próprio cordão. Por outras palavras, cordões com valores baixos de caudal de pó e valores mais elevados de velocidade de deposição encontram-se mais sujeitos a variações quando a repetibilidade do processo não é totalmente estável.

Os cordões 30 e 38 revelaram valores de diluição extremamente elevados (63.66% e 64.55%, respetivamente). Isso deve-se ao facto dos valores de velocidade de deposição e caudal de pó serem ambos bastante reduzidos, resultando em valores de densidade superficial de energia bastante elevados e podendo levar à formação de *keyholes*, tornando-se, portanto, em cordões indesejáveis. Além disso, a disparidade entre os ângulos de molhabilidade acaba por demonstrar a falta de uniformidade na distribuição do material pelo próprio cordão. Os cordões 41 e 12 são outros dois casos similares com velocidades de deposição e caudais de pó reduzidos, porém com menor disparidade nos ângulos de molhabilidade.

Por outro lado, o aumento do caudal de gás coaxial e da *nozzle distance* do cordão 52 para o 56 não parece ter grande impacto na morfologia, excetuando um pequeno aumento na diluição. O mesmo se sucede com o aumento de caudal de gás protetor e de gás coaxial do cordão 55 para o 56. Neste último caso, a diluição e penetração aumentam ligeiramente, a área total diminui de forma residual, notando-se apenas uma variação considerável nos ângulos de molhabilidade que se deve provavelmente ao pequeno acumular de material no lado direito do cordão 56. Parece formar-se uma correlação entre o aumento do caudal de gás coaxial e o aumento da diluição através da comparação dos dados e parâmetros dos pares de cordões 50 e 56 e 52 e 55, onde o aumento do gás coaxial em 1L/min resulta numa subida de aproximadamente 3% na diluição. No entanto, como há outros parâmetros a variar entre estes cordões, não é possível retirar conclusões sólidas sobre esta correlação.

Em suma, após se combinarem as ilações da inspeção visual com as da análise morfológica, pode-se concluir que a linha 50 representa a combinação ótima dos parâmetros de *performance* testados. Além de não haver presença de defeitos superficiais como pós não fundidos, oxidação ou falta de adesão, a rugosidade superficial é baixa comparativamente aos restantes cordões, o valor de *aspect ratio* encontra-se dentro de intervalos razoáveis [122] e é o cordão com maior penetração e 2<sup>a</sup> maior percentagem de diluição a partir do cordão 45, ou seja, entre os cordões com valores de potência de laser, velocidade de deposição e caudal de pó já otimizados [46]. É, também, dentro dos cordões mencionados anteriormente, o que possui a menor disparidade entre ângulos de molhabilidade, evidenciado a uniformidade do cordão. Além disso, os valores dos ângulos de molhabilidade não são excessivamente elevados ao ponto de comprometer a molhabilidade do próprio cordão e a qualidade do produto final [123]. De uma forma geral, o cordão 50 acaba por ser o mais consistente em todos os aspetos em conta na análise morfológica. Os parâmetros de *performance* utilizados no cordão 50 encontram-se evidenciados na Tabela 4.5.

**Tabela 4.5** Valores ótimos de parâmetros de *performance* para deposição de cordões de 18Ni300 em H13

| Potência do Laser [W] | Velocidade de Deposição [mm/s] | Caudal de Pó [g/min] | Caudal de Gás Protetor [L/min] | Caudal de Gás Coaxial [L/min] | <i>Nozzle Distance</i> [mm] | Diâmetro Focal do Laser [mm] |
|-----------------------|--------------------------------|----------------------|--------------------------------|-------------------------------|-----------------------------|------------------------------|
| 1550                  | 12                             | 12                   | 20                             | 4                             | 12                          | 2.1                          |

De seguida, tem-se um gráfico de tripla entrada, presente na Figura 4.3, onde os 56 cordões depositados se encontram organizados de acordo com 2 parâmetros de comparação (*speed per feed* e *linear heat input*) no eixo inferior das abcissas e no eixo das ordenadas, respetivamente, com a altura dos mesmos no eixo superior das abcissas, com a respetiva área de secção acima da placa base, indicada pelas linhas azuis a tracejado, e com a percentagem de diluição, indicada pelas linhas vermelhas a tracejado. Estas linhas foram definidas através de correlações entre parâmetros complexos e os *outputs* dos cordões, sendo que as correlações utilizadas foram baseadas no estudo feito por Ocelík et al exposto no Subcapítulo 2.1.7 [45]. Nesse sentido, a posição destas mesmas linhas relativamente aos pontos correspondentes a cada cordão pode não se traduzir numa equivalência precisa aquando da comparação com os resultados experimentais obtidos na análise morfológica. Através deste gráfico, foi possível obter uma janela ótima de parâmetros que ajudou a agilizar o processo de parametrização. Os cordões mais promissores situavam-se principalmente na vizinhança do ponto correspondente ao cordão otimizado. Apesar de alguns dos cordões obtidos perto dessa reta terem boa margem para aperfeiçoamento de parâmetros, decidiu-se investir mais acentuadamente na investigação de cordões produzidos com valores de *speed per feed* e de *linear heat input* mais elevados, em prol da produtividade. Daí o foco nos cordões com velocidades de deposição, caudais de pó e potências de laser mais elevadas.

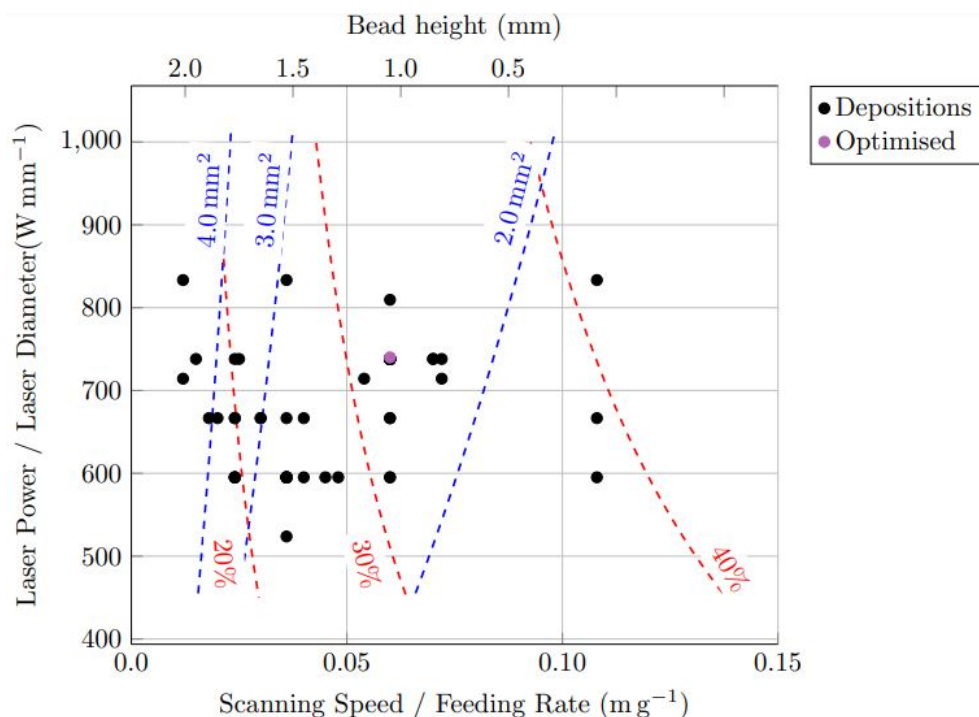
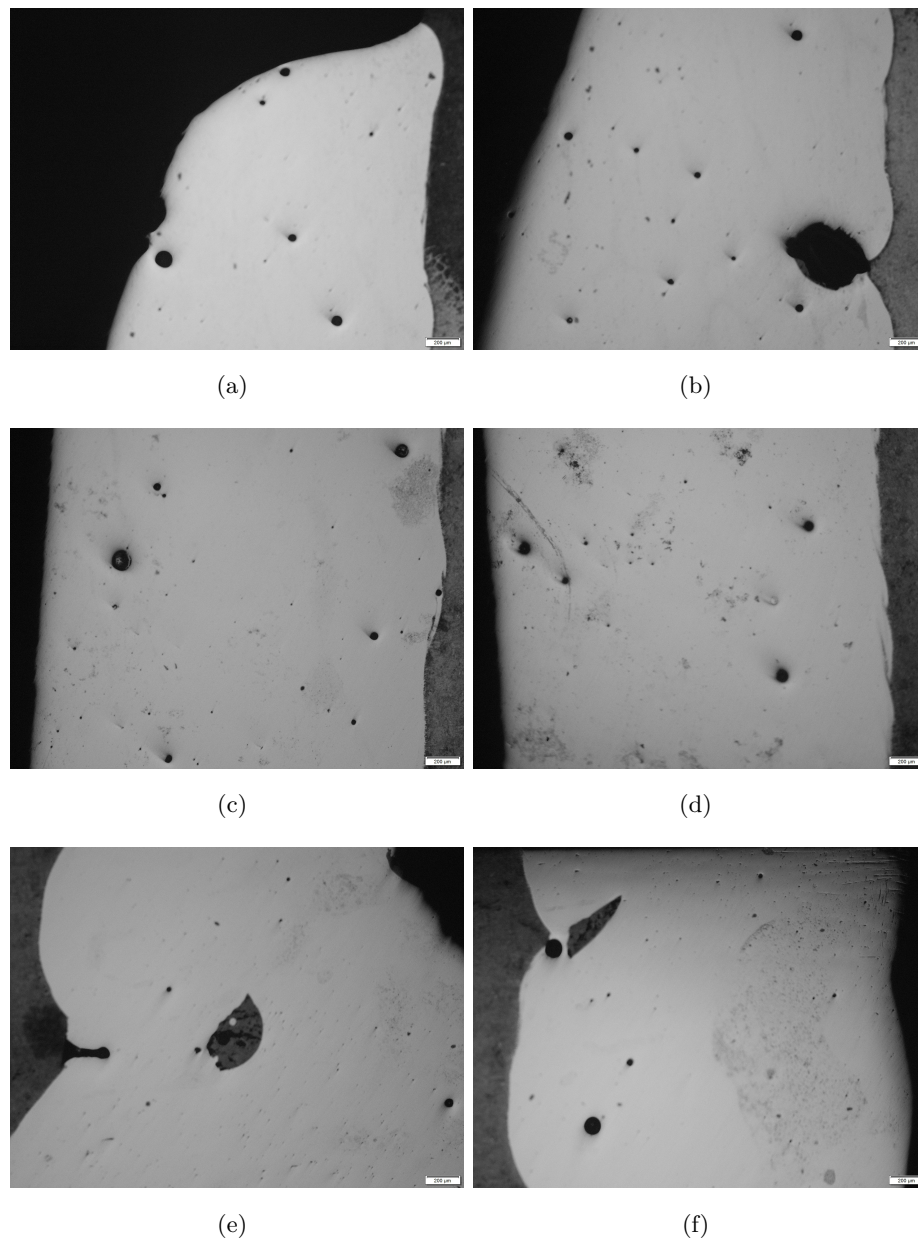


Figura 4.3 Parâmetros de Comparação de cada cordão de 18Ni300 depositado em H13

#### 4.2.1.2 Deposição e Análise de Planos

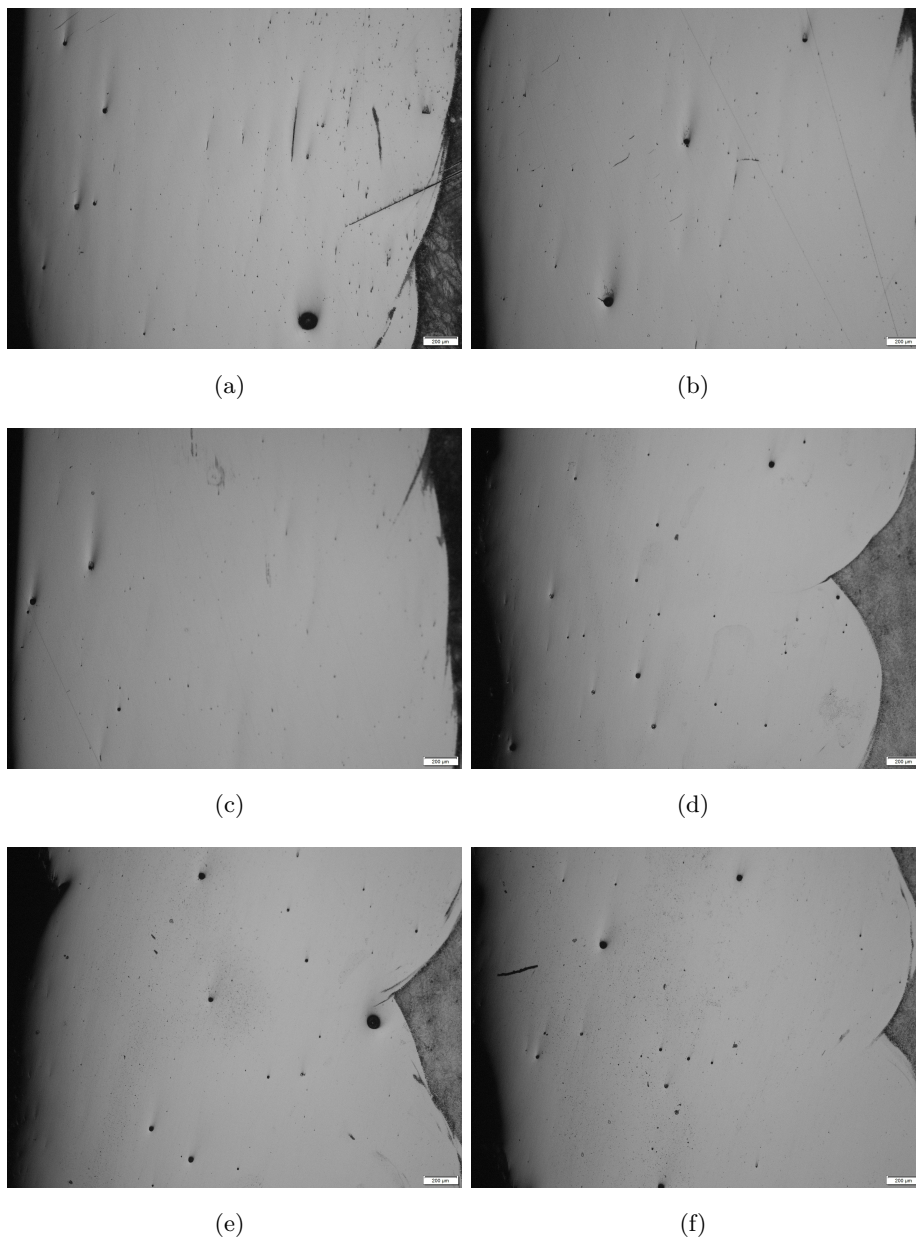
Inicialmente, têm-se as imagens obtidas através do microscópio dos planos 8 e 9, produzidos usando um diâmetro focal do laser de 2.1 mm. Nas Figuras 4.4a, b, c, d, é possível constatar a presença de um grande número de porosidades, com dimensões que variam entre os 46 e os 185  $\mu\text{m}$ . Na Figura 4.4c, verifica-se, também, a presença de um pó não fundido do lado esquerdo da imagem com aproximadamente 120  $\mu\text{m}$  de diâmetro, sendo consistente com a gama de dimensões das partículas de pó metálico utilizadas no fabrico dos planos. Na Figura 4.4b, denota-se a presença duma porosidade de dimensões elevadas, com aproximadamente 450  $\mu\text{m}$  de diâmetro. Relativamente à secção perpendicular, na Figura 4.4f, além dos 2 poros mais visíveis com aproximadamente 100  $\mu\text{m}$  de diâmetro, apresenta uma zona considerável com falta de fusão, algo presente na Figura 4.4e, também, mas de forma ainda mais acentuada.



**Figura 4.4** Imagens do microscópio alusivas ao plano 8 nas secções paralela (a, b, c, d) e perpendicular (e, f) à direção de construção em H13 (direção de construção na vertical)

Um aumento da entrega térmica, ou através do aumento da potência do laser ou através da redução da velocidade de deposição, foram soluções consideradas para o plano 9 de forma a reduzir a presença de defeitos evidente no plano 8, acabando por se aumentar a potência em 100 W. Os resultados encontram-se presentes na Figura 4.5, onde nas várias fotografias se encontram poucos poros com dimensões entre 48 e 83  $\mu\text{m}$ , sendo a presença de um pó não fundido de aproximadamente 124  $\mu\text{m}$  de diâmetro no fundo da Figura 4.5a o pior defeito detetado na superfície seccionada. Aqui, encontra-se uma superfície consideravelmente mais uniforme que no plano 8, com bastante mais potencial

para posterior aplicação.

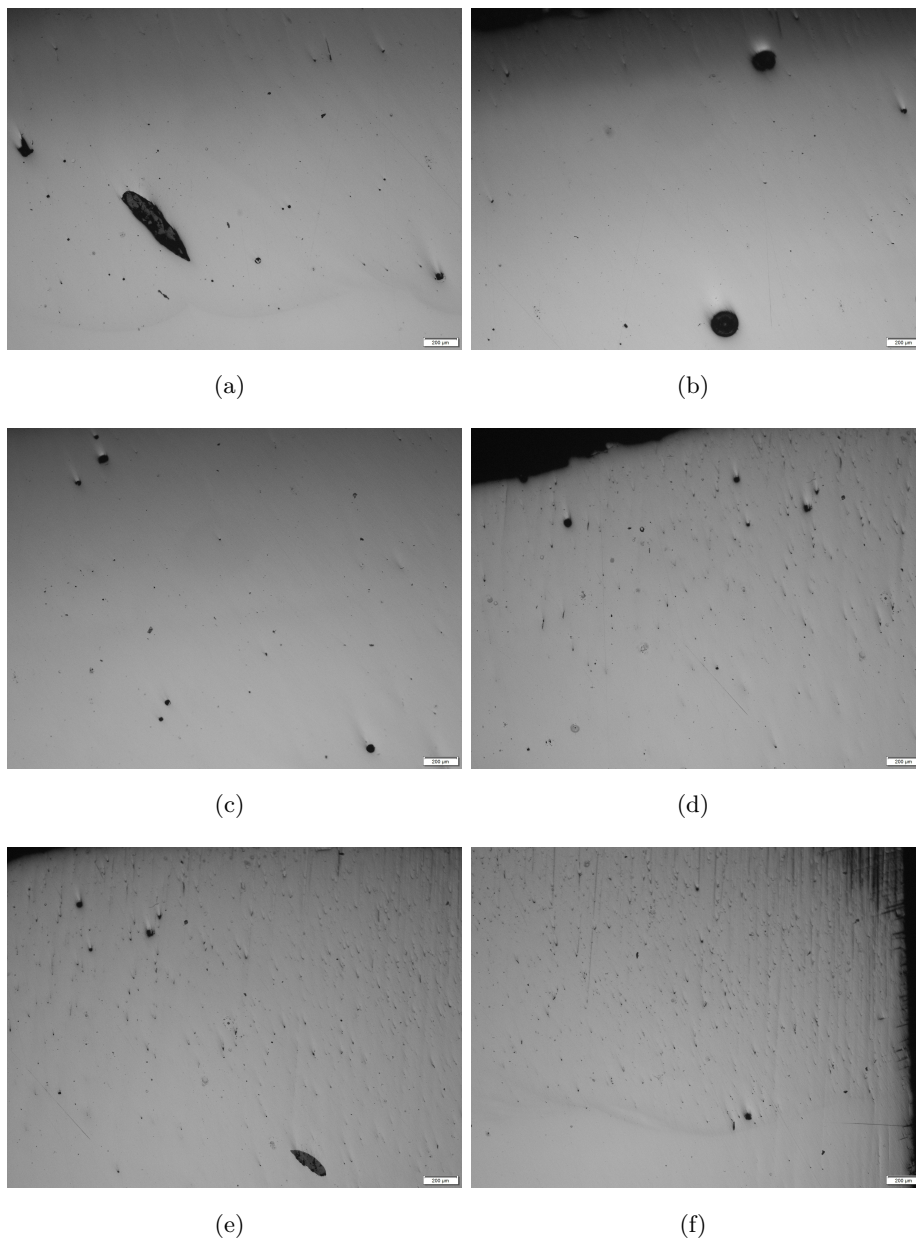


**Figura 4.5** Imagens do microscópio alusivas ao plano 9 nas secções paralela (a, b, c) e perpendicular (d, e, f) à direção de construção em H13 (direção de construção na vertical)

De seguida, e em prol da produtividade uma vez mais, decidiu-se, então, experimentar a aplicação de um diâmetro focal ligeiramente mais elevado, nomeadamente 2.5 mm. As imagens respetivas aos planos 10, 11 e 12 presentes nas Figuras 4.6, 4.7 e 4.8, respetivamente, espelham os resultados obtidos. De forma a não se perder o progresso efetuado com os planos anteriores, aplicou-se uma equivalência de densidade superficial de energia entre o plano 9 e o plano 10 [57]. Para a mesma densidade superficial de energia ( $142.86 \text{ J/mm}^2$ ) e para o novo diâmetro focal, obteve-se uma potência de laser de 1786 W. Nesse

sentido, aplicou-se uma potência de laser de 1800 W e decidiu-se testar velocidades de deposição ligeiramente superiores posteriormente nos planos 11 e 12.

