Comportamento à Fadiga de Aço *Maraging* Produzido por Fabrico Aditivo

Joana Costa Leite Pereira de Melo

Dissertação de Mestrado

Orientador na FEUP: Prof. Jorge Lino Alves
Coorientador: Prof. Abílio Jesus
Orientador na Hypermetal: Eng. Afonso Nogueira

U.PORTO
FEUP FACULDADE DE ENGENHARIA
UNIVERSIDADE DO PORTO

Mestrado Integrado em Engenharia Mecânica

2020-02-17

Resumo

O fabrico aditivo de metais e o comportamento à fadiga dos materiais utilizados é um tema relevante num momento em que os processos de fabrico menos convencionais são cada vez mais importantes. Assim, é necessário entender quais as consequências no que diz respeito às propriedades dos materiais utilizados. Desta forma, esta dissertação tem como objetivo caraterizar o comportamento à fadiga do aço maraging 18Ni300 depois de envelhecido e compará-lo com o aço *maraging* convencional.

Com o objetivo de conhecer melhor a tecnologia de fabrico aditivo de metais, nomeadamente de fusão de cama de pó por laser (L-PBF), foi realizado um estágio curricular na empresa Hypermetal, onde foi possível ter contato direto com este processo de fabrico e participar em todas as etapas de produção de componentes através desta tecnologia.

O estudo do comportamento à fadiga foi realizado no Instituto de Ciência e Inovação em Engenharia Mecânica e Industrial (INEGI) e no Departamento de Engenharia Mecânica (DEMEC) da Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto (FEUP), onde foram efetuados ensaios à fadiga de flexão em 4 pontos com diferentes condições, de forma a ser possível alcançar a curva tensão-vida de cada material. Os provetes produzidos por fabrico aditivo, mais precisamente por fusão de cama de pó, foram envelhecidos ainda antes de serem maquinados e adquirirem a geometria final. Por outro lado, os provetes convencionais foram testados nas condições *as-delivered*, depois de maquinados. Adicionalmente, foram também realizados ensaios elastoplásticos cíclicos de tração/compressão em provetes tipo "osso de cão"tanto do material convencional como de fabrico aditivo. Estes ensaios tiveram como objetivo obter as curvas cíclicas dos materiais. Desta forma, é possível caraterizar o comportamento elástico e plástico de cada material em condições de carregamentos cíclicos. Assim, foi possível chegar-se às curvas cíclicas dos materiais, pela relação proposta por Ramberg-Osgood, que mostraram a maior resistência cíclica do aço *maraging* envelhecido (maior endurecimento).

Realizaram-se ensaios de dureza e análise metalográfica das superfícies de fratura de provetes de fabrico aditivo (FA) para se avaliar densidades e a existência de defeitos.

Paralelamente, foi calibrado um modelo numérico 3D dos ensaios de fadiga, o que implicou a realização de ensaios de flexão monotónicos. Com as curvas resultantes destes ensaios foi possível validar os valores obtidos nas simulações numéricas. Este modelo foi utilizado para obter uma estimativa dos valores das tensões no entalhe dos provetes miniatura o que é crucial para a determinação da curva tensão-vida.

Os provetes de fabrico aditivo envelhecidos apresentaram um melhor comportamento à fadiga quando comparados com os do material convencional, apresentando uma vida mais longa. Contudo, neste material a propagação da fenda é muito mais rápida.

Para além das amostras retiradas dos provetes, foi realizada uma análise metalográfica e ensaios de dureza de amostras retiradas de componentes de aço *maraging* não tratado, produzidos por (FA) que, contrariamente às amostras de aço envelhecido, apresentaram porosidade mais significativa.

Palavras-chave: Fabrico aditivo metálico; Comportamento à fadiga; Aço *maraging*, L-PBF.

Abstract

Fatigue behaviour of maraging steel produced by additive manufacturing

Metal additive manufacturing and the fatigue behaviour of materials used are a relevant topic at a time where less conventional manufacturing process are increasingly important. Thus, it is necessary to understand what the consequences are regarding the properties of the materials used. The main goal of this dissertation is to characterize the fatigue behaviour of 18Ni300 maraging steel after age hardening and to compare it with convencional maraging steel.

In order to better understand the technology of metals additive manufacturing, more specifically laser powder bed fusion (L-PBF), a curricular internship was carried out at *Hypermetal*, where it was possible to have direct contact with this manufacturing process and participate in all stages of the component production.

The fatigue behaviour study was carried out at Istitute of Science and Innovation in Mechanical and Industrial Engineering (INEGI) and in Mechanical Engineering Department (DEMEC) of the Faculty of Engineering of the University of Porto (FEUP), where the 4 point bending fatigue tests with diferents conditions were performed in order to reach the life-stress curve of each material. The specimen produced by additive manufacturing, more precisely by powder bed fusion, were aged hardened before being cut from the base plate and machined to achieve their final geometry. On the other hand, conventional specimens were tested in the as-delivered conditions, after machining. Additionally, tensile/compression cyclical elastoplastic tests were also performed on dog bone specimens of both conventional and additive manufacturing materials. These tests aim to obtain the cyclic curve of each material. This way, it is possible to characterize the elastic and plastic behaviour of each material. Thus, through the Ramberg Osgood relation, it was possible to achieve the cyclic elastoplastic curves of both materials, which presented the highest fatigue strength of aged maraging steel (greater hardening).

Hardeness tests and metallographic analysis of the fracture surfaces of the additive manufacturing specimens was carried out to evaluate the existance of defects.

In addiction, a 3D numerical model of the fatigue tests was calibrated, which implied the execution of bending monotonic tests. With the curves resulting from these tests it was possible to validate the values obtained in the numerical simulations. This model was used to obtain an estimate of the stress values in the notch of the miniature specimen which is crutial for the determination of the stress-life curves.

The aged additive manufacturing specimens showed a better fatigue behavior when compared to conventional material, presenting a longer life. However, in this material, the crack propagation is much faster.

In addition to the samples taken from the specimens, hardeness tests and metallographic analysis was carried out on samples removed for untreated maraging steel components produced by additive manufacturing, which, in contrast to aged maraging steel samples, showed more significant porosity.

Keywords: Metal additive manufacturing; Fatigue behaviour; Maraging Steel; L-PBF.

Agradecimentos

Gostaria de começar por agradecer ao meu orientador, professor Jorge Lino pelo seu acompanhamento, disponibilidade e apoio no desenvolvimento desta dissertação. Adicionalmente queria deixar o meu agradecimento ao meu coorientador, professor Abílio Jesus por me ter orientado neste projeto e aconselhado durante o decorrer do mesmo. Tenho também de mostrar o meu agradecimento ao Eng. Felipe Fiorentin e ao Doutor João Pereira por me acompanharem, ajudarem e estarem sempre disponíveis para partilhar o seu conhecimento. O apoio que me deram foi essencial para conseguir concluir este trabalho com sucesso.

Adicionalmente, gostaria ainda de agradecer ao Engenheiro Miguel Figueiredo pela partilha do seu conhecimento e por toda a ajuda e disponibilidade na realização dos ensaios experimentais no Laboratório do Ensaios Tecnológicos (LET).

Quero mostrar o meu agradecimento ao Sr. Domingos Carvalho por cortar e maquinar os provetes que necessitei para os ensaios.

Ao INEGI, agradeço por me oferecer as condições e recursos para a realização desta dissertação. Uma palavra de agradecimento para a Armanda Marques pela ajuda na análise metalográfica.

Quero também deixar um especial agradecimento ao Engenheiro Afonso Nogueira por ter confiado em mim para estagiar na sua empresa, pela sua disponibilidade em ajudar e por partilhar do seu conhecimento. Aprendi e cresci muito durante o tempo em que estive na Hypermetal.

Agradeço também à Renishaw pela disponibilidade para a produção do tabuleiro de provetes.

Aos meus amigos deixo um especial agradecimento por partilharem comigo esta caminhada e por todos os momentos que passámos e que tornaram estes anos inesquecíveis.

Por último, gostaria de agradecer à minha família, especialmente aos meu pais e irmã, por desde sempre, acreditarem em mim e me darem todo o apoio para alcançar os meus objetivos.

A todos um grande obrigado, sem vocês nada disto seria possível.

Joana Melo

Este trabalho foi desenvolvido no âmbito do projeto Add.Strength intitulado *Enhanced Mechanical Properties in Additive Manufacturing Components* financiado pelo Programa Operacional Competitividade e Internacionalização, e Programa Operacional Regional de Lisboa financiado pela FEDER e FCT. Agradece-se também ao projeto *MAMTool - Machinability of Additive Manufactured Parts for Tooling Industry"* (Referência PTDC/EME-EME/31895/2017) financiado pelo programa Programa Operacional Competitividade e Internacionalização, e Programa Operacional Regional de Lisboa financiado pela FEDER e FCT.

.

Conteúdo

1 Introdução **1**

1.1 Enquadramento da Dissertação . . . 1
1.2 Objetivos . . . 2
1.3 Estrutura . . . 2

2 Estado da Arte **5**

2.1 Fabrico Aditivo . . . 5
2.1.1 Classificação das Tecnologias . . . 8
2.2 Fabrico Aditivo de Metais . . . 8
2.2.1 *Selective Laser Melting* (SLM) . . . 9
2.2.2 Parâmetros de Construção . . . 12
2.3 Pó Metálico . . . 18
2.3.1 Produção de Pós Metálicos . . . 19
2.3.2 Materiais Disponíveis . . . 21
2.4 Defeitos . . . 24
2.4.1 Perda de Elementos de Liga . . . 24
2.4.2 Porosidade e Defeitos por Falta de Fusão . . . 25
2.4.3 Rugosidade Superficial . . . 26
2.4.4 Fissuras, Delaminação e *Swelling* . . . 28
2.4.5 Tensões Residuais . . . 29
2.4.6 Efeito de *Balling* . . . 33
2.5 Pós-Processamento . . . 35
2.6 Microestrutura . . . 37
2.7 Fadiga . . . 41
2.7.1 Curvas SN . . . 43
2.7.2 Concentração de Tensões . . . 45
2.7.3 Lei de Miner . . . 45
2.7.4 Efeito da Tensão Média . . . 46
2.7.5 Ensaios de Fadiga . . . 47
2.7.6 Formação e Propagação de Fenda de Fadiga . . . 48
2.7.7 J-Integral . . . 51
2.7.8 Técnica de Fecho de Fenda Virtual . . . 52
2.8 Aços *Maraging* . . . 54
2.8.1 Comportamento à Fadiga de Aços Maraging . . . 57
2.9 Aplicações . . . 60

3 Procedimento Experimental **61**
3.1 Contextualização do Problema . . . 61
3.2 Análise SEM . . . 62
3.2.1 Trabalho do João Prata . . . 62
3.3 Materiais . . . 66
3.3.1 Material Convencional . . . 67
3.3.2 Material Utilizado em FA . . . 67
3.4 Provetes . . . 69
3.5 Ensaios de Fadiga de Flexão em 4 Pontos . . . 73
3.6 Ensaio de Flexão Monotónico . . . 76
3.7 Ensaios Cíclicos de Tração/Compressão . . . 77
3.7.1 Análise de Porosidade . . . 78
3.7.2 Microestrutura . . . 78
3.7.3 Dureza . . . 79

4 Resultados Experimentais e Discussão **81**
4.1 Análise SEM . . . 81
4.2 Ensaio de Flexão Monotónico . . . 92
4.2.1 Modelo Numérico do Ensaio de Flexão Monotónico . . . 94
4.3 Comportamento Elasto-plastico Cíclico . . . 96
4.4 Ensaios de Fadiga . . . 100
4.4.1 Análise da Porosidade nos Materiais Testados . . . 105
4.4.2 Análise da Microestrutura . . . 111

5 Experiência na Empresa **115**
5.1 Máquinas Utilizadas na Empresa . . . 115
5.2 Trabalho Experimental . . . 116
5.2.1 Caraterização das Amostras . . . 116
5.3 Análise dos Resultados . . . 120
5.3.1 Porosidade . . . 120
5.3.2 Microestrutura . . . 125
5.3.3 Dureza . . . 132

6 Conclusão e Trabalhos Futuros **135**
6.1 Conclusão . . . 135
6.2 Trabalhos Futuros . . . 136

Referências **137**

A Amostras da Hypermetal **147**

B Análise da Interface Provete Placa de Construção **151**

Abreviaturas e Símbolos

Abreviaturas

AM	Additive Manufacturing
CAD	Computer-Aided Design
DED	Directed Energy Deposition
EBM	Electron Beam Melting
FDM	Fused Deposition Modeling
L-PBF	Laser-Powder Bed Fusion
MGT	Mecanismo de Gradiente Térmico
M_S	Martensite start
PBF	Powder Bed Fusion
SEM	Scanning Electron Microscopy
SLM	Selective Laser Melting
STL	Standard Triangle Language
TRIP	Transformation-Induced Plasticity
VCCT	Virtual Crack Closure Technique

Símbolos

a	Comprimento da fenda
C	Constante da lei de Paris
da/dN	Razão de propagação de fenda
f	Dano por fadiga
E	Módulo de elasticidade
F_{xi}	Força nodal na ponta da fenda na direção x
F_{zi}	Força nodal na ponta da fenda na direção z
F_{min}	Força mínima
F_{max}	Força máxima
G	Gradiente térmico
G_T	Energia total libertada
G_C	Tenacidade à fratura interlaminar
J	J-integral
K	Coeficiente de endurecimento
K'	Coeficiente de endurecimento cíclico
K_c	Tenacidade à fratura
K_f	Fator de concentração de tensões de fadiga
K_I	Fator de intensidade de tensão para o modo I
K_t	Fator de concentração de tensões
K_{TH}	Limite da intensidade de tensão
m	Expoente da lei de Paris
n	Expoente de endurecimento
n'	Expoente de endurecimento cíclico
N_i	Número de ciclos até à iniciação da fratura
n_i	Número de ciclos sob tensão ou deformação constantes para cálculo do dano
N_f	Número de ciclos até à falha
q	Fator de sensibilidade ao entalhe
R	Razão de tensão
S	Taxa de solidificação
T	Vetor de tração
u	Vetor de deslocamento
u_e	Deslocamento nodal na direção x
w	Largura do provete
w_e	Deslocamento nodal na direção z
W	Densidade de energia de deformação
ΔE	Energia libertada durante a propagação da fenda
$\Delta\delta$	Gama de deslocamento aplicada
$\Delta\sigma$	Gama de tesão
$\delta\sigma$	Amplitude de tensão
Γ	Contorno fechado
σ	Tensão de tração
σ_a	Amplitude de tensão
σ_c	Resistência do material
σ_{fo}	Tensão limite de fadiga
σ_m	Tensão média
σ_{max}	Tensão máxima
σ_{min}	Tensão mínima
σ_{nom}	Tensão nominal
σ_{rot}	Tensão de rotura

Lista de Figuras

2 Estado da Arte

2.1 Áreas de destaque do FA e correspondente distribuição dos investimentos das organizações. 6
2.2 (a) Evolução do mercado global de fabrico aditivo; (b) Representatividade dos materiais utilizados no fabrico aditivo e tecnologias associadas. 7
2.3 Evolução do número de máquinas de fabrico aditivo de metais vendidas a nível mundial. 7
2.4 Processo DED: (a) material apresenta-se sob a forma de fio; (b) material apresenta-se sob a forma de pó. 9
2.5 Representação esquemática do processo SLM. 10
2.6 Otimização do *design* de peças produzidas por SLM: (a) modelo da peça original; (b) modelo da peça otimizada; (c) comparação das peças produzidas. 11
2.7 (a) Deposição de nova camada; (b) Parâmetros de construção: potência do laser, velocidade de varrimento, *hatch spacing* e espessura de camada. 13
2.8 Estratégias de varrimento: (a) setorial (*chessboard*); (b) linear bidirecional; (c) linear a 45º; (d) rotação de 45º; (e) rotação 90º; (f) rotação 67º; (g) dentro-fora; (h) fora-dentro. 14
2.9 Distorção do provete em forma de ponte, em função da temperatura de pré-aquecimento da placa. 15
2.10 Teste de fluidez de *Hall*. 16
2.11 Distribuição do tamanho de partícula de pó virgem e pó reciclado de Ti-6Al-4V. . 17
2.12 Gráficos de tensão-deformação e deformação-vida de provetes produzidos com pó virgem e pó reciclado. 17
2.13 Secção transversal do banho de fusão do material xyz sob: I - várias velocidades de varrimento (v=100-1000 mm/s; P=200 W, T=20 μm); II - diferentes potências de laser (P=100-500 W; v=400 mm/s; T=40 μm); III - várias espessuras de camada (T=20-60 μm; P=200 W; v=300 mm/s). 18
2.14 Esquema dos processos de atomização por: (a) água/ gás; (b) plasma; (c) plasma com elétrodo revestido. 19
2.15 Forma das partículas de pó obtidas por: (a) atomização por plasma com elétrodo rotativo; (b) atomização por água; (c) atomização por gás. 21
2.16 Porosidade por gás: (A) Ti-6Al-4V produzido por SLM; (B) Al 4047 produzido por DED; (C) Pó com poros gasosos resultantes da atomização (D) Porosidade em pó depositado causada por gases; (E) porosidade por *keyhole*; (F) poros por falta de fusão. 26
2.17 (a) rugosidade originada pelo efeito escada; (b) gráfico da variação da rugosidade em função da espessura de camada. 27

2.18 Rugosidade superficial de uma face produzida por L-PBF. 27
2.19 Fissura de solidificação originada pela pressão exercida pelas dendrites. 28
2.20 (a) Fissura longa; (b) fissura curta; (c) delaminação. 29
2.21 Modelo da formação de tensões residuais: (a) aquecimento; (b) arrefecimento. . . 30
2.22 (a) Distribuição da tensão σ_{xx} relativamente à direção de construção z obtida por elementos finitos; (b)-(c) distribuição de tensões anisotropica após passagem de feixe com vetores de varrimento unidirecionais segundo y: (b) σ_{yy}, (c) σ_{xx}. 31
2.23 Representação esquemática da deformação do substrato (a-c) e dano resultante. . 31
2.24 Tendências representativas da magnitude da tensão residual em peças produzidas por SLM em função da (a) potência da fonte; (b) velocidade de varrimento; (c) densidade de energia. 32
2.25 Redução das tensões residuais através do pré-aquecimento (a) distorções observadas na construção por SLM de AlSi10Mg sem pré-aquecimento (esquerda) e com pré-aquecimento a 200 ºC (direita); (b) modelo de elementos finitos das tensões residuais que se formam sem e com pré-aquecimento; (c) magnitude, na face superior, das tensões residuais em função da temperatura de pré-aquecimento. . . 33
2.26 (a) Efeito de *balling*; (b) transição de cilindros para esferas. 34
2.27 Diagrama esquemático do bloqueio do *recoater* devido ao efeito de *balling*. . . . 34
2.28 Comparação do fenómeno de *balling* resultante de diferentes: (a1-a2) níveis de oxigénio; (b) espessura de camada; (c) velocidade de varrimento; (d) potência do laser do processo de L-PBF. 35
2.29 Estrutura de grão: (a) colunar e (b) equiaxial. 37
2.30 Representação da relação entre o gradiente térmico e a velocidade de solidificação na solidificação da microestrutura. 38
2.31 (a) Campo de temperaturas com fluxo de calor máximo indicado pelos vetores amarelos; (b) Ilustração do padrão de crescimento de dendrites primárias de grãos com diferentes orientações. 38
2.32 Microestrutura de grão fino do aço *maraging* produzido por L-PBF (a) vista de cima; (b) secção transversal; (c) ampliação da estrutura dendrítica. 39
2.33 Micrografia ótica da secção transversal horizontal (a) e vertical; (b) de uma amostra do aço *maraging* produzida por L-PBF. 40
2.34 Imagens SEM da secção transversal horizontal (a) e vertical; (b) de uma amostra do aço *maraging* produzida por L-PBF. 40
2.35 Falha por fadiga de um parafuso: A - raiz do perfil da rosca onde se iniciou a fenda; B - zona de propagação controlada da fenda; C - zona de fratura final. . . . 41
2.36 Diferentes tipos de solicitação: (a) solicitação alternada pura; (b) solicitação de ciclo repetido; c) solicitação aleatória. 42
2.37 Tensão cíclica de amplitude constante e definição das variáveis de tensão. 43
2.38 Curva SN de um aço ao carbono testado em flexão rotativa. 44
2.39 Modelo simplificado de curvas SN: (a) curva SN para aços, R=-1; (b) curva SN para aços em flexão, tração, torção, com R=-1. 44
2.40 Efeitos da tensão média na tensão limite de fadiga: parábola de Gerber e retas de Goodman modificada e Soderberg. 46
2.41 Reta de Goodman modificada para materiais dúcteis. 47
2.42 Provetes utilizados em ensaios de fadiga: (a) flexão rotativa; (b) *cantilever flat sheet*; (c) *hourglass* axial; (d) osso de cão roscado axial; (e) torção cíclica; (f) tensão combinada; (g) fenda axial; (h) *part-through crack*; (i) tensão compacta; (j) *three point bending*. 48

2.43 A - Tração (σ) aplicada numa placa com largura *w* e uma fissura com comprimento *a*; B - Placa infinita com fenda no centro da face com comprimento *2a*. 49
2.44 Modos de solicitação puras de amostras com fendas: A - modo I: tração; B - modo II: cisalhamento no plano; C - modo III: cisalhamento fora do plano. 49
2.45 Taxa de propagação de fendas de fadiga. 50
2.46 J-integral linear à volta de um entalhe. 52
2.47 (a) Fenda inicial de comprimento *a*; (b) aumento do comprimento da fenda em Δa 53
2.48 VCCT para um elemento sólido 2D com quatro nós. 53
2.49 Imagens SEM da secção transversal de uma peça da um aço *maraging* de SLM envelhecido durante diferentes períodos de tempo e temperaturas: (a) 390 ºC durante 3 horas; (b) 490 ºC durante 3 horas; (c) 590 ºC durante 3 horas; (d) 490 ºC durante 1 hora; (e) 490 ºC durante 5 horas; (f) 490 ºC durante 7 horas; (g) sem envelhecimento. 56
2.50 Inserto de uma ferramenta para molde com canais conformados de arrefecimento, em aço *maraging*. 56
2.51 Modelo de resistência à fadiga por número de ciclos 57
2.52 Gráfico da amplitude de tensão em função do número de ciclos até à falha para diferentes tratamentos de envelhecimento do aço *maraging*. 58
2.53 Esquema representativo das direções de construção. 58
2.54 Exemplo de aplicações de fabrico aditivo de metais: (a) implantes crânio-facial; (b) molde com canais de refrigeração; (c) *bracket* de antena otimizado; (d) rotor de um compressor; (e) pá de turbina de gás; (f) permutador de calor; (g) peça de joalharia em ouro; (h) fivela do cinto de segurança de avião; (i) *bracket* de cabine do Airbus A350 XWB. 60

3 Procedimento Experimental

3.1 Organograma do trabalho realizado. 62
3.2 Curavas SN obtidas por João Prata. 65
3.3 Microscópio eletrónico de varrimento utilizado no CEMUP. 65
3.4 Disposição dos dois conjuntos de amostras para a análise no SEM. 66
3.5 Ciclo de temperatura durante o tratamento térmico de envelhecimento realizado aos provetes produzidos por FA. 68
3.6 Dimensões de produção dos provetes (a) miniatura *Nicoletto*; (b) osso de cão (en nn). 69
3.7 Representação da placa de construção com os provetes: (a) imagem CAD antes da produção; (b) placa com os provetes já depois de produzidos e tratados. 70
3.8 Estratégia de varrimento *stripe*. 70
3.9 (a) Corte dos provetes através de serrote mecânico; (b) Designação dos provetes consoante a sua disposição na placa. 71
3.10 Desenho dos provetes de fadiga miniatura tipo *Nicoletto* (em mm). 71
3.11 Desenho dos provetes tipo "osso de cão"em aço *maraging* convencional (em mm). 72
3.12 Desenho dos provetes tipo "osso de cão"em aço *maraging* envelhecido e de fabrico aditivo (em mm). 72
3.13 Máquina utilizada para o ensaio de fadiga. 73
3.14 (a)Suportes com o provete; (b) suportes e *gripper* com o provete montado. 74
3.15 Gráfico obtido diretamente do ensaio de fadiga. 75
3.16 Máquina utilizada no ensaio de flexão monotónico. 76

3.17 (a) Início do ensaio de flexão monotónico; (b) provete no fim do ensaio de flexão monotónico. 77
3.18 (a) Provetes utilizados nos ensaios cíclicos; (b) ensaio cíclicos de tração/compressão. 78

4 Resultados Experimentais e Discussão

4.1 Imagem SEM (a) 500x e composição química; (b) da amostra 2 de material convencional. 81
4.2 Imagem SEM da zona superior da amostra A5: (a) 500x; (b) 2500x. 82
4.3 Imagem SEM da zona central da amostra A5: (a) 200x 20 kV; (b) x2500. 82
4.4 Imagem SEM da zona central da amostra A5 (a) 500x; (b) análise EDS. 83
4.5 Imagem SEM da zona superior da amostra B2: (a) 200x; (b) 500x. 84
4.6 Imagem SEM da zona central da amostra B2: (a) 200x; (b) 500x. 84
4.7 (a) Imagem SEM de um poro da amostra B2 2500x; (b) análise EDS da área correspondente à localização 1; (c) composição química da área correspondente à localização 2. 85
4.8 Imagem SEM da amostra B2: (a) x8000 (b) x25. 86
4.9 Imagem SEM da amostra B11: (a) 25x; (b) 2500x. 86
4.10 Imagem SEM da zona central da amostra B11: (a) 200x; (b) 2500x. 87
4.11 Imagem SEM zona superior da amostra T3 com ampliação de 25x. 87
4.12 (a) Imagem SEM do canto superior direito da amostra T3 (100x); (b) ampliação na zoa de transição (1000x); (c) análise EDS da área correspondente à localização 1; (d) análise EDS da área correspondente à localização 2. 88
4.13 Imagem SEM da zona de início da fratura (2500x). 88
4.14 Imagem SEM da zona à esquerda da fenda da amostra T3 (1000x); (b) ampliação na zona destacada (10000x). 89
4.15 Imagem SEM da zona à direita da fenda da amostra T3 (2500x); (b) ampliação na zona destacada (10000x). 89
4.16 Imagem SEM da zona superior da amostra T1 (50x); (b) ampliação da zona destacada (250x). 89
4.17 (a) Imagem SEM com eletrões retrodifundidos da zona superior da amostra T1 (x50); (b) análise EDS da uma das áreas mais escuras; (c) análise EDS da zona mais clara. 90
4.18 (a) Imagem SEM da zona de separação da superfície da amostra T1(500x); (b) ampliação da área destacada do lado direito (25000x); (c) ampliação da área destacada do lado direito (1500x). 91
4.19 (a) Imagem SEM da amostra B4 (22x); (b) imagem SEM com eletrões retrodifundidos da amostra B4 (22x). 91
4.20 (a) Imagem SEM da amostra B4 mais ampliada na zona superior (250x); (b) ampliação da imagem anterior (500x); (c) análise EDS da área correspondente à zona 1; (e) análise EDS da área correspondente à zona 2; análise EDS da área correspondente à zona 3; análise EDS da área correspondente à zona 3. 92
4.21 Aspeto do provete após ensaio de flexão quasi-estático. 93
4.22 Gráfico força *versus* deslocamento do ensaio de flexão monotónico. 93
4.23 Gráfico extensão *versus* deslocamento do ensaio de flexão monotónico. 94
4.24 Representação do modelo: (1) provete; (2) suporte; (3) *gripper*; (4) cavilha superior; (5) cavilha inferior. 95
4.25 Curva numérica calibrada. 96
4.26 Curvas experimentais e numérica da deformação em função do deslocamento. . . 96

4.27 Curvas cíclicas tensão/extensão (a) LCF_C1; (b) LCF_C2; (c) LCF_C3. 97
4.28 Curvas experimentais tensão/extensão do provete (a) LCF_AM_1; (b) LCF_AM_2. 98
4.29 Curvas cíclicas do aço *maraging* convencional e aditivo. 99
4.30 Comparação das curvas cíclicas dos aços *maraging*. 100
4.31 Variação da força e do deslocamento ao longo da simulação com gama de deslocamento 0,5 mm. 102
4.32 Variação da força e do deslocamento ao longo de dois ciclos para a gama de deslocamento de 0,27 mm. 103
4.33 Nó utilizado para retirar o valor da tensão eslastoplástica na raiz do entalhe do provete miniatura. 104
4.34 Curvas SN obtidas utilizando a tensão elastoplástica numérica no entalhe. 104
4.35 Superfície analisada. 105
4.36 Várias observações óticas da amostra AT16, utilizadas para a medição de porosidade: (a) ampliação 75x; (b) ampliação 150x; (c) ampliação 150x; (d) ampliação 150x; (e) ampliação 75x. 106
4.37 Várias observações óticas da amostra AT18, utilizadas para a medição de porosidade: (a) ampliação 75x; (b) ampliação 75x; (c) ampliação 150x; (d) ampliação 300x; (e) ampliação 75x. 107
4.38 Várias observações óticas da amostra AT21, utilizadas para a medição de porosidade: (a) ampliação 75x; (b) ampliação 75x; (c) ampliação 150x; (d) ampliação 150x; (e) ampliação 300x. 108
4.39 Várias observações óticas da amostra AT22, utilizadas para a medição de porosidade: (a) ampliação 75x; (b) ampliação 75x; (c) ampliação 75x; (d) ampliação 300x. 109
4.40 Superfície de fratura da amostra AT13: (a) imagem da superfície de fratura vista na lupa; (b) e (c) inclusão existente na amostra AT13 (ampliação 750x). 110
4.41 Imagens óticas da amostra AT13 utilizadas para a medição de porosidade (ampliação 75x). 110
4.42 Imagem ótica que mostra o percurso efetuado pelo laser (ampliação 75x). 111
4.43 Imagens óticas que mostram: (a) superfície de fratura da amostra AT21 (ampliação 75x), e (b) existência de poros na amostra AT16 (ampliação 150x). 111
4.44 Imagens óticas da amostra AT13 depois do ataque eletroquímico, com ampliação: (a) 150x; (b) 300x; (c) 75x. 112

5 Experiência na Empresa

5.1 (a) regiões principais de cada camada; (b) diferentes zonas de uma camada. . . . 116
5.2 Peças de onde se cortaram as amostras para análise de porosidade, microestrutura e dureza. 117
5.3 Ordem definida pelo *software* Material Editor para a passagem do laser. 117
5.4 Estratégias de varrimento utilizadas: *stripe*. 118
5.5 Amostras retiradas da: (a) zona inferior da peça 1; (b) zona inferior da peça 1; (c) peça 2; (d) peça 3. 118
5.6 Máquina de corte utilizada para cortar as amostras P1-P10. 119
5.7 (a) Máquina de corte utilizada para cortar as amostras P11-P16; (b) corte das amostras. 119
5.8 Amostras P1 e P2 e respetivas imagens retiradas do microscópio ótico, com ampliação 75x. 120

5.9 Amostra P3 e respetivas imagens dos poros encontrados na amostra, com ampliação 75x. . . . 121
5.10 Imagens das amostras P4, P5 e P7, com ampliação 75x. . . . 122
5.11 Imagens das amostras P6 e P8, com ampliação 75x. . . . 122
5.12 Imagens das amostras P9 e P10, com ampliação 75x. . . . 123
5.13 Amostras P11 e P12 e respetivas imagens, com ampliação 75x. . . . 123
5.14 Amostras P13 e P14 e respetivas imagens, com ampliação 75x. . . . 124
5.15 Amostras P15 e P16 e respetivas imagens, com ampliação 75x. . . . 124
5.16 Imagem ótica da amostra P1, com ampliação: (a) 23x; (b) 300x; (c) 150x; (d) 150x. 126
5.17 Imagem ótica da amostra P2, com ampliação: (a) 23x; (b) 75x; (c) 75x; (d) 150x; (e) 150x; (f) 75x. . . . 127
5.18 Imagem ótica da amostra P3, com ampliação: (a) 75x; (b) 75x; (c) 75x; (d) 150x. 127
5.19 Imagem ótica da amostra P4, com ampliação: (a) 300x; (b) 300x; (c) 23x; (d) 150x; (e) 150x; (f) 75x. . . . 128
5.20 Imagem ótica da amostra P6, com ampliação: (a) 150x; (b) 150x; (c) 23x; (d) 75x; (e) 75x; (f) 150x. . . . 129
5.21 Imagem ótica da amostra P7, com ampliação: (a) 75x; (b) 23x; (c) 75x; (d) 150x; (e) 150x. . . . 129
5.22 Imagem ótica da amostra P8, com ampliação: (a) 23x; (b) 300x; (c) 75x; (d) 75x; (e) 150x; (f) 150x. . . . 130
5.23 Imagem ótica da amostra P11, com ampliação: (a) 300x; (b) 75x; (c) 300x; (d) 75x; (e) 75x; (f) 300x. . . . 130
5.24 Imagem ótica da amostra P12, com ampliação: (a) 23x; (b) 75x; (c) 150x; (d) 300x; (e) 300x. . . . 131
5.25 Imagem ótica da amostra P15, com ampliação: (a) 23x; (b) 75x; (c) 150x; (d) 75x; (e) 150x; (f) 75x. . . . 131
5.26 Imagem ótica da amostra P16, com ampliação: (a) 75x; (b) 23x; (c) 75x; (d) 75x; (e) 150x; (f) 75x. . . . 132

A Amostras da Hypermetal

A.1 Imagem ótica da amostra P5, com ampliação: (a) 75x; (b) 23x; (c) 300x; (d) 300x; (e) 300x; (f) 75x. . . . 147
A.2 Imagem ótica da amostra P9, com ampliação: (a) 23x; (b) 75x; (c) 150x; (d) 75x; (e) 150x; (f) 150x. . . . 148
A.3 Imagem ótica da amostra P10, com ampliação: (a) 23x; (b) 75x; (c) 300x; (d) 150x; (e) 300x; (f) 75x. . . . 148
A.4 Imagem ótica da amostra P13, com ampliação: (a) 300x; (b) 23x; (c) 75x; (d) 150x; (e) 150x; (f) 300x. . . . 149
A.5 Imagem ótica da amostra P14, com ampliação: (a) 23x; (b) 75x; (c) 150x; (d) 150x. 149

B Análise da Interface Provete Placa de Construção

B.1 Amostra utilizada para analisar a interface entre o provete e a placa de construção. 151
B.2 Microestrutura das amostras da interface placa-provete da amostra (a) AT18; (b) AT16; (c) AT21 ; (d) AT19; (e) AT17 (f) AT17. . . . 153

Lista de Tabelas

2 Estado da Arte

2.1 Categorias segundo a norma ASTM para as tecnologias de fabrico aditivo. 8
2.2 Vantagens e limitações de alguns processos de atomização. 20
2.3 Propriedades mecânicas de algumas ligas usadas em fabrico aditivo. 23
2.4 Aplicações de algumas ligas utilizadas em fabrico aditivo. 23
2.5 Printabilidade para diferentes combinações entre ligas e processos. A - fácil de imprimir e boa qualidade de deposição; B- qualidade de impressão aceitável com parâmetros específicos; C - pouca qualidade de impressão; D- não é possível imprimir. 24
2.6 Composição química dos diferentes aços *maraging* 18% Ni. 54
2.7 Propriedades mecânicas do aço *maraging* 18% Ni envelhecido. 54
2.8 Tensões limite de fadiga obtidas em provetes construídos em diferentes orientações por fabrico aditivo e produzidas por processos convencionais 59

3 Procedimento Experimental

3.1 Resultados dos ensaios de fadiga dos provetes do lote de aço *maraging* convencional. 63
3.2 Resultados dos ensaios de fadiga dos provetes do lote A de fabrico aditivo. 64
3.3 Resultados dos ensaios de fadiga dos provetes da série B de fabrico aditivo. . . . 64
3.4 Amostras analisadas no microscópio eletrónico de varrimento. 66
3.5 Composição química do aço Bohler W720. 67
3.6 Propriedades mecânicas do aço W720 não envelhecido. 67
3.7 Composição química do aço M300. 67
3.8 Propriedades mecânicas do aço M300. 68
3.9 Resumos dos parâmetros de construção. 70
3.10 Provetes testados em cada gama de deslocamento. 75

4 Resultados Experimentais e Discussão

4.1 Resultados dos ensaios à fadiga dos provetes convencionais. 100
4.2 Resultados dos ensaios à fadiga dos provetes de fabrico aditivo tratados. 101
4.3 Valores de porosidade medidos nas amostra AT16. 106
4.4 Valores de porosidade medidos nas amostra AT18. 107
4.5 Valores de porosidade medidos nas amostra AT21. 108
4.6 Valores de porosidade medidos nas amostra AT22. 109
4.7 Valores de porosidade medidos nas amostra AT13. 110
4.8 Dureza das amostras. 113

5 Experiência na Empresa
5.1 Resumos dos parâmetros de construção das peças. 118
5.2 Porosidade das amostras P1 a P15. 125
5.3 Valor médio de dureza. 133

B Análise da Interface Provete Placa de Construção
B.1 Valor médio da densidade medida na interface placa-provete. 152

Capítulo 1

Introdução

1.1 Enquadramento da Dissertação

O fabrico aditivo é uma tecnologia alternativa às formas mais convencionais de fabrico que tem vindo cada vez mais a mostrar o seu valor para a indústria. Esta tecnologia permite a produção de componentes customizados e personalizados. De facto, uma das grandes caraterísticas do FA é a possibilidade de produzir componentes com geometrias muito complexas impossíveis de serem produzidas de forma convencional. Existem, no entanto, algumas limitações no que diz respeito ao custo, tempo de produção, comportamento mecânico, o que compromete a utilização da tecnologia para determinadas aplicações. Ainda existe falta de conhecimento nesta área, pelo que é necessário percorrer um longo caminho de investigação e desenvolvimento.

Nesta dissertação foi proporcionado um contato direto com a tecnologia através de um estágio curricular realizado na empresa Hypermetal. A Hypermetal dedica-se à produção de peças metálicas por FA, segundo as necessidades de cada cliente. Esta pequena empresa para além de utilizar a tecnologia de fusão laser de cama de pó para produzir as peças, dispõe de outros equipamentos, conseguindo realizar alguns processos de pós processamento, como por exemplo tratamentos térmicos, granalhagem, corte por fita e algumas operações de maquinagem. A Hypermetal trabalha com clientes das mais diversas indústrias, uma vez que apresenta a possibilidade de produção de peças com bastante liberdade de forma.

Contudo, o objetivo principal da dissertação é o estudo do comportamento à fadiga de um aço *maraging* produzido por fabrico aditivo. Este estudo está enquadrado no projeto *Add.Strength* intitulado *Enhanced Mechnical Properties in Additive Manufactured Components*, em execução na Unidade de Processos Avançados de Fabrico (UTAF) do Instituto de Ciência e Inovação em Engenharia Mecânica e Industrial (INEGI). O INEGI é um instituto de novas tecnologias, ligado à Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto (FEUP), direcionado para a realização de atividades de investigação e inovação de base tecnológica e transferência de conhecimento para o tecido industrial.

O projeto *Add.Strength* tem como objetivo avaliar a resistência à fadiga de componentes produzidos por fabrico aditivo (FA). Para além disso, a realização de ensaios experimentais aliados

aos modelos numéricos desenvolvidos, permitem a caraterização do material utilizado em FA.

1.2 Objetivos

O principal objetivo desta dissertação é a caraterização do aço 18Ni300 produzido por fusão da cama de pó e posteriormente envelhecido, especialmente no que diz respeito ao seu comportamento à fadiga. Adicionalmente este estudo teve como propósito a comparação do comportamento deste aço *maraging* de fabrico aditivo com o aço *maraging* convencional.

Para a caraterização da vida à fadiga foram definidos objetivos intermédios:

- revisão bibliográfica sobre o processo de FA de metais, com destaque da fusão da cama de pó. Estudou-se propriedades, aplicações, tratamento térmico e comportamento à fadiga dos aços *maraging*;
- conhecimento prático sobre tecnologia de FA utilizada na produção de provetes não convencionais;
- obtenção da curva eslastoplástica cíclica do material convencional e de fabrico aditivo envelhecido;
- realizar ensaios de fadiga de flexão em 4 pontos com o objetivo de chegar à curva SN de ambos os materiais;
- construção do modelo em elementos finitos dos ensaios de fadiga e calibração do modelo com resultados relativos ao comportamento cíclico do material e comportamento monotónico dos ensaios de flexão em 4 pontos;
- análise metalográfica e medição de dureza das superfícies de fratura dos provetes de fabrico aditivo envelhecidos e de amostras retiradas de componentes produzidos em aço 18Ni300 não tratado.

1.3 Estrutura

Este documento está dividido nos seguintes capítulos:

- **Introdução**: são apresentadas as instituições envolvidas, quais os tópicos abordados e objetivos, e enquadramento desta dissertação;
- **Estado da arte**: revisão bibliográfica dos principais temas abordados, ou seja, fabrico aditivo de metais, comportamento à fadiga e aços *maraging*;
- **Procedimento experimental**: enquadramento e descrição do procedimento experimental realizado. Caraterização dos ensaios experimentais, materiais e máquinas utilizadas;

- **Resultados experimentais e discussão**: são apresentados e analisados os resultados dos ensaios experimentais, bem como das simulações realizadas;
- **Experiência na Empresa**: é feita uma breve descrição do trabalho realizado na empresa, e apresentados os resultados da análise das amostras retiradas de componentes produzidos na empresa com vista a análise da qualidade;
- **Conclusões e trabalhos futuros**: apresentação das conclusões retiradas desta dissertação e trabalhos futuros que poderão enriquecer os tópicos abordados e dar sequência ao trabalho apresentado.

Capítulo 2

Estado da Arte

2.1 Fabrico Aditivo

Contrariamente aos processos de fabrico convencionais que se baseiam na subtração de material, o fabrico aditivo (FA), do inglês *Additive Manufacturing* (AM) é um processo destinado à produção de objetos através da adição de camadas sucessivas partindo de um modelo CAD. Existem diferentes tecnologias de FA que diferem entre si no material que pode ser utilizado, na forma como as camadas são criadas e na maneira como estas se unem entre si. São estas diferenças que vão determinar fatores como a precisão com que as peças são produzidas, as suas propriedades mecânicas, o tempo de produção, o custo associado e a necessidade de pós-processamento [1].

De uma forma geral, todas as tecnologias seguem um conjunto de cinco etapas até à obtenção do produto final. Inicialmente realiza-se um modelo CAD da peça pretendida, seguindo-se a conversão deste, num ficheiro .STL e desta forma passamos a ter um modelo definido por estruturas triangulares. Posteriormente, o .STL é colocado num programa *slicer* que o transforma num ficheiro com instruções em *G-code* onde estão as indicações para a produção da peça camada a camada. Este código separa o modelo em diferente camadas e ainda permite a definição dos parâmetros de impressão como a espessura de cada camada, especificação dos locais onde devem ser colocados os suportes e a orientação da peça. A etapa seguinte corresponde à impressão cujo processo depende do material e da tecnologia utilizada, procedendo-se em seguida, quando necessário, aos processos de pós-processamento e acabamento [2].

Atualmente verifica-se o interesse de vários setores industriais na utilização de processos aditivos. A Figura 2.1 representa a distribuição dos investimentos das organizações nas mais importantes áreas de aplicação desta tecnologia [3].

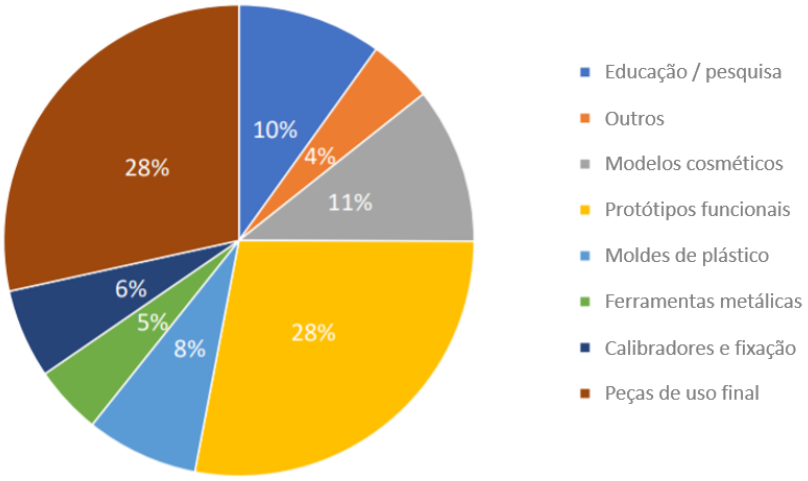


Figura 2.1: Áreas de destaque do FA e correspondente distribuição dos investimentos das organizações [3].

Nos dias de hoje, e com o desenvolvimento da tecnologia, são cada vez mais evidentes os benefícios da utilização do FA. Comparativamente aos processos convencionais, pode identificar-se como uma vantagem deste processo a redução de desperdício de material, já que no caso dos processos subtrativos a grande maioria do material removido é desperdiçado e no FA o material não utilizado para a construção da peça pode ser praticamente todo reciclado. Para além disso, é evidenciada como uma das principais vantagens deste processo a possibilidade de, a partir de um modelo CAD, rapidamente produzir-se componentes funcionais com geometrias muito complexas, por vezes impossíveis de produzir através de outro processo, com a forma desejada e prontos para serem utilizados [4]. Apesar destas vantagens, existem também alguns fatores desfavoráveis como a limitação de tamanho das peças, a elevada rugosidade superficial e o custo [4].

A utilização do fabrico aditivo é cada vez mais uma realidade como se percebe pela análise do gráfico da Figura 2.2 (a), que representa a evolução das receitas primárias a nível mundial, geradas pelo FA, ou seja, as receitas associadas a peças produzidas em equipamentos de FA, permite constatar que em 2017 houve um aumento de 23,8% comparativamente com o ano anterior [3].

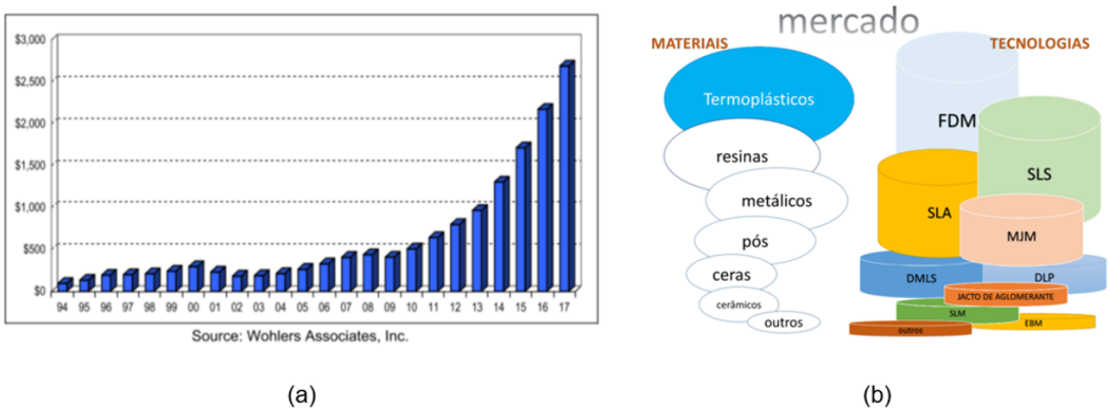


Figura 2.2: (a) Evolução do mercado global de fabrico aditivo [3]; (b) Representatividade dos materiais utilizados no fabrico aditivo e tecnologias associadas [5].

Apesar da utilização de metais no fabrico aditivo ter vindo a aumentar nos últimos anos, são ainda os polímeros o material mais utilizado associado ao FDM e à estereolitografia, como se pode perceber pela Figura 2.2 (b). Contudo, como referido anteriormente, as outras tecnologias têm vindo a desenvolver-se e a produção de peças metálicas é cada vez mais uma realidade. Assim, pelo gráfico apresentado na Figura 2.3, que representa o número de máquinas de fabrico aditivo de metais vendidas nos últimos anos, é de notar o valor que atingido de vendas no ano 2017, de 1768 unidades, representa um crescimento de 79.9% relativamente ao ano anterior no qual se venderam 983 unidades [3].

Figura 2.3: Evolução do número de máquinas de fabrico aditivo de metais vendidas a nível mundial [3].

2.1.1 Classificação das Tecnologias

Como forma de homogeneizar as terminologias associadas às diferentes tecnologias, a norma ASTM F2792-12a divide essas tecnologias em grupos. A Tabela 2.1 tem discriminadas as categorias propostas pela norma ASTM, bem como uma descrição da tecnologia associada [6, 7].

Tabela 2.1: Categorias segundo a norma ASTM para as tecnologias de fabrico aditivo [6, 7].

Designação ASTM	Descrição
Vat Photopolymerization	A resina líquida é fotopolimerizada devido à incidência de radiação ultravioleta que a cura ou endurece.
Material Jetting	O material é depositado na plataforma de construção onde solidifica. Depois é curado endurecido por radiação ultravioleta.
Material Extrusion	Material aquecido e extrudido através de um extrusor.
Binder Jetting	Utilização de um material ligante para unir pó do material base depositado.
Sheet Lamination	Folhas ou fitas de metal sobrepostas e unidas por soldadura ultrassónica.
Directed Energy Deposition (DED)	O material é depositado por um extrusor e fundido por um feixe laser ou de eletrões aquando da deposição na placa de construção.
Powder Bed Fusion (PBF)	Feixe de eletrões ou laser funde ou sinteriza um leito de pó que é depositado.

2.2 Fabrico Aditivo de Metais

Como já foi referido o objetivo desta dissertação passa pelo estudo do comportamento à fadiga do aço *maraging* 18Ni300 produzido por fabrico aditivo, através da realização de ensaios à fadiga de flexão em quatro pontos.

Nem todas as categorias mencionadas anteriormente permitem processar materiais metálicos. Assim, de todas as apresentadas na Tabela 2.1, a *Vat Photopolymerization* e o *Material Jetting* são utilizadas exclusivamente para a produção de componentes não metálicos. Das restantes categorias é de destacar o PBF e o DED [8]. No DED, o material é depositado sobre a plataforma de construção através de um extrusor que se encontra montado num braço multi axial. Assim que o material sai do extrusor incide sobre ele um feixe laser ou de eletrões responsável pela sua fusão, como se pode ver na Figura 2.4. No caso do feixe de eletrões o sistema utiliza um fio de metal e o processo deve ser realizado em vácuo. No entanto, no caso do laser pode utilizar-se tanto fio como pós metálicos e a câmara só necessita de estar completamente inertizada, no caso de se tratar de metais reativos [9, 10].

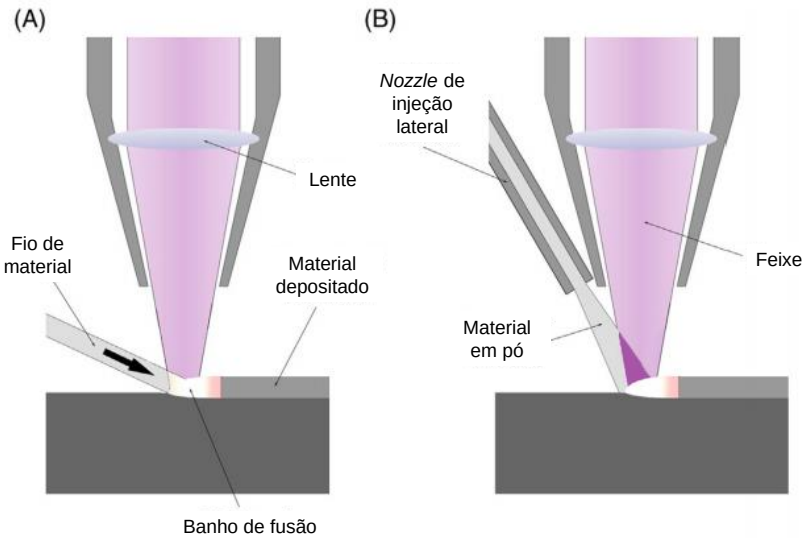


Figura 2.4: Processo DED: (a) material apresenta-se sob a forma de fio; (b) material apresenta-se sob a forma de pó [8].

Por outro lado, no PBF, o pó metálico é depositado na câmara pelo doseador e espalhado pelo *recoater* formando uma fina camada sobre a placa de construção. Posteriormente, uma fonte de energia incide sobre os locais que correspondem a pontos do componente a construir de forma a uni-los ao substrato ou às camadas anteriores. Em seguida, a placa desce de acordo com a espessura da camada e é depositada uma nova camada sendo repetido todo o processo até que a peça se encontre completamente construida. No caso da *powder bed fusion* pode dividir-se as tecnologias consoante a fonte de energia, esta pode ser feixe de eletrões, e neste caso trata-se de *electron beam melting* (EBM), ou feixe laser tratando-se então de *laser powder bed fusion* (L-PBF).

2.2.1 *Selective Laser Melting* (SLM)

O SLM é uma tecnologia de *powder bed fusion* por laser. Neste processo de L-PBF as peças são produzidas, como já foi referido, por incidência de um feixe laser de elevada energia que funde o pó depositado sobre a placa de construção [11]. De forma a evitar-se a oxidação e possibilitar a remoção de partículas de material fundido, a câmara de construção encontra-se inertizada durante todo o processo, normalmente com árgon ou azoto [12, 10]. Na Figura 2.5 encontra-se esquematizado o funcionamento de uma máquina de fabrico aditivo de metais por SLM. Pode perceber-se pela análise da figura como funciona esta tecnologia: inicialmente é depositada uma determinada quantidade de pó pelo doseador que se encontra ligado ao depósito de pó, depois o *recoater* ou *wiper* espalha esse pó pela placa de construção de forma a formar-se uma camada homogénea, segue-se a passagem do feixe laser pelos pontos a ser fundidos, de acordo com a geometria da peça a produzir. Quando terminada a primeira camada, a placa de construção desce a distância

correspondente à espessura da camada e o processo repete-se. Durante toda a construção existe um fluxo de gás que percorre a câmara numa direção perpendicular à direção do *recoater*.

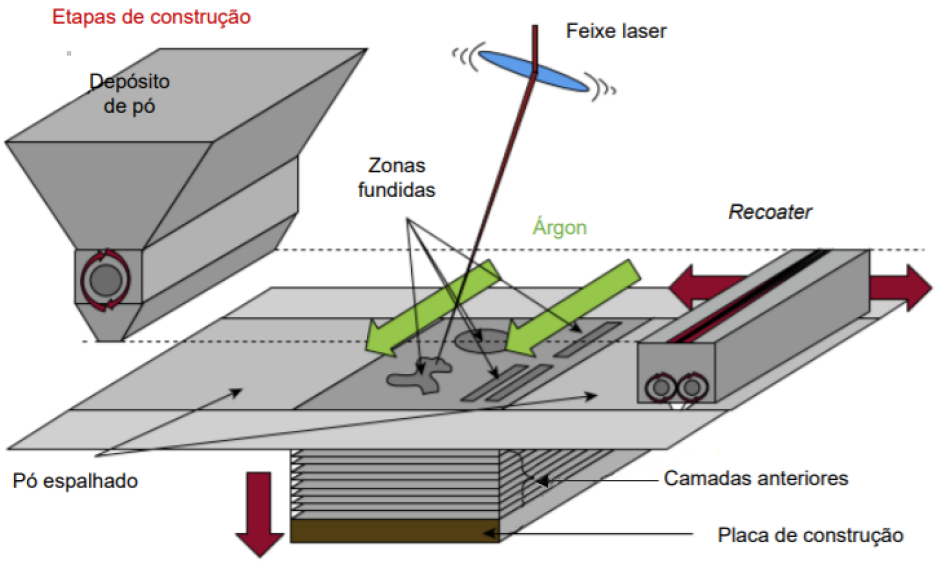


Figura 2.5: Representação esquemática do processo SLM [12].

O fato de ocorrer fusão do pó metálico permite que seja possível alcançar uma densidade final da peça superior a 99.5% sem necessidade de tratamentos posteriores. No entanto, as faces são bastante rugosas (Ra $\geq$ 5 μm) devido à natureza de construção por camadas, aos parâmetros de construção associados e à morfologia do pó [13, 14]. Durante o processo de produção algum pó que não é utilizado vai sendo depositado em garrafas para que seja filtrado e assim possa ser reutilizado. Depois de produzidas as peças, o pó que não foi fundido é retirado, filtrado e colocado novamente no depósito de pó [15]. As peças que se encontram unidas à placa de construção têm que ser removidas. Este processo pode ser manual,, apenas com o auxílio de um alicate, por exemplo, ou então por corte, habitualmente por eletroerosão por fio [16]. Depois de retiradas e consoante as necessidades, as peças podem ser maquinada, tratadas termicamente ou apenas serem realizados processos de acabamento como escovagem e granalhagem [17].

Preparação de Peças para Produção por SLM

Tal como todos os processos de fabrico, também o FA tem as suas limitações. No SLM é necessário ter em consideração algumas particularidades do processo, nomeadamente no desenho das peças para produção e na sua disposição na placa de construção, para que, por exemplo, sejam colocados o mínimo de suportes na peças, já que esses suportes aumentam o tempo de produção, consomem material extra e é necessário pós-processamento adicional para os remover. Outro fator a ter em consideração é a possibilidade de empeno das peças devido à acumulação de tensões residuais causada pelo rápido aquecimento e arrefecimento do pó. Uma forma de minimizar isto relaciona-se com a estratégia de varrimento, como será explicado na Secção 2.2.2 [18]. No processo de L-PBF, no qual a construção ocorre camada a camada, a relação entre elas é

importante. Como cada camada é fundida, isso faz com que a camada inferior seja o seu suporte e a sua forma de difundir o calor. Quando a camada inferior é metal sólido, então o fluxo de calor passa pelo metal refundindo-o parcialmente criando uma união entre camadas. No entanto, caso sejam zonas pertencentes a uma face inclinada ou no plano horizontal, pelo menos alguns pontos irão estar sobre pó metálico não fundido que apresenta menor condutividade térmica do que o metal sólido e, consequentemente, retém o calor do banho de fusão por mais tempo resultando em maior sinterização na zona do pó. Isto pode resultar numa face deformada e com maior rugosidade. No caso das superfícies inclinadas tem que se ter em consideração que um ângulo 45º com a vertical é geralmente considerado como o limite para a superfície ser auto-suportada; caso este ângulo seja superior é necessário a aplicação de suportes [18]. No *design* pode tirar-se partido do fato de se estar a utilizar esta tecnologia para se reduzir na quantidade de material a utilizar e ainda fazer-se pequenas alterações como é o caso de substituir furos com mais de 5 mm de raio, que corresponde ao limite do furo ser auto-suportado, por losangos ou por furos de diâmetro menor para que não sejam necessários suportes tendo assim que se realizar processos de maquinagem para deixar estes furos com a cota pretendida. Na Figura 2.6 estão demonstradas algumas alterações que permitem otimizar a produção de peças por SLM [19].

Figura 2.6: Otimização do *design* de peças produzidas por SLM: (a) modelo da peça original; (b) modelo da peça otimizada; (c) comparação das peças produzidas [19].

Também no momento de orientar as peças na placa de construção é preciso avaliar alguns aspetos. Deve analisar-se qual a melhor posição para a peça ser construída, pois dela depende a quantidade de suportes, a altura máxima e, consequentemente, o tempo de produção e a necessidade de mais ou menos pós-processamento. Tem ainda que se ter em consideração, em termos práticos, a orientação da peça face à direção de movimento do *recoater*, já que, por exemplo, quando as peças apresentam faces inclinadas e perpendiculares ao movimento do recoater podem ocorrer empenos devido à pressão que o leito de pó exerce sobre a face da peça com a passagem do *recoater*. Pode mesmo acontecer que a peça comece a levantar danificando o *recoater* o que pode significar uma produção falhada. Assim, deve-se orientar faces inclinadas e suportes numa

orientação diferente da do movimento do *recoater* sempre que possível [18].

2.2.2 Parâmetros de Construção

Para se conseguir uma produção de componentes metálicos conforme desejada é importante ter em atenção os parâmetros utilizados para fundir e solidificar o pó metálico, uma vez que, a resposta de um aço às alterações de temperatura tem efeitos que podem alterar a sua resistência e integridade. Assim, é de extrema importância selecionar corretamente os parâmetros de produção apresentados em seguida [20].

Potência do Laser

A potência do laser, que corresponde à energia total emitida pelo laser por unidade de tempo, é um dos fatores que define a quantidade de energia que é transmitida ao material. Esta pode ser ajustada para melhorar as propriedades da peça. No caso do SLM a potência do laser varia, normalmente entre os 50 e os 1000 W [20, 10].

