



FCTUC FACULDADE DE CIÊNCIAS  
E TECNOLOGIA  
UNIVERSIDADE DE COIMBRA

DEPARTAMENTO DE  
ENGENHARIA MECÂNICA

# **Influência das condições de processamento da fusão seletiva por laser (SLM) nas propriedades mecânicas do aço 316 L**

Dissertação apresentada para a obtenção do grau de Mestre em Engenharia Mecânica na Especialidade de Produção e Projeto

**Autor**

**Ana Cláudia Machado**

**Orientadoras**

**Maria Teresa Freire Vieira**

**Ana Rita Farinha**

**Júri**

<b>Presidente</b>	<b>Professor Doutor Bruno Cabral Trindade</b> <b>Professor Associado da Universidade de Coimbra</b> <b>Professor Doutor Artur Jorge dos Santos Mateus</b>
<b>Vogais</b>	<b>Professor Adjunto do Instituto Politécnico de Leiria</b> <b>Engenheira Andreia Ferreira Nabais</b> <b>Engenheira da DIMLASER</b>
<b>Orientadora</b>	<b>Professora Doutora Maria Teresa Freire Vieira</b> <b>Professora Catedrática da Universidade de Coimbra</b>

**Coimbra, Julho, 2014**



É difícil dizer o que é impossível: o sonho de ontem é a esperança de hoje e a realidade de amanhã.

Robert H Goddard.

À minha mãe, à Marta, ao João, aos que já não se encontram entre nós mas que olham sempre por mim e ao Osvaldo.

## Agradecimentos

Antes de endereçar qualquer agradecimento, desejo manifestar que, olhando de forma retrospectiva este período, ainda que a uma curta distância, considero-me uma privilegiada relativamente às pessoas com quem tive o prazer de trabalhar e às vivências daí proporcionadas.

Em primeiro lugar desejo manifestar uma profunda gratidão à Professora Doutora Maria Teresa Vieira pelas oportunidades facultadas, ensinamentos e estímulo durante os últimos três anos e pela orientação facultada com grande sabedoria.

À Doutora Ana Rita Farinha, transmissão de conhecimentos bem como pela disponibilidade ao longo de todo o trabalho.

À Professora Doutora Ana Paula Piedade pela disponibilidade, sempre que foi solicitada e transmissão de conhecimentos sobre as técnicas de caracterização.

Ao Professor Doutor José Domingos pela ajuda prestada com o equipamento de ensaios de tração.

Aos colegas do departamento, pela ajuda, boa disposição e companheirismo manifestado diariamente.

Ao Kaj Berggreen pela ajuda na compreensão do equipamento e da técnica.

À equipa CDRsp pelo acesso ao equipamento de SLM e por me tratar sempre como parte integrante desta.

Ao projeto "QREN DIM - Direct Intelligent Mold - 38822", pelo suporte financeiro concedido.

Aos amigos de sempre, por toda a paciência e incentivo constante.

À minha família, por serem quem são e tornarem-me no que sou, acima de tudo por acreditar em mim.

Ao Osvaldo pelo companheirismo, amizade e incentivo que sempre me transmitiu.

MUITO OBRIGADA

## Resumo

No mundo atual, há um mercado caracterizado por uma competitividade extremamente agressiva, em que a evolução de produtos passa, neste momento, pela sua personalização/fabrico individualizado de componentes, tendência oposta à produção em grande série. Com efeito, a flexibilidade geométrica, aliada ao reduzido tempo de ciclo de produção e à eficiência na utilização de recursos inerentes aos processos aditivos, faz destes uma escolha cada vez mais procurada industrialmente, em particular para metais e ligas metálicas. O presente estudo, visou otimizar os parâmetros de processamento da fusão seletiva por laser a partir de pós (processo aditivo de pós) (SLM), para produzir componentes em aço 316L (AISI), com propriedades mecânicas similares às resultantes de produtos fabricados por processos convencionais. Neste estudo, ficou demonstrado que os componentes produzidos por fusão seletiva por laser, apresentam uma rugosidade elevada, incomparavelmente maior do que aqueles que são processados por técnicas de fabrico, quer subtrativas quer replicativas, conduzindo a produtos *near net shape*, ou seja, com ainda necessidade de acabamento. Várias são as estratégias de processamento adotadas, entre elas a atmosfera da câmara de fabrico, que afeta diretamente as propriedades mecânicas, em particular a resistência mecânica e a dureza, quando rica em azoto. Para as estratégias de fabrico aditivo adotadas (YZX, YXZ e 45°), à exceção da correspondente a um crescimento fazendo um ângulo de 45° com a plataforma, todas contribuem para um aumento das propriedades mecânicas do produto, sem prejuízo significativo da ductilidade. Neste estudo, ficou demonstrado que, em geral, todas as propriedades mecânicas (Rm e HV) dos produtos de SLM são superiores às resultantes do mesmo produto fabricado a partir do aço 316L maciço; a sua densidade, à exceção da estratégia a 45°, é próxima de 98%, valor adequado para produtos resultantes de pulverotecnologia.

**Palavras-chave:** Fusão Seletiva por Laser (SLM), aço Inoxidável 316 L, rugosidade.

## Abstract

In today's the dynamics of markets, technology, and competition have brought changes in the metal processing. New tools and other products self-made must be tailored function of the needs. Consequently, the geometric flexibility, coupled with reduced time of production and efficiency in resource utilization inherent of additives cycle processes are welcome. The present study had as target the optimization of selective laser melting (SLM) processing parameters from characteristics of powder to strategies of growing of the specimen in 316L (AISI) steel. Final parts/systems produced by SLM exhibit an incomparably high roughness than those processed by other techniques of manufacturing, replicative or subtractive; the near net shape products must be submitted to expensive finishing operations. Various processing parameters are selected, including the chamber atmosphere, particularly the presence of nitrogen directly increase the mechanical properties (mechanical strength and hardness). The strategies of growing selected were YZX, YXZ or 45 °, except the last one, which corresponds to grow at 45 ° with the platform, all contribute to an increase of the mechanical properties of the product, without significant loss of ductility. In this study, it was shown that, in general, all the mechanical properties (Rm, HV) of the products SLM are superior to those obtained with the same product made from bulk steel 316L; its density, is close to 98%, usual for products of powder metallurgy. Growing from powders layer by layer from a strategies: XZX and YXZ by SLM gives rise to mechanical properties of the products are higher than conventional ones. In both cases a finishing process will be necessary, firstly due to the need of separation parts from the platform and secondly to decrease the surface roughness.

**Keywords** Selective Laser Melting, Stainless Steel 316 L, roughness

## Índice

Índice de Figuras .....	vi
Índice de Tabelas .....	viii
Símbolos .....	ix
Siglas .....	ix
INTRODUÇÃO .....	1
1. Revisão bibliográfica .....	2
1.1. Processos aditivos com pós metálicos .....	5
1.2. Fusão Seletiva por Laser .....	7
1.2.1. Aspectos físicos .....	8
1.2.2. Parâmetros .....	10
1.2.3. Vantagens e desvantagens .....	12
1.3. Aço inoxidável .....	14
2. Materiais e Processos .....	16
2.1. Pós de aço inoxidável comercial .....	16
2.2. Caracterização do pó .....	16
2.2.1. Espectrometria de difração laser .....	16
2.2.2. Microscopia Eletrónica de Varrimento .....	16
2.2.3. Difração raios X .....	17
2.2.4. Picnometria de Hélio .....	17
2.3. Fusão seletiva por laser .....	18
2.3.1. Condições Operacionais .....	18
2.3.2. Condições funcionais .....	19
2.3.3. Sequência de varrimento .....	20
2.3.4. Posição de construção do componente .....	21
2.3.5. Atmosfera de Ar/N <sub>2</sub> vs Árgon .....	21
2.4. Caracterização dos componentes .....	22
2.4.1. Porosimetria de mercúrio .....	22
2.4.2. Microscopia ótica .....	22
2.4.3. Microscopia Eletrónica de Varrimento .....	22
2.4.4. Microscopia de foco infinito .....	23
2.4.5. Difração raios X .....	23
2.4.6. Microsonda Eletrónica .....	23
2.4.7. Ensaio de tração .....	24
2.4.8. Microindentação .....	24
3. Resultados e discussão .....	26
3.1. Caracterização do pó (4S) .....	26
3.1.1. Tamanho e Distribuição granulométrica .....	26
3.1.2. Fator de forma .....	27
3.1.3. Estrutura .....	27

---

3.2. Caracterização dos componentes .....	28
3.2.1. Teste tipo A .....	28
3.2.1. Teste tipo B.....	35
Conclusões.....	49
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS .....	51
ANEXO A .....	56



## ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 1.1. Evolução da produção ao longo do tempo, (adaptado de Additive Manufacturing, GAFOE conference, Irvine (2013)).	4
Figura 1.2. Perspetiva da evolução da produção de componentes por processos aditivos (retirado de 3D Printing review (2014)).	4
Figura 1.3. Esquematização dos principais passos dos processos aditivos.	5
Figura 1.4. Esquema representativo da fusão seletiva por laser (adaptado de Attar, Elhan (2011)).	8
Figura 1.5. Representação esquemática do modelo aleatório de deposição de pó (adaptado de Attar, Elhan (2011)).	9
Figura 1.6. Interação do laser com as partículas de pó: Esquema representativo desta interação, (a) (adaptado de Attar, Elhan (2011)); Absorção de radiação laser de alguns materiais em função do comprimento de onda (b) (adaptado de Rombouts, M. (2006) [42]).	10
Figura 1.7. Parâmetros relativos ao varrimento: Representação das três etapas realizadas em cada varrimento(a); ângulo de rotação entre camada (b).	11
Figura 1.8. Exemplos de componentes produzidos por SLM.	13
Figura 2.1. Máquina onde se realizou os testes: SLM 125 HL.	18
Figura 2.2. Representa a sequência de varrimento a) $\theta_{inicial} = 0^\circ$ ; b) $\theta_{incrementado} = 79^\circ$ .	20
Figura 2.3. Representa a sequência de varrimento a) $\theta_{inicial} = 45^\circ$ ; b) $\theta_{incrementado} = 90^\circ$ .	21
Figura 2.4. Posição de produção dos provetes YZX (a); Provetes YXZ (b); Provetes $45^\circ$ (c).	21
Figura 2.5. Geometria e dimensões do provete normalizado (dimensões em mm).	24
Figura 2.6. Ilustração das zonas onde a dureza foi medida.	24
Figura 3.1. Distribuição granulométrica das partículas de pó de aço austenítico 316L.	26
Figura 3.2. Morfologia do pó.	27
Figura 3.3. Difractograma do pó 316 L.	27
Figura 3.4. Provetes produzidos pela SLM 125 HL da SLM Solutions GmbH.	28
Figura 3.5. Microestruturas produzidas por SLM (condições tipo A).	29
Figura 3.6. Espaçamentos usados: vista de frente(a); vista de topo (b) (adaptado de Beal, V.E., (2007)).	30
Figura 3.7. Difractogramas correspondentes ao pó 316 L (condições tipo A).	32
Figura 3.8. Mapas de distribuição elementar do tipo A ( $75 \times 75 \mu\text{m}^2$ ).	33

---

Figura 3.9. Curvas Tensão-Deformação (teste tipo A).....	34
Figura 3.10. Imagem dos componentes após produção: YZX(a); YXZ (b); 45°(c).....	35
Figura 3.11. Porosidade dos provetes produzidos por SLM. ....	36
Figura 3.12. Defeitos observados na superfície de fratura. ....	37
Figura 3.13. Microestruturas dos Provetes: Provetes YZX; Provete YXZ; Provete 45°. ...	38
Figura 3.14. Micrografias dos Provetes.....	39
Figura 3.15. Superfície de varrimento dos Provetes: YZX(a); YXZ (b);e 45°(c).....	40
Figura 3.16. Imagens de IFM (2,6x1 $\mu\text{m}^2$ ): Provetes YZX e YXZ(a); Provetes a 45° (b). 41	
Figura 3.17. Esquema representativo da construção dos provetes: YZX e YXZ(a); e provete a 45° (b). ....	42
Figura 3.18. Valores de rugosidade dos provetes: teste tipo A (a); testes tipo B: YZX (b); YXZ (c); 45°(d).....	42
Figura 3.19. Difractogramas dos testes realizados e do pó 316 L.....	44
Figura 3.20. Curva tensão deformação dos provetes YZX.....	46
Figura 3.21. Curva tensão deformação dos provetes YXZ.....	46
Figura 3.22. Morfologia da superfície de fratura dos provetes (SEM): Teste tipo A(a); provete YZX (b); provete YXZ (c); e provete a 45° (d) .....	47
Figura 3.23. Valores de microdureza: teste tipo A(a); Provetes YZX (b); Provete YXZ (c); Provete 45°(d). ....	48

---

## ÍNDICE DE TABELAS

Tabela 1.1. Resumo das técnicas conjuntamente com os mecanismos de ligação e materiais utilizados. ....	7
Tabela 1.2. Exemplo de trabalhos realizados com aço 316 L processado por SLM. ....	15
Tabela 2.1. Composição típica de um aço inoxidável 316 L. ....	16
Tabela 2.2. Condições operacionais. ....	19
Tabela 2.3. Condições funcionais do teste tipo A. ....	19
Tabela 2.4. Condições funcionais do teste tipo B. ....	20
Tabela 3.1. Parâmetros de rugosidade da superfície de varrimento dos provetes (teste tipo A). ....	31
Tabela 3.2. Parâmetros de rugosidade da superfície lateral dos provetes (teste tipo A). ....	31
Tabela 3.3. Resultados dos ensaios de tração teste tipo A. ....	33
Tabela 3.4. Valores da dureza do teste tipo A e do maciço. ....	34
Tabela 3.5. Valores da análise dimensional. ....	43
Tabela 3.6. Valores de resistência à tração e da deformação máxima. ....	45

---

## SÍMBOLOS

P – potência

e – espessura

dv – distância entre varrimentos

v – velocidade de varrimento

$\lambda$  – o comprimento de onda da radiação incidente

n – número inteiro

$\Theta$  – ângulo de incidência dos raios X.

$R_m$  – resistência à tração.

$e_{m\acute{a}x}$  – deformação máxima.

## SIGLAS

DEM – Departamento de Engenharia Mecânica

FCTUC – Faculdade de Ciências e Tecnologia da Universidade de Coimbra

ASTM – American Society for Testing and Materials

AM – Additive Manufacturing

SLS – Selective Laser sintering

DMLS – Direct Metal Laser sintering

SLM – Selective Laser melting

AISI – American Iron and Steel Institute

LALLS – Low Angle Laser Light Scattering

SEM – Scanning Electron Microscopy

XDR – X-Ray Diffraction

IFM – Infinity Focus Microscopy

ICDD – International Center for Diffraction Data

EPMA – Electron Probe Micro Analysis

## INTRODUÇÃO

No mundo atual, há um mercado caracterizado por uma competitividade extremamente agressiva, em que a evolução de produtos passa, neste momento, pela sua personalização, tendência oposta à produção em grande série. Com efeito, a flexibilidade geométrica, aliada à redução do tempo de ciclo de produção e a eficiência na utilização de recursos inerentes aos processos aditivos faz destes uma escolha cada vez mais ponderada, em particular para metais e ligas metálicas.

A fusão seletiva por laser (do inglês *Selective laser Melting-SLM*<sup>®</sup>) é uma técnica de produção não convencional para produção de pequenas séries, onde sucessivas camadas de pó são fundidas (por um feixe laser) e consolidadas, dentro de uma câmara com uma atmosfera controlada. O SLM ocupa um lugar de destaque nestas tecnologias aditivas uma vez que devido à fusão do material metálico pode criar componentes de elevada densidade e boas propriedades mecânicas semelhantes aos processos de corte por arranque de aparas.

O presente estudo, visa otimizar os parâmetros de processamento na fusão seletiva por laser (processo aditivo de pós) para produzir componentes em aço 316 L, com propriedades mecânicas similares às resultantes de produtos fabricados por processos convencionais.

Não só os parâmetros do processo são importantes, mas também o material/pó é a chave para a qualidade do componente produzido. Com efeito, a sua caracterização que inclui o tamanho, a distribuição granulométrica, a forma e a estrutura, e constitui a primeira etapa para o sucesso do processo. Após processamento por SLM os provetes foram caracterizados quanto à sua topografia, porosidade, estrutura, composição química, microestrutura e propriedades mecânicas.

No presente trabalho, após a introdução, seguem três capítulos: o primeiro trata do seu enquadramento teórico, em que são abordados os processos aditivos, e em maior profundidade a fusão seletiva por laser, bem como a matéria-prima (pó) - aço inoxidável austenítico 316 L; no segundo capítulo são, resumidamente, descritas as técnicas de caracterização utilizadas, bem como as condições experimentais de processamento selecionadas; e no último são apresentados e discutidos os resultados do estudo. A presente dissertação termina com as conclusões e perspetivas para trabalho futuro.

## 1. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

No mundo atual, caracterizado por um desenvolvimento tecnológico muito acelerado, urge a necessidade de reduzir o tempo de produção e de personalizar produto/sistema em oposição à tendência para a produção de grandes séries. Associado a esta tendência encontra-se um mercado caracterizado por uma competitividade extremamente agressiva, em que a evolução de produtos, através da minimização de matéria-prima ou de custos de produção, é uma realidade cada vez mais presente. No entanto, a miniaturização significa continuar a suportar os mesmos esforços mecânicos dos componentes meso e macro, que devido às suas dimensões têm que suportar tensões muito mais elevadas [1]. Neste contexto, foi desenvolvida no final da década de 80 do século transato, a Pulverometalurgia<sup>1</sup>, a fim de concretizar novos materiais funcionais ou estruturais com propriedades semelhantes ou mesmo superiores às conseguidas partir da conformação de materiais maciços. Além disso, este procedimento permite utilizar tecnologias que conduzem a componentes sem necessidade de acabamento como é o caso dos processos de injeção de pós. A miniaturização, ao necessitar de propriedades excepcionais em particular em aplicações estruturais permite utilizar pós nanocristalinos ou mesmo mistura de pós convencionais com reforços nanométricos. Esta via esta agora a ser consolidada para Microfabricação [2].