No plano 10, de forma geral, tem-se uma menor quantidade de pequenos poros que no plano 9. No entanto, na Figura 4.6b, é de notar a presença de um poro com aproximadamente  $151 \mu\text{m}$  de diâmetro no topo e um pó não fundido na parte inferior com aproximadamente  $172 \mu\text{m}$  de diâmetro. Além disso, pode-se constatar a presença de duas zonas de falta de fusão, uma na Figura 4.6a e outra na Figura 4.6e, com aproximadamente  $607 \mu\text{m}$  e  $275 \mu\text{m}$  de comprimento na sua maior dimensão, respectivamente. De resto, o maior poro detetado encontra-se no topo da Figura 4.6c com aproximadamente  $62 \mu\text{m}$ .

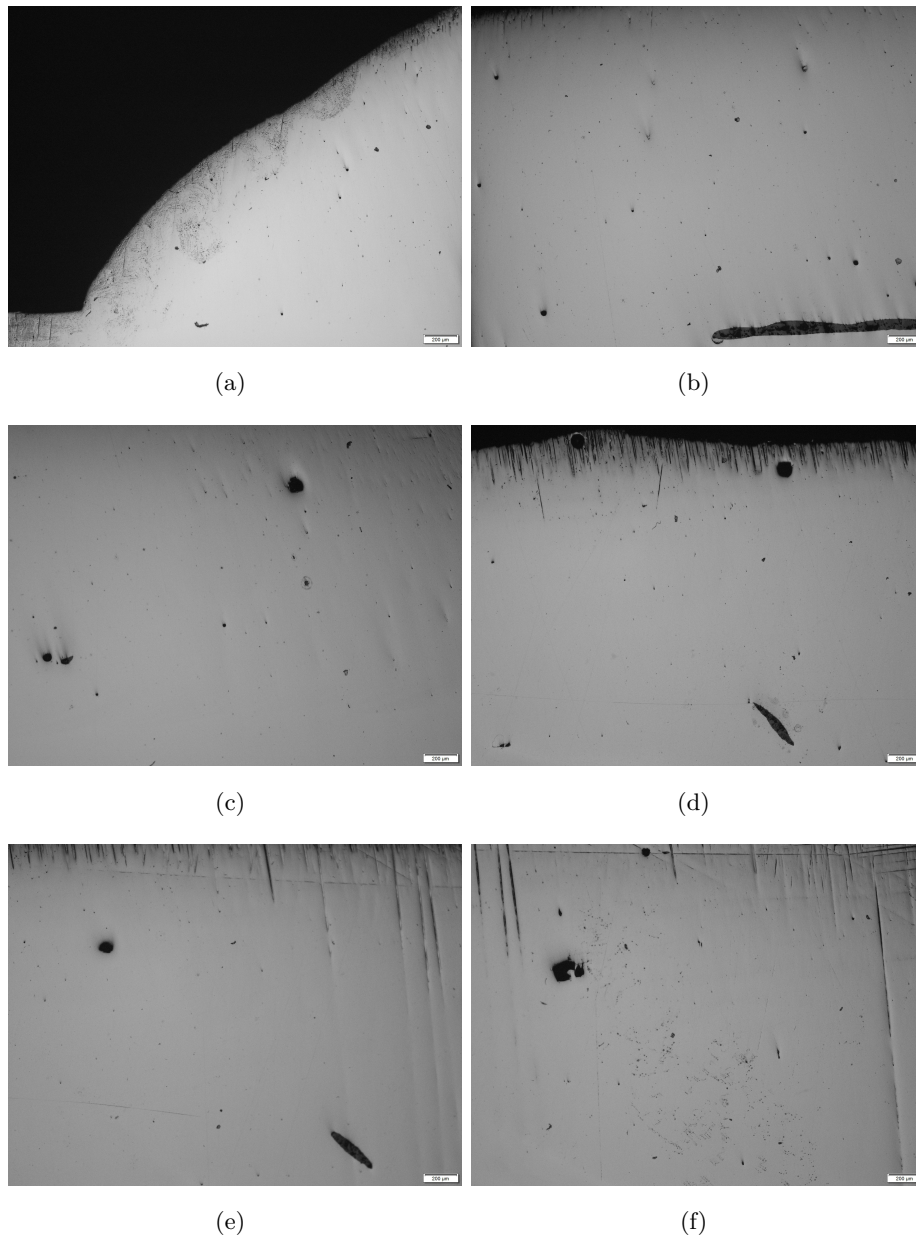


**Figura 4.6** Imagens do microscópio alusivas ao plano 10 nas secções paralela (a, b, c) e perpendicular (d, e, f) à direção de construção em H13 (direção de construção na horizontal)

Mais uma vez, no plano 11, a quantidade geral de pequenos poros reduziu ainda mais, porém o aparecimento de defeitos mais visíveis cresceu. O plano paralelo à direção de construção tem um aspeto bastante uniforme de forma geral. No entanto, um poro de aproximadamente  $90 \mu\text{m}$  de diâmetro e mais dois pequenos poros na Figura 4.7c e uma zona de falta de fusão consideravelmente longa (aproximadamente  $1351 \mu\text{m}$  na figura) na zona de interface entre o substrato e a deposição na Figura 4.7b são defeitos consideráveis, especialmente a zona de falta de fusão, que poderá comprometer de forma crítica a adesão do material depositado ao substrato. Já no plano perpendicular à direção de construção,



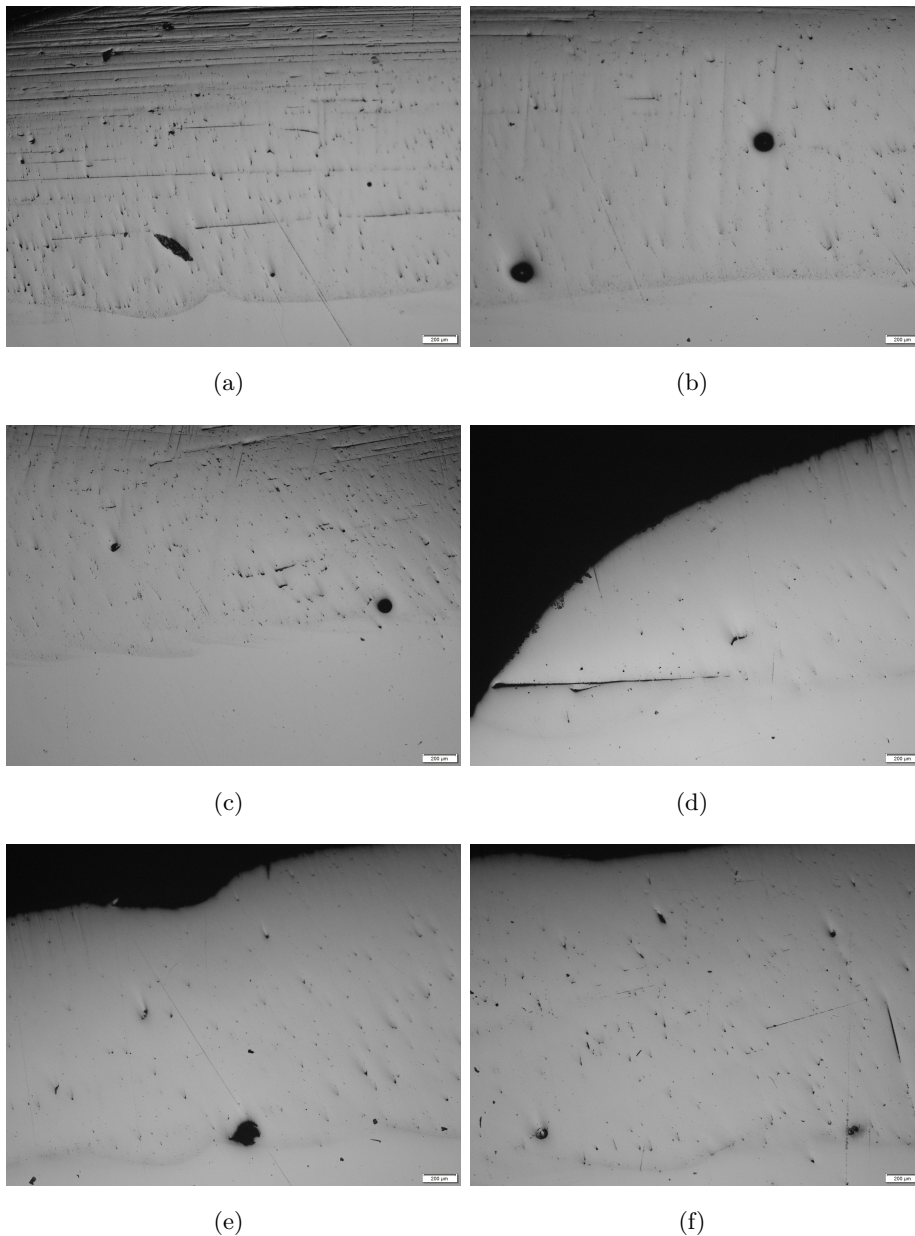
a deposição revela um aspeto ainda mais defeituoso, com presença constante de poros e zonas de falta de fusão nas Figuras 4.7d, e, f. Os defeitos de maior dimensão são os poros de aproximadamente 90 e 104  $\mu\text{m}$  e a zona de falta de fusão com aproximadamente 372  $\mu\text{m}$  de comprimento na Figura 4.7d. De referir, ainda, a presença de uma porosidade irregular na Figura 4.7f.



**Figura 4.7** Imagens do microscópio alusivas ao plano 11 nas secções paralela (a, b, c) e perpendicular (d, e, f) à direção de construção em H13 (direção de construção na horizontal)

Por fim, no plano 12, o padrão repete-se, com a presença praticamente residual de poros menores e o aparecimento de poros de dimensões ligeiramente mais elevadas. Na Figura 4.8b, dois poros com aproximadamente 145 e 124  $\mu\text{m}$  de diâmetro podem ser detetados.

Uma zona de falta de fusão com  $290\ \mu\text{m}$  de comprimento também pode ser observada na Figura 4.8a. No plano perpendicular à direção de construção, a situação acaba por não ser tão crítica, denunciando apenas a presença de uma porosidade irregular de dimensão considerável na Figura 4.8e e alguns pós não fundidos de pequena dimensão na Figura 4.8f.



**Figura 4.8** Imagens do microscópio alusivas ao plano 12 nas secções paralela (a, b, c) e perpendicular (d, e, f) à direção de construção em H13 (direção de construção na horizontal)

Em suma, o melhor plano de 18Ni300 depositado em H13 acaba por ser o plano 9, pois além de demonstrar bom aspeto exterior com boa adesão entre cordões e baixa rugosidade

superficial, é o plano que apresenta porosidades de menor dimensão e em menor quantidade, sendo a presença do pó não fundido na Figura 4.5a o único defeito considerável detetados nas superfícies analisadas. Os parâmetros de *performance* utilizados no plano 9 encontram-se resumidos na Tabela 4.6.

**Tabela 4.6** Valores ótimos de parâmetros de *performance* para deposição de planos de 18Ni300 em H13

| Potência do Laser [W] | Velocidade de Deposição [mm/s] | Caudal de Pó [g/min] | Caudal de Gás Protetor [L/min] | Caudal de Gás Coaxial [L/min] | Nozzle Distance [mm] | Diâmetro Focal Do Laser [mm] | Overlap [%] |
|-----------------------|--------------------------------|----------------------|--------------------------------|-------------------------------|----------------------|------------------------------|-------------|
| 1500                  | 5                              | 10                   | 20                             | 4                             | 12                   | 2.1                          | 30          |

## 4.2.2 Parametrização de 18Ni300 em CK45

### 4.2.2.1 Deposição e Análise de Linhas

Para a parametrização das linhas de 18Ni300 no substrato de CK45, decidiu-se utilizar os parâmetros de *performance* ótimos obtidos na parametrização de linhas de 18Ni300 no H13 como ponto de partida e a partir daí otimizar o cordão até se encontrar a combinação de parâmetros otimizados. Nesse sentido, e para dar continuidade ao estudo do diâmetro focal de 2.5 mm, decidiu-se fazer uma equivalência energética através da densidade superficial de energia [57]. Assim, para um valor de 61.51 J/mm<sup>2</sup> de densidade superficial de energia correspondente ao cordão ótimo de 18Ni300 depositado em H13, e para uma velocidade de deposição de 12 mm/s e diâmetro focal de 2.5 mm, obteve-se um valor de potência de laser de 1845.23 J/mm<sup>2</sup>. Nesse sentido, a potência e laser utilizada foi de 1850 W, como enunciado no procedimento experimental. Os resultados da análise morfológica do cordão de 18Ni300 depositado em CK45 encontram-se nas Tabelas 4.7 e 4.8.

**Tabela 4.7** Valores de altura, espessura, penetração e ângulos de molhabilidade obtidos a partir do *software* ImageJ dos cordões de 18Ni300 depositados em CK45

| Nº do Cordão | Altura [mm] | Espessura [mm] | Penetração [mm] | Ângulo de Molhabilidade À Esquerda [°] | Ângulo de Molhabilidade À Direita [°] |
|--------------|-------------|----------------|-----------------|--|---------------------------------------|
| 1            | 0.96        | 3.68           | 0.272           | 69.51                                  | 57.26                                 |

**Tabela 4.8** Valores de área total, acima e abaixo do substrato, diluição e *aspect ratio* obtidos a partir do *software* ImageJ dos cordões de 18Ni300 depositados em CK45

| Nº do Cordão | Área Acima do Substrato [mm <sup>2</sup> ] | Área Abaixo do Substrato [mm <sup>2</sup> ] | Área Total [mm <sup>2</sup> ] | Diluição [%] | Aspect Ratio |
|--------------|--|---|-------------------------------|--------------|--------------|
| 1            | 2.52                                       | 0.61  | 3.13                          | 19.46        | 0.26         |

Neste caso, o cordão depositado tem um *aspect ratio* mais baixo que o cordão ótimo obtido no H13, sendo mais baixo e mais espesso. Apesar de alguma disparidade nos valores de ângulos de molhabilidade, os valores encontram-se dentro da gama intermédia desejada

e explorada no Subcapítulo 4.2.1.1. Em termos de área total, assemelha-se bastante ao cordão ótimo depositado no H13 e o valor de diluição, apesar de não ser muito elevado, acaba por não ser demasiado crítico devido aos valores razoáveis de ângulos de molhabilidade. O cordão, apesar de ter uma morfologia distinta do cordão obtido no H13, acaba por ser uma opção viável para considerar como ótima. Os parâmetros de *performance* do cordão 1 encontram-se na Tabela 4.9.

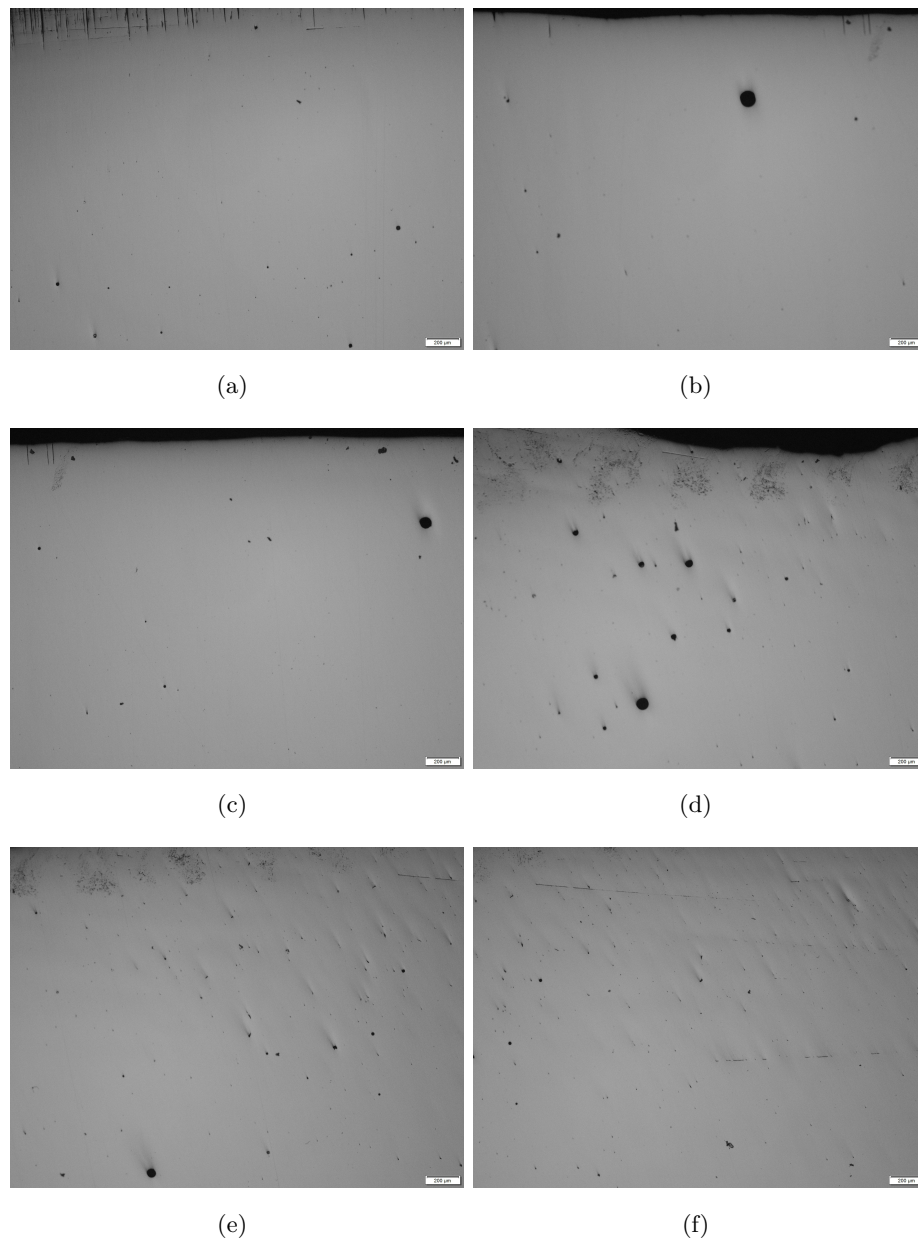
**Tabela 4.9** Valores ótimos de parâmetros de *performance* para deposição de linhas de 18Ni300 em CK45

| Nº do Cordão | Potência do Laser [W] | Velocidade de Deposição [mm/s] | Caudal de Pó [g/min] | Caudal de Gás Protetor [L/min] | Caudal de Gás Coaxial [L/min] | Distância do Bocal [mm] |
|--------------|-----------------------|--------------------------------|----------------------|--------------------------------|-------------------------------|-------------------------|
| 1            | 1850                  | 12                             | 12                   | 20                             | 4                             | 12                      |

#### 4.2.2.2 Deposição e Análise de Planos

No seguimento da parametrização dos planos de 18Ni300 em H13, decidiu-se continuar a investigação com o diâmetro focal de 2.5 mm e usar os parâmetros de *performance* do plano 10 depositado no H13 (que possui densidade superficial de energia equivalente ao plano 9, cujos resultados foram os mais promissores) nos planos 1 e 2 depositados no CK45, apenas reduzindo o caudal de pó depositado numa tentativa de mitigação do aparecimento de pós não fundidos.

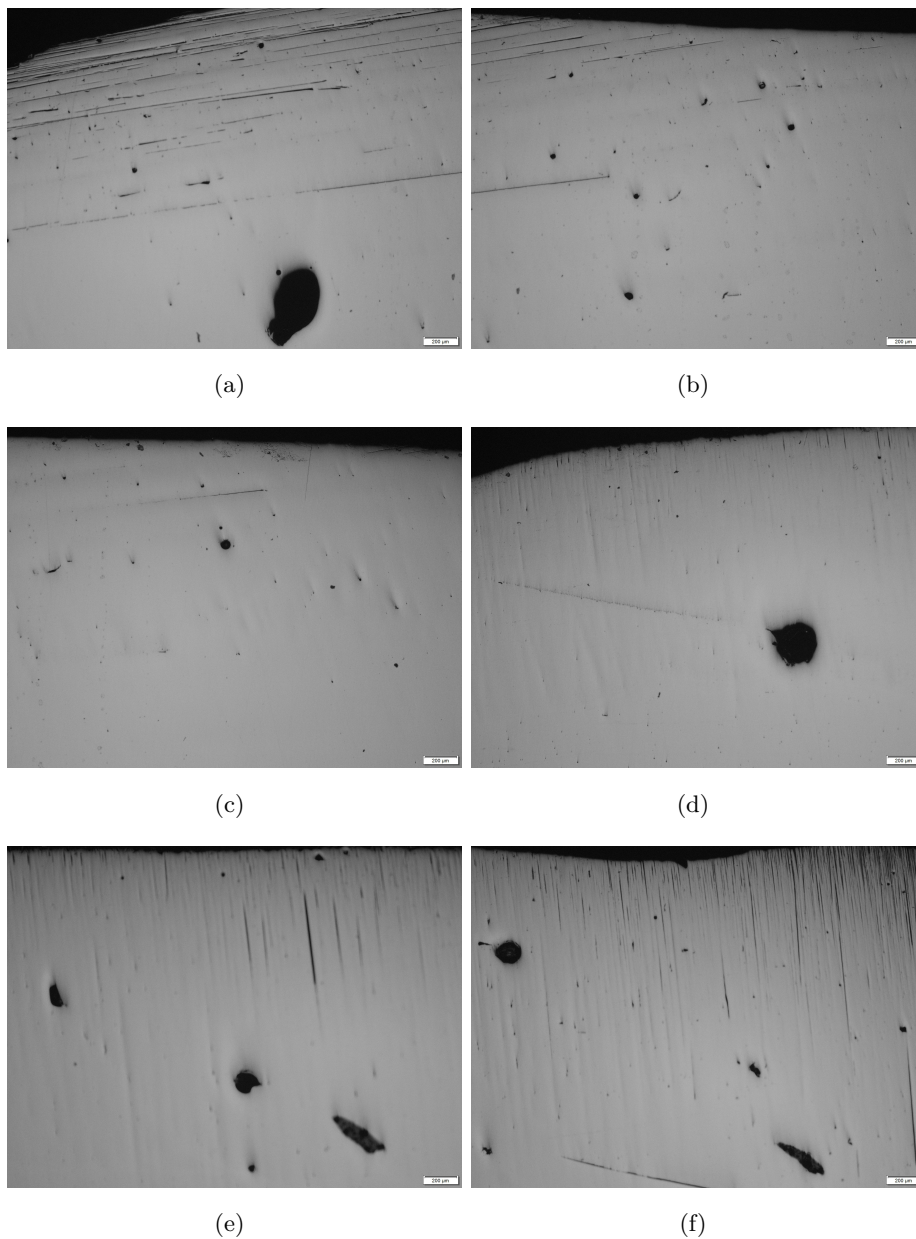
No plano 1, cujas imagens presentes na Figura 4.9 espelham o resultado obtido, encontram-se duas superfícies de análise bastante uniformes, apenas com a presença de algumas porosidades com dimensões não muito elevadas, sendo que a porosidade de maior dimensão encontra-se na Figura 4.9b com 97  $\mu\text{m}$  de diâmetro. No entanto, os defeitos encontrados na Figura 4.9d vão contra o padrão observado, demonstrando uma concentração razoável de porosidades de dimensão reduzida na mesma zona. Ainda assim, a presença e respetiva dimensões dos defeitos é bastante reduzida, mostrando progresso promissor na parametrização.