Velocidade de Varrimento

Velocidade de varrimento ou *scannig speed* corresponde à velocidade a que o laser percorre cada camada, sendo caraterizada pelo vetor varrimento definido através da distância entre pontos de passagem do laser e pelo tempo de exposição ao feixe definido no sistema. Este parâmetro é um dos responsáveis pela velocidade de produção sendo os valores normais entre 10 e 1000 mm/s [20, 21].

Hatch Spacing

Hatch spacing corresponde à distância entre varrimentos seguidos. Este parâmetro permite que ocorra um certo nível de refusão dos caminhos anteriores para garantir uma cobertura total de da região a ser fundida [20].

Espessura de Camada

A espessura de camada também pode ser definida como a altura de deposição de cada nova camada na placa de construção. Na Figura 2.7 (a) apresentada em seguida encontra-se representada a deposição de uma nova camada [20]. Os quatro parâmetros anteriormente descritos podem ser ajustados independentemente, no entanto é a combinação destes que é determinante para a qualidade da peça final já que a densidade de energia é calculada através da razão entre a potência do laser e a multiplicação dos outros três parâmetros (Figura 2.7 (b)).

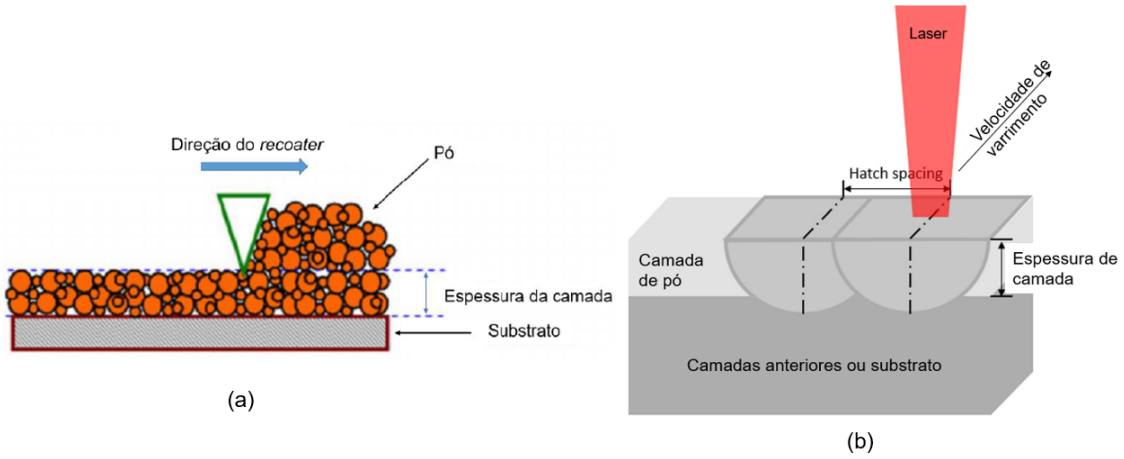


Figura 2.7: (a) Deposição de nova camada; (b) Parâmetros de construção: potência do laser, velocidade de varrimento, *hatch spacing* e espessura de camada [11].

Esta densidade de energia tem influência tanto na qualidade superficial, nomeadamente na rugosidade, como na densidade final obtida [22]. Assim, se a velocidade de varrimento for demasiado elevada para uma baixa potência, então existirão zonas com falta de fusão e, consequentemente, formar-se-ão poros. Por outro lado, se o laser tiver demasiada potência para a mesma velocidade de varrimento então ocorre um sobreaquecimento do banho de fusão o que causa uma penetração demasiado elevada levando ao efeito conhecido como *keyhole formation*. Tal problema também se verifica no caso da espessura da camada não ser a correta [20].

Estratégia de Varrimento

A estratégia de varrimento não é mais do que o padrão que a fonte de energia faz em cada camada para fundir todos os pontos indicados pelo programa. A seleção deste parâmetro é essencial para se conseguir obter a microestrutura pretendida. Sabe-se também que a estratégia de varrimento tem influência na acumulação de tensões residuais, deformações e densidade da peça [23]. Existem muitos estudos que mostram que vetores de varrimento mais curtos levam a menores tensões residuais. Para além disso, acredita-se que o varrimento por setores (*chessboard strategy*) e a rotação do padrão criado pela passagem do laser também permitem reduzir tensões residuais [24]. Na Figura 2.8 estão apresentadas algumas estratégias de varrimento que podem ser utilizadas.

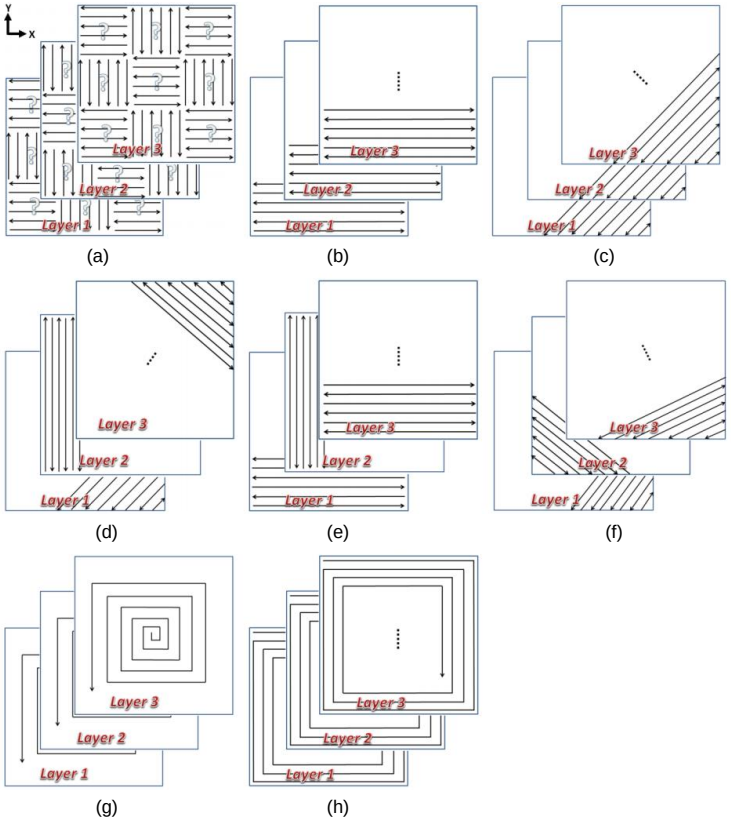


Figura 2.8: Estratégias de varrimento: (a) setorial (*chessboard*); (b) linear bidirecional; (c) linear a 45º; (d) rotação de 45º; (e) rotação 90º; (f) rotação 67º; (g) dentro-fora; (h) fora-dentro [25].

Diâmetro do Feixe Laser

O diâmetro do feixe laser, ou *spot size* é um parâmetro que pode ser ajustado ou fixo dependendo do sistema de focagem da máquina sendo habitualmente definido entre 40-120 μm. É necessário ter em atenção com este parâmetro já que um valor demasiado alto compromete a estabilidade do processo e um valor demasiado baixo provoca uma concentração de energia muito elevada num pequeno ponto da peça. Embora utilizar um diâmetro elevado permita aumentar a potência do laser sem sobreaquecer o material, esta pode comprometer a precisão e a rugosidade superficial da peça [20, 26, 27].

Temperatura de Pré-Aquecimento

Existe cada vez mais um aumento da procura de novos materiais para serem utilizados no SLM. Contudo uma das dificuldades que impede este progresso é a formação de tensões residuais devido ao gradiente térmico durante o processo. O pré-aquecimento do substrato e da câmara permitem reduzir estes gradientes de temperatura e, consequentemente, reduzir as tensões residuais de origem térmica que se formam diminuindo a formação de fendas. É também de notar, a influência desta temperatura na microestrutura e propriedades mecânicas da peça final [28, 29]. A temperatura de pré-aquecimento depende da máquina que se está utilizar já que nem todas conseguem atingir as mesmas temperaturas na câmara de construção. Por exemplo, a máquina AM

400HT da *Renishaw* permite uma temperatura de pré-aquecimento máxima de 500 ºC, possibilitando uma redução de 74% das tensões residuais e de distorções, como se pode ver pela Figura 2.9 [30].

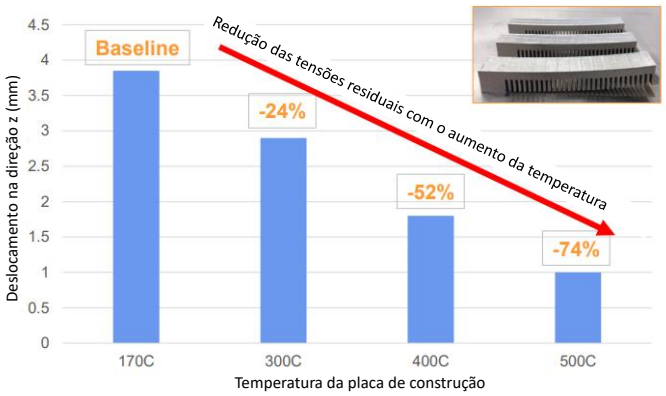


Figura 2.9: Distorção do provete em forma de ponte, em função da temperatura de pré-aquecimento da placa [30].

Atmosfera de Construção

As peças são construídas dentro de uma câmara de construção. Este parâmetro define o ambiente que se encontra nesta câmara durante a construção das peças. No caso do processo de EBM, como já foi referido, a atmosfera de construção é vácuo apenas com uma quantidade mínima de hélio, uma vez que tanto com a presença de um gás inerte ou ar os eletrões seriam desviados à medida que colidem ou interagem com as moléculas de gás. Por outro lado, no caso das tecnologias L-PBF a atmosfera de construção é composta por um gás inerte, normalmente árgon ou azoto. A utilização de gases inertes é justificada pela reatividade de alguns metais associada aos pequenos pós quando expostos a fontes de calor na presença de oxigénio [10]. Para além disso, é o fluxo de gás sobre a camada de pó que evita a oxidação e que impede que as partículas de metal fundido contaminem as outras peças [31]. No caso da atmosfera com fluxo de gás é necessário ter em consideração qual a velocidade desse fluxo. Se por um lado, uma elevada velocidade permite que sejam retirados mais e maiores partículas de metal e assim melhorar a qualidade da peça, por outro, uma velocidade demasiado elevada faz com que o pó não fundido seja arrastado no sentido do fluxo de gás e, consequentemente, a camada de pó deixa de ter toda a mesma espessura. Assim, existe uma velocidade considerada ótima para cada material que corresponde ao compromisso ideal entre remover partículas e manter o pó novo na camada [32].

Matéria Prima

A caraterização da matéria prima é feita através de uma análise da composição química, morfologia e microestrutura dos pós metálicos. Cada uma destas propriedades afeta a peça final já que

influenciam caraterísticas do pó como a fluidez, densidade, profundidade de penetração e condutividade térmica [33]. A fluidez não é mais do que a capacidade do pó para escoar sob condições específicas e é essencial para que seja possível formar uma camada homogénea aquando da passagem do laser. Esta é uma caraterística complexa e não uma propriedade de um pó, uma vez que não depende apenas das suas propriedades físicas, mas também do estado de tensão do pó e do equipamento usado para o armazenar, transportar e processar [34]. Sabe-se que partículas mais finas permitem uma melhor precisão dimensional. No entanto, a fluidez é afetada quando estas partículas são demasiado finas, o que resulta na dificuldade de dispersão destas [35]. Uma das formas de medir a fluidez de um pó é através do *Hall flow test* realizado de acordo com a norma ASTM B213. Para se realizar o teste são utilizados 50 g de uma amostra de material, medidos num prato de balança limpo. A descarga de pó do orifício inferior do funil é bloqueada por um dedo seco, e o pó é colocado no funil sem que este vibre ou se movimente. O prato vazio é colocado sob o funil e, simultaneamente inicia-se o cronómetro e retira-se o dedo do furo do funil [36]. Na Figura 2.10 está representado o teste de *Hall* bem como o equipamento que é necessário para a sua realização.

Outra propriedade importante a considerar é a densidade aparente que é considerada uma medida útil para se saber a consistência do pó. A densidade aparente é influenciada pela forma, tamanho e distribuição das partículas de pó, entre outras propriedades. A medição é realizada segundo a norma ASTM B212 e utiliza um funil de *Hall* ou um funil de *Carney*. Em seguida, o pó é derramado livremente pelo funil até que o *density cup* fique cheio. O copo é então pesado e subtrai-se o valor da massa do copo vazio, anteriormente medido. A densidade aparente é então calculada através da razão da massa pelo volume, sendo que o volume corresponde ao volume do copo que é um dado adquirido inicialmente [37].

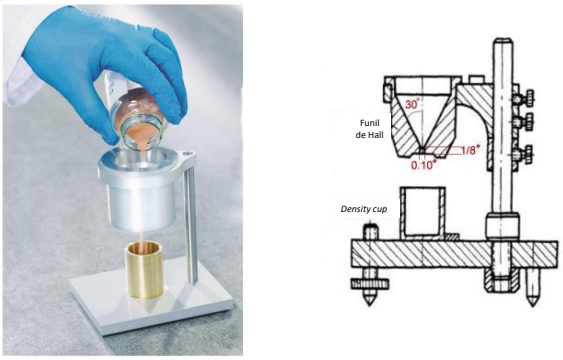


Figura 2.10: Teste de fluidez de *Hall* [36].

Uma vez que é economicamente inviável utilizar só pó virgem, torna-se relevante perceber quais as alterações que ocorrem ao pó quando este é reciclado. No gráfico da Figura 2.11 obtido num estudo realizado por Patricio Carrion et al. [38] em pó de Ti-6Al-4V está representada a distribuição granulométrica de duas amostras: uma de pó virgem e outra de pó reciclado. O

espaço que existe entre o *recoater* e o substrato é inferior a 50 µm, o que significa que partículas mais pequenas são espalhadas na placa de construção para a fusão e solidificação e que partículas maiores são arrastadas para o coletor e misturaram-se com o resto do pó que vai ser filtrado através de um sistema de peneira. A repetição deste processo é responsável pela ligeira diminuição de diâmetro das partículas recicladas comparativamente com as de pó virgem [38].

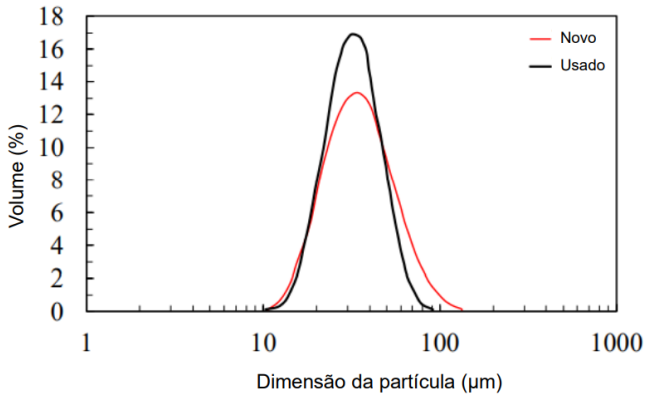


Figura 2.11: Distribuição do tamanho de partícula de pó virgem e pó reciclado de Ti-6Al-4V [38].

Relativamente a alterações morfológicas do pó verificou-se que no pó reciclado existe uma redução do número de pequenas partículas unidas a outras maiores, denominadas por satélites devido à fusão e refusão do pó. Estas pequenas partículas provocam a diminuição da fluidez do pó e podem contribuir para a existência de defeitos ou poros nas peças finais. Foi ainda verificado que as partículas recicladas continuam esféricas e em ambas as amostras se verificou irregularidade na forma das partículas. Traçou-se uma curva tensão deformação e fez-se uma análise do comportamento à fadiga de forma a verificar qual o efeito de utilizar pós reciclados. Contudo não se verificou diferenças de comportamento relevantes comparando os resultados da amostra de pó virgem com a de pó reciclado, como se pode ver pelos gráficos da Figura 2.12 [38, 39].

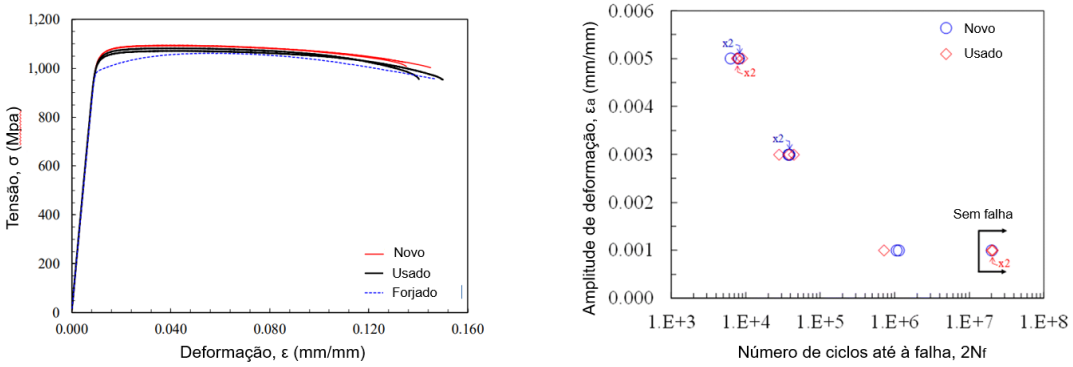


Figura 2.12: Gráficos de tensão-deformação e deformação-vida de provetes produzidos com pó virgem e pó reciclado [38, 39].

Geometria do Banho de Fusão

Durante o processo de SLM o pó metálico é aquecido e fundido através da incidência de um feixe laser formando um banho de fusão que solidifica rapidamente. Este banho apresenta fronteiras em forma de arco conetadas com zonas de anterior passagem do laser ou com a superfície solidificada. Fatores como a velocidade de varrimento, potência do laser e espessura de camada influenciam a geometria do banho de fusão. O aumento da velocidade de varrimento é o parâmetro que resulta numa maior alteração do banho de fusão, seguindo-se a potência do laser e espessura de camada. Assim, o aumento da velocidade da passagem do laser leva a que o banho de fusão altere a sua geometria passando de uma forma em V para uma em U, diminuindo tanto o diâmetro do banho como a penetração. O mesmo acontece quando se diminui a potência do laser ou se aumenta a espessura de camada com se pode ver pela observação da Figura 2.13, em que I corresponde à variação da velocidade de varrimento, II à variação de potência do laser e III à variação da espessura de camada [40, 41].

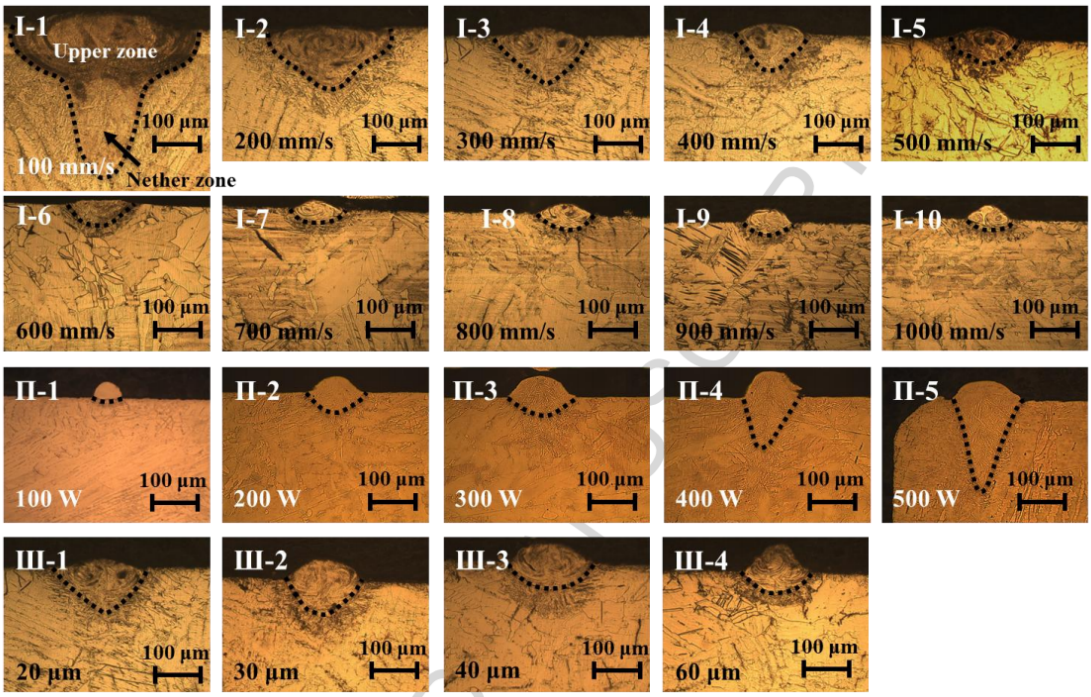


Figura 2.13: Secção transversal do banho de fusão sob: I - várias velocidades de varrimento (v=100-1000 mm/s; P=200 W, T=20 μm); II - diferentes potências de laser (P=100-500 W; v=400 mm/s; T=40 μm); III - várias espessuras de camada (T=20-60 μm; P=200 W; v=300 mm/s) [40].

2.3 Pó Metálico

O pó metálico é algo que já é utilizado em diversas indústrias. O fabrico aditivo é apenas mais um setor que beneficia desta matéria prima. Assim é importante perceber quais os métodos utilizados para a sua produção e as suas caraterísticas [42].

2.3.1 Produção de Pós Metálicos

Os processos de produção de pós para utilização em FA são essencialmente processos de atomização, sendo os mais comuns a atomização por gás, água, plasma ou plasma com elétrodo rotativo (Figura 2.14) [42]. A atomização por gás pode ser realizada de diversas formas, contudo o processo mais simples e mais utilizado é o de queda livre. Neste caso, o metal é inicialmente fundido e descarregado para dentro da câmara de atomização. Quando este se encontra em queda livre incide nele um jato de gás de alta pressão que o desintegra e, por ação das tensões superficiais, o pó adquire uma forma esférica. De maneira a evitar a oxidação, o gás que é utilizado é habitualmente um gás inerte como o árgon ou azoto. No entanto, a fusão do metal pode ocorrer em atmosfera aberta, em vácuo ou sob gás. São as diferenças tanto na fusão do metal como no processo de atomização que mais influência têm no custo final do pó [43, 44]. Da mesma forma que a atomização por gás, a realizada em água consiste na pulverização do metal fundido através da incidência de um jato de água com elevada pressão enquanto este se encontra em queda livre. Por outro lado, a atomização por plasma foi desenvolvida para a produção de pequenas esferas de titânio através de um fio como material de partida. O plasma, que se forma através da passagem de gás a alta pressão por um campo eletrostático com elevada carga de eletrões, é utilizado para fundir o fio de metal para produzir o pó. Este processo ocorre numa atmosfera de árgon e as gotículas formadas arrefecem durante a queda nesta atmosfera transformando-se em pequenas partículas de pó com forma esferoidal [45, 44]. Por fim, na atomização por plasma com elétrodo rotativo, o pó é produzido através da rotação de uma barra a alta velocidade e fundida através de plasma. A força centrífuga empurra o metal líquido para fora e as gotículas formam-se e solidificam. O pó formado é esferoidal e muito limpo [43].

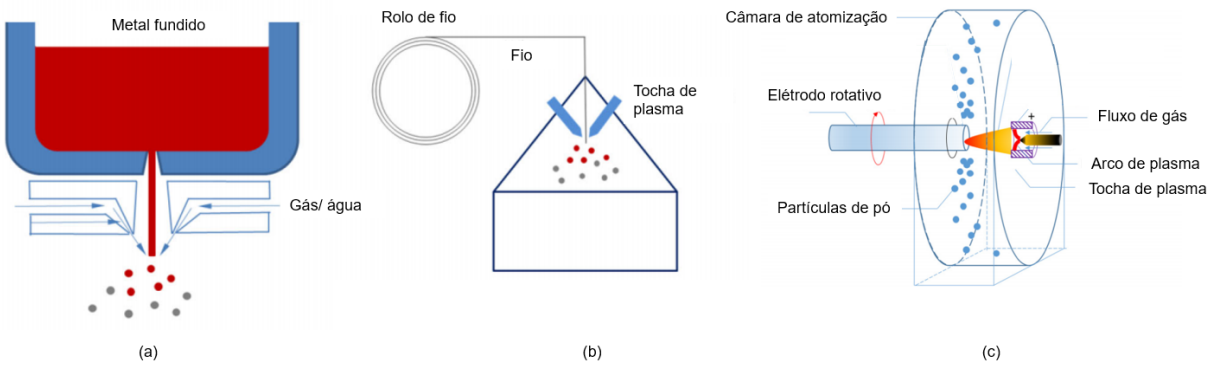


Figura 2.14: Esquema dos processos de atomização por: (a) água/ gás; (b) plasma; (c) plasma com elétrodo revestido [46, 47].

Na Tabela 2.2 estão apresentadas algumas vantagens e limitações de cada um destes processos.

Tabela 2.2: Vantagens e limitações de alguns processos de atomização [43].

Processo	Vantagens	Limitações
Atomização por gás	- Excelente qualidade metalúrgica; - Caudal elevado; - Larga gama de metais disponíveis; - Ligas novas e modificadas podem facilmente ser utilizadas; - Elevado volume disponível: possibilidade de acompanhar o crescimento do FA; - Custo relativamente baixo; - Elevado número de fornecedores.	- Variação de propriedades do pó entre fornecedores; - Muitos fornecedores e tecnologias pode ser confuso; - Ligas reativas e de alto ponto de fusão não estão disponíveis.
Atomização por água	- Baixo custo; - Possibilidade de variar a capacidade consoante as necessidades.	- Qualidade metalúrgica inferior à atomização por gás; - Pó não apresenta uma geometria esférica; - Ainda não é usado para aplicações de cama de pó.
Atomização por plasma	- Qualidade metalúrgica excelente; - Caudal muito elevado - esferas quase perfeitas; - Podem ser utilizadas ligas reativas e de elevado ponto de fusão; - Pode utilizar-se ligas de titânio.	- Pouca quantidade de fornecedores disponíveis; - É necessário que o material esteja disponível em fio; - Custo elevado.
Atomização por plasma rotativo	- Qualidade metalúrgica excelente; - Caudal muito elevado - esferas perfeitas; - Podem ser utilizadas ligas reativas e de elevado ponto de fusão; - Pode utilizar-se ligas de titânio.	- Pouca quantidade de fornecedores disponíveis, mas encontra-se em crescimento - Necessidade de uma barra de material de elevada qualidade; - Custo elevado.

Considerando os diferentes processos de atomização e materiais, os pós metálicos obtidos apresentam diferentes caraterísticas. Algumas das mais importantes são: a composição química, distribuição granulométrica, densidades, morfologia, fluidez e defeitos [42]. O comportamento dos metais na solidificação não é todo igual, isto significa que dependendo do processo de atomização obtém-se uma distribuição de partículas e esfericidade distintas. É no caso da atomização por plasma com elétrodo rotativo que se conseguem as partículas mais esféricas e na atomização por água, que esta caraterística menos se evidencia (Figura 2.15).

No caso do fabrico aditivo é vantajosa a utilização de partículas esféricas já que aumenta a fluidez e a densidade relativa do pó [42, 43]. A composição química dos pós atomizados é bastante importante para explicar a razão de não ser possível utilizar todas as ligas metálicas. A atomização é um processo com princípios bastante semelhantes que permite a formação de fases estáveis. No entanto, para ligas que podem sofrer tratamento térmico, a composição química pode estar correta, mas a fase contida não. Isto não é relevante para processos de PBF, mas é crucial noutros processos que não fundem o pó para conseguirem a densidade das peças, como é o caso do *binder jetting*. Contudo, é de notar que o PBF apenas utiliza materiais com soldabilidade relativamente elevada.

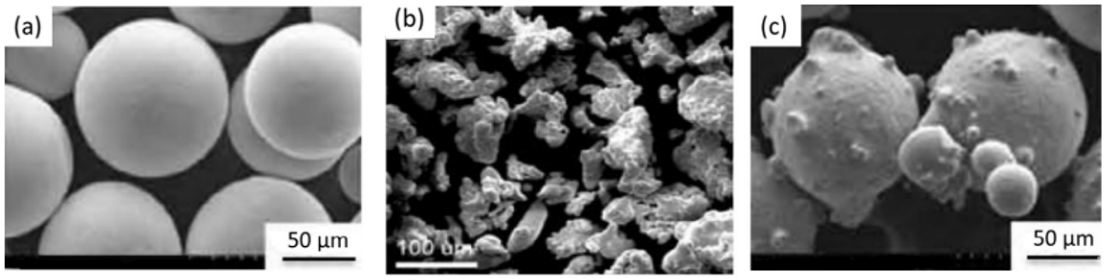


Figura 2.15: Forma das partículas de pó obtidas por: (a) atomização por plasma com elétrodo rotativo; (b) atomização por água; (c) atomização por gás [48].

A fluidez e a capacidade do pó se espalhar são também caraterísticas importantes que, tal como a densidade são afetadas pela esfericidade, tamanho e distribuição de partículas de pó. Partículas mais esféricas e maiores apresentam uma maior fluidez. Para além disso, também a distribuição do tamanho de partículas influencia, desde a atomização até à utilização da máquina de fabrico aditivo. Na produção de pós através de atomização é normal que fique gás aprisionado durante o processo de solidificação o que resulta na presença de poros nas partículas de pó e, consequentemente nas peças produzidas por FA [42].

2.3.2 Materiais Disponíveis

Existe uma grande diversidade de metais disponíveis para fabrico aditivo, contudo a sua escolha é fundamental para que as especificações da peça final sejam as pretendidas. Alguns dos metais disponíveis utilizados em SLM são [49]:

- Ligas de alumínio;
- Ligas à base de cobalto;
- Aço inoxidável;
- Ligas à base de níquel;
- Ligas de titânio;
- Metais preciosos;
- Ligas de cobre;
- Aço de ferramentas.

As ligas de alumínio são utilizadas num grande número de indústrias. De uma forma geral, elas oferecem um bom compromisso entre resistência e densidade sem apresentarem um custo muito elevado. Por essa razão, são usadas em produtos para a indústria automóvel e aeroespacial, especialmente quando é exigido baixo peso e boa performance, em simultâneo. Os pós de ligas

de alumínio são leves, têm elevada refletividade e condutividade térmica e baixa absorção laser para comprimentos de onda de 1,06 μm dos lasers de fibra usados habitualmente em SLM. Geralmente, são as ligas utilizadas em fundição que apresentam um melhor comportamento quando processadas por SLM, como a AlSiMg, que é uma liga que apresenta pouca redução de volume devido à existência de uma grande fração de Al-Si eutético [50].

As ligas de cobalto utilizadas em fabrico aditivo são, essencialmente ligas de cobalto-crómio (Co–Cr–Mo, Co–Ni–Cr–Mo). Estas ligas apresentam uma elevada resistência à corrosão e ao desgaste e um módulo de elasticidade elevado (220–230 GPa). As ligas de cobalto apresentam uma excelente relação entre biocompatibilidade e propriedades mecânicas, sendo por isso muito utilizadas em aplicações relacionadas com a industria médica [51, 52].

Dos aços inoxidáveis destaca-se o 316L que corresponde a um aço austenítico. De forma geral, este tipo de aços apresenta uma tensão limite de elasticidade, tensão máxima e dureza mais elevadas quando produzidos por fabrico aditivo. Contudo existe uma redução da ductilidade nas peças produzidas por esta tecnologia. Das ligas de níquel utilizadas destacam-se as superligas Inconel 718 e 625 cuja aplicabilidade passa essencialmente pela indústria aeroespacial devido à sua resistência a elevadas temperaturas [48]. Outra caraterística destas ligas é a sua resistência à fluência e corrosão, sendo por isso, muitas vezes utilizada para fabricar turbinas ou permutadores de calor [43].

As ligas de titânio também são bastante utilizadas em fabrico aditivo, com especial destaque para a liga Ti-6Al-4V. Esta liga tem vindo a ser estudada devido à atração da área aeroespacial pela sua ótima relação de peso e resistência. Para além disto, é um material de grande interesse para a industria biomédica já que apresenta uma excelente biocompatibilidade [53].

Atualmente já é possível a utilização de metais preciosos, tais como ouro, prata, platina e paládio, para a produção de peças por fabrico aditivo. Este tipo de materiais tem especial interesse para joalharia devido ao seu valor, brilho, resistência à corrosão e facilidade de fabricação. Podem também ser utilizados em ligações elétricas devido à sua condutividade e em coroas dentárias [54, 48].

As ligas de cobre são conhecidas por possuírem uma elevada condutividade térmica e elétrica. Para além disso, têm boa resistência à corrosão, maquinabilidade e custo relativamente baixo. São utilizadas para a fabricação de incertos e componentes de arrefecimento de dispositivos semicondutores [55].

Os aços de ferramentas também são um material disponível e bastante utilizado no que diz respeito ao FA. Estes materiais possuem elevada resistência ao desgaste e dureza, razoável tenacidade, são fáceis de maquinar e têm boa resistência à fratura durante o aquecimento [51].

Na Tabela 2.3 estão apresentadas propriedades mecânicas de alguns dos materiais referidos.

Tabela 2.3: Propriedades mecânicas de algumas ligas usadas em fabrico aditivo [56, 48].

Ligas	**E [GPa]**	**σ_{rot} [MPa]**	**Alongamento [%]**
AlSi10Mg	75	460	9
316L	165	685	36
Inconel 625	202	1030	8-10
Ti-6Al-4V	115	1143	11,8
H13	190	1712	4,1
18Ni300	190	1165	12,4

Os materiais metálicos utilizados têm aplicabilidade em diversas áreas dependendo das suas propriedades. Na Tabela 2.4 estão representadas algumas das ligas metálicas mais utilizadas em FA, bem como as indústrias em que estas podem ser aplicadas.

Tabela 2.4: Aplicações de algumas ligas utilizadas em fabrico aditivo [48].

Ligas → **Aplicações ↓**	Alumínio	Aço *maraging*	Aço Inoxidável	Titânio	Cobalto Crómio	Superliga de Níquel	Metal Precioso
Aeroespacial	X		X	X	X	X	
Medicina			X	X	X		X
Energia, petróleo, gás			X				
Automóvel	X		X	X			
Marinha			X	X		X	
Ferramentas e moldes		X	X				
Produtos para consumo	X		X				X

Capacidade das ligas para serem usadas em FA

Para ser possível fabricar uma peça metálica por fabrico aditivo deve ser selecionado o material correto. As peças devem ser corretamente dimensionadas, a composição química final deve ser a mesma do pó inicial e as camadas têm que ser unidas adequadamente por fusão. A palavra printabilidade não é mais do que a capacidade de um material resistir a distorções, alterações de composição química e defeitos por falta de fusão, ou seja, corresponde à possibilidade de um material ser utilizado para FA e produzir peças com as propriedades mecânicas, metalúrgicas e desempenho funcional requeridas para a sua aplicação. Esta não depende apenas das propriedades do material, também tem que se considerar o processo de FA que é utilizado, uma vez que existem muitos materiais disponíveis, cada um com as suas particularidades, no entanto cada processo apresenta apenas uma condição de construção.

Durante o FA de peças metálicas, os materiais passam por aquecimento, fusão, solidificação e arrefecimento, por esta razão podem ocorrer deformações em várias regiões dependendo das propriedades termo-físicas do material, da rigidez da peça e das alterações de temperatura. Na literatura ainda não existe uma definição consensual de printabilidade que diga que material é mais fácil ou mais difícil de imprimir. Contudo esta caraterística é determinada através de testes experimentais por tentativa e erro. Como já foi referido existe uma grande quantidade de ligas

metálicas que podem ser utilizadas, desta forma é importante conseguir-se classificar a combinação processo-liga de acordo com a facilidade e qualidade de impressão. Na Tabela 2.5 mostra-se a facilidade de um material ser impresso por determinada tecnologia de fabrico aditivo de metais [57, 48].

Tabela 2.5: Printabilidade determinada para diferentes combinações entre ligas e processos. A - fácil de imprimir e qualidade de deposição; B- qualidade de impressão aceitável com parâmetros específicos; C - pouca qualidade de impressão; D- não é possível imprimir [48].

Tipo de Liga ↓	PBF-L	PBF-EB	DED-L	DED-EB	DED - Arco de Plasma
Alumínio	-	-	A	2319, 4043	A
AlSi10Mg	A	-	-	-	-
Ligas de cobre	-	-	A	Cu70-Ni30 Ni30-Cu70	C
Ligas de níquel	-	-	A	-	A
IN625	A	-	-	625	-
IN718	A	A	-	718	-
Liga de cobalto-crómio	A	A	A	-	-
Magnésio	-	-	-	-	B,A
Metais preciosos	A	-		-	-
Aços	-	-	A	4043	-
Aço *maraging*	A	-	-	-	-
Aço inoxidável	-	-	A	série 300	-
316L	A	-	-	-	-
17-4 PH	A	-	-	-	-
Titânio	-	-	A	ligas de Ti	A
Ti-6Al-4V	A	A	-	-	-
Ligas intermetálicas	B=TiAl	-	-		-

2.4 Defeitos

A existência de defeitos leva à diminuição das propriedades mecânicas o que, para algumas indústrias mais exigentes, pode ser crítico, e limita a repetibilidade e precisão do processo. Assim, é importante perceber quais os defeitos que podem surgir durante o fabrico e quais as suas causas [58].

2.4.1 Perda de Elementos de Liga

A alta densidade de energia da fonte de calor provoca uma elevada temperatura do banho de fusão, o que pode desencadear a perda de elementos de liga, particularmente aqueles cuja pressão de vapor de equilíbrio é elevada, como é o caso do alumínio, magnésio e crómio. A perda de elementos de liga faz com que a composição química da peça final seja diferente da do material

base comprometendo as propriedades mecânicas, físicas e a desempenho da peça. Uma vez que a perda destes elementos ocorre na superfície do banho de fusão, a sua geometria é também um fator a ter em consideração. O aumento da razão da superfície-volume leva a maiores perdas. Para além disto, para um determinado tamanho de feixe, quanto maior for a espessura da camada menores são as perdas [59].

2.4.2 Porosidade e Defeitos por Falta de Fusão

A porosidade das peças produzidas por FA pode ser originada por: gases, contração causada pelo rápido arrefecimento, falta de fusão, seleção inadequada de parâmetros de construção ou instabilidade do banho de fusão. Os gases formam poros com forma esférica de pequenas dimensões (5-200 μm). Este tipo de poros pode ser originado por gases que ficam aprisionados na camada de pó, no caso da PBF, ou durante a extrusão, no DED, como se pode ver na Figura 2.16 A-B. Durante o processo de atomização, especialmente na atomização por gás, partículas de pó podem ficar com gás aprisionado em ocos (Figura 2.16 C-D). Quando a densidade de energia é muito elevada forma-se uma profunda e estreita depressão de vapor devido à vaporização do metal que se encontra sob a fonte de calor. Este fenómeno, denominado de *keyholing*, é acompanhado por porosidade, que se acredita ser formada pelo colapso do vapor dentro do banho de fusão gerando bolhas que não conseguem libertar o gás da zona fundida devido ao rápido arrefecimento (Figura 2.16 E). Este fenómeno é especialmente preocupante em ligas com baixo ponto de fusão como é o caso do alumínio [59, 60, 61].

A falta de fusão, como o nome indica, é a fusão incompleta das camadas ou banhos de fusão adjacentes devido à falta de energia da fonte, o que resulta numa morfologia irregular. A penetração desadequada leva à formação de poros de maiores dimensões do que os formados por aprisionamento de gás ($\geq$ 20 μm). Para além do tamanho, estes macro poros podem também ser distinguidos pela sua forma menos esférica o que pode levar a uma concentração de tensões quando aplicadas cargas (Figura 2.16 F) [48].

A contração das peças devido ao rápido arrefecimento pode levar ao aparecimento de poros dependendo da composição química da liga. Materiais com elevada viscosidade e um intervalo amplo entre a temperatura solidus e liquidus têm maior probabilidade de sofrer contração e, consequentemente, ficar porosos, por causa das elevadas taxas de arrefecimento [59].

A correta seleção dos parâmetros de construção, nomeadamente, potência do feixe laser e velocidade de varrimento permite uma perfeita penetração do banho de fusão e, consequentemente uma união perfeita entre camadas, minimizando a porosidade. Uma maior razão entre potência de laser e velocidade de varrimento consegue diminuir a quantidade de poros por falta de fusão devido ao aumento da penetração do banho de fusão.

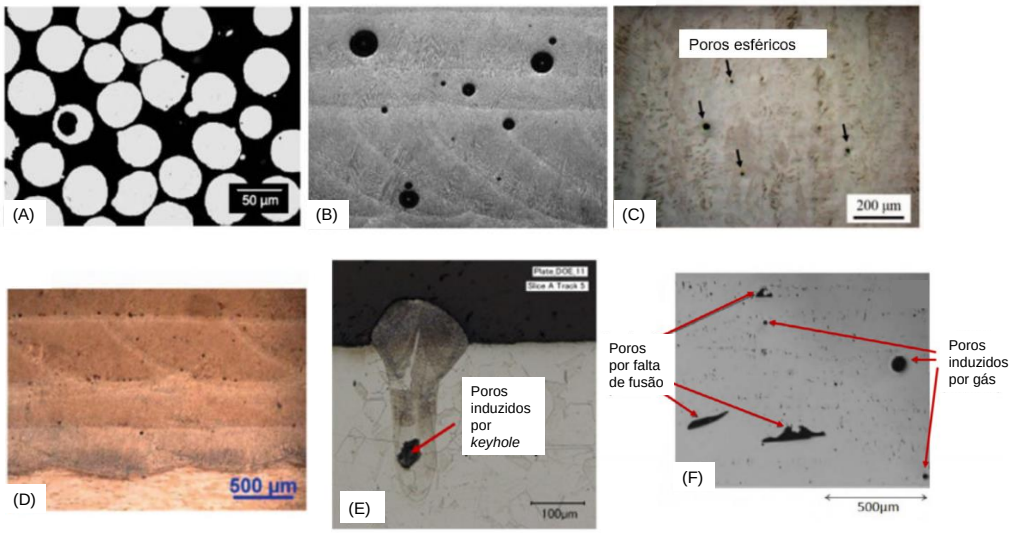


Figura 2.16: Porosidade por gás (A) Ti-6Al-4V produzido por SLM; (B) Al 4047 produzido por DED; (C) Pó com poros gasosos resultantes da atomização (D) Porosidade em pó depositado causada por gases; (E) porosidade por *keyhole*; (F) poros por falta de fusão [59, 48].

2.4.3 Rugosidade Superficial

A rugosidade superficial da peças pode comprometer o seu desempenho a longo prazo. Esta pode ser especificada através do Ra, que corresponde a uma medida do desvio absoluto da superfície em relação à altura média. No caso das peças produzidas por fabrico aditivo, muitas vezes não se consegue obter a rugosidade requerida sendo por isso necessário a realização de processos de acabamento e/ou maquinagem. Os fatores que contribuem para a rugosidade superficial são [62, 48]:

- precisão e resolução do processo;
- qualidade, tipo e tamanho do pó do material utilizado;
- *design* da peça;
- parâmetros de construção.

Como o processo de construção aditiva acontece através da sobreposição de camadas a resolução pode ser dividida em resolução no plano xy e resolução segundo z. No caso da PBF a resolução em xy depende do diâmetro do laser ou feixe. Por outro lado a resolução na direção z é determinada pela espessura de cada camada que é um fator preponderante na rugosidade final da peça, uma vez que uma das principais causas de rugosidade em peças produzidas por FA é causada pelo "efeito de escada". Este efeito acontece devido à construção, por sobreposição de camadas de faces inclinadas e encontra-se relacionado com a espessura de cada camada, como representado na Figura 2.17 [62, 48].

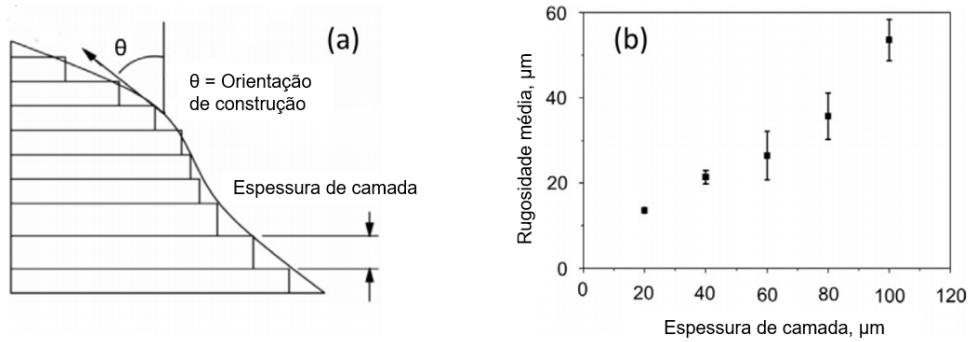


Figura 2.17: (a) rugosidade originada pelo efeito escada; (b) gráfico da variação da rugosidade em função da espessura de camada [48].

A qualidade do material utilizado também apresenta grande influência na rugosidade final da peça, já que influencia a maior ou menor facilidade em espalhar o pó. Também a morfologia das partículas, nomeadamente dimensão e forma, é determinante considerando que podem existir desde partículas pequenas (5 μm) com forma esférica até partículas de forma irregular com 120 μm. O *design* e a orientação da peça são fatores relevantes no que diz respeito à rugosidade superficial. No gráfico da Figura 2.18 está representada a rugosidade de uma face construída segundo diferentes orientações (ângulo medido com a horizontal tanto para as superfícies voltadas para cima *upskin*, como para as superfícies voltadas para baixo *downskin*). Deve ainda considerar-se que no caso de haver necessidade de suportes, muitas vezes estes são removidos manualmente ou com auxílio de alicates, o que implica que em grande parte dos casos irão ficar restos destes suportes na peça agravando a rugosidade. Quando são necessárias rugosidades Ra inferiores a 1 μm, o que não é possível de obter através de fabrico aditivo, é necessário realizar operações de pós processamento que podem incluir fresagem e torneamento CNC, retificação e polimento [62].

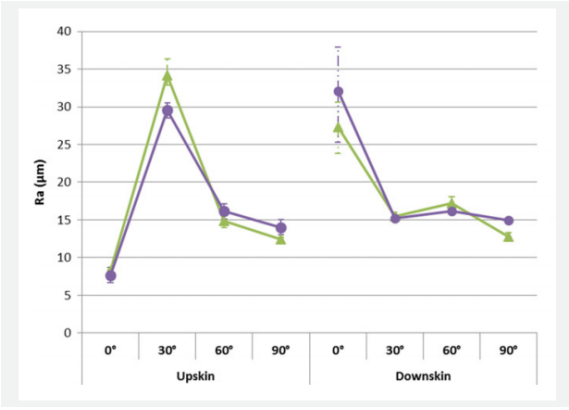


Figura 2.18: Rugosidade superficial de uma face produzida por L-PBF [62].

Outro fenómeno responsável pela rugosidade superficial é o *balling*. Quando a energia da fonte de calor não é suficiente para fundir completamente as partículas de pó pequenas, esferas de metal são arrastadas para as bordas do banho de fusão devido às tensões residuais no banho de

fusão, acabando por solidificar. A rugosidade é então causada pelas partículas não fundidas que ficam agarradas à superfície de construção e têm a mesma magnitude que o diâmetro das partículas de pó. Este fenómeno pode ser reduzido através do aumento da potência do laser ou da diminuição da velocidade de varrimento, uma vez que assim promove-se a fusão completa das partículas de pó [48].

2.4.4 Fissuras, Delaminação e *Swelling*

A origem destes defeitos está essencialmente relacionada com a temperatura do processo. As fissuras podem formar-se na microestrutura, e neste caso ocorrem durante a solidificação ou durante o aquecimento subsequente, ou então serem macroscópicas, podendo estar relacionadas com a existência de outros defeitos. A delaminação ocorre quando a temperatura atingida não é alta suficiente para que haja aderência das camadas. No entanto, no caso de ser atingida uma temperatura muito elevada a combinação entre a dimensão do banho de fusão e a tensão superficial leva à ocorrência de *swelling*. Estes defeitos podem ser, em parte, evitados com o controlo das condições de construção [63].

As fissuras resultantes do arrefecimento ocorrem devido à exposição do metal a diferenças de temperatura que geram tensões nas juntas de grão, especialmente quando existe uma grande diferença de temperatura de solidificação das diferentes fases (Figura 2.19). Como se pode perceber existe uma relação entre o tamanho, a duração e a taxa de arrefecimento do banho de fusão com a resposta do material. Assim, um banho de fusão maior e com uma taxa de arrefecimento menor origina uma microestrutura grosseira com maior tamanho de grão e dendrites mais espessas. Por outro lado, banhos de fusão mais pequenos geram microestruturas mais finas [43].

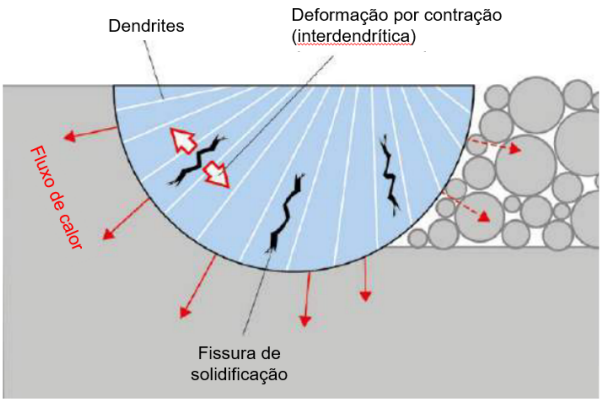


Figura 2.19: Fissura de solidificação originada pela pressão exercida pelas dendrites [43].

Outra origem de fissuras é a zona afetada pelo calor. Aqui, ocorre um rápido aquecimento da liga, a uma temperatura abaixo da temperatura de liquidus, que causa a fusão de determinadas fases precipitadas nas juntas de grão. Durante o arrefecimento estas zonas são tracionadas devido às contrações de origem térmica. Sob esta força, o filme líquido em redor das juntas de grão pode

levar ao início de uma fissura. São as ligas que têm um intervalo grande de temperatura entre a temperatura de liquidus e solidus, elevada contração durante solidificação e elevado coeficiente de expansão térmica as mais suscetíveis a ter fissuras desta natureza. Na Figura 2.20 estão representadas duas fissuras que surgiram durante o processo de fabrico aditivo. Pode ver-se que existem fissuras longas que se estendem a mais do que uma camada, e fissuras mais pequenas cujo comprimento não ultrapassa a espessura de camada [48]. A delaminação corresponde à separação de camadas adjacentes devido à fusão incompleta entre estas. Isto pode ser justificado pela falta de fusão do pó ou por re-fusão insuficiente do sólido subjacente (Figura 2.20 (c)). Contrariamente aos defeitos de falta de fusão que muitas vezes podem ser localizados e atenuados com pós-processamento, os efeitos da delaminação não são possíveis de ser reparados [63].

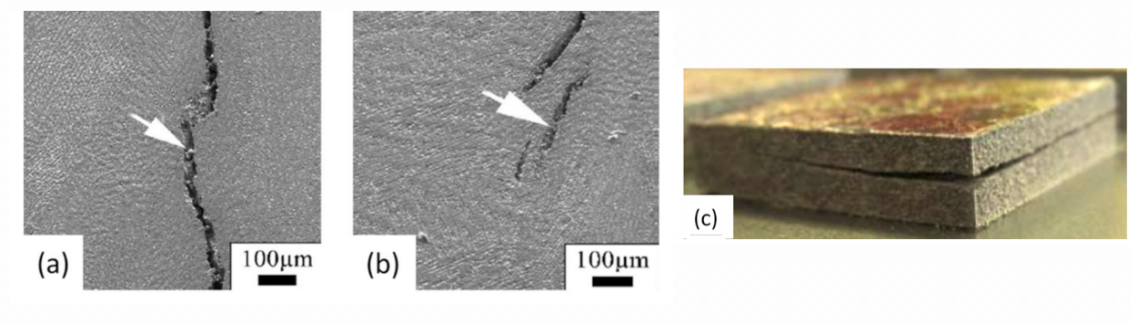


Figura 2.20: (a) Fissura longa; (b) fissura; (c) delaminação curta [48].

A ocorrência de *Swelling*, que não é mais do que a expansão do sólido ficando acima do plano de distribuição e fusão de pó, é consequência das tensões superficiais relacionadas com a geometria do banho de fusão [63].

2.4.5 Tensões Residuais

Em peças produzidas por fabrico aditivo é normal a existência de tensões residuais cuja origem são os ciclos rápidos de aquecimento e arrefecimento durante o processo. Estas tensões residuais têm um impacto negativo nas propriedades mecânicas das peças e podem desencadear alterações na estrutura do grão e, para além disso, podem levar à ocorrência de outros defeitos, como distorções. A formação de tensões residuais pode ser explicada segundo o mecanismo de gradiente térmico (MGT) e pelo modelo da fase de arrefecimento. Pelo MGT, durante o aquecimento a fonte de energia aquece rapidamente o material o que faz com que este tenha tendência a expandir. Contudo, esta expansão é controlada pelo material sólido à sua volta. Assim, o estado de tensão de compressão é formado localmente na zona aquecida. Por outro lado, durante o arrefecimento, quando a fonte de calor é removida, a zona quente anteriormente formada começa a arrefecer e há uma tendência para que ocorra uma contração do material, mas esta contração é parcialmente restringida pela deformação plástica que ocorreu durante o aquecimento. Finalmente, as tensões residuais são formadas na zona aquecida que é equilibrada pela zona de compressão. No modelo da fase de arrefecimento as tensões residuais que se formam no processo de fabrico aditivo

são justificadas precisamente pelas caraterísticas do processo de construção camada a camada. Grande parte do material fundido vai passar por uma nova fusão e solidificação o que também leva à contração do material que é, em parte, restringido pelo anteriormente depositado e é formado um estado de tensão de tração no novo material depositado. Na Figura 2.21 pode ver-se uma representação esquemática do modelo de como se formam a tensões residuais [64].

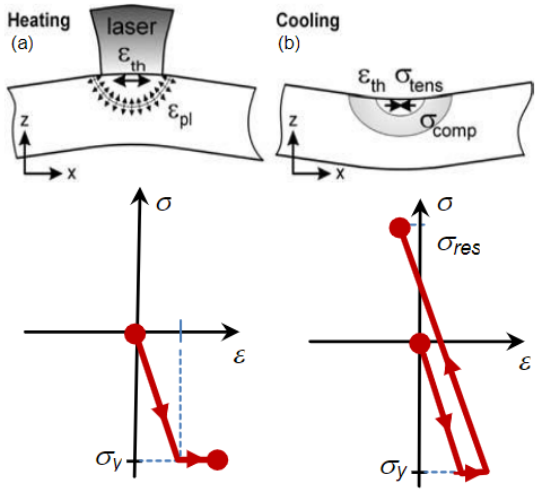


Figura 2.21: Modelo da formação de tensões residuais: (a) aquecimento; (b) arrefecimento [64].

As tensões residuais macroscópicas podem ter um efeito dramático no comportamento das peças e podem ser termicamente induzidas pelo aquecimento diferencial do sólido ou pelo arrefecimento diferencial durante a solidificação. Por outro lado, as tensões microscópicas dos precipitados ou deslocações atómicas tem um efeito mais localizado. Existe ainda outro tipo de tensões residuais à escala atómica. Contudo são as tensão macroscópicas que são associadas pela literatura a componentes produzidos por FA. Este tipo de tensões residuais têm impacto nas propriedades à fadiga e nas distorções durante e após a produção. No entanto estas mostram-se controláveis a partir das condições de construção [63, 65].

Estudos demonstram que o topo e a base das peças se encontram sob tensões residuais de tração, enquanto que o centro se encontra em compressão. Cada nova camada é depositada inicialmente à tração enquanto que a camada subjacente está a ser comprimida por esta, a adição de muitas camadas diminui as tensões de tração subjacente e eventualmente resulta em tensões de compressão. A restrição da ligação entre a peça e a placa base resulta, novamente, numa tensão de tração nessa zona (Figura 2.22 (a)). A distribuição das tensões residuais é suscetível a alterações nos parâmetros de construção, nomeadamente a estratégia e velocidade de varrimento, potência do laser e orientação de construção. Relativamente à direção de construção, sabe-se que é no caso da *chessboard strategy* que se obtêm menores tensões residuais. Estudos experimentais provaram que a direção longitudinal apresenta valores de tensão 1.5 - 2.5 vezes superiores aos verificados na direção transversal e que a forma e o perfil térmico do percurso percorrido pelo feixe resulta numa contração não uniforme, e portanto em tensões não uniformes em cada passagem do feixe. Por

essa razão, percebe-se que vários percursos do feixe produzem um campo de tensões anisotrópico em cada camada, como se pode ver nas Figuras 2.22 (b) e (c) [65, 64].

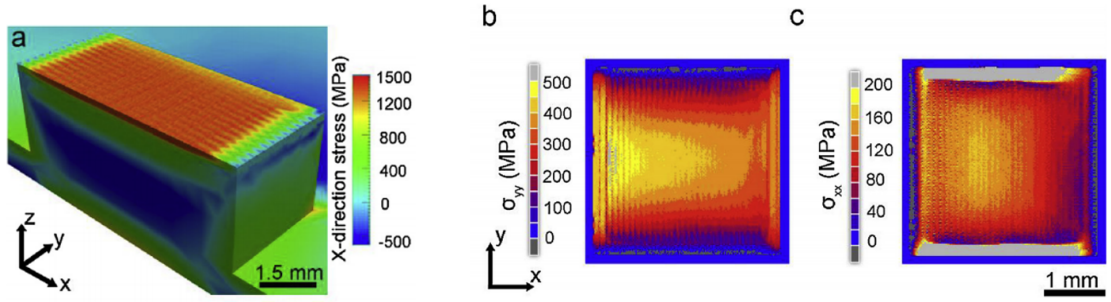


Figura 2.22: (a) Distribuição da tensão σ_{xx} relativamente à direção de construção z obtida por elementos finitos; (b)-(c) distribuição de tensões anisotropica após passagem de feixe com vetores de varrimento unidirecionais segundo y: (b) σ_{yy}, (c) σ_{xx} [65].

Quando a temperatura da placa de construção é semelhante à temperatura ambiente as tensões residuais tendem a aumentar. Desta forma é habitual que nos processos de SLM e DED as tensões residuais sejam superiores às obtidas no processo de EBM. Aquecer a placa de construção bem como o material que já se encontra na câmara, através da fonte de calor, ajuda a que não hajam tantas tensões residuais já que há um gradiente térmico menor. O feixe de eletrões consegue operar com velocidade e potência suficiente para alcançar isto, no entanto para alguns dos sistemas de DED e de SLM disponíveis isto nem sempre é possível. Como resultado as peças produzidas por estas tecnologias apresentam mais tensões residuais, o que pode levar a distorções. É também de realçar que pode haver deformação da placa de construção devido à temperatura de operação, a tratamentos térmicos realizados à placa antes da produção ou a diferentes coeficientes de expansão térmica (Figura 2.23). Por estas razões deve utilizar-se uma placa do mesmo material daquele que vai ser utilizado no processo. Esta deformação altera a geometria da peça na parte definida pelas camadas afetadas. Também na zona de transição da peça deformada para a não deformada pode ocorrer falta de fusão ou delaminação. A deformação do substrato é uma forma de alívio tensões que resulta na deformação plástica [63, 64].

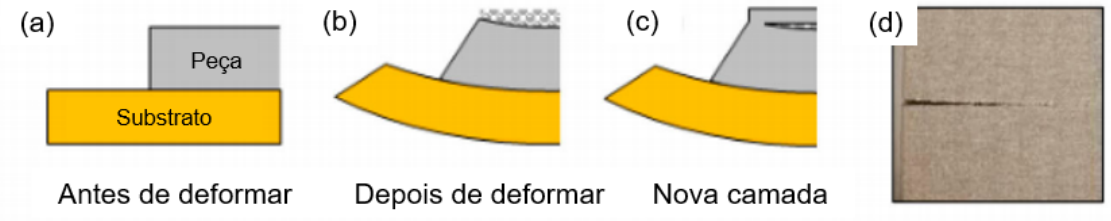


Figura 2.23: Representação esquemática da deformação do substrato (a-c) e dano resultante [63].

Como referido, também alterações à potência da fonte de energia, velocidade de varrimento e densidade de energia têm influência na formação de tensões residuais e consequentes distorções. Assim, foi determinado por Mukherjee et al. [66] que é expetável que as distorções e tensões residuais aumentem quase linearmente com o aumento da potência do laser e que diminuam também quase linearmente com o aumento da velocidade de varrimento. Estes resultados sugerem que deve ser utilizada a menor energia possível, que permita a formação de uma peça mais densa, para minimizar a intensidade das tensões residuais. Foi também reportado por Shiomi et al. [67] que realmente ocorre uma diminuição das tensões residuais com o aumento da velocidade de varrimento até uma determinada velocidade, ponto a partir do qual ocorre um aumento das tensões residuais. Nos gráficos da Figura 2.24 estão representadas as relações entre potência, velocidade de varrimento, densidade de energia e tensões residuais [65].