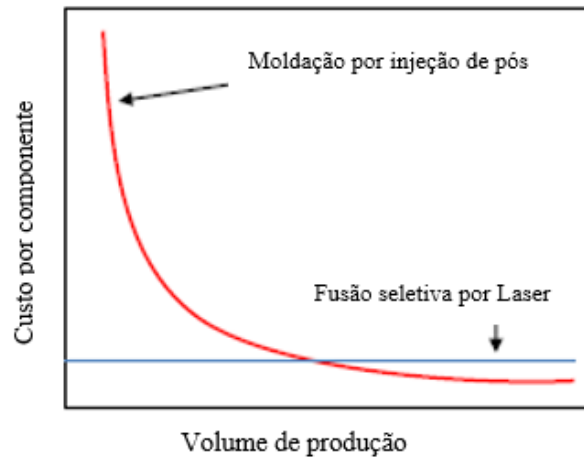
Dois processos estão a ser muito utilizados no processamento de pós, a saber o moldação por injeção de pós (processo replicativo) e fusão seletiva por laser (processos aditivos).

A figura 1.1 ilustra a comparação entre a moldação por injeção de pós (processo replicativo) e fusão seletiva a laser (processo aditivo). Em termos de cadência e custo por componente é possível constatar que a moldação por injeção de pós metálicos - técnica replicativa - é a indicada para grandes séries, pois torna-se economicamente mais competitiva, com o aumento de peças produzidas uma vez que tem a si associado o custo inicial do molde.

---

<sup>1</sup> A Pulverometalurgia, muito resumidamente, pode ser definida como a tecnologia de produção de componentes a partir de pós metálicos [3].

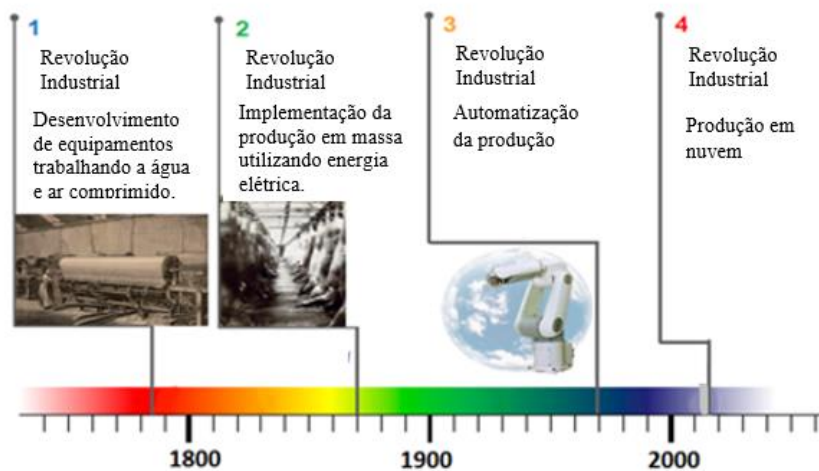
A fusão seletiva por laser apresenta o mesmo custo por componente, independentemente do volume de produção se não se tiver em consideração o tempo de produção [4].



**Figura 1.1.** Gráfico comparativo entre moldação por injeção de pós e fusão seletiva por laser (adaptado de Germarovich, André, (2011)).

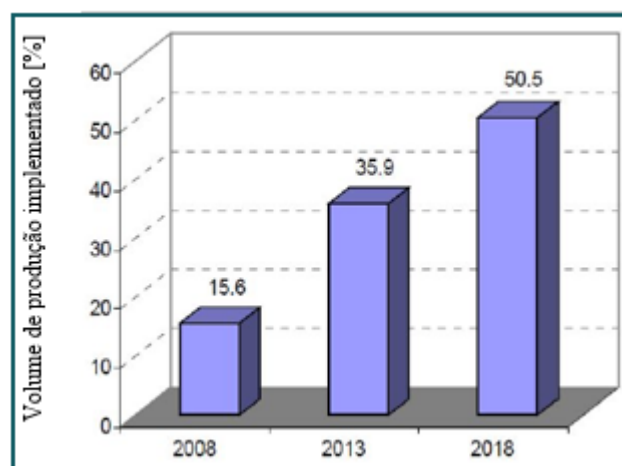
Na realidade atual, também é crucial que as empresas possuam maior capacidade de inovar, produzindo novos produtos para satisfazer ou exceder as expectativas dos clientes/mercado a um ritmo cada vez maior, encurtando significativamente o tempo entre a detecção de uma necessidade e o lançar de um novo produto. A chave do sucesso, que constitui o que alguns autores denominam a 4ª revolução industrial, é o fabrico em nuvem (do inglês- *Cloud manufacturing/ Cloud production*), onde se inserem os processos aditivos (Figura 1.3) [5].

Na produção em nuvem o uso de ferramentas físicas é um complemento ao virtual. Este novo modelo permite a produção de componentes personalizados, em tempo real à escala global. O consumidor intervém de forma ativa na conceção do produto, e o projeto, outrora distanciado da produção, trabalham em conjunto. Os fabricantes e fornecedores que são em regra sectores fragmentados podem agora interagir. Através deste modelo é realizada a plena utilização dos ativos sendo o Software o elemento-chave. Por conseguinte, é realizado o enquadramento dos processos aditivos neste modelo de produção. Os processos aditivos permitem flexibilidade geométrica, redução do tempo de ciclo desde o projeto à produção, produção local instantânea em escala global e eficiência na utilização de recursos [5 - 8].



**Figura 1.1.** Evolução da produção ao longo do tempo, (adaptado de Additive Manufacturing, GAFOE conference, Irvine (2013).

Neste contexto, e devido aos esforços que têm sido feitos para a normalização das processos aditivos, perspectiva-se um aumento significativo da utilização destas tecnologias na indústria, como se pode observar num inquérito realizado a empresas em 2008 (figura 1.4).



**Figura 1.2.** Perspetiva da evolução da produção de componentes por processos aditivos (retirado de 3D Printing review (2014))

Os processos aditivos são o principal enfoque do presente trabalho, sendo descritos nas próximas seções.



## 1.1. Processos aditivos com pós metálicos

Um processo aditivo para produção de componentes metálicos (*Additive Manufacturing - AM*) em oposição às tecnologias subtrativas, consiste na ligação de pós para produzir componentes a partir de um modelo 3D CAD, normalmente camada a camada [9].



Figura 1.3. Esquemática dos principais passos dos processos aditivos.

Segundo a norma ASTM F2792 – 12a, o processo aditivo com pós é um processo de produção que utiliza uma fonte de energia térmica para ligar pós em regiões previamente selecionadas.

O primeiro processo aditivo com pós comercializado e o mais popular é a sinterização seletiva com laser- *SLS*<sup>®</sup> (*Selective laser sintering*). Este foi desenvolvido em 1986 por Deckard da Universidade do Texas em Austin e destinava-se a produzir objetos poliméricos [10-12]. Os equipamentos eram constituídos por um laser de CO<sub>2</sub>, e os resultados conseguidos foram satisfatórios, devido à baixa temperatura de processamento dos polímeros, conciliada com a elevada absorção de radiação laser na ordem dos 10 μm por parte destes materiais [13].

Contudo, a ambição passou sempre por produzir peças metálicas. Numa primeira fase, tal foi conseguido através da mistura de pós metálicos com pós poliméricos dando-se a ligação entre as partículas pela presença de uma fase líquida [14]. Porém, este método incorre na realização de uma tarefa extra que consiste na remoção do polímero, seguida de sinterização e infiltração o que o torna inviável economicamente uma vez que esta técnica é direcionada para pequenas séries com elevado nível de complexidade. Não obstante, a “*3D systems*” comercializa atualmente pós de aço misturados com polímero, como “*LaserForm A6*” e “*RapidSteel 2.0*” [15].

Mais tarde foram produzidos objetos metálicos por sinterização em fase líquida/fusão parcial a partir de misturas metálicas, em que o metal com menor temperatura

de fusão serviu de ligante da matriz [13, 16, 17]. Ao contrário do que ocorria com a mistura de pós metálicos e pós poliméricos em que era necessária uma etapa de remoção do polímero, seguida de sinterização, o novo processo permite produzir componentes metálicos com uma porosidade residual de cerca de 5% numa única etapa [18]. Tal, levou a que alguns investigadores denotassem a técnica de sinterização direta de metais por laser *DMLS* (*Direct Metal Laser Sintering*), comercializada pela “*EOS–Manufacturing solutions*” que apresenta a fusão parcial como um dos mecanismo de ligação de pós metálicos [19-21] disponibilizando materiais como é o caso do “*DirectMetal*” e “*Directsteel*” para este efeito.

A sinterização seletiva por Laser – SLS também pode ocorrer por sinterização em fase sólida, ou seja, as temperaturas de sinterização situarem-se abaixo da linha *solidus*, evitando a formação de uma fase líquida e ocorrendo por difusão de átomos (difusão de volume, difusão fronteira de grão ou difusão superficial) [22, 23]. Não obstante, trata-se de um processo economicamente desfavorável, visto que é necessária uma baixa velocidade de varrimento do laser, para que o tempo de interação do feixe laser com o pó seja longo, justificando-se apenas no processamento de pós cerâmicos [22-24].

Em suma, e no que concerne a pós metálicos, a sinterização seletiva por laser recorre à sinterização em fase líquida ou à fusão parcial, como mecanismos de ligação das partículas de pó [13, 21].

Com a introdução de novos lasers com comprimento de onda de cerca de 1  $\mu\text{m}$ , gama mais favorável à absorção de radiação laser pelos metais [25], W. Meiners e K. Wissenbach do “*Fraunhofer Institute*” na Alemanha em parceria com M. Fockele e D. Schwarze da então “*F&S Company*” desenvolveram em 1997 a fusão seletiva por laser-*SLM*<sup>®</sup> (*Selective Laser Melting*) [26, 27] que se baseia na obtenção de peças metálicas com porosidade quase nula por fornecimento de energia suficiente para que ocorra a fusão total de pós metálicos [28, 29]. Esta técnica também permite a produção com recurso a polímeros, no entanto, por razões históricas, o processamento de polímeros designa-se por sinterização seletiva por laser a designação de fusão seletiva por laser está reservada para a fusão total dos metais [13]. Na tabela 1.1 está apresentado um resumo das técnicas, conjuntamente com os mecanismos de ligação dos pós utilizados.

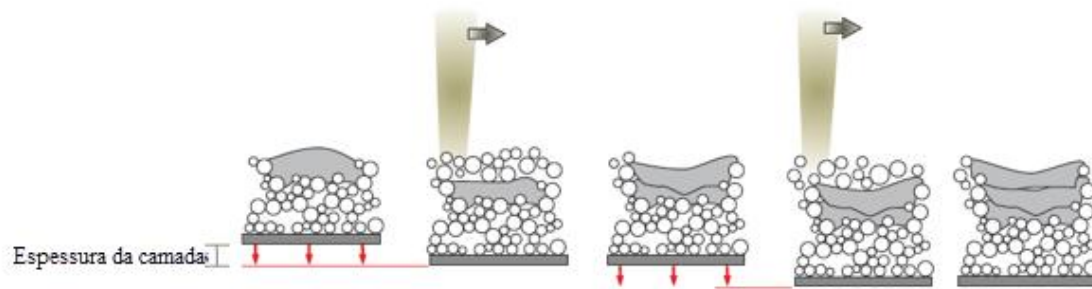
**Tabela 1.1.** Resumo das técnicas conjuntamente com os mecanismos de ligação e materiais utilizados.

Processo	Sinterização seletiva por Laser (SLS)	Sinterização direta de metais por Laser (DMLS)	Fusão seletiva por Laser (SLM)
Mecanismo de ligação	1) Sinterização em fase sólida 2) Sinterização em fase líquida/Fusão parcial: 2.1) Mistura de pós ( $T_{f\text{material } 1} < T_{f\text{material } 2}$ ) 2.2) Mistura de pós ( $T_{f\text{material } 1} < T_{f\text{material } 1}$ ) 3) Passagem ao estado líquido do polímero	1) Sinterização em fase líquida/ Fusão parcial 1.1) Mistura de pós ( $T_{f\text{material } 1} < T_{f\text{material } 2}$ ) 1.2) Mistura de pós ( $T_{f\text{material } 1} < T_{f\text{material } 1}$ )	Fusão total
Materiais	- Cerâmicos - Metais ou ligas metálicas - Polímeros	- Metais ou ligas metálicas	Metais ou ligas metálicas
Laser	$CO_2$ , Nd:YAG, YT: laser de fibra		

## 1.2. Fusão Seletiva por Laser

A fusão seletiva por laser-*SLM*<sup>®</sup> (*Selective Laser Melting*) é um processo aditivo que apoiado num modelo 3D CAD, utiliza a fusão total dos pós metálicos como mecanismo de ligação das partículas para a produção de peças com elevado grau de complexidade, muito próximas da densidade do produto maciço [30-32].

A comercialização desta técnica ocorreu em 2000 e deve-se à “*MCP Technology*” antes designada por “*F&S Company*”, e que desde de 2011 tem como nome *SLM Solutions* [33]. Em 2004, M. Fockele cria a “*Realizer GmbH*”, tornando-se uma das grandes impulsionadoras desta tecnologia a par da “*ConceptLaser*” para a qual esta técnica assume a designação de *LaserCusing*<sup>®</sup> [34, 35].



**Figura 1.4.** Esquema representativo da fusão seletiva por laser (adaptado de Attar, Elhan (2011)).

O procedimento inerente à técnica consiste na deposição de uma primeira camada de pó sobre a plataforma de construção existente no equipamento, esta camada é a base de construção do componente.

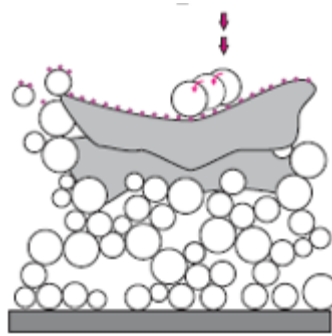
Numa segunda fase, um feixe laser varre uma trajetória pré-definida da camada de pó, fundindo-a completamente. Após a fusão da área a densificar, a plataforma desce o correspondente a uma espessura da camada e uma nova camada de pó é depositada sobre a camada previamente solidificada. Este processo repete-se até que o componente esteja finalizado. Uma esquematização deste processo está apresentada na figura 1.4.

A fusão seletiva por laser processa-se sob um fluxo de gás para proteção da lente dos detritos expelidos para o sistema aquando da interação do laser com as partículas de pó, bem como contribui para a diminuição do grau de contaminação do sistema [36-38]. No fim do processo, procede-se à limpeza do componente, em que o pó excedente pode ser reutilizado após peneiração [30].

O SLM é um processo complexo que envolve diferentes fenómenos físicos. A forte interação entre todos estes fenómenos afeta diretamente as propriedades dos componentes produzidos. Como tal, na próxima seção serão abordados, mesmo que de uma forma geral, os fenómenos dos quais depende a qualidade dos produtos.

### 1.2.1. Aspetos físicos

O processo tem início com a deposição do pó na plataforma de construção. Esta deposição segue um modelo designado por chuva aleatória (figura 1.5). O objetivo é minimizar a energia potencial através da rotação das partículas, após o primeiro contacto com a plataforma, ou com a camada previamente solidificada [39].

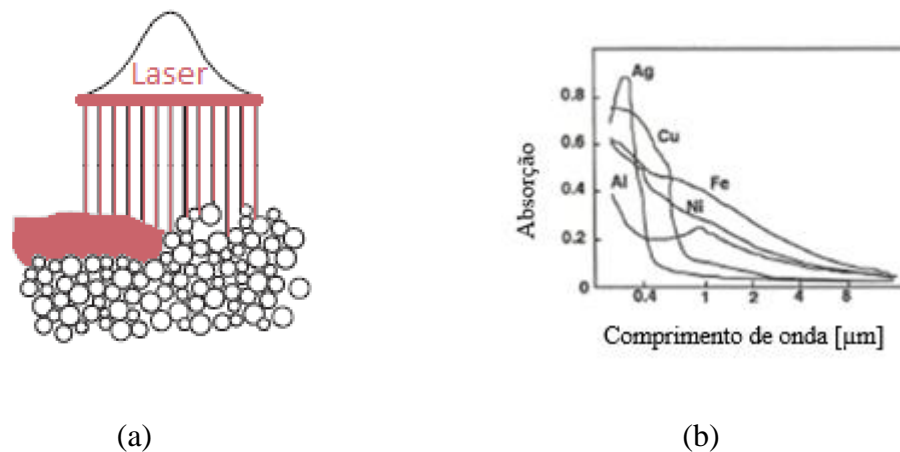


**Figura 1.5.** Representação esquemática do modelo aleatório de deposição de pó (adaptado de Attar, Elhan (2011)).

Na etapa seguinte, o laser emite radiação que é absorvida pela camada de pó previamente distribuída, em maior ou menor quantidade dependente do tipo de material e do laser utilizado (figura 1.6) [40].

Devido à diferença de tensão superficial, entre o metal fundido e o pó, mais ele é arrastado para o fundido, causado pela energia do feixe laser. A baixa viscosidade do líquido em combinação com a elevada tensão superficial cria um fundido muito dinâmico [30]. As alterações de viscosidade, muito influenciadas pela temperatura de fusão dos materiais, logo tem uma grande influência nas tolerâncias dimensional e na rugosidade [30].

A duração do fundido é muito curta (apenas alguns milissegundos) e mal solidifica, uma nova camada de pó será depositada. Nesta etapa, a molhabilidade da fase sólida pela fase líquida é crucial para um processamento com sucesso. O líquido deve molhar não só a camada anterior previamente consolidada mas também as partículas de pó que ainda não foram fundidas [22, 41]. No entanto, a molhabilidade de um sólido pelo líquido depende da tensão superficial que por sua vez é fortemente influenciada pela temperatura a que o material se encontra, bem como pela contaminação do meio [24, 41]. Mesmo na ausência de contaminação, o líquido pode não molhar o sólido se estes estiverem quase à mesma temperatura [30].