**Figura 4.9** Imagens do microscópio alusivas ao plano 1 nas secções paralela (a, b, c) e perpendicular (d, e, f) à direção de construção em CK45 (direção de construção na horizontal)

Já no plano 2, o aumento da quantidade de defeitos é crítica. Várias porosidades irregulares de dimensões elevadas marcam presença em ambas as superfícies analisadas, com destaque para as porosidades nas Figuras 4.10a e 4.10d, onde estas atingem dimensões à volta dos 350 e 255  $\mu\text{m}$ , respetivamente. Nas Figuras 4.10e e 4.10f, mais porosidades irregulares, zonas de falta de fusão e pós não fundidos podem ser observadas. Ambas as zonas de falta de fusão rondam os 345  $\mu\text{m}$  de comprimento e o pó não fundido presente na Figura 4.10f ronda os 165  $\mu\text{m}$ . Não foi encontrada qualquer justificação para esta disparidade entre planos com parâmetros de *performance* semelhantes, levando a crer que

algum fenômeno irregular fortuito ocorreu durante a deposição do mesmo.

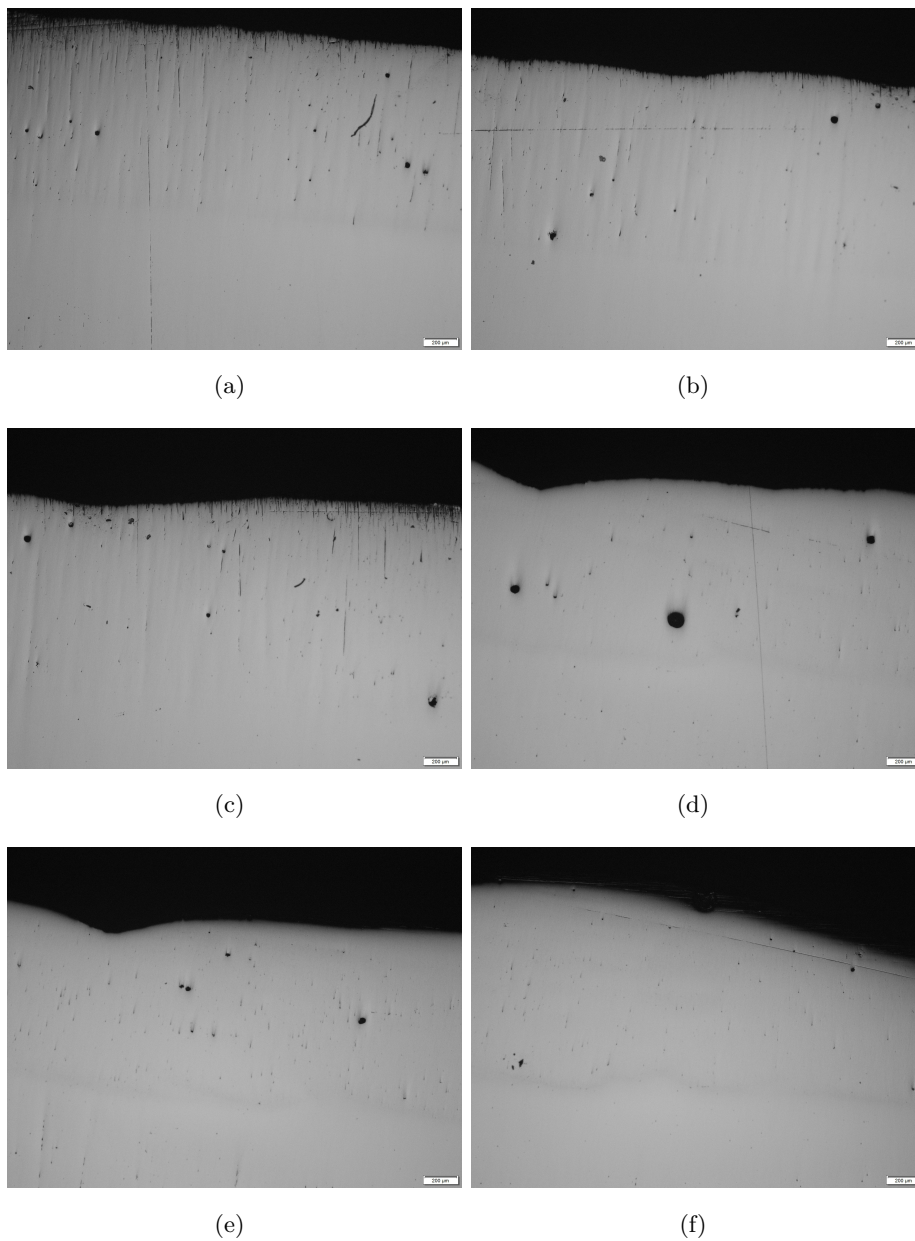


**Figura 4.10** Imagens do microscópio alusivas ao plano 2 nas secções paralela (a, b, c) e perpendicular (d, e, f) à direção de construção em CK45 (direção de construção na horizontal)

Neste sentido, e apesar dos resultados alusivos ao plano 1 terem revelado resultados favoráveis, decidiu-se uma vez mais testar, em prol da produtividade, valores francamente mais elevados de velocidade de deposição, potência de laser e caudal de pó, inspirados nos parâmetros ótimos obtidos nas linhas de 18Ni300 depositadas em H13, dando assim origem aos planos 3 e 4, cujas imagens se encontram expostas nas Figuras 4.11 e 4.12, respetivamente. O caudal de gás protetor foi também aumentado de forma a reduzir

o aparecimento de alguma oxidação presente no substrato de CK45 à volta do plano depositado.

No plano 3, como se pode observar, a presença de porosidades é bastante reduzida, especialmente no plano paralelo à direção de construção, onde apenas são visíveis algumas porosidades de tamanho reduzido, nunca ultrapassando os  $45 \mu\text{m}$ . No plano perpendicular, a situação é bastante similar excetuando os defeitos presentes na Figura 4.11d, onde se encontram 3 porosidades esféricas mais distintas, com aproximadamente 42, 104 e  $55 \mu\text{m}$  de diâmetro, da esquerda para a direita respetivamente. Consequentemente, a investigação dos parâmetros *performance* de alta produtividade revela-se como uma opção francamente viável.

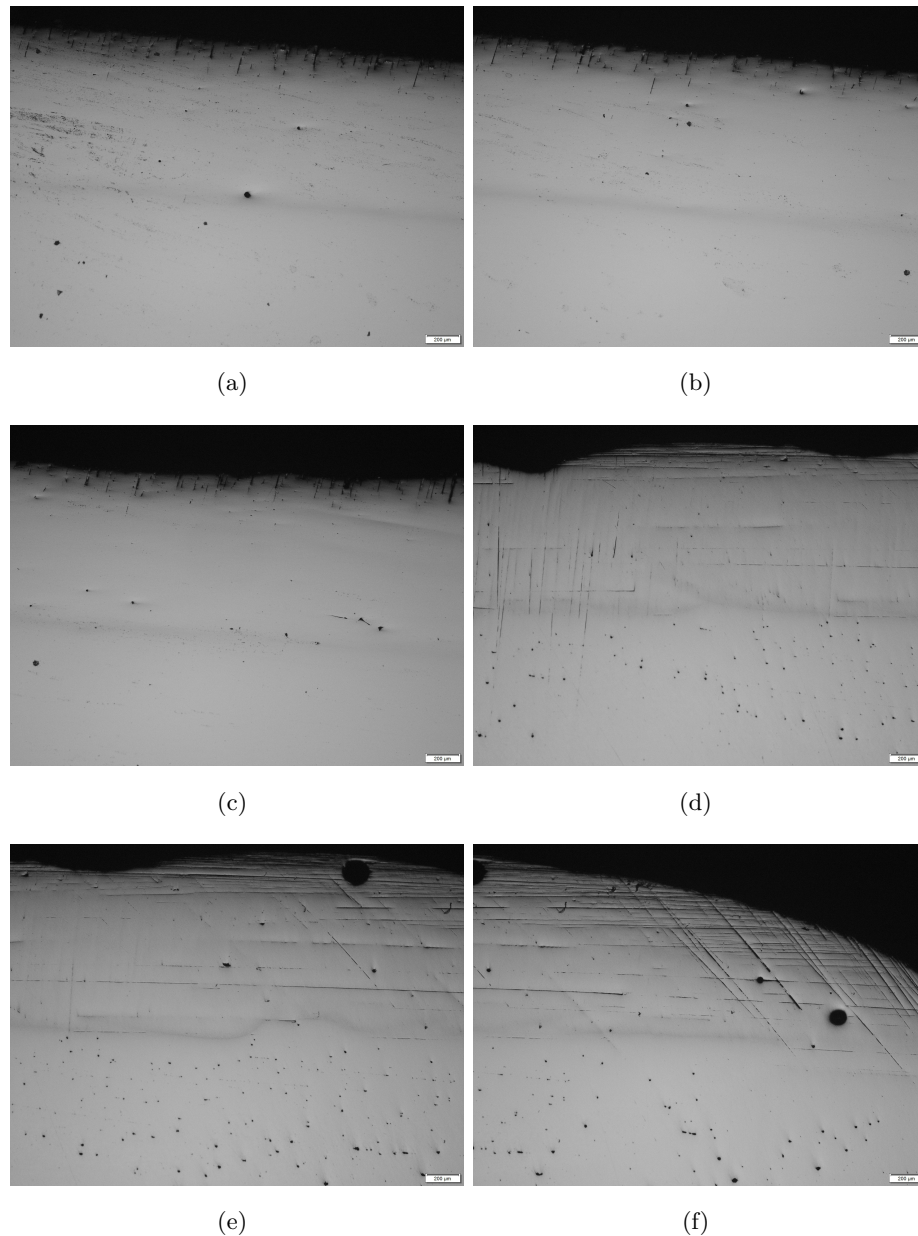


**Figura 4.11** Imagens do microscópio alusivas ao plano 3 nas secções paralela (a, b, c) e perpendicular (d, e, f) à direção de construção em CK45 (direção de construção na horizontal)

Por fim, tem-se o plano 4, onde as superfícies são ainda mais uniformes, apenas com 2 porosidades esféricas a destacarem-se ao longo de todas as imagens, presentes nas Figuras 4.12e e 4.12f. O facto de estas não possuírem uma geometria irregular torna o seu aparecimento menos preocupante devido ao facto de as porosidades com morfologia irregular criarem fatores de concentração de tensões mais elevados, representando uma ameaça maior ao comportamento mecânico da peça final zona[13]. Além disso, o facto de estas porosidades se localizarem na superfície da peça acaba por ser menos preocupante, dado que na aplicação dos parâmetros de *performance* correspondentes a este plano em cons-



truções em altura, a passagem do banho de fusão durante a deposição da camada superior ir-se-ia traduzir numa nova fusão do material presente nesta zona, podendo contribuir para o desaparecimento destes poros. Poros situados no interior das camadas acabam por ser uma ameaça maior, nesse sentido, dado que o fenómeno de *remelting* acaba por ser menos provável.



**Figura 4.12** Imagens do microscópio alusivas ao plano 4 nas secções paralela (a, b, c) e perpendicular (d, e, f) à direção de construção em CK45 (direção de construção na horizontal)

Em suma, e após a análise dos planos depositados, concluiu-se que os resultados obtidos no plano 4 são promissores o suficiente para serem considerados como ótimos no processo de parametrização, tendo em conta toda a anterior análise efetuada aos resultados observados

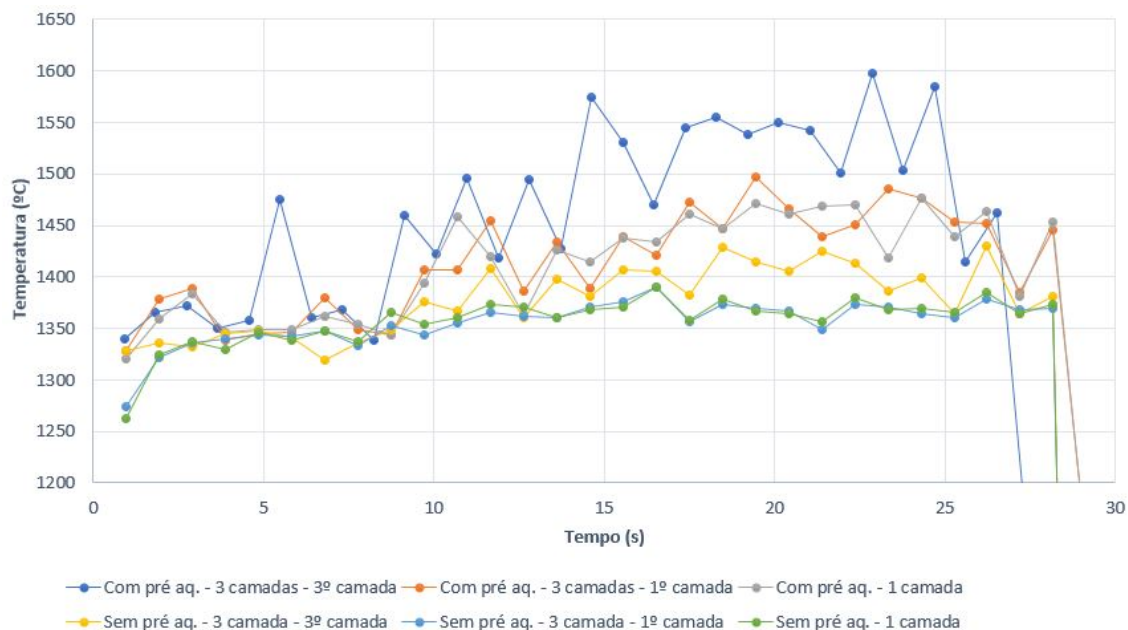
nas imagens correspondentes a esse mesmo plano. As superfícies demonstraram uma uniformidade notável, resultando em valores de densidade francamente elevados aquando da produção de peças com estes parâmetros. Na Tabela 4.10, encontram-se resumidos, então, esses mesmos parâmetros de *performance*.

**Tabela 4.10** Valores ótimos de parâmetros de *performance* para deposição de planos de 18Ni300 em CK45

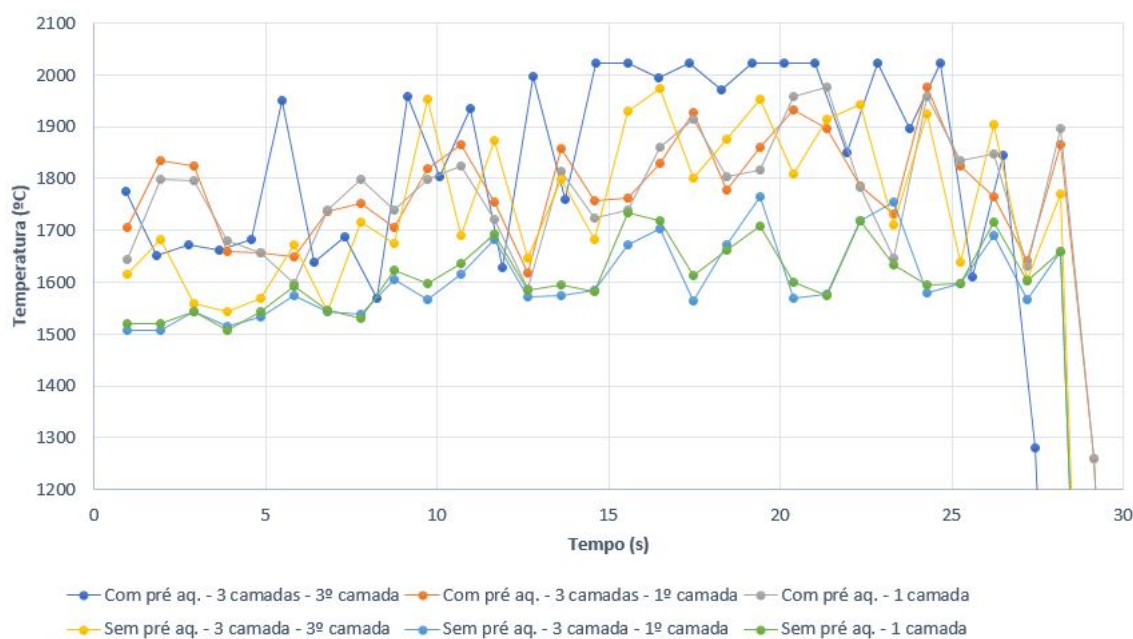
| Potência do Laser [W] | Velocidade de Deposição [mm/s] | Caudal de Pó [g/min] | Caudal de Gás Protetor [L/min] | Caudal de Gás Coaxial [L/min] | Nozzle Distance [mm] | Diâmetro Focal Do Laser [mm] | Overlap [%] |
|-----------------------|--------------------------------|----------------------|--------------------------------|-------------------------------|----------------------|------------------------------|-------------|
| 1850                  | 12                             | 12                   | 30                             | 4                             | 12                   | 2.5                          | 30          |

### 4.3 Influência do Pré Aquecimento do Substrato

A partir do sistema E-MAqS juntamente com o *software* LompocPro 8, foi possível obter as variações de temperatura máxima e média do banho de fusão em ordem ao tempo nas deposições correspondentes às amostras de 1 e 3 camadas com e sem pré aquecimento a 400 °C. As Figuras 4.13 e 4.14 ilustram essas mesmas variações. Nos casos de estudo 2 e 4, representativos das deposições de 3 camadas, foram recolhidas as evoluções de temperatura na primeira e terceira camadas depositadas.



**Figura 4.13** Evolução da temperatura média do banho de fusão durante as deposição de planos e paredes com e sem pré aquecimento



**Figura 4.14** Evolução da temperatura máxima do banho de fusão durante as deposição de planos e paredes com e sem pré aquecimento

Inicialmente, pode-se salientar os picos de temperatura presentes em cada uma das curvas tanto na evolução da temperatura média como máxima, correspondentes às mudanças de direção da cabeça de deposição. Nestas situações, a cabeça de deposição fica num zona mais reduzida durante um intervalo de tempo maior, resultando numa entrega térmica mais elevada e, conseqüentemente, numa subida de temperatura no banho de fusão. De referir, ainda, que quanto mais elevada for a gama de temperaturas correspondente a cada uma das amostras, mais acentuadas são as variações de temperatura ao longo da deposição. Este fenómeno faz sentido na medida em que quanto maior a diferença de temperatura entre o banho de fusão e a temperatura ambiente, maior será a taxa de transferência de calor com o ambiente e, conseqüentemente, as variações de temperatura do banho de fusão. Relativamente à temperatura média do banho de fusão, constata-se que os valores de temperatura correspondentes às amostras fabricadas com pré aquecimento são superiores aos valores de temperatura correspondentes às amostras produzidas sem pré aquecimento. Isto deve-se ao incremento de calor provocado pelas resistências elétricas presentes no substrato, cuja função é garantir a estabilidade da temperatura de pré aquecimento. Conseqüentemente, a entrega térmica do laser juntamente com o calor resultante do pré aquecimento resulta num banho de fusão com temperaturas mais elevadas. No entanto, no caso das temperaturas máximas, na 3ª camada da amostra 2 (linha amarela), esse incremento de calor fornecido pelas resistências elétricas já não tem tanto impacto. Neste caso, é o incremento de calor causado pelo arrefecimento incompleto até à temperatura ambiente da camada anterior que faz com que as temperaturas máximas da 3ª camada da amostra 2 (linha amarela) se encontrem na mesma gama de temperaturas

que as amostras 3 e 4 (linhas cinza, laranja e azul escuro). Resumidamente, o pré aquecimento deixa de ser um fator relevante na variação da temperatura máxima do banho de fusão quando se constrói em altura.