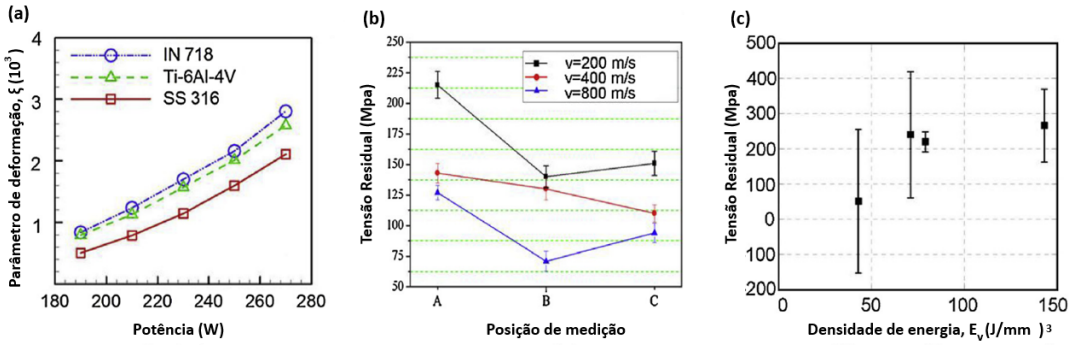


Figura 2.24: Tendências representativas da magnitude da tensão residual em peças produzidas por SLM em função da (a) potência da fonte; (b) velocidade de varrimento; (c) densidade de energia [65].

Para além dos parâmetros de construção é ainda relevante considerar as propriedades geométricas, sejam elas da peça ou da placa de construção. Sabe-se que placas com maior espessura ajudam a que sejam alcançadas menores tensões residuais, minimizando as distorções. Para além da espessura da placa, também o posicionamento das peças na placa é um fator com significativa importância para a magnitude das tensões residuais. Como já foi referido, uma das formas mais eficientes de reduzir a formação de tensões residuais passa pelo pré-aquecimento da placa de construção. Estudos demonstram que com pré-aquecimento foram alcançadas reduções de 10-40% de distorções dependendo da temperatura a que placa de construção foi aquecida. É também de notar que foi demonstrado que este pré-aquecimento aumenta a densidade da peça final e as suas propriedades mecânicas. Assim, o aquecimento da base deve ser utilizado sempre que possível. Contudo, é necessário ter em consideração que isto reduz a taxa de arrefecimento e pode resultar no aumento do tamanho de grão, reduzindo a resistência mecânica. Desta forma, é necessário que se encontre a temperatura ótima para reduzir as tensões residuais e manter as condições para que se obtenha a microestrutura desejada. A Figura 2.25 demonstra precisamente a influência do pré-aquecimento nas tensões residuais e nas deformações que podem ocorrer [65, 64].

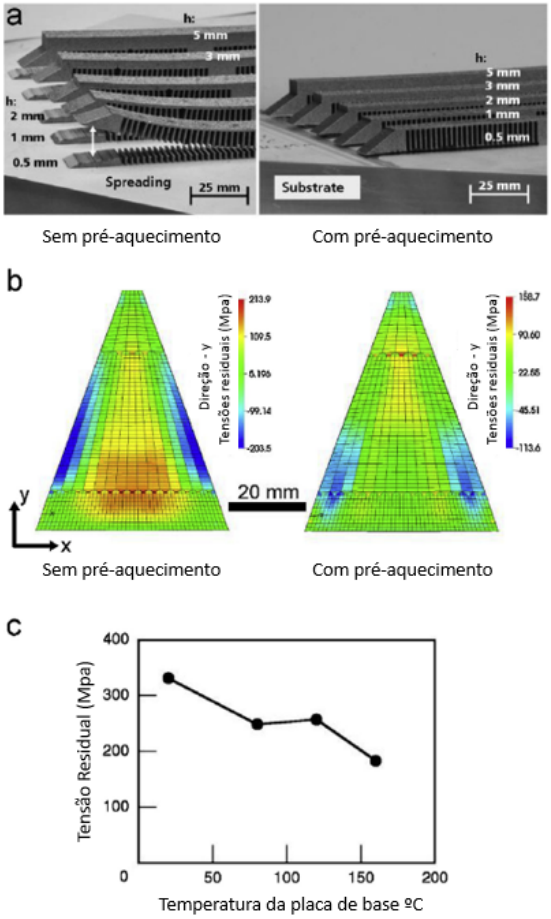


Figura 2.25: Redução das tensões residuais através do pré-aquecimento (a) distorções observadas na construção por SLM de AlSi10Mg sem pré-aquecimento (esquerda) e com pré-aquecimento a 200 ºC (direita); (b) modelo de elementos finitos das tensões residuais que se formam sem e com pré-aquecimento; (c) magnitude, na face superior, das tensões residuais em função da temperatura de pré-aquecimento [65, 64].

2.4.6 Efeito de *Balling*

O efeito de *balling* ou *melt ball formation* é um fenómeno associado a processos de fabrico aditivo de laser, especialmente SLM, que corresponde a um processo físico e metalúrgico influenciado pelas caraterísticas do material e pelas condições de processamento. Durante o processo, o banho de fusão tem tendência a contrair, de forma a reduzir a energia superficial devido às tensões residuais, podendo ocorrer a sua divisão, formando-se pequenas esferas (Figura 2.26 (a)). Assim, é importante controlar a razão que existe entre comprimento e diâmetro do banho de fusão para que esta seja inferior a 2.1 (Figura 2.26 (b)). Este fenómeno aumenta a rugosidade e a porosidade das peças fabricadas e, no caso das esferas serem grandes pode dificultar o movimento do *recoater* no processo de PBF, comprometendo a qualidade final das peças produzidas [68, 63].

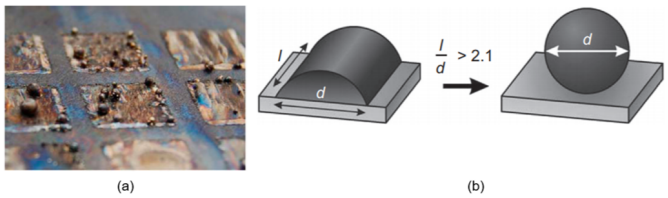


Figura 2.26: (a) Efeito de *balling*; (b) transição de cilindros para esferas [63, 12].

De uma forma geral, pode dividir-se o efeito de *balling* em dois tipos: bolas elipsoidais cujo tamanho é de cerca de 500 μm ou esferas com cerca de 10 μm, sendo que, como já foi referido, são as de maiores dimensões que são mais preocupantes. A Figura 2.27 mostra o bloqueio de *recoater* devido ao efeito de *balling*. Pode perceber-se na imagem que após a deposição da primeira camada e a passagem do laser se formam esferas de dimensão superior a H dificultando a segunda passagem do *recoater*. Segue-se o segundo varrimento do laser o que agrava ainda mais o fenómeno de *balling* formando bolas com dimensão superior a 3H, o que impede a passagem do *recoater* quando este tenta espalhar o pó da terceira camada, não permitindo a conclusão da peça.

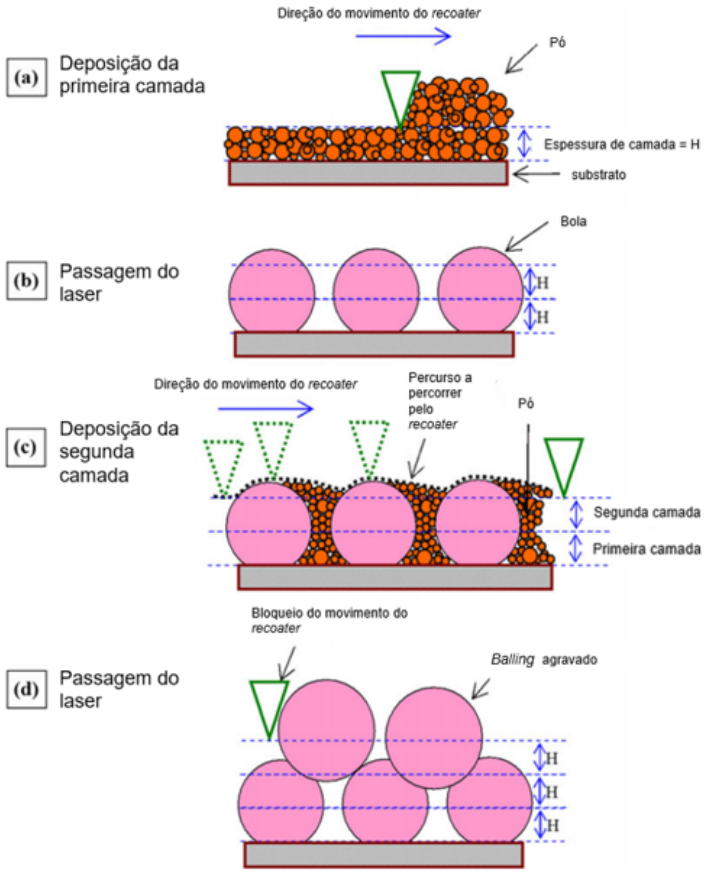


Figura 2.27: Diagrama esquemático do bloqueio do *recoater* devido ao efeito de *balling* [69].

Existem algum fatores influentes na ocorrência deste fenómeno. O aumento da quantidade de

oxigénio na câmara de construção provoca oxidação do banho de fusão o que origina um filme de óxidos impedindo a união entre camadas. Isto leva à formação das indesejadas esferas como se pode perceber pela comparação das Figuras 2.28 (a1) e (a2) que apresentam o fenómeno de balling em atmosfera com concentração de oxigénio de 0,1% e 10%, respetivamente. Também os parâmetros de construção como a potência do laser, a velocidade de varrimento e a espessura de camada devem ser devidamente selecionados para evitar ou minimizar este efeito. Pode ver-se na Figura 2.28 (b) que o aumento da espessura de camada leva à ocorrência do fenómeno de *balling*, bem como o aumento da velocidade de varrimento (Figura 2.28 (c)) e a diminuição da potência do laser (Figura 2.28 (d)). Este efeito pode ser eliminado até certo ponto através de uma segunda passagem do laser que funde as esferas formadas durante a primeira passagem, e pela seleção adequada do tempo de exposição ao feixe laser [68, 63, 69].

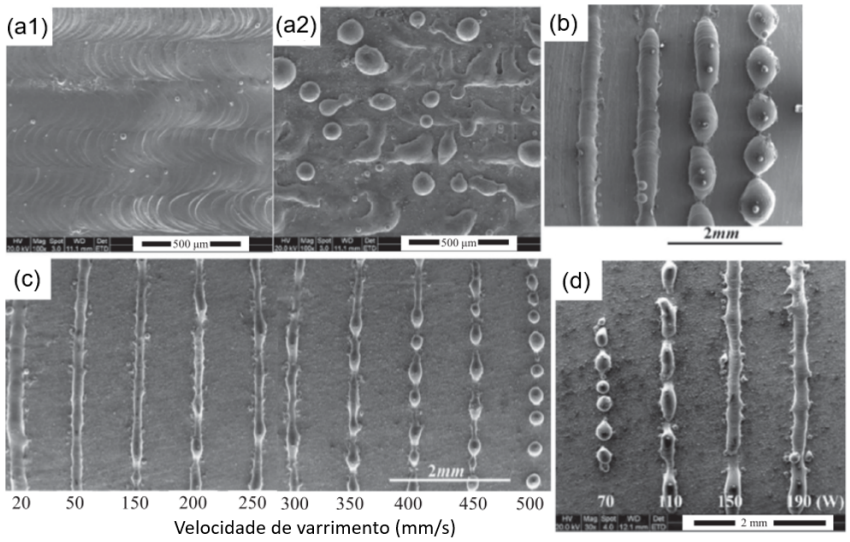


Figura 2.28: Comparação do fenómeno de *balling* resultante de diferentes: (a1-a2) níveis de oxigénio; (b) espessura de camada; (c) velocidade de varrimento; (d) potência do laser do processo de L-PBF [21].

2.5 Pós-Processamento

Depois de terminada a produção é necessário remover a peça da placa de construção, e para isso começa-se por deixar que a temperatura dentro da câmara de construção baixe de forma a poder-se retirar todo o pó que se encontra na câmara de construção e que não foi fundido encontrando-se a cobrir a peça. Depois de retirado este pó e desaparafusada a placa de construção podem ser retiradas as peças. Este processo pode ser manual, isto é, apenas com ajuda de um alicate, por exemplo, ou então pode ser necessária a realização de corte por fio ou por serra de fita, já que este processo é mais rápido e na maior parte das vezes é necessário realizar acabamento nessa face de qualquer maneira [70]. No que diz respeito a pós processamento térmico, os objetivos destes tratamentos passam pelo alívio de tensões residuais, homogeneização de microestrutura

ou redução de porosidade. Este tipo de efeitos é conseguido através de tratamentos térmicos de envelhecimento, recozido ou prensagem isostática a quente. A prensagem isostática é utilizada para fechar poros internos e fissuras através de elevada pressão e temperatura, sendo por isso, utilizada para aumentar a densidade das peças e a sua vida à fadiga. No entanto, ocorrem alterações na estrutura do grão e há uma diminuição da precisão dimensional. É de notar que os poros que existem na superfície da peça podem levar à formação de óxidos sob as condições da prensagem isostática. Tendo em conta as caraterísticas do processo, bem como o elevado custo associado, percebe-se que este tratamento deve ser utilizado criteriosamente segundo as necessidades [22].

Os recozidos de homogeneização e o envelhecimento são utilizados em alguns materiais para dissolver fases indesejadas e formar e crescer precipitados, respetivamente. Muitas vezes estes dois processos são utilizados sequencialmente tratando-se assim de uma solução tratada e envelhecida. O recozido de homogeneização deve realizar-se a uma temperatura superior à temperatura *solvus* na qual se dissolvem todas as fases indesejadas e, consequentemente, homogeneizar a microestrutura. Relativamente ao tempo de tratamento, este deve ser longo o suficiente para dissolver todos os precipitados mas não demasiado para limitar o crescimento de grão, já que este é associado a diminuição de resistência. Após este recozido, pode então ocorrer envelhecimento sem ser necessário ter em consideração as fases existentes anteriormente. Este tratamento tem como objetivo endurecer o material através da precipitação [71]. Para além deste tratamento também o alívio de tensões residuais é conseguido através de um tratamento térmico que habitualmente é realizado antes de se retirarem as peças da placa de construção. A difusão atómica aumenta a elevadas temperaturas o que permite que átomos que estejam em zonas de elevada tensão moverem-se para zonas de menor tensão, o que resulta numa diminuição de energia de deformação interna. Também neste caso é necessário ter em atenção que a temperatura deve ser suficientemente alta para que seja possível haver movimento atómico, mas não durante um período excessivamente grande de modo a prevenir recristalização e crescimento de grão [71]. Muitas vezes as peças no estado em que são construídas necessitam de ser maquinadas, seja para a sua remoção da placa de construção, seja posteriormente para reduzir a rugosidade superficial das peças ou para garantir que esta se encontre com as dimensões segundo as tolerâncias exigidas [70].

Para além da maquinagem, existem outras técnicas utilizadas para pós-processamento. Granalhagem com um material abrasivo, como a areia, granalha ou esferas cerâmicas é uma forma simples de reduzir a rugosidade superficial, mas nem sempre se consegue alcançar um acabamento uniforme e preciso em toda a peça. Da mesma forma, a granalhagem melhora o acabamento superficial, e tem ainda como beneficio melhorar as propriedades mecânicas da superfície da peça através da deformação plástica que ocorre durante o processo. Uma alternativa à granalhagem é o *laser peening* no qual a deformação plástica ocorre devido ao efeito da onda de pressão do pulso do laser [70]. O polimento pode também ser utilizado para alcançar um bom acabamento superficial numa determinada zona da peça. Este pode ser abrasivo ou, em alternativa, eletroquímico que corresponde a uma técnica de dissolução anódica. A peça metálica a ser tratada, o ânodo, é colocado num banho eletrolítico. Quando a corrente eletrolítica passa do ânodo para o cátodo ocorre uma dissolução controlada do metal no banho de fusão, obtendo-se uma superfície polida

[72, 73].

2.6 Microestrutura

Devido à natureza do processo de fabrico aditivo, a microestrutura dos metais produzidos por esta tecnologia apresentam propriedades únicas. Habitualmente, os grãos apresentam-se muito bem orientados em estruturas colunares (Figura 2.30 (a)). Adicionalmente, também é muito frequente observar na superfície do banho de fusão grãos finos e equiaxiais (Figura 2.30 (b)). A alteração da orientação dos grãos e das fases pode ocorrer devido aos ciclos de aquecimento e arrefecimento do material. Estes ciclos são influenciados pelos parâmetros do processo e pelo material ao seu redor, como é o caso das condições diferentes de aquecimento do pó e solidificação do material adjacente ao banho de fusão no processo de PBF. Para além disto, também a geometria da peça tem influência na microestrutura e pode acontecer que esta seja diferente no mesmo componente. No entanto, acredita-se que é a quantidade de energia na fusão que é o principal responsável pelo tipo de microestrutura do material. Uma maior energia de fusão significa um banho de fusão maior e mais profundo, e por isso mais camadas são refundidas podendo obter-se um crescimento de grão epitaxial e uma microestrutura mais orientada. Outra forma de controlar a microestrutura passa pela correta seleção da estratégia de varrimento a utilizar [74, 71, 75].

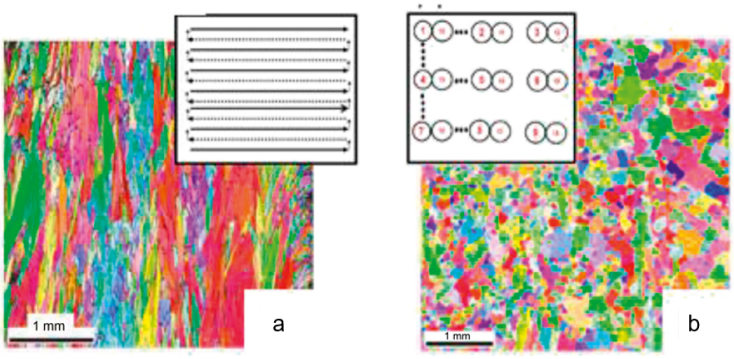


Figura 2.29: Estrutura de grão: (a) colunar e (b) equiaxial [76].

O parâmetro influente na transição de morfologia na solidificação do aço é a razão entre o gradiente térmico, G, e a taxa de solidificação, S, que resulta na curva apresentada na Figura 2.30. O aumento da razão G/S resulta numa alteração da morfologia na solidificação segundo a ordem: dendrítica equiaxial, colunar dendrítica, celular e planar. Assim, percebe-se que na superfície do banho de fusão, onde o gradiente térmico é inferior, ocorre uma solidificação equiaxial e que, por outro lado, no fundo do banho de fusão, onde o gradiente térmico é mais elevado existe uma tendência para a solidificação colunar dendrítica [75].

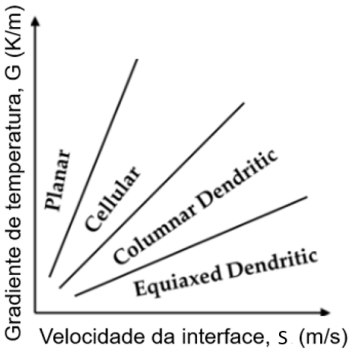


Figura 2.30: Representação da relação entre o gradiente térmico e a velocidade de solidificação na solidificação da microestrutura [75].

Como já foi referido, o mais comum é a microestrutura dos metais produzidos por fabrico aditivo apresentar grãos com uma morfologia colunar muito bem definida. Apesar disto, sabe-se que consoante a estratégia de varrimento, a solidificação ocorre com um padrão diferente. Dinda et al. [21] verificaram este acontecimento no caso do Inconel 718. Um trajeto de laser unidirecional resultou na formação de dendrites primárias em todas as camadas com um ângulo de 60º com o substrato. Contudo quando utilizada uma estratégia de varrimento bidirecional, o crescimento das dendrites primárias ocorreu com um desvio de 90º entre camadas. Estes padrões de solidificação dependem da orientação do substrato e da temperatura próxima da interface. Baixa potência do laser e velocidade de varrimentos elevadas favorecem o crescimento de grão com essa morfologia [77, 76]. Através da Figura 2.31 (a) percebe-se que o crescimento de grão é favorecido pelo alinhamento entre a direção preferencial de crescimento e o fluxo de calor máximo. A Figura 2.31 (b) comprova que a direção de crescimento coincide com a direção de fluxo de calor máximo.

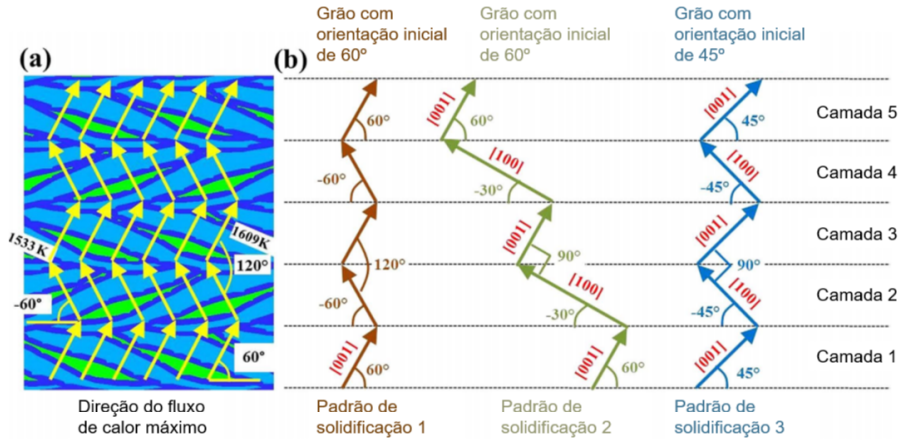


Figura 2.31: (a) Campo de temperaturas com fluxo de calor máximo indicado pelos vetores amarelos; (b) Ilustração do padrão de crescimento de dendrites primárias de grãos com diferentes orientações [76].

No L-PBF a estratégia de varrimento realizada por secções leva a uma diminuição das tensões

residuais e das fissuras. Esta técnica é associada a orientações de grão segundo padrões o que difere da orientação colunar obtida no caso da estratégia de varrimento retilínea, isto é, sem secções. De uma forma geral, as tensões residuais têm influência na microestrutura do ponto de vista da seleção da estratégia de varrimento, já que em muitos casos esta é selecionada com o objetivo de reduzir as tensões residuais, ou como forças motrizes para recristalização heterogénea [71]. Para além da influência do gradiente de temperatura no crescimento e orientação do grão, este também é relevante nas fases resultantes e no seu tamanho, distribuição e composição química. A evolução da microestrutura nas condições de deposição resulta das flutuações espaciais e temporais da temperatura, podendo ter como consequência a dissolução e precipitação de fases [78].

Um aço quando processado por esta tecnologia apresenta uma microestrutura com grão fino devido ao arrefecimento rápido, como se pode ver na Figura 2.32. As fronteiras do banho de fusão podem ser vistas como uma superestrutura preenchida por uma estrutura celular com um espaçamento intercelular máximo de 1 μm (Figura 2.32 c)). Sabe-se que banhos de fusão maiores levam a microestruturas com grãos mais grosseiros, uma vez que há um arrefecimento mais lento o que também promove a ocorrência de recristalização, enquanto que banhos de fusão de menores dimensões originam microestruturas de grão fino [74].

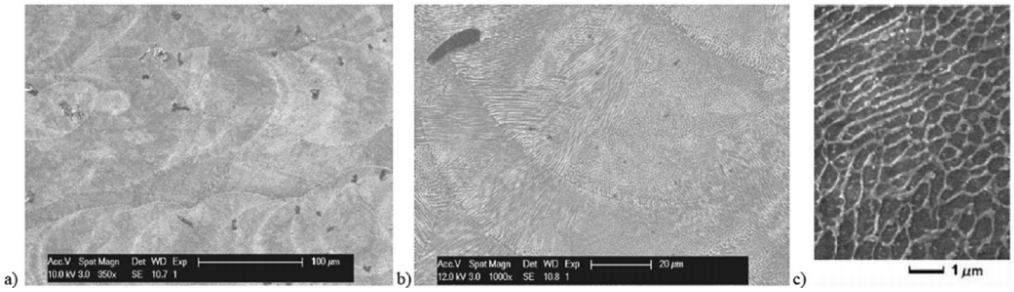


Figura 2.32: Microestrutura de grão fino do aço *maraging* produzido por L-PBF (a) vista de cima; (b) secção transversal; (c) ampliação da estrutura dendrítica [74].

Apesar de muitos aços, que quando utilizados em processos convencionais apresentarem estrutura martensítica, quando processados por FA, nomeadamente PBF, adquirem uma microestrutura com alguma austenite. Isto acontece em aços de endurecimento por precipitação como é o caso do 17-4PH, em aços *maraging* (18-Ni300) e também em aços inoxidáveis martensíticos (X46Cr13 ou AISI 420). Uma justificação possível para a existência da austenite é a formação de tensões residuais durante o arrefecimento o que leva à estabilização da fase austenítica. Outra possibilidade para fundamentar a existência da austenite passa pela reversão da austenite. Krakhmalev et al. [21] demonstraram para o aço AISI420 a existência de uma microestrutura composta por 21% de austenite e martenite nas camadas superiores, e 57% de austenite no centro. Desta forma percebe-se que nas tecnologias de PBF a difusão durante o reaquecimento leva à formação de estabilizadores da austenite o que tem como consequência a reversão da austenite ou o crescimento dos grãos retidos da austenite. No entanto, sabe-se que através de tratamentos térmicos posteriores alguma da austenite que se formou é parcialmente transformada em martensite pois o alívio das tensões residuais permite que a transformação ocorra durante o arrefecimento. A reversão da austenite

foi também verificada na produção com aços *maraging* (18Ni-300, Fe-18Ni-9Co-3 e 4Mo-1.2Ti). Como consequência da presença desta fase austenítica metaestável, os aços *maraging* apresentam o efeito de transformadores de fase induzida por plasticidade [79, 74].

A Figura 2.33 apresenta uma micrografia ótica típica do aço *maraging* 18Ni-300 fabricado por SLM. Pode ver-se que a amostra não apresenta praticamente porosidade nem defeitos. Na secção transversal horizontal (Figura 2.33 a)) observa-se a existência de estruturas elipsoidais com cerca de 90-100 μm o que corresponde, em largura, a um valor próximo do diâmetro do feixe do laser utilizado neste estudo. No caso da secção vertical (Figura 2.33 b)) a microestrutura apresenta uma forma de meias elipses com 40-50 μm de altura o que corresponde à espessura de cada camada, aproximadamente, e 80-100 μm de largura de base o que é um valor aproximado ao diâmetro do feixe laser. Isto reflete o perfil do banho de fusão nestas condições de processamento (potência de laser de 400 W e espessura de camada de 40 μm). Na Figura 2.34 estão representadas imagens SEM da secção transversal horizontal e vertical do centro do trilho percorrido pelo laser na amostra da Figura 2.33. Na secção horizontal (Figura 2.34 a)) podem observar-se pequenas dendrites com uma dimensão de aproximadamente 0,2-0,6 μm, enquanto que na secção vertical (Figura 2.34 b)) pode ver-se uma microestrutura fina exclusiva do processo de SLM, que se forma em resposta à elevada taxa de arrefecimento [79].

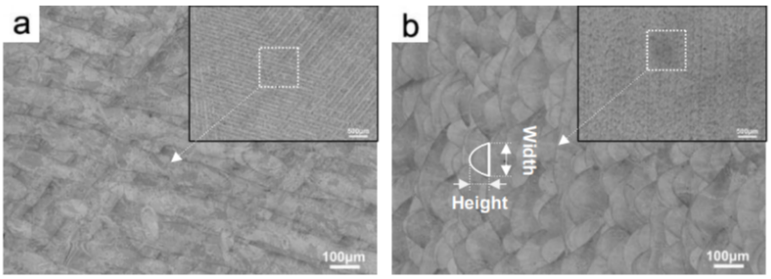


Figura 2.33: Micrografia ótica da secção transversal horizontal (a) e vertical; (b) de uma amostra do aço *maraging* produzida por L-PBF [79].

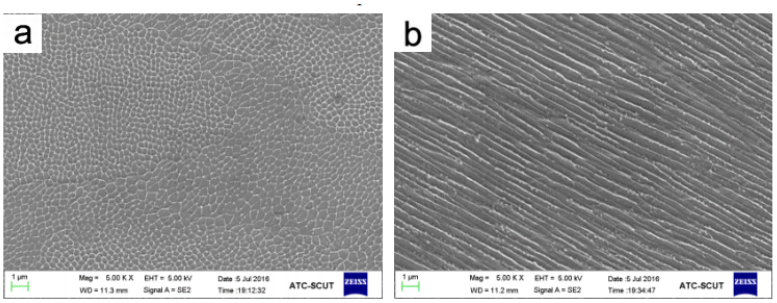


Figura 2.34: Imagens SEM da secção transversal horizontal (a) e vertical; (b) de uma amostra do aço *maraging* produzida por L-PBF [79].

2.7 Fadiga

Fadiga é a acumulação progressiva de dano num material sujeito a variações cíclicas de tensões e deformações. Uma das caraterísticas da fadiga é que a carga máxima aplicada não é suficientemente alta para causar uma falha, em vez disso, a falha ocorre depois de a carga ser aplicada um determinado número de vezes [80]. O dano por fadiga envolve três etapas sequenciais [81, 82]:

- Nucleação ou iniciação de uma fenda de fadiga. Início da formação de microfissuras originadas pela deformação plástica cíclica. Esta ocorre geralmente na superfície, uma vez que aí costuma ser o local onde a concentração de tensões é máxima. Para além disto, os cristais existentes à superfície deformam-se mais facilmente do que os que se encontram no interior do material o que significa que são mais suscetíveis à ocorrência de deformação plástica sob tensão;

- Propagação da fenda de fadiga. Nesta fase a fenda tende a propagar-se na direção normal à direção de solicitação externa, ou seja, normal à direção da tensão principal máxima;

- Rotura final. Por fim, quando a fenda atinge o comprimento crítico, o material já não consegue suportar a carga aplicada e ocorre uma rotura súbita.

Na Figura 2.35 pode observar-se o aspeto de uma superfície de fratura resultante de uma falha por fadiga num parafuso. A região A corresponde à raiz da rosca onde se iniciou a fenda e que se propagou em direção ao lado oposto da secção transversal, região B, seguindo-se a fratura final em C [82].

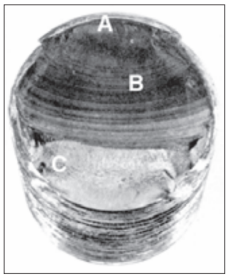


Figura 2.35: Falha por fadiga de um parafuso: A - raiz do perfil da rosca onde se iniciou a fenda; B - zona de propagação controlada da fenda; C - zona de fratura final [82].

As solicitações podem ser axiais, isto é, tração ou compressão, de flexão ou de torção. A relação existente entre a solicitação e o tempo, geralmente corresponde a uma das possibilidades apresentadas na Figura 2.36. No caso da solicitação alternada pura percebe-se, pela análise da Figura 2.36 a), que a curva é sinusoidal alternado entre os valores correspondentes à tensão máxima, σ_{max}, e tensão mínima, σ_{min}, que são de igual magnitude, o que implica uma tensão média nula. Outro tipo de solicitação é a ilustrada na Figura 2.36 b), na qual se verifica que a solicitação é assimétrica relativamente ao eixo que representa a solicitação zero. Por fim, tem-se ainda o caso em que a solicitação apresenta uma variação aleatória com o tempo [83].

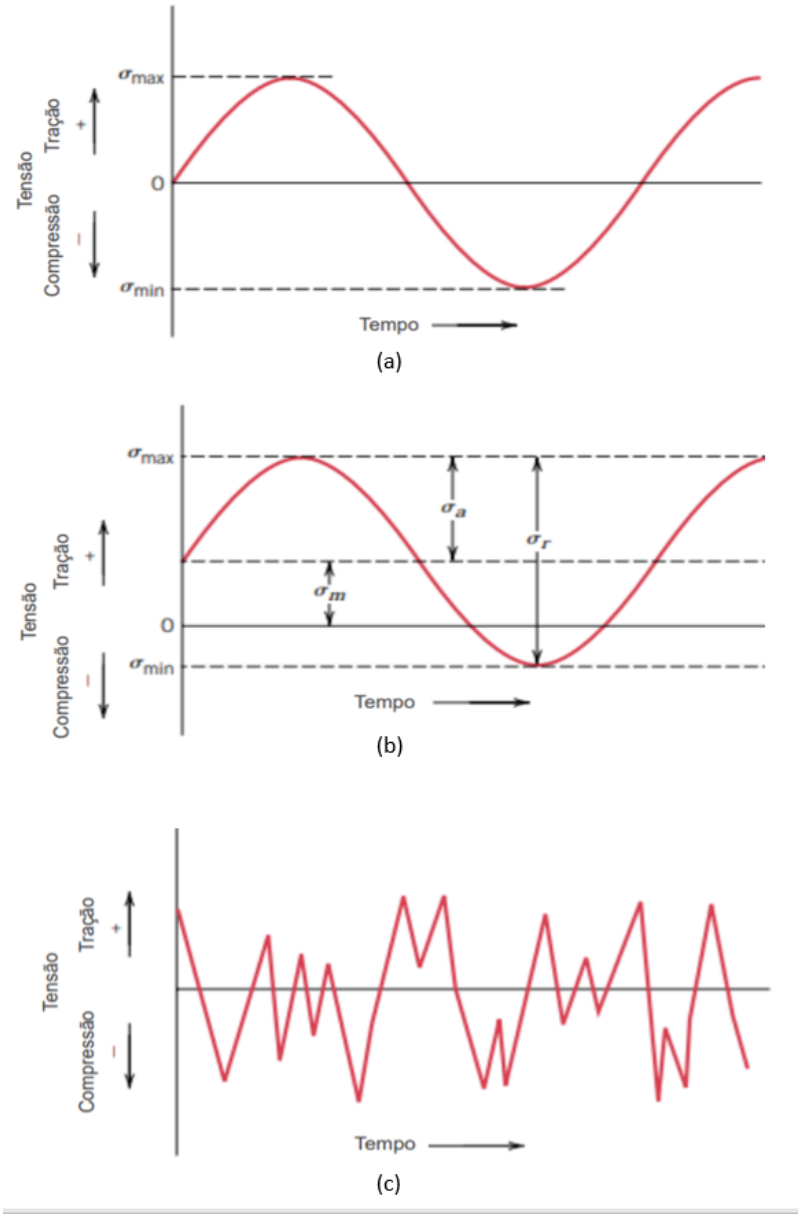


Figura 2.36: Diferentes tipos de solicitação: (a) solicitação alternada pura; (b) solicitação de ciclo repetido; c) solicitação aleatória [83].

Pode definir-se vida à fadiga de um componente como sendo o número de ciclos até à falha quando este se encontra sob tensões cíclicas. Esta vida pode ser finita e, neste caso, é relevante diferenciar a fadiga de baixo ciclo (número de ciclos inferior a 10^4) da fadiga de alto ciclo (número de ciclos superior a 10^4), ou infinita. No caso de fadiga de baixo ciclo, o processo de dano ocorre com deformação plástica cíclica sendo usual usar-se uma abordagem baseada nas extensões para caraterizar este regime de fadiga [84]. Por outro lado, no regime de fadiga de alto ciclo, dominado por comportamento elástico, é comum o uso de uma abordagem baseada em tensões. Pela Figura 2.37 pode perceber-se a nomenclatura usada para caraterizar as tensões cíclicas usadas nas abordagens baseadas nas tensões [85].

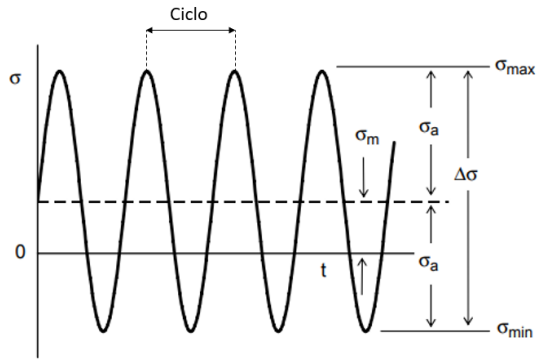


Figura 2.37: Tensão cíclica de amplitude constante e definição das variáveis de tensão [85].

A tensão média, σ_m, corresponde ao valor médio de tensão de um ciclo de amplitude constante e pode ser calculado através da média dos valores da tensão máxima, σ_{max}, em relação à tensão mínima, σ_{min}. A gama de tensão, $\Delta\sigma$ é a diferença entre a tensão máxima e mínima. σ_a é a amplitude do carregamento cíclico, e corresponde à variação da tensão média. A razão de tensões é utilizada para caraterizar o estado de fadiga é a razão entre a tensão mínima e a máxima, R [85].

A forma de relacionar os parâmetros é apresentada nas Equações (2.1) à (2.5):

$$\sigma_{max} = \sigma_m + \sigma_a \tag{2.1}$$

$$\sigma_{min} = \sigma_m - \sigma_a \tag{2.2}$$

$$R = \frac{\sigma_{min}}{\sigma_{min}} \tag{2.3}$$

$$\sigma_a = \frac{\sigma_{max} - \sigma_{min}}{2} \tag{2.4}$$

$$\sigma_m = \frac{\sigma_{max} + \sigma_{min}}{2} \tag{2.5}$$

$$\Delta\sigma = 2\sigma_a = \sigma_{max} - \sigma_{min} = \sigma_{max}(1-R) \tag{2.6}$$

2.7.1 Curvas SN

As curvas SN, também denominadas curvas de *Wohler*, apresentam os valores obtidos experimentalmente da tensão cíclica em função do número de ciclos até à falha. A Figura 2.38 corresponde à curva SN de um aço ao carbono ensaiado numa máquina de flexão rotativa. Da análise da curva percebe-se que as amostras apresentaram dois comportamentos distintos: ou apresentam uma vida inferior a $5x10^6$ ciclos, ou então o teste termina sem a ocorrência de falha (amostras representadas com vetores). Para além disto parece existir uma assintota horizontal para a qual

os pontos começam a tender. Esta linha defini o chamado limite de fadiga. Isto implica que, independentemente do número de ciclos, nas amostras que se encontram abaixo desta linha não vai ocorrer falha [86].

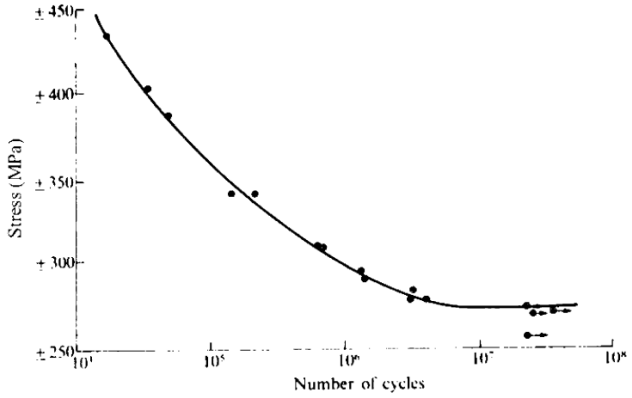


Figura 2.38: Curva SN de um aço ao carbono testado em flexão rotativa [86].

Na Figura 2.39 pode ver-se curvas SN simplificadas representadas com coordenadas logarítmicas para um número de ciclos superior a 10^3. Para o caso de situações de tração e flexão 10^3 ciclos correspondem a uma resistência à fadiga da ordem dos 90% da tensão de rotura. Sabe-se que para aços, 10^6 ciclos corresponde à tensão limite de fadiga, σ_{fo}, e por isso, à vida infinita. No caso da torção este valor passa a ser metade do valor da tensão de rotura [81].

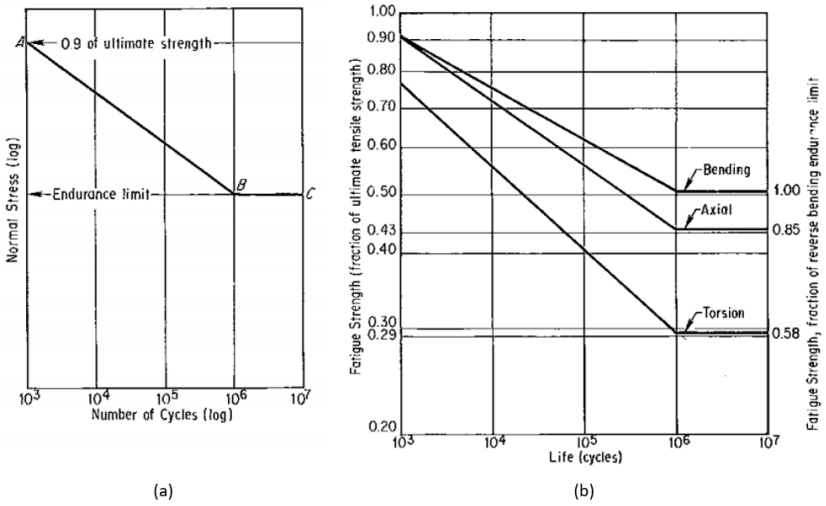


Figura 2.39: Modelo simplificado de curvas SN: (a) curva SN para aços, R=-1; (b) curva SN para aços em flexão, tração, torção, com R=-1 [81].

Considerando a equação de uma reta,

$$y = mx + b \tag{2.7}$$

em que m e b são o declive e a ordenada na origem, respetivamente, considerando ainda que $y = log(\sigma/\sigma_{rot})$, $x = log(N)$ e $b = log(a)$ obtém-se a equação geral da curva SN [81]:

$$log(\sigma/\sigma_{rot}) = m \cdot log(N) + log(a) \tag{2.8}$$

2.7.2 Concentração de Tensões

A existência de descontinuidades na geometria das peças, como entalhes, furos ou roscas leva a um aumento das tensões locais instaladas. Assim, é necessário ter em consideração o fator de concentração de tensões, K_t, associados às cargas aplicadas e à geometria dos entalhes. De uma forma geral, pode dizer-se que a severidade de um entalhe é traduzida pelo fator de concentração de tensões, que corresponde à razão entre a tensão máxima na descontinuidade e a tensão nominal, σ_{nom}. A tensão nominal é calculada a partir de expressões elementares da resistência dos materiais relativas à tração, flexão e torção [81, 86]. Para além disto, quando um componente com um entalhe está sob tensões cíclicas, que conduzem a dano à fadiga K_f, o efeito da concentração de tensões não é tão severo como seria de esperar, é usado como fator de redução de resistência à fadiga. Este fator é chamado de fator de concentração de tensões prático ou de fadiga, definido como a razão entre a resistência à fadiga do componente com entalhe e liso..

$$K_f = \frac{\text{tensão máxima com entalhe}}{\text{tensão máxima sem entalhe}} \tag{2.9}$$

A relação existente entre o dois fatores anteriormente descritos foi introduzida por Peterson através da definição de um fator de sensibilidade ao entalhe, q, cujo valor pode variar entre 0 e 1 e é função da resistência à tração do material. Este índice pode ser calculado através da Equação (2.10).

$$q = \frac{K_f - 1}{K_t - 1} \tag{2.10}$$

Esta equação pode também escrita da seguinte forma:

$$K_f = 1 + (K_t - 1)q \tag{2.11}$$

Pode perceber-se que quando q = 1 e, consequentemente $K_f = K_t$, o material é totalmente sensível a entalhes. Por outro lado, quando q = 0 e por isso $K_f = 1$, o material não é sensível a entalhes [87, 81].

2.7.3 Lei de Miner

A lei de Miner defende que o material quando sujeito a um espetro de tensão variável que o danificam ao longo do tempo, deve considerar-se o efeito cumulativo de todos os ciclos aplicados, de forma linear. A aplicação desta lei passa pela divisão do espetro de tensão num número de blocos, em que cada um tem uma gama de tensão constante, $\Delta\sigma_i$. Cada um destes blocos causa

dano por fadiga f_i. Supondo que n_i é o número de ciclos do bloco i no período considerado e N_f o número de ciclos até à falha quando a gama da tensão $\Delta\sigma_i$ é aplicada de forma exclusiva.

$$f_i = \frac{n_i}{N_f} \tag{2.12}$$

Miner definiu que quando o somatório dos incrementos dano por fadiga é igual à unidade, então ocorre rotura conforme representado na Equação (2.13) [88]:

$$\sum_{i=1}^{m} f_i = \sum_{i=1}^{m} \frac{n_i}{N_f} \leq 1 \tag{2.13}$$

onde m é o número de blocos de carga de amplitude constante.

2.7.4 Efeito da Tensão Média

Do ponto de vista dos ciclos de tensão aplicados, os danos causados por fadiga estão relacionados com a amplitude ou gama de tensão e com a tensão média. Assim, este último fator deve ser considerado quando são realizadas análises de fadiga, em especial no caso de fadiga de longa duração. O efeito da tensão média tem vindo a ser estudado ao longo dos anos. Existem modelos empíricos como os propostos por Gerber, Goodman e Soderberg obtidos por dados empíricos através dos quais se conseguiu uma curva que relaciona a amplitude de tensão com a tensão média para uma determinada vida à fadiga (ex: vida infinita). As curvas de Gerber, Goodman modificado e Soderbrg estão representadas na Figura 2.40 e , como se pode perceber a curva de Soderberg é a mais conservadora das três, não permitindo uma tensão acima da tensão de encruamento [87, 86].

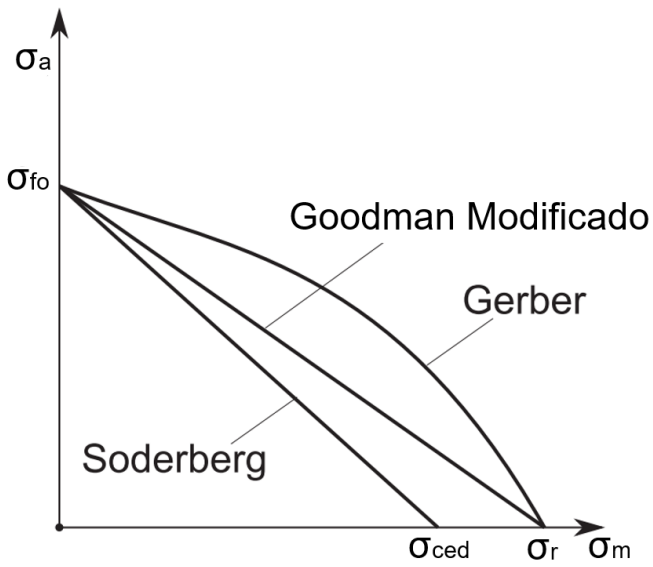


Figura 2.40: Efeitos da tensão média na tensão limite de fadiga: parábola de Gerber e retas de Goodman modificada e Soderberg [89].

Existe ainda o critério de Goodman que é mais conservativo e já tem em consideração a deformação plástica. Esta reta obtém-se a partir da imposição da condição:

$$\sigma_m + \sigma_a \leq \sigma_{ced} \tag{2.14}$$

na reta inicial, conforme apresentado na Figura 2.41. Nestas condições são os pontos A, E e D que definem o limite da zona onde não há fratura por fadiga nem deformação plástica [81].

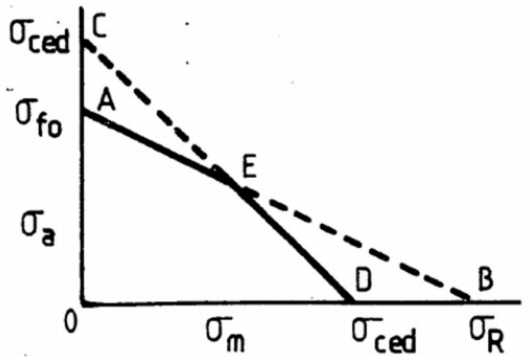


Figura 2.41: Reta de Goodman modificada para materiais dúcteis [81].

A reta de Goodman modificada, bem como as restantes curvas referidas anteriormente têm as suas equações gerais apresentadas em seguida [89]:

- Parábola de Gerber:

$$\sigma_a = \sigma_{fo} \cdot (1 - (\frac{\sigma_m}{\sigma_{rot}})^2) \tag{2.15}$$

- Reta de Soderberg

$$\sigma_a = \sigma_{fo} \cdot (1 - \frac{\sigma_m}{\sigma_{ced}}) \tag{2.16}$$

- Reta de Goodman modificado

$$\sigma_a = \sigma_{fo} \cdot (1 - \frac{\sigma_m}{\sigma_{rot}}) \tag{2.17}$$

2.7.5 Ensaios de Fadiga

Os ensaios de fadiga permitem examinar e avaliar o comportamento de certos materiais quando sujeitos a diferentes tipos de solicitações. Assim, é possível obter diversos tipos de dados entre os quais curvas SN e valores de resistência à fadiga desses materiais. Os provetes utilizados para os ensaios de fadiga podem ter diferentes formas de acordo com o tipo de teste que se pretende realizar, já que é possível fazer testes para determinar a vida à fadiga de um material quando sujeito a um determinado tipo de tensões ou testes de propagação de fenda que indicam como é que uma fenda se propaga no material [86, 90]. Na Figura 2.42 estão representados alguns provetes típicos utilizados em ensaios sob ação de carregamentos cíclicos.

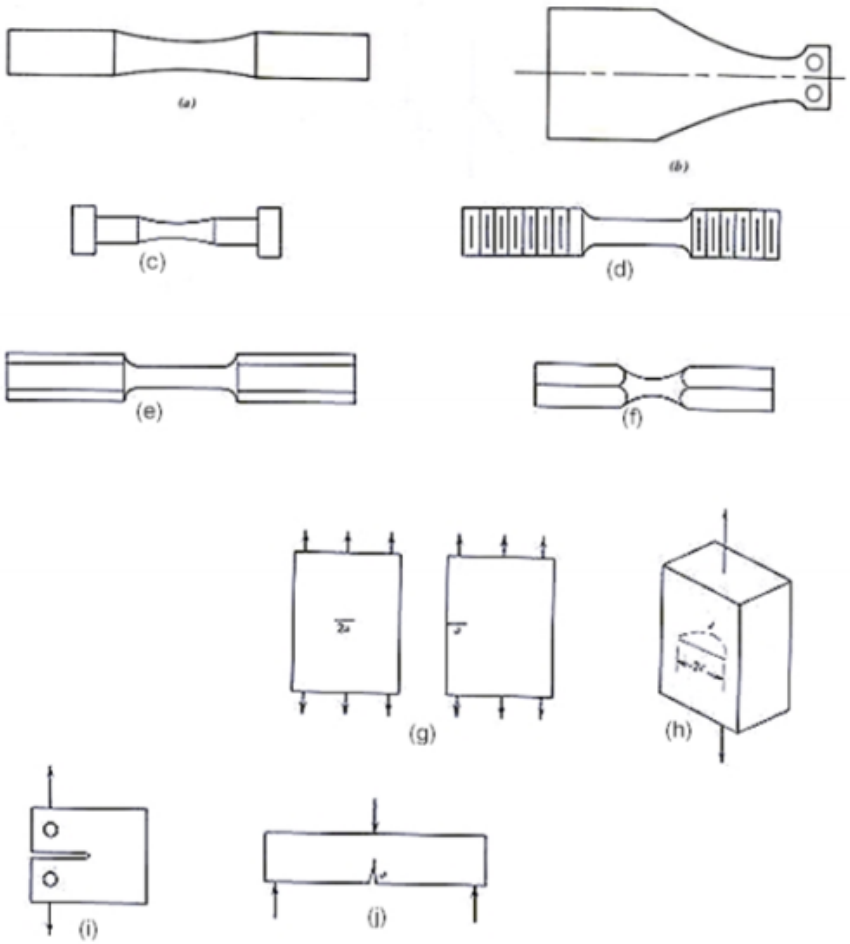


Figura 2.42: Provetes utilizados em ensaios de fadiga: (a) flexão rotativa; (b) *cantilever flat sheet*; (c) *hourglass* axial; (d) osso de cão roscado axial; (e) torção cíclica; (f) tensão combinada; (g) fenda axial; (h) *part-through crack*; (i) tensão compacta; (j) *flexão em 3 pontos* [91].

No entanto, especialmente para o caso dos materiais produzidos por fabrico aditivo, tem sido proposto provetes de pequenas dimensões, uma vez que a produção por fabrico aditivo é bastante dispendiosa. Este é o caso dos provetes miniatura propostos por *Nicoletto* [92] que serão usados neste estudo.

2.7.6 Formação e Propagação de Fenda de Fadiga

As fendas que se formam nos metais estão relacionadas com caraterísticas metalúrgicas dos mesmos. De uma forma geral, as fendas por fadiga iniciam-se na superfície da amostra, ocorrendo em seguida a sua propagação de uma forma lenta e, por fim, ocorre uma fratura final com propagação instável [86]. O fator de intensidade de tensão é um parâmetro que carateriza os campos de tensões na extremidade da fissura, para materiais linear-elásticos. Para o caso de uma solicitação em modo I a expressão através da qual se obtém este fator de intensidade é:

$$K_I = \sigma\sqrt{\pi a} f(\frac{a}{w}) \tag{2.18}$$

em que σ é a tensão de tração aplicada, calculada no plano da fenda admitindo não existir, a é o comprimento da fenda, w é a largura do provete e $f(a/w)$ representa a função adimensional da geometria da fenda e da largura do provete. Por outro lado, para uma fenda no centro de uma placa infinita com $f(a/w) = 1$ (Figura 2.43 B) resulta:

$$K_I = \sigma\sqrt{\pi a} \tag{2.19}$$

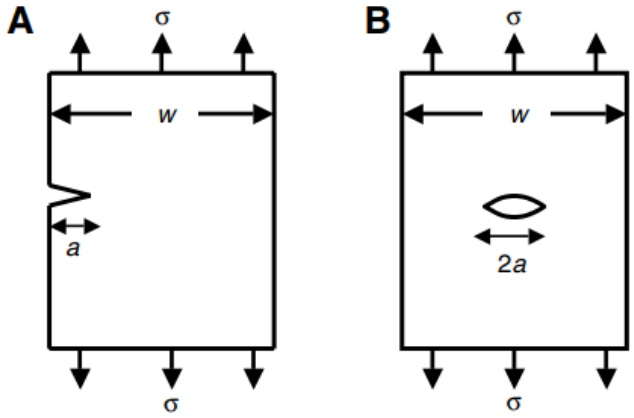


Figura 2.43: A - Tração (σ) aplicada numa placa com largura w e uma fissura com comprimento a; B - Placa infinita com fenda no centro da face com comprimento $2a$ [93].

O índice I em K_I significa que este parâmetro refere-se ao modo I de solicitação [93]. Existem três modos de solicitação simples, nomeadamente tração (modo I), cisalhamento no plano (modo II), cisalhamento fora do plano (modo III), conforme representado na Figura 2.44 [94].

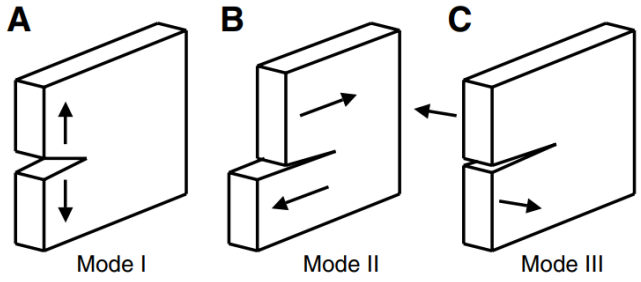


Figura 2.44: Modos de solicitação puras de amostras com fendas: A - modo I: tração; B - modo II: cisalhamento no plano; C - modo III: cisalhamento fora do plano [93].

A tenacidade à fratura, representada por K_c é um propriedade importante para caraterizar a resistência à fratura. Esta caraterística varia com fatores como a temperatura e o tipo de carga

aplicada, mas não varia com diferentes combinações de comprimentos de fendas e tensões aplicadas nem com geometrias de provetes diferentes desde que conduzam ao mesmo fator de intensidade de tensões na extremidade da fenda [93]. Para que ocorra propagação da fenda no material é necessário que seja alcançado o valor crítico de K_c. Sabe-se também através da equação:

$$\sigma_c = \frac{K_C}{\sqrt{\pi a} f(\frac{a}{w})} \tag{2.20}$$

que a resistência do material à fratura (σ_c) diminui para fendas maiores; por outro lado fendas maiores é necessário menor tensão para se propagarem. Contudo, tensões aplicadas de forma cíclica resultam num valor sub-crítico de K_I o que pode levar a uma extensão do tamanho da fenda, ainda que de uma forma incremental por fadiga. Este crescimento muito lento pode atingir um valor que leva à fratura do material. A caraterização deste fenómeno é importante pois permite, por meio das curvas das taxas de propagação de fendas de fadiga, determinar as condições de vida sob cargas repetidas. A curva de da/dN Vs ΔK descreve um padrão de crescimento de fenda de fadiga de um material. Esta curva é criada através de testes realizados em amostras com diferentes comprimentos de fenda iniciais, nos quais se observa o aumento do comprimento da fenda, a, em função do número de ciclos, N. Obtém-se assim uma curva que relaciona a e N, a partir da qual se consegue calcular a razão da/dN pelo declive em diferentes comprimentos de fenda. Para cada valor de comprimento de fenda, é calculado um intervalo de fatores de intensidade de tensão, ΔK_I, através do intervalo de tensões aplicadas, $\Delta\sigma$, utilizando a Equação 2.18 ou uma outra equivalente. Posto isto, é construído o gráfico da taxa de propagação de fenda, da/dN, em função do intervalo de valores do fator de intensidade de tensões, ΔK_I, em escala logarítmica, onde ΔK_I, para ciclos de carga desde zero até à tensão máxima iguala o valor da intensidade de tensão, K_I, no ponto de tensão máxima imposta. Na curva representada na Figura 2.45 pode ver-se representado o ponto limiar da propagação, ΔK, bem como a tenacidade à fratura, K_C, que definem duas assintotas do diagrama da/dN vs ΔK.

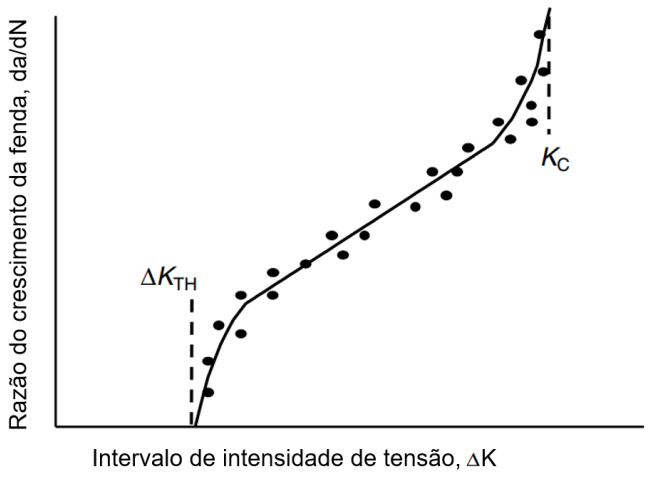


Figura 2.45: Taxa de propagação de fendas de fadiga [93].

Para descrever a taxa de propagação de fendas de fadiga em metais é utilizada a equação de Paris:

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^m \tag{2.21}$$

em que m e C são constantes empiricamente determinadas. Esta equação pode ser integrada de forma a obter-se o número de ciclos necessário para uma fenda se propagar desde o seu tamanho inicial a_i até ao final a_f (Equação (2.22)).

$$N_f = \int_{a_i}^{a_f} \frac{da}{C(\Delta K)^m} \tag{2.22}$$

2.7.7 J-Integral

O J-integral é um integral de linha, proposto por Rice em 1968, que carateriza as tensões e deformações existentes numa zona próxima da extremidade de uma fenda de um material com comportamento elástico e/ou elástico não linear. O J-integral é avaliado em qualquer contorno fechado ou linha que envolva a ponta da fissura e apresenta como vantagem a possibilidade de utilizar um campo de deslocamentos a uma distância razoavelmente grande desta, onde prevaleça o regime linear elástico. Desta forma, podem ser utilizados conceitos da mecânica da fratura linear elástico, na sua formulação e assim adicionar valor ao J-integral, que fica relacionado com o fator de intensidade de tensão equivalente [95].