**Figura 1.6.** Interação do laser com as partículas de pó: Esquema representativo desta interação, (a) (adaptado de Attar, Elhan (2011)); Absorção de radiação laser de alguns materiais em função do comprimento de onda (b) (adaptado de Rombouts, M. (2006) [42]).

Alguns autores têm sugerido que os parâmetros de processamento devem ser escolhidos de modo a assegurar a refusão da camada solidificada [22, 41]. Contudo, o excesso de energia leva a um fundido instável. O banho torna-se instável quando o comprimento da zona fundida é 2.8 a 3.3 superiores ao diâmetro do laser [43]. Estas instabilidades de fluxo designadas por “efeito de Marangoni” no líquido levam à formação de “gotas” esféricas conhecidas por “balling” [43]. Tal fenómeno desenvolve-se devido a um gradiente de tensão superficial resultante de um gradiente de temperaturas no banho de fusão [30]. Este efeito, afeta negativamente a qualidade da superfície superior da peça bem como pode criar heterogeneidades na deposição da camada seguinte, e por conseguinte porosidade [30].

Em suma, a ligação das partículas por fusão total resulta de uma forte ligação entre fenómenos como a molhabilidade de um sólido por um líquido, a viscosidade, a evaporação e a oxidação [30].

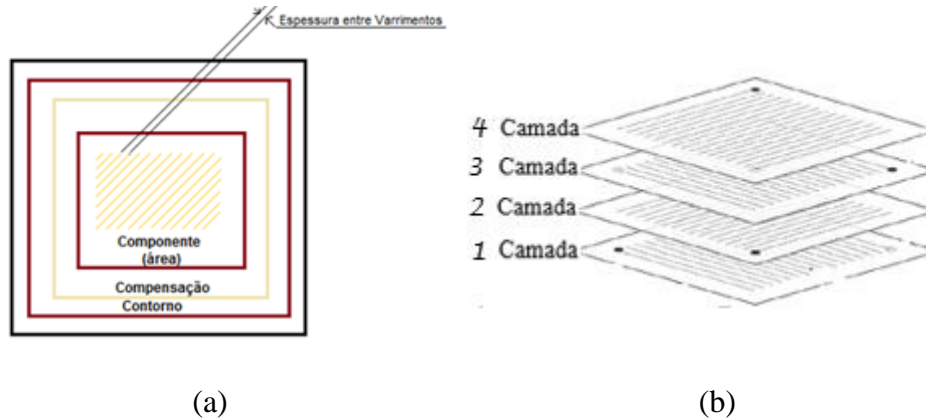
### 1.2.2. Parâmetros

Os parâmetros considerados fulcrais para a produção de um produto final com qualidade são: a potência do laser (P), a espessura de camada (e), a distância entre varrimentos (DV) e a sua velocidade (v), a temperatura da plataforma e a composição da atmosfera [4].

De acordo com a equação 1.1. a densidade de energia é afetada por aqueles parâmetros. A interação deste parâmetro deve ser tal que possibilite a fusão do pó, sem uma diminuição excessiva da viscosidade do líquido [44, 45].

$$\text{Densidade de energia} = \frac{P[W]}{e[mm] \times DV[mm] \times V[\frac{mm}{s}]} \quad \left[\frac{J}{mm^3}\right] \quad (1.1.)$$

No que concerne à metodologia adotada para o varrimento do laser divide-se em três etapas distintas. Numa primeira fase, o laser varre o contorno da peça, em seguida este, procede ao varrimento da área do componente e por último realiza uma compensação para ligar o contorno à área anteriormente realizada (figura 1.7 a). Estes três passos são realizados camada a camada, porém pode o ângulo de rotação variar entre camadas, criando uma malha, favorável à produção de peças com elevada densidade (figura 1.7 b) [4].



**Figura 1.7.** Parâmetros relativos ao varrimento: Representação das três etapas realizadas em cada varrimento(a); ângulo de rotação entre camada (b).

O aquecimento da plataforma favorável à fusão dos pós, dificulta no entanto a extração de calor e a conseqüente solidificação da camada, constituindo um entrave à molhabilidade, contribuindo para o aumento da porosidade do componente final [40].

A composição da atmosfera exerce uma elevada influência no grau de contaminação do sistema e por conseguinte na qualidade dos componentes. Os gases mais utilizados para este efeito são misturas de  $N_2/H_2$  e gás inerte (árgon ou árgon hidrogenado) e  $Ar/N_2$  [36-38]. A maioria dos metais necessita alguma proteção contra a oxidação

aquando da fusão. A formação de óxidos sobre a superfície dos pós retarda ou impede a ligação entre as partículas e o desenvolvimento das propriedades espectáveis no produto final [46]. Se a superfície dos pós contiver óxidos é aconselhável a utilização de uma atmosfera redutora ( $H_2$ ), uma vez que não somente oferece proteção contra a oxidação, como também reduz qualquer óxido à superfície do pó [47]. Contudo, a fusão seletiva por laser em presença de hidrogénio pode introduzir fragilidade no material. Se o material for o aço inoxidável austenítico 316 L a solubilidade do hidrogénio na austenite aumenta por difusão com a temperatura de processamento. Induzindo um teor excessivo de intersticiais que pode conduzir à iniciação de fissuras, logo a uma diminuição dos valores de ductilidade e da resistência à tração [46, 48].

Uma atmosfera mista, como é o caso de  $N_2/H_2$ , pode continuar a ser redutora se o teor de azoto for baixo e ter um incremento de dureza conseguida pela formação de nitretos ( $Cr_2N$ ) presentes em solução sólida na fase austenítica [46]. No entanto, a formação de ( $Cr_2N$ ) deteriora a resistência à corrosão [47].

A camara é sujeita a um fluxo do gás de forma contínua ao longo de todo o processo, que além de garantir uma percentagem mínima de oxigénio na atmosfera evita a chegada ao vidro protetor dos detritos expelidos aquando a interação do laser com as partículas de pó [49].

Não obstante, e segundo *Rehme et al.* (2007) existem 157 fatores distintos que influenciam a qualidade do componente obtido por SLM. Estes fatores são apresentados no anexo A e vão desde a experiência do operador às propriedades do pó [37].

### **1.2.3. Vantagens e desvantagens**

As principais vantagens da fusão seletiva por laser são:

- a possibilidade de produzir peças com elevado grau de complexidade; em teoria não existe nenhuma geometria impossível de fabricar;
- a existência de um laser e não uma ferramenta física, logo não sujeita a desgaste;
- os equipamentos dispõem de software próprio, que permite gerar o programa de fabrico diretamente a partir do ficheiro 3D CAD;
- não necessitar de qualquer intervenção ao longo do processo;
- processo sustentável;
- fabrico personalizado;



A principal limitação do processo é a elevada rugosidade superficial.

A porosidade muitas vezes denotada como uma limitação do processo, é em geral inferior a 2 %. Segundo *Zhang et al* (2013), foram produzidos componentes com cerca de 99,7 % da densidade teórica [38].

Os processos aditivos são competitivos para pequenas séries. Exemplos de componentes produzidos por fusão seletiva por laser encontram-se na figura 1.8.



**Figura 1.8.** Exemplos de componentes produzidos por SLM.

Em princípio, todos os metais ou ligas metálicas podem ser processados por SLM. No entanto, a gama de metais comercialmente disponíveis para SLM é ainda hoje limitada, em grande parte devido a algumas propriedades físicas dos materiais, por exemplo, ponto de fusão e a absorção da radiação laser [30].

Os materiais que são processados por SLM são aço inoxidável austenítico [50], aço ferramenta [51] e metais não ferrosos como o titânio e as suas ligas [52, 53], ligas de cobalto-crómio [54] e ligas de alumínio [55], muito utilizadas na medicina e setor aeroespacial.

### **1.3. Aço inoxidável**

Os aços inoxidáveis são onnipresentes no cotidiano da sociedade, sendo impossível enumerar todas as suas aplicações. Entre muitas outras, são de evidenciar as aplicações na indústria química, na indústria nuclear e na indústria biomédica [1].

Os aços inoxidáveis podem ser austeníticos, ferríticos ou martensíticos. A austenítica à temperatura ambiente tem a particularidade de conferir ao aço características paramagnéticas que conciliadas com combinação positiva entre resistência à corrosão, oxidação e a resistência mecânica a quente faz com que estes aços tenham uma ampla utilização [1].

No que concerne ao processamento por SLM aço inoxidável é um dos materiais mais processados [56-59], pois não sofre transformações de fase quer no arrefecimento quer no aquecimento. No entanto, para utilizar componentes de aço inoxidável produzidos por SLM em aplicações de engenharia, é necessário resolver alguns problemas. Nos últimos anos, com o intuito de compreender o comportamento deste material na fusão seletiva por laser foram realizados diversos estudos, de otimização de parâmetros [45, 58, 59, 61-67]. A tabela 1.2 apresenta alguns dos estudos realizados, no que concerne à compreensão de propriedades mecânicas, e da densidade dos componentes.

O presente estudo, visa otimizar os parâmetros de processamento na fusão seletiva por laser (processo aditivo de pós) para produzir componentes em aço 316 L, com propriedades mecânicas similares às resultantes de produtos fabricados por processos convencionais.

**Tabela 1.2.** Exemplo de trabalhos realizados com aço 316 L processado por SLM.

Pó de aço inoxidável 316 L	Produção	Parâmetros relativos ao laser	Velocidade de varrimento (mm/s)	Distância entre varrimentos ( $\mu\text{m}$ )	Espessura da camada ( $\mu\text{m}$ )	Atmosfera	Produto final			Ref.
							Densidade (%)	Resistência à tração (MPa)	Dureza	
	Atomização a gás	-Ytterbium: laser Fibra -P= 150 W	125 - 200	90	50	Árgon	93.3 a 98.3 (maior para 150 mm /s)	-	230 – 240 $HV_{0.1}$	[65]
	-	-Nd:YAG -P= 107 W	400-500	200	30-60	Árgon (0.6 < % $O_2$ < 1.2)	-	115-580	45 – 104 HRB	[66]
	-	--CO <sub>2</sub> -P=200 W	300-360	100	20-40	Azoto (% $O_2$ =0.4) Plataforma -80°C	-	444-862	93 - 117 HRB	[66]
	Atomização a gás	Ytterbium: laser Fibra -P=100W	90	100	60	Gás inerte	96	654	-	[67]
	Atomização a gás	-Ytterbium: laser Fibra -P=100W	40-640	-	50-75	Árgon	69-99	595-745	-	[45]

## 2. MATERIAIS E PROCESSOS

### 2.1. Pó de aço inoxidável comercial

Neste trabalho foram utilizados pós de aço inoxidável 316L (AISI/SAE) SLM solutions GmbH. A composição química típica do 316 L é apresentada na tabela 2.1 [68].

**Tabela 2.1.** Composição típica de um aço inoxidável 316 L.

Elemento	Cr	Ni	Mo	Mn	Si	P	C	S	Fe
Percentagem ponderal	16 -18	12 - 14	2 - 3	1,4	0,7	0,04	0,030	0,035	64

### 2.2. Caracterização do pó

#### 2.2.1. Espectrometria de difração laser

Uma análise granulométrica tem por objetivo a determinação do tamanho das e sua distribuição. Este método em inglês designa-se por LALLS (“Low Angle Laser Light Scattering”) e baseia-se no princípio que uma determinada partícula ao atravessar um feixe de laser provoca a difração da luz. Um detetor capta a luz difratada e analisa o espectro de difração possibilitando o cálculo da distribuição granulométrica das partículas de uma amostra [69].

Neste estudo, foi utilizado um analisador da marca Malvern, modelo *Mastersizer 3000*. Os espectros de difração foram analisados de acordo com a teoria de Fraunhofer. As análises foram realizadas em meio líquido (água).

#### 2.2.2. Microscopia Eletrónica de Varrimento

A microscopia eletrónica de varrimento- SEM (*Scanning Electron Microscopy*) permite observar a morfologia do material. O princípio de funcionamento desta técnica consiste na incidência de um feixe de eletrões na superfície da amostra. Uma vez o feixe em contacto com uma superfície gera a difusão, difração e emissão de eletrões, estes são posteriormente captados por um detetor que converte o sinal em imagem. De entre estes

tipos de elétrons que permitem caracterização dos materiais em estudo os mais utilizados são os elétrons secundários, responsáveis pela visualização da morfologia superficial [69].

Neste trabalho, a análise da forma e da morfologia da superfície dos pós foi realizada no equipamento Philips modelo *JSM-5310*, com filamento de tungstênio. As observações foram realizadas com uma tensão de aceleração do feixe de 10kV.

### 2.2.3. Difração raios X

A difração de raios X - XRD (*X-Ray Diffraction*) permite o estudo da estrutura cristalina de um material. O feixe incide na superfície do material, interferindo construtivamente com os planos cristalinos, sendo difratado segundo a Lei de Bragg (eq.2.1).

$$n\lambda = 2d \sin\theta, \quad (2.1)$$

em que  $n$  representa um número inteiro;  $\lambda$  o comprimento de onda da radiação incidente;  $d$  a distância entre planos cristalinos da mesma família;  $\theta$  o ângulo de incidência dos raios X [69].

Neste trabalho foi utilizado o equipamento Philips X'Pert, com goniômetro PW 3020/00, usando uma tensão de aceleração de 40 kV e uma intensidade de corrente de 35 mA, cujo anticátodo é de cobalto com comprimento de onda  $\lambda(K_{\alpha 1})=0,178896$  nm e  $\lambda(K_{\alpha 2})=0,179285$  nm. Na análise dos pós foram utilizadas as seguintes condições de aquisição no difratômetro: passo de  $0.04^\circ/s$  e o tempo de aquisição foi de 1 segundos por passo.

### 2.2.4. Picnometria de Hélio

A picnometria a hélio permite avaliar a densidade real dos pós, admitindo a inexistência de porosidade fechada nestes. A densidade é avaliada através da medição de volume das partículas de pós, por variação da pressão de hélio numa câmara de volume calibrado. Utiliza-se hélio por duas razões: a primeira por ser um gás inerte, e a segunda devido ao pequeno tamanho dos átomos, que facilmente penetram nos poros abertos, permitindo uma maior exatidão no resultado final. Uma vez que se admitiu a inexistência de porosidade fechada, considera-se que a densidade teórica é igual à densidade (real),

visto que a porosidade aberta existente é ocupada pelo hélio, entrando deste modo em linha de conta no valor final da densidade [69].

Neste trabalho foi utilizado o equipamento AccuPyc 1330 da Micromeritics; para cada tipo de amostra foram efetuadas dez medições.

## 2.3. Fusão seletiva por laser

### 2.3.1. Condições Operacionais

Neste trabalho foi utilizado o equipamento SLM 125 HL da SLM Solutions GmbH (figura 2.1), com as condições sumariadas na tabela 2.1.

Após a introdução do pó no alimentador, a primeira camada de pó é depositada. Em seguida, efetua-se a purga de ar da câmara, ou seja, é injetado ar até se atingir uma pressão relativa de 3 kPa procedendo-se nesta altura à injeção de argon e simultaneamente à evacuação da mistura por um ponto afastado da entrada do gás inerte até atingir a composição de gases desejada ( $O_2 < 0.2\%$ ), este processo tem uma duração de aproximadamente 15 min.



Figura 2.1. Máquina onde se realizou os testes: SLM 125 HL.

Tabela 2.2. Condições operacionais.

	Tecnologia	Fusão Seletiva a laser (SLM)
	<b>Tipo de laser</b>	YTTERBIUM: Laser de fibra
<b>Laser</b>	<b>Potência (W)</b>	100
	<b>Comprimento de onda (nm)</b>	1070
	<b>Diâmetro do laser (<math>\mu\text{m}</math>)</b>	87
	<b>Modo de operação do laser</b>	Contínuo
	<b>Base (mm x mm)</b>	125x125
<b>Base</b>	<b>Pré – aquecimento base</b>	200°C
	<b>Material da base</b>	Aço 304
	<b>Gás de descarga (Teste tipo A)</b>	Ar/N <sub>2</sub>
<b>Gás</b>	<b>Gás de descarga (Teste tipo B)</b>	Árgon (99.9992%)
	<b>O<sub>2</sub> (%)</b>	<0.2
	<b>Pressão relativa de Trabalho (kPa)</b>	1 -1,2

### 2.3.2. Condições funcionais

Os tipos de teste realizados designam-se por A e B. Os parâmetros estão sumariados na tabela na tabela 2.3 e 2.4.

Tabela 2.3. Condições funcionais do teste tipo A.

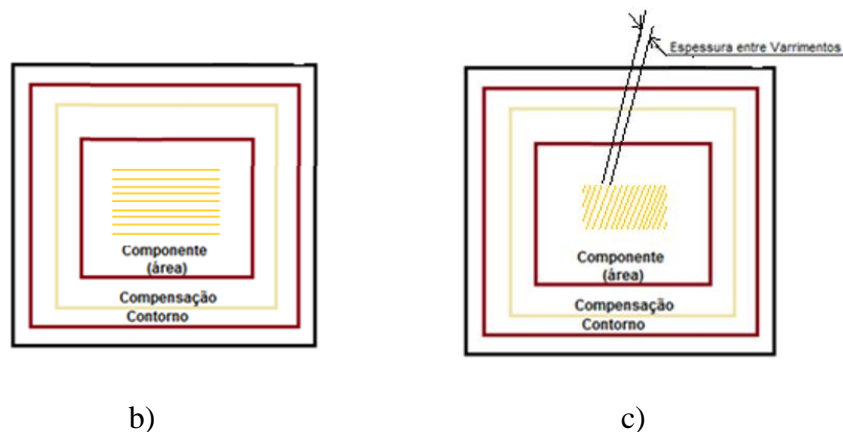
	Parâmetros 1
Tempo entre realização de camadas (s)	6
Espessura da Camada ( $\mu\text{m}$ )	30
Distância entre varrimentos (mm)	0,12
Sequência do varrimento	$\theta_{inicial} = 0^\circ$ $\theta_{incrementado} = 79^\circ$
Velocidade de varrimento (mm/s)	385 - 450
Potência (W)	95
Densidade de energia ( $\text{J}/\text{mm}^3$ )	58 – 69

**Tabela 2.4.** Condições funcionais do teste tipo B.

	<b>Parâmetros 2</b>
Tempo entre realização de camadas (s)	15
Espessura da Camada ( $\mu\text{m}$ )	30
Distância entre varrimentos (mm)	0,12
Sequência do varrimento	$\theta_{inicial} = 45^\circ$ $\theta_{incrementado} = 90^\circ$
Velocidade de varrimento (mm/s)	385 450
Potência (W)	95
Densidade de energia ( $\text{J}/\text{mm}^3$ )	58 -69

### 2.3.3. Sequência de varrimento

A sequência de varrimento nos testes tipo A foi iniciada com a um ângulo de  $0^\circ$  com um incremento camada a camada de  $79^\circ$ , (figura 2.2). O teste B foi realizado com um ângulo inicial de  $45^\circ$  e com uma rotação de  $90^\circ$  camada/camada (figura 2.3).