Além disso, é de notar que a quantidade de camadas construídas influencia a temperatura média e máxima do banho de fusão, especialmente alguns segundos após o início da deposição, dado que aquando da construção da 3ª camada no caso da amostra 2, a diferença de temperaturas entre a 3ª camada da amostra 2 (linha amarela) e ou a 1ª camada da mesma amostra (linha azul clara) ou a amostra 1 (linha verde) é francamente notória. O mesmo se sucede na amostra 4 (diferença entre a linha azul e as linhas cinza e laranja). Isto deve-se ao facto de as camadas anteriores não terem um intervalo de tempo longo o suficiente para arrefecerem até à temperatura ambiente, incorrendo numa acumulação de calor na amostra que aumenta ligeiramente com o tempo de deposição, como se pode verificar pela subidas das temperaturas média e máxima.

#### 4.3.1 Análise da Microestrutura e Composição Química

Como foi enunciado no Subcapítulo 3.5.2, foram obtidas imagens SEM e análises EDS alusivas às quatro amostras em estudo através do CEMUP. De seguida, encontram-se esses mesmos dados juntamente com imagens de microscópio ótico que permitem observar com maior detalhe a morfologia e tamanho de grão. Inicialmente, têm-se as imagens SEM, análises EDS e imagens de microscópio ótico alusivas à amostra 1, que se encontram expostas desde a Figura 4.15 até à Figura 4.23, inclusive, pela ordem enunciada.

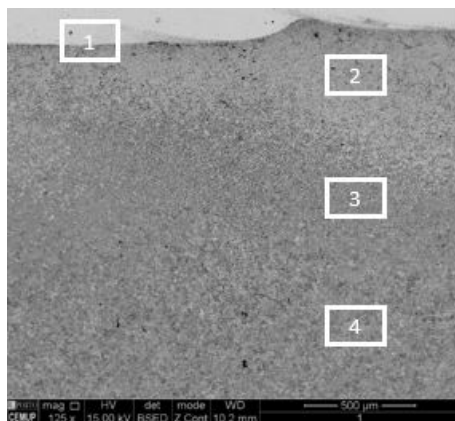
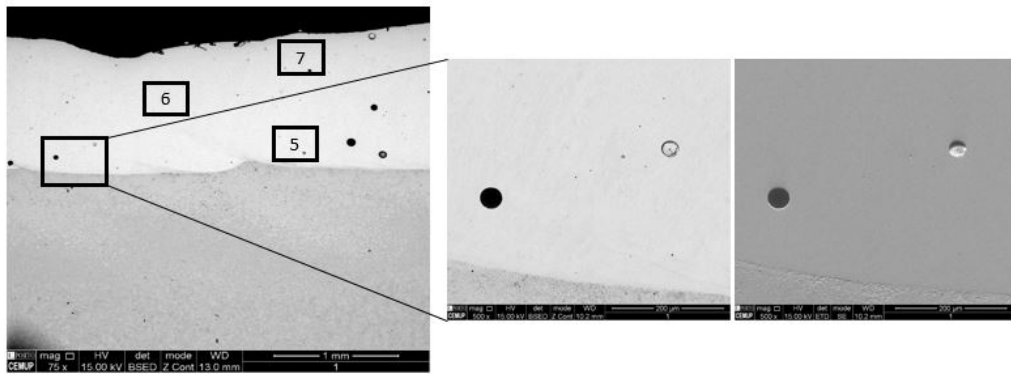
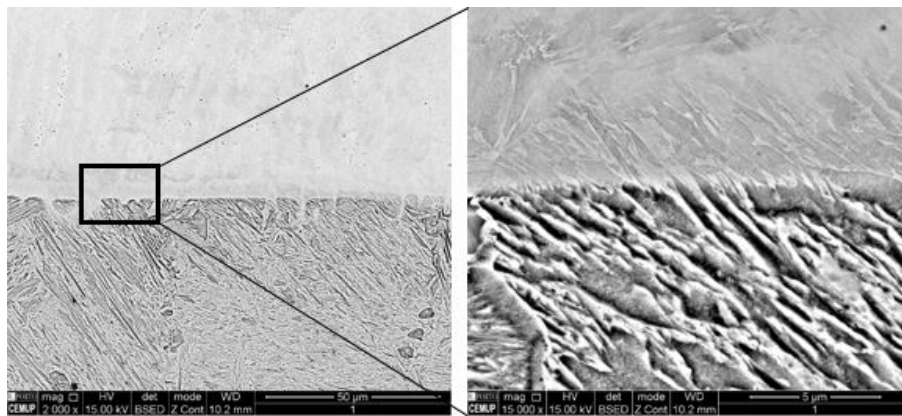


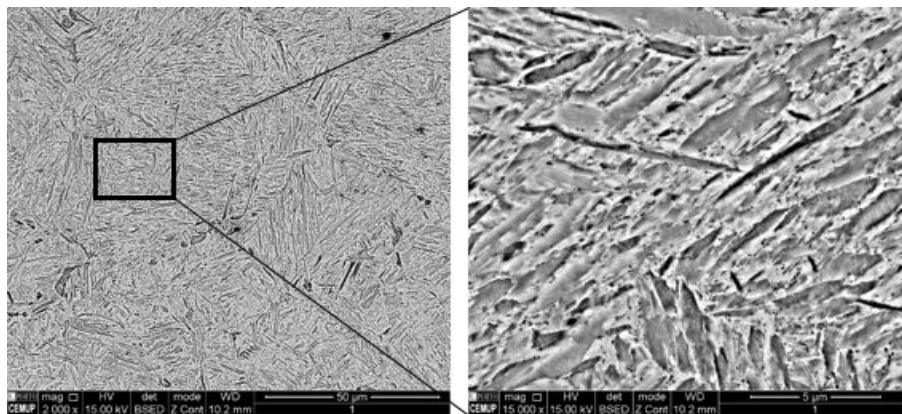
Figura 4.15 Vista geral das zonas 1, 2, 3 e 4 da Amostra 1



**Figura 4.16** Vista geral das zonas 5, 6 e 7 e vista ampliada de um pó nao fundido e de uma porosidade



**Figura 4.17** Vista ampliada da zona 1 da Amostra 1



**Figura 4.18** Vista ampliada da zona 2 da Amostra 1

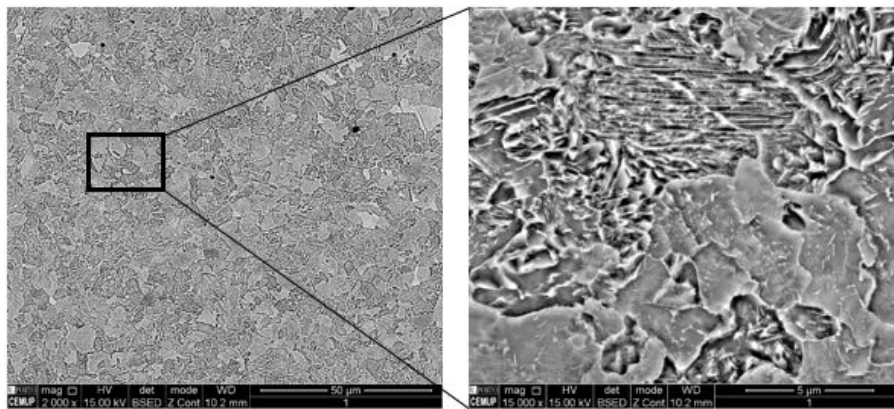


Figura 4.19 Vista ampliada da zona 3 da Amostra 1

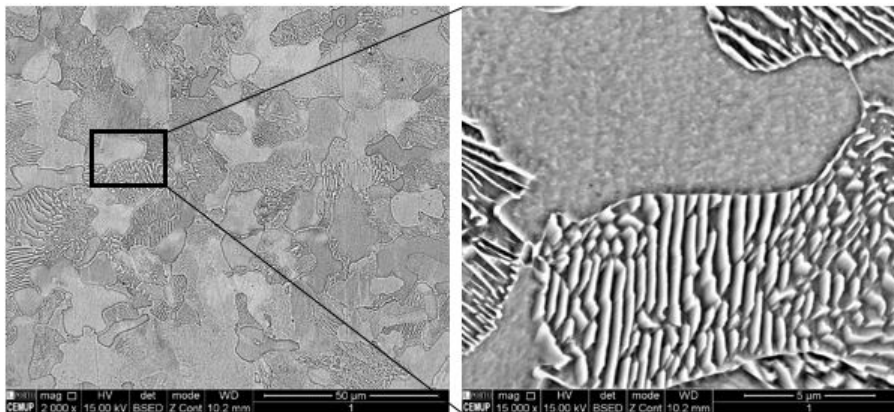
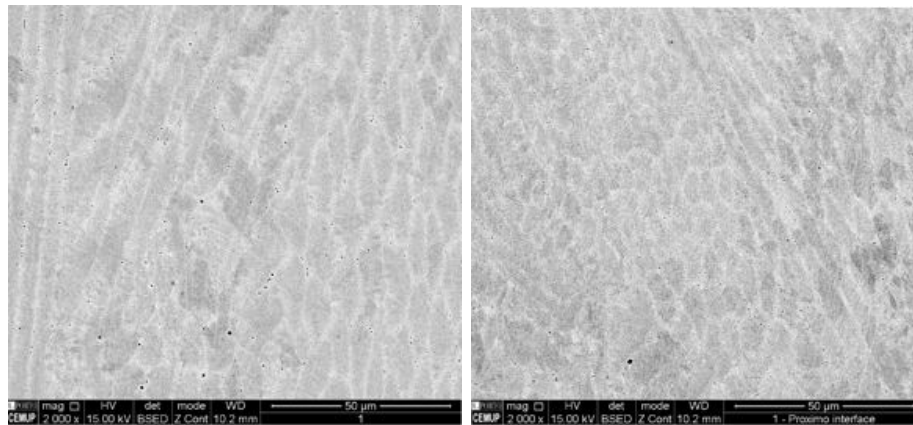
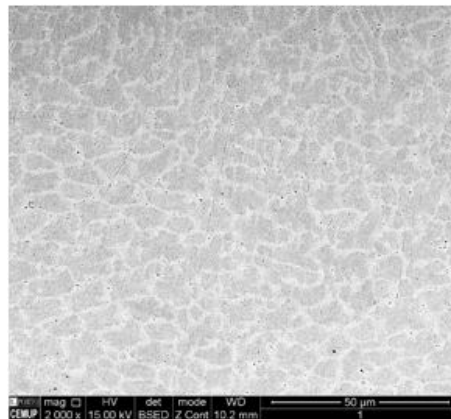


Figura 4.20 Vista ampliada da zona 4 da Amostra 1



(a) Vista ampliada da zona 5

(b) Vista ampliada da zona 6



(c) Vista ampliada da zona 7

**Figura 4.21** Vistas ampliadas das zonas 5, 6 e 7 da Amostra 1

Relativamente às imagens SEM da amostra 1, é de salientar, antes de mais, a análise efetuada para compreender se os defeitos esféricos presentes eram inclusões ou porosidades. Através da mudança do modo BSED para o modo SE, foi possível compreender que o defeito esférico mais à esquerda era uma porosidade (devido à cor mais escura que denuncia uma densidade atômica bastante inferior ao 18Ni300) e o defeito mais à direita era um pó não fundido (devido à cor mais clara que denuncia uma densidade atômica superior ao material circundante). Agora, começando pela análises das zonas 1, 2, 3 e 4 representativas da microestrutura na interface e no substrato e mais concretamente pela Figura 4.17, é possível verificar a existência de crescimento epitaxial do grão, o que demonstra a boa compatibilidade e ligação entre o material do substrato e o material depositado. Como será apanágio na análise das seguintes imagens SEM, é impossível afirmar com total certeza o que pode ser observado nas mesmas. Para isso, seria necessário obter imagens EBSD para, por exemplo, confirmar se na Figura 4.18 a microestrutura nessa zona perto da interface se encontra no domínio austenítico ou no domínio martensítico. A análise será feita em suposições do que se pensa ser mais provável estar presentes nessas mesmas imagens,

tendo como base o estudo da literatura efetuado. Neste caso, acredita-se com maior certeza que a microestrutura presente na zona 2 é martensite acicular, tendo em conta os dados das microdurezas recolhidas presentes no Subcapítulo 4.3.2 que serão analisados no mesmo. Já na zona 3, corresponde à ZAC, pensa-se estar na presença de bainite, perlite e ferrite, tendo em conta a morfologia do grão. As zonas mais uniformes constituem a ferrite e as zonas de morfologia lamelar constituem a bainite e a perlite. Por fim, na zona 4, é possível distinguir visualmente de forma ainda mais clara a presença de uma microestrutura constituída por perlite e ferrite com um grão mais grosseiro que na ZAC, que acaba por ser a microestrutura regular do CK45 no estado forjado, confirmando que a zona 4 já se integra na parte do material que não foi influenciada termicamente pela deposição de material.

De seguida, têm-se as zonas 5, 6 e 7, correspondentes à microestrutura do material depositado após arrefecimento e solidificação. Na Figura 4.21a, verifica-se a existência de grãos planares (que também é possível observar na Figura 4.17), mais concretamente no lado esquerdo da figura. Este fenómeno é resultado duma transferência de calor brusca entre o substrato que se encontra à temperatura ambiente e o material depositado que se encontra a mais de 1000 °C, provocando o crescimento acentuado do grão na direção da transferência de calor, ou seja, na vertical. Já na Figura 4.21b, correspondente à zona intermédia do material depositado, é possível observarem-se dendrites bastante alargadas devido à direção quase vertical da transferência de calor. Já na Figura 4.21c, representativa da microestrutura no topo da deposição, é de notar a presença de grãos equiaxiais orientados também na direção de transferência de calor, que têm esta morfologia devido aos gradientes térmicos mais reduzidos nesta zona superior da deposição (devido à menor transferência de calor por condução com o substrato) em comparação com a zona de interface. Nesse sentido, os presentes resultados podem ser corroborados pela literatura que confirma a presença de grãos mais alongados ou colunares perto da interface do material depositado com o substrato, dado que estes último tende a funcionar como dissipador de calor. Já nas zonas superiores do material depositado, a distância ao substrato é maior, logo o grão não cresce de forma tão pronunciada na vertical. Ainda assim, os grãos encontram-se consistentemente orientados na direção de transferência de calor (crescimento equiaxial) [100].



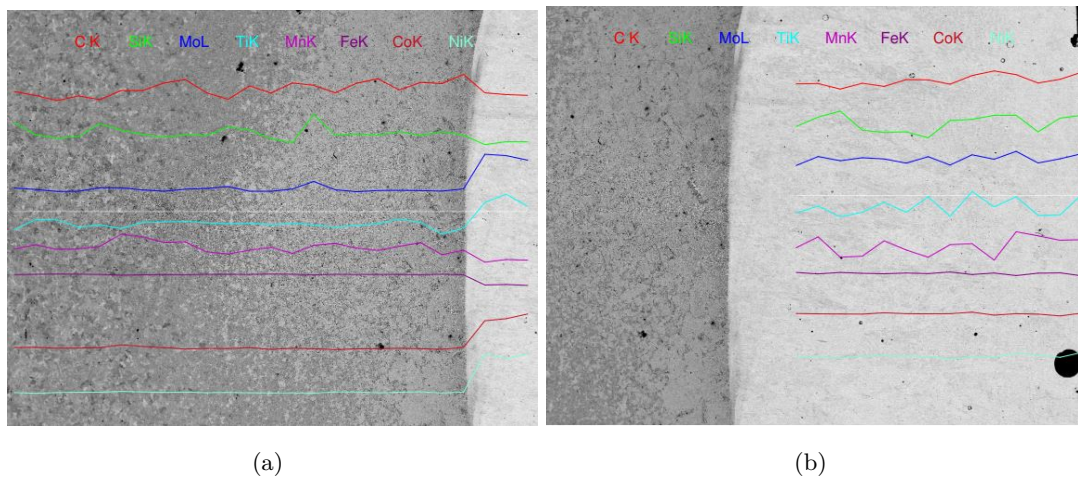
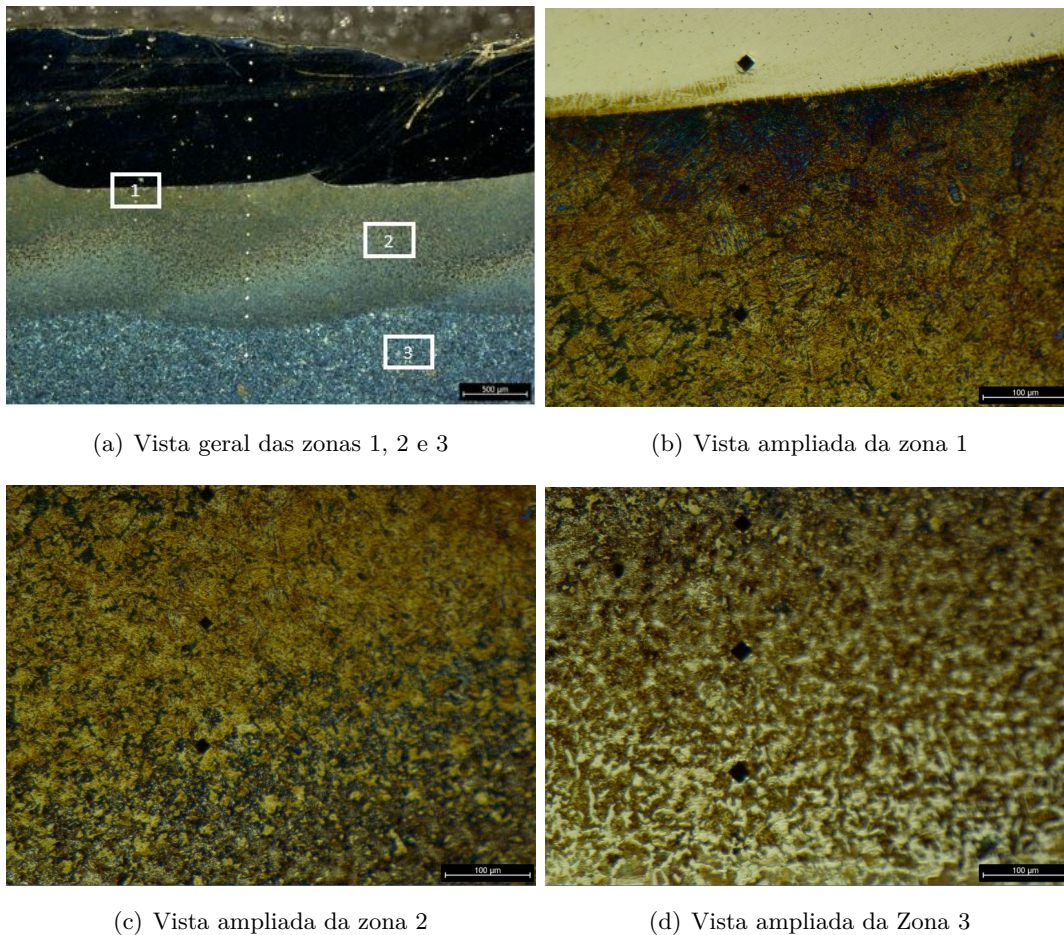


Figura 4.22 Resultados das análises EDS à Amostra 1

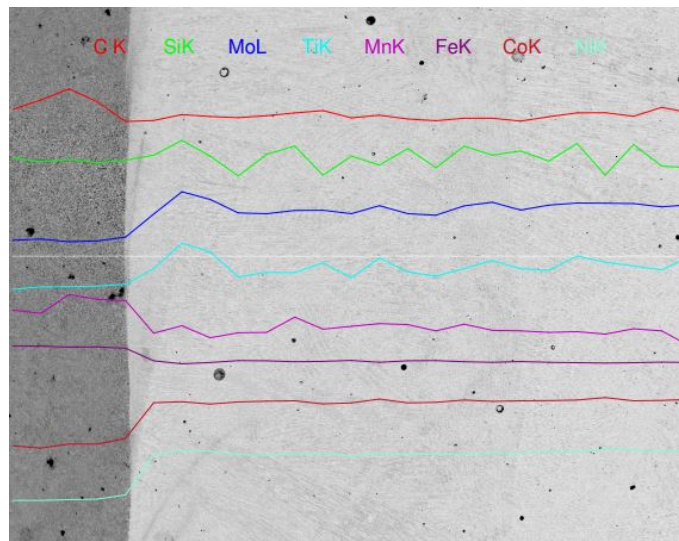
Relativamente aos resultados das análises EDS da amostra 1 evidenciados na Figura 4.22, é possível observar-se as subidas bruscas de percentagem de elementos como o níquel, o cobalto, o molibdénio e o titânio num grau mais reduzido alinhadas com a transição do substrato (zona mais escura) para o material depositado (zona mais clara). Nesse sentido, conclui-se que não houve difusão significativa dos elementos presente no 18Ni300 no próprio substrato de CK45.