A lei de Paris pode ser traduzida para o J-integral através da seguinte equação:

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta J)^n \tag{2.23}$$

em que os coeficientes n e C estão associados ao intervalo de valores do integral J. O significado físico de J corresponde à taxa de libertação de energia que quantifica a alteração de energia potencial resultante do crescimento da fenda [96]. Considerando coordenadas cartesianas o integral J é definido por:

$$J = \int_{\Gamma} (W dy - \overrightarrow{T}) \cdot \frac{\partial \overrightarrow{u}}{\partial x} ds \tag{2.24}$$

onde Γ é a linha à volta da ponta da fenda, sendo que o integral é analisado no sentido contrário aos ponteiros do relógio, W corresponde à densidade de energia de deformação dado por:

$$W = \int_0^{\varepsilon} \sigma d\varepsilon \tag{2.25}$$

$\overrightarrow{T}$ é o vetor de tração definido com a direção normal ao longo de Γ e $\overrightarrow{u}$ representa o vetor de deslocamento. No caso da Figura que 2.46 J é igual a:

$$J = \int_{\Gamma} (W dx_2 - \overrightarrow{T} \cdot \frac{\partial \overrightarrow{u}}{\partial x_1} ds) \tag{2.26}$$

sendo $\overrightarrow{T} = \overrightarrow{n} \cdot \sigma$, $\overrightarrow{n}$ a normal à curva Γ e σ o tensor das tensões de Cauchy [97].

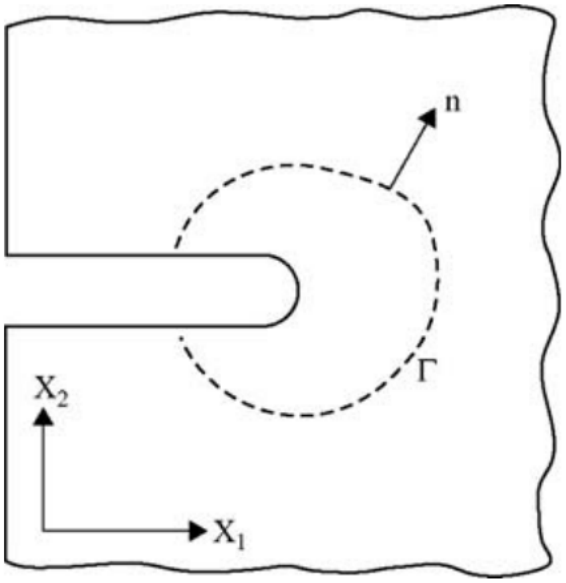


Figura 2.46: J-integral linear à volta de um entalhe [97].

Rice demonstrou que quando se calcula J ao longo de um percurso fechado este é nulo, o que significa que quando não existem fissuras o valor do integral J é zero. Assim, o valor de J determinado num percurso aberto em que um dos extremos pertence a uma das superfícies da fenda é independente do valor de Γ. Para materiais com comportamento linear elástico J é dado por:

$$J = \frac{K_I^2 + K_{II}^2}{E'} \tag{2.27}$$

em que K_I e K_{II} correspondem aos fatores de intensidade de tensões em modo I e II, E é o ao módulo de elasticidade para estados planos de tensão ou igual a $E/(1-\nu^2)$ para estados planos de deformação. No caso do comportamento do material ser não linear, o J-integral continua a ser válido desde que a curva de carga seja monótona [98].

2.7.8 Técnica de Fecho de Fenda Virtual

A técnica de fecho de fenda virtual (VCCT) é muito utilizada para calcular a taxa de libertação de energia com base em resultados obtidos por análises bidimensionais ou tridimensionais, através de elementos finitos. Este método tem por base o integral de fecho de fenda de Irwin. Ele pensou que a energia necessária para fechar a fenda deveria ser a mesma que a necessária para a formar. Conforme ilustrado na Figura 2.47 a energia, ΔE, libertada durante o aumento do comprimento da fenda de a para $a + \Delta a$ é semelhante à necessária para fechar a fenda entre k e i. Assim, a energia necessária, ΔE, para fechar esta fenda pode ser calculado através da multiplicação das

forças nodais calculadas no nó i quando a fenda se encontra fechada pelos deslocamentos no nó i quando a fenda é incrementada [99].

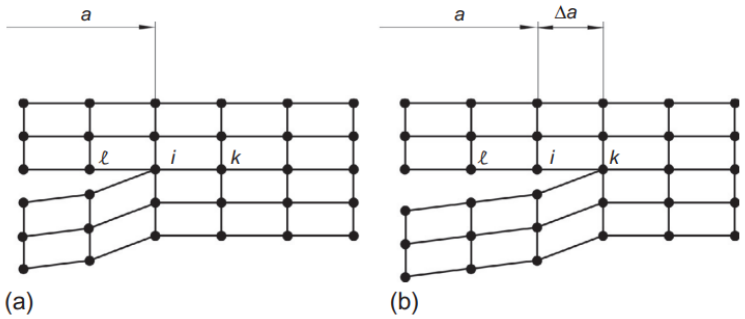


Figura 2.47: (a) Fenda inicial de comprimento a; (b) aumento do comprimento da fenda em Δa[99].

Quando a energia total libertada, G_T, excede a medida de tenacidade à fratura, G_C, é expectável que a fenda sofra uma propagação instável [99].

No caso de elementos planares 2D com quatro nós, pode calcular-se a taxa de energia libertada através das equações:

$$G_I = -\frac{1}{2\Delta a} F_{zi}(w_l - w_l^*) \tag{2.28}$$

$$G_{II} = -\frac{1}{2\Delta a} F_{xi}(u_l - u_l^*) \tag{2.29}$$

onde Δa é o comprimento do elemento na frente da fenda e F_{zi} e F_{xi} são as forças nodais na extremidade da fenda (nó i), como se pode observar na Figura 2.48. Os deslocamentos nodais da face superior da fenda, u_l e w_l, e da face inferior u_{l*} e w_{l*}, são utilizados para calcular o deslocamento relativo da extremidade da fenda (abertura da fenda).

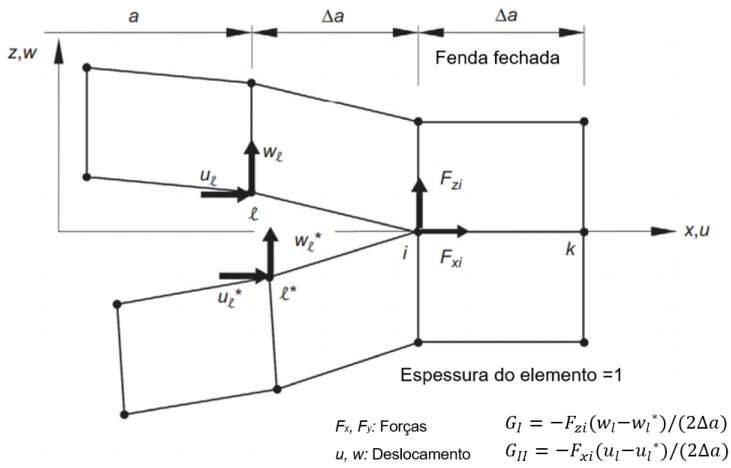


Figura 2.48: VCCT para um elemento sólido 2D com quatro nós [99].

2.8 Aços *Maraging*

Os aços *maraging* são conhecidos por combinar propriedades como a elevada resistência e tenacidade, boa soldabilidade, maquinabilidade e estabilidade dimensional durante o tratamento térmico de envelhecimento [100]. É esta junção de caraterísticas e a facilidade processamento através de fusão por feixe laser que fazem com que este material seja tão utilizado no fabrico aditivo [101]. Estes aços pertencem a uma classe com pouca percentagem de carbono e elevado teor de níquel, destacam-se dos restantes já que o seu endurecimento não ocorre devido à precipitação de carbonetos, mas sim de compostos intermetálicos, numa matriz martensítica de níquel [100, 102]. Podem dividir-se os aços *maraging* em dois grupos: os que contêm uma quantidade significava de cobalto, e os que não contêm cobalto [103]. As Tabelas 2.6 e 2.7 apresentam em seguida mostram diferentes composições químicas dos aços *maraging* com 18% Ni, bem como as suas propriedades mecânicas após envelhecimento.

Tabela 2.6: Composição química dos diferentes aços *maraging* 18%Ni [103].

Designação	**Ni**	Mo	Co	Ti	Al
Aços com Co					
18Ni200	18,5	3,25	8,5	0,2	0,1
18Ni250	18,5	4,8	7,5	0,4	0,1
18Ni300	18,5	4,8	9,0	0,6	0,1
18Ni350	18,5	4,8	12,5	1,6	0,1
Aços sem Co					
18Ni200	18,5	3,0	0	0,7	0,1
18Ni250	18,5	3,0	0	1,4	0,1
18Ni300	18,5	4,0	0	1,85	0,1

Tabela 2.7: Propriedades mecânicas do aço *maraging* 18% Ni envelhecido [103].

Designação	Resistência à tração [MPa]	Tensão Limite de Elasticidade [MPa]	Tenacidade à fratura [MPa $\sqrt{m}$]
Aços com Co			
18Ni200	1500	140	155-240
18Ni250	1800	1700	120
18Ni300	2050	2000	50
18Ni350	2400	2400	35-50
Aços sem Co			
18Ni250	1790	1748	104
18Ni300	2049	1984	69-73

O termo *maraging* vem da junção das palavras *martensitic* e *age-hardening* [51]. A martensite, usualmente encontrada em aços, é facilmente obtida neste tipo de material devido ao seu elevado teor em níquel. Contudo esta martensite sem carbono é consideravelmente mais macia [103].

O endurecimento e o aumento da resistência é obtido através de um tratamento térmico de envelhecimento da martensite que ocorre a uma temperatura entre os 480 e os 510 ºC [104]. Depois do envelhecimento, a microestrutura contém uma elevada densidade de precipitados, apesar da baixa difusibilidade associada às baixas temperaturas de transformação. Este fato é justificado pela densidade de deslocamento da matriz na ordem dos 10^{10-12} cm^2 [105]. Sabe-se que quando os aços *maraging* são aquecidos durante um longo período de tempo ou a temperaturas muito elevadas tende a ocorrer uma reversão da austenite. Este fenómeno é influenciado pela temperatura e duração do tratamento de envelhecimento, pela composição química do aço e pelo trabalho a frio previamente realizado. A reversão da austenite resulta do enriquecimento de níquel durante o envelhecimento que ocorre devido à diminuição da temperatura M_s que corresponde à temperatura de início da transformação da martensite, nessas áreas. No caso de ocorrer um enriquecimento tal que a temperatura M_s desça abaixo da ambiente verifica-se uma estabilização da austenite o que significa que não ocorre transformação de austenite em martensite durante o arrefecimento [103]. Para além disso é ainda de notar que a reversibilidade da austenite durante o processo de envelhecimento é retardada pela histerese até uma temperatura superior a M_s. Assim tem-se um intervalo mais amplo de temperaturas dentro do qual a microestrutura inicialmente martensítica pode ser envelhecida [105].

Estudos recentes mostram que é possível, através desta reversão de martensite em austenite aumentar a dutilidade e tenacidade mantendo a elevada resistência à tração e tensão limite de elasticidade, devido ao efeito *transformation-induced plasticity* (TRIP) da fase austenítica [106, 107]. Wang et al. [107] mostraram que para tratamentos de envelhecimento a 600 ºC com duração de uma e oito horas, o alongamento após rotura, obtido é de 9,9 e 17,1%, respetivamente ao invés dos 2,4% obtidos na amostra inicial, quando submetidos a cargas de tração [107]. Na Figura 2.49 pode ver-se uma imagem obtida por microscópio eletrónico de varrimento (SEM) da secção transversal de amostras produzidas por L-PBF em aço *maraging* envelhecido. Pode verificar-se pelas primeiras três imagens que a temperatura a que é realizado o tratamento térmico é relevante para a microestrutura final deste material. Como expectável, é no caso em que se faz o envelhecimento a uma temperatura menor que a microestrutura mais se aproxima à observada na amostra não tratada. Com o aumento da temperatura de 390 ºC para 490 ºC, observa-se que as juntas de grão começam as tornar-se descontínuas devido à precipitação de compostos intermetálicos, como por exemplo Ni_3Ti, Ni_3Mo e Ni_3Al, e no início da transformação da martensite em austenite nas juntas de grão. É ainda de notar que com o aumento da temperatura para 590 ºC, a microestrutura exibe limites muito percetíveis devido à transformação proeminente de martensite em austenite [108].

Relativamente às alterações microestruturais derivadas da alteração dos tempos do tratamento térmico, percebe-se que as diferenças não são tão evidentes. As amostras apresentam um padrão similar com estruturas sem fronteiras bem definidas. O que se consegue observar é que quanto maior for o tempo de envelhecimento, menos definidas são as juntas de grão [108].

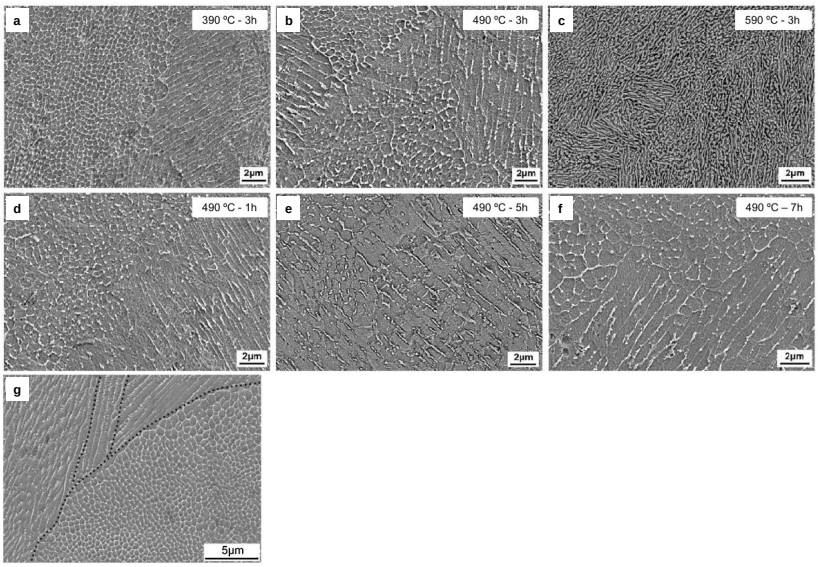


Figura 2.49: Imagens SEM da secção transversal da um aço *maraging* de SLM envelhecido durante diferentes períodos de tempo e temperaturas: (a) 390 ºC durante 3 horas; (b) 490 ºC durante 3 horas; (c) 590 ºC durante 3 horas; (d) 490 ºC durante 1 hora; (e) 490 ºC durante 5 horas; (f) 490 ºC durante 7 horas; (g) sem envelhecimento [108].

São várias as possibilidades de utilização deste material. Contudo, é no ramo aeroespacial e de ferramentas que estão as principais aplicações do aço *maraging*. Assim, este metal pode ser usado, por exemplo, em trens de aterragem, cárteres de mísseis, ganchos de travagem, partes estruturais, molas de recuo de canhões, peças forjadas para aeronaves, rolamentos, eixos de transmissão, parafusos, moldes e punções [109, 51].

Como já foi referido, a combinação das propriedades mecânicas do aço *maraging* torna-o muito interessante para o FA, especialmente para a produção de componentes aeroespaciais e de ferramentas, já que tanto o peso como a liberdade de forma da peça são cruciais [102]. Na Figura 2.50 pode ver-se um inserto de uma ferramenta em aço *maraging* com canais conformados de arrefecimento para um molde produzido por fabrico aditivo.

Figura 2.50: Inserto de uma ferramenta para molde com canais conformados de arrefecimento, em aço *maraging* [110].

2.8.1 Comportamento à Fadiga de Aços Maraging

Considerando o aço maraging após tratamento térmico a 480 ºC, o valor encontrado no *software* CES EduPack 2019 para a tensão limite de fadiga a 100 milhões de ciclos, ou seja, o valor da tensão máxima para o material sobreviver 100 milhões de ciclos encontra-se no intervalo 197-816 MPa. A Figura 2.51 mostra o modelo de resistência à fadiga. Este gráfico apresenta-se como uma curva S-N e mostra a maior amplitude de tensão cíclica que o material pode sobreviver quando solicitado ciclicamente [51].

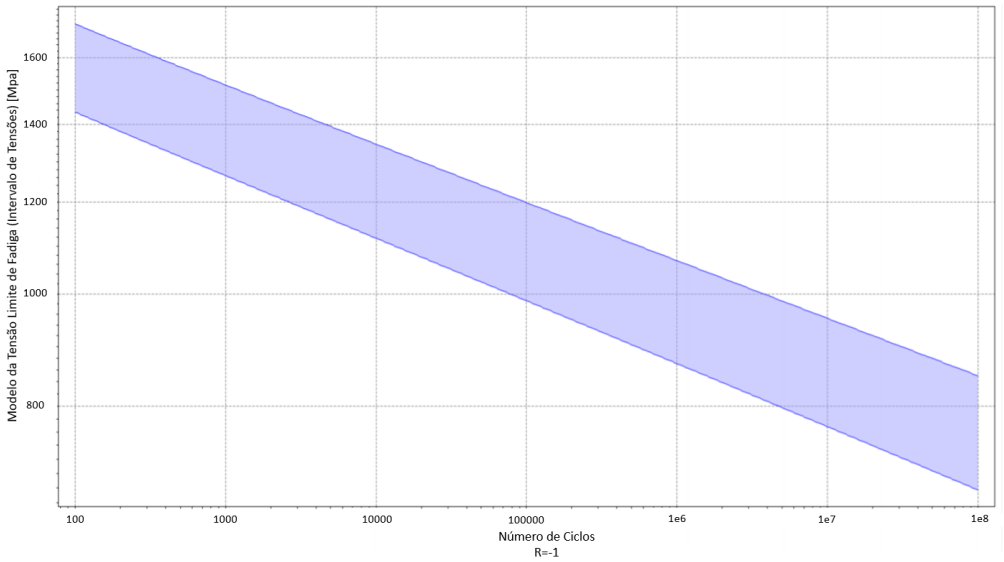


Figura 2.51: Modelo de resistência à fadiga em função do número de ciclos [51].

Foram realizados estudos de forma a perceber-se quais as condições de envelhecimento que proporcionam um melhor comportamento à fadiga por parte de aços maraging [111, 102, 112, 113, 114, 115]. Começou-se por realizar um recozido a 850 ºC durante uma hora seguido de um arrefecimento em água de todas as amostras. Posteriormente procedeu-se ao tratamento térmico de envelhecimento a temperaturas de 500, 550, 600 e 630 ºC durante 5, 5, 3, e 3 horas, respetivamente. Os testes à fadiga foram realizados a estes provetes com R=-1 e frequência de 120 Hz. Os resultados dos testes permitiram a realização de uma curva amplitude de tensão (σ_a) em função do número de ciclos até à falha (N_f) (Figura 2.52) . Pode constatar-se que as amostras envelhecidas a 550 ºC por 5 horas e a 600 ºC por 3h são as que apresentam melhores comportamentos quando submetidas a fadiga de alto ciclo. Os valores da tensão limite de fadiga (σ_{fo}) obtidos para as amostras tratadas a 550 ºC por 5 horas, a 550 ºC por 5 horas, a 600 ºC por 3h e a 630 ºC por 3 horas foram 595, 685, 638, 588 MPa, respetivamente. Este estudo permitiu ainda concluir que, comparando as falhas por fadiga de todas as amostras, estas se iniciaram na superfície [111].

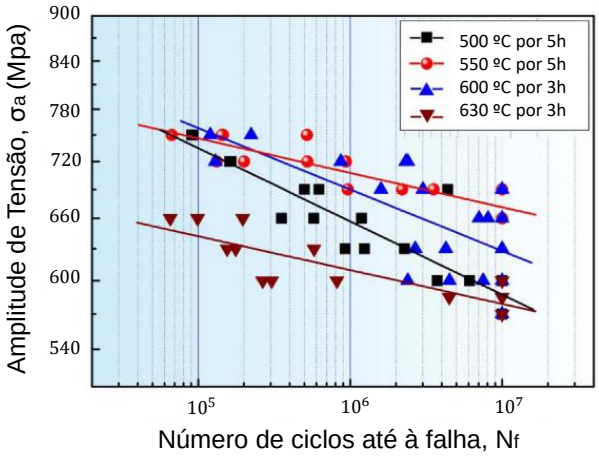


Figura 2.52: Gráfico da amplitude de tensão em função do número de ciclos até à falha para diferentes tratamentos de envelhecimento do aço *maraging* [111].

Considera-se bastante relevante comparar e perceber se peças produzidas por fabrico aditivo conseguem a mesma vida à fadiga do que as produzidas por métodos mais convencionais, como é o caso da fundição em vácuo, e se a direção de construção influencia ou não as propriedades à fadiga dos elementos produzidos por FA. Assim, Damon et. al. [102] realizaram testes cíclicos de tração compressão a uma frequência de 50 Hz, R=-1 e a duas temperaturas diferentes (20/40 ºC) durante 10^7 ciclos, com provetes produzidos por SLM em duas direções distintas (0º e 90º) (Figura 2.53) e por fundição em vácuo de aço *maraging* X3NiCoMoTi18-9-5. Alguns provetes foram sujeitos a tratamento térmico (490 ºC, 6 horas) [102].

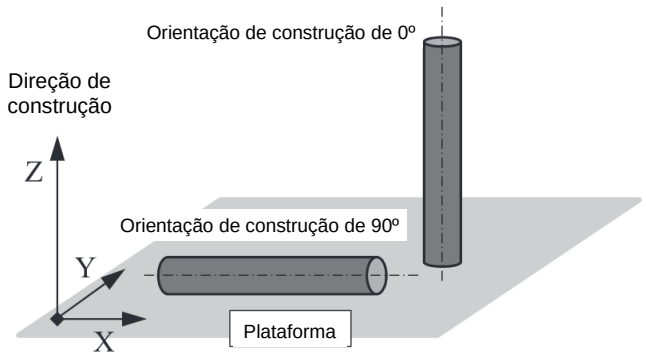


Figura 2.53: Esquema representativo das direções de construção [112].

Após a realização dos ensaios e da análise ao microscópio da superfícies de fratura conclui-se pelos resultados dos testes à fadiga que existe uma elevada anisotropia e que os valores das amostras produzidas por fundição apresentam um melhor comportamento à fadiga seguindo-se as amostras construidas com uma orientação de construção de 0º [102]. Os valores obtidos para a tensão limite de fadiga são apresentados na Tabela 2.8.

Tabela 2.8: Tensões limite de fadiga obtidas em provetes construídos em diferentes orientações por fabrico aditivo e produzidas por processos convencionais [102].

Tensão limite de Fadiga [MPa]			
Temperatura	*Material Convencional*	Amostra Const. 0º	Amostra const. 90º
400 ºC	650	440	312
ambiente	617	440	358

De certa forma a corroborar estas conclusões, o estudo realizado por Meneghetti et. al. [112] que, apesar dos defeitos encontrados no aço *maraging*, permitiu constatar através de provetes construídos por SLM nas duas direções de construção anteriores, sem tratamento térmico posteriores e sujeitos a ensaios à fadiga numa máquina com células de carga de 100 kN, 10-30 Hz, R=-1 e durante 2 milhões de ciclos, que até uma vida de 30000 ciclos o comportamento à fadiga das amostras construídas segundo diferentes orientações são semelhantes. Contudo, a partir daí verifica-se que a amostra construída com uma direção de construção 0º apresenta uma resistência à fadiga progressivamente maior do que a construída a 90º. Para além disso, a amostra produzida por meios convencionais e posteriormente recozida apresenta os melhores resultados do ensaio. É de notar que as falhas que ocorreram nas amostras produzidas por SLM se iniciaram à superfície ou sub superfície e são justificadas por defeitos ou falhas de fusão [112].

Considerando o processo experimental levado a cabo por Rigon et. al. [113] no qual também concluíram a existência de anisotropia já que provetes produzidos em duas direções distintas apresentam resultados diferentes. Verificou-se que, tal como nos casos anteriores aqui referidos, a direção de construção com maior vida à fadiga é 0º. Neste caso, as amostras fabricadas nesta posição apresentaram um valor para a tensão imite de fadiga 45 a 60% superior às produzidas a 90º [113].

Embora a ideia de existência de anisotropia pareça ser evidente encontraram-se casos em que este fenómeno aparenta não existir. Este caso de provetes de aço *maraging* 18Ni300 produzidos por DMLS e sujeitos a um tratamento térmico de envelhecimento a 490 ºC com duração de 6h e maquinagem de retificação. Ensaios de fadiga realizados sob flexão rotativa até 10^7 ciclos, R=-1 e f=60 Hz mostram não existir anisotropia, provavelmente devido ao tratamento térmico e maquinagem, sendo o valor obtido para a tensão limite de fadiga de 581 MPa, o que corresponde a 38% da tensão máxima do material [114]. Também nos testes realizados por Suryawanshi et. al. [115] com aço *maraging* 18Ni300 não foi verificada anisotropia [115].

2.9 Aplicações

Indústrias como a automóvel, médica, aeroespacial, moldes ou investigação tiram proveito desta tecnologia, e assim conseguem produzir peças muitas vezes impossíveis por métodos convencionais. A variabilidade de peças que podem ser produzidas é muito grande e passa, por exemplo, pela produção de implantes ou partes integrantes de próteses personalizadas, moldes de injeção já com canais de refrigeração, peças funcionais de turbinas, sistemas de combustível e palhetas guia. A Figura 2.54 mostra alguns exemplos de aplicações do fabrico aditivo de metais [116].

Figura 2.54: Exemplo de aplicações de fabrico aditivo de metais: (a) implantes crânio-facial; (b) molde com canais de refrigeração; (c) *bracket* de antena otimizado; (d) rotor de um compressor; (e) pá de turbina de gás; (f) permutador de calor; (g) peça de joalharia em ouro; (h) fivela do cinto de segurança de avião; (i) *bracket* de cabine do Airbus A350 XWB [116, 117, 118, 119, 120, 121, 122].

Capítulo 3

Procedimento Experimental

3.1 Contextualização do Problema

O fabrico aditivo de metais é uma tecnologia que cada vez com mais relevância e mais utilizada em indústrias como a automóvel ou aeroespacial. Desta forma, é particularmente interessante a realização de estudos para a obtenção das propriedades mecânicas, nomeadamente o comportamento à fadiga de peças produzidas por esta tecnologia. Assim, a presente dissertação foca-se no comportamento à fadiga do aço *maraging* 18Ni300 produzido por fabrico aditivo.

Este trabalho começou pela análise de amostras de peças produzidas por fabrico aditivo na empresa, parceira deste projeto. Destas amostras foi analisada a porosidade, a microestrutura e dureza com vista à análise da qualidade corrente da fábrica.

Segui-se a análise SEM, realizado no Centro de Meterias da Universidade do Porto (CEMUP) das superfícies de fratura de provetes testados por João Prata [123] num trabalho que precedeu este estudo. Os provetes foram selecionados de forma a fazer-se uma análise de todos os tipos de provetes disponíveis, ou seja, de todas as formas de produção, com diferentes regimes de fadiga e com ou sem tratamento térmico.

Para além disto, fez-se também a calibração de um modelo 3D de elementos finitos previamente criado no *software* Abaqus@. Para isto ser possível, foram realizados ensaios de flexão monotónicos em provetes convencionais e retirados os deslocamentos e as forças de reação para comparação com o modelo numérico. Adicionalmente foram também realizados ensaios ciclos incrementais de tração/compressão em 3 provetes tipo "osso de cão"em material convencional e 2 ensaios em material de fabrico aditivo, com tratamento térmico. Para estes ensaios foram definidos 5 patamares de deformação e realizados 3 ciclos por patamar. Com a utilização de um extensómetro conseguiu-se retirar os valores de deformação, para além dos valores de deslocamento e força. Através dos dados retirados deste ensaio conseguiu-se chegar à curva cíclica do material e a partir daí foi possível ajustar o modelo constitutivo a introduzir no modelo numérico.

Adicionalmente, foi estudado o comportamento à fadiga de provetes miniatura como propostos por *Nicoletto* em aço convencional e produzidos por fabrico aditivo envelhecidos. Para isso, foram feitos ensaios à fadiga de flexão em quatro pontos. Estes ensaios foram realizados até à fratura

do provete ou até 5 milhões de ciclos, considera-se, este caso vida infinita (*run-out*). Com os parâmetros retirados destes ensaios práticos e com os modelo em elementos finitos calibrado foi possível retirar os valores de tensão na zona do entalhe do provete e assim estabelecer-se as curvas S-N.

Foi ainda realizada uma análise metalográfica da superfície de fratura dos provetes de FA envelhecidos.

Os provetes produzidos por fabrico aditivo e utilizados nestes ensaios práticos foram tratados ainda na placa de construção. Os provetes foram retirados da placa nas oficinas do Departamento de Engenharia Mecânica (DEMEC). Conseguiu-se cortar algumas amostras da zona de interface entre o provete e a placa de construção e aproveitou-se para se realizar uma análise destas amostras que se encontra no Anexo B. Estes provetes foram maquinados para se obterem 12 provetes tipo *Nicoletto*, para ensaios de fadiga de flexão em 4 pontos, e 2 provetes tipo "osso de cão", para ensaios cíclicos incrementais de tração compressão. Na Figura 3.1 pode ver-se um resumo da sequência das atividades realizadas nesta dissertação. Os valores obtidos nestes ensaios bem como as análises realizadas às superfícies de fratura e ao material estão apresentados no Capítulo 6.

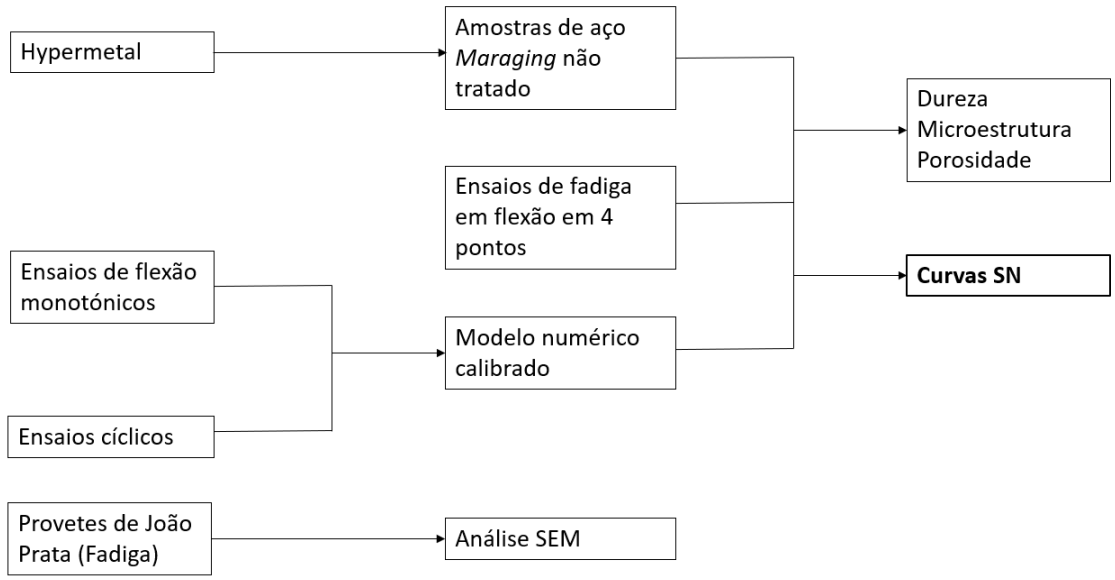


Figura 3.1: Organograma do trabalho realizado.

3.2 Análise SEM

3.2.1 Trabalho do João Prata

O trabalho realizado por João Prata [123] teve como objetivo a caraterização do comportamento à fadiga do aço *maraging* 18Ni300, tanto produzido por fabrico aditivo (SLM), como convencional. Para isso, foram realizados ensaios de fadiga de flexão em 4 pontos com provetes

produzidos por ambos os processos de fabrico, com diferentes condições de superfície e tratamento térmico, com o objetivo de comprar estas diferentes condições. Assim, foram divididos os provetes em 4 grupos: CM e T correspondem aos grupo de provetes de aço *maraging* convencional sem e com tratamento térmico (recozido e envelhecimento), respetivamente; A e B são os grupos de provetes produzidos por FA, sendo que no grupo A o entalhe foi maquinado e no grupo B o provete foi ensaiado nas condições *as-built*. Os resultados dos ensaios dos provetes de material convencional com tratamento térmico não estão apresentados, uma vez que depois de realizados 3 ensaios, se verificou que estes apresentam um comportamento semelhante aos provetes de material convencional não tratados. O resumo dos resultados dos ensaios realizados pelo João Prata encontram-se nas Tabelas 3.1 a 3.3 [123].

Tabela 3.1: Resultados dos ensaios de fadiga dos provetes do lote de aço *maraging* convencional [123].

$\Delta\delta$ [mm]	Provete	Ni	Nf	ΔF
0,1	CM1	$5x10^6$	$5x10^6$	122,5
0,3	CM2	$5x10^6$	$5x10^6$	354
	CM3	264337	313034	360
	CM4	$5x10^6$	$5x10^6$	320
	CM5	3641580	3690269	407,5
0,35	CM12	170431	201735	420
	CM13	$5x10^6$	$5x10^6$	365
	CM14	$5x10^6$	$5x10^6$	355
	CM15	$5x10^6$	$5x10^6$	425
0,4	CM16	73044	93910	485
0,45	CM9	34785	45220	515
	CM10	24349	38264	540
	CM11	17390	34782	515
0,6	CM6	10439	24349	650
	CM7	10439	13914	635
	CM8	3480	17392	630

Tabela 3.2: Resultados dos ensaios de fadiga dos provetes do lote A de fabrico aditivo [123].

$\Delta\delta$ [mm]	Provete	Ni	Nf	ΔF
0,27	A9	585000	627000	297,5
	A11	1888612	1937309	305
0,3	A4	1276465	1304292	377,5
	A5	1408636	1453850	332,5
	A6	817357	869530	370
0,34	A1	31307	55650	470
	A2	27828	45219	440
	A3	187821	212168	502,2

Tabela 3.3: Resultados dos ensaios de fadiga dos provetes da série B de fabrico aditivo [123].

$\Delta\delta$ [mm]	Provete	Ni	Nf	ΔF
0,17	B6	4650250	4653710	202,5
	B7	$5x10^6$	$5x10^6$	200
0,27	B9	90414	118233	297,5
	B10	153007	187785	325
	B11	83461	121710	300
0,3	B3	80000	111303	365
	B4	135646	356518	375
	B5	73040	90435	382,5
0,17	B1	31293	55620	480
	B2	31303	48696	430

Com os resultados obtidos nos ensaios e o modelo numérico 2D por si desenvolvido João Prata [123] chegou às curvas SN apresentadas na Figura 3.2, que mostram que o material convencional tem maior vida à fadiga do que o material de fabrico aditivo. No entanto, os valores da tensão nominal visíveis nestas curvas são demasiado elevados devido a problemas de calibração do modelo numérico, que não representa a flexibilidade do modelo experimental.

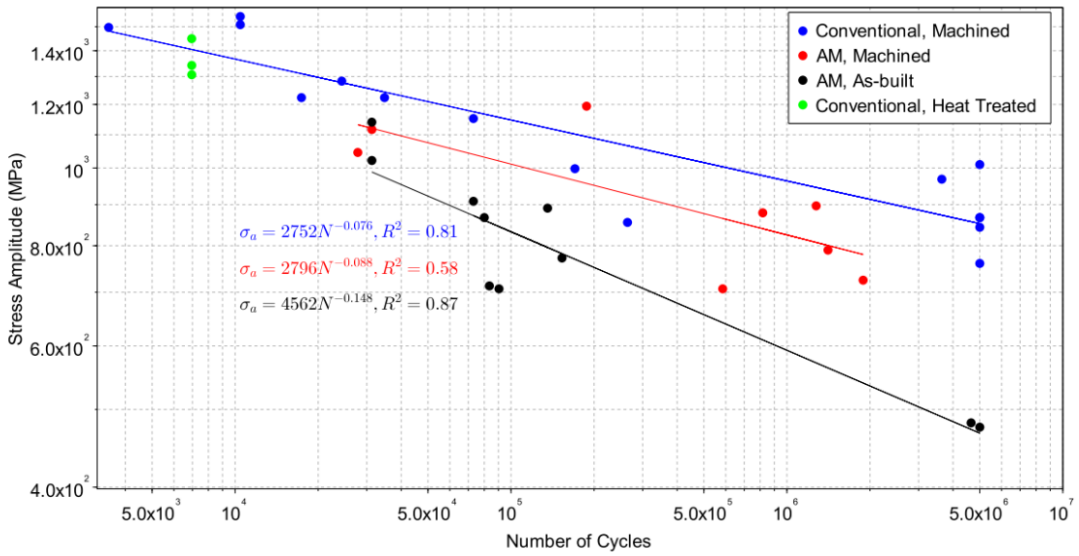


Figura 3.2: Curavas SN obtidas por João Prata [123].

De forma a fazer o seguimento do trabalho experimental do João Prata [123] foi realizada uma análise SEM a algumas amostras resultantes dos provetes por ele ensaiados. Esta análise foi realizada através da utilização de um microscópio eletrónico de varrimento representado na Figura 3.3, com referência JSM-6301F da JEOL.

Foram analisadas as amostras apresentadas na Tabela 3.4. As primeiras amostras (Figura 3.4 (a)) foram analisadas com a superfície de fratura voltada para cima. Para as restantes amostras (Figura 3.4 (b)) foi analisada a superfície do entalhe que ficou voltada para cima.

Figura 3.3: Microscópio eletrónico de varrimento utilizado no CEMUP.

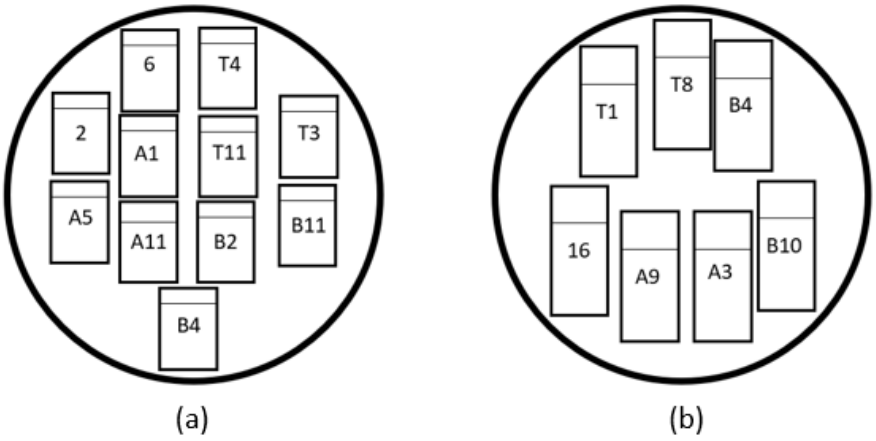


Figura 3.4: Disposição dos dois conjuntos de amostras para a análise no SEM.

Tabela 3.4: Amostras analisadas no microscópio eletrónico de varrimento.

Designação	**Condição**
2	Maquinado
16	Maquinado
A5	Produzido por FA e depois maquinado
A9	Produzido por FA e depois maquinado
T3	Maquinado com tratamento térmico
T1	Maquinado com tratamento térmico
T8	Maquinado com tratamento térmico
B11	*As built*
B2	*As built*
B4	*As built*
B10	*As built*

3.3 Materiais

Foram utilizados dois aços *maraging*, sendo que um dos aços foi fornecido pela Bohler em forma de barra e daí foram produzidos, por maquinagem, os provetes convencionais. O outro aço foi produzido por FA pela Renishaw e fornecido após tratamento térmico de envelhecimento.

3.3.1 Material Convencional

O aço convencional utilizado para produzir os provetes anteriores é o W720 segundo a designação da Bohler. A referência deste aço segundo a DIN é 1.6354 e, segundo a norma ASTM, pertence à categoria dos aços *maraging* 300. A sua composição química e propriedades mecânicas encontram-se descritas nas Tabelas 3.5 e 3.6, respetivamente [124].

Tabela 3.5: Composição química do aço Bohler W720 [124].

Composição Química [média %]							
C	Si	Mn	Mo	Ni	Co	Ti	Al
0,005 (max.)	0,005 (max.)	0,10 (max.)	5,00	18,50	9,00	0,70	0,10

Tabela 3.6: Propriedades mecânicas do aço W720 não envelhecido [124].

Resistência à tração	**Alongamento**	**Dureza**
980 - 1130 MPa	10 % min.	32 HRC

3.3.2 Material Utilizado em FA

O material utilizado em fabrico aditivo foi o aço *maraging* M300, fornecido pela *Renishaw*. A composição química do pó indicada pela *Renishaw* é apresentada na tabela 3.7.

Tabela 3.7: Composição química do aço M300 [125].

Composição Química [massa / max.%]									
C	Si	Mn	Mo	Ni	Co	Ti	P	S	Fe
<=0,03	<=0,1	<=0,15	4,50-5,20	17,00 - 19,00	7,00 - 10,00	0,30 - 1,20	<=0,01	<=0,01	Balanço

Depois de terminada a produção dos provetes foi realizado o tratamento térmico de envelhecimento com os provetes fixos na placa base. Este tratamento iniciou-se com o aumento da temperatura do forno até 500 ºC $\pm$ 10 ºC durante 60-90 minutos, seguiu-se um estagio de 6 horas a esta temperatura, visível no gráfico da Figura 3.5. Por fim, um arrefecimento no forno até 300 ºC em atmosfera com ar.

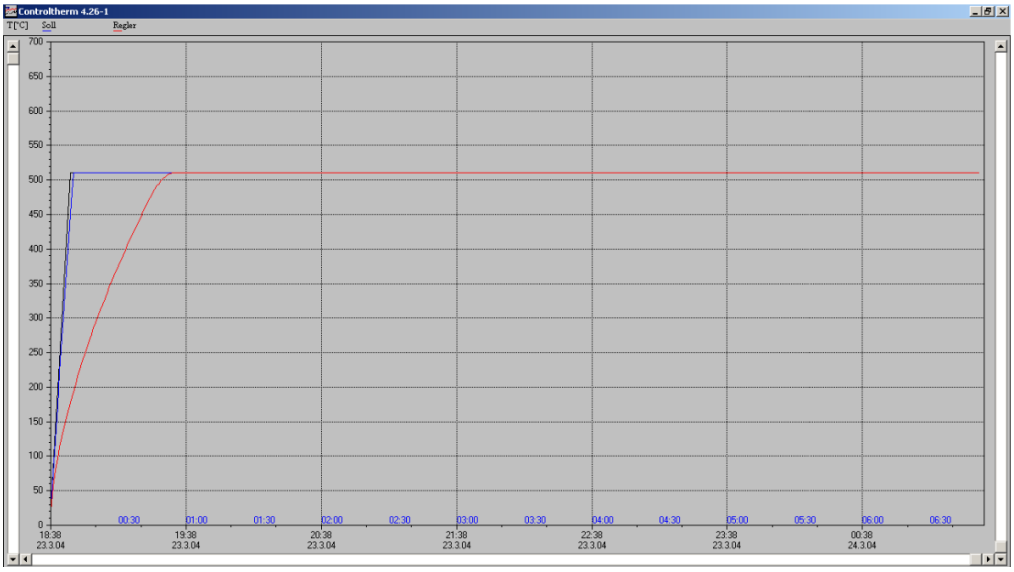


Figura 3.5: Ciclo de temperatura durante o tratamento térmico de envelhecimento realizado aos provetes produzidos por FA.

As propriedades mecânicas deste aço logo após ser construído e depois do tratamento térmico de envelhecimento conforme indicadas na ficha técnica do material estão na Tabela 3.8.

Tabela 3.8: Propriedades mecânicas do aço M300 [125].

	As built	**Envelhecido**
Resistência à tração		
Direção horizontal (xy)	1141 MPa	1806 MPa
Direção vertical (z)	1121 MPa	1794 MPa
Tensão limite de elasticidade		
Direção horizontal (xy)	1016 MPa	1753 MPa
Direção vertical (z)	999 MPa	1730 MPa
Alongamento		
Direção horizontal (xy)	7,3%	5,5%
Direção vertical (z)	7,5%	7%
Módulo de elasticidade		
Direção horizontal (xy)	160 GPa	170 GPa
Direção vertical (z)	162 GPa	175 GPa
Dureza (Vickers)		
Direção horizontal (xy)	363 HV0.5	542 HV0.5
Direção vertical (z)	355 HV0.5	543 HV0.5
Rugosidade (Ra)		
Direção horizontal (xy)	3,5 μm a 5 μm	
Direção vertical (z)	4 μm a 6 μm	

3.4 Provetes

Os provetes em material convencionais forma produzidos nas oficinas do Departamento de Engenharia Mecânica da Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto (FEUP). Por outro lado, os provetes produzidos por fabrico aditivo foram fornecidos pela Renishaw Espanha com alguma sobressaturara para posterior maquinagem. As dimensões de produção dos provetes encontram-se na Figura 3.6.

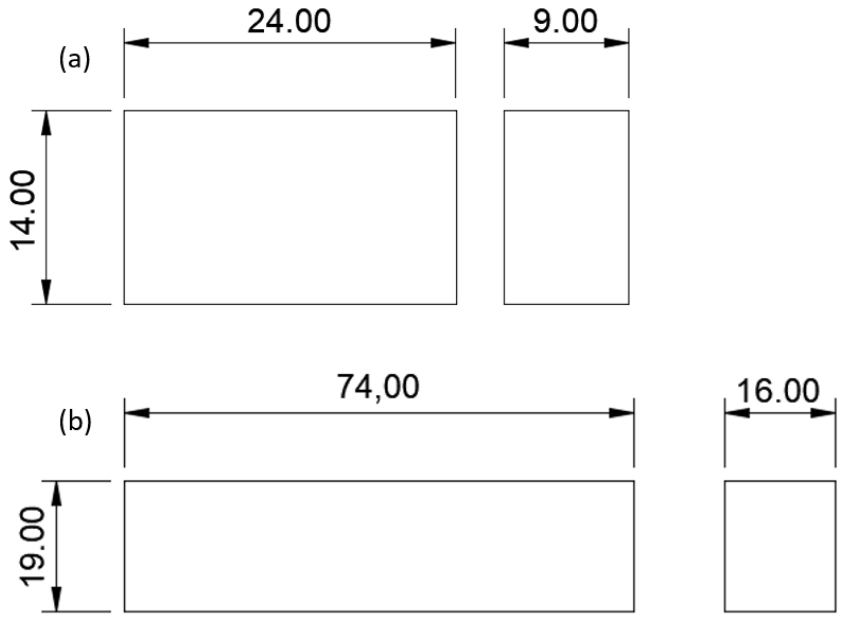


Figura 3.6: Dimensões de produção dos provetes (a) *Nicoletto*; (b) tipo "osso de cão"(em mm).

A Figura 3.7 (a) mostra a disposição dos provetes AM na placa de construção tal como obtido no *software* QuantAM antes de serem construidos, e na Figura 3.7 (b) pode ver-se os provetes já depois de terminada a produção e realizado o tratamento térmico. Os parâmetros de construção utilizados foram definidos pelo fabricante. Os parâmetros conhecidos encontram-se resumidos na Tabela 3.9. Na Figura 3.8

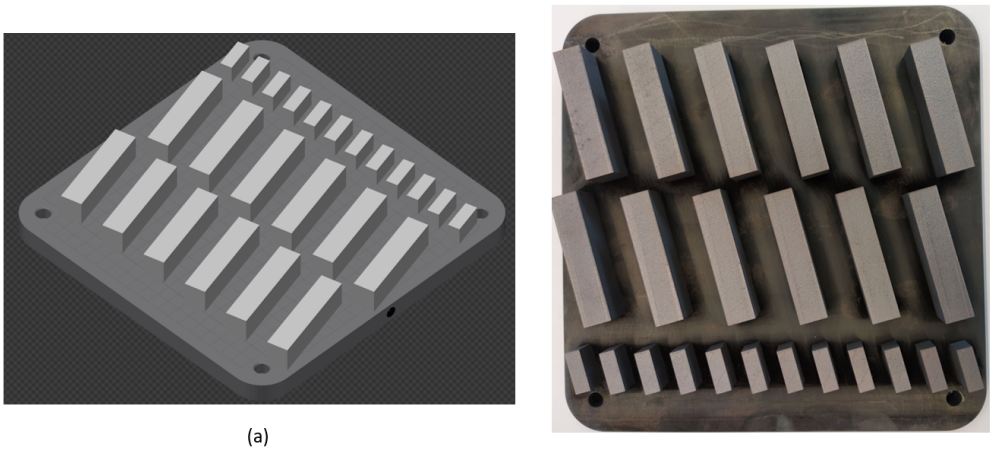


Figura 3.7: Representação da placa de construção com os provetes: (a) imagem CAD antes da produção; (b) placa com os provetes já depois de produzidos e tratados.

Tabela 3.9: Resumos dos parâmetros de construção.

Potência do laser [W]	**Estratégia de varrimento**	**Espessura de camada [μm]**	**Material**
250	*Stripe*	50	Aço *maraging* 18Ni300

Figura 3.8: Estratégia de varrimento *stripe* [126].

Depois de produzidos os provetes fora removidos da placa de construção, por corte com serrote mecânico, como demonstrado na Figura 3.9 (a). Os provetes removidos da placa foram posteriormente maquinados de forma a obter-se 12 provetes de *Nicoletto* e 2 tipo "osso de cão", os restantes provetes não foram utilizados neste trabalho. Os provetes de aço convencionais serão designados pela letra C e os de fabrico aditivo envelhecidos pelas letras AT.

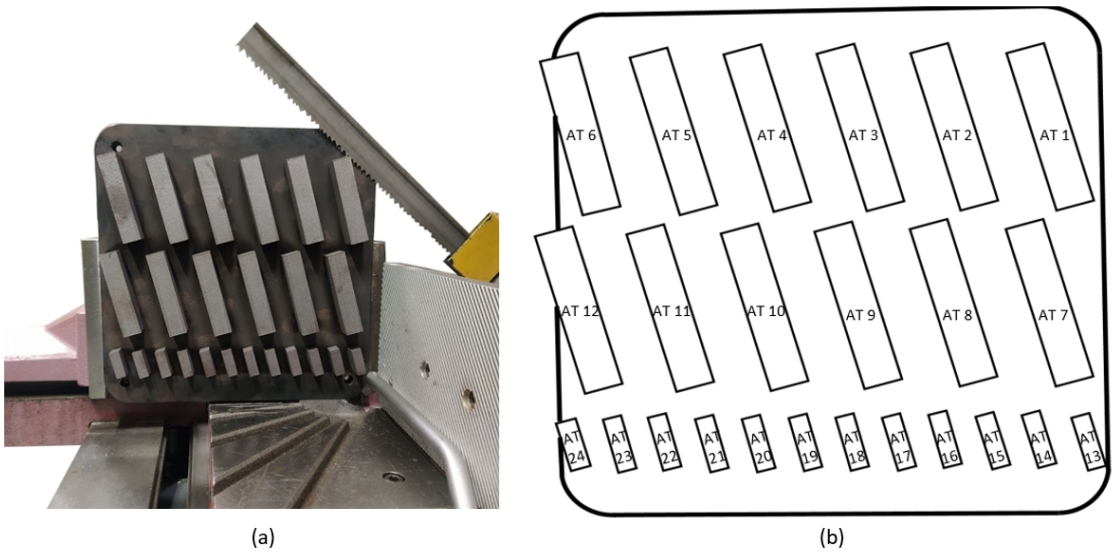


Figura 3.9: (a) Corte dos provetes através de serrote mecânico; (b) Designação dos provetes consoante a sua disposição na placa.

Todos os provetes miniatura foram maquinados de forma a obter-se as dimensões apresentadas na Figura 3.10.

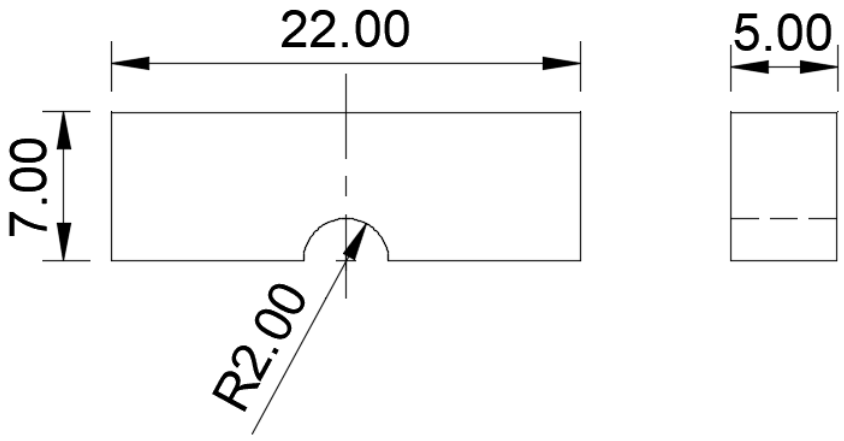


Figura 3.10: Desenho dos provetes de fadiga miniatura tipo *Nicoletto* (em mm).

Os provetes de tipo "osso de cão"convencionais e de fabrico aditivo apresentam dimensões diferentes, uma vez que foi necessário reduzir a largura mínima dos provetes de fabrico aditivo para evitar escorregamento nas amarras da máquina devido ao incremento substancial de resistência do material após tratamento. Nas Figuras 3.11 e 3.12 são apresentadas as dimensões de ambos os provetes.

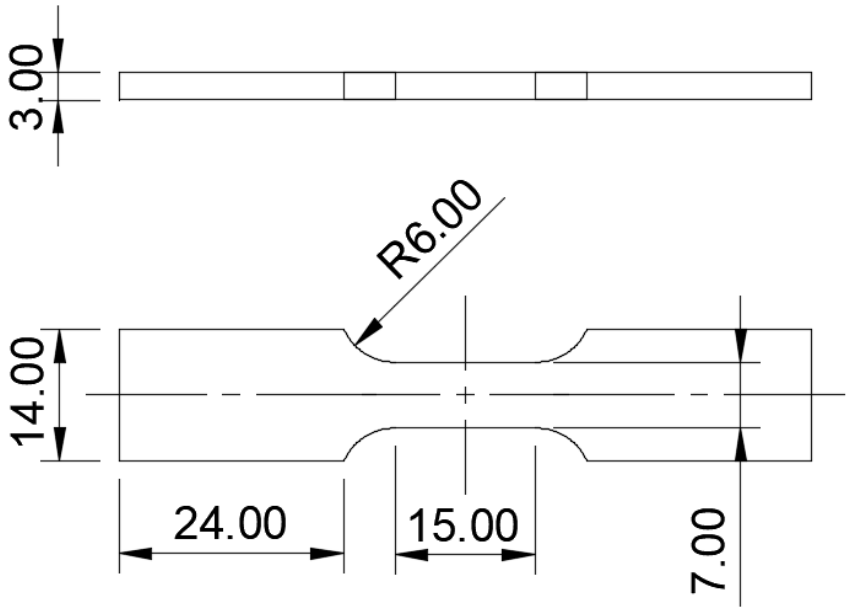


Figura 3.11: Desenho dos provetes osso de cão de aço *maraging* convencional (em mm).

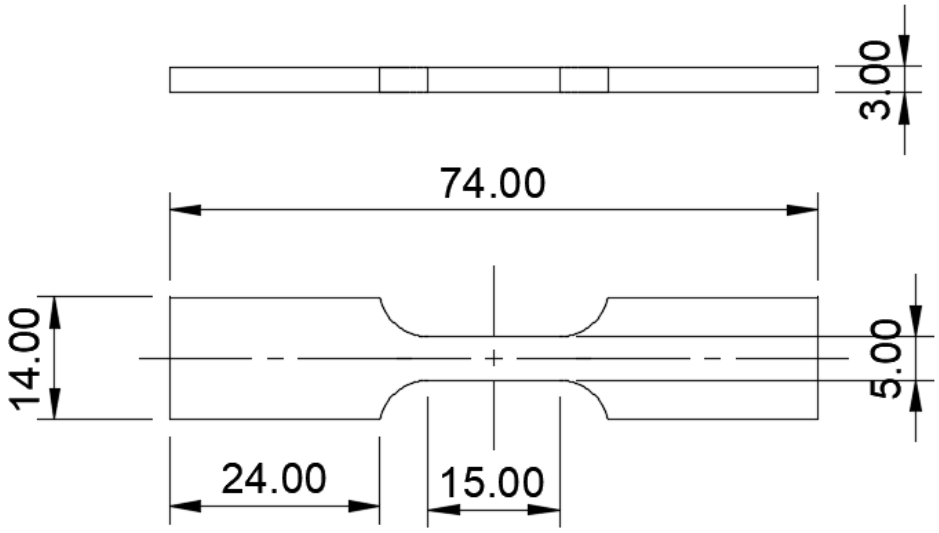


Figura 3.12: Desenho dos provetes tipo "osso de cão"em aço *maraging* envelhecido e de fabrico aditivo (em mm).

3.5 Ensaios de Fadiga de Flexão em 4 Pontos

Para a realização dos ensaios de fadiga de flexão utilizou-se uma máquina disponibilizada pelo Departamento de Engenharia Mecânica, e que se encontra alocada no Laboratório de Ensaios Tecnológicos (LET), na FEUP. Esta máquina eletromecânica (Figura 3.13) utilizada originalmente para a realização de testes de fadiga de flexão em 3 pontos, agora adaptada para flexão em 4 pontos, possui um motor elétrico trifásico com velocidade de rotação de 1385 rpm o que significa que o teste é realizado com aproximadamente 23,08 Hz. Os resultados obtidos dos testes realizados nesta máquina são adquiridos através de um sistema de aquisição de dados e de um *software* de aquisição, Spider 8 e Catman, respetivamente. A máquina possui duas células de carga de 30 kN utilizadas para registar as cargas dos ensaios e detetar falhas no provete. Os ensaios são realizados por controlo manual do intervalo de deslocamento (controlo de deslocamento).

Depois de feita a adaptação da máquina por João Prata [123] de forma a ser possível testar provetes de pequenas dimensões, como os propostos por *Nicoletto* [92], foram então realizados os ensaios de fadiga em controlo de deslocamento.

Na Figura 3.13 estão representados os diferentes componente da máquina: o número 1 representa os suportes que são o componente que mede as forças de reação já que se encontram sobre as células de carga; o componente 2 é suporte do provete que é aparafusado ao componente 3, o *gripper* do provete durante montagem. O número 4 corresponde ao atuador de deslocamento.

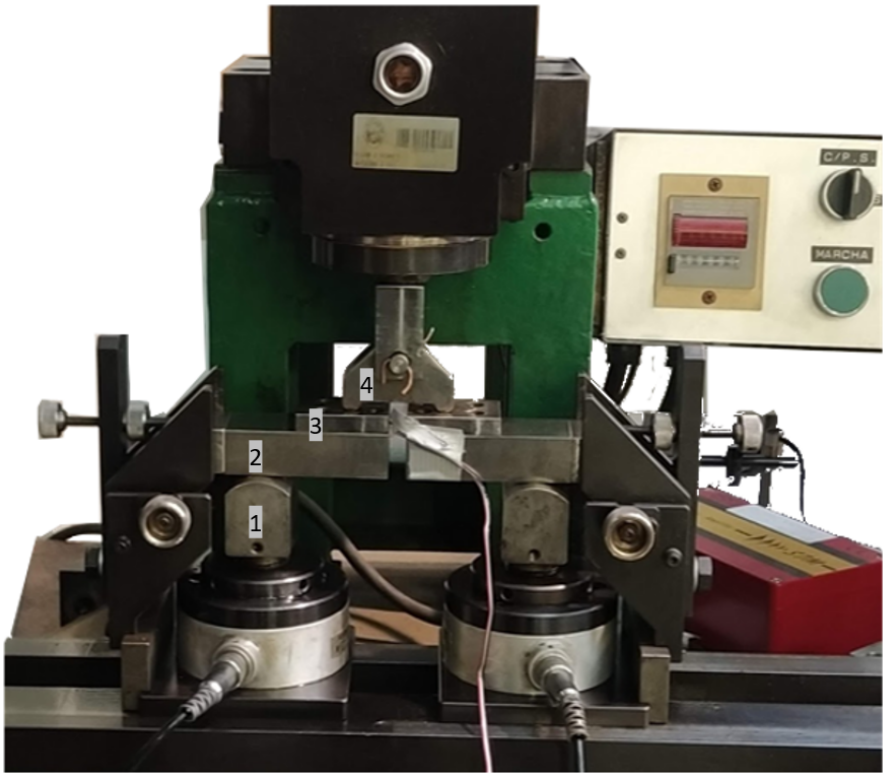
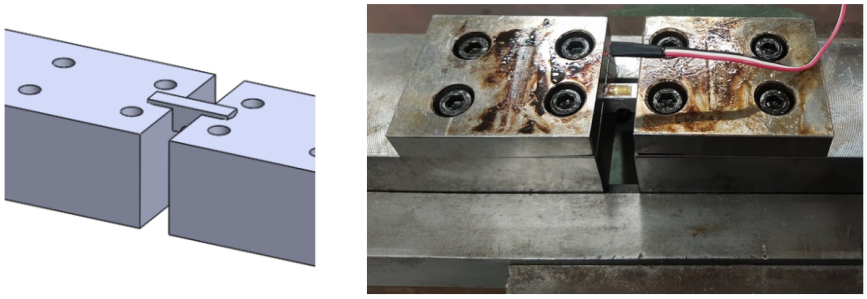


Figura 3.13: Máquina utilizada para o ensaio de fadiga.