**Figura 2.2.** Representa a sequência de varrimento a)  $\theta_{inicial} = 0^\circ$ ; b)  $\theta_{incrementado} = 79^\circ$ .



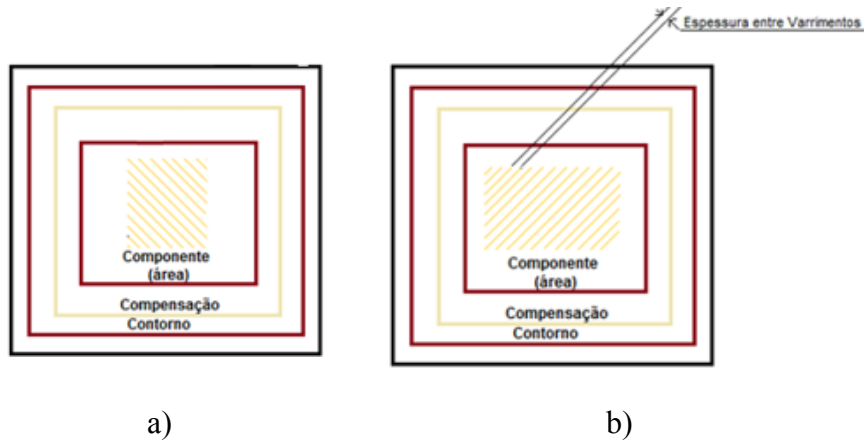


Figura 2.3. Representa a sequência de varrimento a)  $\theta_{inicial} = 45^\circ$ ; b)  $\theta_{incrementado} = 90^\circ$ .

#### 2.3.4. Posição de construção do componente

Os componentes do tipo A foram produzidos na posição YZX (figura 2.4 a) enquanto no tipo B os componentes foram produzidos em três posições distintas (figura 2.4).

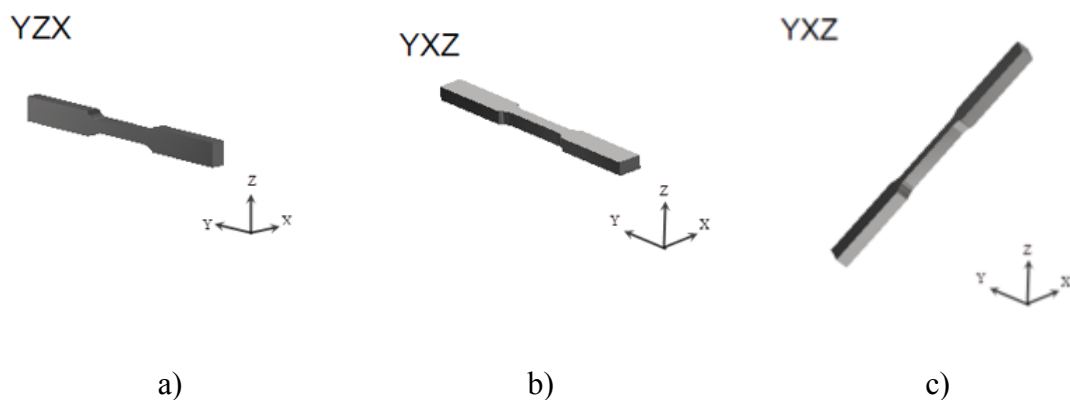


Figura 2.4. Posição de produção dos provetes YZX (a); Provetes YXZ (b); Provetes  $45^\circ$  (c).

#### 2.3.5. Atmosfera de Ar/N<sub>2</sub> vs Árgon

Os testes A e B foram realizados, respectivamente, em atmosfera de Ar/N<sub>2</sub> e árgon.

## 2.4. Caracterização dos componentes

### 2.4.1. Porosimetria de mercúrio

A intrusão de mercúrio é baseada em fenómenos de capilaridade, nos quais o poro é assumido como um capilar, sendo necessária a aplicação de um excesso de pressão para forçar o mercúrio a entrar nos poros abertos.

A determinação da porosidade dos provetes foi realizada com recurso a um porosímetro 9320 da Micromeritics, que permite utilizar pressões até 207 MPa e quantificar poros com dimensões compreendidas entre 6 nm e 360  $\mu\text{m}$  [69].

A porosidade da amostra é calculada pela relação existente entre o volume de poros e o volume total ocupado pela amostra incluindo os poros, de acordo com a expressão:

$$p = \frac{V_{\text{poros}}}{V_{\text{poros}} + V_{\text{proвете}}} \times 100 \quad (2.3.)$$

### 2.4.2. Microscopia ótica

A microscopia ótica permite observar a microestrutura do material após ataque com reagentes químicos que conseguem realçar as suas particularidades, como as fronteiras de grão, provocando diferentes tonalidades. No ataque químico dos provetes produzidos com pós de 316 L foi utilizado como reagente de ataque: 100 ml de etanol, 100 ml de HCL e 5g de  $\text{CuCl}_2$ , durante um período aproximado de 4 minutos à temperatura ambiente.

Neste trabalho foi utilizado um microscópio Leica, modelo DM 4000 M LED, que dispunha de uma câmara fotográfica Leica, modelo MC 120 HD, que permitiu registar as microestruturas analisadas.

### 2.4.3. Microscopia Eletrónica de Varrimento

Uma breve explicação desta técnica está descrita na subsecção 3.2.2 do presente texto.

Neste trabalho, a análise da morfologia da superfície, bem como das suas superfícies de fratura foi realizada no equipamento FEI Quanta 400FEG ESEM/EDAX Genesis X4M.

#### 2.4.4. Microscopia de foco infinito

A microscopia de foco infinito- IFM (*Infinity Focus Microscopy*) permite a captação de imagens 3D de um componente, bem como a avaliação da rugosidade da superfície, através de um software adequado. Opera através da combinação do varrimento longitudinal e transversal de uma superfície. A sua gama de varrimento longitudinal varia desde os 400 nm até aos milímetros, a transversal pode ser tão pequena como 20nm.

O equipamento utilizado neste ensaio era da marca seguinte: Alicona Infinite Focus da Alicona Imaging GmbH.

A rugosidade foi medida de acordo com ISO 4287.

#### 2.4.5. Difração raios X

As características essenciais da técnica de difração de raio X estão descritas na subsecção 2.2.3 do presente capítulo.

Na análise dos provetes de tração o equipamento utilizado, foi o mesmo dos pós. As condições de aquisição no difratómetro foram as seguintes: passo de 0.04 e o tempo de aquisição de 1 segundo por passo.

#### 2.4.6. Microsonda Eletrónica

A microsonda eletrónica - EPMA (*Electron Probe Micro Analysis*) permite a análise química elementar não destrutiva, tanto qualitativa como quantitativa. O seu princípio de funcionamento, resumidamente, baseia-se na interação de um feixe de eletrões com o material a analisar. Quando a energia fornecida pelo feixe é suficiente, há eletrões que são ejetados das suas orbitais, sendo a sua posição ocupada por outros que se encontram em orbitais mais exteriores. Devido à diferença de energia entre níveis eletrónicos há a emissão, de raios X. O comprimento de onda da radiação emitida é característica dos níveis entre os quais ocorre a transição, bem como do elemento químico em análise [69].

Neste trabalho foi utilizado um equipamento Cameca, modelo Camebax SX50 com um feixe de 10 kV e corrente de 40 mA. Na análise da distribuição química elementar foram efetuadas imagens da distribuição em área  $75 \times 75 \mu\text{m}^2$ .

### 2.4.7. Ensaios de tração

Os ensaios de tração são uma ferramenta essencial para caracterizar o comportamento mecânico dos materiais.

Os provetes produzidos estão em acordo com a norma ASTM E 8M -11 (2012) (figura 2.5.). É de salientar que após produção dos provetes por fusão seletiva por laser eles apresentavam pequenas variações dimensionais em relação ao previsto na norma.

A realização dos ensaios decorreu sem a utilização de extensómetro, por não haver um compatível com a dimensão da zona útil do provete em análise, ficando assim a análise do domínio elástico comprometida. Contudo, este domínio é uma fração diminuta da deformação total, pois o material em análise é dúctil. Assim, considerou-se plausível o cálculo da tensão máxima e da deformação máxima.

Neste trabalho foi utilizado um equipamento Shimadzu, modelo Autograph AG -X, com uma célula de 5 kN. Os ensaios foram realizados à temperatura ambiente, com uma velocidade de aplicação de carga de 1mm/min.

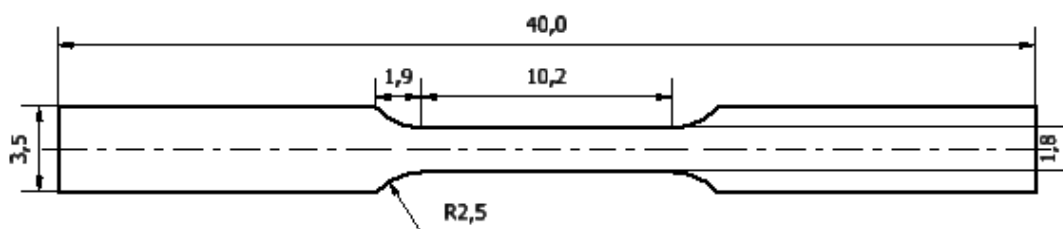


Figura 2.5. Geometria e dimensões do provete normalizado (dimensões em mm).

### 2.4.8. Microindentação

A microdureza foi a técnica utilizada no cálculo da dureza global dos provetes. Tendo em conta que os provetes são simétricos tanto longitudinal como lateralmente, espera-se que haja também uma similitude em relação aos resultados da dureza. Assim, as medições foram realizadas de 500 em 500  $\mu\text{m}$ , para que o campo de deformações de uma indentação não influenciasse a dureza da próxima indentação (figura 2.6.).



Figura 2.6. Ilustração das zonas onde a dureza foi medida.

Neste trabalho, utilizou-se um equipamento da marca Shimadzu com um indentador de diamante de Vickers, com uma carga de 10 N aplicada durante 15 s. O valor de dureza foi determinado através da medição das diagonais ( $d_1$  e  $d_2$ ) da impressão deixada na superfície, após a remoção da carga (equação 2.2.). A relação entre a dureza, a carga aplicada e o comprimento das impressões está estabelecida na equação 2.2., em que  $F$  é a carga de teste em Kgf e  $d$  a media aritmética das diagonais da impressão deixadas no material.

$$HV = 1,854 \times \frac{F}{d^2} \quad (2.2.)$$

### 3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

#### 3.1. Caracterização do pó (4S)

A caracterização do pó é essencial, em particular no que diz respeito ao tamanho de partícula, a distribuição de tamanhos das partículas, a sua forma das partículas e estrutura, pois elas influenciam as propriedades do produto final. Assim, iniciou-se este estudo pela caracterização dos pós de aço inoxidável austenítico 316 L.

O pó do aço em análise tem uma densidade do pó é  $7880 \text{ Kg/m}^3$ .

##### 3.1.1. Tamanho e Distribuição granulométrica

A caracterização foi iniciada pela determinação do tamanho das partículas por recurso à espectroscopia de difração laser (LALLS).

Decorre da análise 50% apresentam um diâmetro inferior a  $32,4 \mu\text{m}$ . Na figura 3.1, observa-se que a distribuição de tamanho de partícula é estreita e unimodal simétrica.

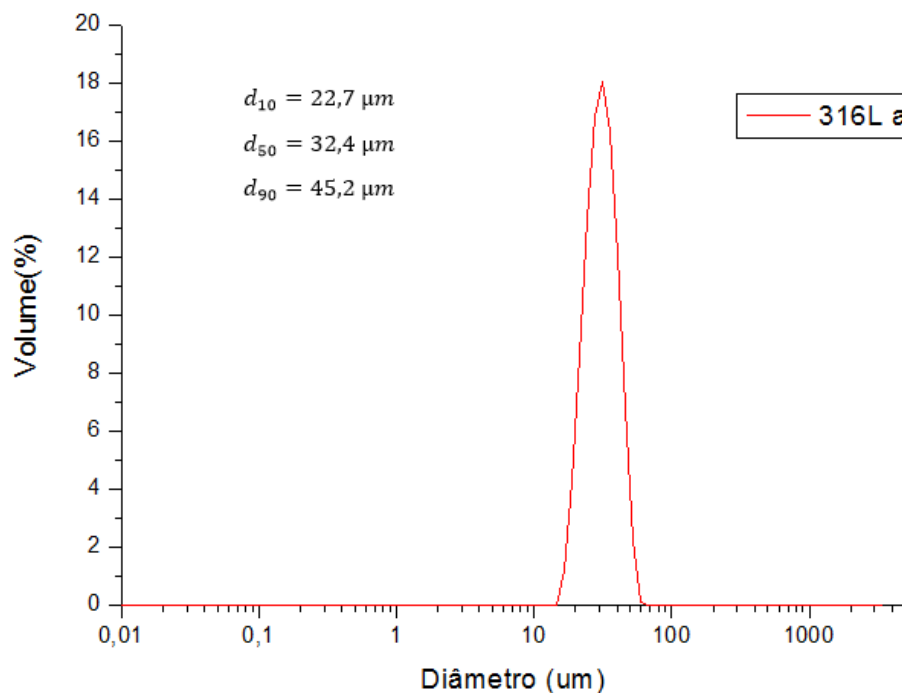


Figura 3.1. Distribuição granulométrica das partículas de pó de aço austenítico 316L.

### 3.1.2. Fator de forma

Na figura 2 observa-se que a maioria das partículas apresentam um fator de forma aproximadamente de 1, portanto esféricas.

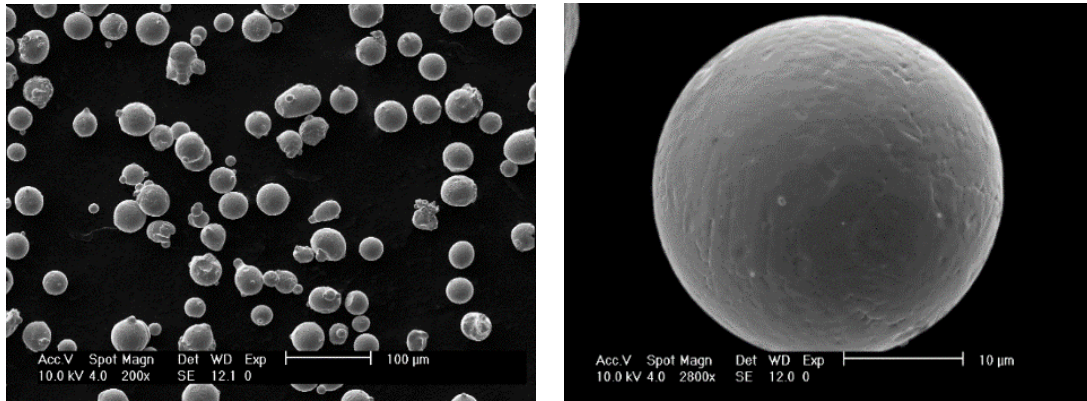


Figura 3.2. Morfologia do pó.

### 3.1.3. Estrutura

A composição fásica foi estudada por difração de raios X, para o pó em estudo (figura 3.3). Por comparação com as fichas ICDD (A – austenite (33 – 0397) e F – ferrite (87 - 0722)) trata-se de um pó austenítico, com vestígios de fase ferrítica/martensite.

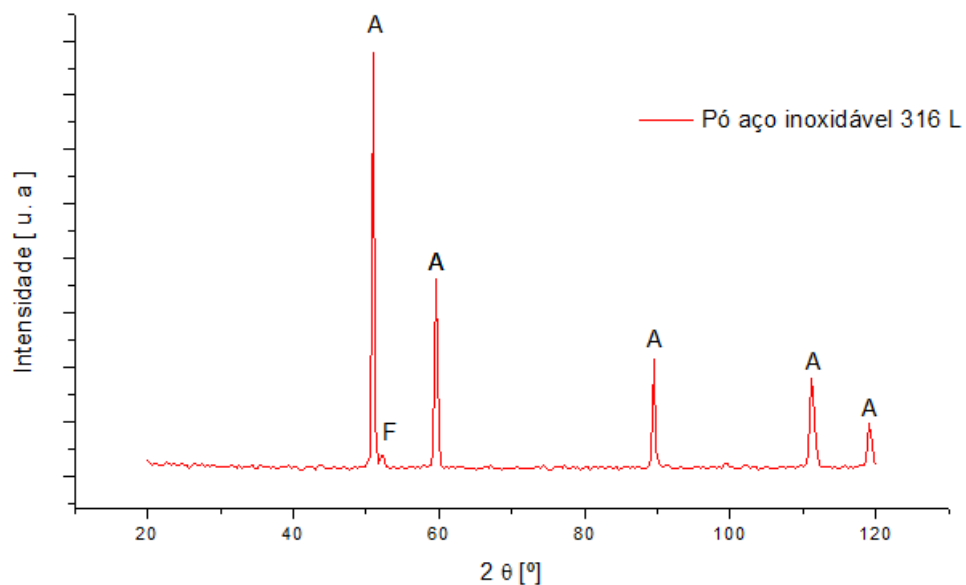


Figura 3.3. Difratograma do pó 316 L.