**Figura 4.23** Imagens do microscópio ótico da Amostra 1

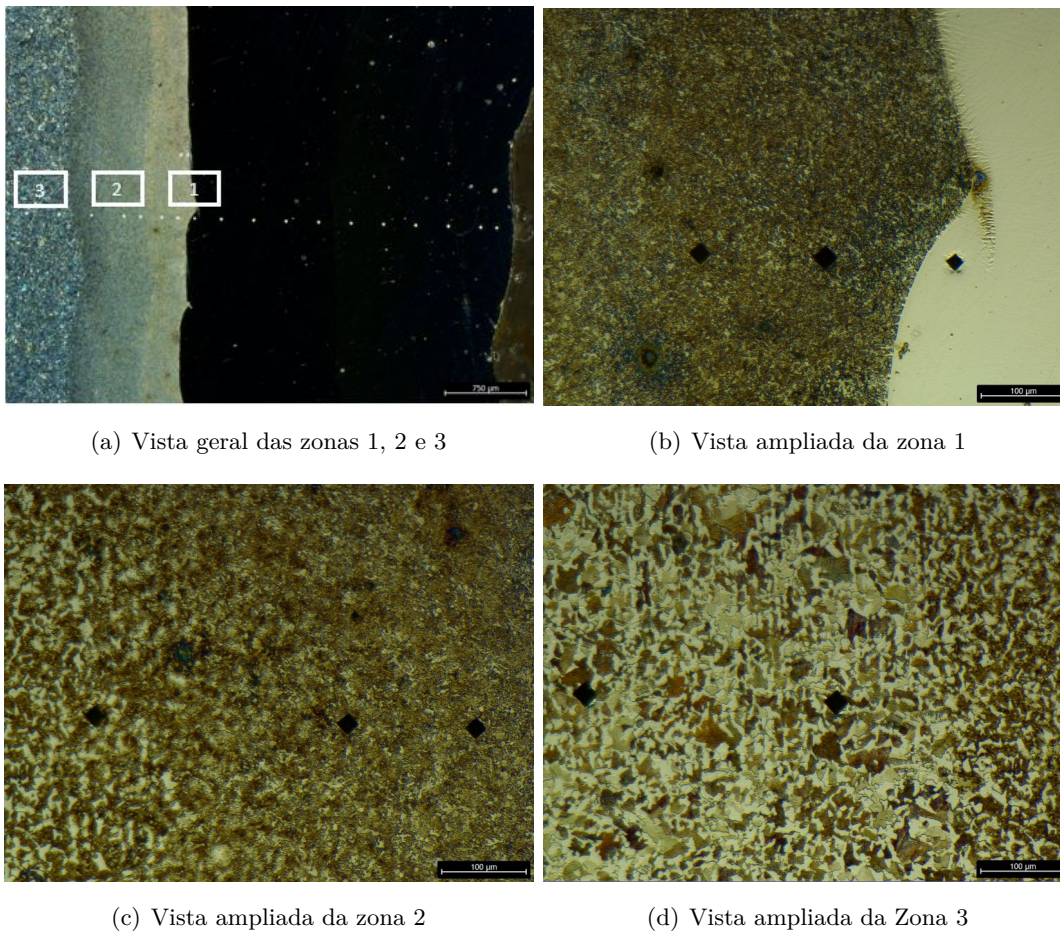
Por fim, no que diz respeito às imagens do microscópio ótico referentes à interface e substrato da amostra 1 presentes na Figura 4.23, estas vêm efetivamente consolidar as conclusões retiradas nas imagens SEM. Na Figura 4.23a, é possível fazer a distinção entre a deposição, a ZAC e o substrato não afetado de forma francamente mais clara. Na Figura 4.23b, a zona mais escura próxima da interface é equivalente à possível presença de martensite acicular na Figura 4.18. Mais uma vez, da ZAC para o substrato, é possível observar-se um refinamento do grão da Figura 4.23d para a Figura 4.23c, confirmando que nesta última a microestrutura foi termicamente afetada, fazendo parte da ZAC, e a figura com o grão mais grosseiro representa o substrato no estado forjado sem influência visível do processo de deposição.

De seguida, têm-se os resultados da análise EDS e imagens do microscópio ótico alusivos à amostra 2, presentes nas Figuras 4.24 e 4.25, respetivamente, pela ordem mencionada.



**Figura 4.24** Resultados das análises EDS à Amostra 2

Nos resultados das análises EDS realizadas na amostra 2, é possível observar um resultado similar ao da amostra 1, onde as percentagens de níquel, cobalto, titânio (de forma mais acentuada neste caso) e molibdénio sofrem uma subida proeminente exatamente na zona de interface entre o 18Ni300 e o CK45, mostrando, mais uma vez, a inexistência de difusão de elementos de liga do material depositado no próprio substrato.

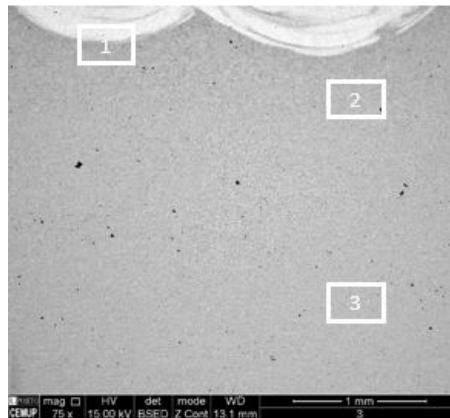


**Figura 4.25** Imagens do microscópio ótico da Amostra 2

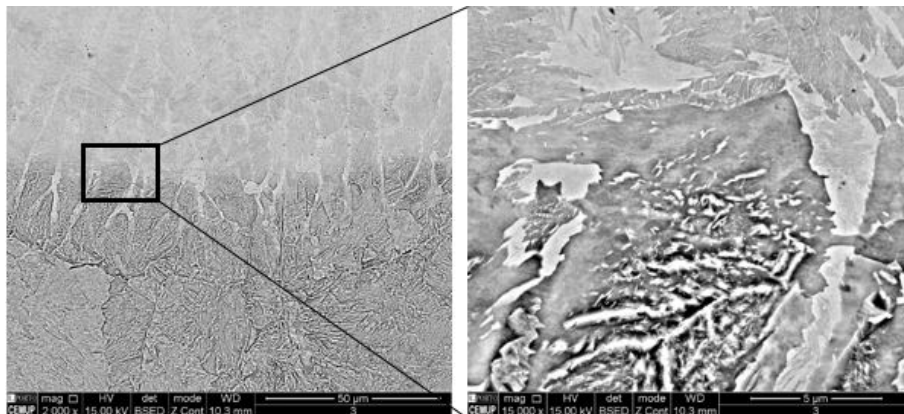
No que concerne às imagens da interface e substrato da amostra 2 obtidas através do microscópio ótico, pode-se desde já, mais uma vez, observar de forma clara a distinção entre a interface, a ZAC e o substrato de CK45, equivalentes às zonas 1, 2 e 3 da Figura 4.25. É de notar a presença de grãos planares na zona depositada acima da interface desta amostra que, tal como a amostra 1, não foi pré aquecida e, como tal, as transferências de calor bruscas provocaram o seu aparecimento, apesar da visibilidade do mesmo não ser ótima. Ainda assim, o aspeto que mais se destaca é indubitavelmente a disparidade no refinamento do grão entre as imagens. Quanto mais distante da zona de interface se estiver, mais grosseiro o grão se torna, alcançando eventualmente a zona do CK45 que não foi afetada termicamente, repleta de perlite (zonas mais escuras, queimadas pelo ataque químico) e ferrite (zonas mais claras e uniformes). No entanto, na Figura 4.25b encontra-se uma disparidade face aos resultados obtidos na mesma zona na amostra 1: a microestrutura perto da interface possui uma morfologia francamente distinta, sendo que a possível presença de martensite acicular já não é um fator a considerar na amostra 2. Juntamente com os resultados obtidos a partir da recolha das microdurezas das quatro amostras, cuja análise se encontra exposta no Subcapítulo 4.3.2, é possível concluir que

devido ao facto de a amostra 2 ser constituída por 3 camadas de material, o fenómeno de *remelting* aquando da deposição da 2ª ou 3ª camada aplicou um revenido na zona da interface no CK45, resultando num refinamento do grão tanto na interface como na ZAC. Daí surge a forte disparidade de tamanho de grão entre Figura 4.25c (ZAC) e a Figura 4.25d (substrato não afetado termicamente).

Seguidamente, têm-se as imagens SEM, imagens do microscópio ótico e análises EDS correspondentes à amostra 3, presentes desde a Figura 4.26 até à Figura 4.33, inclusive, pela ordem mencionada.



**Figura 4.26** Vista geral das zonas 1, 2 e 3 da Amostra 3



**Figura 4.27** Vista ampliada da zona 1 da Amostra 3

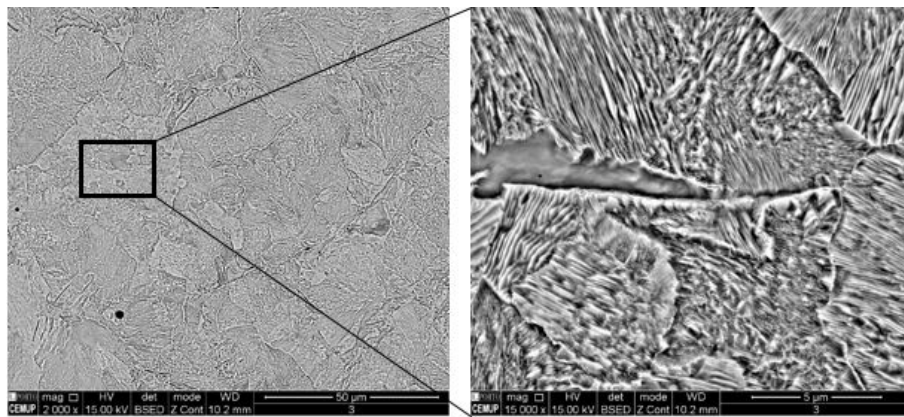


Figura 4.28 Vista ampliada da zona 2 da Amostra 3

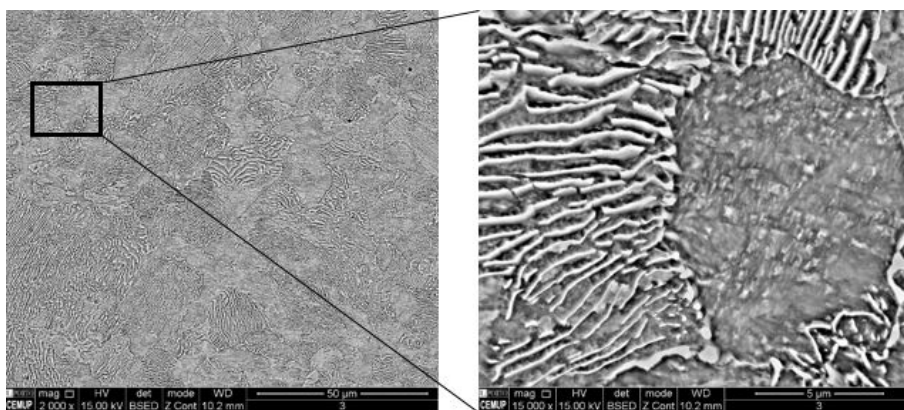
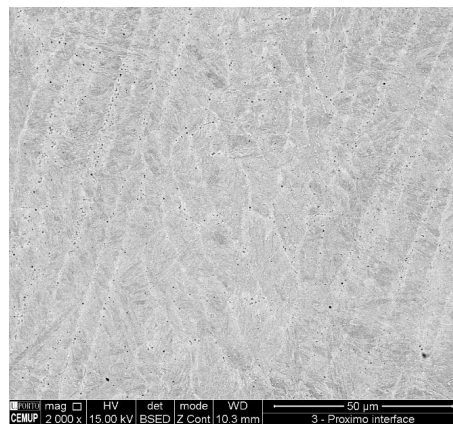
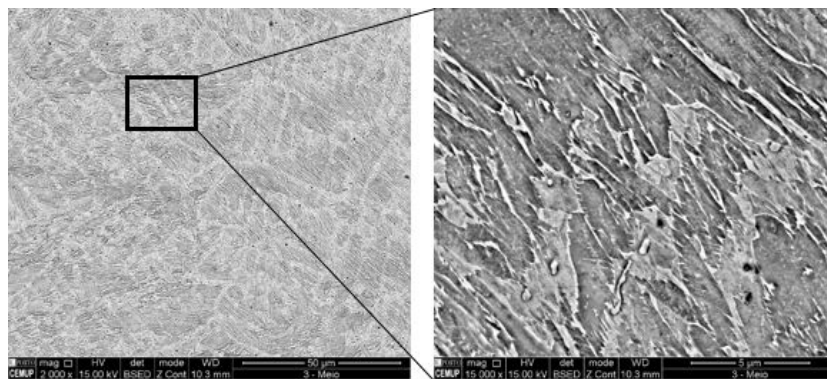


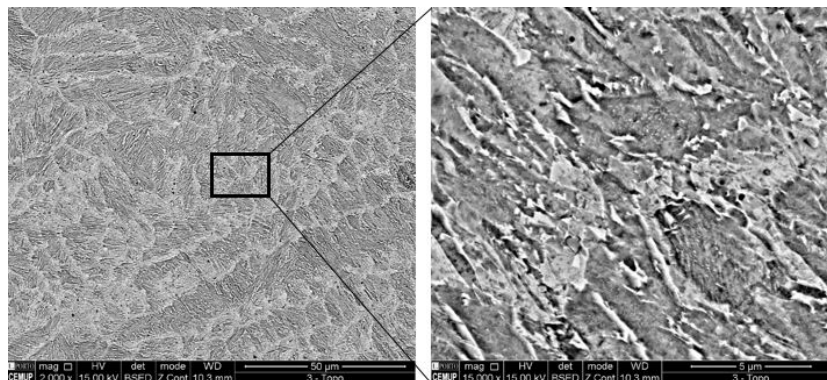
Figura 4.29 Vista ampliada da zona 3 da Amostra 3



(a) Vista ampliada da deposição perto da interface



(b) Vista ampliada da zona intermédia da deposição



(c) Vista ampliada do topo da deposição

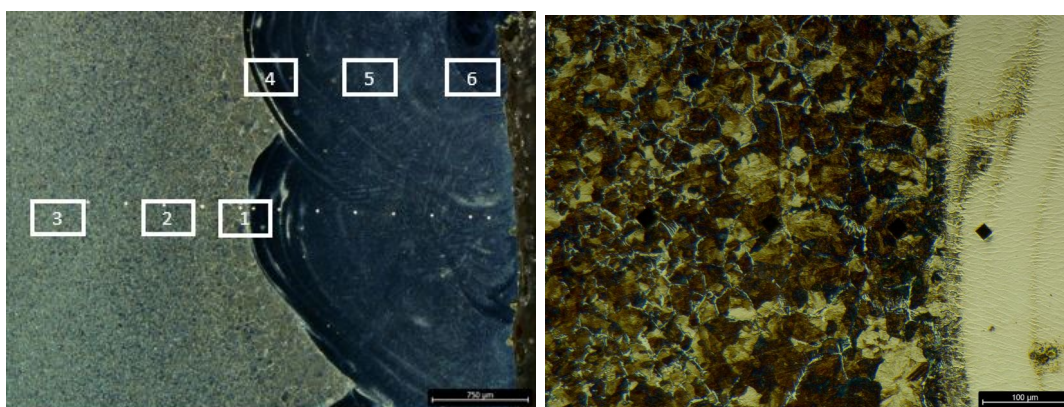
**Figura 4.30** Vistas ampliadas da deposição na Amostra 3

Relativamente às imagens SEM alusivas à interface e substrato da amostra 3, pode-se desde já observar o efeito do pré aquecimento na zona de interface, visível tanto na Figura 4.28 como na Figura 4.27. Nesta última pode-se, também, verificar o crescimento epitaxial do grão, confirmando a boa ligação entre o substrato e o material depositado, mais uma vez. No entanto, ao comparar as zonas do substrato perto da interface das amostras

1 e 3, observa-se de imediato uma mudança drástica na morfologia da microestrutura, que parece ser composta por bainite, perlite lamelar e ferrite. Isto deve-se ao facto do pré aquecimento de 400 °C aplicado colocar o CK45 acima da linha  $M_s$  no seu respetivo diagrama CCT presente na Figura 2.27. Assim, como o arrefecimento da placa foi bastante lento, reduzindo a entrega térmica das resistências gradualmente até atingir a temperatura ambiente, não se incorreu em nenhum risco de formação de martensite de forma e garantiu-se o aparecimento das fases presentes na Figura 4.28 com sucesso, criando uma zona de interface mais uniforme não só em termos de microestruturas mas também em termos de microdurezas, como se irá observar no Sucapítulo 4.4.2. Na zona 3, o grão fica mais grosseiro, seguindo o padrão de evolução do tamanho de grão anteriormente descrito na análise da amostra 2, apresentando perlite lamelar e ferrite, também.

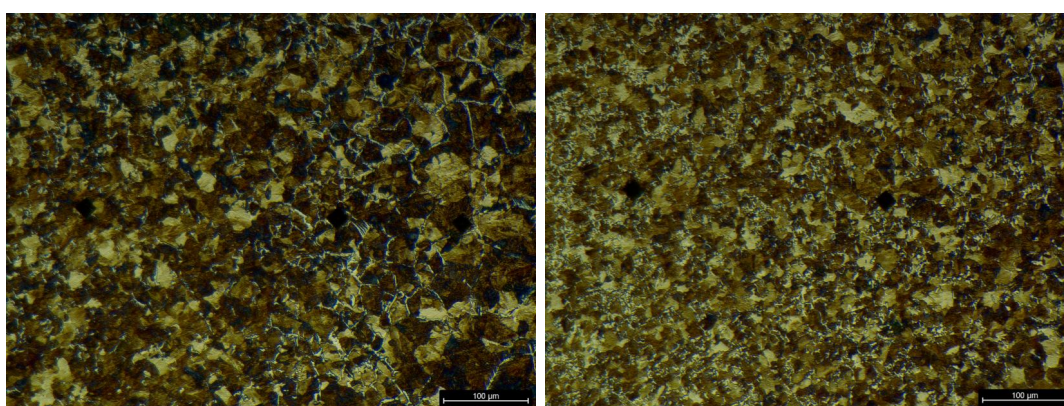
Posteriormente, nas imagens correspondentes à microestrutura do material depositado presentes na Figura 4.30, é de notar a presença de dendrites alongadas junto à interface e não do grão planar comum nas amostras 1 e 2. Isso deve-se ao menor gradiente de temperaturas existente na interface da amostra 3, resultado da aplicação do pré aquecimento no substrato. Assim, o crescimento do grão na direção de transferência de calor não é tão proeminente, como se pode observar pela Figura 4.30a. De resto, o padrão é o mesmo que o analisado nas amostra 1 e 2, onde na zona intermédia (Figura 4.30b) se observam dendrites alongadas, também, e no topo da deposição (Figura 4.30c) observa-se os grãos equiaxiais.





(a) Vista geral das zonas 1, 2, 3, 4, 5 e 6

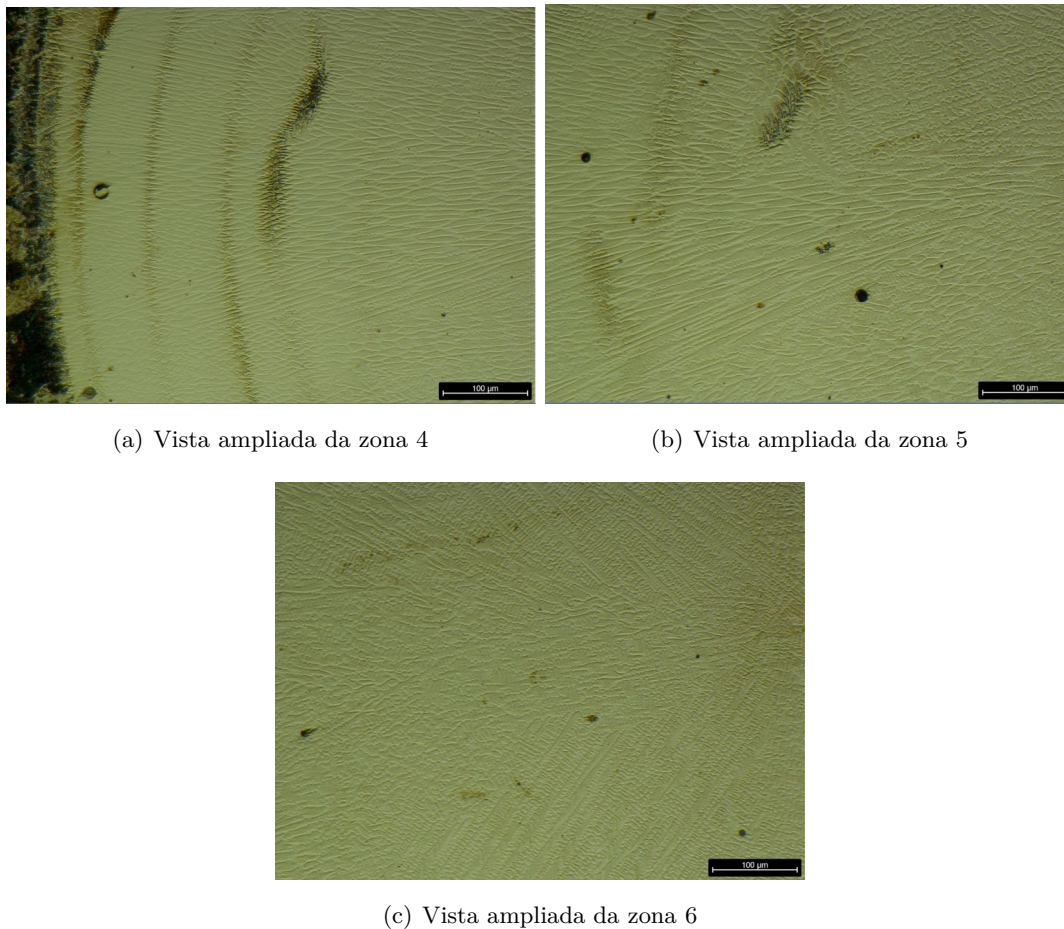
(b) Vista ampliada da zona 1



(c) Vista ampliada da zona 2

(d) Vista ampliada da Zona 3

**Figura 4.31** Imagens do microscópio ótico da interface e substrato da Amostra 3

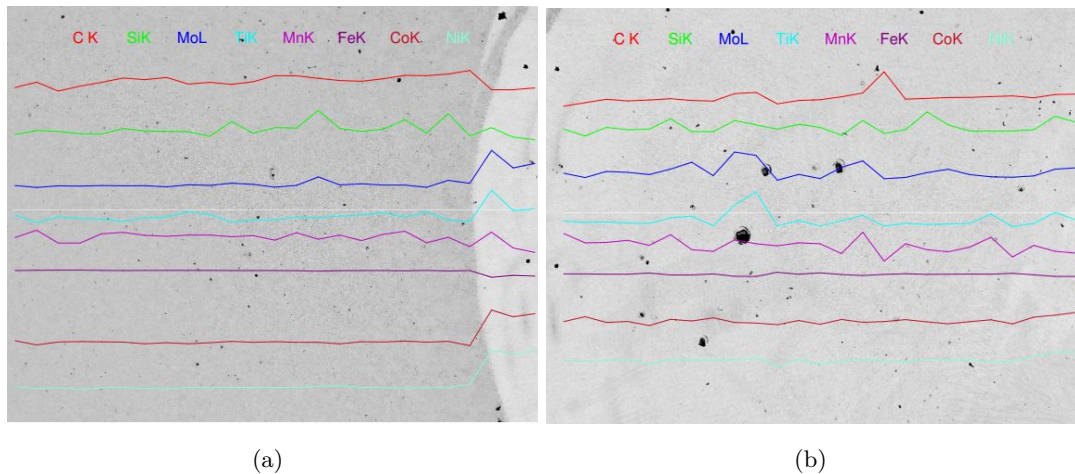


**Figura 4.32** Imagens do microscópio ótico da parte depositada da Amostra 3

Seguidamente, nas imagens obtidas através do microscópio ótico da amostra 3, é de notar uma microestrutura mais uniforme na transição da zona da interface para a ZAC e da ZAC para o substrato não afetado. Na Figura 4.31, é possível observar as dendrites alongadas junto da zona de interface no material depositado. As fases observadas em todas as vistas ampliadas incluem perlite e ferrite, sendo resultado tanto da aplicação do pré aquecimento acima da linha  $M_s$  do diagrama CCT do CK45 e de um arrefecimento lento o suficiente para se formarem essas mesmas fases. Nesse sentido, o objetivo do pré aquecimento foi atingido com sucesso, pelo menos em termos de microestrutura. Posteriormente, a análise das microdurezas irá contribuir para a validação mais sólida da afirmação anterior.