Para a montagem dos provetes, o conjunto dos componentes 2 e 3 é retirado da máquina para ser colocado o provete. Depois de separados os componentes o provete é colocado no rasgo existente no suporte, e é aparafusado o *gripper*, com a ajuda de uma chave dinamométrica. Na Figura 3.14 pode ver-se uma representação do provete nos suportes e o conjunto dos suportes e do *gripper*, já com o provete montado. Depois de colocado o provete este conjunto é novamente colocado na máquina e ajustadas as células de carga para se obter uma razão de forças próxima de 0,1.



(a) (b)

Figura 3.14: (a)Suportes com o provete; (b) suportes e *gripper* com o provete montado [123].

Nestes ensaios foram testados tanto provetes convencionais como provetes produzidos por FA e envelhecidos, com o objetivo de ser possível comparar o comportamento à fadiga de ambos os materiais. Para a recolha dos valores da força de cada célula de carga utilizou-se o *software* Catman. Desta forma, é necessário definir o número de ciclos que vai ser lido pelo *software*. Como é considerada vida infinita quando não ocorre iniciação de fenda nos 5 milhões de ciclos, é relevante assegurar a leitura, por parte do programa, até este número de ciclos. Assim definiu-se que seriam feitas 1500 leituras com 2087 pontos recolhidos. O intervalo de aquisição entre leituras foi de 150 segundos com frequência de amostragem e 9600 Hz. Isto significa que são recolhidos 2087 pontos com frequência de 9600 Hz, em cada 150 segundos. Uma vez que a máquina apenas trabalha a 23,08 Hz, os dados recolhidos correspondem a cerca de 5 ciclos. Este valor pode ser calculado através da divisão do tempo medido pelo número de períodos ($N = t/T$). Para cada ensaio é necessário selecionar qual a gama de deslocamento que vai ser utilizada e ajustar a razão de forças (R) das células de carga. Para estes ensaios tentou-se que a razão de forças fosse 0,1 e por essa razão foi necessária impor uma pré-carga nos ensaios. Assim assegura-se que o provete não se movimenta e contato permanente entre o *gripper* e os suportes.

Com os dados adquiridos durante os ensaios é possível, de forma direta, traçar um gráfico da reação em cada célula de carga em função do número de ciclos, conforme demonstrado na Figura 3.15. Isto permite obter quais as forças máxima (F_{max}) e mínima (F_{min}) durante o ensaio, qual o número de ciclos antes de se iniciar da fenda (N_i), detetável no gráfico pela diminuição da força máxima, e o número de ciclos antes da falha (N_f), que, no gráfico, é dado pelo número de ciclos em que ocorre a estabilização da força depois de N_i. Os valores das forças máximas e mínimas

são diretamente obtidos do gráfico. No entanto para os valores de Ni, que correspondem ao ciclo a partir do qual ocorre a diminuição do valor da força máxima que corresponde à foi utilizado um critério de redução de forças de 10 %. Uma vez que os dados das duas células de carga são fornecidos de forma independente foi feita uma média dos valores das forças.

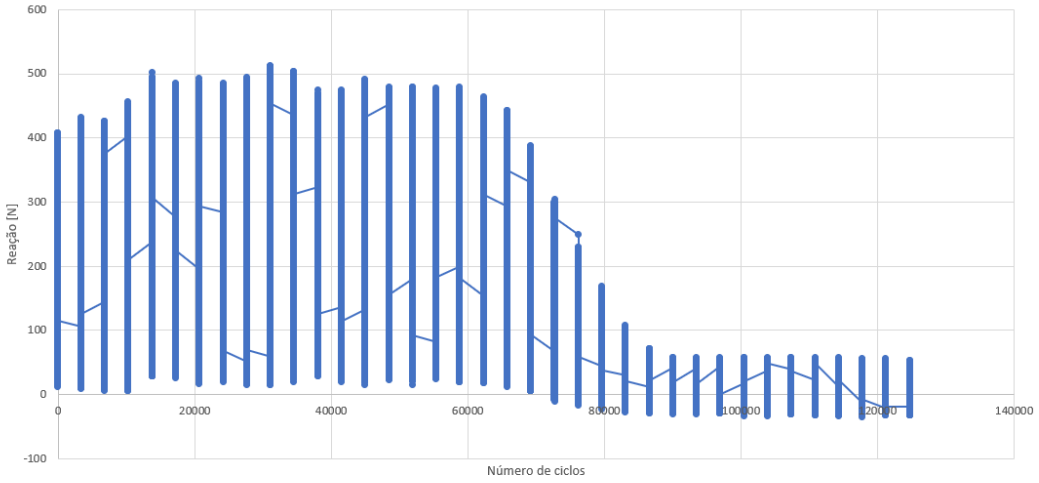


Figura 3.15: Gráfico obtido diretamente do ensaio de fadiga.

Como referido anteriormente o objetivo é traçar a curva SN dos materiais. Para isso é necessário transformar a curva de força em função do número de ciclos numa de tensão em função do número de ciclos. O procedimento experimental foi planeado de forma a existirem diferentes gamas de deslocamento para que assim se consigam os dados necessários para a curva SN. Definiram-se 4 gamas de deslocamento e, de uma forma geral, foram realizados 3 ensaios em cada gama de deslocamento com cada tipo de provete. Na Tabela 3.10 estão apresentados os provetes ensaiados em cada gama de deslocamento.

Tabela 3.10: Provetes testados em cada gama de deslocamento.

$\Delta\delta$ **[mm]**	**0,36**	**0,45**	**0,50**	**0,27**
Provete	C1	C5	C8	
	C3	C6	C9	C11
	C4	C7	C10	C12
	AT13	AT16	AT19	AT23
	AT14	AT17	AT21	AT24
	AT15	AT18	AT22	

3.6 Ensaio de Flexão Monotónico

Para validar os resultados obtidos nos ensaios de calibração realizados e continuar a ajustar o modelo foram feitos 3 ensaios de flexão monotónicos, em controlo de deslocamento, com os provetes do tipo *Nicoletto* convencionais, nos quais já se tinham colado extensómetros elétricos (MMF307385). Estes extensómetros, cujas dimensões são 6,4 x 3,6 mm^2 com grelha de 1,27 x 1,52 mm^2, foram colados na face oposta à do entalhe devido às pequenas dimensões dos provetes. Estes ensaios foram novamente realizados no LET, mas na máquina MTS 810 Material Testing Systems (Figura 3.16).

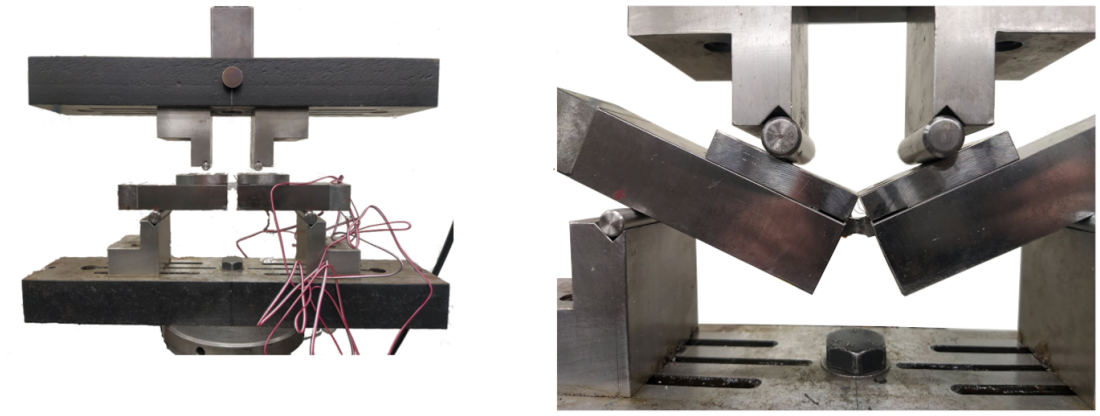
Figura 3.16: Máquina utilizada no ensaio de flexão monotónico.

Foi utilizada uma célula de carga de 1 ton e ajustada distância entre os apoios para que ficassem similares aos da máquina usada nos ensaios de fadiga, espaçamento de 150 mm no apoio inferior e 25 mm no superior. Segui-se a realização de uma curva de calibração para os resultados serem convertidos em unidades de força, e posteriormente os 3 ensaios de flexão monotónicos (Figura 3.17 (a)).

Durante os ensaios fizeram-se duas medições: uma delas através do sistema externo de aquisição Spider, do qual se retiraram os valores da reação e da deformação lida pelo extensómetro, e a outra pelo *software* próprio da máquina que permite retirar os valores de força e deslocamento da célula de carga.

O modelo Abaqus utilizado anteriormente foi ajustado de forma a aproximar-se do ensaio monotónico realizado. Para isso foram realizadas alterações na propriedades do material e definido o seu comportamento plástico a partir de uma curva de plasticidade dada pela expressão de Ludwig: $\sigma = \sigma_{ced} + K\varepsilon^n$, em que σ_{ced} corresponde à tensão de cedência, K e n são, respetivamente, o coeficiente e expoente de endurecimento e ε é a deformação plástica [127]. Para além disso, considerou-se que o deslocamento seria gradual e não cíclico.

Estes ensaios foram realizados em controlo de deslocamento. Impôs-se como limite do ensaio o deslocamento máximo de 20 mm, no entanto antes de se alcançar este valor a deformação do provete existia um contato entre as duas faces do *gripper* sendo necessário parar o ensaio. Na Figura 3.17 (b) pode ver-se o provete deformado momentos antes de terminar o ensaio.

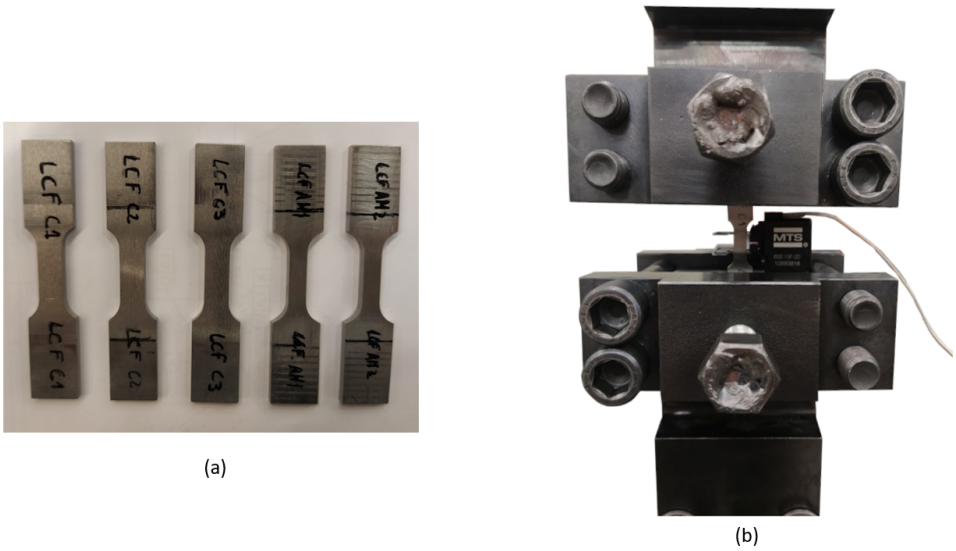


(a) (b)

Figura 3.17: (a) Início do ensaio de flexão monotónico; (b) provete no fim do ensaio de flexão monotónico.

3.7 Ensaios Cíclicos de Tração/Compressão

Foram realizados ensaios cíclicos de tração/compressão em controlo de deslocamento e foi utilizada a máquina MTS 810 Material Testing System. A deformação foi medida com recurso a um extensómetro de navalhas, da marca MTS, modelo 632.13F-20, como se pode ver (Figura 3.18 (b)). Na Figura 3.18 (a) estão representados os provetes que foram ensaiados, dos quais 2 foram maquinados a partir de material de fabrico aditivo envelhecido, e os restantes foram maquinados partindo de uma barra de aço convencional. As dimensões destes provetes estão indicadas no Secção 3.4.



(a) (b)

Figura 3.18: (a) Provetes utilizados nos ensaios cíclicos; (b) ensaio cíclicos de tração/compressão.

Os ensaios foram realizados com razão de deformação, R_ε, nula e definiram-se 5 patamares de deformação, 0,15%, 0,60%, 0,90%, 1,2% e 1,5% com repetição de três ciclos em cada patamar. O primeiro ensaio foi realizado com uma velocidade igual a 0,05 mm/minuto. No entanto, para os restantes ensaios este valor foi alterado para 0,2 mm/segundo devido à grande duração do ensaio anterior. Os ensaios foram realizados em controlo de deslocamento mas a extensão foi medida e usada para inverter sentido do deslocamento de modo a garantir valores fixos de intervalo de deformação.

3.7.1 Análise de Porosidade

A porosidade é um defeito bastante comum em peças produzidas por fabrico aditivo. Este defeito compromete o comportamento mecânico do material e por isso devem definir-se parâmetros de construção que minimizem o máximo possível este defeito.

Assim, é importante fazer uma análise da densidade do material dos provetes. Para isso as amostras foram montadas num suporte de resina termoendureível, lixadas e polidas. Posteriormente, com o auxílio do *ImageJ* foram analisadas imagens das amostras retiradas do microscópio ótico que se encontra no laboratório de metalografia do INEGI. Este microscópio é um PMG3 produzido pela OLYMPUS. As imagens foram retiradas de diferentes zonas das amostras e com diferentes ampliações (75x, 100x, 300x) para se ter uma análise mais precisa dos valores de porosidade medidos.

3.7.2 Microestrutura

Depois de analisada a porosidade fez-se um ataque químico eletrolítico com ácido oxálico às amostras. Desta forma passa a ser possível não apenas visualizar poros ou inclusões, mas

também a geometria dos banhos de fusão e o percurso realizado pelo laser durante a construção dos provetes. Depois do ataque químico foram então obtidas e analisadas imagens das amostras.

3.7.3 Dureza

Foi medida a dureza de aço *maraging* 18Ni300 de fabrico aditivo, tanto envelhecido, através de amostras retiradas dos provetes utilizados para os ensaios, como não tratado através de peças recolhidas na Hypermetal. A medição de dureza foi feita em Vickers, sendo que cada amostra foi ensaiada pelo menos 3 vezes e os valores de dureza apresentados correspondem à média dos valores medidos. Como referência para esta medição tem-se os valores dados pelo fornecedor, que são 355-365 HV para o M300 *as built* e 542-543 HV para o M300 envelhecido.

Capítulo 4

Resultados Experimentais e Discussão

4.1 Análise SEM

Como já foi referido foram analisadas amostras do trabalho realizado por João Prata [123] no microscópio eletrónico de varrimento.

Começando pelas analisadas no primeiro conjunto, na Figura 4.1 (a) pode ver-se a imagem SEM da amostra maquinada 2, da qual se fez também uma análise da composição química da área retangular visível na Figura 4.1 (b). Os elementos químicos detetados estão de acordo com o esperado, com exceção do carbono que apresenta um valor um pouco elevado, considerando a composição química do aço. Isto pode estar associado a alguma contaminação com óleo lubrificante do ensaio. Esta imagem foi retirada da parte superior da amostra sendo possível ver que existe pouca rugosidade na superfície.

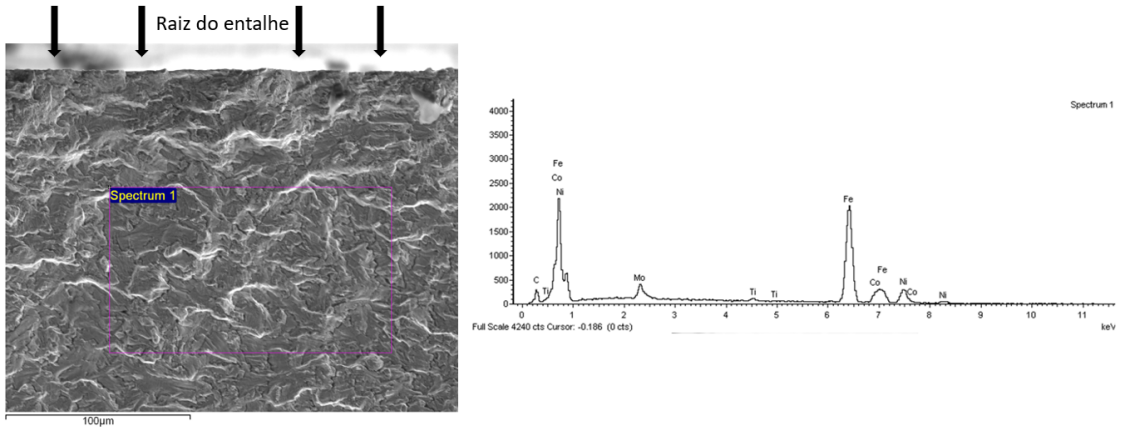


Figura 4.1: Imagem SEM (a) 500x e composição química; (b) da amostra 2 de material convencional.

Na amostra produzida por fabrico aditivo mas com o entalhe maquinado A5 pode observar-se a existência de uma estrutura dendrítica (Figura 4.2 (a)). Na Figura 4.2 (b) está ampliado um poro

existente na Figura anterior, provavelmente causado por falta de fusão, uma vez que apresenta forma irregular.

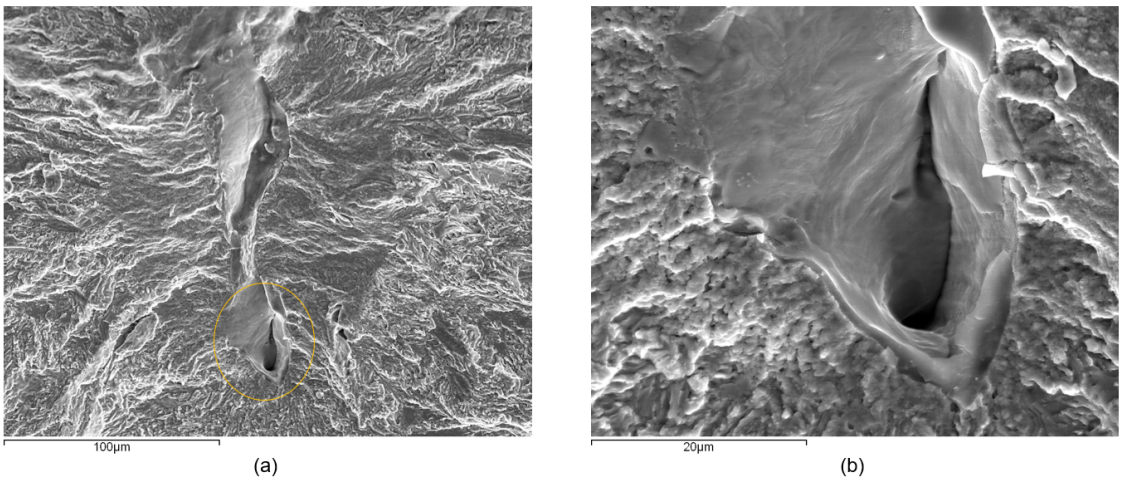


Figura 4.2: Imagem SEM da zona superior da amostra A5: (a) 500x; (b) 2500x.

É visível na Figura (4.3) outro defeito do mesmo tipo. No entanto, o poro ampliado na Figura 4.3 (b) apresenta uma forma mais esférica do que o anterior, o que indica que deverá ter origem no aprisionamento de gás.

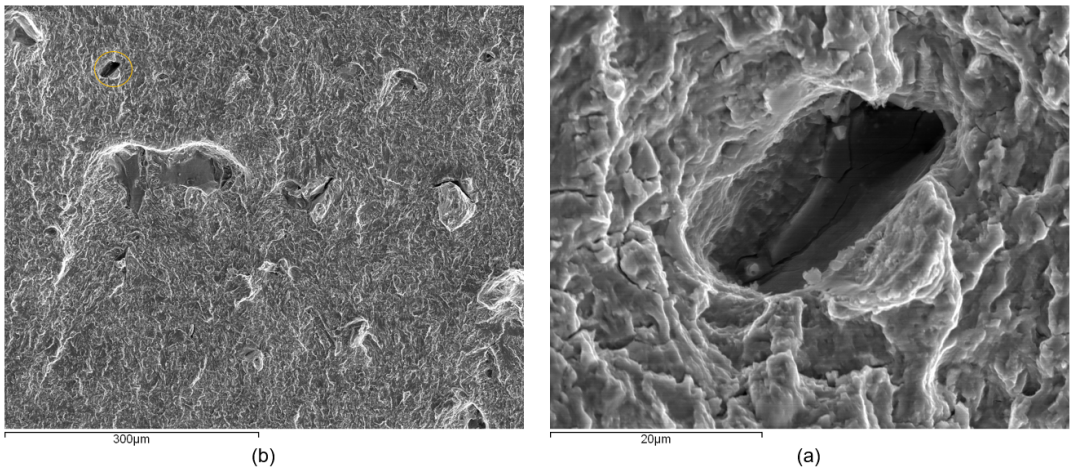
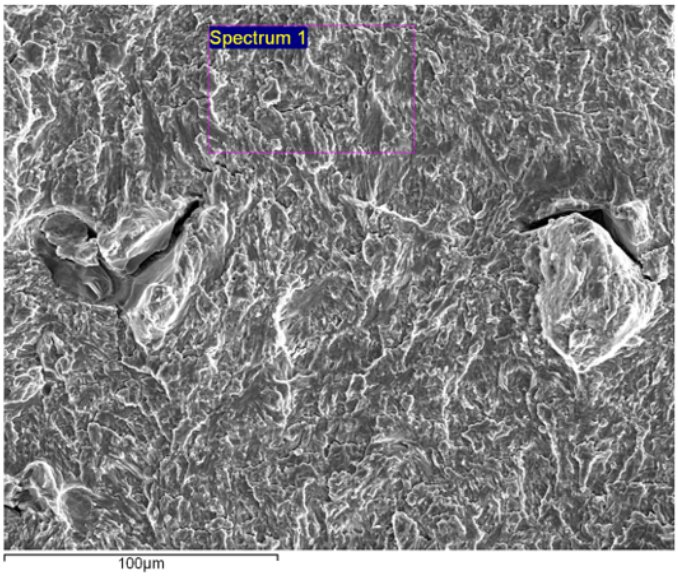
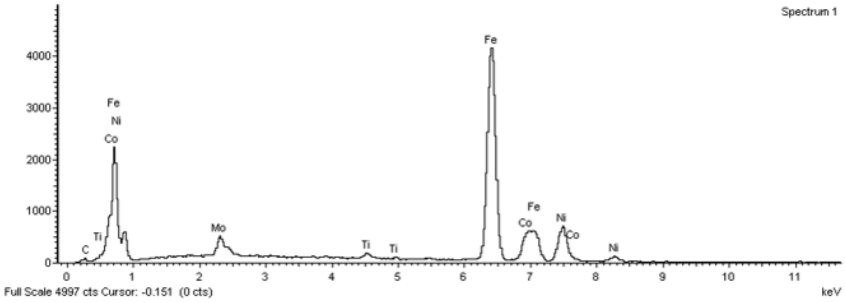


Figura 4.3: Imagem SEM da zona central da amostra A5: (a) 200x 20 kV; (b) x2500.

Foi ainda feita uma análise química, com exceção do carbono, presentes no material na zona central da amostra, como apresentado na Figura 4.4. Na zona retangular assinalada pode ver-se que a quantidade de elementos existente está de acordo com o que seria de esperar.



(a)



(b)

Figura 4.4: Imagem SEM da zona central da amostra A5 (a) 500x; (b) análise EDS.

A amostra B2 foi produzida por fabrico aditivo sem maquinagem do entalhe. Isto justifica o fato de, na Figura 4.5 (a), ser possível identificar os grãos de pó da última camada depositada. É de notar que estes grãos possuem uma forma esférica e que a sua maioria possui satélites. Na ampliação feita na Figura 4.5 (b) pode-se verificar a existência de um poro resultante de aprisionamento de gases.

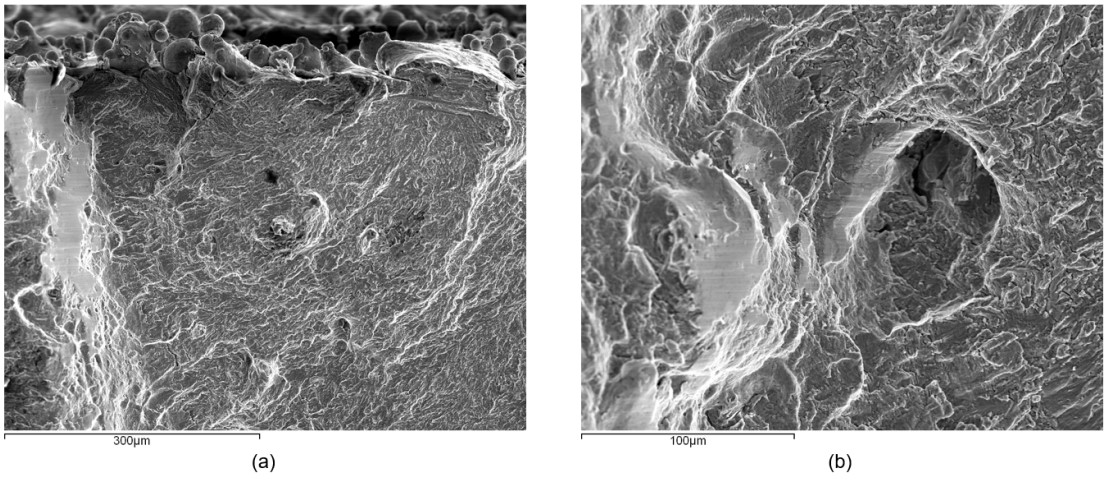


Figura 4.5: Imagem SEM da zona superior da amostra B2: (a) 200x; (b) 500x.

No centro da amostra (Figura 4.6) é visível a existência de alguns poros realizando as diferenças entre o aço convencional e o produzido por FA.

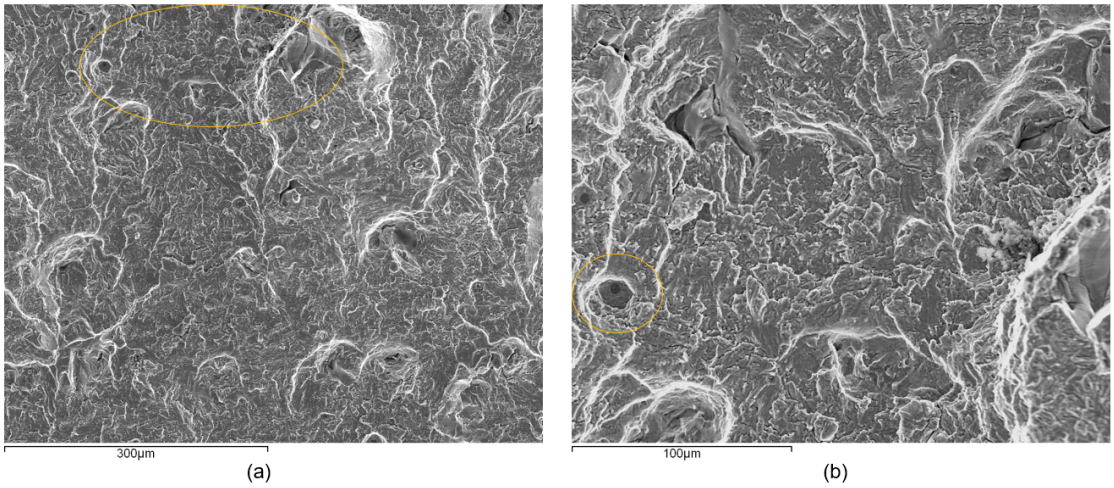


Figura 4.6: Imagem SEM da zona central da amostra B2: (a) 200x; (b) 500x.

Foi realizada uma ampliação e uma análise de elementos da área onde se encontra o poro destacado na figura anterior. Pela comparação dos gráficos (Figura 4.7 (b) e (c)), onde se pode avaliar a presença de cada elemento, pode perceber-se que na região 1 existe uma inclusão com titânio e alumínio. É ainda de realçar que a geometria deste poro indica aprisionamento de gás e a existência de estrias na área em torno do poro, que são típicas de processos de fadiga.

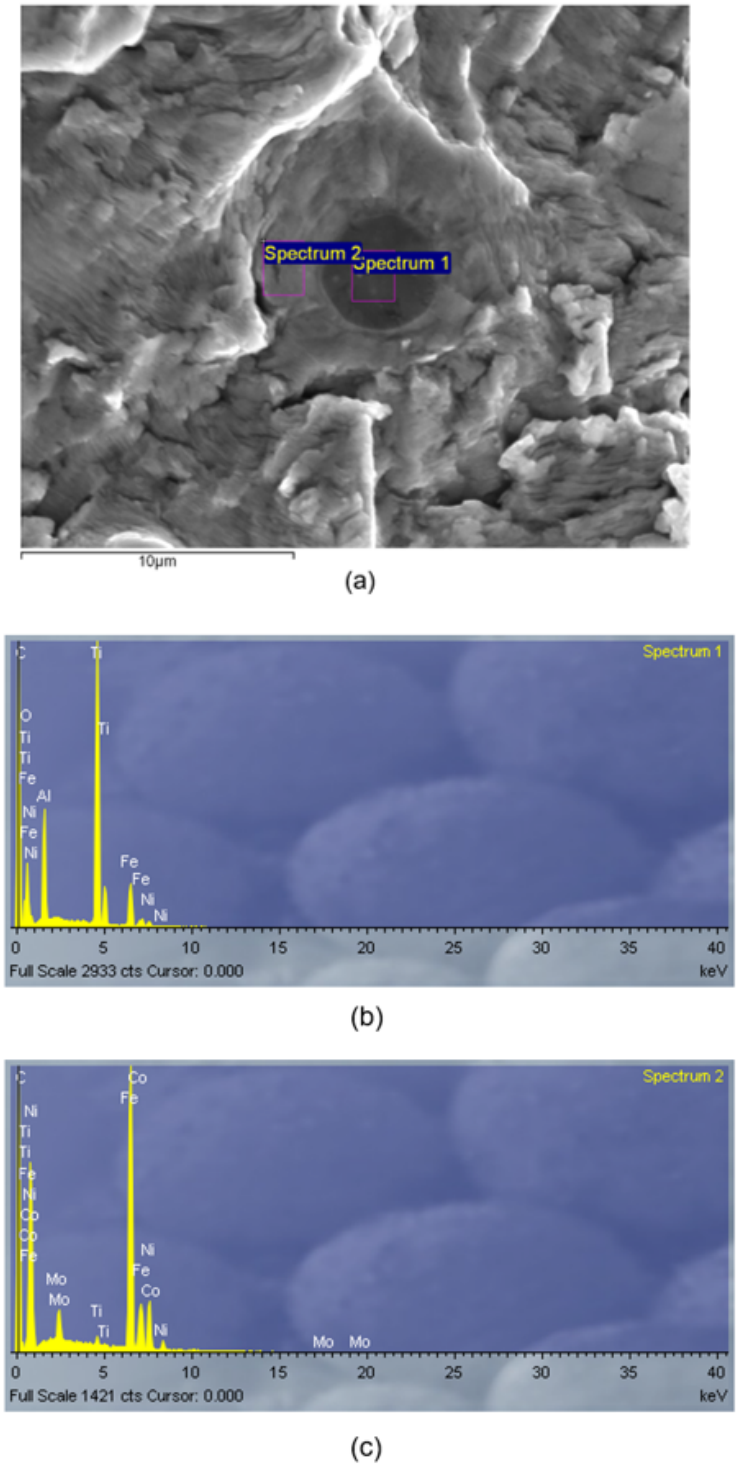


Figura 4.7: (a) Imagem SEM de um poro da amostra B2 2500x; (b) análise EDS da área correspondente à localização 1; (c) composição química da área correspondente à localização 2.

Tentou-se ampliar na zona das estrias e fazer uma medição, como se pode ver na Figura 4.8. Pela análise desta figura pode ver-se que os 2.43 μm correspondem a cerca de 8 estrias. Na imagem menos ampliada veem-se as linhas de passagem do laser durante o processo de produção

da amostra.

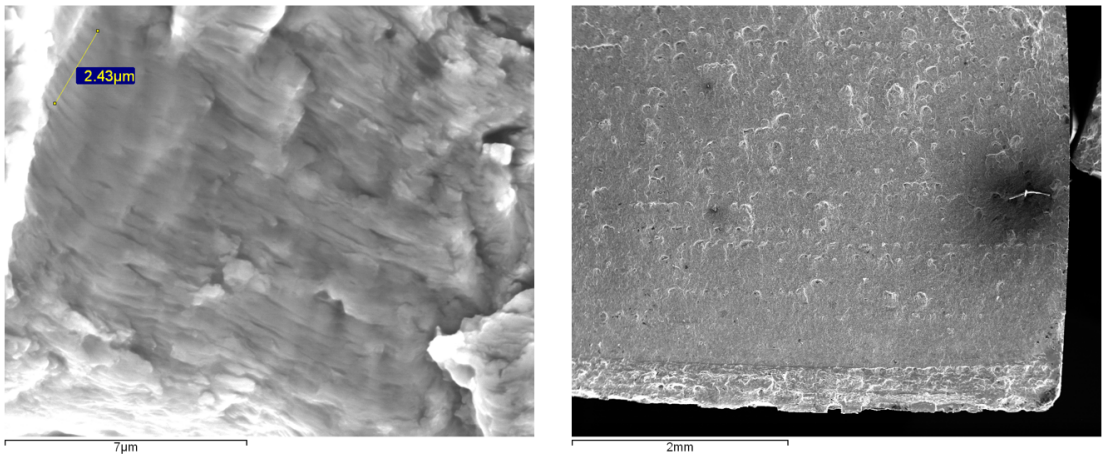


Figura 4.8: Imagem SEM da zona central da amostra B2: (a) x8000 (b) x25.

A outra amostra, produzida por fabrico aditivo analisada foi a B11. Na Figura 4.9 (a) é visível a zona superior com menos ampliação que permite ver o rasto do feixe laser e a espessura de camada. É também observável uma fenda no canto do lado direito. O detalhe destacado foi depois ampliado (Figura 4.9 (b)).

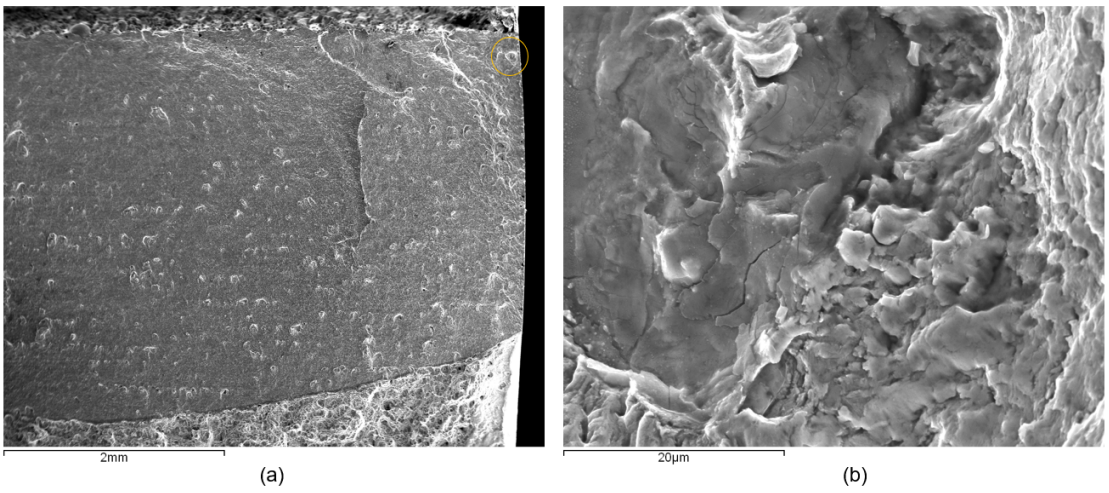


Figura 4.9: Imagem SEM da amostra B11: (a) 25x; (b) 2500x.

Por outro lado, a Figura 4.10 diz respeito à zona central da amostra B11, na qual se podem ver alguns defeitos. A ampliação realizada no poro em destaque mostra, de forma mais clara, a sua geometria irregular indicando que a sua origem não está relacionada com aprisionamento de gás, mas sim com falta de fusão. Para além disso é visível a existência de uma fissura na zona destacada da Figura 4.10 (b).

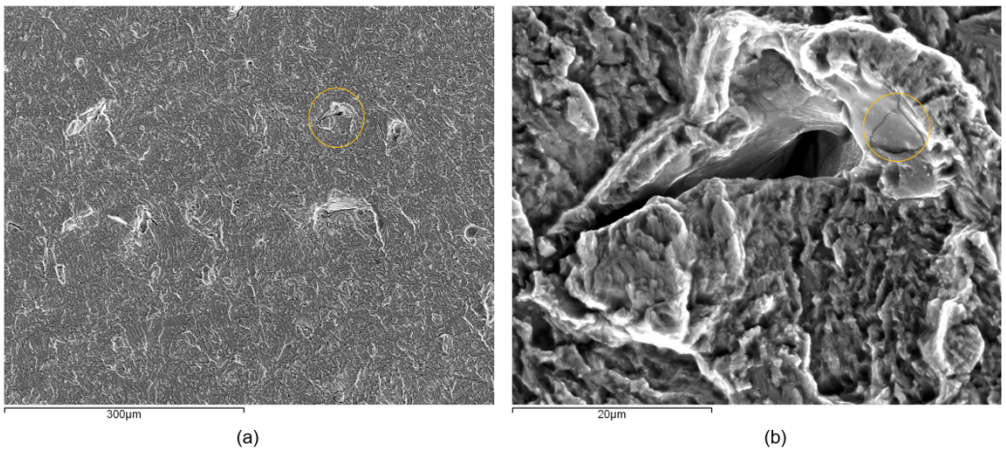


Figura 4.10: Imagem SEM da zona central da amostra B11: (a) 200x; (b) 2500x.

A amostra que foi sujeita a tratamento térmico, T3, representada na Figura 4.11 apresenta dois planos de propagação paralelos, um com fenda de canto e o outro com fenda central. Após propagação das duas fendas dá-se a rotura final por ligação dos dois planos.

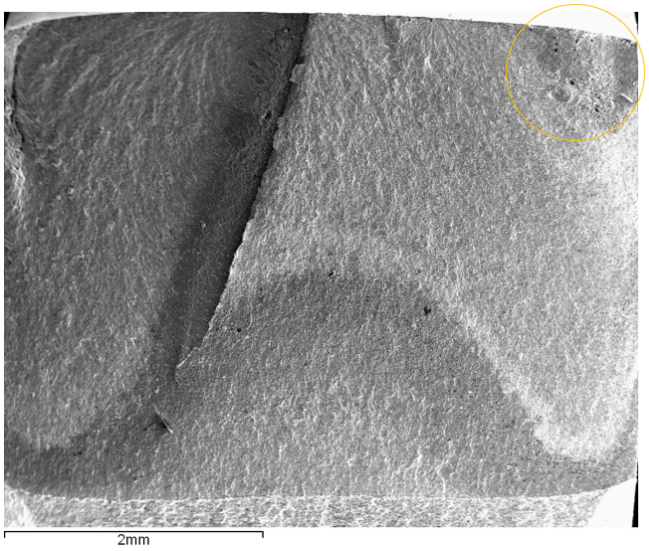


Figura 4.11: Imagem SEM zona superior da amostra T3 com ampliação de 25x.

Assim, analisando primeiro a zona destacada pode ver-se pela Figura 4.12 (a) que existe claramente uma zona de transição que foi ampliada e analisada a sua composição química. Através da análise EDS das duas zonas pode ver-se que a zona mais escura apresenta uma concentração de carbono superior o que indica que houve uma contaminação, provavelmente de óleo.

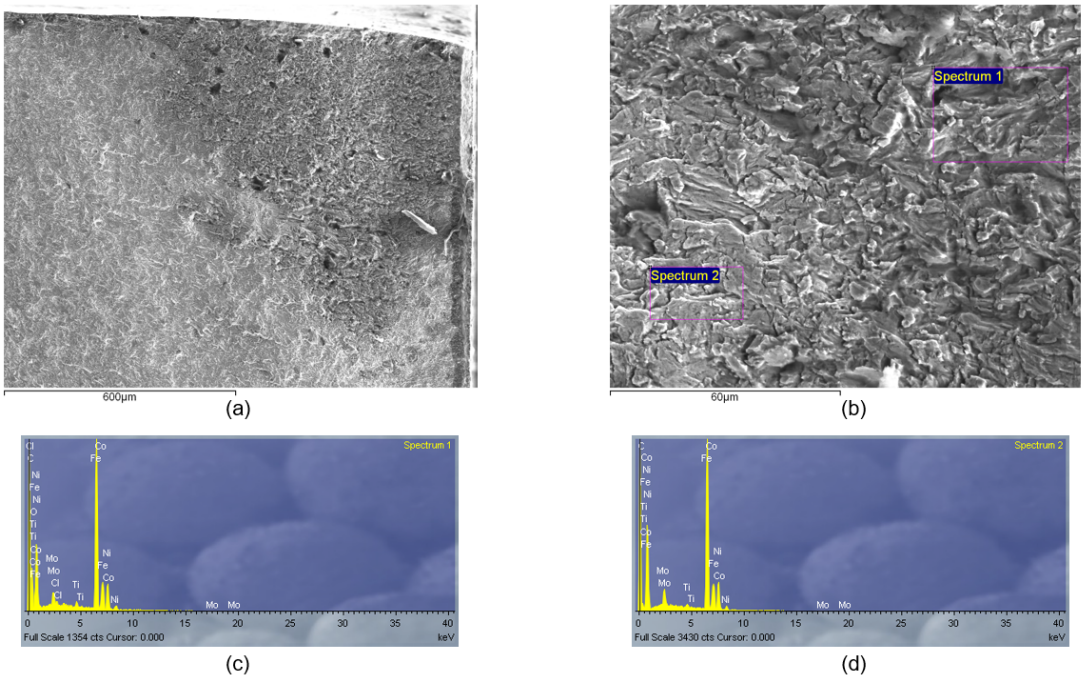


Figura 4.12: (a) Imagem SEM do canto superior direito da amostra T3 (100x); (b) ampliação na zoa de transição (1000x); (c) análise EDS da área correspondente à localização 1; (d) análise EDS da área correspondente à localização 2.

A Figura 4.13 mostra a zona onde se iniciou a fenda na amostra T3.

Fez-se uma recolha de imagens de ambos os lados da fenda, as Figuras 4.14 e 4.15 correspondem ao lado esquerdo e direito da fenda, respetivamente. Pode ver-se que em ambos os lados existem estruturas bastante semelhantes. Foram medidas as estrias de ambas as figuras, sendo que para a Figura 4.14 (b) cada estria tem cerca de 0,24 μm e, no caso da representadas na Figura 4.15 cada estria mede cerca de 0,22 μm.

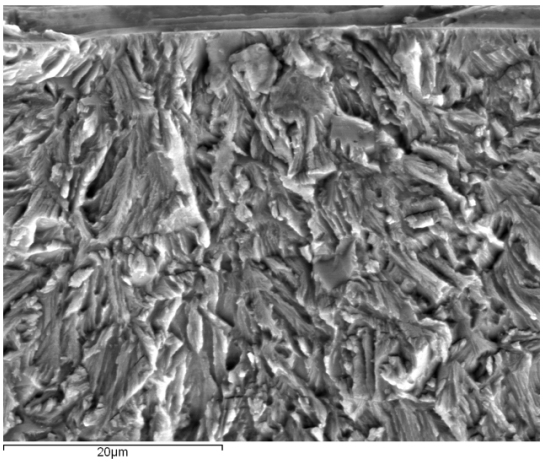


Figura 4.13: Imagem SEM da zona de início da fratura (2500x).

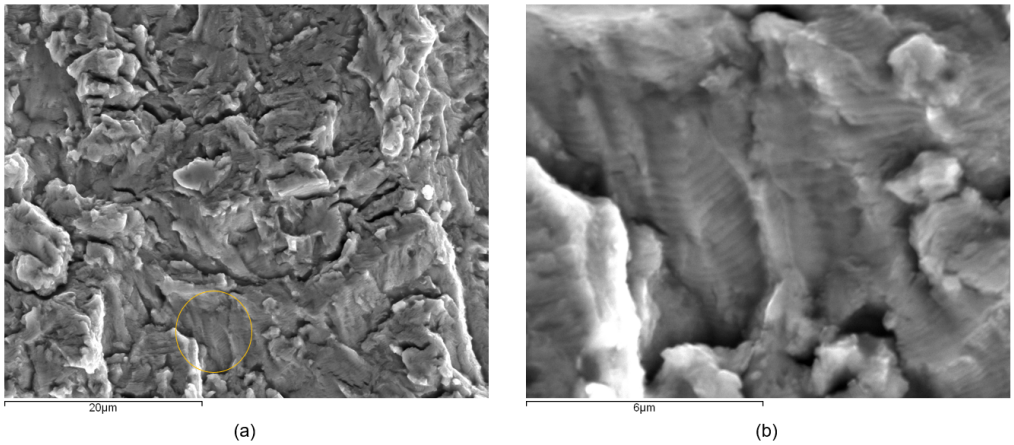


Figura 4.14: Imagem SEM da zona à esquerda da fenda (1000x); (b) ampliação na zona destacada (10000x).

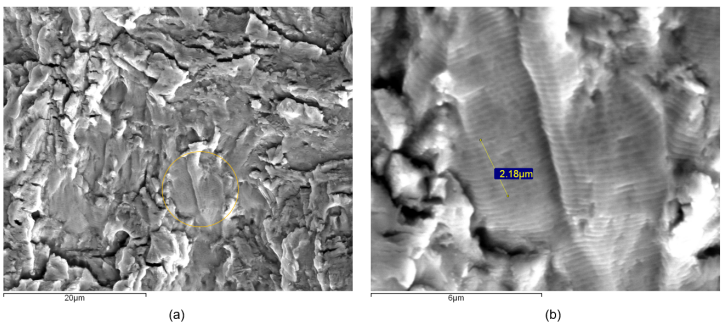


Figura 4.15: Imagem SEM da zona à direita da fenda (2500x); (b) ampliação na zona destacada (10000x).

Considerando agora o segundo grupo de amostras observadas perpendicularmente à superfície do entalhe, começou-se por analisar a amostra T1. Na Figura 4.16 (a) é de destacar o arrancamento que ocorreu junto aos bordos, ampliado na Figura 4.16 (b), e a fenda que deverá ter-se iniciado nesse mesmo local.

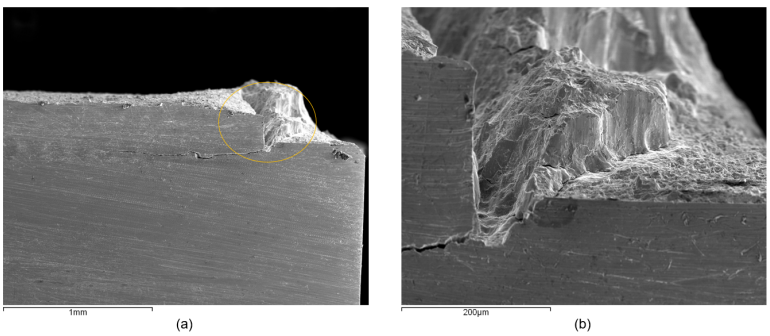
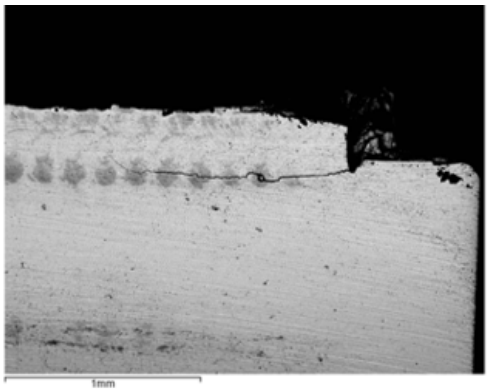


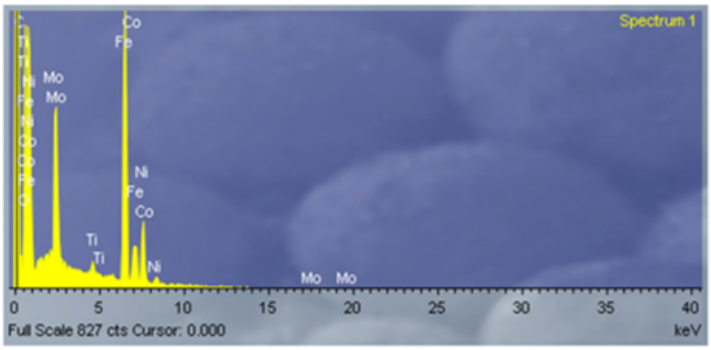
Figura 4.16: Imagem SEM da zona superior da amostra T1 (50x); (b) ampliação da zona destacada (250x).

Uma vez que se viam alguns zonas ligeiramente mais escuras nas imagens foi feita uma recolha de imagem com eletrões retrodifundidos (Figura 4.17 (a)), o que serviu para realçar essas áreas. Foi também realizada uma análise EDS tendo por base essa imagem. Pelos gráficos da Figura 4.17 (b) e (c), pode perceber-se que as áreas mais escuras correspondem a picadas de oxidação, pela presença de oxigénio (Figura 4.17 (b)). Esta oxidação pode ter acontecido durante o tratamento térmico.

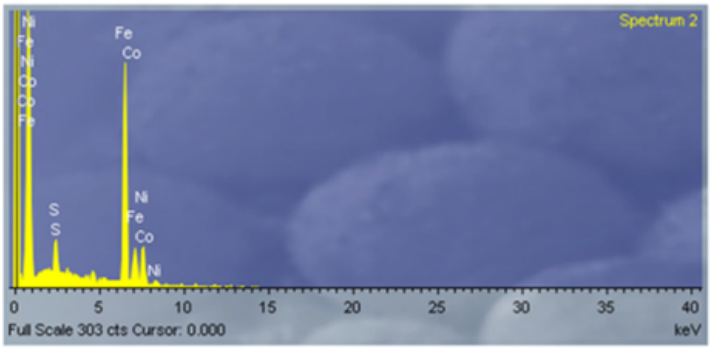
Considerando uma zona mais central, foram recolhidas imagens onde se pode ver a existência de pequenas fendas (Figura 4.18 (a) - (c)).



(a)



(b)



(c)

Figura 4.17: (a) Imagem SEM com eletrões retrodifundidos da zona superior da amostra T1 (x50); (b) análise EDS da uma das áreas mais escuras; (c) análise EDS da zona mais clara.

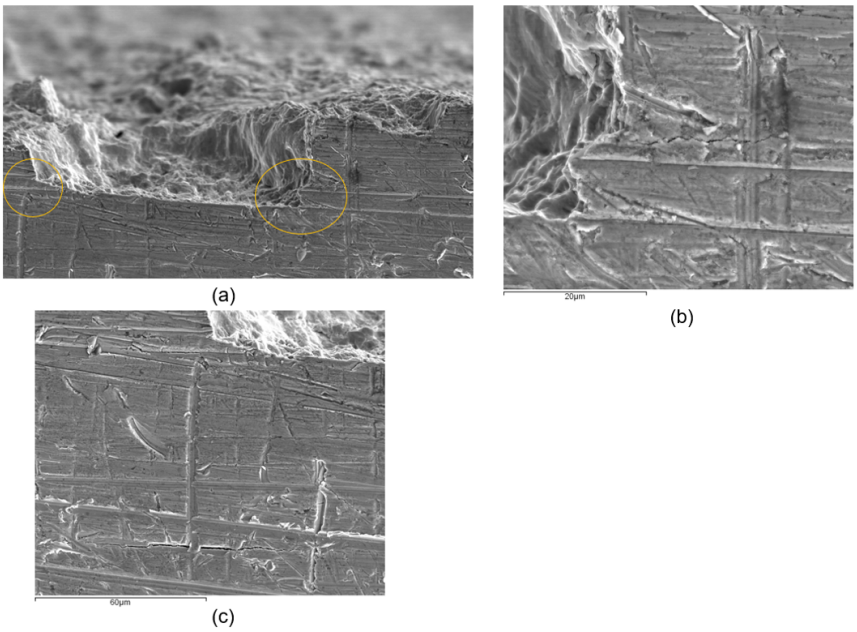


Figura 4.18: (a) Imagem SEM da zona de separação da superfície da amostra T1(500x); (b) ampliação da área destacada do lado direito (25000x); (c) ampliação da área destacada do lado direito (1500x).

Foi ainda analisada a amostra B4, relativa ao material FA. Nesta começou-se por adquirir uma imagem SEM com menor ampliação, mas na qual se consegue distinguir as diferentes camadas depositadas durante o processo de construção. A análise com eletrões retrodifundidos facilita a distinção entre as camadas, e assim permite uma medição mais precisa da espessura de camada (Figura 4.19 (b)). Assim, pela medição constatou-se que os 1,49 mm representados na figura correspondem a 10 camadas, o que significa que cada camada tem cerca de 0,15 mm.

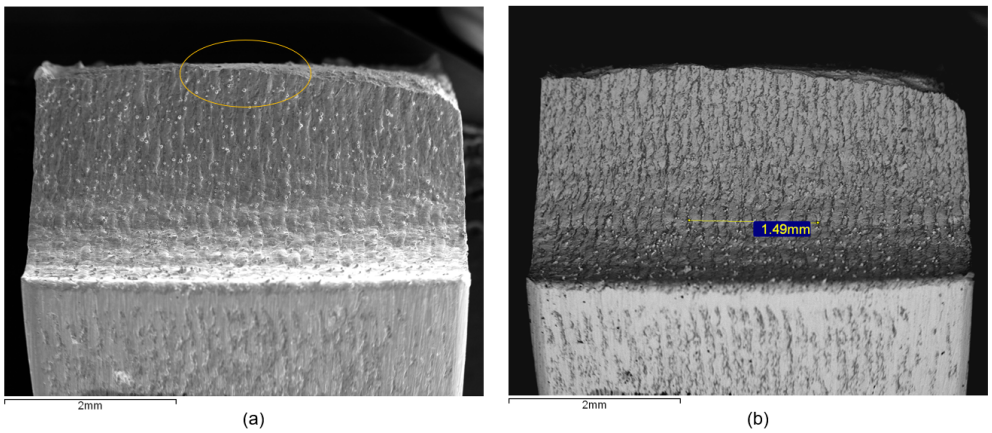


Figura 4.19: (a) Imagem SEM da amostra B4 (22x); (b) imagem SEM com eletrões retrodifundidos da amostra B4 (22x).

Foi ainda analisada uma região na qual se conseguem ver partículas de pó sinterizado sendo

que algumas delas têm satélites (Figura 4.20). A análise de EDS realizada mostrou a existência de alguma contaminação, nomeadamente por alumina e óxido de titânio.

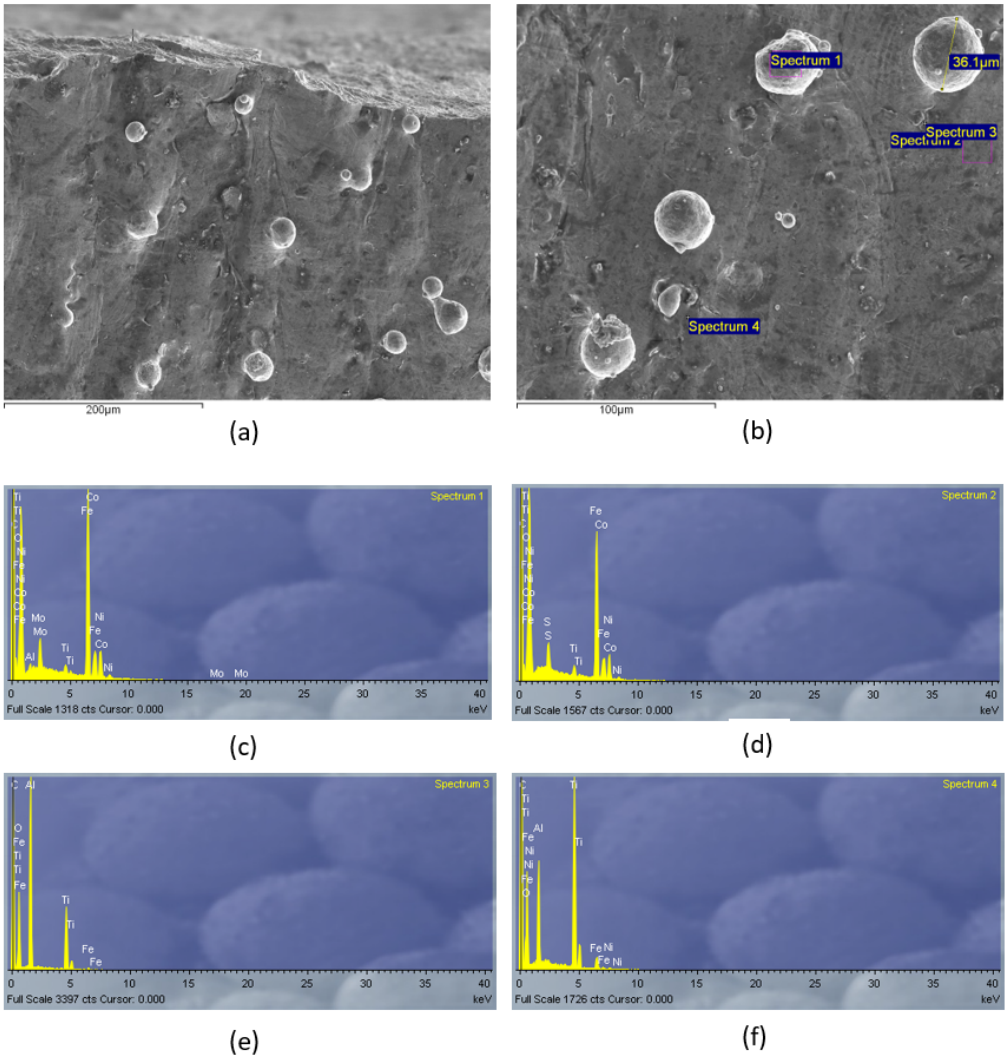


Figura 4.20: (a) Imagem SEM da amostra B4 mais ampliada na zona superior (250x); (b) ampliação da imagem anterior (500x); (c) análise EDS da área correspondente à zona 1; (e) análise EDS da área correspondente à zona 2; análise EDS da área correspondente à zona 3; análise EDS da área correspondente à zona 3.

4.2 Ensaio de Flexão Monotónico

Como já foi referido, foram realizados ensaios de flexão quasi-estático permitindo assim calibrar o comportamento elasto-plástico deste material a usar no modelo numérico realizado no *Abaqus*. Todos os provetes se deformaram plasticamente pela zona do entalhe como representado na Figura 4.21. Por essa razão, o extensómetro elétrico colado a partir de determinada deformação do provete, descolou ou o sinal saturou.

Figura 4.21: Aspeto do provete após ensaio de flexão quasi-estático.

Os resultados destes ensaios estão representados no gráfico força *versus* deslocamento da Figura 4.22. Este gráfico mostra o comportamento elasto-plástico do material. Pode perceber-se que existe uma ligeira dispersão dos resultados na zona elástica do ensaio, quando comparados os primeiros dois ensaios com o terceiro. Para estes provetes verificou-se uma força máxima média igual a 1.98 kN, o deslocamento máximo medido varia entre os 9,57 mm medidos no primeiro ensaio e os 18,27 mm do segundo ensaio.