## 3.2. Caracterização dos componentes

Neste sub-capítulo são apresentados e discutidos os resultados da caracterização dos provetes de 316 L produzidos por fusão selectiva por laser. Numa primeira fase, foram produzidos provetes utilizando uma atmosfera de Ar/N<sub>2</sub>, em que o ângulo inicial de varrimento foi de 0° seguido por cada camada de um incremento de 79°, a posição de construção foi YZX e o tempo entre camadas de 6 segundos (teste tipo A). Numa segunda fase (teste tipo B), os provetes foram produzidos numa atmosfera de Árgon (Ar), utilizando um ângulo inicial de 45° com um incremento por camada de 90° e com um tempo entre camadas de 15 segundos. Neste último caso foram produzidos provetes segundo 3 posições distintas (provetes YXZ, provetes YZX e provetes com um ângulo de 45° com a plataforma) para aferir da reprodutibilidade da técnica segundo as diferentes direcções.

### 3.2.1. Teste tipo A

Na figura 3.4 estão os provetes que resultaram de um processo aditivo teste tipo A.



Figura 3.4. Provetes produzidos pela SLM 125 HL da SLM Solutions GmbH.

#### a) Porosidade

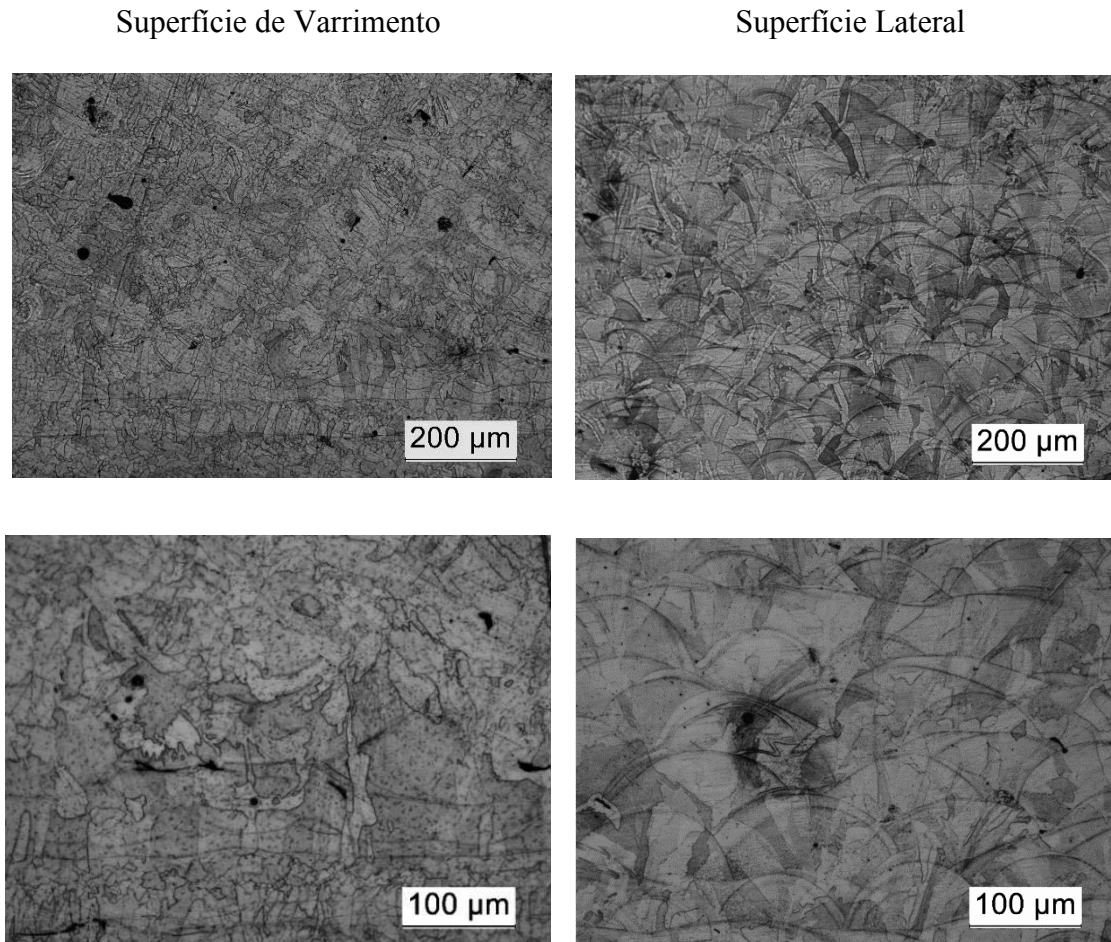
Os provetes do teste tipo A apresentam uma porosidade de 2,9 %.

#### b) Microestrutura

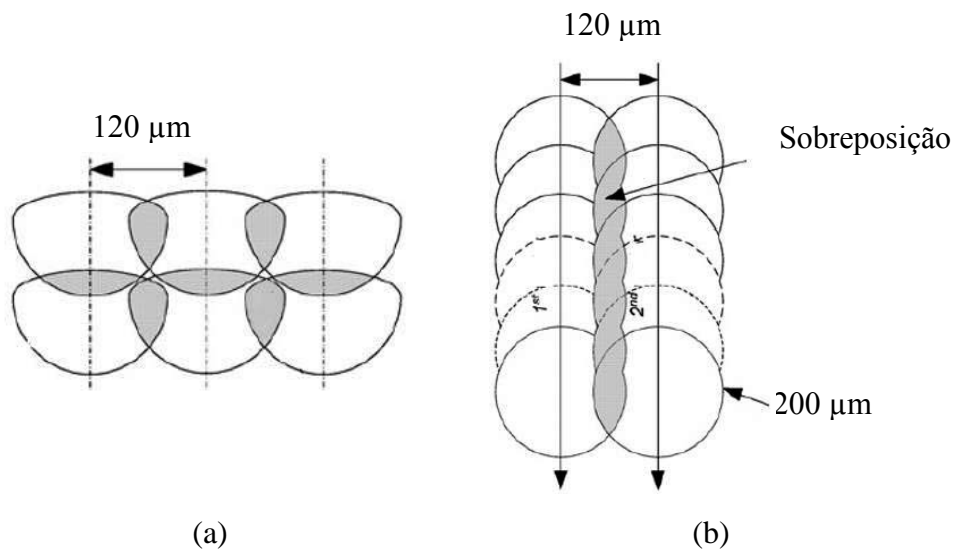
As microestruturas típicas das superfícies de varrimento e da secção lateral dos provetes, para as condições designadas por tipo A, revelam para baixas ampliações uma



porosidade reduzida, (figura 3.5). É possível discernir duas microestruturas distintas, uma correspondente à superfície de varrimento e outra à superfície lateral. Esta apresenta uma microestrutura em forma de “escama” que pode ser atribuída ao efeito do calor fornecido ao material pela radiação laser. Este formato de “escama” é típico de processos onde há vários etapas sucessivas de aquecimento, semelhante ao que ocorre em alguns processos de soldadura [67] (figura 3.6.).



**Figura 3.5.** Microestruturas produzidas por SLM (condições tipo A).



**Figura 3.6.** Espaçamentos usados: vista de frente(a); vista de topo (b) (adaptado de Beal, V.E., (2007)).

### c) Topografia

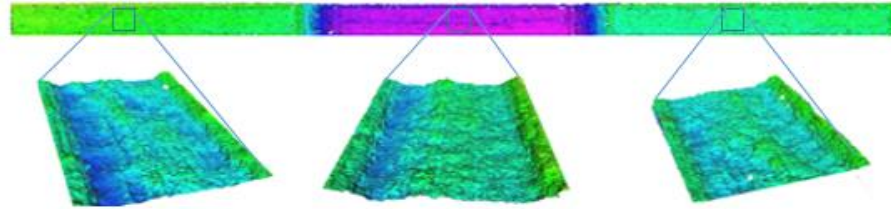
A topografia superficial dos componentes produzidos por SLM foi avaliada por IFM (cf. 2.4.4.). Esta técnica permite identificar e diferenciar as diversas regiões das superfícies dos materiais, pelo que se torna num precioso auxiliar na distinção de zonas em superfícies heterogêneas.

As imagens de IFM foram tratadas usando um programa desenvolvido para este equipamento. Este também permite adquirir os parâmetros seguintes: rugosidade média do perfil ( $R_a$ ) (média aritmética das alturas pico/vale ao longo do perfil); ( $R_{ms}$ ) (raiz quadrada média do desvio em relação à média do perfil); e rugosidade média da superfície ( $S_a$ ) (média aritmética do desvio da altura da superfície em relação à média do perfil). Os resultados estão sumariados para as superfícies analisadas nas tabelas 3.1 e 3.2.

A rugosidade da superfície de varrimento é significativamente maior que a da superfície lateral. Na verdade aquela superfície apresenta “estrias”, consequência da estratégia aplicada. É típico dos componentes produzidos por SLM apresentarem uma rugosidade muito elevada, incomparável a qualquer outra técnica de fabrico subtrativo, e constituindo um dos grandes entraves para a integração desta técnica industrialmente [24]. No entanto, já há disponível no mercado equipamentos de SLM associados a fresadoras, ou seja, à medida que a peça vai crescendo é fresada, permitindo obter no final do processo uma rugosidade comparável à dos processos *net shape* [64].

### a) Superfície de varrimento

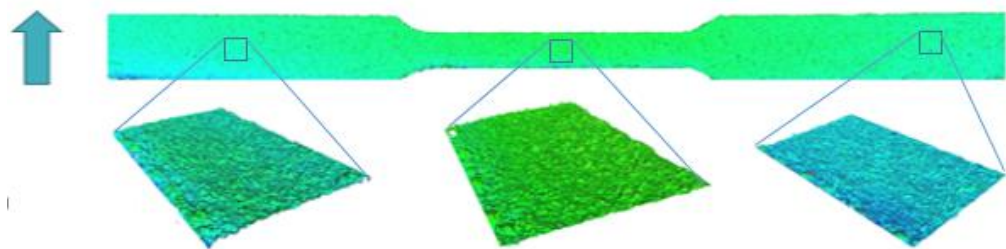
**Tabela 3.1.** Parâmetros de rugosidade da superfície de varrimento dos provetes (teste tipo A).



	Amarra			Zona útil			Amarra		
	$R_a(\mu m)$	$R_q(\mu m)$	$S_a(\mu m)$	$R_a(\mu m)$	$R_q(\mu m)$	$S_a(\mu m)$	$R_a(\mu m)$	$R_q(\mu m)$	$S_a(\mu m)$
<b>Provete A1_1</b>	17,9	22,8	24,4	18,8	24,4	24,4	17,2	21,8	23,5
<b>Provete A1_2</b>	17,7	22,2	23,2	17,9	23,3	27,9	18,1	22,9	28,6
<b>Provete A1_3</b>	17,2	22,3	21,5	17,0	22,4	20,7	17,7	22,1	21,7

### b) Superfície lateral

**Tabela 3.2.** Parâmetros de rugosidade da superfície lateral dos provetes (teste tipo A).



	Amarra			Zona útil			Amarra		
	$R_a(\mu m)$	$R_q(\mu m)$	$S_a(\mu m)$	$R_a(\mu m)$	$R_q(\mu m)$	$S_a(\mu m)$	$R_a(\mu m)$	$R_q(\mu m)$	$S_a(\mu m)$
<b>Provete A1_1</b>	6,4	8,4	7,3	6,5	8,6	7,2	6,9	9,1	9,6
<b>Provete A1_2</b>	6,4	8,5	8,7	6,4	8,5	6,7	6,8	9,0	9,3
<b>Provete A1_3</b>	6,8	8,9	7,5	6,7	8,7	9,5	6,8	8,9	11,2

#### d) Análise Estrutural

Os difractogramas dos pós antes e após processamento por SLM são muito idênticos, com uma predominância da fase austenítica e alguns vestígios de ferrite/martensite (figura 3.7). A presença de ferrite/martensite no pó advém da relação do tamanho de partícula vs velocidade de arrefecimento.

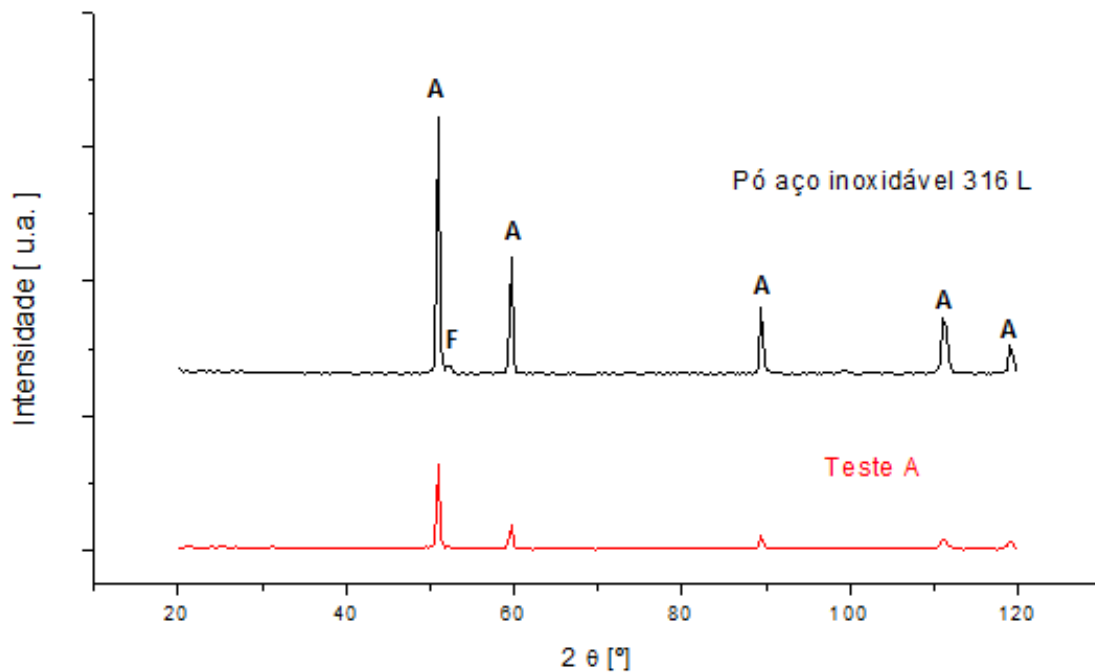


Figura 3.7. Difractogramas correspondentes ao pó 316 L (condições tipo A).

#### e) Composição química

Por forma a avaliar se o Cr e o Ni, existentes no pó do aço inoxidável, estariam uniformemente distribuídos após processamento por SLM, foi elaborado um mapa de distribuição elementar (figura 3.8). Com efeito, estes elementos estão, para a condição A, distribuídos de uma forma homogênea na superfície quer de varrimento quer lateral. Apesar da imagem relativa ao crómio parecer ter uma ligeira heterogeneidade deste elemento ela deverá ser imputada a uma ligeira não planura da superfície.

As observações estão de acordo com a bibliografia que demonstra para um aço análogo a existência de uma distribuição elementar uniforme sem agregações [67].

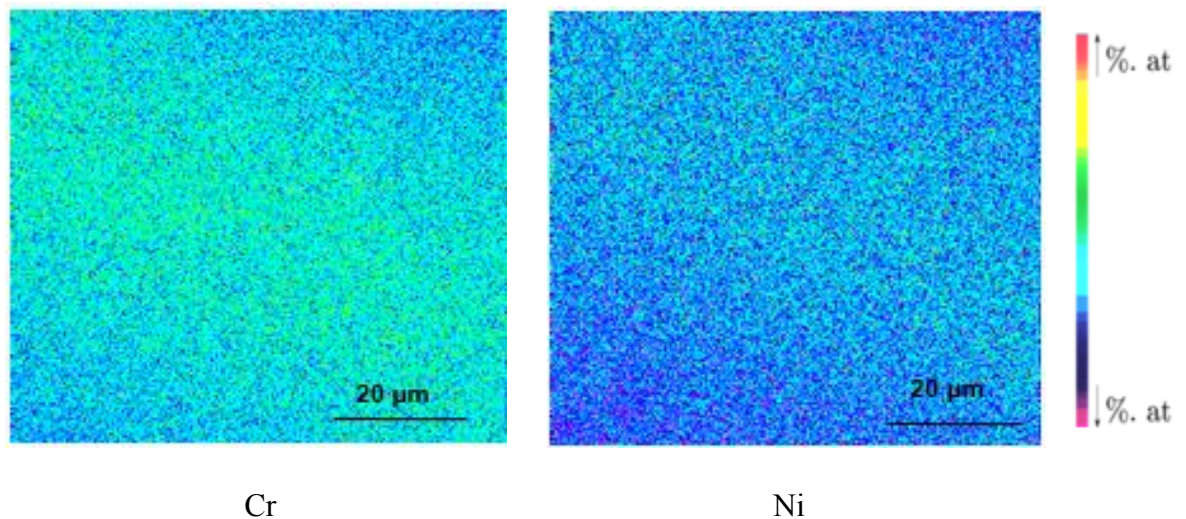


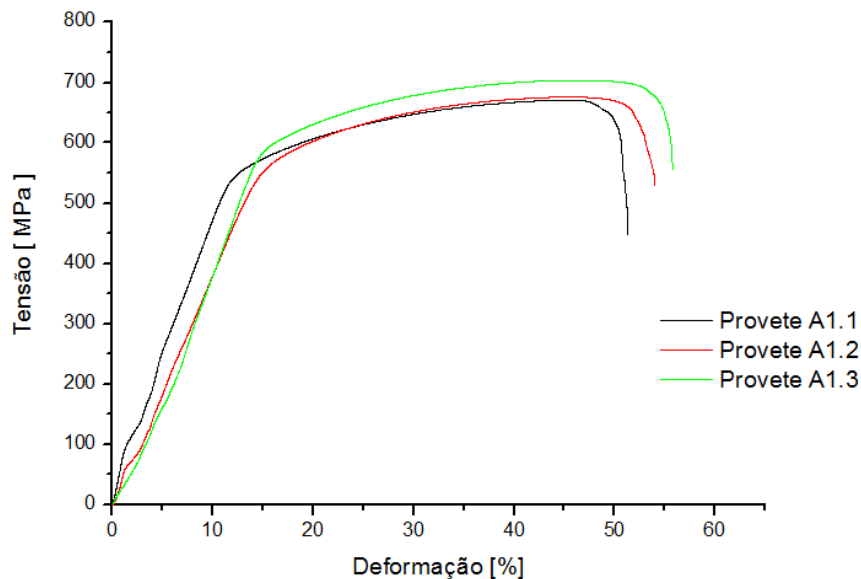
Figura 3.8. Mapas de distribuição elemental do tipo A ( $75 \times 75 \mu\text{m}^2$ )

### 3.2.1.1. Ensaio de tração

Para todos os provetes ensaiados os valores máximos da tensão (condição tipo A) (tabela 3.3.) são superiores aos valores do mesmo aço maciço. No que concerne a deformação os provetes obtidos por processos aditivos têm valores ligeiramente inferiores aos conformados por maquinagem. No entanto, os diversos provetes ensaiados nas mesmas condições apresentam valores muito similares (figura 3.9).