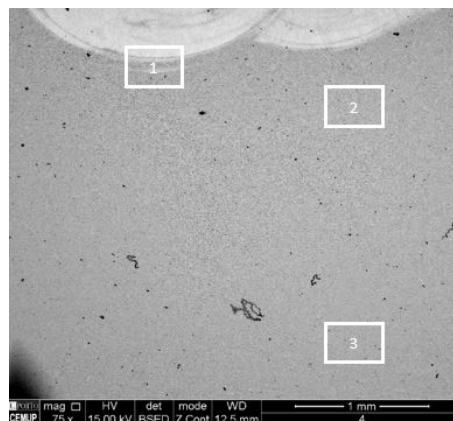
Relativamente às imagens retiradas a partir do microscópio ótico alusivas à zona depositada, tem-se mais uma vez, como já foi mencionado, a presença de dendrites alongadas junto à interface e na zona intermédia tanto na Figura 4.32a como na Figura 4.32b, prova de que o pré aquecimento reduziu os gradientes de temperatura, ou seja, a transferência de calor da deposição para o substrato não influenciou de forma tão proeminente o alongamento do grão ao ponto de se formarem grãos planares, como no caso das amostras 1 e 2.

Na Figura 4.32c, na zona mais à direita, é possível, mais uma vez, observar a morfologia de grão equiaxial presente nas restantes amostras analisadas anteriormente.



**Figura 4.33** Resultados das análises EDS à Amostra 3

No que diz respeito aos resultados das análises EDS da amostra 4, os resultados são distintos comparativamente às amostras 1 e 2 que não tiveram pré aquecimento do substrato. Aqui, verifica-se efetivamente difusão dos elementos de liga do 18Ni300 no substrato de CK45, dado que os picos de percentagem de elementos se dão ainda no substrato, especialmente níquel e cobalto mas cobalto e titânio também de forma não tão pronunciada.



**Figura 4.34** Vista geral das zonas 1, 2 e 3 da Amostra 4

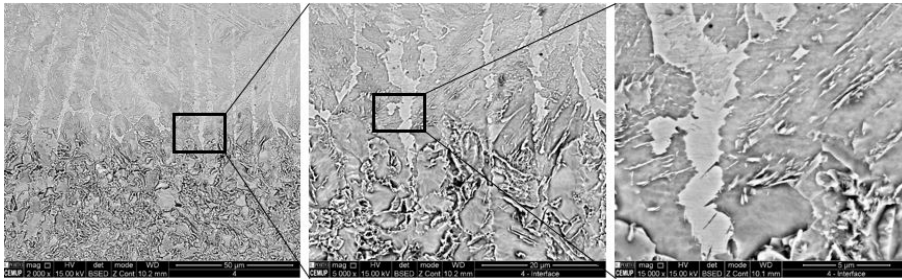


Figura 4.35 Vista ampliada da zona 1 da Amostra 4

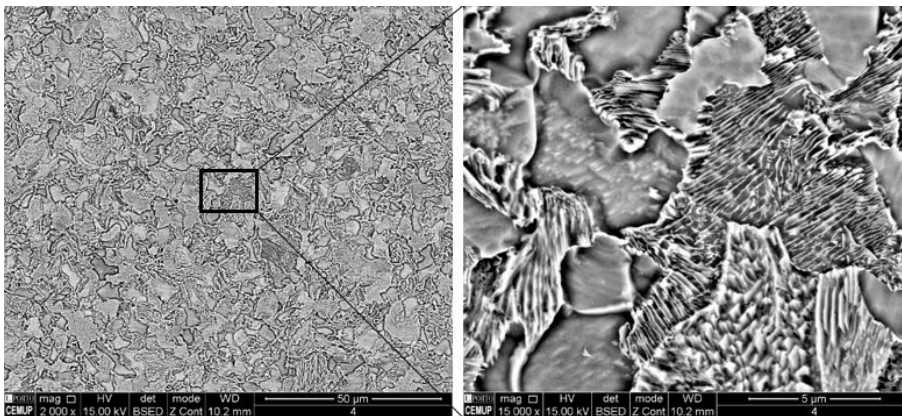


Figura 4.36 Vista ampliada da zona 2 da Amostra 4

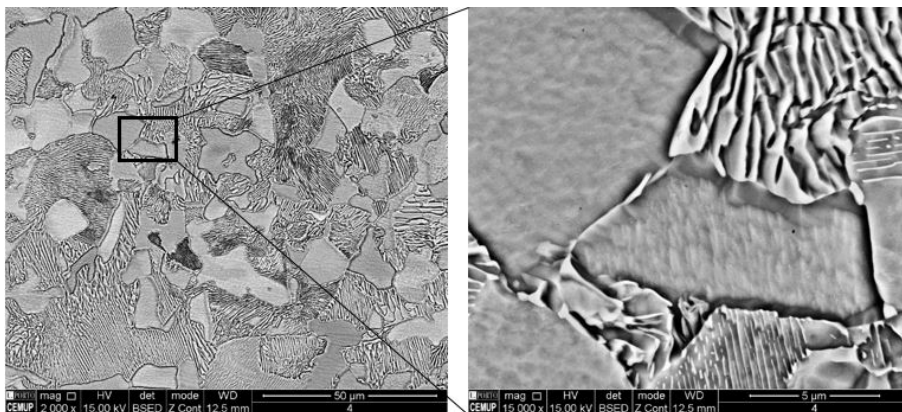
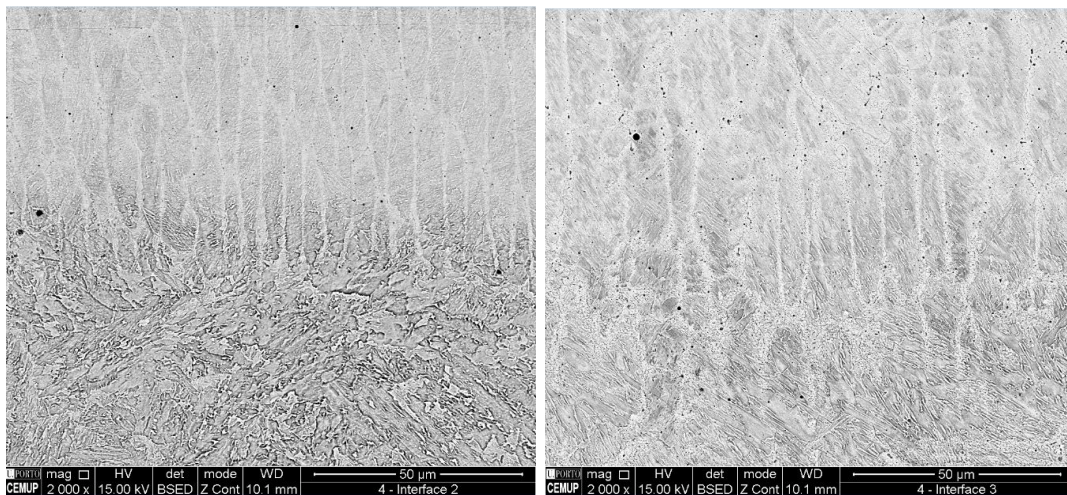
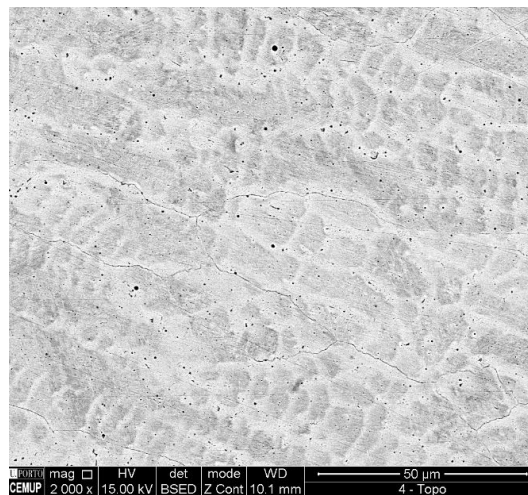


Figura 4.37 Vista ampliada da zona 3 da Amostra 4



(a) Vista ampliada da interface

(b) Vista ampliada da zona intermédia



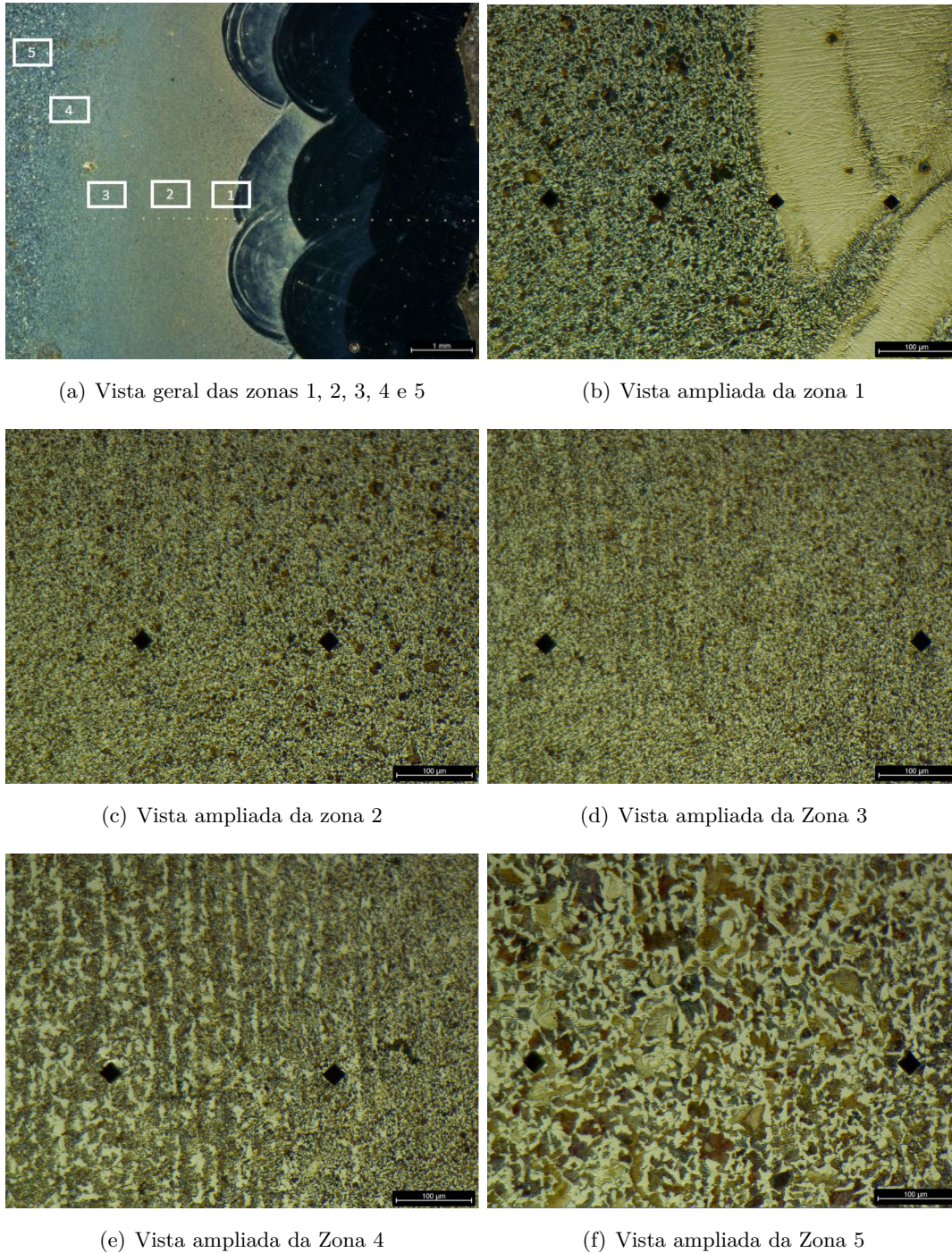
(c) Vista ampliada do topo da 3ª camada

**Figura 4.38** Vistas ampliadas da deposição na Amostra 4

Inicialmente, na zona 1 da amostra 4 (Figura 4.35, verifica-se, novamente, o crescimento epitaxial do grão na zona de interface, confirmando a boa qualidade da ligação entre os grãos correspondentes ao CK45 e ao 18Ni300. Além disso, na zona 2 evidenciada na Figura 4.36, que representa a ZAC da amostra 4, observa-se novamente a presença de perlite lamelar e ferrite e não de possível martensite acicular, demonstrando a eficácia da aplicação do pré aquecimento. Na zona 3, além das fases serem semelhantes às da zona 2, como se pode confirmar pela análise da Figura 4.37, o grão é bastante mais grosseiro seguindo o padrão de evolução de tamanho de grão mais fino perto da interface para grão mais grosseiro nas partes inferiores do substrato.

Posteriormente, e abordando as imagens alusivas à zona depositada presentes na Figura 4.38, observa-se novamente a presença das dendrites alongadas tanto na Figura 4.38a como na Figura 4.38b em vez do grão planar, que confirma o resultado positivo proveniente da

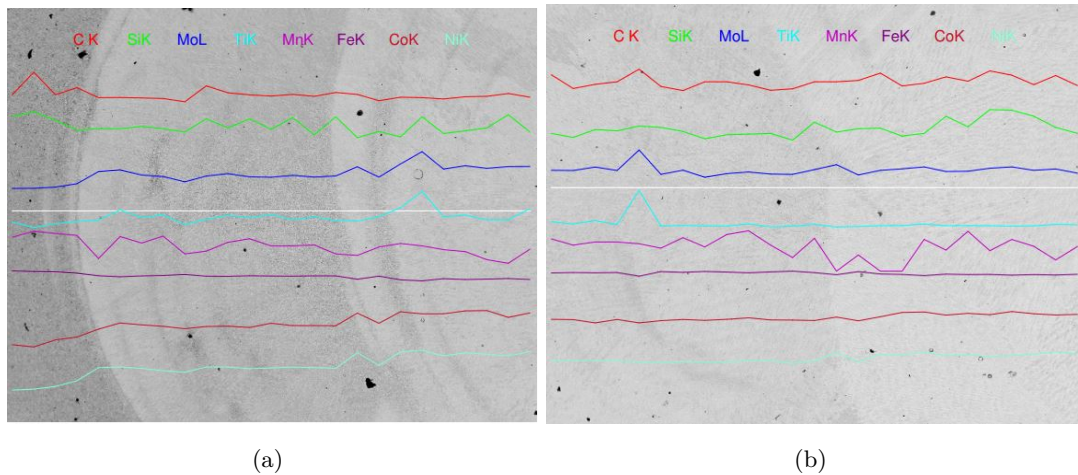
aplicação do pré aquecimento e, mais uma vez, a presença de grãos equiaxiais no topo da zona depositada.



**Figura 4.39** Imagens do microscópio óptico da Amostra 4

A respeito das imagens obtidas através do microscópio óptico da amostra 4, é de notar a distinção clara das fronteiras entre camadas e da fronteira entre a ZAC e o restante substrato presente na Figura 4.39a. O ponto mais relevante para levantar neste caso é

a evolução especialmente suave do tamanho de grão no substrato, tendo, em todas essas zonas, perlite e ferrite como fases predominantes na microestrutura.

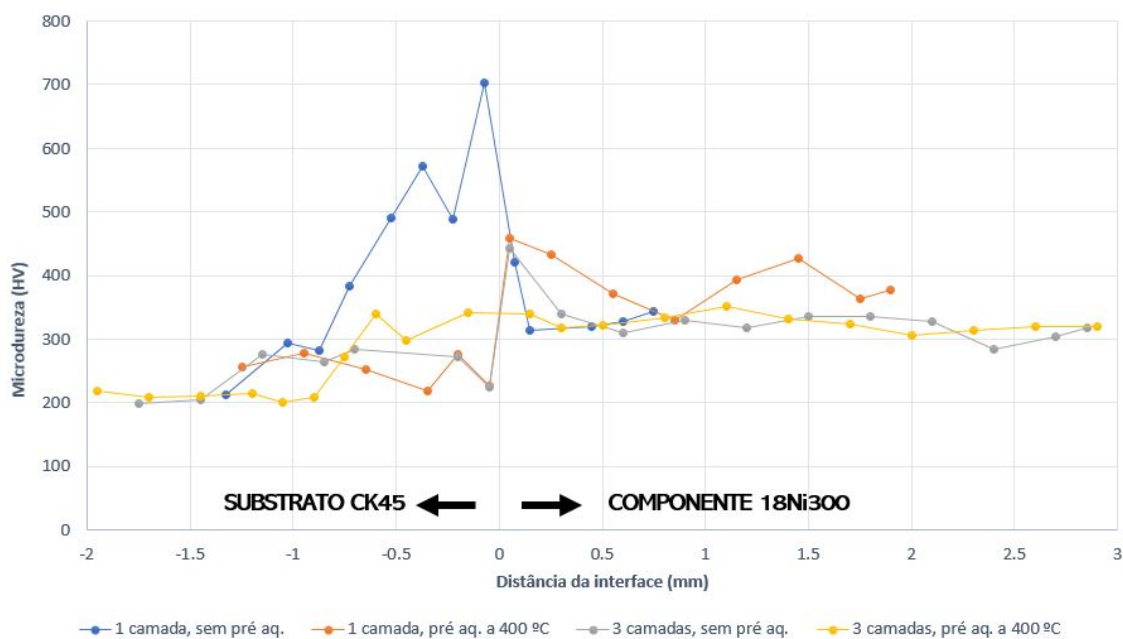


**Figura 4.40** Resultados das análises EDS à Amostra 4

Por fim, no que toca aos resultados das análises EDS presentes na Figura 4.40, tem-se um caso distinto das outras amostras, onde não se há uma subida súbita de percentagem de elementos de liga perto da zona de interface. Isto mostra que a difusão dos elementos de liga do 18Ni300 no substrato de CK45 teve especial proeminência na amostra 4, apenas se verificando subidas suaves das percentagens de níquel, cobalto, molibdénio e titânio.

### 4.3.2 Microdurezas

De seguida, na Tabela 4.41, encontram-se as microdurezas em função das cotas a que foram recolhidas.



**Figura 4.41** Microdurezas obtidas na interface das deposições de planos e paredes, com e sem pré aquecimento

Relativamente à amostra 1 (1 camada, sem pré aquecimento), pode-se constatar que a gama de durezas mantém-se à volta dos 200-300 HV. No entanto, quando as indentações alcançam a zona 0.5 mm antes da interface, os valores de microdureza disparam subitamente, atingindo o pico de microdureza nos 702 HV no substrato perto da interface. Estes valores elevados de dureza corroboram a presença do domínio martensítico observado nas imagens SEM e nas imagens do microscópio ótico perto da zona de interface no substrato. Posteriormente, os valores de dureza voltam a estabilizar na gama dos 300-350 HV (que corresponde à dureza do CK45 no estado forjado) aproximadamente 0.2 mm acima da interface. Estas variações de microdurezas não são benéficas aquando da aplicação destas condições em situações de reparação, dado que se traduzem em propriedades mecânicas demasiado díspares, podeno levar a falhas prematuras e comportamento mecânico não uniforme.