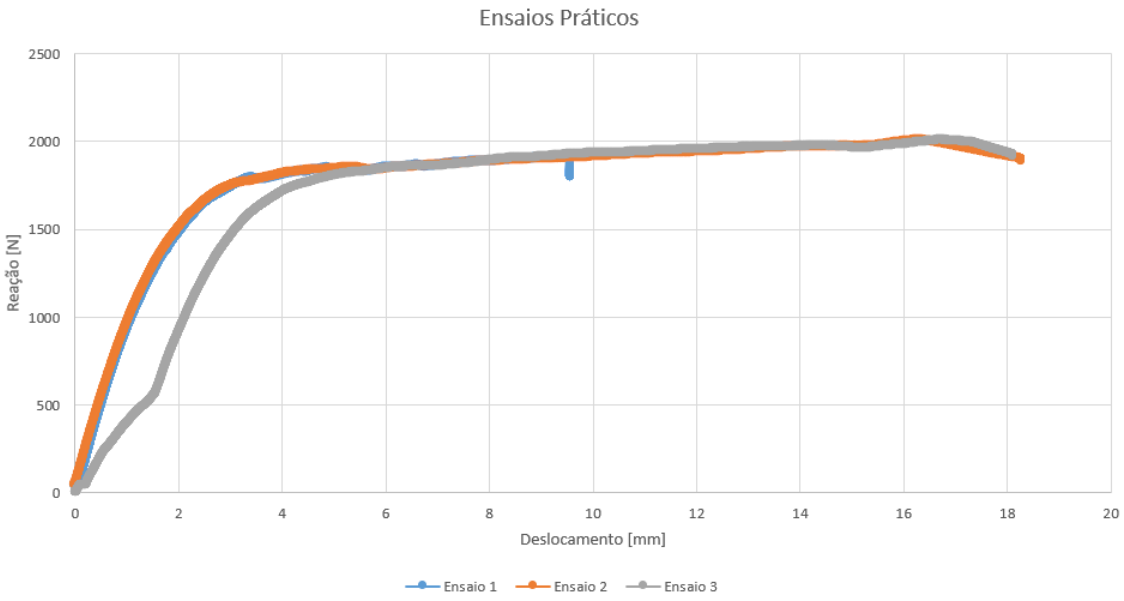


Figura 4.22: Gráfico força *versus* deslocamento do ensaio de flexão monotónico.

Para além dos valores obtidos pelo *software* da máquina que permitiram traçar as curvas anteriores, as medições realizadas pelo extensómetro e lidas pelo sistema de aquisição Spider permitiram criar curvas de deformação em função do deslocamento (Figura 4.23). Mais uma vez verifica-se que as curvas dos dois primeiros ensaios apresentam maior proximidade de resultados. Percebe-se que os valores de deformação foram medidos até uma deformação de aproximadamente -0,025. O terceiro ensaio não foi considerado nesta análise uma vez que parece ter ocorrido uma anomalia neste ensaio.

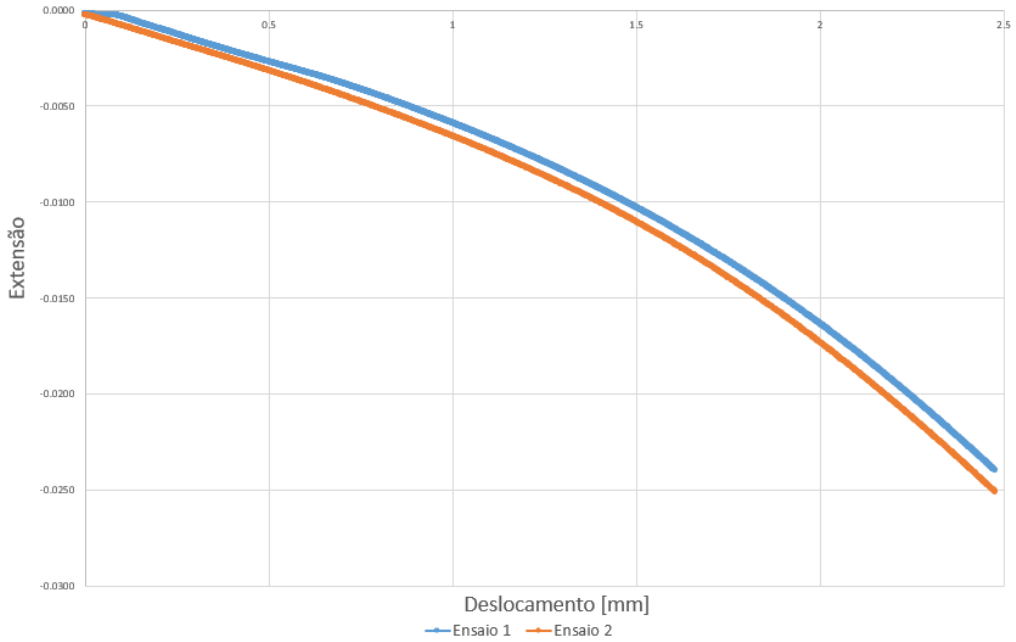


Figura 4.23: Gráfico deformação *versus* deslocamento do ensaio de flexão monotónico.

4.2.1 Modelo Numérico do Ensaio de Flexão Monotónico

Depois de realizados os ensaios de flexão monotónicos fez-se um modelo deste ensaio. De forma diminuir os tempos de simulação foram consideradas as simetrias do conjunto, ou seja nos planos xy e yz da Figura 4.25, para o desenvolvimento do modelo. Assim, o provete cujas dimensões estão indicadas na Secção 3.3 (1) encontra-se em contato com o suporte (2) e com o *gripper* (3). O *gripper* está em contato com cavilha superior (4), que é o corpo no qual é a plicado o deslocamento, considerada como corpo rígido, e com o suporte. Este, por sua vez, está também em contato com o outro corpo considerado rígido nesta simulação, a cavilha inferior (5). A Figura 4.24 mostra o modelo com todos os seus componentes.

Foram considerados dois materiais diferentes, o do provete e o do *gripper* e suporte. As propriedades dos materiais foram introduzidas considerando comportamento elastoplástico do provete e elástico do suporte e do *gripper*. Para o provete em que o material é o aço*maraging* definiu-se um coeficiente de Poisson de 0,3. Por outro lado, no caso do *gripper* e do suporte o material é o PM300 foi definido com um módulo de elasticidade de 200 GPa [125] e com coeficiente de Poisson de 0,3. As cavilhas foram considerados como corpos rígidos o que implica que tenham rigidez infinita e por isso não têm material.

Outro fator que se teve em consideração da construção deste modelo foi a existência de 8 parafusos na realidade, o que se refletiu em 2 parafusos neste modelo, devido às condições de simetria, responsáveis pela união do *gripper* e do suporte.

Para além disso, definiu-se que todas as interações entre corpos são regidas pelo contato entre os mesmos sendo permitida separação destas superfícies. Foi também considerado atrito entre

todas os contatos, sendo que o comportamento tangencial foi definido através do coeficiente de atrito e o normal foi por penalização.

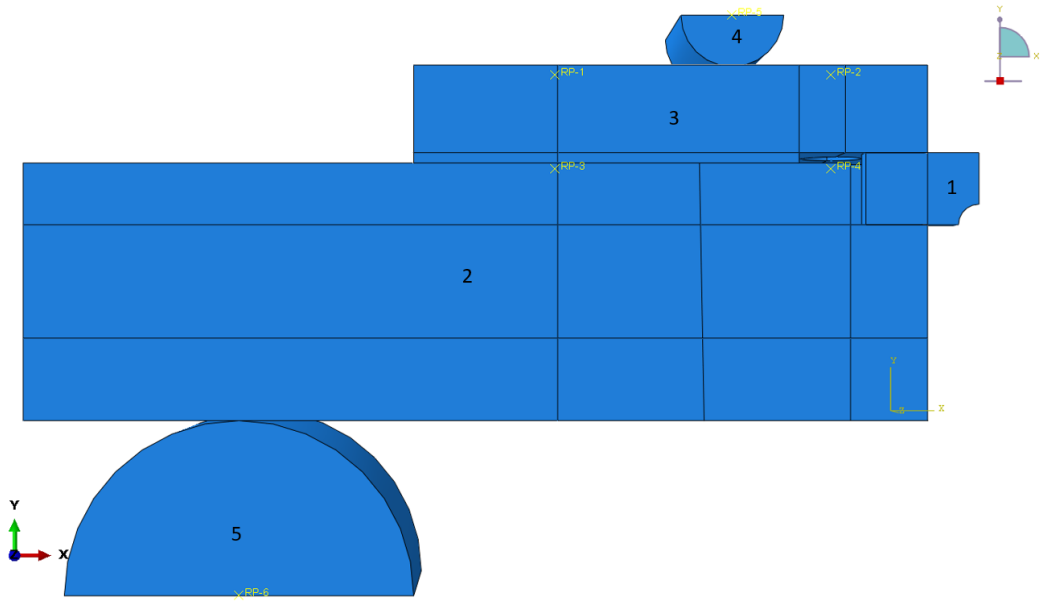
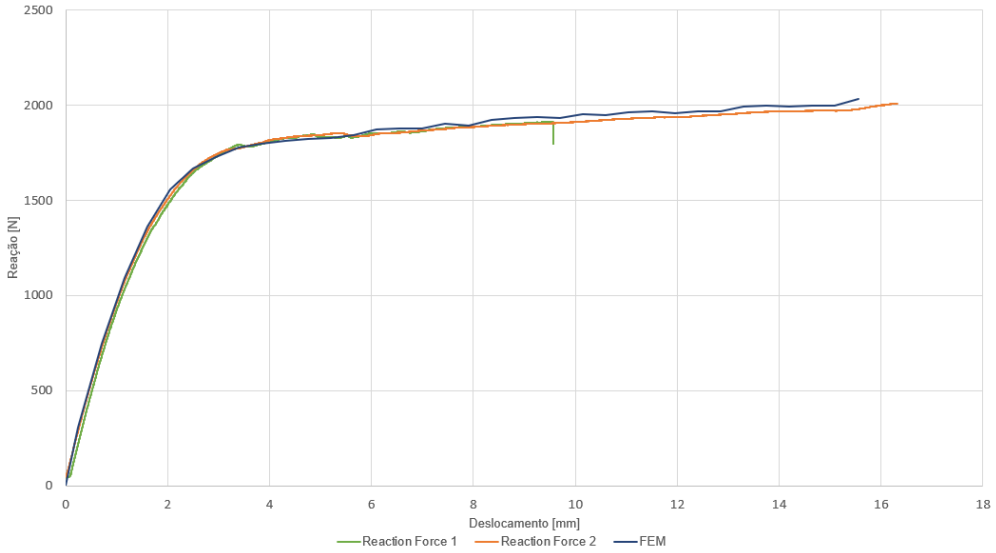


Figura 4.24: Representação do modelo: (1) provete; (2) suporte; (3) *gripper*; (4) cavilha superior; (5) cavilha inferior.

Através da equação $\sigma = \sigma_{ced} + K\varepsilon^n$ com os valores iniciais de 1050 MPa para a tensão de cedência, e 250 MPa e 0,6 para o coeficiente e expoente de endurecimento, respetivamente. A partir deste valores, foram realizadas simulações de forma a perceber a influência de cada variável na curva de plasticidade, e de que forma se conseguia aproximar a curva numérica da experimental. Adicionalmente, percebeu-se que outros fatores relevantes para que a curva real e experimental se aproximassem são a distância entre o provete e o *gripper* e a pré-carga dos parafusos. Para se chegar à curva final foi alterado o valor de pré carga para 8 kN e considerada uma distância do provete ao *gripper* igual a 1,2 mm. Para além disso foram ajustados os valores de K e n para 100 MPa e 0,6, respetivamente, obtendo-se a curva da Figura 4.25.



	Tensão de Cedência	K	n
FEM	1050 MPa	100 MPa	0,6

Figura 4.25: Curva numérica calibrada.

Depois da calibração do modelo numérico fez-se uma verificação da deformação média obtida na área correspondente ao extensómetro ($a * b\ mm^2$). Desta forma, traçou-se a curva experimental com as deformações medidas pelo extensómetro, e comparou-se com a resultante do modelo numérico. No gráfico representado na Figura 4.26 pode fazer-se essa comparação e verifica-se que a deformação medida pelo extensómetro está próxima da obtida no modelo numérico.

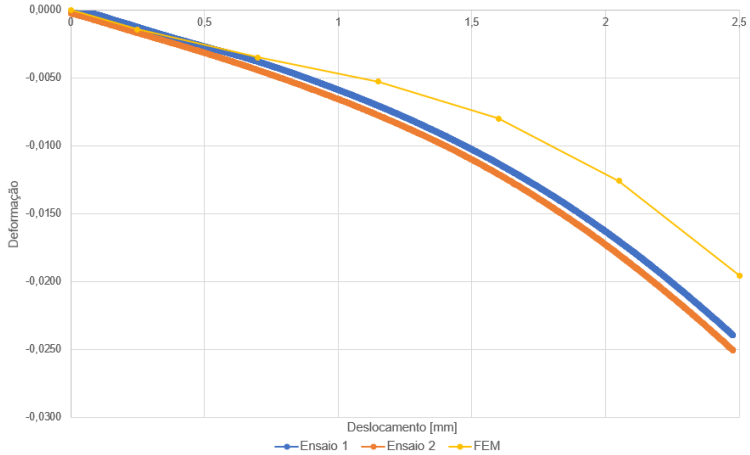


Figura 4.26: Curvas experimentais e numérica da deformação em função do deslocamento.

4.3 Comportamento Elasto-plastico Cíclico

Nos ensaios de tração/compressão cíclicos, através dos valores de tempo, deslocamento, deformação e força retirados do sistema de aquisição e da área de secção do provete calculou-se os

valores da tensão, e traçou-se a curva tensão-extensão. Estes ensaios foram realizados para uma razão de deformação nula. Na Figura 4.27 estão representadas as curvas do material convencional.

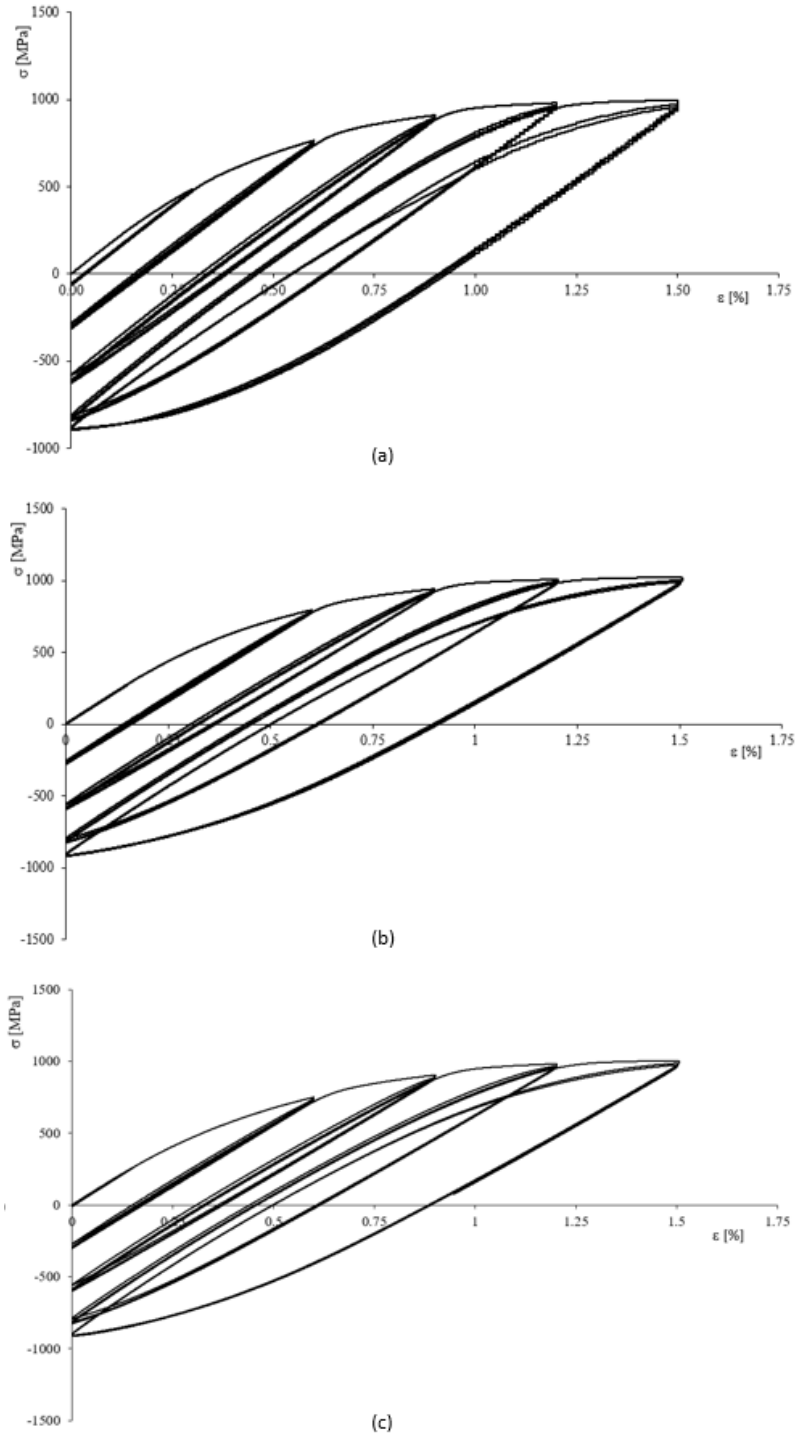


Figura 4.27: Curvas cíclicas tensão/extensão (a) LCF_C1; (b) LCF_C2; (c) LCF_C3.

Dos dois provetes de fabrico aditivo reservados para a realização dos ensaios cíclicos apenas no AM_2 foi possível realizar o ensaio do início ao fim sem ocorrer escorregamento nas amarras,

depois de reduzida a secção do mesmo. No entanto, serão apresentados os resultados de ambos os provetes, contudo para o provete AM_1 apenas serão apresentados os resultados após a redução da secção (já com deformação plástica prévia).

Na Figura 4.28 estão representados os gráfico tensão vs extensão obtidos para os provetes de FA. Pode constatar-se que o provete AM_1 já teria sofrido uma pequena deformação plástica nos ensaios anteriores uma vez que o início da cedência ocorre para um nível de tensão mais elevado. O provete AM_2 já apresenta nos primeiros ciclos uma ligeira histerese consistente com o comportamento plástico.

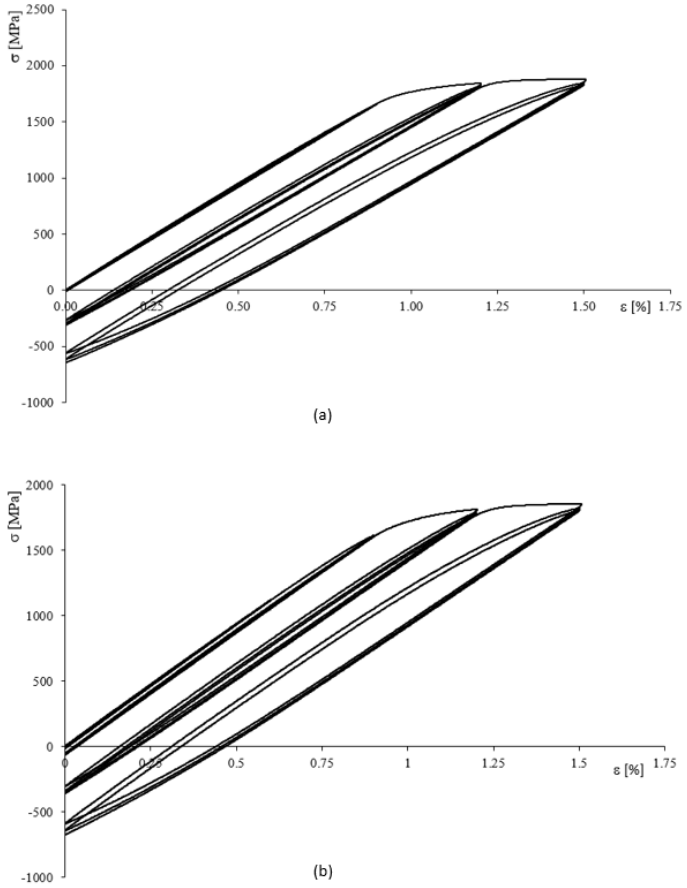


Figura 4.28: Curvas experimentais tensão/extensão do provete (a) LCF_AM_1; (b) LCF_AM_2.

Através dos dados do ensaios cíclicos pode-se retirar a amplitude de deformação em função da amplitude de tensão, para cada patamar. Com estes valores e considerando a relação empírica proposta por Ramberg-Osgood dada pela Equação [128]:

$$\Delta\varepsilon = \frac{\Delta\sigma}{E} + (\frac{\Delta\sigma}{K'})^{\frac{1}{n'}} \tag{4.1}$$

chegou-se à curva cíclica do material. Da equação apresentada $\Delta\sigma$ e $\Delta\varepsilon$ representam, respetivamente, a gama de tensão e deformação, K' é o coeficiente de endurecimento cíclico, n' é o expoente de endurecimento cíclico e E corresponde ao módulo de elasticidade. Desta forma, pode

ver-se na Figura 4.29 as curvas cíclicas dos materiais para os provetes testados, através de uma relação linear entre a amplitude de deformação plástica e a amplitude de tensão. Através da equação da linha de tendências pode retirar-se os valores de K' e de n' que são $10^{3,66}$ MPa e 0,24, respetivamente, para o *maraging* convencional e $10^{3,77}$ MPa e 0,22 para o material de FA envelhecido.

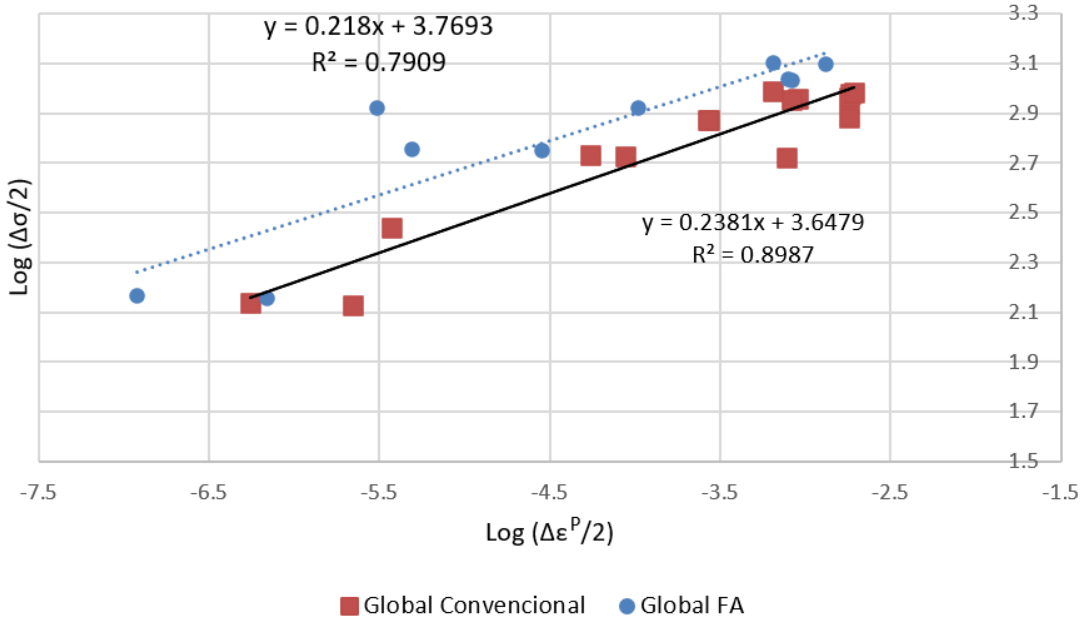


Figura 4.29: Curvas cíclicas do aço *maraging* convencional e aditivo.

Adicionalmente retirou-se o módulo de elasticidade de cada um dos materiais: 179 GPa para o aço *maraging* convencional e 195 GPa para o de fabrico aditivo envelhecido. Considerando a relação de Ramberg e Osgood e tendo como referência os valores do módulo de elasticidade calculados traçou-se a curva tensão - deformação cíclica de cada material (Figura 4.30). Esta curva foi posteriormente utilizada como modelo para o ajuste dos parâmetros de plasticidades necessários para definir o comportamento plástico dos materiais nas simulações realizadas no *software* Abaqus.

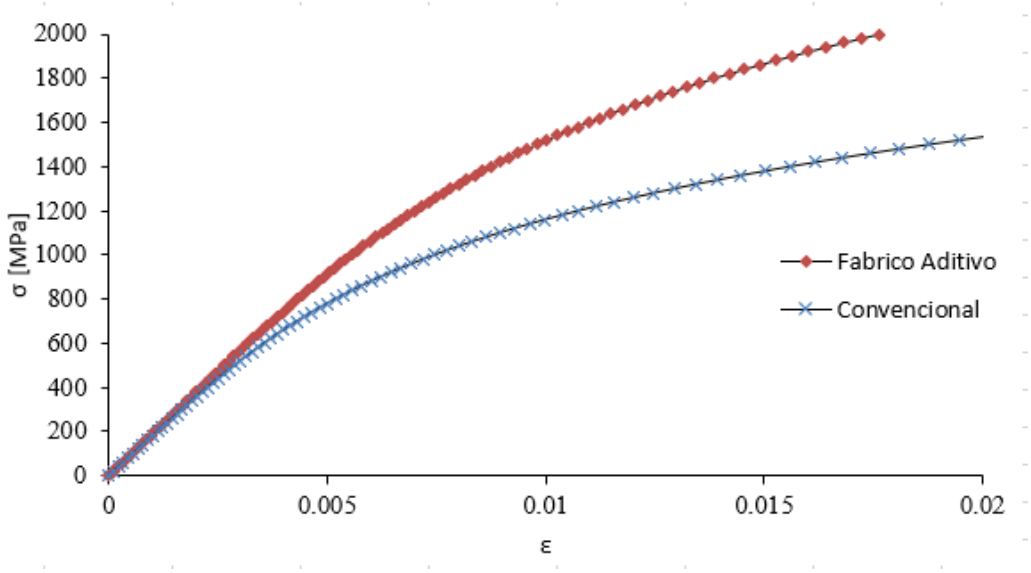


Figura 4.30: Comparação das curvas cíclicas dos aços *maraging*.

4.4 Ensaios de Fadiga

Nesta secção serão apresentados os resultados dos ensaios à fadiga de flexão em 4 pontos. Nas Tabelas 4.1 e 4.2 estão resumidos os parâmetros relevantes dos ensaios, ou seja, a referência do provete, a gama de deslocamento aplicada ($\Delta\delta$), o número de ciclos até à iniciação da fenda (N_i) e o número de ciclos até à rotura (N_f). É de notar que o provete AT13 partiu fora da zona do entalhe devido à existência de uma fenda, o que não corresponde ao que seria de esperar, pelo que não foi considerado na determinação da curva SN.

Tabela 4.1: Resultados dos ensaios à fadiga dos provetes convencionais.

$\Delta\delta$ [mm]	Provete	N_i	N_f	N_i/N_f	ΔF [N]	$\Delta\sigma$ [MPa]
0,36	C1	190717	240996	0,79	389,5	925,2
	C3	58951	90160	0,65	401,4	
	C4	114431	117898	0,97	305,65	
0,45	C5	34679	60685	0,57	372,5	987,2
	C6	41612	71088	0,58	372	
	C7	24275	50283	0,48	425,5	
0,50	C8	13874	31211	0,44	449	1103,6
	C9	20808	39881	0,52	484,5	
	C10	17341	34678	0,5	442,5	
0,27	C11	4545921	5000000	0,9	310	873,8
	C12	5000000	-	-	312,5	

Tabela 4.2: Resultados dos ensaios à fadiga dos provetes de fabrico aditivo tratados.

$\Delta\delta$ **[mm]**	**Provete**	N_i	N_f	N_i/N_f	ΔF **[N]**	$\Delta\sigma$ **[MPa]**
0,36	AT13	616626	-	-	387,5	1121,7
	AT14	2822563	2893649	0,98	413,5	
	AT15	4646474	4646474	1	205,5	
0,45	AT16	80731	98509	0,82	547	1456,7
	AT17	112188	130085	0,86	484,5	
	AT18	145639	185515	0,79	497	
0,50	AT19	83223	104028	0,80	559,5	1565,6
	AT21	38145	104028	0,37	537,5	
	AT22	55484	72821	0,76	564	
0,27	AT23	5000000	-	-	362,5	936,7
	AT24	5000000	-	-	310	

Para se obterem os valores da tensão na raiz entalhe foi necessário recorrer ao modelo de elementos finitos calibrado, uma vez que de forma direta isto não é possível. Depois da calibração do modelo numérico com base nos ensaios de tração/compressão cíclico apenas foi necessário ajustar o módulo de elasticidade os deslocamentos máximo e mínimo, para cada nível de deslocamento testado. Esta afinação adicional dos parâmetros do modelo visou alcançar os valores das forças máxima e mínima experimentais.

As Figuras 4.31 e 4.32 mostram a evolução dos valores da força e do deslocamento ao longo das simulações realizadas para duas gama de deslocamento diferentes. Percebe-se pelos gráficos do deslocamento que se trata das simulações para as gamas de deslocamento iguais a 0,5 e 0,27 mm. No caso da amplitude 0,5 mm verifica-se que existe uma diferença no valor da força máxima dos dois materiais, sendo que é o de fabrico aditivo que que se obtém o maior valor. Este fato pode ser justificado pela ocorrência de deformação plástica no material convencional dado que este apresenta uma tensão de cedência bastante inferior. Por outro lado quando a gama de deslocamento é apenas 0,27 mm esta deformação plástica praticamente não existe, pelo que os valores das forças já são muito mais próximos.

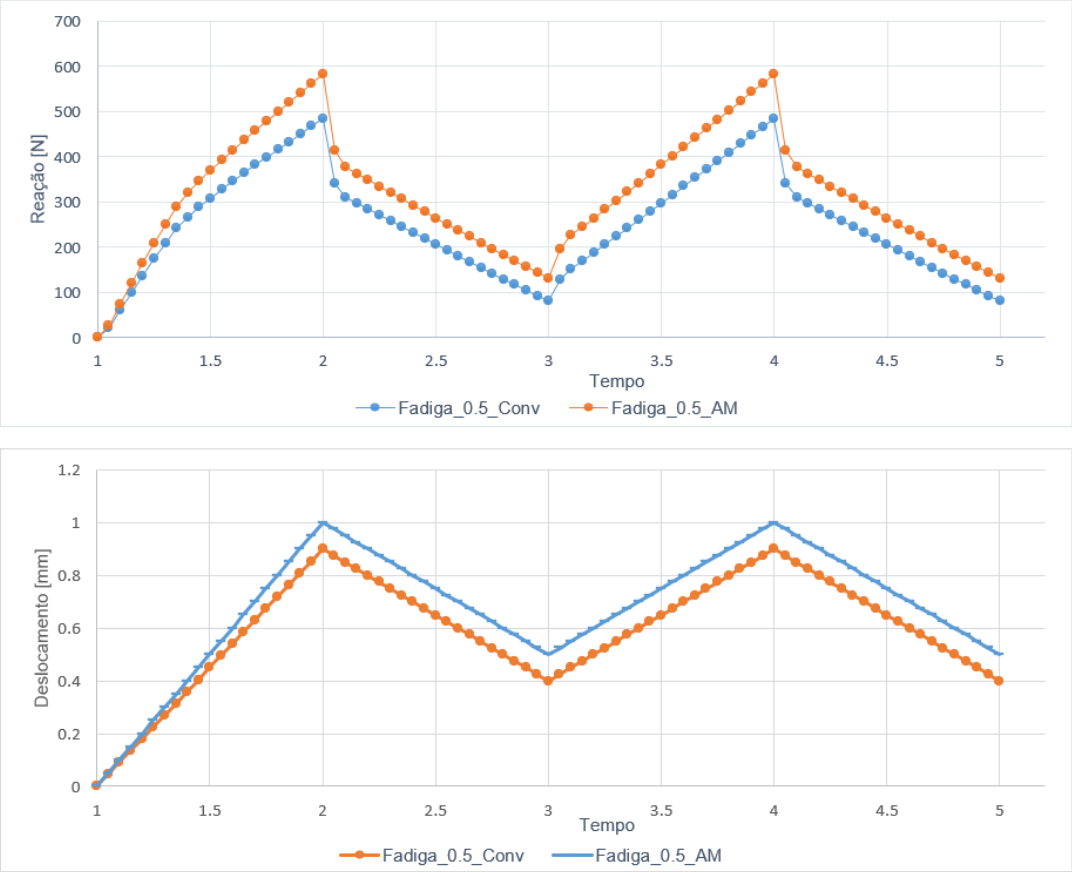


Figura 4.31: Variação da força e do deslocamento ao longo da simulação com gama de deslocamento 0,5 mm.

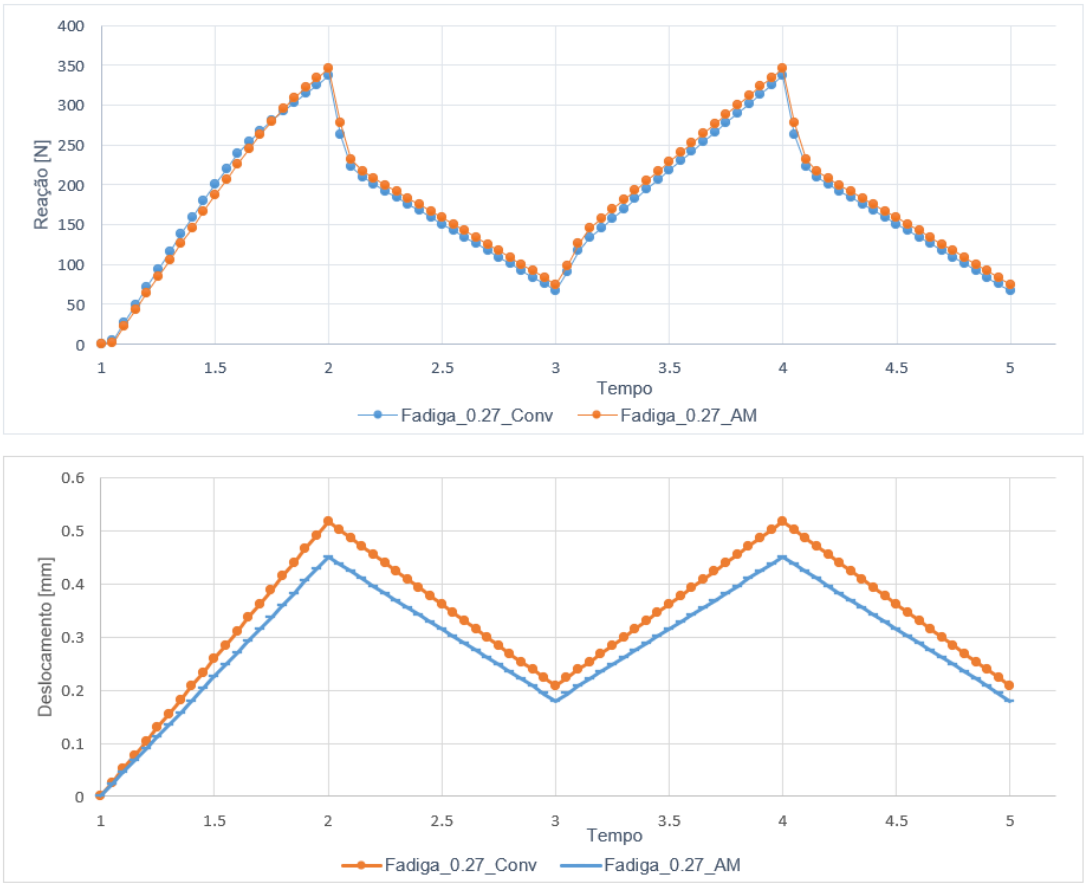


Figura 4.32: Variação da força e do deslocamento ao longo de dois ciclos para a gama de deslocamento de 0,27 mm.

Depois do modelo ajustado foram retirados os valores da tensão no nó crítico representado na Figura 4.33, segundo a direção do eixo dos xx, para cada gama de deslocamento e material ensaiados. Com os valores de tensão retirados do *software* e o número de ciclos até iniciação da fenda macroscópica, Ni, foi traçada a curva SN, de cada material. Estas curvas estão representadas na Figura 4.34.

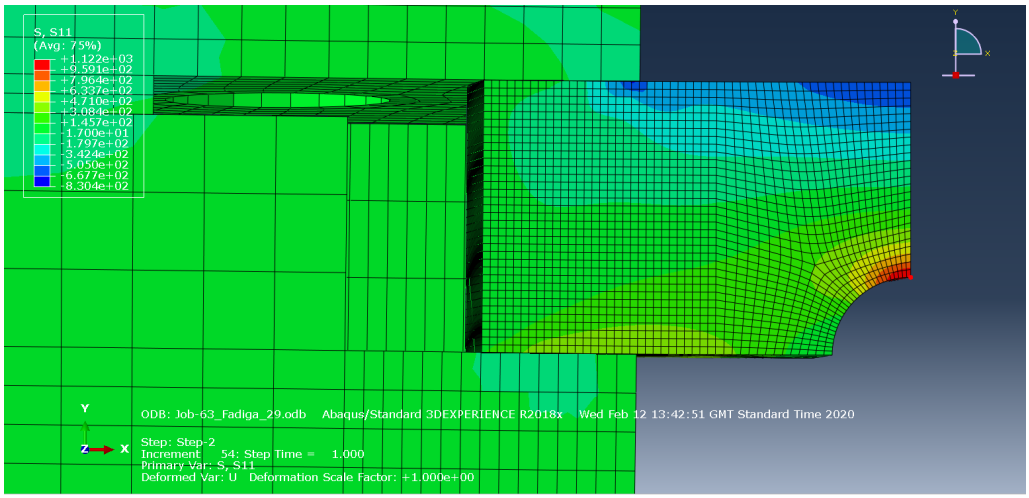


Figura 4.33: Nó utilizado para retirar o valor da tensão eslastoplástica na raiz do entalhe do provete miniatura.

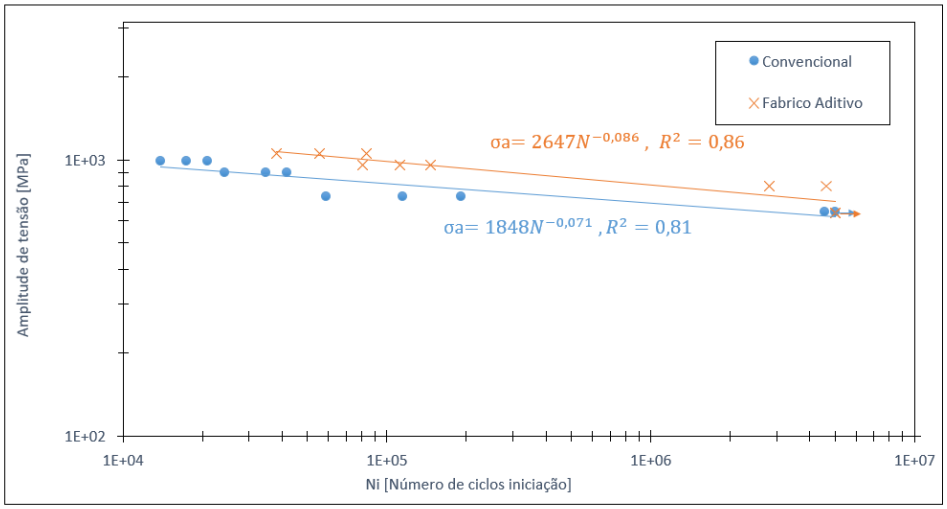


Figura 4.34: Curvas SN obtidas utilizando a tensão elastoplástica numérica no entalhe.

As curvas mostram uma diferença de comportamento entre os materiais. A sua análise mostra que o aço *maraging* de fabrico aditivo envelhecido apresenta maior resistência à fadiga comparativamente com o aço convencional, já que para um determinado número de ciclos (vida) o aço de fabrico aditivo suporta uma maior amplitude de tensões. No entanto, através dos valores de N_f percebe-se que quando se inicia a propagação da fenda neste material esta propaga-se muito mais rapidamente do que no caso do aço convencional. O coeficiente de correlação R^2 de ambas as curvas, 0,81 para o aço convencional e 0,84 para o *maraging* de fabrico aditivo envelhecido são satisfatórios.

Considerando a curva apresentada e a equação:

$$\Delta\sigma^m x N_f = C \tag{4.2}$$

que pode ser simplificada em função do gama de tensão, ficando:

$$\Delta\sigma = C^{1/m} x N_f^{-1/m} \tag{4.3}$$

em que $C^{-1/m}$ e $\frac{-1}{m}$ do segundo termo são iguais a 2647 e -0,086 para o aço de fabrico aditivo e 1848 e -0,071 para o convencional, respetivamente. Por conseguinte, os valores de C e de m são $1.59 * 10^{-40}$ e 11.63 para o aço de FA e $9,77x10^{-47}$ e 14,08 para o convencional, respetivamente.

Assim fazendo a substituição na equação e considerando N_f como $5x10^6$ obtém-se o valor da tensão limite de fadiga destes materiais. Para o aço *maraging* convencional o valor da tensão limite fadiga calculado é 618 MPa e para o de fabrico aditivo envelhecido é 703 MPa.

4.4.1 Análise da Porosidade nos Materiais Testados

Para a realização da caraterização do material foram observadas algumas microsestruturas de provetes de fabrico aditivo após o ensaio. Desta forma foi possível descobrir a existência de defeitos e analisar alguns parâmetros associados ao processo de FA. A superfície analisada encontra-se representada na Figura 4.35. De forma complementar foi realizada algumas análises metalograficas a amostras da interface entre a placa de construção e os provetes construídos em aço *maraging* e após tratamento de envelhecimento. Esta análise encontra-se no anexo B.

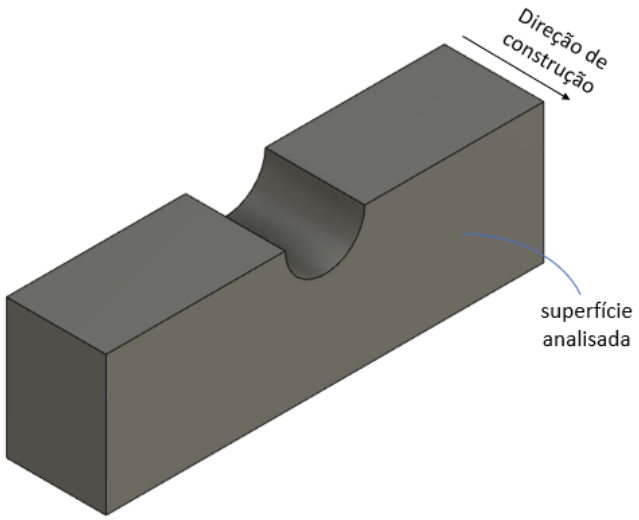


Figura 4.35: Superfície analisada.

Antes da realização do ataque químico às amostras foram retiradas imagens utilizadas para a avaliar a presença de inclusões, porosidade e fendas. A porosidade tem influência no comportamento mecânico dos materiais sendo especialmente relevante o seu estudo para este processo de fabrico. As amostras utilizadas foram retiradas dos provetes AT13, AT16, AT18, AT21, AT22 (ver Tabela 4.2) e foi realizada no plano perpendicular ao de construção em todas as amostras, exceto na do provete AT13. Este último provete partiu fora do entalhe pelo que esta análise também teve

como objetivo justificar este acontecimento. Assim, foi medida a porosidade, a partir das imagens das Figuras 4.36 a 4.39 e resumidos os seus valores nas Tabelas 4.3 a 4.6.

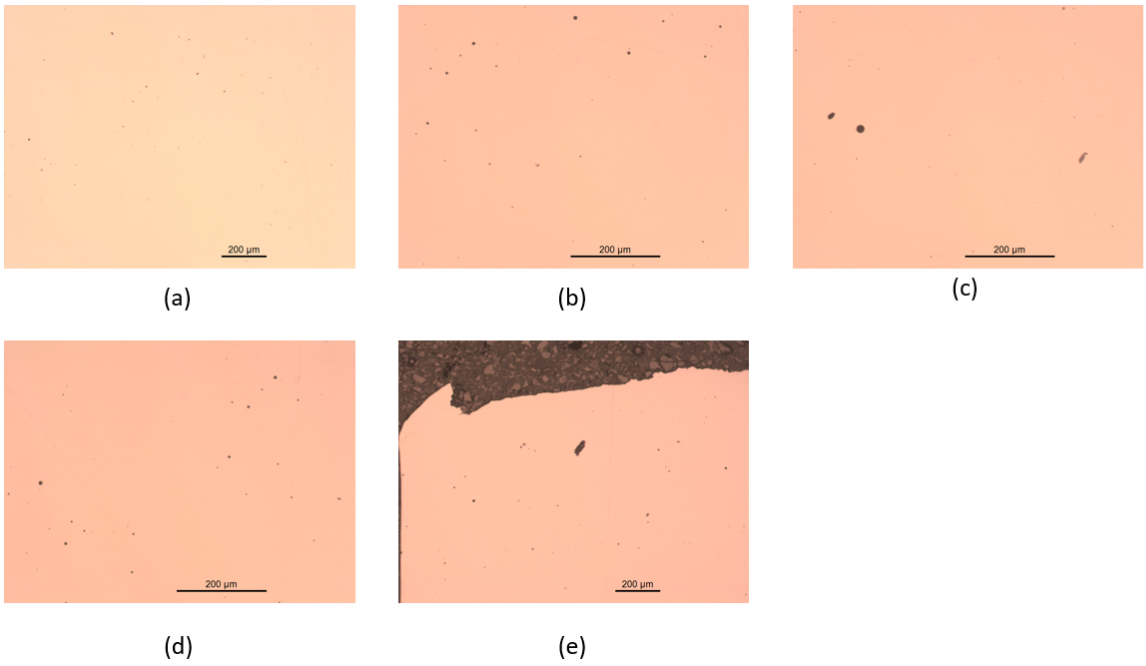


Figura 4.36: Várias observações óticas da amostra AT16, utilizadas para a medição de porosidade: (a) ampliação 75x; (b) ampliação 150x; (c) ampliação 150x; (d) ampliação 150x; (e) ampliação 75x.

Tabela 4.3: Valores de porosidade medidos nas amostra AT16.

Medição	**Porosidade [%]**
(a)	0,08
(b)	0,10
(c)	0,16
(d)	0,10
(e)	0,24
Média	0,14
Desvio Padrão	0,058

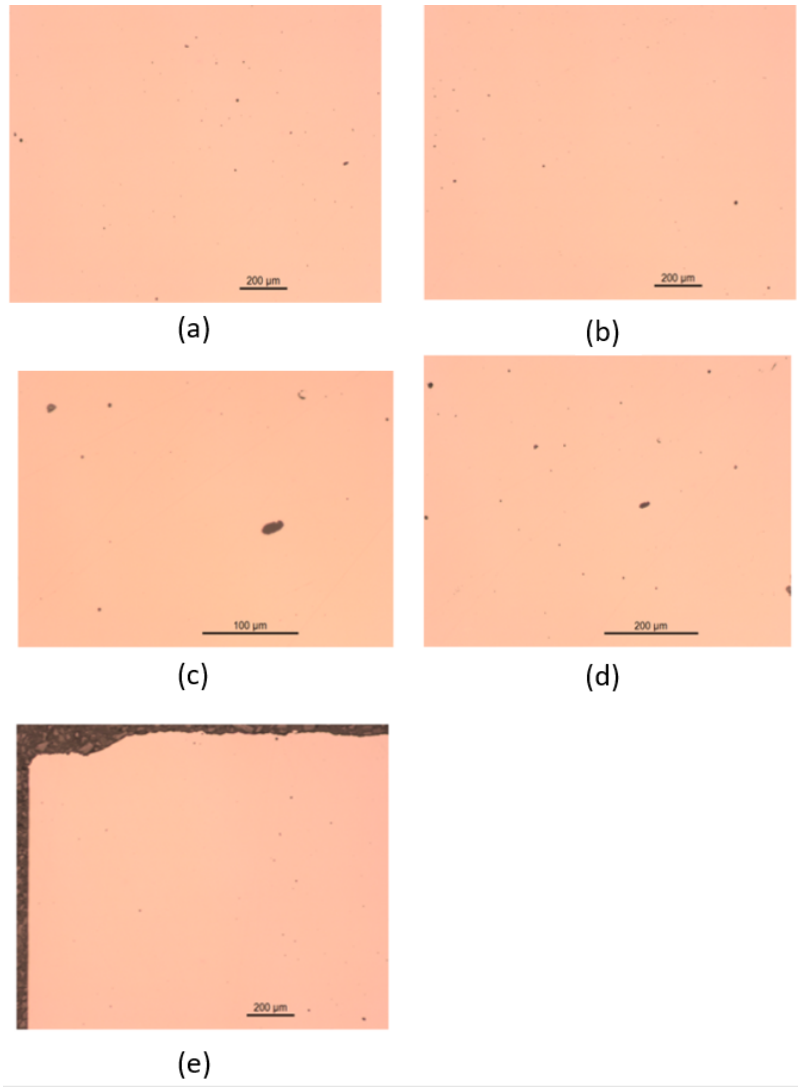


Figura 4.37: Várias observações óticas da amostra AT18, utilizadas para a medição de porosidade: (a) ampliação 75x; (b) ampliação 75x; (c) ampliação 150x; (d) ampliação 300x; (e) ampliação 75x.

Tabela 4.4: Valores de porosidade medidos nas amostra AT18.

Medição	**Porosidade [%]**
(a)	0,06
(b)	0,30
(c)	0,21
(d)	0,06
(e)	0,09
Média	0,14
Desvio Padrão	0,097

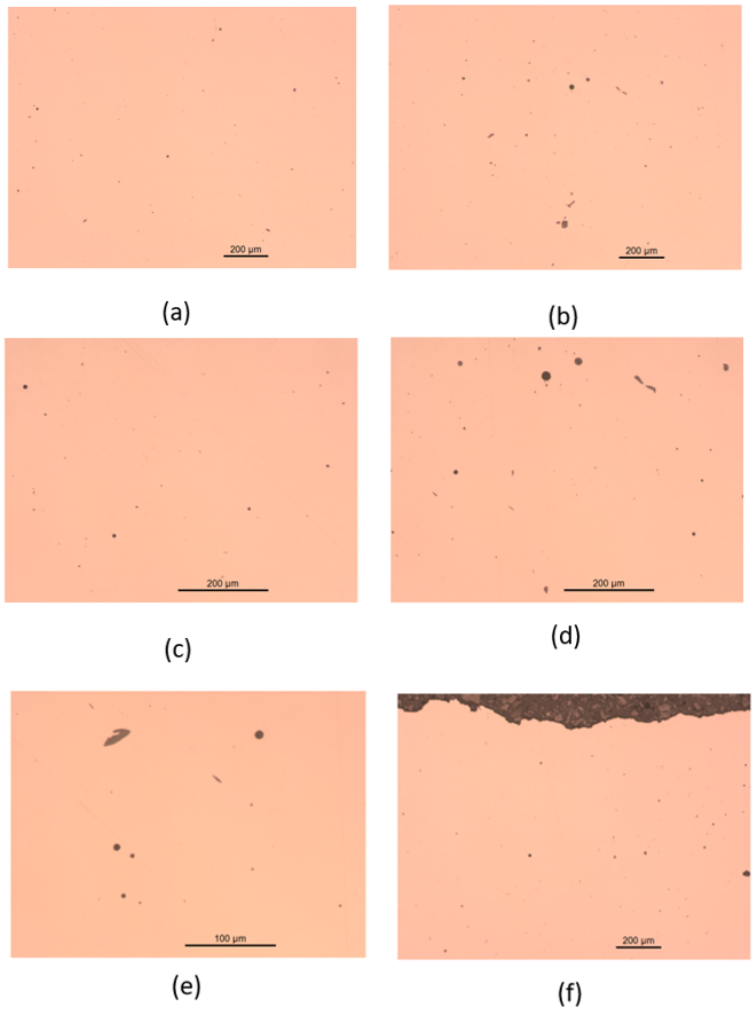


Figura 4.38: Várias observações óticas da amostra AT21, utilizadas para a medição de porosidade: (a) ampliação 75x; (b) ampliação 75x; (c) ampliação 150x; (d) ampliação 150x; (e) ampliação 300x.

Tabela 4.5: Valores de porosidade medidos nas amostra AT21.

Medição	**Porosidade [%]**
(a)	0,11
(b)	0,24
(c)	0,11
(d)	0,14
(e)	0,47
(f)	0,40
Média	0,25
Desvio Padrão	0,142

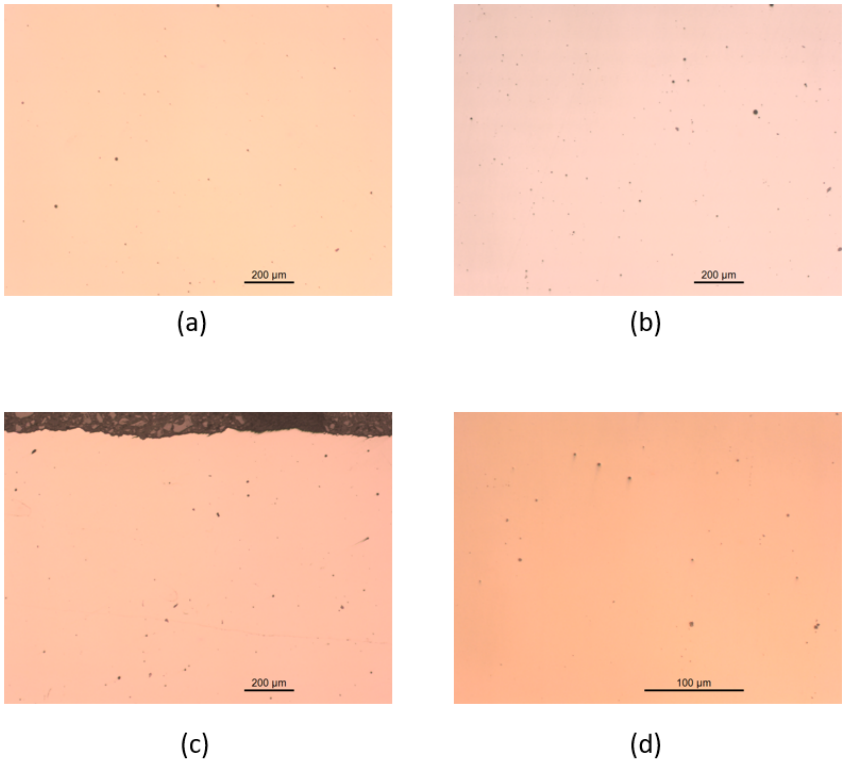


Figura 4.39: Várias observações óticas da amostra AT22, utilizadas para a medição de porosidade: (a) ampliação 75x; (b) ampliação 75x; (c) ampliação 75x; (d) ampliação 300x.

Tabela 4.6: Valores de porosidade medidos nas amostra AT22.

Medição	**Porosidade [%]**
(a)	0,15
(b)	0,19
(c)	0,21
(d)	0,07
Média	0,16
Desvio Padrão	0,051

Nas figuras apresentadas podem observar-se poros de origens diferentes. Os poros de forma esférica existem em todas as imagens e têm como causa o aprisionamento de gases durante a fusão do pó. Por outro lado, os poros de forma irregular são originados por problemas associados aos parâmetros do processo e levam à falta de fusão. A média de valores de porosidade medidos nestas imagens é 0,17% o que corresponde a um valore de densidade média relativamente elevado (99,83%). Praticamente todos os valores de porosidade medidos em cada amostra estão abaixo dos valores de referência do fabricante (99,8%) [125]. Para além da porosidade não foram encontrados outros defeitos.

Posteriormente foi analisada a superfície amostra AT13. Nesta amostra foi ainda retirada uma fotografia na lupa para ver a superfície de fratura antes de ser lixada e polida (Figura 4.40 (a)). Nesta fotografia pode ver-se a existência de uma fenda na superfície que poderá ter sido a razão da fratura fora da zona do entalhe. Para além disso, foram também encontradas inclusões na amostra, como se pode ver na Figura 4.40 (b). Tal como nas amostras anteriores, a existem alguns poros tanto por aprisionamento de gases como por falta de fusão, sendo por isso necessário medir a porosidade. Para isso foram utilizadas a imagens presentes na Figura 4.41. Os resultados desta medição estão na Tabela 4.7.

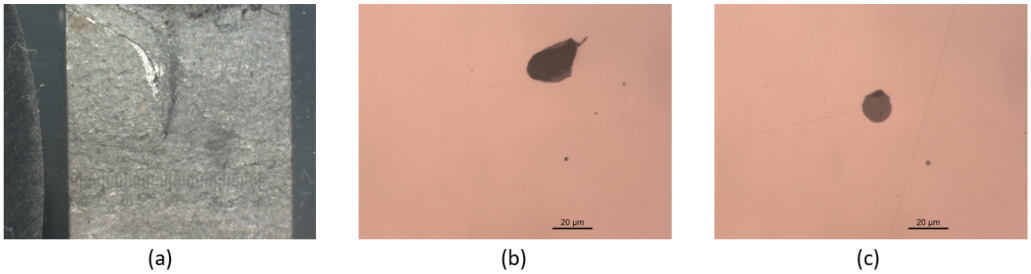


Figura 4.40: Superfície de fratura da amostra AT13: (a) imagem da superfície de fratura vista na lupa; (b) e (c) inclusão existente na amostra AT13 (ampliação 750x).

Tabela 4.7: Valores de porosidade medidos nas amostra AT13.

Medição	**Porosidade [%]**
(a)	0,14
(b)	0,12
(c)	0,13
Média	0,13
Desvio Padrão	0,008

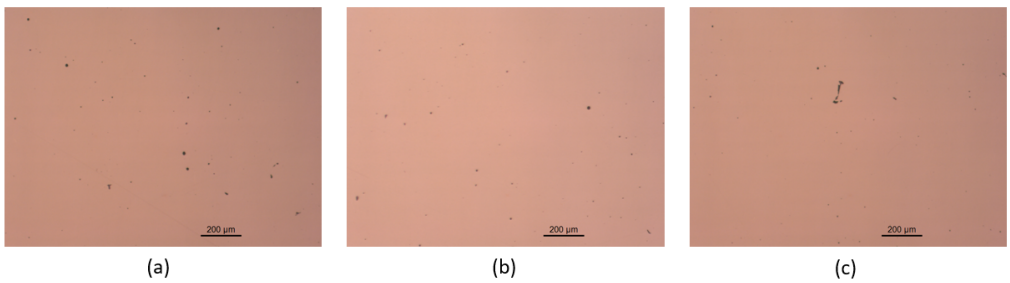


Figura 4.41: Imagens óticas da amostra AT13 utilizadas para a medição de porosidade (ampliação 75x).

Como se pode ver pelos valores de porosidade, mais uma vez a densidade é bastante elevada, 99,87%, correspondendo ao indicado pelo fabricante.

4.4.2 Análise da Microestrutura

Depois de realizado um ataque químico às amostras, foram feitas mais observações. O ataque químico permite a visualização de defeitos, estrutura de grão e de alguns parâmetros do processo. Nas amostras AT16 a AT22 é analisado o plano perpendicular ao de construção. Na Figura 4.42 pode ver-se o percurso realizado pelo feixe laser o que permite identificar qual o ângulo entre cada passagem, que aparenta ser 120º. Na zona mais exterior das amostras apresentadas na Figura 4.43, pode ver-se que apenas existem alguns poros não sendo visíveis mais defeitos. É de notar que os provetes foram maquinados e desta forma a zona superficial da amostra não corresponde às últimas camadas da produção.

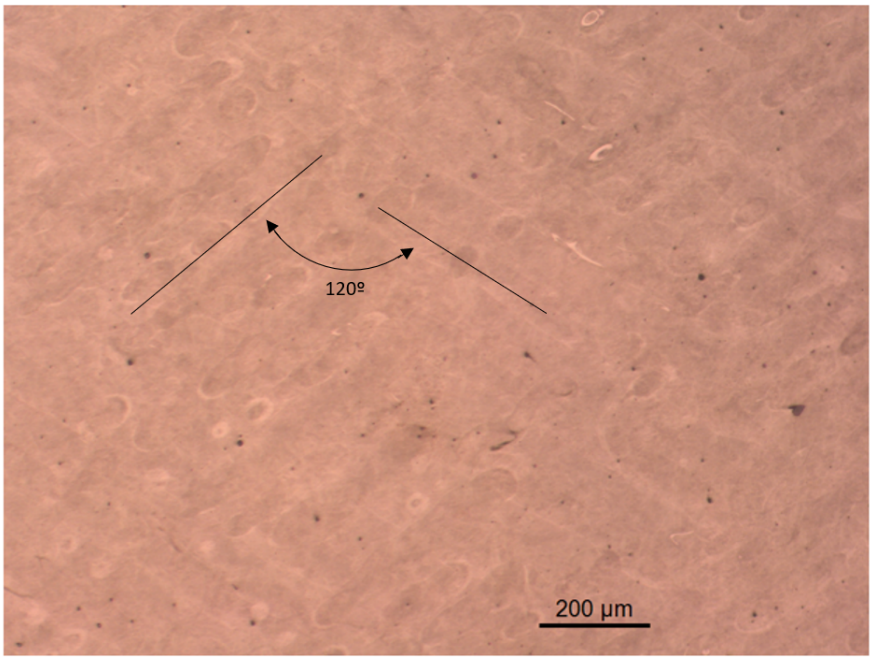


Figura 4.42: Imagens óticas que mostra a passagem do laser (ampliação 75x).