Tabela 3.3. Resultados dos ensaios de tração teste tipo A.

	$R_m$ [MPa]	$e_{max}$ [%]
316 L maciço [70]	558	50
Teste tipo A	$685 \pm 15$	$35 \pm 1$



**Figura 3.9.** Curvas Tensão-Deformação (teste tipo A).

Com efeito, os provetes processados por tecnologias aditivas têm tendência, segundo *Kai Guan et al* [60] a possuir um tamanho de grão inferior ao dos restantes processos convencionais, dando uma maior resistência mecânica, como a observada nos provetes testados no presente estudo.

**Tabela 3.4.** Valores da dureza do teste tipo A e do maciço.

			Dureza [HV]
<b>316 L maciço [70]</b>			160
<b>Teste tipo A</b>	<b>Superfície de Varrimento</b>		234 ±8
	<b>Superfície Lateral</b>	Longitudinal	225 ±11
		Transversal	234 ±8

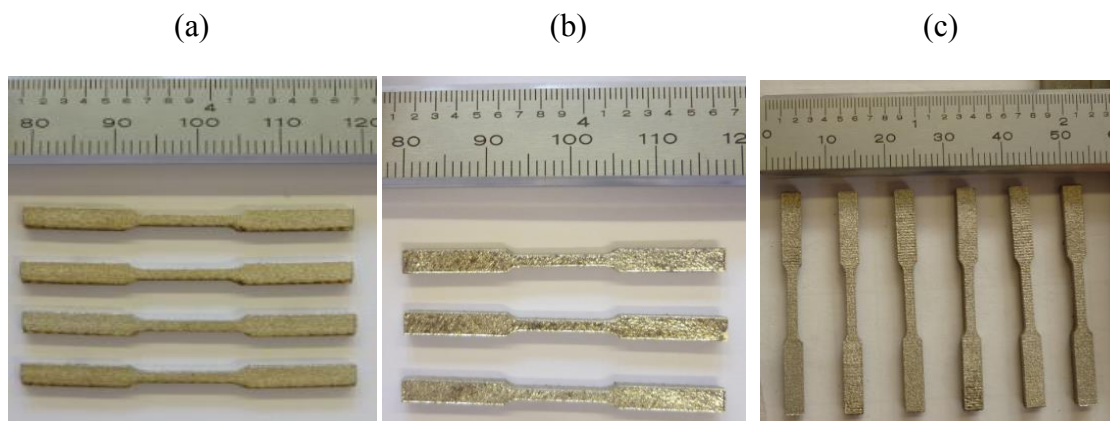
Na tabela 3.4 estão compilados os resultados da microdureza correspondentes às duas zonas distintas do provete: superfície de varrimento e superfície lateral (longitudinal e transversal).

Os valores de dureza são muito semelhantes entre si, e superiores ao do aço maciço 316 L, o que vai de encontro com a tendência enunciada por *Kai Guan et al* [60] em que o processo aditivo induz nos aços inoxidáveis austeníticos um menor tamanho de grão logo, de acordo a equação de Hall-Petch, uma maior dureza [71].

### 3.2.1. Teste tipo B

O teste tipo B caracteriza-se por ser realizado numa atmosfera rica em árgon, em que o  $\theta_{\text{inicial}} = 45^\circ$ , o  $\theta_{\text{incrementado}} = 95^\circ$  e a duração de 15 segundos entre a deposição de cada camada (cf. 2.3.).

Na figura 3.10 são mostrados os três modelos produzidos pela seguinte ordem, provetes YZX (provetes com crescimento vertical, segundo a maior seção das amarras), provetes YXZ (provetes com crescimento horizontal, segundo a maior seção das amarras) e provetes com crescimento segundo um ângulo de  $45^\circ$  em relação à plataforma.

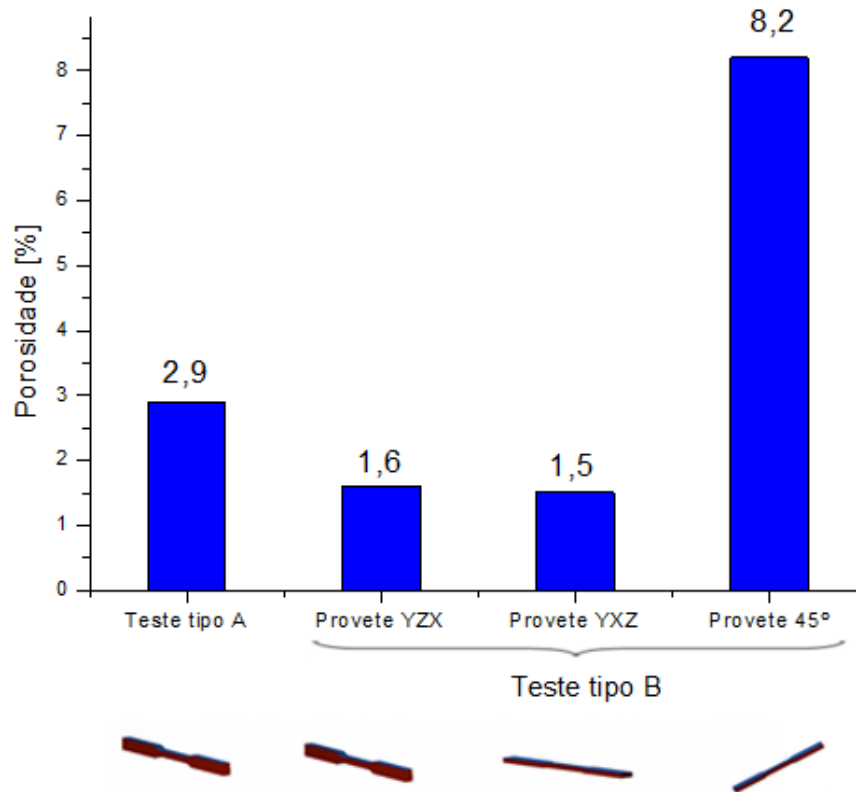


**Figura 3.10.** Imagem dos componentes após produção: YZX(a); YXZ (b);  $45^\circ$ (c)

#### 3.2.1.1. Porosidade

Na figura 3.11, é possível conhecer os valores da porosidade dos provetes produzidos por SLM qualquer que seja a sua orientação de crescimento.

Os provetes YZX e YXZ apresentam uma porosidade na ordem 1.5% dentro dos valores esperados para este tipo de tecnologia. Estes valores vão de encontro o descrito na revisão bibliográfica, aquando das limitações do processo. Uma vez que se utiliza como matéria-prima pós, valores de porosidade inferiores a 2% são muito encorajadores. No entanto, o provete cujo crescimento foi segundo um ângulo  $45^\circ$  com a plataforma, apresentava uma porosidade da ordem de 8%, significativamente superior à esperada em produtos produzidos por SLM. A porosidade pode ser considerada total pois o componente foi fraturado para a determinação da mesma.



**Figura 3.11.** Porosidade dos provetes produzidos por SLM.

O “balling” é por vários autores apresentado como a principal causa de porosidade na fusão seletiva por laser [61, 65, 72]. Este termo é utilizado para descrever poros de dimensões superiores a 100  $\mu\text{m}$  com “partículas” no seu interior, ou partículas que não são completamente “molhadas” pelo metal líquido [72]. Como principais causas associadas ao desenvolvimento deste fenómeno, estão a elevada percentagem de oxigénio na câmara e valores de densidade de energia demasiado altos [72].

Segundo *Ruidi et al, (2012)*, deve ser garantida na câmara uma percentagem de oxigénio abaixo de 0.1% para que a ocorrência de “balling” seja minimizada. Com efeito, se houver ligações entre o metal e os gases presentes na atmosfera, a diferença entre as tensões superficiais do sólido e do líquido diminui e por isso a superfície já não está tão disponível para realizar a ligação, diminuindo a sua molhabilidade. Outro fenómeno apontado como uma das causas de porosidade diz respeito às instabilidades de fluxo designadas por “efeito de Marangoni” (cf. 1.2.1) [30, 43]. Este efeito, afeta negativamente a qualidade da superfície superior da peça, bem como pode criar uma heterogeneidade na deposição da camada seguinte e por conseguinte contribuir para a ocorrência de porosidade [30].



Na figura 3.12 é possível observar poros de dimensões superiores a  $100\ \mu\text{m}$  com “partículas” no seu interior, bem como partículas que não foram completamente “molhadas” pelo metal líquido.

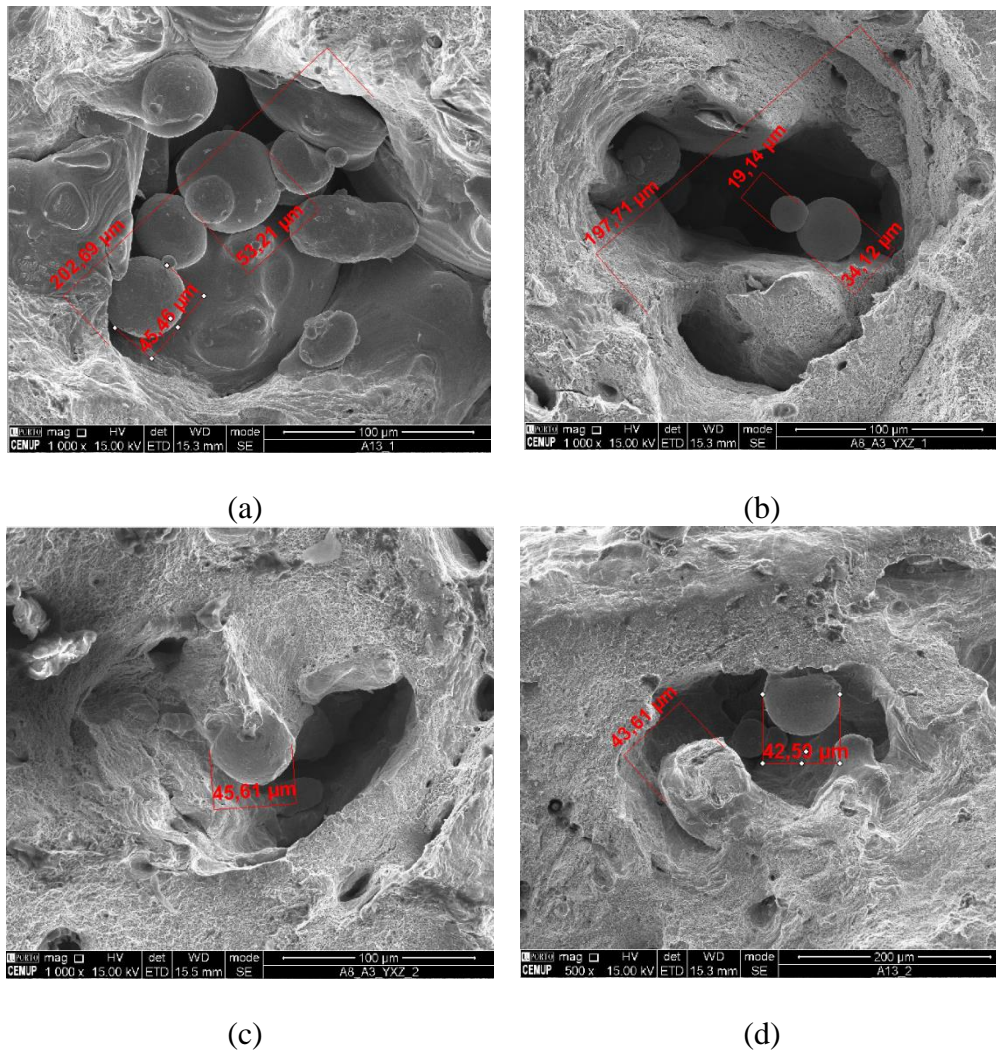
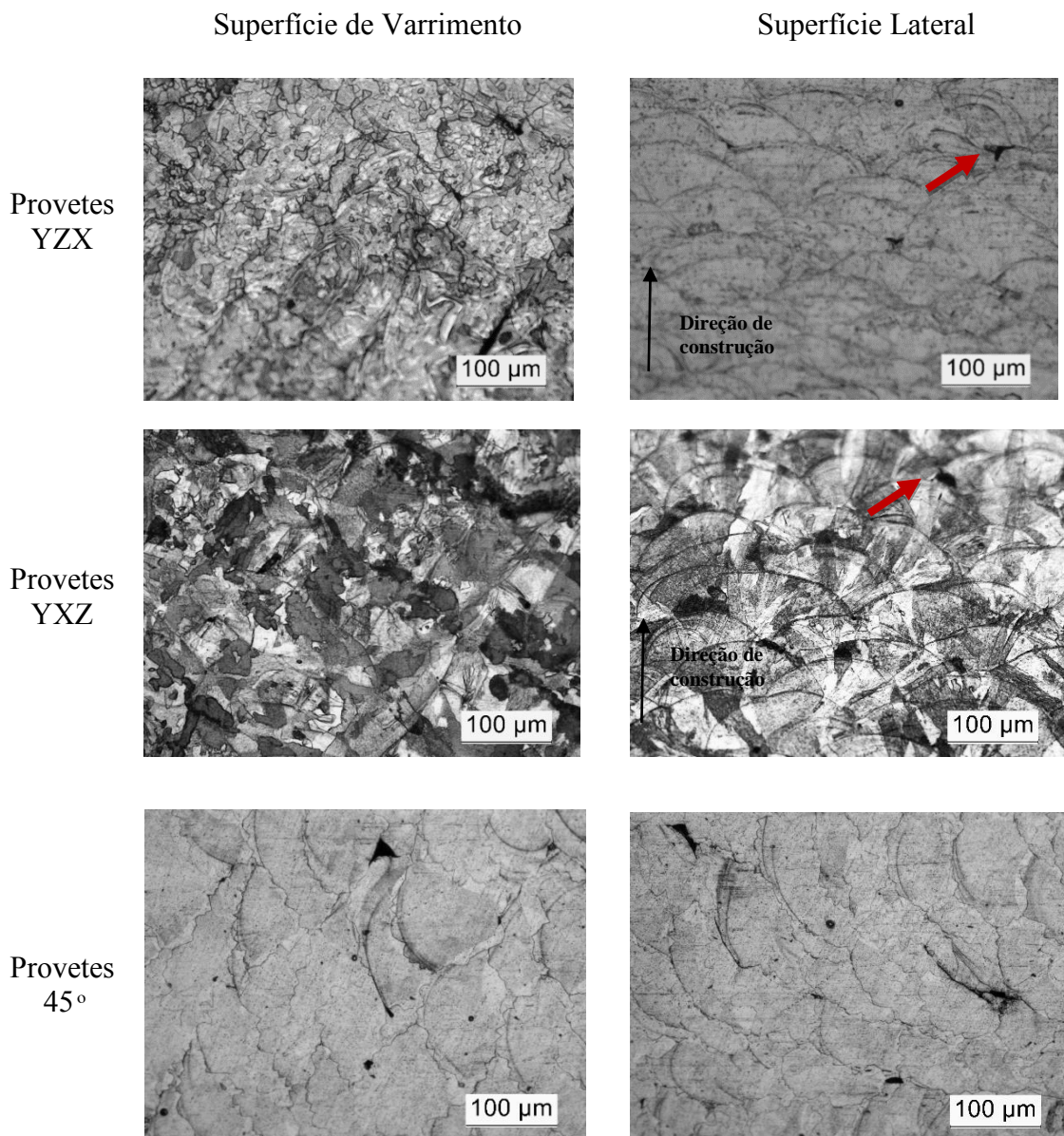


Figura 3.12. Defeitos observados na superfície de fratura.

### 3.2.1.1. Microestrutura

Na figura 3.13 estão apresentadas as microestruturas dos provetes com crescimento segundo YZX, YXZ e  $45^\circ$ , representativas da superfície de varrimento e da superfície lateral.



**Figura 3.13.** Microestruturas dos Provetes: Provetes YZX; Provete YXZ; Provete 45°.

Os provetes quando observados a baixas ampliações revelam uma microestrutura densa, independentemente da orientação. No entanto, ainda é possível observar alguma porosidade (setas vermelhas). Nos provetes YZX e YXZ distinguem-se microestruturas representativas da superfície de varrimento e da superfície lateral. A superfície lateral apresenta sempre uma estrutura em forma de “escama” resultado do calor fornecido ao material sob a forma de radiação laser. Tal como referido anteriormente, este formato de “escama” é representativo da existência de vários períodos de aquecimento, muito semelhante ao que acontece em alguns processos convencionais, como é o caso da soldadura [67] (figura 3.6). Os provetes a 45° não apresentam nenhuma distinção de

microestrutura entre as superfícies de varrimento e lateral, estando presente sempre a morfologia em “escama”.

A figura 3.14 ilustra uma microestrutura da secção transversal, a maiores ampliações do que as utilizadas no caso anterior.