No que toca à amostra 2 (3 camadas, sem pré aquecimento), os valores de microdurezas mantêm-se novamente dentro do intervalo dos 200-300 HV, atingindo um pico já na zona depositada perto da interface de 443 HV. A variação de microdureza na interface é mais reduzida relativamente à amostra 1 devido ao revenido que o fenómeno de *remelting* aplica, tornando o material nesta zona mais macio em comparação. Os valores de microdureza voltam a estabilizar na gama dos 300-350 HV aproximadamente 0.5 mm acima da zona de interface.

No que diz respeito à amostra 3 (1 camada, com pré aquecimento), ao ser comparada com a amostra 1, permite confirmar a eficácia do pré aquecimento a 400 °C aplicado na mesma. Os valores de microdureza atingem o pico nos 459 HV (ligeiramente acima



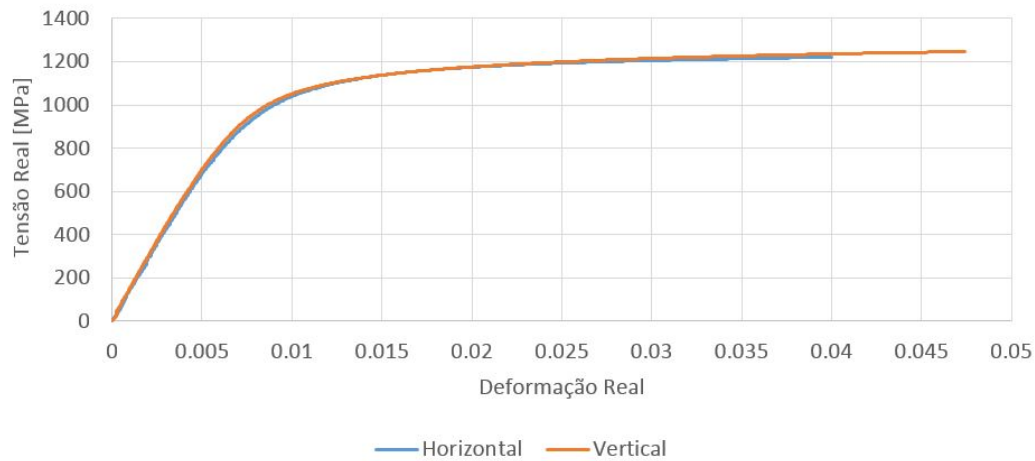
do pico da amostra 2) e acabam por estabilizar à volta dos 400 HV, demonstrando uma maior uniformidade nos valores de microdureza obtidos na zona depositada, apesar de, em média, serem valores mais elevados em comparação com as duas amostras analisadas anteriormente. Por outras palavras, a disparidade entre o pico de microdureza e os valores em que a mesma se estabiliza é menor que nas restantes amostras.

Por fim, na amostra 4, tem-se a situação considerada ideal em termos de uniformidade. Os valores de microdureza mantêm-se muitos próximos de 200 HV no substrato, sendo que o pico de microdurezas é de 342 HV e ocorre já no material depositado. Posteriormente, os valores de microdureza mantêm-se na mesma gama de valores de forma consistente [56].

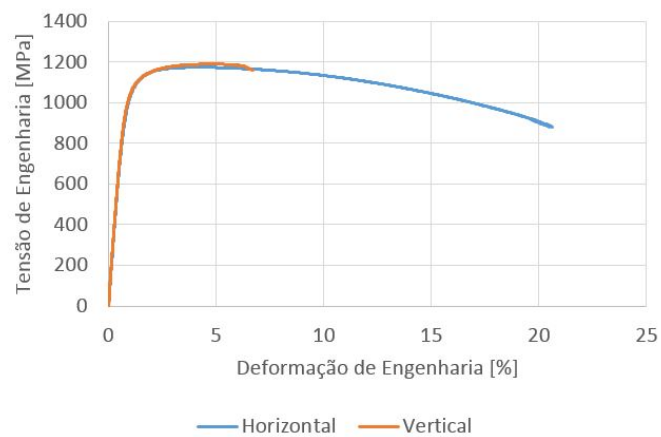
Em suma, é a amostra 4 que demonstra a maior uniformidade em termos de microdureza, microestrutura e composição química. Demonstra a evolução de tamanho de grão mais suave ao longo do substrato de todas as amostras, crescimento epitaxial na interface, dendrites alongadas na zona intermédia do material depositado sem apresentar qualquer tipo de grão planar e apresenta grãos equiaxiais nas zonas superiores do material depositado. Relativamente às análises EDS, verificou-se a transição mais suave em termos de percentagens de elementos de liga de todas as amostras analisadas. Consequentemente, é, então, a amostra com maior uniformidade na zona de interface em termos de composição química, como já foi mencionado anteriormente. Além disso, os parâmetros de *performance* utilizados na produção da mesma resultaram em amostras com pouca porosidade. Desta forma, a técnica de reparação desenvolvida com base nos parâmetros de *performance* obtidos e nas condições de pré aquecimento utilizadas acaba por se revelar como uma opção francamente viável e sólida. No entanto, o comportamento mecânico do material depositado e da interface bimetálica será testado no subcapítulo seguinte de forma a validar de forma ainda mais sólida a técnica de reparação desenvolvida.

## 4.4 Ensaio de Tração

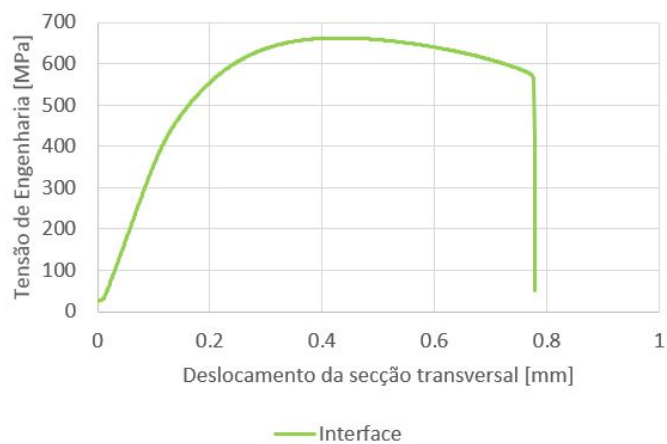
Como foi mencionado no procedimento experimental, foram testados três tipos de provetes: 18Ni300 no estado *as built* construídos na horizontal, 18Ni300 no estado *as built* construídos na vertical e provetes bimetálicos de 18Ni300 e CK45 com a zona de interface localizada na zona de secção estreita do provete. As curvas de tensão deformação reais e de tensão deformação de Engenharia encontram-se presentes nas Figuras 4.42 e 4.43. Já na Figura 4.44 têm-se os valores de tensão em função do deslocamento da secção transversal do provete na interface. Por fim, na Tabela 4.11 têm-se os valores de tensão de cedência, tensão de rotura, módulo de Young e alongação na rotura obtidos após o tratamentos dos dados.



**Figura 4.42** Curvas tensão deformação real dos provetes de 18Ni300



**Figura 4.43** Curvas tensão deformação de Engenharia dos provetes de 18Ni300



**Figura 4.44** Gráfico da tensão de Engenharia em função do deslocamento da seção transversal do provete bimetálico

**Tabela 4.11** Valores das propriedades mecânicas dos provetes de 18Ni300 construídos na horizontal e na vertical

| Propriedade              | 18Ni300 Horizontal | 18Ni300 Vertical |
|--------------------------|--------------------|------------------|
| Tensão de Cedência [MPa] | 955.70             | 961.04           |
| Tensão de Ruptura [MPa]  | 1173.67            | 1189.35          |
| Módulo de Young [GPa]    | 139.90             | 142.98           |
| Elongação na Ruptura [%] | 20.49              | 6.70             |

Como se pode ver pelos valores das propriedades mecânicas obtidas, é possível concluir que não se verificou nenhuma diferença significativa nos valores de tensão de cedência, tensão de ruptura e módulo de Young entre os provetes construídos na horizontal e na vertical, mostrando que o comportamento mecânico do material não demonstra grande dependência da direção de construção e, conseqüentemente, que a técnica de reparação é ainda mais viável. No entanto, a diferença drástica de ductilidade entre os provetes acaba por quebrar a similaridade no comportamento mecânico de ambos os provetes [98]. Apesar de apenas ser possível confirmar através de uma análise detalhada às superfícies de fratura, é possível que algum defeito presente entre camadas tenha causado a quebra precoce do provete de 18Ni300 construído na vertical aquando da entrada no regime plástico. Além disso, os valores obtidos para o módulo de Young encontram-se bastante abaixo do espectável, dado que, provavelmente, a flexibilidade da máquina teve uma influência negativa nestes resultados.

Por fim, relativamente à Figura 4.44, têm-se os valores de tensão em função do deslocamento da secção transversal do provete e não em função dos valores de deformação, ou seja, os valores de propriedades mecânicas visíveis nesta curva não são comparáveis com os valores obtidos nos outros dois provetes. Isto deve-se ao facto de o provete se ter deformado plasticamente especificamente na parte da zona de secção estreita correspondente ao CK45 e não na zona central da secção estreita do provete, sendo possível concluir que a zona de interface é mais resistente que o próprio substrato. Este fenómeno é exatamente o que é desejado de um provete bimetálico em termos de comportamento mecânico, pois prova que a reparação não só renovou a vida útil do componente metálico, como também melhorou as suas propriedades mecânicas na zona reparada.

*Esta página foi deixada intencionalmente em branco.*

## Capítulo 5

# Conclusões e Trabalhos Futuros

### 5.1 Conclusões

O principal objetivo da presente dissertação era desenvolver uma técnica de reparação viável para restaurar componentes metálicos através da deposição de 18Ni300 por Directed Energy Deposition. O objetivo foi concluído com sucesso, dado que toda a análise e testagem feita às condições de deposição revelaram resultados positivos. A parametrização do material em ambos os materiais foi um sucesso, a influência do pré aquecimento foi analisada e tomada como essencial na garantia da qualidade da reparação e os ensaios de tração demonstraram a qualidade da zona de interface estabelecida entre o 18Ni300 e o CK45. As seguintes conclusões podem ser retiradas desta investigação:

- A parametrização dos cordões de 18Ni300 no substrato de H13 foi alcançada com sucesso. Os parâmetros de *performance* ótimos são 1550 W de potência de laser, 12 mm/s de velocidade de deposição, 12 g/min de caudal de pó, 20 L/min de caudal de gás protetor, 4L/min de caudal de gás coaxial, 12 mm de distância do bocal ao substrato e 2.1 mm de diâmetro focal do laser. O cordão escolhido apresenta valores de diluição, penetração, *aspect ratio* e ângulos de molhabilidade bastante satisfatórios;
- A parametrização dos planos de 18Ni300 no substrato de H13 foi alcançada com sucesso. Os parâmetros de *performance* ótimos são 1500 W de potência de laser, 5 mm/s de velocidade de deposição, 10 g/min de caudal de pó, 20 L/min de caudal de gás protetor, 4 L/min de caudal de gás coaxial, 12 mm de distância do bocal ao substrato, 2.1 mm de diâmetro focal do laser e 30% de sobreposição de cordões. O plano escolhido apresenta pouca porosidade, localizada principalmente perto da interface;
- A parametrização dos cordões de 18Ni300 no substrato de CK45 foi alcançada. Os parâmetros de *performance* ótimos são 1850 W de potência, 12 mm/s de velocidade de deposição, 12 g/min de caudal de pó, 20 L/min de caudal de gás protetor, 4

L/min de caudal de gás coaxial, 12 mm de distância do bocal ao substrato e 2.5 mm de diâmetro focal do laser. O cordão escolhido apresenta valores de *aspect ratio*, ângulos de molhabilidade e diluição satisfatórios;

- A parametrização de planos de 18Ni300 no substrato de CK45 foi alcançada com sucesso. Os parâmetros de *performance* ótimos são 1850 W de potência, 12 mm/s de velocidade de deposição, 12 g/min de caudal de pó, 30 L/min de caudal de gás protetor, 4 L/min de caudal de gás coaxial, 12 mm de distância do bocal ao substrato, 2.5 mm de diâmetro focal do laser e 30% de sobreposição de cordões. O plano escolhido não acusou presença de defeitos excetuando alguma porosidade em quantidade residual, focada maioritariamente na parte superior da camada;
- O pré aquecimento a 400 °C aplicado no substrato de CK45 teve uma influência preponderante na diluição de elementos de liga e na uniformidade da microestrutura tanto do substrato como do material depositado perto da interface. O crescimento epitaxial na interface verificou-se nas 4 amostras estudadas. No entanto, foi para a deposição de 3 camadas com pré aquecimento que se obteve a microestrutura com gradação de tamanho de grão mais suave, sem presença de martensite no substrato ou de grãos planares no material depositado;
- A evolução dos valores de microdureza na interface foi mais suave para as amostras com pré aquecimento, mas em especial para a deposição de 3 camadas, onde os valores de microdureza se mantiveram entre os 201 e os 352 HV desde o substrato até ao topo da deposição.
- Os ensaios de tração revelaram propriedades mecânicas muito similares entre os provetes com orientações de construção distintas, apenas com alguma disparidade na ductilidade que pode ter sido causada pela presença de defeitos entre camadas no provete de 18Ni300 construído na vertical.
- O ensaio de tração realizado ao provete bimetalico demonstrou que tanto o material depositado como a zona de interface não sofreram qualquer tipo de deformação significativa, sendo que a rotura se deu abaixo da ZAC do substrato de CK45, comprovando a qualidade da ligação entre a deposição e o substrato.
- Toda a análise realizada aponta para a deposição em altura com pré aquecimento como sendo o caso mais promissor, o que acaba por validar as condições de reparação estudadas para aplicação em peças metálicas.

## 5.2 Trabalhos Futuros

No sentido de dar continuidade e enriquecer a investigação realizada na presente dissertação, algumas das sugestões possíveis para trabalhos futuros são:

- Efetuar a recolha de microdurezas com 4 indentações em cada cota, para se ter uma percepção mais completa e mais consistente dos valores de microdureza médios em cada cota;
- Aprofundar a parametrização das linhas de 18Ni300 em CK45 para procurar parâmetros de *performance* que se traduzam em resultados ainda mais promissores;
- Aplicar o tratamento térmico recomendado pela própria Böhler ao material depositado [124], nomeadamente um recozido de solução a 960 °C durante 5 horas, baixando posteriormente para 820 °C durante 2 horas com arrefecimento ao ar livre seguido de um envelhecimento a 490 °C durante 3 horas e testar posteriormente o comportamento mecânico através de ensaios de tração e fadiga;
- Efetuar ensaios de *ball cratering* para testar a resistência ao desgaste do material após envelhecimento;
- Efetuar ensaios de maquinagem para testar os esforços de corte e de avanço médios e concluir sobre a maquinabilidade do 18Ni300, comparando os resultados com a literatura existente;
- Recolha de imagens EBSD para confirmar a presença do domínio austenítico ou martensítico nas amostras utilizadas para estudar a influência do pré aquecimento e para estudar a orientação do grão na zona de interface;
- Efetuar uma tomografia computadorizada para se ter uma visão mais completa e precisa dos defeitos presentes nas amostras utilizadas para estudar a influência do pré aquecimento;
- Com base na investigação feita por Pinkerton et al [110], estudar a influência da geometria de reparação, maquinando placas de CK45 com geometrias trapezoidais com superfícies inclinadas a 30° e a 60° e uma geometria retangular e efetuando uma análise de deteção de defeitos na zona de interface;
- Realização de um *case study* real com um molde de H13 ou uma engrenagem de CK45, onde uma parte da peça seria maquinada e preenchida com 18Ni300.

*Esta página foi deixada intencionalmente em branco.*



# Bibliografia

- [1] Justin Scott, N. Gupta, C. Wember, S. Newsom, T. Wohlers, and T. Caffrey. Additive manufacturing: Status and opportunities. *Additive Manufacturing: Status and Opportunities*, pages 1–29, 2012.
- [2] Martin Baumers, Phill Dickens, Chris Tuck, and Richard Hague. The cost of additive manufacturing: machine productivity, economies of scale and technology-push. *Technological Forecasting and Social Change*, 102:193–201, 2016.
- [3] T. DebRoy, H.L. Wei, J.S. Zuback, T. Mukherjee, J.W. Elmer, J.O. Milewski, A.M. Beese, A. Wilson-Heid, A. De, and W. Zhang. Additive manufacturing of metallic components – process, structure and properties. *Progress in Materials Science*, 92:112–224, 2018.
- [4] Yi Zhang, Linmin Wu, Xingye Guo, Stephen Kane, Yifan Deng, Yeon-Gil Jung, Je-Hyun Lee, and Jing Zhang. Additive manufacturing of metallic materials: A review. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 27(7):1–13, 2017.
- [5] William Frazier. Metal additive manufacturing: A review. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 23(6), 2014.
- [6] Leendert A. Verhoef, Bart W. Budde, Cindhuja Chockalingam, Brais García Nodar, and Ad J.M. van Wijk. The effect of additive manufacturing on global energy demand: An assessment using a bottom-up approach. *Energy Policy*, 112:349–360, 2018.
- [7] Tanisha Pereira, John V Kennedy, and Johan Potgieter. A comparison of traditional manufacturing vs additive manufacturing, the best method for the job. *Procedia Manufacturing*, 30:11–18, 2019.
- [8] Eleonora Atzeni and Alessandro Salmi. Economics of additive manufacturing for end-usable metal parts. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 62(9-12), 2012.
- [9] D.T Pham and R.S Gault. A comparison of rapid prototyping technologies. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 38(10):1257–1287, 1998.
- [10] ASTM International. Standard terminology for additive manufacturing technologies, 2013.
- [11] Elżbieta Bogdan and Piotr Michorczyk. 3d printing in heterogeneous catalysis—the state of the art. *Materials*, 13(20), 2020.

- [12] Kaufui Vincent Wong and Aldo Hernandez. A review of additive manufacturing. *ISRN Mechanical Engineering*, 2012.
- [13] David Svetlizky, Mitun Das, Baolong Zheng, Alexandra L. Vyatskikh, Susmita Bose, Amit Bandyopadhyay, Julie M. Schoenung, Enrique J. Lavernia, and Noam Eliaz. Directed energy deposition (ded) additive manufacturing: Physical characteristics, defects, challenges and applications. *Materials Today*, 2021.
- [14] R. Unocic and J. DuPont. Process efficiency measurements in the laser engineered net shaping process. *Metallurgical and Materials Transactions B*, 35:143–152, 2004.
- [15] S. Sun, M. Brandt, and M. Easton. 2 - powder bed fusion processes: An overview. In Milan Brandt, editor, *Laser Additive Manufacturing*, pages 55–77. Woodhead Publishing, 2017.
- [16] Eleonora Santecchia, Stefano Spigarelli, and Marcello Cabibbo. Material reuse in laser powder bed fusion: Side effects of the laser—metal powder interaction. *Metals*, 10(3), 2020.
- [17] Ian Gibson, David Rosen, and Brent Stucker. *Additive Manufacturing Technologies - 3D Printing, Rapid Prototyping, and Direct Digital Manufacturing*. Springer, 2015.
- [18] ASTM International. Astm f3187 - 16 - standard guide for directed energy deposition of metals, 2016.
- [19] Dong-Gyu Ahn. Directed energy deposition (ded) process: State of the art. *International Journal of Precision Engineering and Manufacturing-Green Technology*, 8(2), 2021.
- [20] Thale R. Smith, Joshua D. Sugar, Chris San Marchi, and Julie M. Schoenung. Microstructural development in ded stainless steels: applying welding models to elucidate the impact of processing and alloy composition. *Journal of Materials Science*, 56:762–780, 2020.
- [21] Sciaky Inc. Benefits of wire vs. powder metal 3d printing, 2017.
- [22] Michael Molitch-Hou. 1 - overview of additive manufacturing process. In Jing Zhang and Yeon-Gil Jung, editors, *Additive Manufacturing*, pages 1–38. Butterworth-Heinemann, 2018.
- [23] W. J. Sames, F. A. List, S. Pannala, R. R. Dehoff, and S. S. Babu. The metallurgy and processing science of metal additive manufacturing. *International Materials Reviews*, 61(5):315–360, 2016.
- [24] Kandice S.B. Ribeiro, Fábio E. Mariani, and Reginaldo T. Coelho. A study of different deposition strategies in direct energy deposition (ded) processes. *Procedia Manufacturing*, 48:663–670, 2020.
- [25] Leon Dai and Louie Shaw. Distortion minimization of laser-processed components through control of laser scanning patterns. *Rapid Prototyping Journal*, 8(5):270–276, 2002.