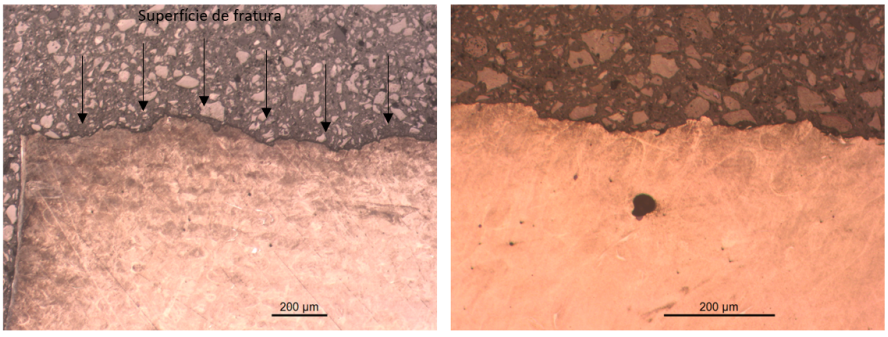


Figura 4.43: Imagens óticas que mostram: (a) superfície de fratura da amostra AT21 (ampliação 75x), e (b) existência de poros na amostra AT16 (ampliação 150x).

Na amostra AT13 pode ver-se o plano perpendicular ao anterior e, consequentemente, pode ver-se a geometria dos banhos de fusão e a espessura das camadas. Na Figura 4.44 pode ver-se a geometria dos banhos de fusão originados pela fusão do pó na passagem do feixe laser. A geometria de meia elipse caraterística deste processo é visível na Figura 4.44 (a). Pela sua análise, pode ver-se que esta apresenta maior profundidade do que a espessura de apenas uma camada, o que prova a fusão de mais do que uma camada por cada passagem do laser. No entanto, a sua geometria apresenta uma forma arredondada o que indica que a potência do laser não seria demasiado elevada. Para além disso, observa-se que existe uma uniformidade dos banhos de fusão não existindo uma diferença significativa na periferia (Figura 4.44 (c)). É ainda de realçar a existência de defeitos, nomeadamente, de inclusões e poros visíveis nas imagens (a) e (b) da Figura 4.44.

Comparando os resultados obtidos nas restantes amostra com a AT13 percebe-se que nesta última foram encontrados mais defeitos, nomeadamente uma fenda e algumas inclusões. Uma possível justificação prende-se com a disposição das provetes no tabuleiro de construção, uma vez que a amostra AT13 se encontrava num dos cantos do tabuleiro.

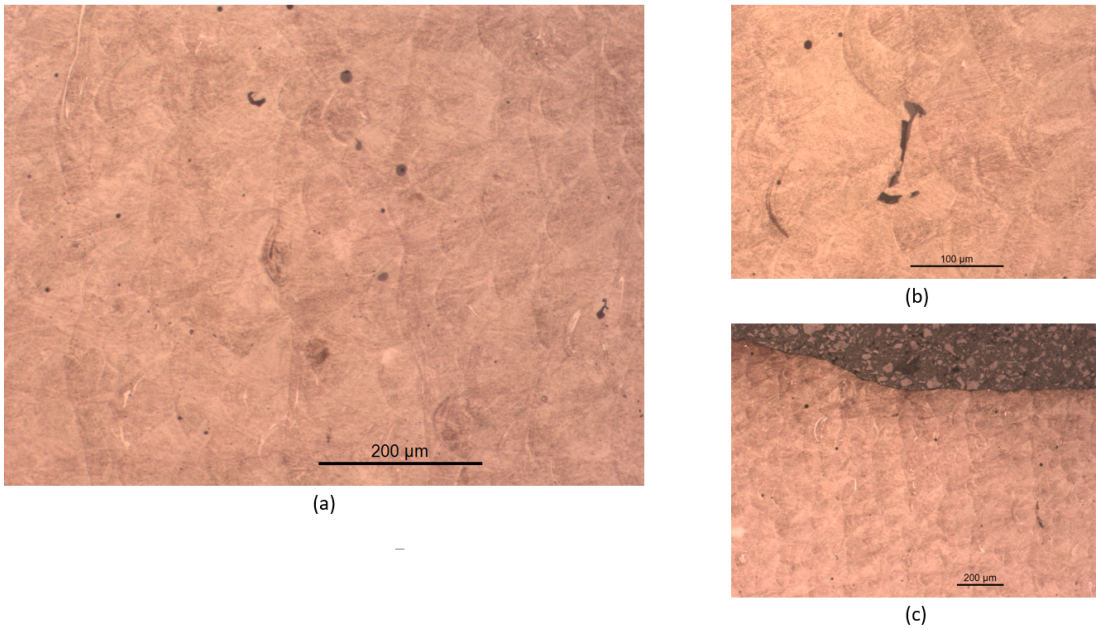


Figura 4.44: Imagens óticas da amostra AT13 depois do ataque eletroquímico, com ampliação: (a) 150x; (b) 300x; (c) 75x.

Para finalizar a caraterização foi ainda medida a dureza de todas as amostras. Cada amostra foi medida pelo menos 3 vezes. Os valores médios destas medições estão na Tabela 4.8. Os resultados mostras que o aço *maraging* envelhecido é um material de elevada dureza, apresentando uma média de valores igual 560 HV.

Tabela 4.8: Dureza das amostras.

Amostra	**Dureza HV**
AT16	564
	553
	590
	570
	550
	554
	578
	Média: 566
AT18	569
	554
	552
	557
	Média: 558
AT21	545
	557
	563
	552
	Média: 554
AT22	561
	567
	564
	Média: 564
AT13	567
	552
	551
	557
	Média: 557
	Média: 560

Capítulo 5

Experiência na Empresa

A tecnologia de fabrico aditivo de metais ainda é bastante recente e existem poucas empresas que têm a possibilidade de a utilizar. O contato direto com a tecnologia e a perceção dos desafios que existem, por exemplo na geometria das peças a produzir, ou na importância da realização de pós processamento, foram alguns dos objetivos da realização desta dissertação envolvendo um ambiente empresarial. Desta forma, a possibilidade de interferir em todas as etapas do processo, desde modelação CAD, mais especificamente, na otimização da geometria de peças para facilitar a sua produção, até ao acompanhamento direto da própria produção, o que implica a sua preparação, como limpeza colocação e ajuste do *recoater* e da placa de construção, ou remoção de pós e da peça final, são mais valias que permitem ganhar alguma sensibilidade na análise desta tecnologia, potenciando a dimensão do trabalho de caraterização realizado.

5.1 Máquinas Utilizadas na Empresa

A máquina utilizada utilizada na empresa foi uma Renishaw 400 com tecnologia de L-PBF. A fusão dos pós ocorre devido à incidência de um feixe laser com potência e diâmetro de feixe máximos de 400 W 70 μm, respetivamente. Na câmara de construção, cujas dimensões são 250 x 250 x 300 mm^3, há um fluxo de gás inerte, árgon, durante todo o processo de construção. Uma vez que esta máquina não permite a realização automática da filtragem do pó é necessário realizar este processo manualmente, ou seja, fazer a filtragem numa crivadora exterior à máquina de fabrico aditivo. Para além do processo de fabrico aditivo propriamente dito é necessário realizar processos de pós-processamento. Para isso, a empresa possui uma serra de fita usada essencialmente para a remoção das peças da placa, uma granalhadora e uma fresadora CNC ambas utilizadas para processos de acabamento, entre outras coisas.

Os dois materiais processados pela empresa são o aço *maraging* 18Ni300 e a liga de alumínio AlSi10Mg.

5.2 Trabalho Experimental

A passagem pela empresa tinha como objetivo, para além da experiência, a possibilidade de realizar alguns testes a amostras retiradas de peças produzidas pela máquina AM 400. Desta forma, foram analisadas algumas peças que não seriam utilizadas, e retiradas algumas amostras para se analisar a porosidade, microestrutura e durezas.

É de notar as peças 1 e 2 da apresentadas na Figura 5.2 empenaram durante a produção.

5.2.1 Caraterização das Amostras

O material utilizado na produção das peças de onde foram retiradas as amostras foi o mesmo que foi utilizado na produção dos provetes do estudo, ou seja, aço *maraging*.

Produção e Corte das Amostras

Para a produção das peças foi criado um programa através dos *softwares QuantAM* e *Material Editor*, nos quais são definidos os parâmetros de construção. Nestes *softwares* é definida, por exemplo, a posição de construção de cada peça, a quantidade e o tipo de suportes a utilizar e a estratégia de varrimento. Antes da produção das peças propriamente dita é importante conhecer os diferentes tipos de regiões existentes em cada camada, bem como as três regiões nas quais estas se podem dividir (Figura 5.1).

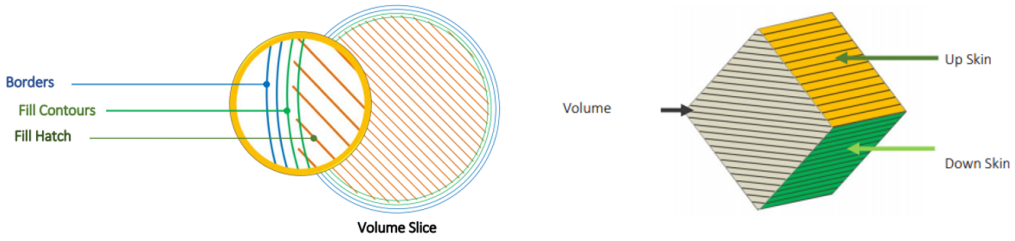


Figura 5.1: (a) regiões principais de cada camada; (b) diferentes zonas de uma camada [126].

As peças 1, 2, 3 e 5, apresentadas na Figura 5.2, foram produzidas com a estratégia de varrimento conforme o pré-definido pelo *software* Material Editor (Figura 5.3), não havendo distinção entre o meio da peça e a periferia.

Por outro lado, para a peça 6 foi alterada a estratégia de varrimento e o definiu-se a passagem pelas bordas para primeira tarefa do laser.

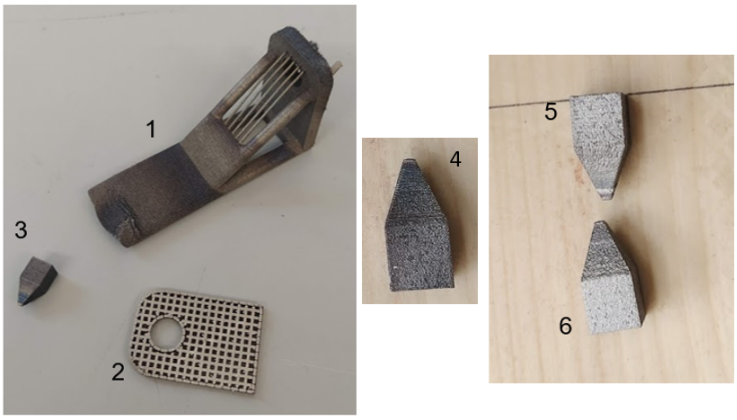


Figura 5.2: Peças de onde se cortaram as amostras para análise de porosidade, microestrutura e dureza.

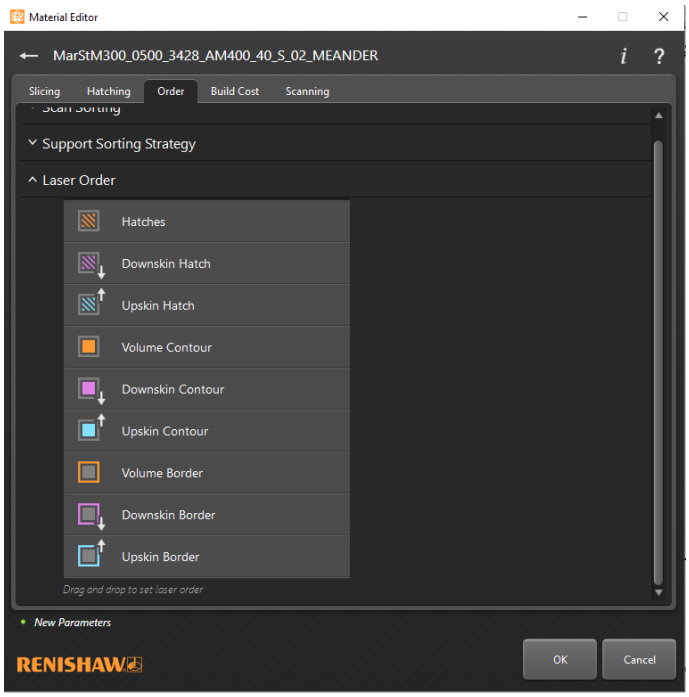


Figura 5.3: Ordem definida pelo *software* Material Editor para a passagem do laser.

Para além disto, é ainda possível definir, para a peça, uma *shell* e um *core* permitindo definir que o laser apenas passe na zona do *core* em camadas alternadas de forma a acelerar o processo de produção. Isto foi utilizado na produção da peça 4. Assim, apesar destas diferenças na passagem do laser a estratégia de varrimento utilizada foi a mesma: *stripe* (Figura 5.4) com uma rotação de 67º entre camadas. Os restantes parâmetros de construção encontram-se resumidos na Tabela 5.1.

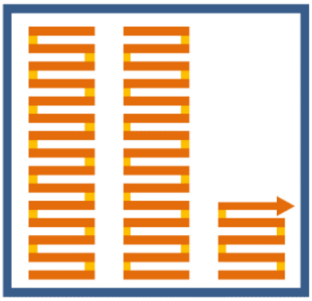


Figura 5.4: Estratégias de varrimento utilizadas: *stripe* [126].

Tabela 5.1: Resumos dos parâmetros de construção das peças.

Potência do laser [W]	**Estratégia de varrimento**	**Espessura de camada [μm]**	**Temperatura de pré-aquecimento [ºC]**	**Atmosfera de construção**	**Material**
400	*Stripe*	40	170	Árgon	Aço *maraging*

Na decisão de onde realizar o corte das amostras foi tido em conta a posição de cada peça durante a construção, de forma a ter amostras do plano perpendicular à direção de construção e do plano de construção. Assim, da peça 1 foram cortadas duas amostras na zona inferior da peça (Figura 5.5 (a)), duas da zona superior (Figura 5.5 (b)) e uma da zona mais intermédia. No caso da peça 2 foram retiradas 3 amostras (Figura 5.5 (c)), uma do plano onde apenas estão suportes, que corresponde à face representada na Figura 5.2, outra da face oposta e uma terceira com plano perpendicular à direção de construção. Na peça 3 foram retiradas 2 amostras uma de cada plano anteriormente referido (Figura 5.5 (d)).

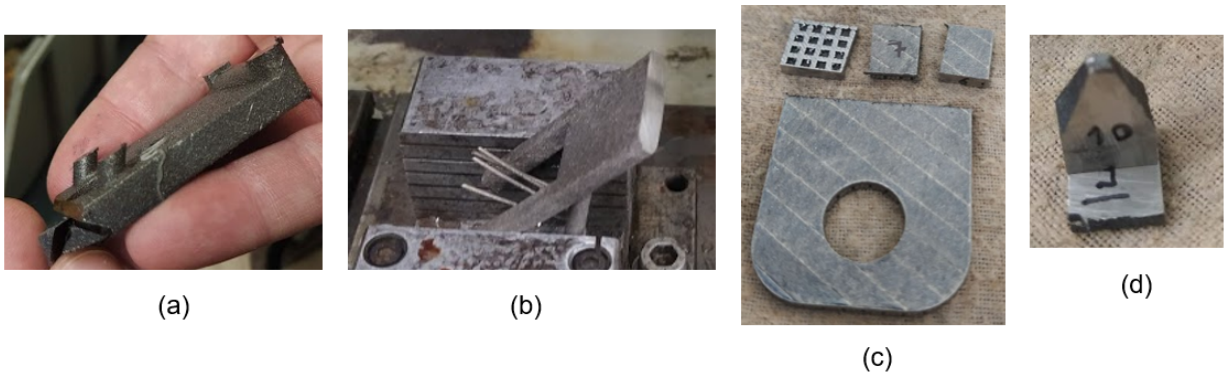


Figura 5.5: Amostras retiradas da: (a) zona inferior da peça 1; (b) zona inferior da peça 1; (c) peça 2; (d) peça 3.

Estas amostras foram cortadas numa máquina de corte metalográfica TR 60 Remet (Figura 5.6) disponibilizada pelo departamento de Engenharia Mecânica.

Figura 5.6: Máquina de corte utilizada para cortar as amostras P1-P10.

As restantes amostras foram cortadas segundo os mesmos planos já utilizados para as amostras P9 e P10. No entanto, o corte destas amostras foi realizado numa serrote existente na Hypermetal (Figura 5.7). Deste corte obtiveram-se as amostras P11 e P12 retiradas da peça 4, as P13 e P14 retiradas da peça 5 e as amostras P15 e P16 obtidas da peça 6.

(a) (b)

Figura 5.7: (a) Máquina de corte utilizada para cortar as amostras P11-P16; (b) corte das amostras

As amostras foram posteriormente todas levadas para o INEGI e aí foram tratadas e montadas em resina termoendurecível com vista à extração de imagens, a partir de um microscópio ótico, para a análise da porosidade, microestrutura e medição dureza.

5.3 Análise dos Resultados

5.3.1 Porosidade

Nas peças produzidas por fabrico aditivo é importante considerar a existência de defeitos, nomeadamente a existência de poros, que comprometem o comportamento mecânico. Como já foi referido, existem vários fatores que podem ser responsáveis por este defeito sendo necessário muito cuidado ao selecionar os parâmetros do processo. Nas imagens que se seguem são apresentadas as amostras e as imagens retiradas no microscópio, utilizadas para a medição da porosidade. A seleção das áreas consideradas foi feita de forma a tentar encontrar uma área representativa de toda a amostra. No entanto, em algumas amostras houve a necessidade de fazer uma divisão por áreas devido à discrepância de valores encontrados ser bastante grande.

Nas amostras P1 e P2 pode ver-se que a porosidade é bastante reduzida. No entanto, é possível ver alguns poros, sendo que a sua maioria apresentam uma forma redonda o que indica que a sua origem está relacionada com o aprisionamento de gases durante o processo.

No caso da amostra P3 encontrou-se uma distribuição irregular dos poros. Na Figura 5.9 está destacada com um circulo azul a zona correspondente às imagens que, como se pode perceber é a zona com maior porosidade. Na restante amostra verificou-se a menor porosidade, mas ainda assim é considerada elevada. Pode ver-se pela geometria irregular dos poros que a causa destes não foi o aprisionamento de gases mas sim a falta de fusão ou a seleção incorreta dos parâmetros de construção.

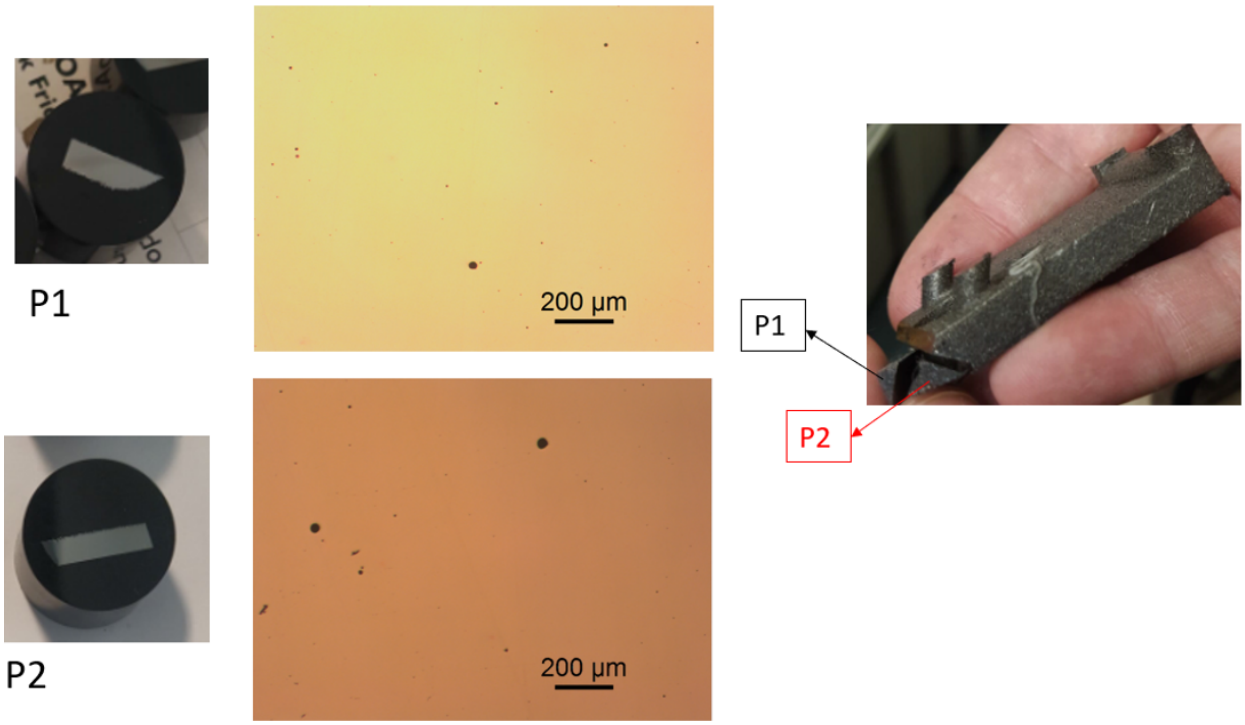


Figura 5.8: Amostras P1 e P2 e respetivas imagens retiradas do microscópio, ótico com ampliação 75x.

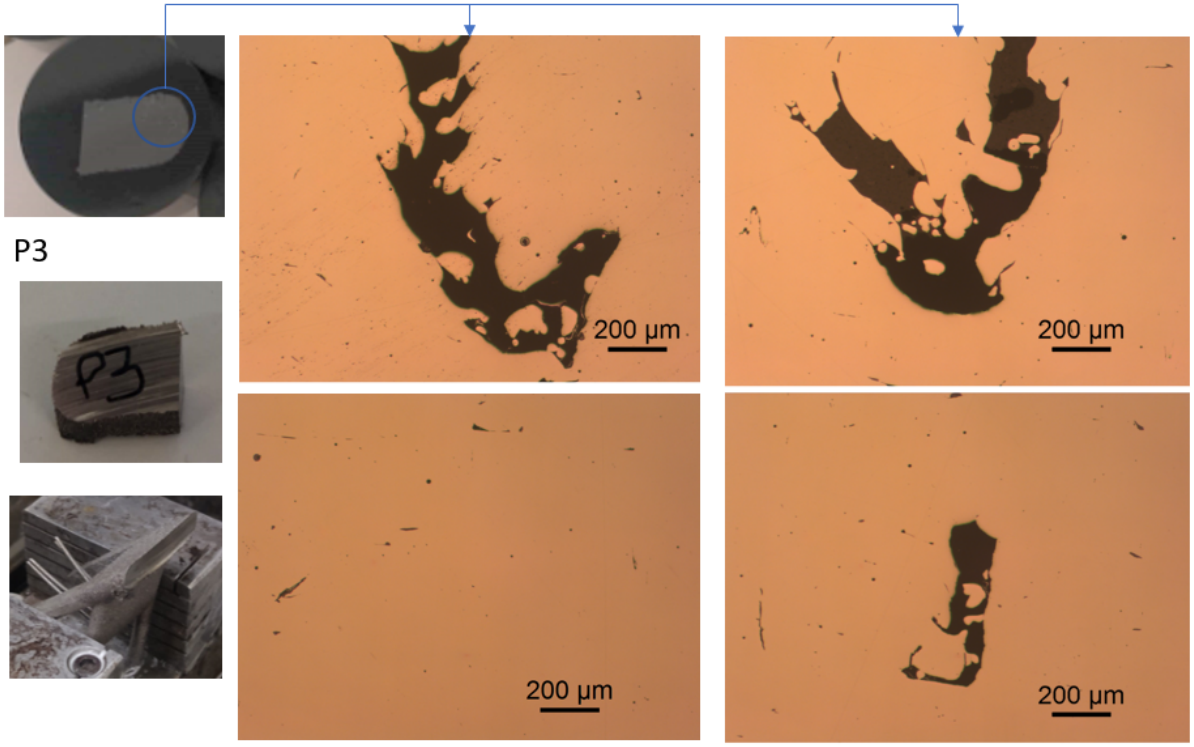


Figura 5.9: Amostra P3 e respetivas imagens dos poros encontrados na amostra, com ampliação 75x.

Também na amostra P4 os valores de porosidade medidos eram dependentes da zona da amostra que se estava a considerar. Mais uma vez a geometria dos poros indica que terá ocorrido falta de fusão ou incorreta seleção dos parâmetros de construção. Por outro lado tem-se a amostra P5 que já apresenta uma menor porosidade, embora continuem a existir alguns poros com forma irregular (Figura 5.10).

Pela imagem da amostra P7 pode perceber-se que existe bastante porosidade distribuída pela superfície da amostra. Pode ver-se pela imagem onde se encontra a amostra que existe marca dos suportes e que efetivamente as zonas porosas estão distribuídas nestas zonas (Figura 5.10). Por outro lado, na amostra P6 que corresponde à face cortada perpendicularmente ao plano de construção pode distinguir-se a área dos suportes e a da peça (Figura 5.10). No caso dos suportes pode ver-se alguma porosidade associada a problemas durante o processo de construção mas também, embora em menor quantidade, poros associados a aprisionamento de gases. No entanto, na peça verifica-se pouca porosidade sendo que os pequenos poros existentes apresentam uma forma esférica. No caso da amostra P8 que representa exclusivamente os suportes da peça, existem alguns poros e na sua maioria apresentam forma arredondada (Figura 5.11).

Nas amostras P9 e P10 pode ver-se uma superfície praticamente sem poros no centro na amostra, contudo junto do bordo existe um pouco mais de porosidade. É também de notar a rugosidade existente na superfície da peça possível de ver pela imagem do canto inferior direito da Figura 5.12.

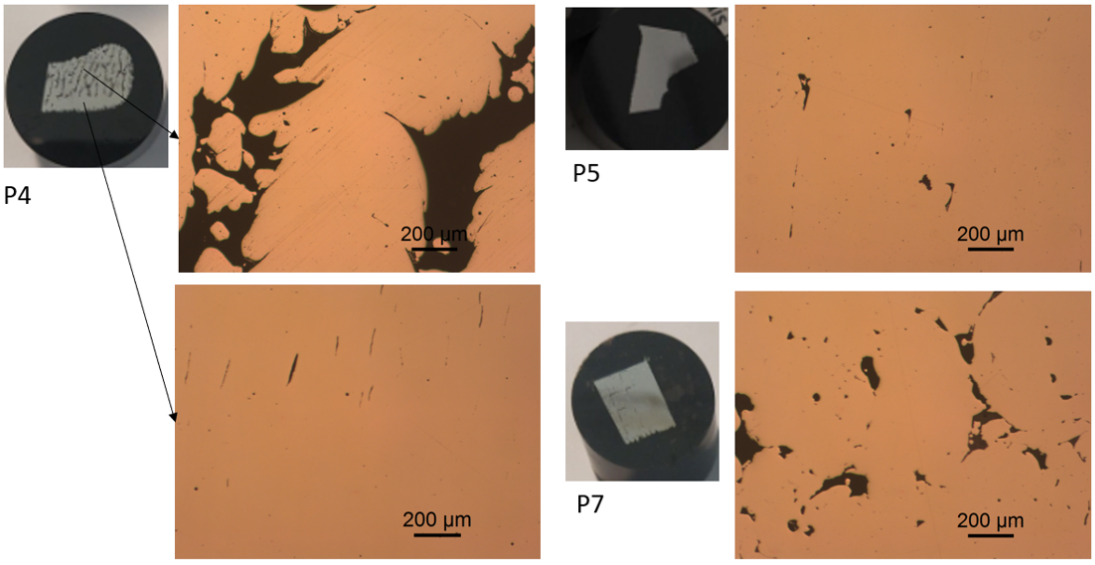


Figura 5.10: Imagens das amostras P4, P5 e P7, com ampliação 75x.

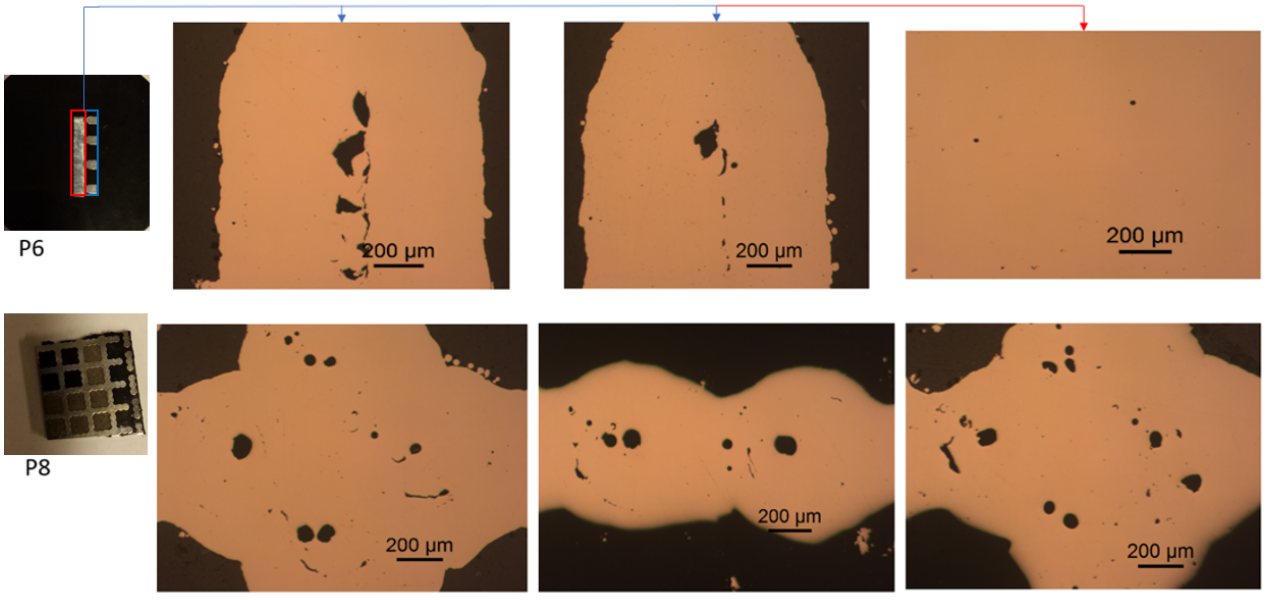


Figura 5.11: Imagens das amostras P6 e P8, com ampliação 75x.

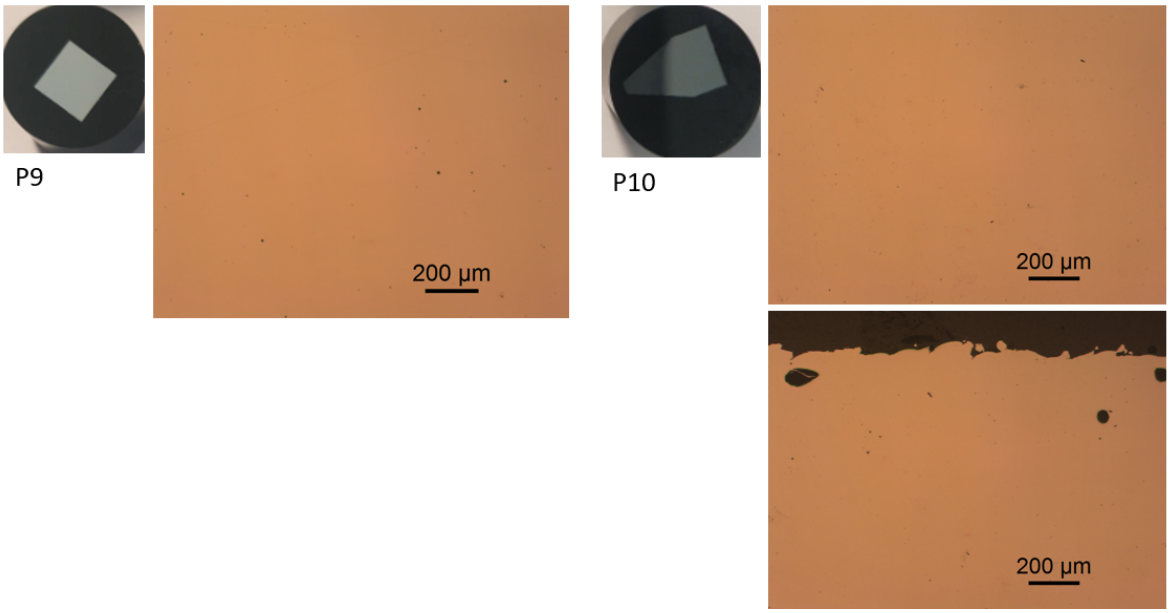


Figura 5.12: Imagens das amostras P9 e P10, com ampliação 75x.

Nas imagens das amostras P11 a P16 pode observar-se praticamente 100 % de densidade não existindo uma diferença significativa de valores de porosidade entre elas, apesar das diferenças na estratégia de varrimento do laser.

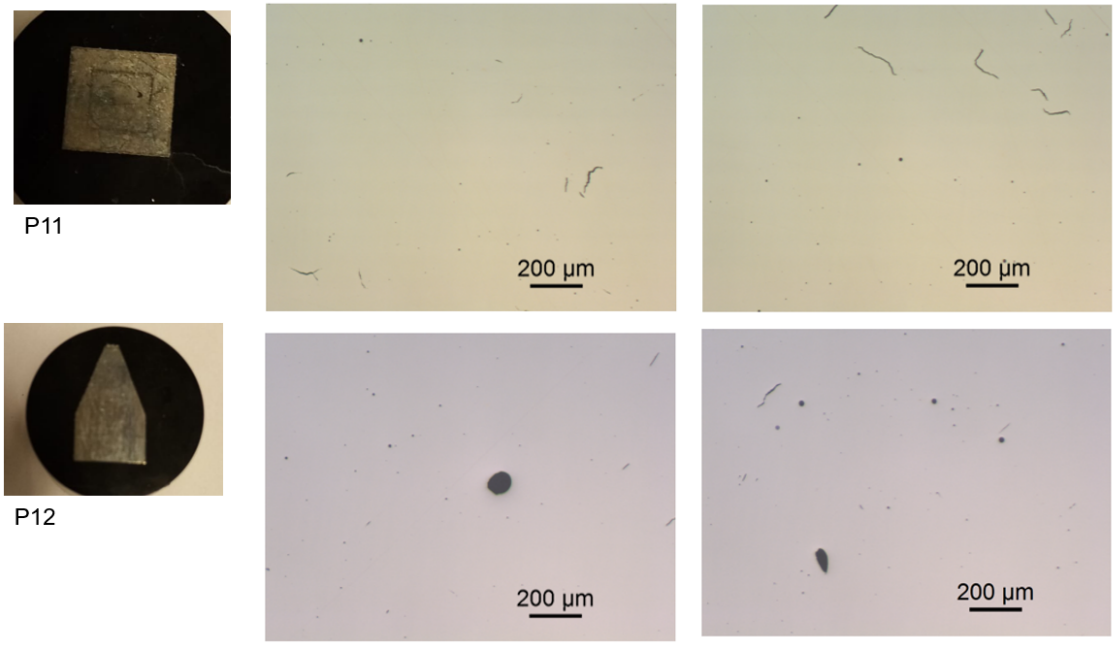


Figura 5.13: Amostras P11 e P12 e respetivas imagens, com ampliação 75x.

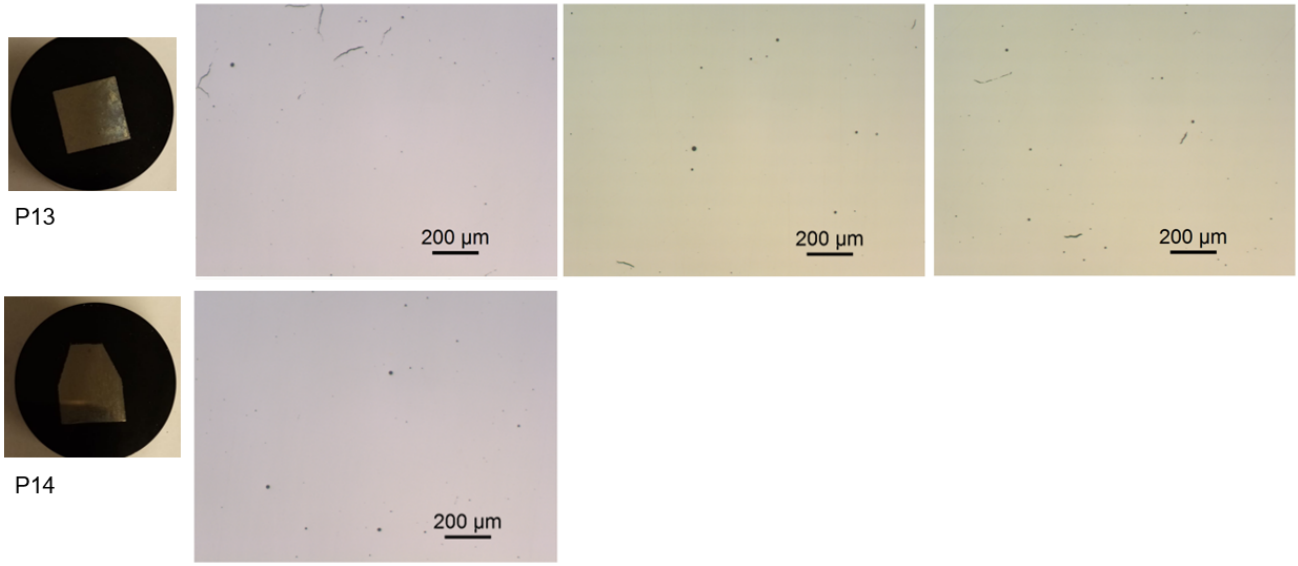


Figura 5.14: Amostras P13 e P14 e respetivas imagens, com ampliação 75x.

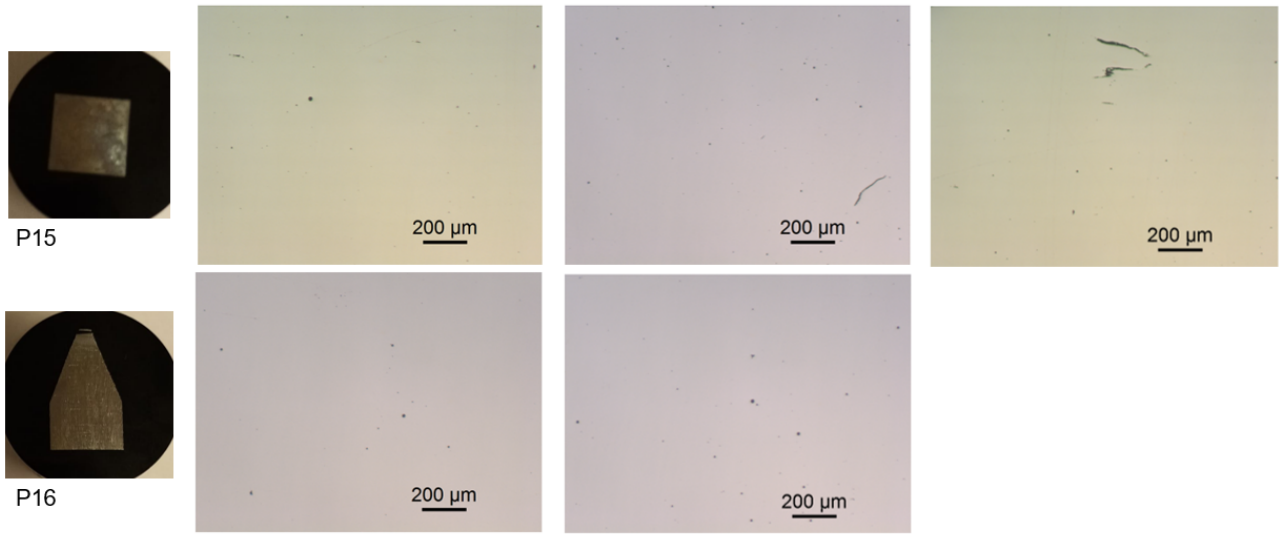


Figura 5.15: Amostras P15 e P16 e respetivas imagens, com ampliação 75x.

Através das imagens anteriores e com o auxílio do *ImageJ* foi possível calcular os valores de porosidade. Em algumas das imagens foi necessária a realização das várias medições utilizando-se o valor médio destas. Na Tabela 5.2 estão apresentados os valores obtidos para a porosidade de cada amostra. É de notar que nas amostras em que foi feita a divisão por áreas são apresentados dois valores de porosidade, sendo que cada um representa uma área. Comparando os valores obtidos com os indicados pelo fabricante ($\approx$ 99,8 % de densidade [125]) pode ver-se que existem algumas amostras bastante longe deste valor ideal de densidade. Por outro, lado algumas das amostras apresentam valores de porosidade bastante baixo, correspondendo ao valor indicado pelo fabricante.

Tabela 5.2: Porosidade das amostras P1 a P15.

Amostra	**Porosidade [%]**
P1	0,123
P2	0,171
P3	14,060 1,720
P4	25,120 0,320
P5	0,532
P6	2,670 0,110
P7	5,084
P8	3,060
P9	0,085
P10	0,472
P11	0,249
P12	0,340
P13	0,179
P14	0,086
P15	0,196
P16	0,076
Média	2,876
Desvio Padrão	6,146

5.3.2 Microestrutura

Depois da análise de porosidade foi feito um ataque eletroquímico com ácido oxálico à superfícies das amostras o que permite a visualização da microestrutura. Através das imagens das superfícies transversais, ou seja, perpendiculares à direção de construção, pode ver-se a forma do banho de fusão bem como as camadas e a sua espessura. Por outro lado, pelas superfícies longitudinais (paralelas à direção de construção) pode ver-se o percurso realizado pelo laser. Como as camadas têm espessuras muito pequenas é impossível conseguir fazer um corte exatamente de forma analisar-se apenas uma camada. Assim nas imagens apresentadas são sempre visíveis várias camadas, o que permite perceber qual o percurso do laser em várias camadas, ou seja, qual a estratégia de varrimento utilizada.

Na Figura 5.16 podem ver-se a imagens retiradas no microscópico ótico, após ataque químico, da amostra P1. Através desta figura identificam-se as diversas camadas constituintes desta amostra, bem como as geometrias dos banhos de fusão, praticamente com a forma de uma meia elipse, sendo que a zona mais profunda do banho de fusão deve ter largura igual ao raio do feixe laser.

Pode ver-se também que este banho de fusão apresenta uma profundidade superior à espessura de apenas uma camada, uma vez que para ocorrer o efeito de adesão entre camadas é necessário fundir mais do que a camada superior. Para além disto, é possível observar-se a existência de bastante rugosidade numa das faces da amostra, bem como alguns poros sejam eles de falta de fusão, como o poro destacado na imagem de cima do lado direito, seja por aprisionamento de gases como se pode ver na figura anteriormente referida nas duas imagens de baixo.

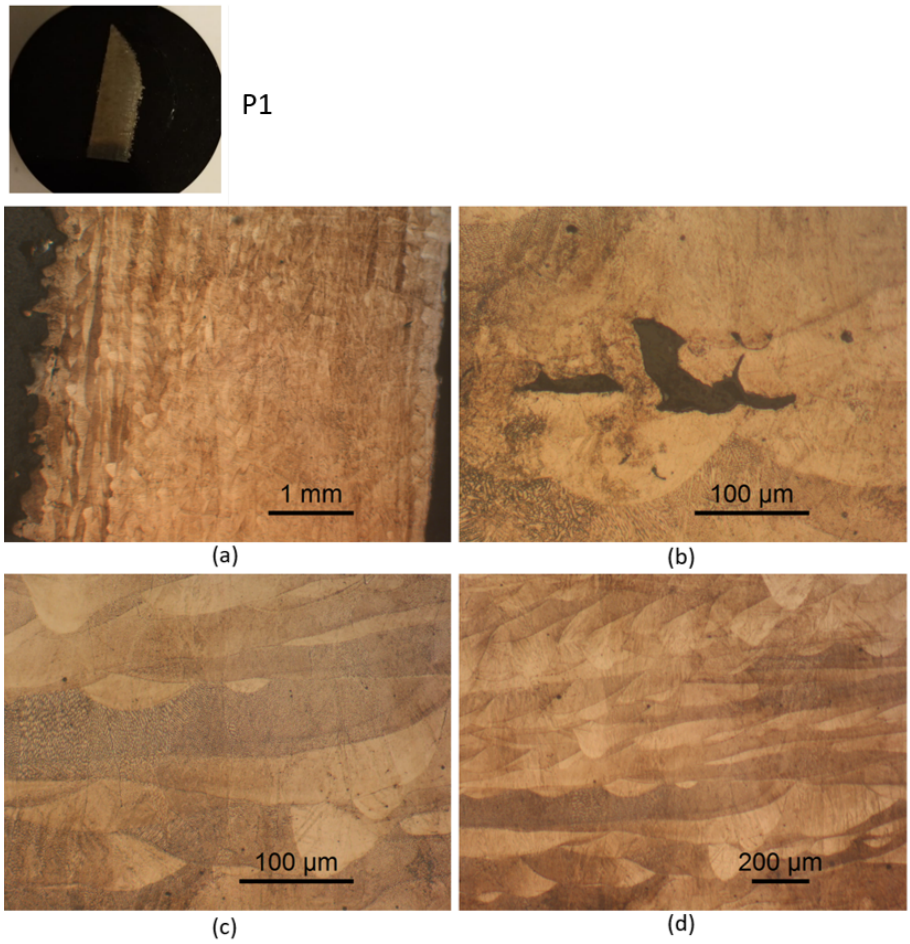


Figura 5.16: Imagem ótica da amostra P1, com ampliação: (a) 23x; (b) 300x; (c) 150x; (d) 150x.

Também no caso da amostra P2 (Figura 5.17) existem grãos sinterizados fora da fronteira. No entanto, sendo estas imagens correspondentes a um plano longitudinal é possível ver o percurso realizado pelo laser nas diversas camadas que pelas imagens parece ter uma rotação de 120º entre camadas. Nestas imagens também se vêm poros tanto por aprisionamento de gases como por falta de fusão.

Nas Figuras 5.18 e 5.19 correspondentes às amostras P3 e P4, o destaque vai para a existência de poros de grandes dimensões cuja origem está relacionada com problemas na própria construção da peça já que estas amostras foram retiradas próximas da zona onde ocorreu o empeno da peça.

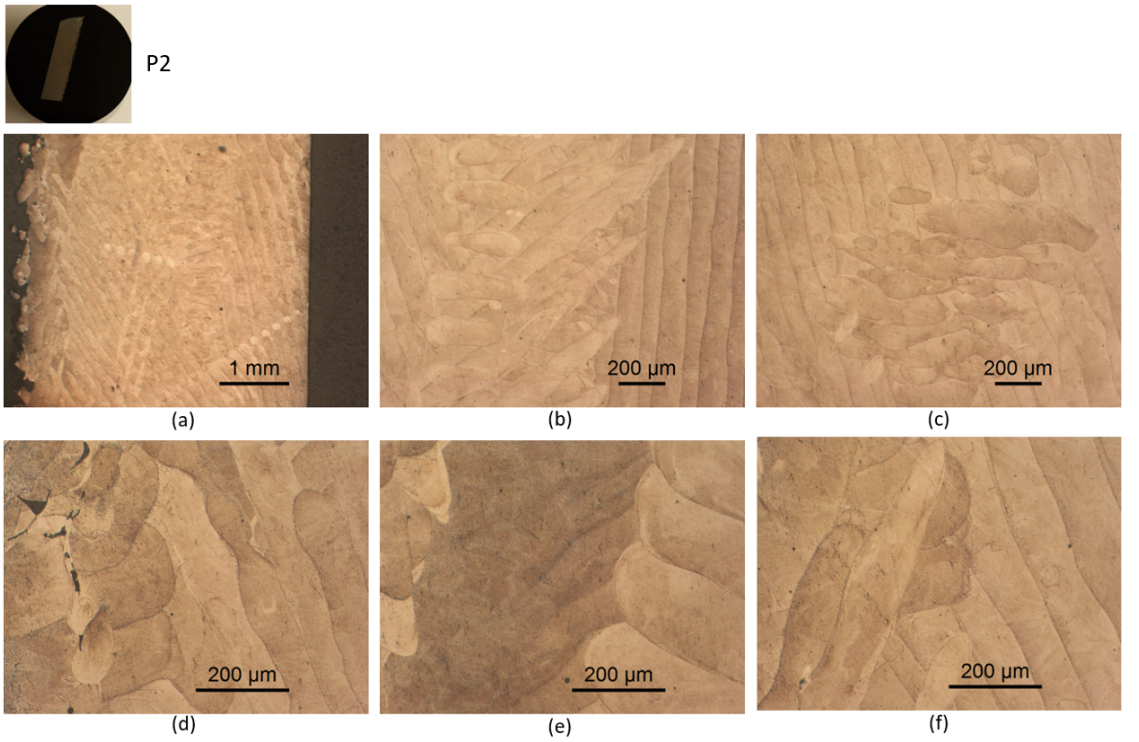


Figura 5.17: Imagem ótica da amostra P2, com ampliação: (a) 23x; (b) 75x; (c) 75x; (d) 150x; (e) 150x; (f) 75x.

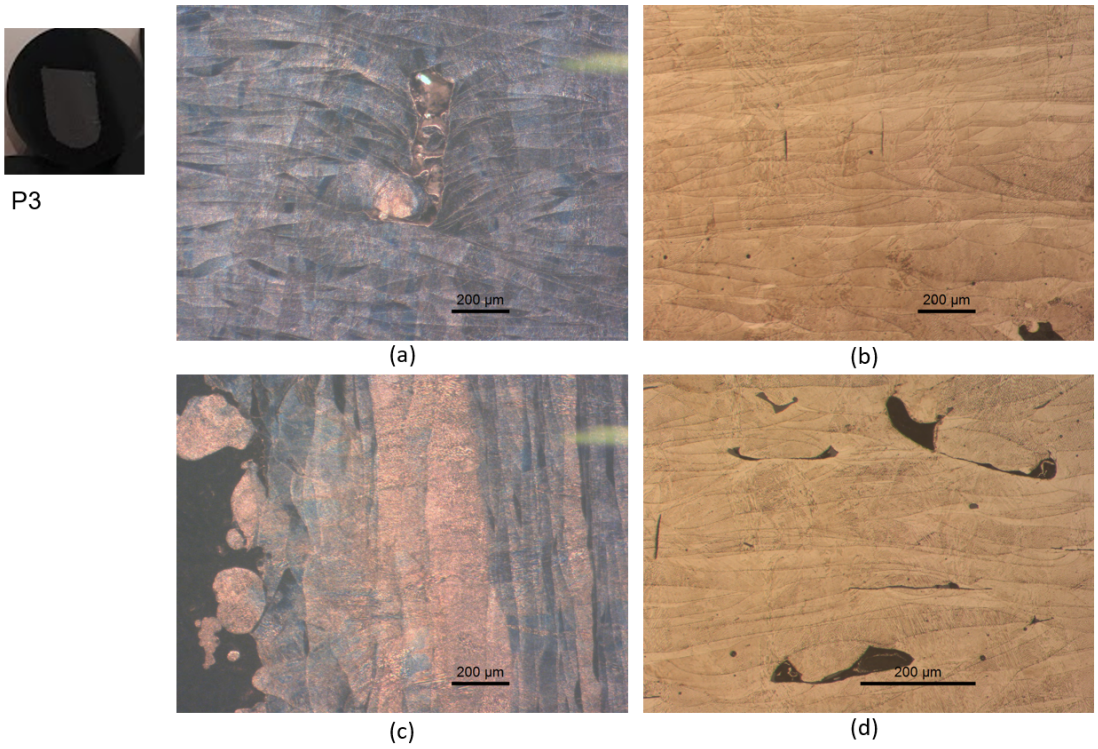


Figura 5.18: Imagem ótica da amostra P3, com ampliação: (a) 75x; (b) 75x; (c) 75x; (d) 150x.

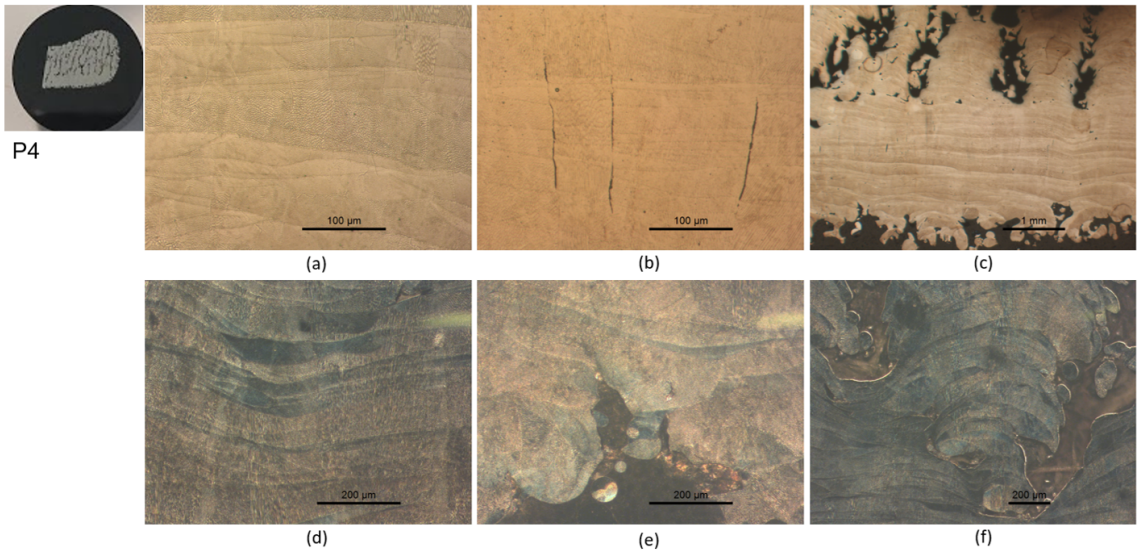


Figura 5.19: Imagem ótica da amostra P4, com ampliação: (a) 300x; (b) 300x; (c) 23x; (d) 150x; (e) 150x; (f) 75x.

A figura referente à amostra P6 (Figura 5.20) mostra a existência de poros, de rugosidade superficial e permite visualizar a geometria do banho de fusão. É também de notar a existência de uma camada mais escura, na borda da amostra justificada pela menor condutividade térmica destas zonas. Por outro lado, na Figura 5.21 pode ver-se que, provavelmente pela fina espessura da peça que se encontra antes dos suportes é possível ver as camadas de em que se deu a transição entre os suportes e a peça. Note-se que na imagem superior do meio, é mesmo possível identificar a zona que corresponde unicamente à peça (retângulo no centro da imagem) e a zona onde os suportes se juntam à peça.

A amostra P8 apresenta imagens elucidativas do percurso de laser e é possível notar bastante porosidade.

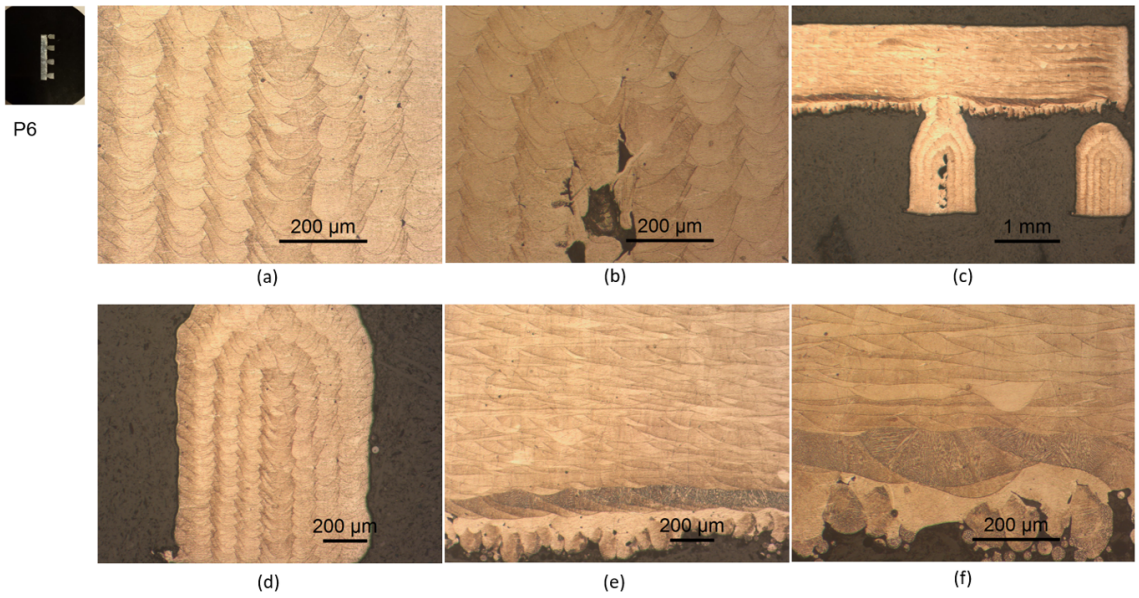


Figura 5.20: Imagem ótica da amostra P6, com ampliação: (a) 150x; (b) 150x; (c) 23x; (d) 75x; (e) 75x; (f) 150x.

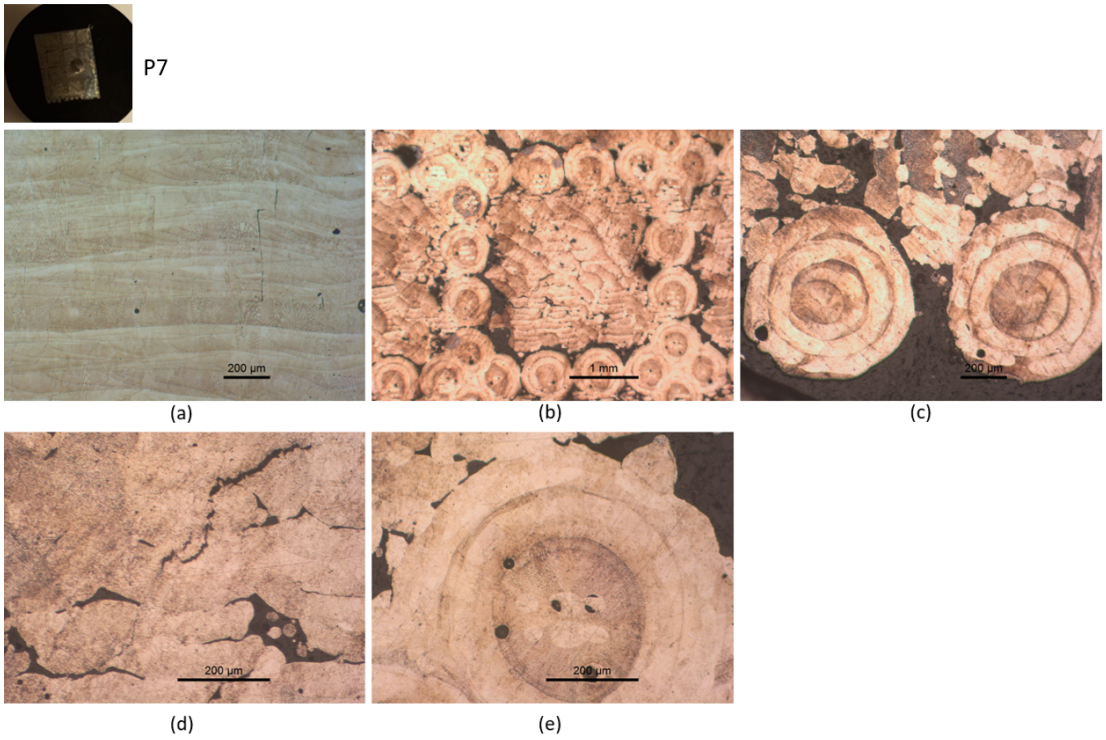


Figura 5.21: Imagem ótica da amostra P7, com ampliação: (a) 75x; (b) 23x; (c) 75x; (d) 150x; (e) 150x.