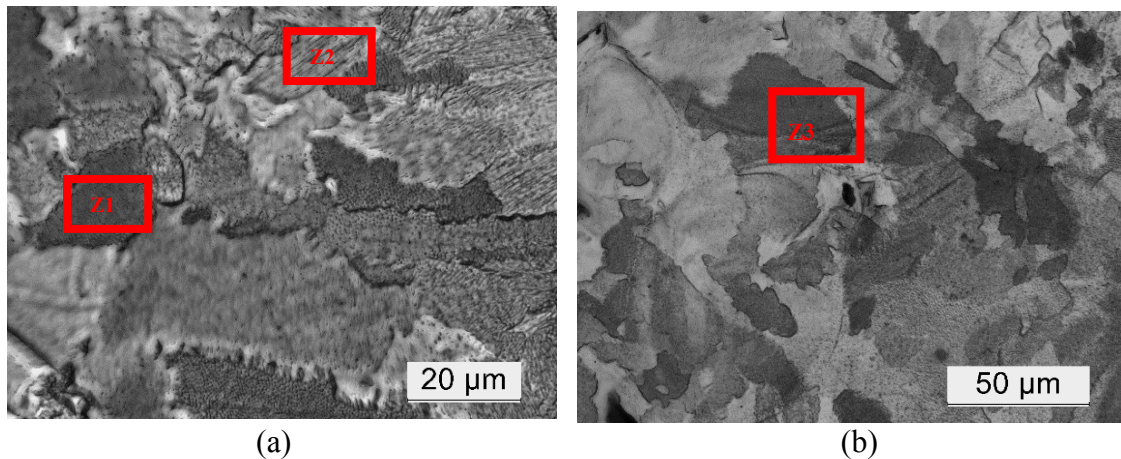


Figura 3.14. Micrografias dos Provetes.

Ruidi Li *et al.*, (2011), ao estudar um único varrimento de laser em pó de aço inoxidável austenítico 316 L, constaram que a zona central do banho de fusão, quando solidificada, apresentava uma estrutura equiaxial, enquanto a microestrutura da interface do banho de fusão com a camada previamente solidificada apresentava uma estrutura colunar, com grãos que cresciam perpendicularmente à interface do banho de fusão [67]. Na fronteira do banho de fusão, o calor dissipa-se para o substrato de metal + camada anteriormente solidificada, segundo a direção de condução que é perpendicular à interface de fusão, originando um crescimento colunar nessa direção e no sentido oposto ao da transferência de calor, uma vez que, nessas direções, ocorrem gradientes térmicos elevados. No entanto, na zona central de fusão o arrefecimento é mais uniforme logo a nucleação ocorre homogeneamente, promovendo o crescimento de grão aproximadamente igual em todas as direções, formando-se assim uma estrutura equiaxial [73].

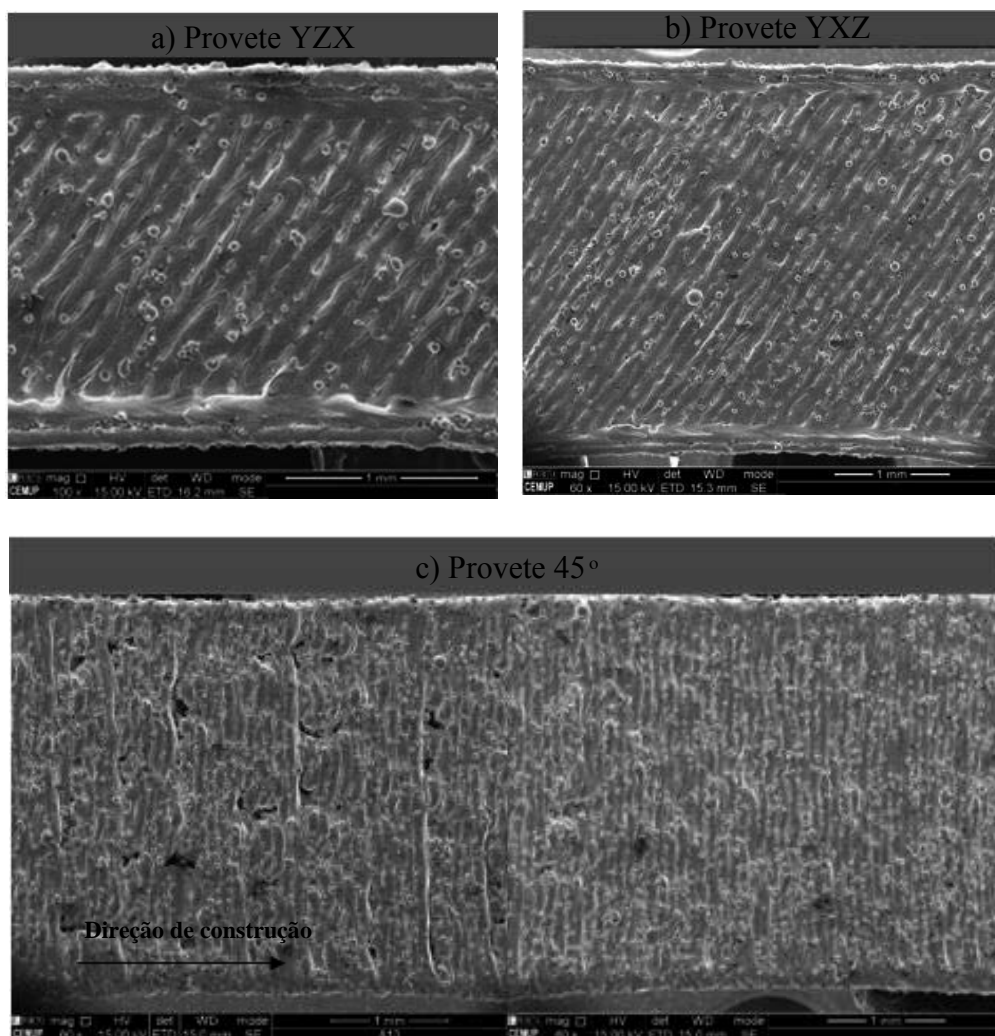
Na figura 3.14, é possível observar diferentes estruturas de grão (zona 1 e 2), indicando se tratar de uma nucleação heterogénea [73]. Quando no líquido há zonas preferenciais de solidificação, como por exemplo uma camada previamente solidificada, há diminuição da energia de superfície e consequentemente da barreira termodinâmica necessária para a formação de um núcleo estável [73].

Na zona 3 (figura 3.14) está patente que o grão continua através da interface entre dois varrimentos, ou seja que houve refusão, tal como previsto por alguns autores [30].

O SLM é uma tecnologia baseada na produção de componentes, com recurso a uma trajetória de varrimento complexa, (figura 3.6), onde interagem diversos fenómenos físicos em simultâneo, sem um sentido preferencial de transferência de calor (cf. cap. 2).

#### f) Topografia/Morfologia

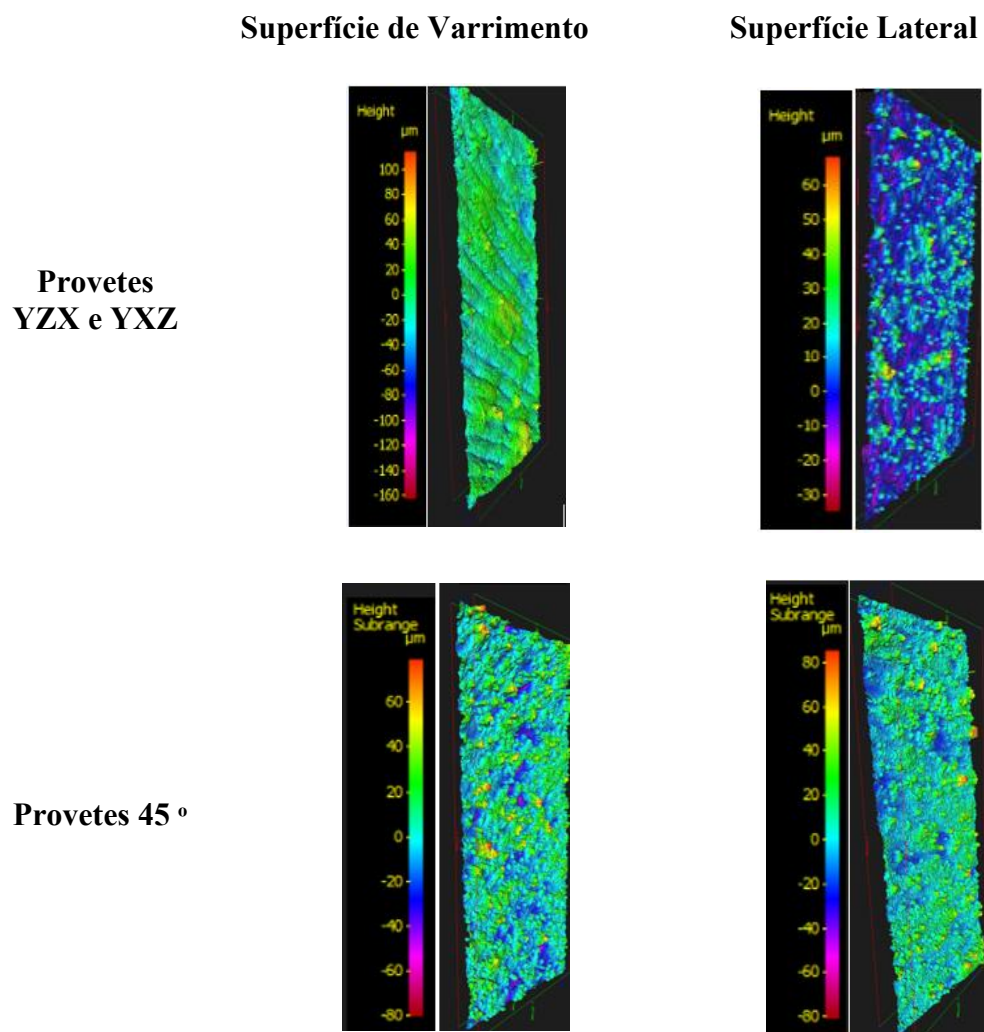
A figura 3.15 revela uma morfologia densa e representativa da trajetória de varrimento da última camada para todas as estratégias de crescimento utilizadas. O provete realizado a  $45^\circ$  apresenta maior porosidade na fase inicial de construção, isto é, na fase de ligação à plataforma, a qual serve de suporte à restante construção da peça, do que nas fases intermédias e final.



**Figura 3.15.** Superfície de varrimento dos Provetes: YZX(a); YXZ (b);e  $45^\circ$  (c).

Na figura 3.16 são apresentadas as imagens topográficas dos provetes (YZX e YXZ) e dos provetes a 45°.

Numa primeira observação, é possível constatar uma diferença topográfica mais acentuada, entre a superfície de varrimento e a lateral nos provetes YZX e YXZ, comparativamente com a do provete produzido a 45°. Os provetes YZX e YXZ apresentam uma diferença de altura pico/vale superior, na superfície de varrimento do que na superfície lateral. Tal não é observado no provete produzido a 45°.



**Figura 3.16.** Imagens de IFM ( $2,6 \times 1 \mu\text{m}^2$ ): Provetes YZX e YXZ(a); Provetes a 45° (b).

A diferença na topografia da superfície é consequência do modo como as camadas são construídas. Nos provetes YZX e YXZ a realização de uma nova camada dá-se sobre uma camada anteriormente solidificada (figura 3.17 a)), enquanto nos provetes a

45° uma nova camada é construída, parte sobre a camada previamente solidificada e outra parte sobre pó solto (figura 3.17 b)), criando um efeito de escada. Desta forma há maior área de contacto com o pó solto, o que promove um aumento do número de partículas agregadas à camada antes da solidificação.

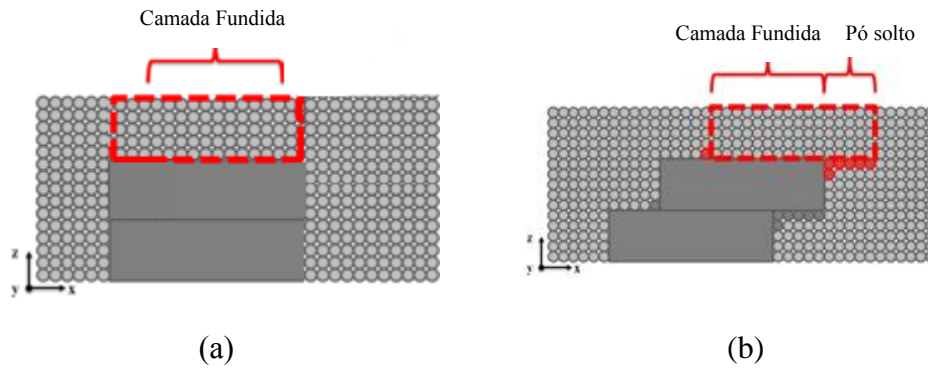


Figura 3.17. Esquema representativo da construção dos provetes: YZX e YXZ(a); e provete a 45° (b).

Os resultados de rugosidade estão sumariados na figura 3.18.

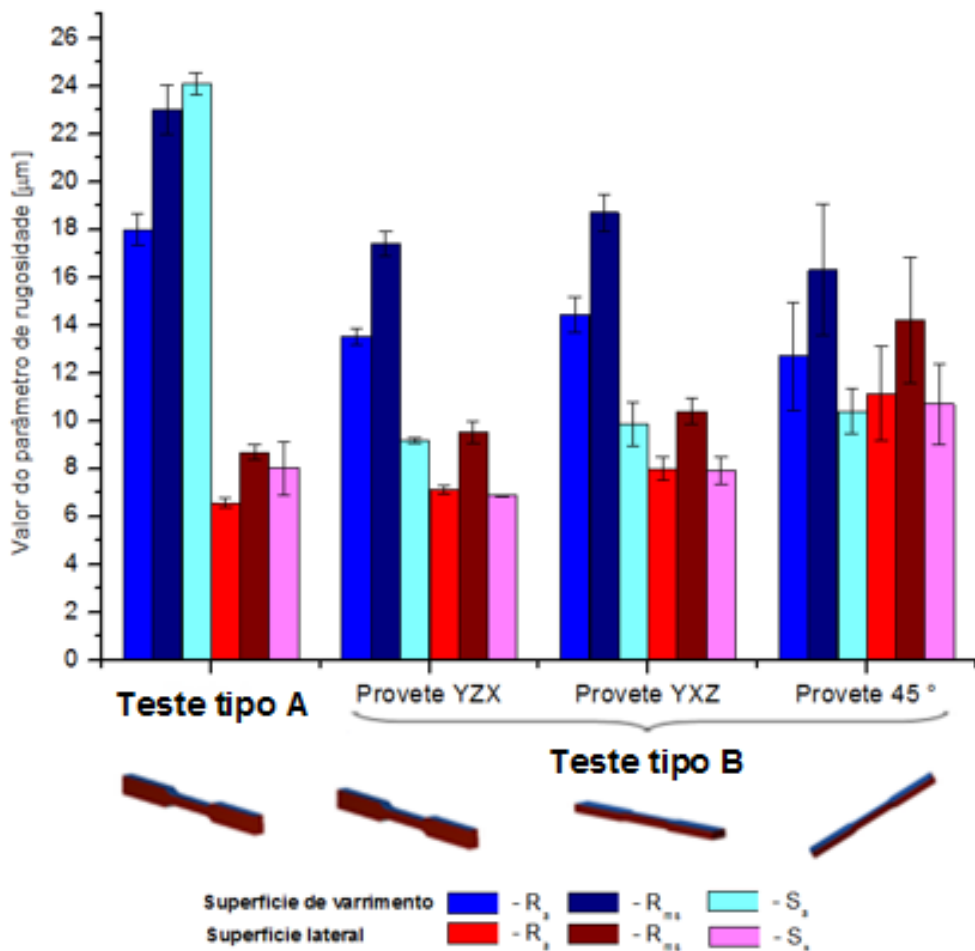


Figura 3.18. Valores de rugosidade dos provetes: teste tipo A (a); testes tipo B: YZX (b); YXZ (c); 45° (d).

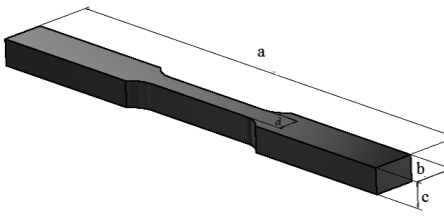
É possível observar que os provetes YZX e YXZ apresentam uma rugosidade superior na superfície de varrimento. No que concerne aos provetes construídos a 45° não existe uma discrepância considerável de valores entre as duas superfícies, pois para estes não é possível distinguir, inequivocamente, a superfície de varrimento e da superfície lateral do componente.

O teste tipo A é o que apresenta uma maior rugosidade na superfície de varrimento. Tal pode ser considerado uma consequência da estratégia de varrimento adotada, indicando que a alteração desta foi benéfica para a rugosidade da superfície. Apesar da melhoria significativa da rugosidade na superfície de varrimento, os provetes ainda apresentam uma rugosidade relativamente elevada.

### g) Análise dimensional

Os valores resultantes da análise dimensional estão sumariados na tabela 3.5.

**Tabela 3.5.** Valores da análise dimensional



Teste	a [mm]	b [mm]	c [mm]	d.[mm]
CAD	40	3,5	2	1,8
A	41±0	3,5±0	2 ± 0	1,8 ±0
YZX*	41±0	3,4±0	2 ± 0	1,7±0
YXZ	41±0	3,5±0	1.9 ± 0	1,8 ±0
45 °	40±0	3,4±0	2.0± 0	1,8 ±0

\*Proвете extraído da plataforma por maquinagem.

### h) Análise Física

Os difractogramas de todos os provetes são muito idênticos, qualquer que seja a estratégia de crescimento, sempre com predominância da fase austenítica, com alguns vestígios de ferrite/ martensite (figura 3.19). Como já referido, a presença nos pós de ferrite/martensite advêm da relação do tamanho de partícula vs velocidade de arrefecimento durante a atomização.