- [26] Bih Lii Chua, Dong-Gyu Ahn, and Jae-Gu Kim. Influences of deposition strategies on thermo-mechanical characteristics of a multilayer part deposited by a wire feeding type ded process. *Journal of Mechanical Science and Technology*, 33(12):5615–5622, 2019.
- [27] Ho Kim, Kwang-Kyu Lee, Dong-Gyu Ahn, and Hyub Lee. Effects of deposition strategy and preheating temperature on thermo-mechanical characteristics of inconel 718 super-alloy deposited on aisi 1045 substrate using a ded process. *Materials*, 14(7), 2021.
- [28] Flaviana Calignano, Manuela Galati, and Iuliano. A metal powder bed fusion process in industry: Qualification considerations. *Machines*, 7(4):72, 2019.
- [29] Sarah Wolff, Samantha Webster, Niranjan Parab, Benjamin Aronson, Benjamin Gould, Aaron Greco, and Tao Sun. In-situ observations of directed energy deposition additive manufacturing using high-speed x-ray imaging. 2021.
- [30] Rasheedat Mahamood, Esther Akinlabi, Dr Mukul Shukla, and Sisa Pityana. Material efficiency of laser metal deposited ti6al4v: Effect of laser power. *Engineering Letters*, 21(1):18–22, 2013.
- [31] Hyub Lee, Joel Lim, Mun Ji Low, Nicholas Tham, Murukeshan Vadakke Matham, and Young-Jin Kim. Lasers in additive manufacturing: A review. *International Journal of Precision Engineering and Manufacturing-Green Technology*, 4(3):307–322, 2017.
- [32] Mujian Xia, Dongdong Gu, Guanqun Yu, Donghua Dai, Hongyu Chen, and Qimin Shi. Influence of hatch spacing on heat and mass transfer, thermodynamics and laser processability during additive manufacturing of inconel 718 alloy. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 109:147–157, 2016.
- [33] Myriam Gharbi, Patrice Peyre, Cyril Gorny, Muriel Carin, Simon Morville, Philippe Le Masson, Denis Carron, and Rémy Fabbro. Influence of various process conditions on surface finishes induced by the direct metal deposition laser technique on a ti-6al-4v alloy. *Journal of Materials Processing Technology*, 213(5):791–800, 2013.
- [34] Do-Sik Shim, Gyeong-Yun Baek, Jin-Seon Seo, Gwang-Yong Shin, Kee-Poong Kim, and Ki-Yong Lee. Effect of layer thickness setting on deposition characteristics in direct energy deposition (ded) process. *Optics Laser Technology*, 86:69–78, 2016.
- [35] J. Choi and Y. Chang. Characteristics of laser aided direct metal/material deposition process for tool steel. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 45(4):597–607, 2005.
- [36] Jianzhong Ruan, Lie Tang, Frank Liou, and Robert Landers. Direct three-dimensional layer metal deposition. *Journal of Manufacturing Science and Engineering*, 132:064502, 2010.
- [37] Yingbin Hu, Hui Wang, and Fuda Ning. Laser engineered net shaping of commercially pure titanium: Effects of fabricating variables. 07 2016.
- [38] Ruo Chen Ding, Jun Yao, Baorui Du, Kailun Li, Tao Li, Lu Zhao, and Yumeng Guo. Effect of shielding gas volume flow on the consistency of microstructure and tensile properties of 316l manufactured by selective laser melting. *Metals*, 11(2), 2021.

- [39] Jose Exequiel Ruiz, Magdalena Cortina, Jon Iñaki Arrizubieta, and Aitzol Lamikiz. Study of the influence of shielding gases on laser metal deposition of inconel 718 superalloy. *Materials*, 11(8), 2018.
- [40] Yunhui Chen, Samuel Clark, A Leung, L Sinclair, S Marussi, Robert Atwood, T Connolly, Martyn Jones, G Baxter, and Peter Lee. Melt pool morphology in directed energy deposition additive manufacturing process. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 861:012012, 2020.
- [41] Wayne E. King, Holly D. Barth, Victor M. Castillo, Gilbert F. Gallegos, John W. Gibbs, Douglas E. Hahn, Chandrika Kamath, and Alexander M. Rubenchik. Observation of keyhole-mode laser melting in laser powder-bed fusion additive manufacturing. *Journal of Materials Processing Technology*, 214(12):2915–2925, 2014.
- [42] David Hann, J Iammi, and J Folkes. A simple methodology for predicting laser-weld properties from material and laser parameters. *Journal of Physics D: Applied Physics*, 44(44):445401, 2011.
- [43] Ming Tang, P. Chris Pistorius, and Jack L. Beuth. Prediction of lack-of-fusion porosity for powder bed fusion. *Additive Manufacturing*, 14:39–48, 2017.
- [44] Jitka Metelkova, Yannis Kinds, Karolien Kempen, Charlotte de Formanoir, Ann Witvrouw, and Brecht Van Hooreweder. On the influence of laser defocusing in selective laser melting of 316l. *Additive Manufacturing*, 23:161–169, 2018.
- [45] Thick co-based coating on cast iron by side laser cladding: Analysis of processing conditions and coating properties. *Surface and Coatings Technology*, 201(12):5875–5883, 2007.
- [46] Adrita Dass and Atieh Moridi. State of the art in directed energy deposition: From additive manufacturing to materials design. *Coatings*, 9(7), 2019.
- [47] Iver E. Anderson, Emma M.H. White, and Ryan Dehoff. Feedstock powder processing research needs for additive manufacturing development. *Current Opinion in Solid State and Materials Science*, 22(1):8–15, 2018.
- [48] Stefan Wallner. Powder production technologies. *BHM Berg- und Hüttenmännische Monatshefte*, 164(3):108–111, 2019.
- [49] Oana Dodun, Athena Tsetkou, George Papapanos, Michail Vardavoulis, Gheorghe Nagit, and Laurentiu Slatineanu. A theoretical equation for the thermal balance at plasma atomizing process. *Non Conventional Technologies Review*, (1):23–28, 2007.
- [50] Angelina Strakosova, Filip Průša, Alena Michalcova, and Dalibor Vojtěch. Structure and mechanical properties of the 18ni300 maraging steel produced by spark plasma sintering. *Metals*, 11(5):748, 2021.
- [51] G.I. Silman. Compilative fe – ni phase diagram with author’s correction. *Metal Science and Heat Treatment*, 54(3-4), 2012.
- [52] Pinto Soares. *Aços - Características, Tratamentos*. Publindústria, 2009.

- [53] Fernando Antunes, Luís Santos, Carlos Capela, José Ferreira, José Costa, Joel Jesus, and Pedro Prates. Fatigue crack growth in maraging steel obtained by selective laser melting. *Applied Sciences*, 9(20), 2019.
- [54] Sandvik. Osprey® 18ni300-am maraging steel for additive manufacturing - datasheet, 2019.
- [55] Jarosław Piekło and Aldona Garbacz-Klempka. Use of maraging steel 1.2709 for implementing parts of pressure mold devices with conformal cooling system. *Materials*, 13(23), 2020.
- [56] Yongzhen Yao, Yuhua Huang, Bo Chen, Caiwang Tan, Yi Su, and Jicai Feng. Influence of processing parameters and heat treatment on the mechanical properties of 18ni300 manufactured by laser based directed energy deposition. *Optics Laser Technology*, 105:171–179, 2018.
- [57] Sabina Campanelli, Andrea Angelastro, Carmine Signorile, and G. Casalino. Investigation on direct laser powder deposition of 18 ni (300) marage steel using mathematical model and experimental characterisation. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 89(1), 2017.
- [58] Riccardo Casati, Jannis N. Lemke, Ausonio Tuissi, and Maurizio Vedani. Aging behaviour and mechanical performance of 18-ni 300 steel processed by selective laser melting. *Metals*, 6(9), 2016.
- [59] Univ. São Paulo Escola Politécnica. *Geologia e Metalurgia*. Centro Moraes Rêgo, 1978.
- [60] Young Ho Choi and Choon Man Lee. A study on the machining characteristics of aisi 1045 steel and inconel 718 with circular cone shape in induction assisted machining. *Journal of Manufacturing Processes*, 34:463–476, 2018.
- [61] Karli Jaason, Priidu Peetsalu, Priit Kulu, Mart Saarna, and Juri Beilmann. Predictive tools for the isothermal hardening of strip steel parts in molten salt. *Proceedings of the Estonian Academy of Sciences*, 65(2):152, 2016.
- [62] A. Calik, Osman Şahin, and Nebahattin Ucar. Mechanical properties of boronized aisi 316, aisi 1040, aisi 1045 and aisi 4140 steels. *Acta Physica Polonica A*, 115(3), 2009.
- [63] Ramada Aços. F10, 2018.
- [64] Jintao Wang, Shouping Liu, Yunpeng Fang, and Zhongrui He. A short review on selective laser melting of h13 steel. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 108(2), 2020.
- [65] Yan Guanghua, Huang Xinmin, Wang Yanqing, Qin Xingguo, Yang Ming, Chu Zuoming, and Jin Kang. Effects of heat treatment on mechanical properties of h13 steel. *Metal Science and Heat Treatment - METAL SCI HEAT TREAT-ENGL TR*, 52(7):393–395, 2010.
- [66] R. Mertens, B. Vrancken, N. Holmstock, Y. Kinds, J.-P. Kruth, and J. Van Humbeek. Influence of powder bed preheating on microstructure and mechanical properties of h13 tool steel slm parts. *Physics Procedia*, 83:882–890, 2016.

- [67] Ramada Aços. Uddeholm orvar 2m, 2017.
- [68] Mei Wang, Wei Li, Yan Wu, Shuai Li, Chao Cai, Shifeng Wen, Qingsong Wei, Yusheng Shi, Fuyuan Ye, and Zhiping Chen. High-temperature properties and microstructural stability of the aisi h13 hot-work tool steel processed by selective laser melting. *Metallurgical and Materials Transactions B*, 50(1), 2018.
- [69] Interlloy. H13 tool steel (x40crmov5-1), 2011.
- [70] Chaolin Tan, Kesong Zhu, Xin Tong, Yushan Huang, Jing Li, Wenyong Ma, Fuhai Li, and Kuang Tongchun. Microstructure and mechanical properties of 18ni-300 maraging steel fabricated by selective laser melting. 01 2016.
- [71] Ludmila Kučerová, Ivana Zetková, Štěpán Jeníček, and Karolína Burdová. Hybrid parts produced by deposition of 18ni300 maraging steel via selective laser melting on forged and heat treated advanced high strength steel. *Additive Manufacturing*, 32:101108, 2020.
- [72] L.M.S. Santos, L.P. Borrego, J.A.M. Ferreira, J. de Jesus, J.D. Costa, and C. Capela. Effect of heat treatment on the fatigue crack growth behaviour in additive manufactured aisi 18ni300 steel. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, 102:10–15, 2019.
- [73] bo Chen, Yuhua Huang, Tao Gu, Caiwang Tan, and Jicai Feng. Investigation on the process and microstructure evolution during direct laser metal deposition of 18ni300. *Rapid Prototyping Journal*, 24(1), 2018.
- [74] Jaydeep Vishwakarma, K. Chattopadhyay, and N.C. Santhi Srinivas. Effect of build orientation on microstructure and tensile behaviour of selectively laser melted m300 maraging steel. *Materials Science and Engineering: A*, 798:140130, 2020.
- [75] Interface engineering of additively manufactured maraging steel-h13 bimetallic structures. *Materials Characterization*, 170:110728, 2020.
- [76] G. Meneghetti, D. Rigon, D. Cozzi, W. Waldhauser, and M. Dabalà. Influence of build orientation on static and axial fatigue properties of maraging steel specimens produced by additive manufacturing. *Procedia Structural Integrity*, 7:149–157, 2017.
- [77] Mohamad Bayat, Venkata K. Nadimpalli, Francesco G. Biondani, Sina Jafarzadeh, Jesper Thorborg, Niels S. Tiedje, Giuliano Bissacco, David B. Pedersen, and Jesper H. Hattel. On the role of the powder stream on the heat and fluid flow conditions during directed energy deposition of maraging steel—multiphysics modeling and experimental validation. *Additive Manufacturing*, 43:102021, 2021.
- [78] A. Ben-Artzy, A. Reichardt, J.-P. Borgonia, R.P. Dillon, B. McEnerney, A.A. Shapiro, and P. Hosemann. Compositionally graded ss316 to c300 maraging steel using additive manufacturing. *Materials Design*, 201:109500, 2021.
- [79] Jipeng Hu, Hongmei Zhu, Jianwen Zhang, Mengna Ouyang, Changjun Qiu, and Ji'an Duan. Effects of tic addition on microstructure, microhardness and wear resistance of 18ni300 maraging steel by direct laser deposition. *Journal of Materials Processing Technology*, 296:117213, 2021.

- [80] Eric A. Jäggle, Zhendong Sheng, Philipp Kürnsteiner, Sörn Ocylok, Andreas Weisheit, and Dierk Raabe. Comparison of maraging steel micro- and nanostructure produced conventionally and by laser additive manufacturing. *Materials*, 10(1), 2017.
- [81] José Dávila, Paulo Neto, Pedro Noritomi, Reginaldo Coelho, and Jorge Silva. Hybrid manufacturing: a review of the synergy between directed energy deposition and subtractive processes. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 110(11), 2020.
- [82] DMG MORI. Lasertec 65 ded hybrid - hybrid complete machining: Additive manufacturing and milling in one machine, 2021.
- [83] Mazak. Integrex i-400 am, 2021.
- [84] Maatsura. Lumex avance-25 - the world's first hybrid metal 3d printer (since2002), 2019.
- [85] Optomec. Lens 860 machine tool systems, 2020.
- [86] K. A. Lorenz, J.B. Jones, D. I Wimpenny, and M.R. Jackson. A review of hybrid manufacturing. 2015.
- [87] Beth E. Carroll, Richard A. Otis, John Paul Borgonia, Jong ook Suh, R. Peter Dillon, Andrew A. Shapiro, Douglas C. Hofmann, Zi-Kui Liu, and Allison M. Beese. Functionally graded material of 304l stainless steel and inconel 625 fabricated by directed energy deposition: Characterization and thermodynamic modeling. *Acta Materialia*, 108:46–54, 2016.
- [88] Giselle Hsiang Loh, Eujin Pei, David Harrison, and Mario D. Monzón. An overview of functionally graded additive manufacturing. *Additive Manufacturing*, 23:34–44, 2018.
- [89] Frantisek Menda, Patrik Sarga, Erik Prada, and František Trebuňa. Solidworks api for ring-core simulations. 01 2014.
- [90] David Corbin, Abdalla Nassar, E.W. Reutzell, Allison Beese, and Panagiotis Michaleris. Effect of substrate thickness and preheating on the distortion of laser deposited ti-6al-4v. *Journal of Manufacturing Science and Engineering*, 140(6), 2018.
- [91] Xufei Lu, Xin Lin, Michele Chiumenti, Miguel Cervera, Yunlong Hu, Xianglin Ji, Liang Ma, Haiou Yang, and Weidong Huang. Residual stress and distortion of rectangular and s-shaped ti-6al-4v parts by directed energy deposition: Modelling and experimental calibration. *Additive Manufacturing*, 26:166–179, 2019.
- [92] Alberta Aversa, Gabriele Piscopo, Alessandro Salmi, and Mariangela Lombardi. Effect of heat treatments on residual stress and properties of aisi 316l steel processed by directed energy deposition. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 29:6002–6013, 2020.
- [93] Quanquan Han, Raya Mertens, Maria L. Montero-Sistiaga, Shoufeng Yang, Rossitza Setchi, Kim Vanmeensel, Brecht Van Hooreweder, Sam L. Evans, and Haiyang Fan. Laser powder bed fusion of hastelloy x: Effects of hot isostatic pressing and the hot cracking mechanism. *Materials Science and Engineering: A*, 732:228–239, 2018.

- [94] Amanda J. Sterling, Brian Torries, Nima Shamsaei, Scott M. Thompson, and Denver W. Seely. Fatigue behavior and failure mechanisms of direct laser deposited ti-6al-4v. *Materials Science and Engineering: A*, 655:100–112, 2016.
- [95] Wessel Wits, Simone Carmignato, Filippo Zanini, and T. Vaneker. Porosity testing methods for the quality assessment of selective laser melted parts. *CIRP Annals - Manufacturing Technology*, 65(1), 2016.
- [96] David Svetlizky, Baolong Zheng, Tali Buta, Yizhang Zhou, Oz Golan, Uri Breiman, Rami Haj-Ali, Julie M. Schoenung, Enrique J. Lavernia, and Noam Eliaz. Directed energy deposition of al 5xxx alloy using laser engineered net shaping (lens®). *Materials Design*, 192:108763, 2020.
- [97] Wessel W. Wits, Simone Carmignato, Filippo Zanini, and Tom H.J. Vaneker. Porosity testing methods for the quality assessment of selective laser melted parts. *CIRP Annals*, 65(1):201–204, 2016.
- [98] Chunlei Qiu, Nicholas J.E. Adkins, and Moataz M. Attallah. Microstructure and tensile properties of selectively laser-melted and of hiped laser-melted ti-6al-4v. *Materials Science and Engineering: A*, 578:230–239, 2013.
- [99] P Kobryn and S. Semiatin. Mechanical properties of laser-deposited ti-6al-4v. *Solid Freeform Fabrication Proceedings*, 2001.
- [100] A review of the anomalies in directed energy deposition (ded) processes potential solutions - part quality defects. *Procedia Manufacturing*, 53(Michael Liu and Abhishek Kumar and Satish Bukkapatnam and Mathew Kuttolamadom):507–518, 2021.
- [101] Fabian Kies, Markus B. Wilms, Norbert Pirch, Konda G. Pradeep, Johannes H. Schleifenbaum, and Christian Haase. Defect formation and prevention in directed energy deposition of high-manganese steels and the effect on mechanical properties. *Materials Science and Engineering: A*, 772:138688, 2020.
- [102] Niloofar Sanaei and Ali Fatemi. Analysis of the effect of surface roughness on fatigue performance of powder bed fusion additive manufactured metals. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, 108:102638, 2020.
- [103] Rakish Shrestha, Jutima Simsiriwong, and Nima Shamsaei. Fatigue behavior of additive manufactured 316l stainless steel parts: Effects of layer orientation and surface roughness. *Additive Manufacturing*, 28:23–38, 2019.
- [104] Gudmould. Reasons for mold failure and its preventive measures, 2019.
- [105] Solidco Mould. The main cause of mold failure, 2020.
- [106] Evren Yasa, Özgür Poyraz, Nuri Cizicioğlu, and Semih Pilatin. Repair and manufacturing of high performance tools by additive manufacturing. 06 2015.
- [107] Suyog Jhavar, Christ Paul, and Neelesh Jain. Causes of failure and repairing options for dies and molds: A review. *Engineering Failure Analysis*, 34, 2013.



- [108] Maija Leino, Joonas Pekkarinen, and Risto Soukka. The role of laser additive manufacturing methods of metals in repair, refurbishment and remanufacturing – enabling circular economy. *Physics Procedia*, 83:752–760, 2016.
- [109] Abdollah Saboori, Alberta Aversa, Giulio Marchese, Sara Biamino, Mariangela Lombardi, and Paolo Fino. Application of directed energy deposition-based additive manufacturing in repair. *Applied Sciences*, 9(16):3316, 2013.
- [110] A J Pinkerton, W Wang, and L Li. Component repair using laser direct metal deposition. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture*, 222(7):827–836, 2008.
- [111] Cameron Barr, Rizwan Abdul Rahman Rashid, Shi Da Sun, Mark Easton, Suresh Palanisamy, Nicholas Orchowski, Neil Matthews, Kevin Walker, and Milan Brandt. Role of deposition strategy and fill depth on the tensile and fatigue performance of 300 m repaired through laser directed energy deposition. *International Journal of Fatigue*, 146:106135, 2021.
- [112] Wook Jin Oh, Yong Son, and Shim Do Sik. Effect of in-situ heat treatments on deposition characteristics and mechanical properties for repairs using laser melting deposition. *Journal of Manufacturing Processes*, 58:1019–1033, 2020.
- [113] Nicholas Kampanis and Ingrid Hauer. Propeller shaft repair for a large ferry with the aid of laser cladding technique. 11 2010.
- [114] Jason Jones, Phil McNutt, Riccardo Tosi, Clinton Perry, and David Wimpenny. Remanufacture of turbine blades by laser cladding, machining and in-process scanning in a single machine. pages 821–827, 2012.
- [115] Prakash Kattire, Santanu Paul, Ramesh Singh, and Wenyi Yan. Experimental characterization of laser cladding of cpm 9v on h13 tool steel for die repair applications. *Journal of Manufacturing Processes*, 20:492–499, 2015.
- [116] J. Leunda, C. Soriano, C. Sanz, and V. García Navas. Laser cladding of vanadium-carbide tool steels for die repair. *Physics Procedia*, 12:345–352, 2011.
- [117] H. Koehler, K. Partes, T. Seefeld, and F. Vollertsen. Laser reconditioning of crankshafts: From lab to application. *Physics Procedia*, 5:387–397, 2010.
- [118] P. Bendeich, N. Alam, M. Brandt, D. Carr, K. Short, R. Blevins, C. Curfs, O. Kirstein, G. Atkinson, T. Holden, and R. Rogge. Residual stress measurements in laser clad repaired low pressure turbine blades for the power industry. *Materials Science and Engineering: A*, 437(1):70–74, 2006.
- [119] ASTM International. Astm b213 - 20 - standard test methods for flow rate of metal powders using the hall flowmeter funnel, 2020.
- [120] Böhler Edelstahl. Böhler w722 ampo - gas atomized powder for additive manufacturing data sheet, 2020.
- [121] Qualtech Products Industry. Hall flowmeter, 2021.

- [122] Rodolfo Pôrto, Adriano Pereira, and Milton Pereira. Parametrization methodology for laser remelting applied over laser metal deposition single tracks. *Journal of Laser Applications*, 32(2):022069, 2020.
- [123] Kurian Antony. Studies on wettability of stainless steel 316l powder in laser melting process. *Journal of Engineering Science and Technology*, 9(5), 2014.
- [124] Christoph Turk, Horst Zunko, Christin Aumayr, Harald Leitner, and Marianne Kapp. Advances in maraging steels for additive manufacturing. *BHM Berg- und Hüttenmännische Monatshefte*, 164(3), 2019.