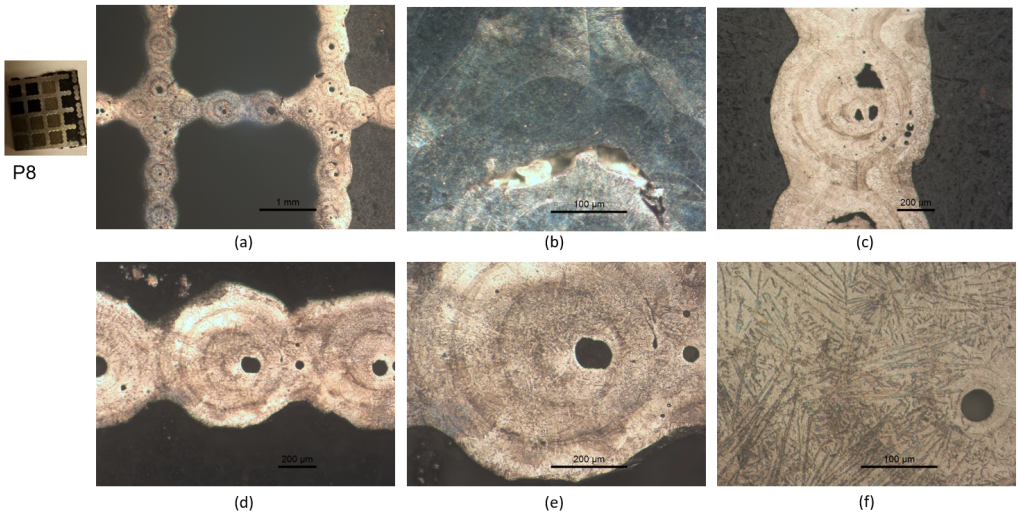


Figura 5.22: Imagem ótica da amostra P8, com ampliação: (a) 23x; (b) 300x; (c) 75x; (d) 75x; (e) 150x; (f) 150x.

Na fotografia tirada à amostra, presente Figura 5.23, observa-se uma separação da zona mais interior da amostra e do bordo, o que acontece devido à estratégia de varrimento utilizada. As imagens óticas mostram o percurso realizado pelo laser, sendo possível identificar uma zona de transição, e também a existência de fendas, inclusões e poros. No caso da amostra P12 é bem visível a existência de poros de falta de fusão e de aprisionamento de gás. No entanto, o destaque vai para a imagem (a), onde se consegue distinguir a zona de transição entre o *core* e a *shell*. Nesta zona de transição pode ainda observar-se pela imagem (c), que o banho de fusão apresenta uma maior penetração.

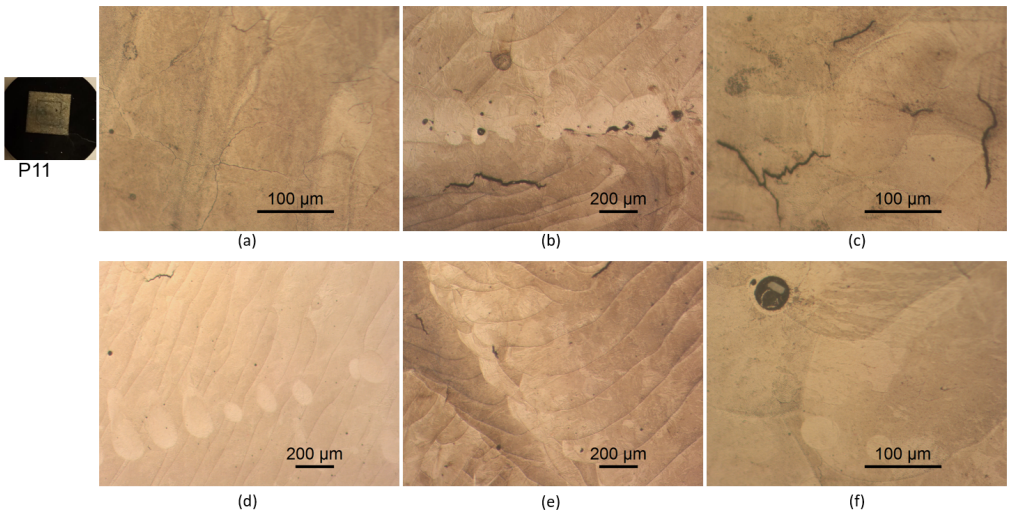


Figura 5.23: Imagem ótica da amostra P11, com ampliação: (a) 300x; (b) 75x; (c) 300x; (d) 75x; (e) 75x; (f) 300x.

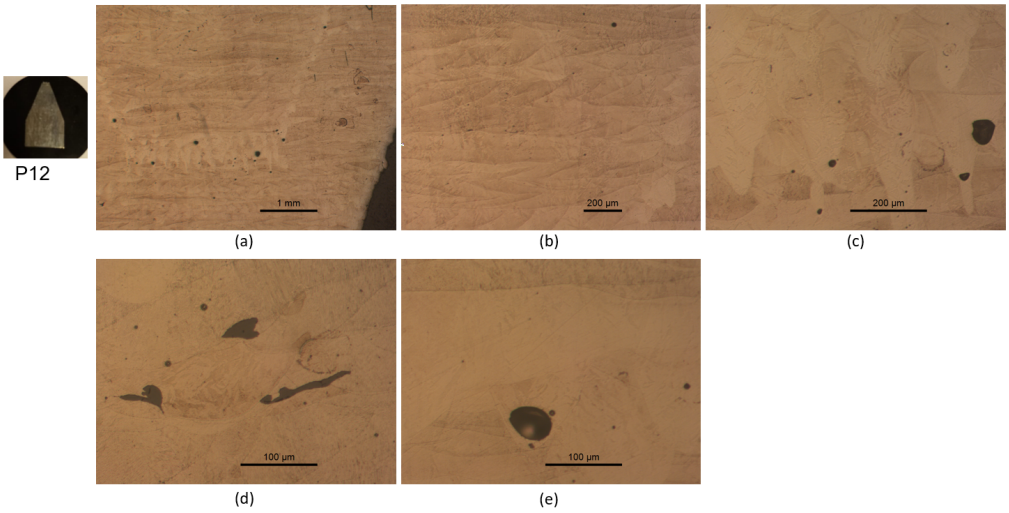


Figura 5.24: Imagem ótica da amostra P12, com ampliação: (a) 23x; (b) 75x; (c) 150x; (d) 300x; (e) 300x.

Na amostra P15 (Figura 5.25) é interessante ver que existe uma diferença mais acentuada entre os bordos da amostra e a zona mais central do que a observada nas amostras que utilizaram a estratégia *stripe* pré-definida pelo programa.

Pela Figura 5.26 é também possível ver que existe uma pequena diferença da periferia para o centro da amostra, embora de forma menos evidente. É habitual que na zona mais exterior o banho tenha maior profundidade uma vez que são zonas com menor condutividade térmica, já que existe maior contato com zona não fundida, o que implica que mais energia se concentre no banho de fusão levando a que este penetre em mais camadas.

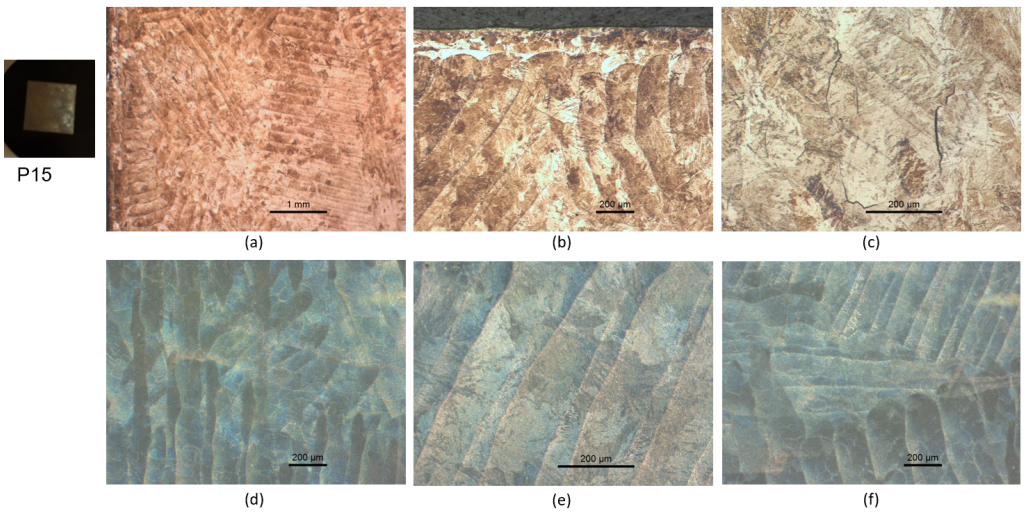


Figura 5.25: Imagem ótica da amostra P15, com ampliação: (a) 23x; (b) 75x; (c) 150x; (d) 75x; (e) 150x; (f) 75x.

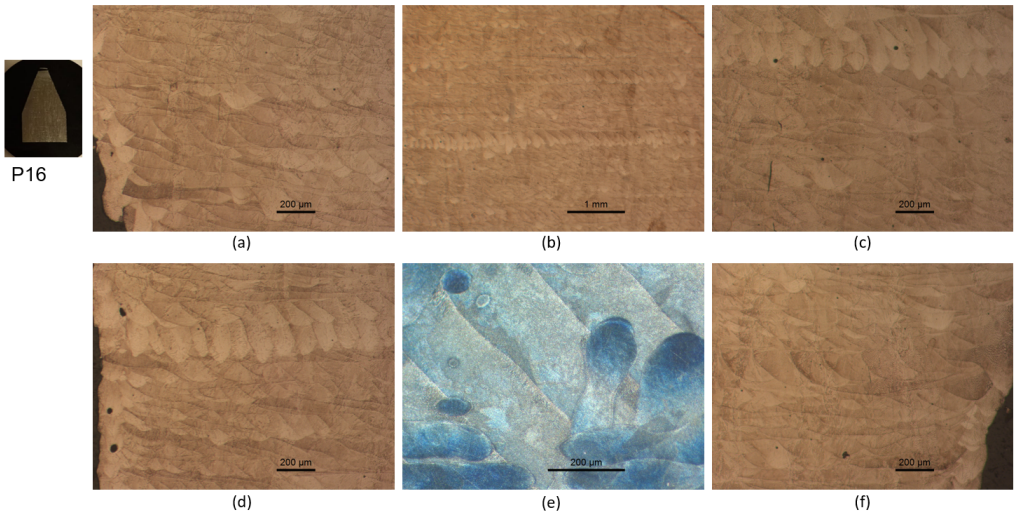


Figura 5.26: Imagem ótica da amostra P16, com ampliação: (a) 75x; (b) 23x; (c) 75x; (d) 75x; (e) 150x; (f) 75x.

As imagens óticas das restantes amostras encontram-se no Anexo A.

5.3.3 Dureza

Depois da análise da microestrutura foi medida a dureza das amostras. No entanto, algumas das amostras apresentaram algumas porosidade e/ou pouca espessura o que impossibilitou a medição de dureza. Na Tabela 5.3 apresenta-se um resumo dos valores de dureza medidos. Os valores referenciados pela Renishaw para este material são de 355-363 HV que, como se pode ver, são ligeiramente a cima dos valores médios medidos em quase todas as amostras. Os valores apresentados na Tabela 5.3 são referentes ao mesmo material usado nos provetes ensaiados, contudo neste caso o material não foi envelhecido. Desta forma, verifica-se que os valores de dureza do aço *maraging* não tratado são bastante inferiores comparativamente com os do mesmo aço no seu estado envelhecido. Fazendo uma comparação dos valores médios de dureza de ambos os materiais conclui-se que o aço *maraging* não tratado apresenta uma dureza 39,5% inferior à do aço *maraging* envelhecido.

Tabela 5.3: Valor médio de dureza.

Amostra	**Dureza [HV]**
P2	345
	361
	348
	351
	Média: 351
P3	331
	345
	330
	326
	Média: 333
P6	362
	365
	361
	Média: 363
P10	310
	314
	320
	Média: 315
P13	336
	341
	328
	339
	Média: 336
P14	334
	331
	331
	Média: 332
P15	333
	339
	334
	Média: 335
P16	357
	336
	345
	343
	Média: 345
	Média: 339

As amostras analisadas neste secção mostram que é determinante, para obtenção de peças com poucos defeitos, a correta seleção dos parâmetros de produção.

Capítulo 6

Conclusão e Trabalhos Futuros

6.1 Conclusão

O principal objetivo desta dissertação foi a caraterização do comportamento à fadiga do aço *maraging* usado em fabrico aditivo depois de envelhecido e compará-lo com o aço *maraging* convencional. Para além disso, estar em contato direto com uma tecnologia inovadora como o fabrico aditivo de metais permitiu perceber quais as vantagens e limitações do processo e analisar as principais dificuldades associada a uma tecnologia que se encontra em constante desenvolvimento. Assim, as principais conclusões retiradas deste trabalho são as seguintes:

- O fabrico aditivo de metais, mais especificamente a fusão em cama de pó é um processo com bastantes variáveis e parâmetros que devem ser cuidadosamente selecionados, uma vez que, podem comprometer as propriedades mecânicas das peças produzidas por esta tecnologia, tal como se demonstrou no capítulo 5;

- A resistência à fadiga dos provetes produzidos por fabrico aditivo e sujeitos a tratamento térmico de envelhecimento é superior à do aço convencional;

- O aço *maraging* envelhecido usado em FA apresentou um valor da tesão limite de fadiga 13,75 % superior quando comparado com o aço *maraging* convencional;

- A densidade das amostras retiradas dos provetes produzidos por FA mostrou ser aproximadamente igual a 99,85%, estando dentro dos valores de referência para o material;

- Os resultados dos ensaios de fadiga mostram uma boa correlação com a lei da potência;

- A estratégia de calibração do modelo numérico do ensaio mostrou-se adequada;

- As imagens óticas das amostras retiradas dos provetes mostraram a existência de defeitos nas amostras, tanto inclusões como poros. No entanto existe uma homogeneidade da geometria dos banhos de fusão;

- A dureza do aço depois de envelhecido é muito elevada, aproximadamente 571 HV. Comparativamente com os valores medidos nas amostras recolhidas na Hypermetal, que são do mesmo aço, mas sem tratamento térmico, constatou-se um aumento de aproximadamente 320 HV;
- O comportamento cíclico do aço *maraging* tratado revelou endurecimento superior à do aço convencional;
- A superfícies de fratura dos provetes ensaiados por João Prata [123] mostram diferentes caraterísticas consoante o tipo de material testado;
- As amostras retiradas de peças resultantes das rejeições da produção, com empenos, apresentaram menor densidade relativa e, por conseguinte maior número de defeitos que resultou das deficientes condições de fabrico.

6.2 Trabalhos Futuros

O comportamento à fadiga de metais produzidos por fabrico aditivo tem ainda muito por explorar e, mais especificamente o trabalho realizado nesta dissertação pode também continuar a ser desenvolvido. Alguns tópicos para trabalho futuros são os seguintes:

- Fazer ajustes no modelo numérico para se conseguir a mesma gama de força experimental e numérica;
- Realizar outro tipo de ensaios de fadiga com este material nestas e noutras condições para perceber qual o seu comportamento sob diferentes solicitações (ex: tração cíclica uniaxial, R=0,1);
- Ensaios de fadiga de flexão, semelhantes aos realizados, mas em controlo de carga;
- Estudar a influência dos parâmetros de construção e da posição de construção no comportamento à fadiga;
- Ensaiar materiais para determinação das taxas de propagação de fendas de fadiga.

Referências

[1] Q. Wang, N. Mitsumura, Q. Chen, A. Sarkar, H. Kurokawa, K. Sekiguchi, and K. Sugiyama, *Investigation of condensation reaction during phenol liquefaction of waste woody materials*, 2014, vol. 9, no. 5.

[2] B. Redwood, F. Schöffer, and B. Garret, *The 3D Printing Handbook*. 3D Hubs B.V, 2017.

[3] Wohlers Associates, Inc., *Wohlers report 2019 : 3D printing and additive manufacturing state of the industry*. Wohlers Associates, 2019, 2019.

[4] K. S. Prakash, T. Nancharaih, and V. V. Rao, "Additive Manufacturing Techniques in Manufacturing -An Overview," *Materials Today: Proceedings*, vol. 5, no. 2, pp. 3873–3882, 2018. [Online]. Available: https://doi.org/10.1016/j.matpr.2017.11.642

[5] C. A. M. Relvas, *O Mundo da Impressão 3D e o Fabrico Digital*. Publindustria, 2018.

[6] Loughborough, "The 7 Categories of Additive Manufacturing," data de acesso: 2019-10-13. [Online]. Available: https://www.lboro.ac.uk/research/amrg/about/the7categoriesofadditivemanufacturing/

[7] E. Umaras and M. S. Tsuzuki, "Additive Manufacturing - Considerations on Geometric Accuracy and Factors of Influence," *IFAC-PapersOnLine*, vol. 50, no. 1, pp. 14 940–14 945, 2017.

[8] C. Fredriksson, "Sustainability of metal powder additive manufacturing," *Procedia Manufacturing*, vol. 33, pp. 139–144, 2019.

[9] V. Authors, *Aditive Manufacturing: Materials, Processes, Quantifications and Applications*. Elsevier Inc., 2018, vol. 83, no. 1.

[10] M. Zenou and L. Grainger, *Additive manufacturing of metallic materials*. Elsevier Inc., 2016.

[11] C. Y. Yap, C. K. Chua, Z. L. Dong, Z. H. Liu, D. Q. Zhang, L. E. Loh, and S. L. Sing, "Review of selective laser melting: Materials and applications," *Applied Physics Reviews*, vol. 2, no. 4, 2015.

[12] S. Sun, M. Brandt, and M. Easton, *Powder bed fusion processes: An overview*. Elsevier Ltd, 2016.

[13] Fraunhofer Institute for Laser Technology ILT, "Post-Processing of SLM-Manufactured," p. 69572, 2015.

[14] M. Brandt, "The role of lasers in additive manufacturing," in *Laser Additive Manufacturing*, ser. Woodhead Publishing Series in Electronic and Optical Materials, M. Brandt, Ed. Woodhead Publishing, 2017, pp. 1 – 18.

[15] Renishaw, "Investigating the effects of multiple re-use of Ti6Al4V powder in additive manufacturing," *Renishaw*, pp. 1–10, 2016.

[16] T. Schmithusen, "Automated support removal for SLM components," *Fraunhofer Institute for Laser Technology ILT Annual Repport*, p. 1, 2016.

[17] I. Koutiri, E. Pessard, P. Peyre, O. Amlou, and T. De Terris, "Influence of SLM process parameters on the surface finish, porosity rate and fatigue behavior of as-built Inconel 625 parts," *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 255, pp. 536–546, 2018.

[18] Renishaw, "Design for metal AM - a beginner's guide," *Renishaw Newsletter*, vol. 44, no. 0, pp. 1–16, 2017.

[19] Renishaw Iberica, "4401_Brigden modificada," 2014.

[20] T. Tingskog, "An introduction to metal powders for AM: Manufacturing processes and properties," *Metal Additive Manufacturing*, pp. 111–119, 2018.

[21] 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*, vol. 92, pp. 112–224, 2018.

[22] A. H. Maamoun, Y. F. Xue, M. A. Elbestawi, and S. C. Veldhuis, "Effect of selective laser melting process parameters on the quality of al alloy parts: Powder characterization, density, surface roughness, and dimensional accuracy," *Materials*, vol. 11, no. 12, 2018.

[23] L. Parry, I. Ashcroft, and R. Wildman, "Understanding the effect of laser scan strategy on residual stress in selective laser melting through thermo-mechanical simulation," *Additive Manufacturing*, vol. 12, pp. 1 – 15, 2016.

[24] H. Ali, H. Ghadbeigi, and K. Mumtaz, "Effect of scanning strategies on residual stress and mechanical properties of Selective Laser Melted Ti6Al4V," *Materials Science and Engineering A*, vol. 712, pp. 175–187, 2018.

[25] B. Cheng, S. Shrestha, and K. Chou, "Stress and deformation evaluations of scanning strategy effect in selective laser melting," *Additive Manufacturing*, vol. 12, pp. 240–251, 2016, special Issue on Modeling & Simulation for Additive Manufacturing.

[26] M. L. Montero-Sistiaga, M. Godino-Martinez, K. Boschmans, J.-P. Kruth, J. Van Humbeeck, and K. Vanmeensel, "Microstructure evolution of 316L produced by HP-SLM (high power selective laser melting)," *Additive Manufacturing*, vol. 23, pp. 402–410, oct 2018.

[27] J. Metelkova, Y. Kinds, K. Kempen, C. de Formanoir, A. Witvrouw, and B. V. Hooreweder, "On the influence of laser defocusing in selective laser melting of 316l," *Additive Manufacturing*, vol. 23, pp. 161 – 169, 2018.

[28] R. Mertens, S. Dadbakhsh, J. V. Humbeeck, and J.-P. Kruth, "Application of base plate preheating during selective laser melting," *Procedia CIRP*, vol. 74, pp. 5 – 11, 2018, 10th CIRP Conference on Photonic Technologies [LANE 2018].

[29] L. Zumofen, C. Beck, A. Kirchheim, and H.-J. Dennig, "Quality related effects of the preheating temperature on laser melted high carbon content steels," in *Industrializing Additive Manufacturing - Proceedings of Additive Manufacturing in Products and Applications - AMPA2017*, M. Meboldt and C. Klahn, Eds. Cham: Springer International Publishing, 2018, pp. 210–219.

[30] C. Martell, "The Renishaw Additive Manufacturing formula," 2018.

[31] A. B. Anwar, I. H. Ibrahim, and Q.-C. Pham, "Spatter transport by inert gas flow in selective laser melting: A simulation study," *Powder Technology*, vol. 352, pp. 103 – 116, 2019.

[32] A. B. Anwar and Q.-C. Pham, "Selective laser melting of alsi10mg: Effects of scan direction, part placement and inert gas flow velocity on tensile strength," *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 240, pp. 388 – 396, 2017.

[33] A. T. Sutton, C. S. Kriewall, M. C. Leu, and J. W. Newkirk, "Powder characterisation techniques and effects of powder characteristics on part properties in powder-bed fusion processes," *Virtual and Physical Prototyping*, vol. 12, no. 1, pp. 3–29, 2017.

[34] G. Xu, P. Lu, M. Li, C. Liang, P. Xu, D. Liu, and X. Chen, "Investigation on characterization of powder flowability using different testing methods," *Experimental Thermal and Fluid Science*, vol. 92, pp. 390–401, 2018.

[35] P. Mellin, O. Lyckfeldt, P. Harlin, H. Brodin, H. Blom, and A. Strondl, "Evaluating flowability of additive manufacturing powders, using the gustavsson flow meter," *Metal Powder Report*, vol. 72, no. 5, pp. 322 – 326, 2017.

[36] Powderlab Analytical Services, "Hall Flow Testing for Metal Powders," 2018.

[37] LPW, "Apparent Density Testing for Metal Powders," *Report*, 2018, data de acesso: 2019-11-10. [Online]. Available: www.lpwtwchnology.com

[38] P. E. Carrion, A. Soltani-Tehrani, S. M. Thompson, and N. Shamsaei, "Effect of Powder Degradation on the Fatigue Behavior of Additively Manufactured As-Built Ti-6Al-4V," *Solid Freeform Fabrication Proceedings*, no. November, 2018.

[39] P. E. Carrion, A. Soltani-Tehrani, N. Phan, and N. Shamsaei, "Powder recycling effects on the tensile and fatigue behavior of additively manufactured ti-6al-4v parts," *JOM*, vol. 71, no. 3, pp. 963–973, Mar 2019.

[40] J. Yang, J. Han, H. Yu, J. Yin, M. Gao, Z. Wang, and X. Zeng, "Role of molten pool mode on formability, microstructure and mechanical properties of selective laser melted Ti-6Al-4V alloy," *Materials and Design*, vol. 110, pp. 558–570, 2016.

[41] X. Han, H. Zhu, X. Nie, G. Wang, and X. Zeng, "Investigation on selective laser melting AlSi10Mg cellular lattice strut: Molten pool morphology, surface roughness and dimensional accuracy," *Materials*, vol. 11, no. 3, 2018.

[42] J. E. B. F. F. R. Dehoff, "Understanding metal powder requirements for Additive Manufacturing: Views from the industry," *Metal AM*, pp. 175–182, 2019.

[43] M. Saunders, "How process parameters drive successful metal AM part production," *Metal Additive Manufacturing*, vol. 4, pp. 127–135, 2019.

[44] O. D. Neikov, "chapter 4 - atomization and granulation," in *Handbook of Non-Ferrous Metal Powders (Second Edition)*, second edition ed., O. D. Neikov, S. S. Naboychenko, and N. A. Yefimov, Eds. Oxford: Elsevier, 2019, pp. 125 – 185.

[45] A. S. Baskoro, S. Supriadi, and Dharmanto, "Review on Plasma Atomizer Technology for Metal Powder," *MATEC Web of Conferences*, vol. 269, p. 05004, 2019.

[46] Y. Liu, S. Liang, Z. Han, J. Song, and Q. Wang, "A novel model of calculating particle sizes in plasma rotating electrode process for superalloys," *Powder Technology*, vol. 336, pp. 406 – 414, 2018.

[47] P. Sun, Z. Z. Fang, Y. Zhang, and Y. Xia, "Review of the methods for production of spherical ti and ti alloy powder," *JOM*, vol. 69, no. 10, pp. 1853–1860, Oct 2017.

[48] T. DebRoy, H. Wei, J. Zuback, T. Mukherjee, J. Elmer, J. Milewski, A. Beese, A. Wilson-Heid, A. De, and W. Zhang, "Additive manufacturing of metallic components – process, structure and properties," *Progress in Materials Science*, vol. 92, pp. 112 – 224, 2018.

[49] J. F. Isaza and C. Aumund-Kopp, "Additive manufacturing with metal powders: design for manufacture evolves into design for function," *Powder Metallurgy Review*, vol. 3, no. 2, pp. 41–50, 2014.

[50] N. T. Aboulkhair, M. Simonelli, L. Parry, I. Ashcroft, C. Tuck, and R. Hague, "3d printing of aluminium alloys: Additive manufacturing of aluminium alloys using selective laser melting," *Progress in Materials Science*, vol. 106, p. 100578, 2019.

[51] Granta, "CES EduPack," 2019.

[52] J. Wilson, "1 - metallic biomaterials: State of the art and new challenges," in *Fundamental Biomaterials: Metals*, ser. Woodhead Publishing Series in Biomaterials, P. Balakrishnan, S. M. S, and S. Thomas, Eds. Woodhead Publishing, 2018, pp. 1 – 33.

[53] M. Muhammad, M. Masoomi, B. Torries, N. Shamsaei, and M. Haghshenas, "Depth-sensing time-dependent response of additively manufactured ti-6al-4v alloy," *Additive Manufacturing*, vol. 24, pp. 37 – 46, 2018.

[54] J. O. Milewski, *Additive Manufacturing of Metals: From Fundamental Technology to Rocket Nozzles, Medical Implants, and Custom Jewelry*, springer ed., 2017.

[55] A. Popovich, V. Sufiiarov, I. Polozov, E. Borisov, D. Masaylo, and A. Orlov, "Microstructure and mechanical properties of additive manufactured copper alloy," *Materials Letters*, vol. 179, pp. 38 – 41, 2016.

[56] R. Mertens, B. Vrancken, N. Holmstock, Y. Kinds, J.-P. Kruth, and J. V. Humbeeck, "Influence of powder bed preheating on microstructure and mechanical properties of h13 tool steel slm parts," *Physics Procedia*, vol. 83, pp. 882 – 890, 2016, laser Assisted Net Shape Engineering 9 International Conference on Photonic Technologies Proceedings of the LANE 2016 September 19-22, 2016 Fürth, Germany.

[57] T. Mukherjee, J. S. Zuback, A. De, and T. Debroy, "Printability of alloys for additive manufacturing," in *Scientific reports*, 2016.

[58] E. Malekipour and H. El-Mounayri, "Common defects and contributing parameters in powder bed fusion am process and their classification for online monitoring and control: a review," *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, vol. 95, 03 2018.

[59] B. Dutta, S. Babu, and B. Jared, *Science, Technology and Applications of Metals in Additive Manufacturing*, ser. Additive Manufacturing Materials and Technologies. Elsevier Science, 2019.

[60] E. Malekipour and H. El-Mounayri, "Common defects and contributing parameters in powder bed fusion am process and their classification for online monitoring and control: a review," *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, vol. 95, p. 527–550, 03 2018.

[61] R. Cunningham, A. Nicolas, J. Madsen, E. Fodran, E. Anagnostou, M. D. Sangid, and A. D. Rollett, "Analyzing the effects of powder and post-processing on porosity and properties of electron beam melted ti-6al-4v," *Materials Research Letters*, vol. 5, no. 7, pp. 516–525, 2017.

[62] C. Cummings;, J. Peels;, and P. Rogers, "Digital Alloys' Guide to Metal Additive Manufacturing – Part 11 Surface Roughness," 2019.

[63] 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*, vol. 61, no. 5, pp. 315–360, 2016.

[64] C. Li, Z. Y. Liu, X. Y. Fang, and Y. B. Guo, "Residual Stress in Metal Additive Manufacturing," *Procedia CIRP*, vol. 71, pp. 348–353, 2018.

[65] J. L. Bartlett and X. Li, "An overview of residual stresses in metal powder bed fusion," *Additive Manufacturing*, vol. 27, no. January, pp. 131–149, 2019.

[66] G. Knapp, T. Mukherjee, J. Zuback, H. Wei, T. Palmer, A. De, and T. DebRoy, "Building blocks for a digital twin of additive manufacturing," *Acta Materialia*, vol. 135, pp. 390 – 399, 2017.

[67] F. Abe, K. Osakada, M. Shiomi, K. Uematsu, and M. Matsumoto, "The manufacturing of hard tools from metallic powders by selective laser melting," *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 111, no. 1, pp. 210 – 213, 2001, international symposium on advanced forming and die manufacturing technology.

[68] R. Singh and J. Davim, *Additive Manufacturing: Applications and Innovations*, ser. Manufacturing Design and Technology. CRC Press, 2018.

[69] R. Li, J. Liu, Y. Shi, L. Wang, and W. Jiang, "Balling behavior of stainless steel and nickel powder during selective laser melting process," *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, vol. 59, no. 9-12, pp. 1025–1035, 2012.

[70] T. W. SIMPSON, "Options for Finishing and Postprocessing Metal 3D-Printed Parts," 2018.

[71] W. J. Sames, F. A. List, S. Pannala, R. R. Dehoff, and S. S. Babu, "The Metallurgy and Processing Science of Metal," p. 302, 2016.

[72] L. Noynaert, "13 - decontamination processes and technologies in nuclear decommissioning projects," in *Nuclear Decommissioning*, ser. Woodhead Publishing Series in Energy, M. Laraia, Ed. Woodhead Publishing, 2012, pp. 319 – 345.

[73] W. S. Technologies, "Electrochemical Polishing." [Online]. Available: https://www.walter.com/surfox/electrochemical-polishing?setLocale=true

[74] Z. Prevorovsky, J. Krofta, and J. Kober, "NDT in additive manufacturing of metals," *NDT in Progress 2017 - 9th International Workshop NDT in Progress, Proceedings*, vol. 2017-October, pp. 75–84, 2017.

[75] F. Yan, W. Xiong, and E. J. Faierson, "Grain structure control of additively manufactured metallic materials," *Materials*, vol. 10, no. 11, p. 1260, 2017.

[76] H. L. Wei, J. Mazumder, and T. DebRoy, "Evolution of solidification texture during additive manufacturing," *Scientific Reports*, vol. 5, no. December 2016, 2015.

[77] G. P. Dinda, A. K. Dasgupta, and J. Mazumder, "Texture control during laser deposition of nickel-based superalloy," *Scripta Materialia*, vol. 67, no. 5, pp. 503–506, 2012.

[78] P. Collins, D. Brice, P. Samimi, I. Ghamarian, and H. Fraser, "Microstructural Control of Additively Manufactured Metallic Materials," *Annual Review of Materials Research*, vol. 46, no. 1, pp. 63–91, 2016.

[79] P. Krakhmalev, I. Yadroitsava, G. Fredriksson, and I. Yadroitsev, "In situ heat treatment in selective laser melted martensitic AISI 420 stainless steels," *Materials and Design*, vol. 87, pp. 380–385, 2015.

[80] W. Cui, "A state-of-the-art review on fatigue life prediction methods for metal structures," *Journal of Marine Science and Technology*, vol. 7, no. 1, pp. 43–56, 2002.

[81] P. M. S. T. D. Castro and F. D. R, *Dimensionamento à fadiga - Orgãos de Máquinas I*, 2017, fEUP.

[82] R. G. Budynas and J. K. Nisbett, "Diseño en ingeniería mecánica de Shingley." McGraw-Hill Interamericana, 2014.

[83] W. D. Callister and D. G. Rethwisch, *Fundamentals of Materials Science and Engineering An Introduction*. John Wiley & Sons, Inc, 2001.

[84] E. Olsson, A. Olander, and M. Öberg, "Fatigue of gears in the finite life regime — experiments and probabilistic modelling," *Engineering Failure Analysis*, vol. 62, 01 2016.

[85] N. E. Dowling, "Mean stress effects in stress-life and strain-life fatigue," 04 2004.

[86] *Why Metal Fatigue Matters*. Dordrecht: Springer Netherlands, 2007, pp. 161–165.

[87] Yung-Li Lee, M. E. Barkey, and H.-T. Kang, *Metal Fatigue Analysis Handbook*. Elsevier Inc., 2012.

[88] R. Daniel and T. Paulus, "Chapter 7 - structural analysis," in *Lock Gates and Other Closures in Hydraulic Projects*, R. Daniel and T. Paulus, Eds. Butterworth-Heinemann, 2019, pp. 461 – 530.

[89] F. Dirksen, M. Anselmann, T. I. Zohdi, and R. Lammering, "Incorporation of flexural hinge fatigue-life cycle criteria into the topological design of compliant small-scale devices," *Precision Engineering*, vol. 37, no. 3, pp. 531 – 541, 2013.

[90] ASTM, "Fatigue Standards and Fracture Standards," 2019, 20/11/2019. [Online]. Available: https://www.astm.org/Standards/fatigue-and-fracture-standards.html{#}E08.02

[91] M. Engineering Laboratory, "Experiment_ Fatigue Testing," Louisiana.

[92] G. Nicoletto, "Efficient determination of influence factors in fatigue of additive manufactured metals," *Procedia Structural Integrity*, vol. 8, no. 2017, pp. 184–191, 2018.

[93] K. J. Mach, D. V. Nelson, and M. W. Denny, "Techniques for predicting the lifetimes of wave-swept macroalgae: A primer on fracture mechanics and crack growth," *Journal of Experimental Biology*, vol. 210, no. 13, pp. 2213–2230, 2007.

[94] M. R. Hadei, J. M. Kemeny, A. Ghazvinian, A. Rezaiepoor, and V. Sarfarazi, "New development to measure mode i. fracture toughness in rock," 2016.

[95] G. L. Gonzáles, J. A. González, J. T. Castro, and J. L. Freire, "A J-integral approach using digital image correlation for evaluating stress intensity factors in fatigue cracks with closure effects," *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, vol. 90, pp. 14–21, 2017.

[96] X. Luo, Y. Zhang, and R. L. Lytton, "Implementation of pseudo J-integral based Paris' law for fatigue cracking in asphalt mixtures and pavements," *Materials and Structures*, vol. 49, no. 9, pp. 3713–3732, 2016.

[97] S.-J. Park and M.-K. Seo, *Chapter 4 - Solid-Solid Interfaces*, ser. Interface Science and Technology, S.-J. Park and M.-K. Seo, Eds. Elsevier, 2011, vol. 18.

[98] P. Lazzarin, P. Livieri, and R. Zambardi, "A J-integral-based approach to predict the fatigue strength of components weakened by sharp V-shaped notches," *International Journal of Computer Applications in Technology*, vol. 15, no. 4-5, pp. 202–210, 2002.

[99] R. Krueger, *The virtual crack closure technique for modeling interlaminar failure and delamination in advanced composite materials*. Elsevier Ltd., 2015.

[100] K. Kempen, E. Yasa, L. Thijs, J.-P. Kruth, and J. Van Humbeeck, "Microstructure and mechanical properties of Selective Laser Melted 18Ni-300 steel," *Physics Procedia*, vol. 12, pp. 255–263, jan 2011.

[101] C. Turk, H. Zunko, C. Aumayr, H. Leitner, and M. Kapp, "Advances in Maraging Steels for Additive ManufacturingWeiterentwicklung von Maraging-Stählen für Additive Fertigung," *BHM Berg- und Hüttenmännische Monatshefte*, vol. 164, pp. 112–116, 2019.

[102] J. Damon, T. Hanemann, S. Dietrich, G. Graf, K. H. Lang, and V. Schulze, "Orientation dependent fatigue performance and mechanisms of selective laser melted maraging steel X3NiCoMoTi18-9-5," *International Journal of Fatigue*, vol. 127, no. June, pp. 395–402, 2019.

[103] B. Rohit and N. R. Muktinutalapati, "Austenite reversion in 18% Ni maraging steel and its weldments," *Materials Science and Technology (United Kingdom)*, vol. 34, no. 3, pp. 253–260, 2018.

[104] W. Sha and Z. Guo, *Maraging steels Modelling of microstructure, properties and applications*. CRC Press, 2009.

[105] E. V. Pereloma, A. Shekhter, M. K. Miller, and S. P. Ringer, "maraging alloy : clustering , precipitation and hardening," vol. 52, no. 2004, pp. 5589–5602, 2006.

[106] F. Conde, J. Escobar, J. Oliveira, A. Jardini, W. Bose Filho, and J. Avila, "Austenite reversion kinetics and stability during tempering of an additively manufactured maraging 300 steel," *Additive Manufacturing*, 2019.

[107] M. M. Wang, C. C. Tasan, D. Ponge, A. C. Dippel, and D. Raabe, "Nanolaminate transformation-induced plasticity-twinning-induced plasticity steel with dynamic strain partitioning and enhanced damage resistance," *Acta Materialia*, 2015.

[108] S. Yin, C. Chen, X. Yan, X. Feng, R. Jenkins, P. O'Reilly, M. Liu, H. Li, and R. Lupoi, "The influence of aging temperature and aging time on the mechanical and tribological properties of selective laser melted maraging 18Ni-300 steel," *Additive Manufacturing*, vol. 22, no. June, pp. 592–600, 2018.

[109] K. Jayakrishna, V. R. Kar, M. T. Sultan, and M. Rajesh, "1 - materials selection for aerospace components," in *Sustainable Composites for Aerospace Applications*, ser. Woodhead Publishing Series in Composites Science and Engineering, M. Jawaid and M. Thariq, Eds. Woodhead Publishing, 2018, pp. 1 – 18.

[110] Renishaw, "Conformal Cooling Insert," 07/10/2019. [Online]. Available: https://resources.renishaw.com/gen/details/ConformalCoolingInsert(88693)

[111] B. Wang, P. Zhang, Q. Q. Duan, Z. J. Zhang, H. J. Yang, X. W. Li, and Z. F. Zhang, "Optimizing the fatigue strength of 18Ni maraging steel through ageing treatment," *Materials Science and Engineering A*, vol. 707, no. September, pp. 674–688, 2017.

[112] G. Meneghetti, D. Rigon, and C. Gennari, "An analysis of defects influence on axial fatigue strength of maraging steel specimens produced by additive manufacturing," *International Journal of Fatigue*, vol. 118, no. May 2018, pp. 54–64, 2019.

[113] Rigon, Daniele, Meneghetti, Giovanni, Görtler, Michael, Cozzi, Daniele, Waldhauser, Wolfgang, and Dabalà, Manuele, "Influence of defects on axial fatigue strength of maraging steel specimens produced by additive manufacturing," *MATEC Web Conf.*, vol. 165, p. 02005, 2018.

[114] D. Croccolo, M. De Agostinis, S. Fini, G. Olmi, F. Robusto, N. Muharemovic, N. Bogojevic, A. Vranic, and S. Ciric-Kostic, "Experimental Study on the Sensitivity of Dmls Manufactured Maraging Steel Fatigue Strength To the Build Orientation and Allowance for Machining," *Proceedings IRF2018: 6th International Conference Integrity-Reliability-Failure*, no. July, pp. 971–986, 2018.

[115] J. Suryawanshi, K. G. Prashanth, and U. Ramamurty, "Tensile, fracture, and fatigue crack growth properties of a 3D printed maraging steel through selective laser melting," *Journal of Alloys and Compounds*, vol. 725, pp. 355–364, 2017.

[116] Renishaw, "Aplicações industriais da tecnologia de manufatura aditiva Renishaw," 2019, 14/11/2019. [Online]. Available: https://www.renishaw.com.br/pt/aplicacoes-industriais-da-tecnologia-de-manufatura-aditiva-renishaw--15256

[117] 3dfabprint, "Siemens tests 3D printed gas turbine blades," 19/12/2019. [Online]. Available: https://3dfabprint.com/siemens-tests-3d-printed-gas-turbine-blades/

[118] E. GmbH, "Antenna bracket for RUAG's Sentinel satellite - certified for use in outer space," 2018, data de acesso: 14/11/2019. [Online]. Available: www.citim.de

[119] EOS, "EOS Technology enables Additive Manufacturing of Gold," data de acesso: 14/11/2019. [Online]. Available: https://www.eos.info/industries{_}markets/lifestyle{_}products/jewellery{_}watches

[120] ——, "Interior - 3D-printed functional lightweight components with maximum flexibility in product design," 14/11/2019. [Online]. Available: https://www.eos.info/industries{_}markets/aerospace/interior

[121] Renishaw, "Additive manufacturing crosses the finishing line," 14/11/2019. [Online]. Available: https://www.renishaw.fr/fr/additive-manufacturing-crosses-the-finishing-line--38971

[122] T. Childerhouse and M. Jackson, "Near net shape manufacture of titanium alloy components from powder and wire: A review of state-of-the-art process routes," *Metals*, vol. 9, p. 689, 06 2019.

[123] J. L. A. Prata, "Fatigue behaviour of miniature specimens produced by additive manufacturing," Dissertação de mestrado, Universidade do Porto, 2019.

[124] Bohler, "Bohler W720 Maraging High Strength Steel," 2019, data sheet.

[125] Renishaw, "Maraging steel M300 powder for additive manufacturing," p. 9, 2016.

[126] R. plc, "QuantAM Material Editor," 2019.

[127] G. Chen, "Mechanical Testing of Metals," 19/01/2020. [Online]. Available: https://www.doitpoms.ac.uk/tlplib/mechanical{_}testing{_}metals/printall.php

[128] N. Mostaghel and R. A. Byrd, "Inversion of ramberg–osgood equation and description of hysteresis loops," *International Journal of Non-Linear Mechanics*, vol. 37, no. 8, pp. 1319 – 1335, 2002.

Anexo A

Amostras da Hypermetal

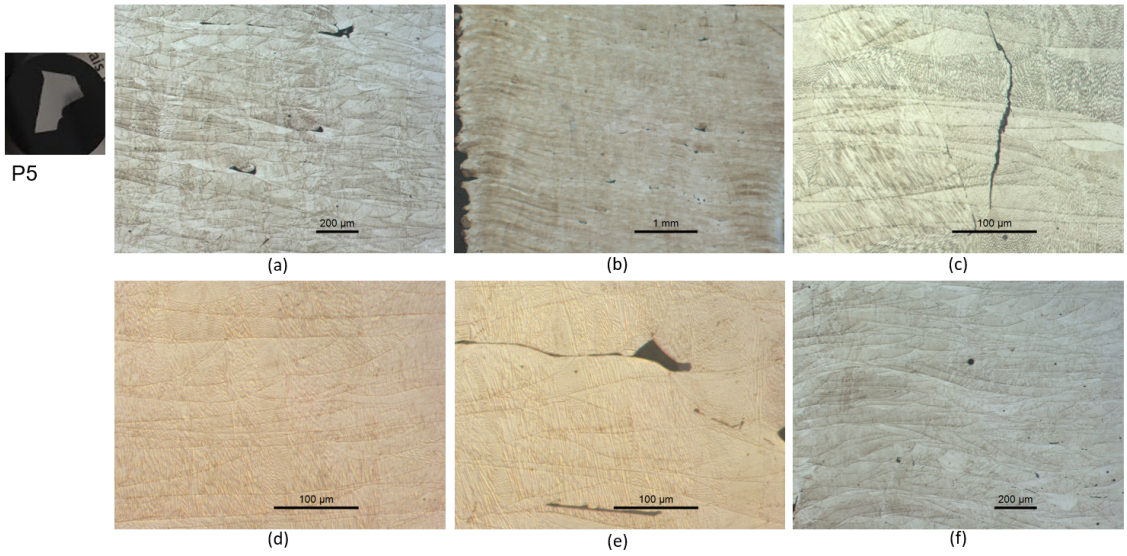


Figura A.1: Imagem ótica da amostra P5, com ampliação: (a) 75x; (b) 23x; (c) 300x; (d) 300x; (e) 300x; (f) 75x.

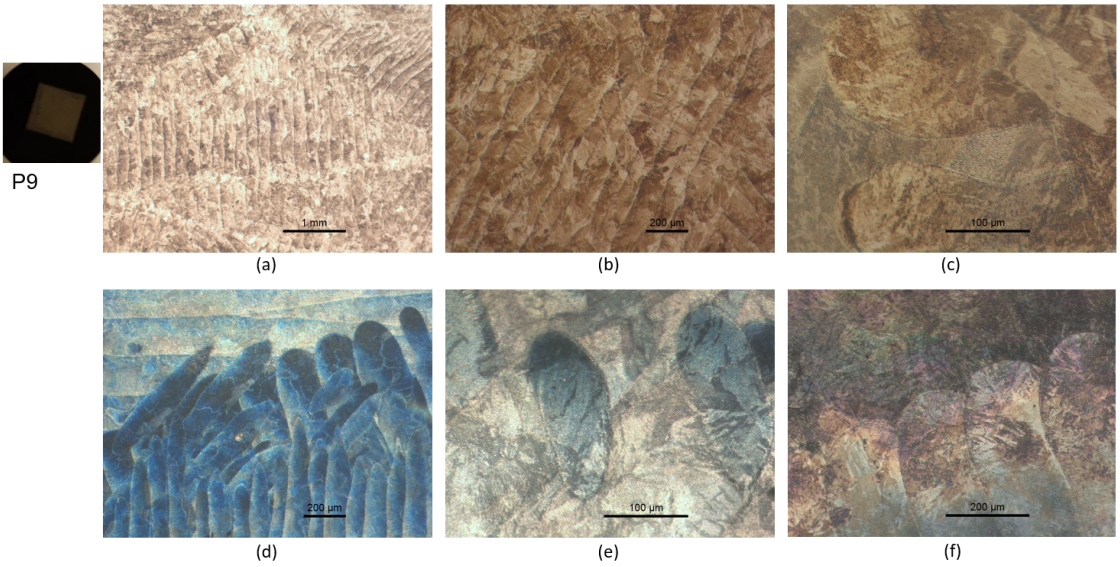


Figura A.2: Imagem ótica da amostra P9, com ampliação: (a) 23x; (b) 75x; (c) 150x; (d) 75x; (e) 150x; (f) 150x.

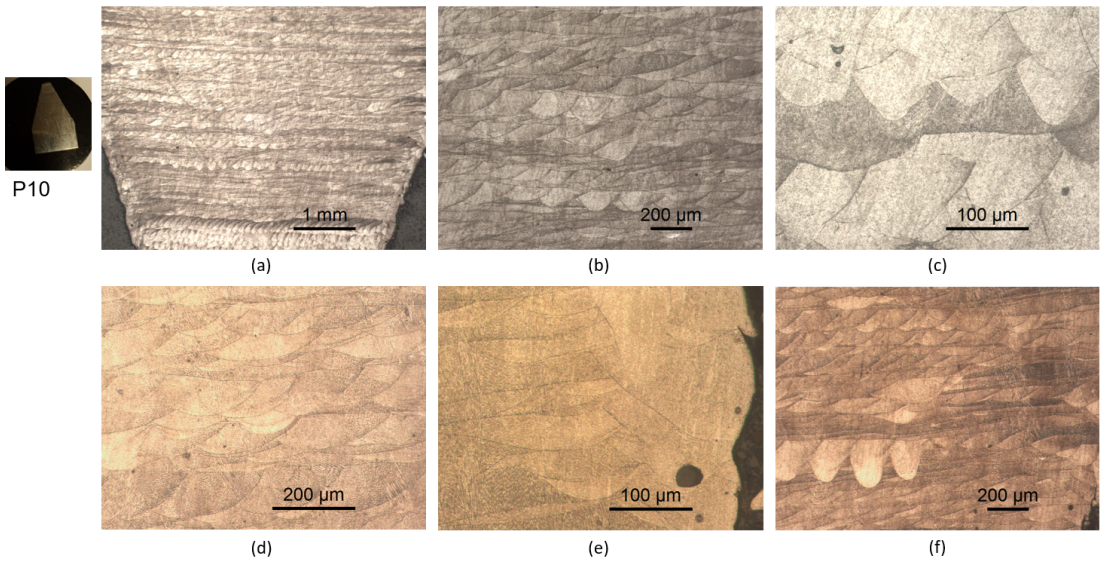


Figura A.3: Imagem ótica da amostra P10, com ampliação: (a) 23x; (b) 75x; (c) 300x; (d) 150x; (e) 300x; (f) 75x.

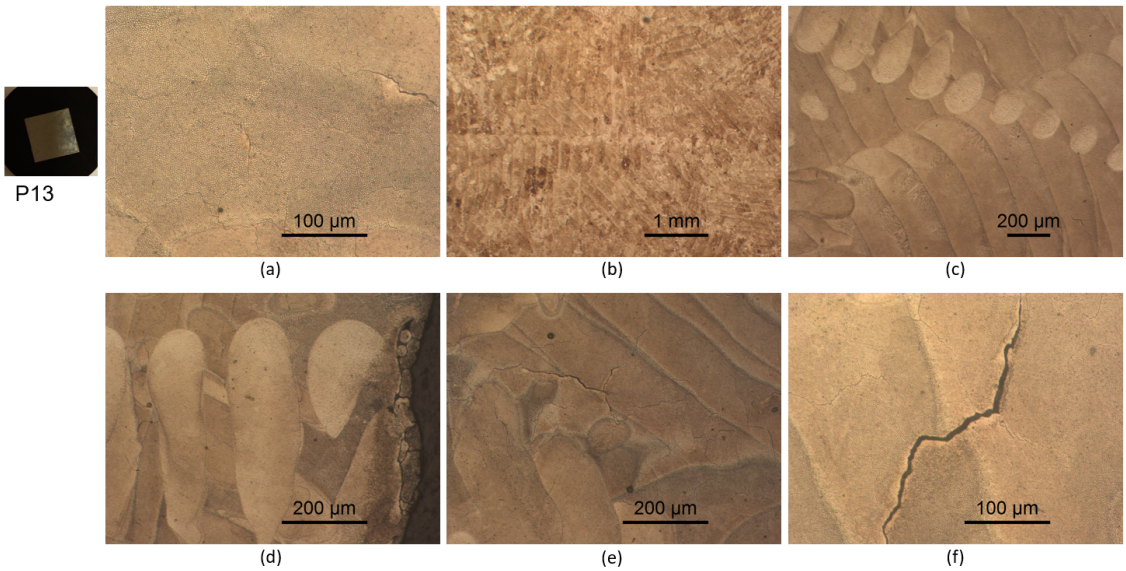


Figura A.4: Imagem ótica da amostra P13, com ampliação: (a) 300x; (b) 23x; (c) 75x; (d) 150x; (e) 150x; (f) 300x.

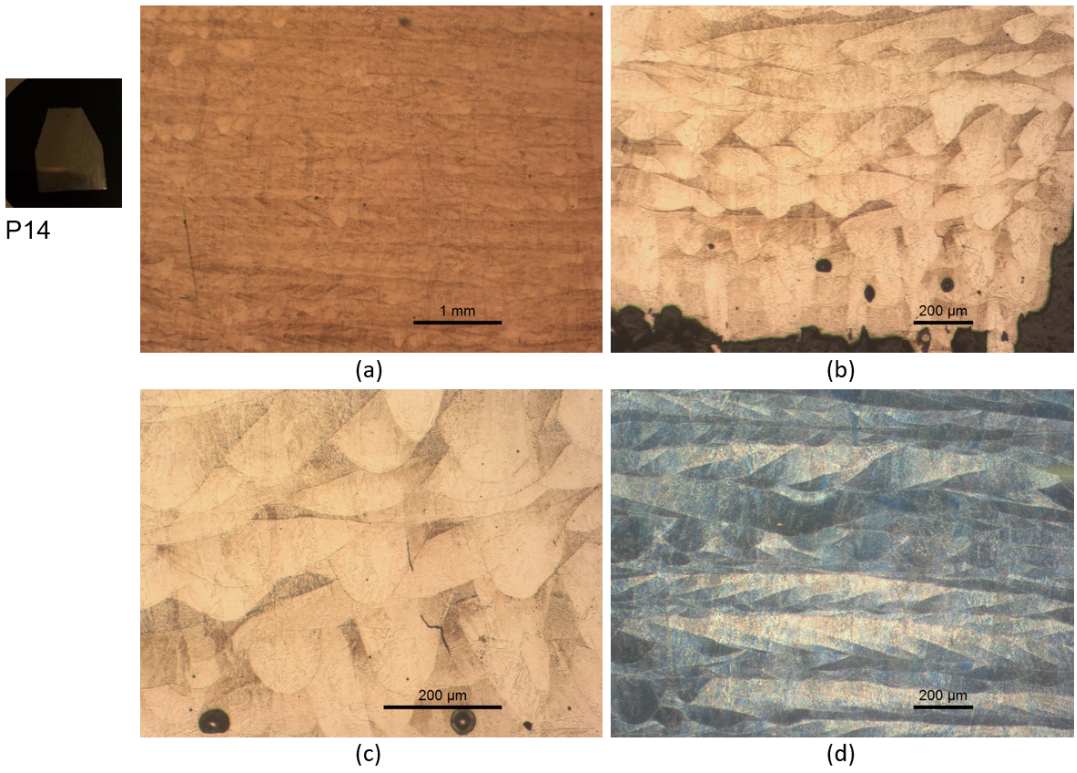


Figura A.5: Imagem ótica da amostra P14, com ampliação: (a) 23x; (b) 75x; (c) 150x; (d) 150x.

Anexo B

Análise da Interface Provete Placa de Construção

Quando foi realizado o corte dos provetes FA da placa de construção, foi cortada parte da placa. Isto permitiu que alguns dos provetes ficassem ainda com alguns milímetros de placa. Como os provetes foram produzidos com sobre-espessura para maquinagem foi possível cortar 5 amostras para analisar a interface da placa com o provete. Na Figura B.1 podem ver-se as amostras utilizadas para a análise da interface placa - provete. A Figura B.1 (a) mostra uma das amostras antes de ser colocada em resina termoendurecível. Nesta imagem pode distinguir-se facilmente a placa, que é a superfície mais clara que se encontra do lado esquerdo, e a superfície do provete aditivo, que corresponde à superfície mais escura, do lado direito.

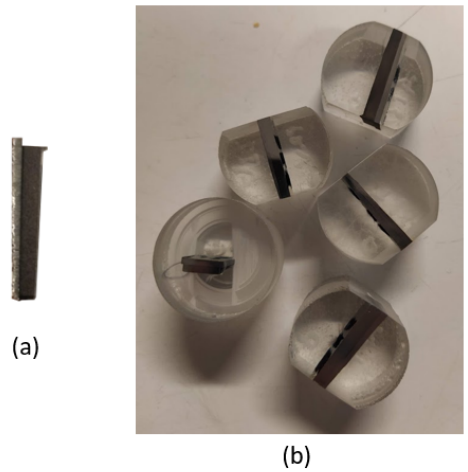


Figura B.1: Amostra utilizada para analisar a interface entre o provete e a placa de construção.

A análise destas superfícies de interface passou pela medição da densidade, seguiu-se a análise da microestrutura e por fim a dureza.

Na tabela B.1 está um quadro resumo dos valores da densidade das amostras.

Tabela B.1: Valor médio da densidade medida na interface placa-provete.

Amostra	**Densidade [%]**
AT16	99.91
AT17	99.92
AT18	99.88
AT19	99.86
AT21	99.89

A Figura B.2 mostra a microestrutura da interface das amostras. É evidente a existência de uma diferença entre as superfícies correspondentes à placa e ao provete. Pode constatar-se que o material da placa não corresponde ao aço *maraging* dos provetes mas sim a um aço ao carbono ferrítico.

Pode também ver-se alguns poros que pela geometria pode dizer-se que foram originados por aprisionamento de gás. Para além disso, pode ver-se a geometria do banho de fusão.

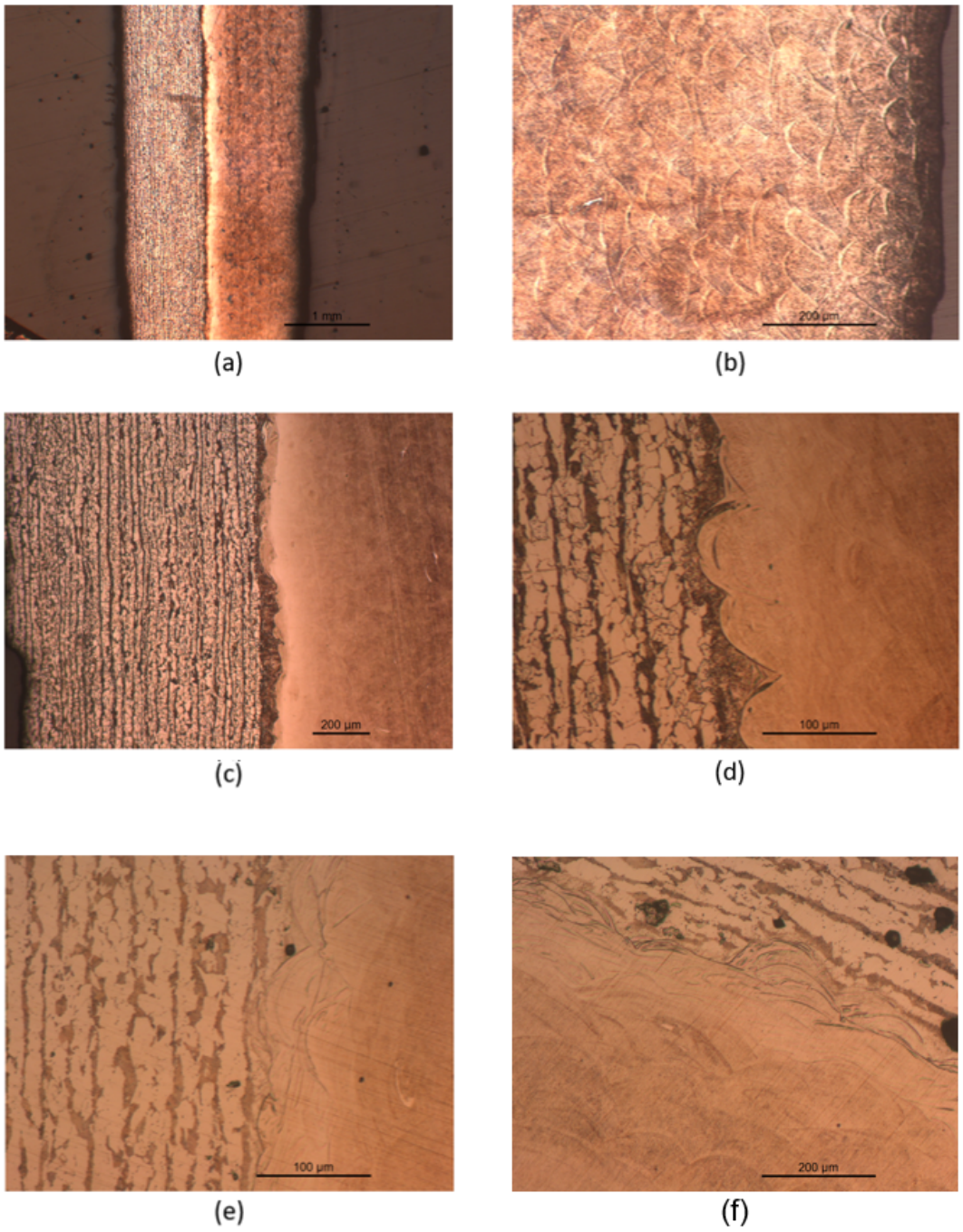


Figura B.2: Microestrutura das amostras da interface placa-provete da amostra (a) AT18; (b) AT16; (c) AT21 ; (d) AT19; (e) AT17 (f) AT17.