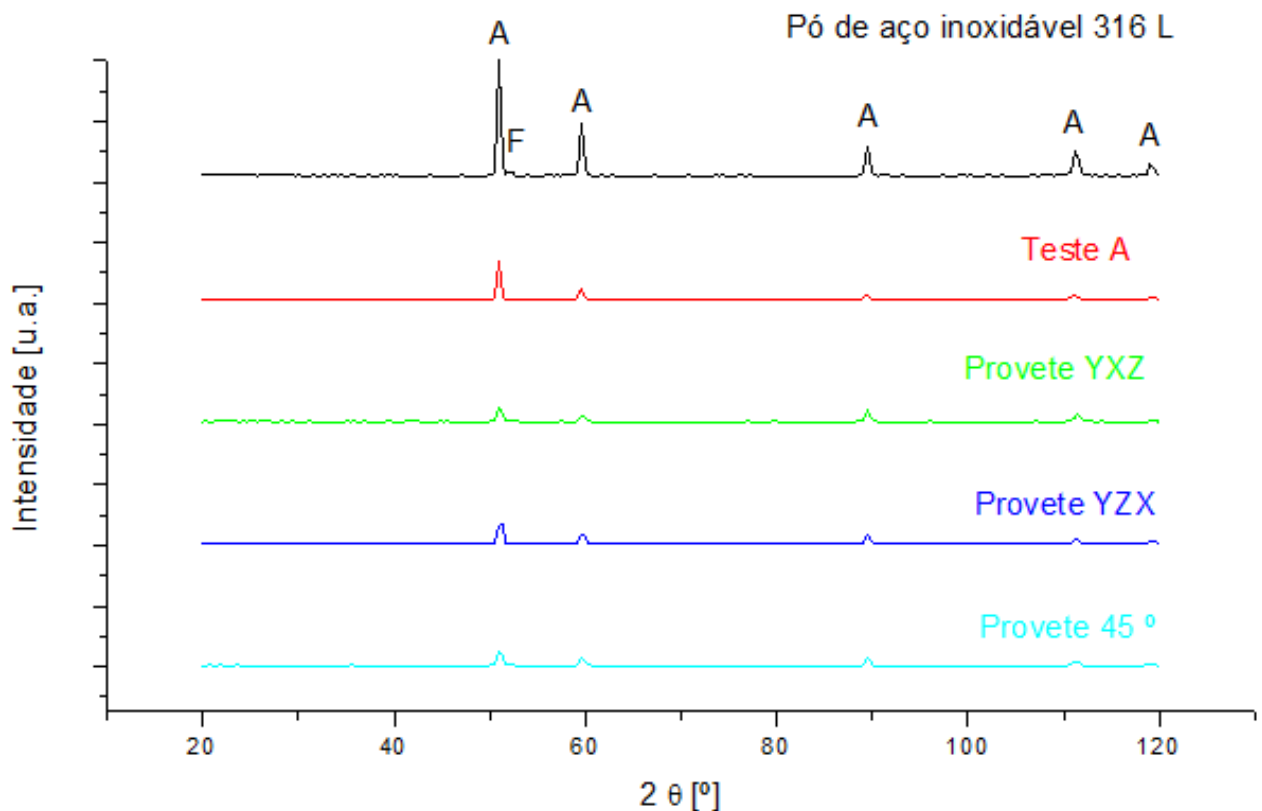


Figura 3.19. Difractogramas dos testes realizados e do pó 316 L.

### i) Ensaio de Tração

Na tabela 3.6 estão apresentados os valores da resistência à tração e da deformação máxima para todos os testes. As curvas de tensão deformação para os provetes YZX e YXZ estão, respetivamente, nas figuras 3.20 e 3.21.



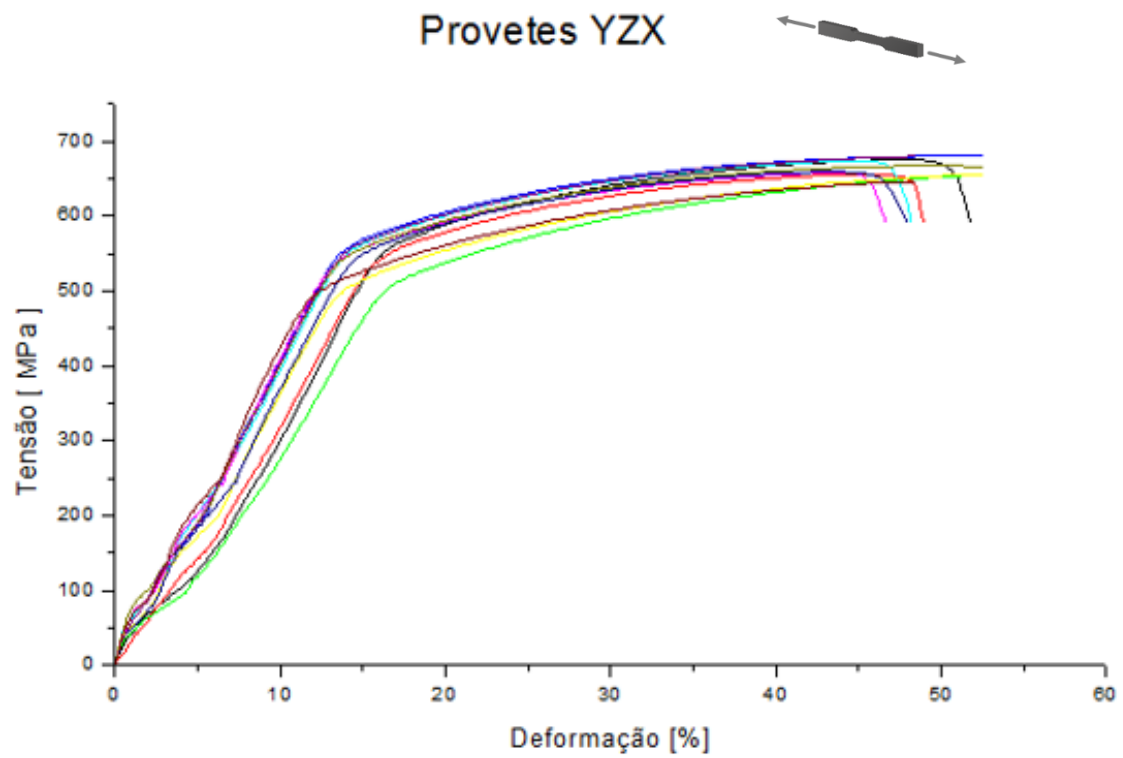
**Tabela 3.6.** Valores de resistência à tração e da deformação máxima.

		$R_m$ [MPa]	$e_{máx}$ [%]
316 L maciço [70]		558	50
Teste tipo A		683±15	35±1
Teste tipo B	Estratégia YZX	663±10	37±3
	YXZ	634±12	49±6
	45 °	475±57	32±2

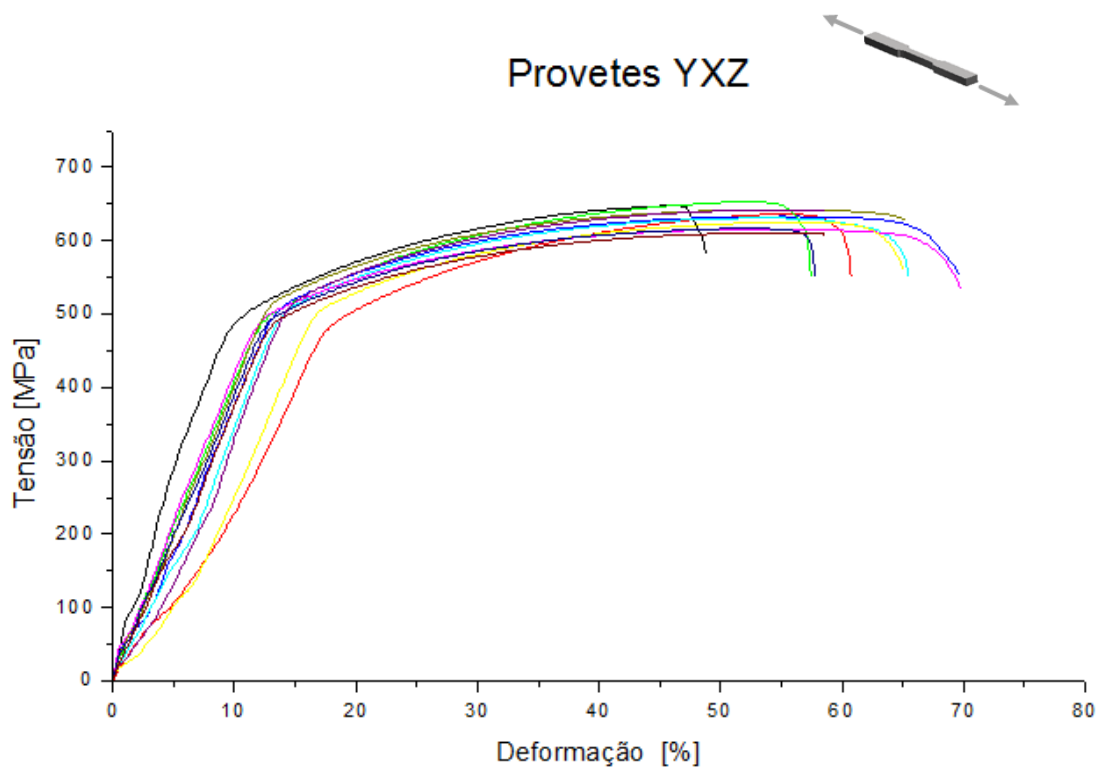
A estratégia tipo B (YZX e YXZ), embora tenham valores próximos, a YZX tem maior resistência mecânica e menor deformação à tração do que a YXZ. Contudo, os provetes construídos a 45°, embora com topografias análogas no varrimento e na seção lateral, apresentam os valores mais baixos tanto de resistência à tração, como de deformação máxima. De notar, que os valores mais elevados de resistência à tração sem perda significativa de deformação plástica ocorrem para o teste tipo A. Todos os componentes produzidos por SLM apresentam valores de resistência à tração superiores e de deformação máxima inferiores aos do aço 316 L maciço, à exceção do provete construído por recurso à estratégia a 45° [70].

*Niendorf et al. (2013)* constataram que a microestrutura dos componentes produzidos por SLM do aço 316 L são caracterizados por diferentes orientações de grão que crescem em múltiplas direções e que influenciam as propriedades mecânicas [74].

Os valores elevados da resistência à tração medidos para os provetes do teste tipo A podem ser consequência da formação de nitretos de crómio ( $Cr_2N$ ), pois estes provetes foram produzidos numa atmosfera contendo azoto, e o aço 316 L contém quantidades significativas de crómio em solução sólida, que é um elemento com elevada afinidade para o azoto. Este facto pode influenciar significativamente as propriedades mecânicas, por efeito de dispersão de uma fase dura no interior de uma matriz dúctil (austeníte) e contribuir para aumentar a resistência mecânica e consequentemente diminuir a ductilidade [61].



**Figura 3.20.** Curva tensão deformação dos provetes YZX.

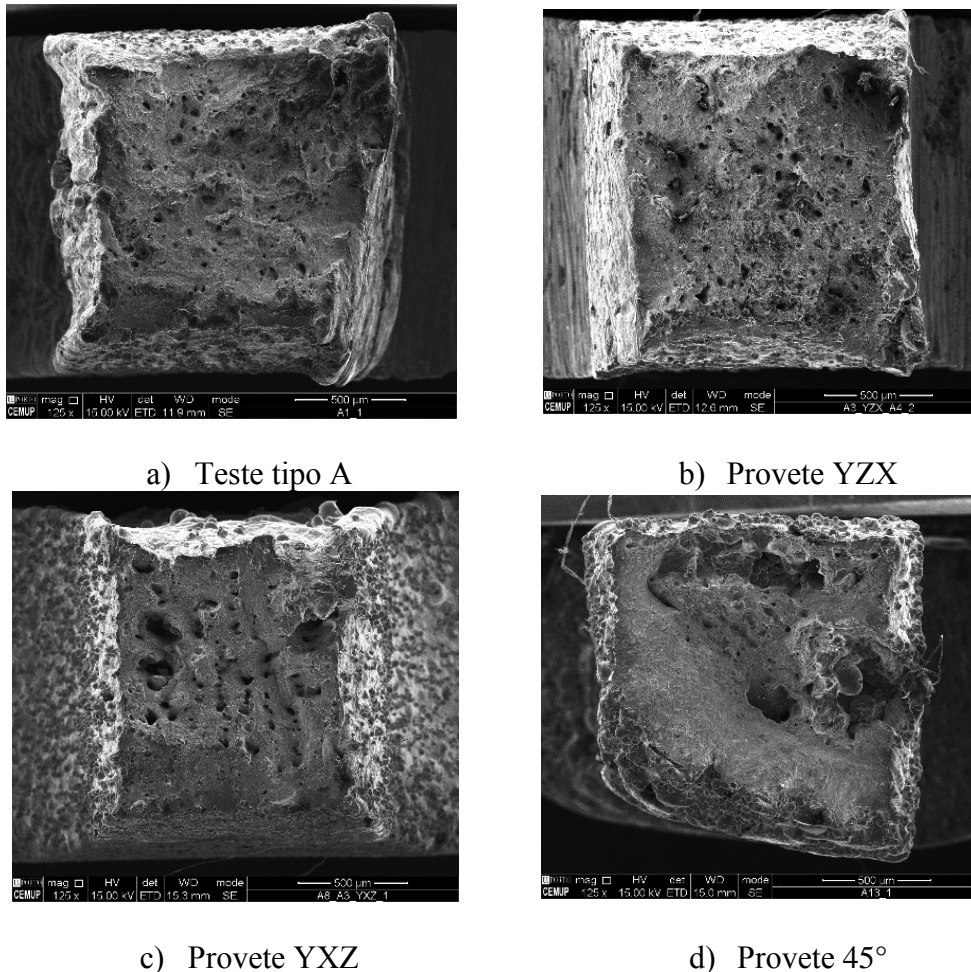


**Figura 3.21.** Curva tensão deformação dos provetes YXZ.

### j) Superfície de fratura

A fratura é a separação em duas ou mais partes de um sólido sob tensão. Em geral as fraturas em materiais metálicos podem ser classificadas em dúcteis ou frágeis [75]. A fratura dúctil de um material metálico ocorre após uma deformação plástica significativa e caracteriza-se por uma propagação lenta de fissuras. A fratura frágil, pelo contrário, ocorre geralmente em planos cristalográficos característicos, designados por planos de clivagem e a propagação de fissuras é rápida [73]. Sob o ponto de vista da morfologia de fratura, um material com comportamento dúctil apresenta um aspecto fibroso (fratura por corte), enquanto um material com um comportamento frágil revela uma superfície de fratura regular e brilhante (fratura por clivagem) [75].

Na figura 3.22 estão representadas as superfícies de fratura dos provetes YZX, YXZ e 45° e tipo A. Em todos os provetes são observados poros, no entanto, são os contruídos com a estratégia denominada 45° aqueles onde a porosidade interna é mais significativa. Todos aparentam uma morfologia característica de uma fratura dúctil.

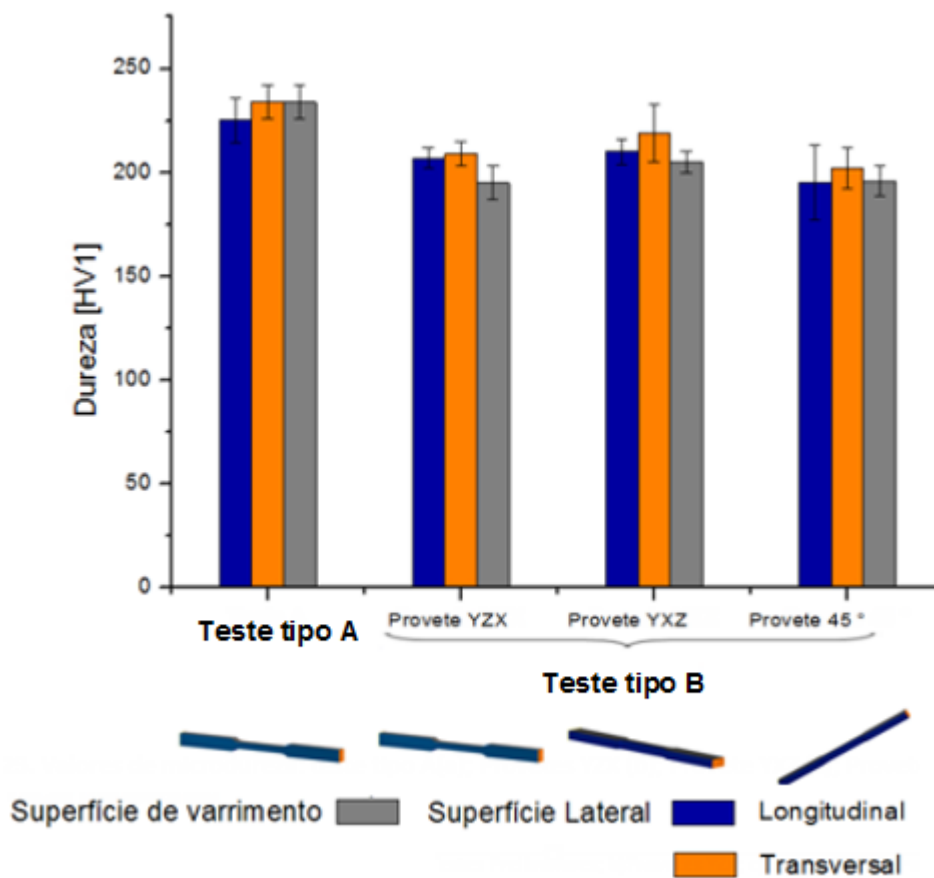


**Figura 3.22.** Morfologia da superfície de fratura dos provetes (SEM): Teste tipo A(a); provete YZX (b); provete YXZ (c); e provete a 45° (d)

### k) Microdureza

Os resultados da microdureza (figura 3.24) evidenciam que os provetes realizados nas mesmas condições operacionais e funcionais, diferindo apenas na estratégia de crescimento têm valores de microdureza muito semelhantes:  $211 \pm 8$  HV<sub>1</sub> (YXZ);  $203 \pm 6$  HV<sub>1</sub> (YZX) e  $198 \pm 12$  HV<sub>1</sub> (45°).

A microdureza dos provetes do teste tipo A ( $231 \pm 9$  HV<sub>1</sub>) é ligeiramente superior à dos restantes. Tal, pode ser como já foi referido consequência da atmosfera de Ar/N<sub>2</sub> utilizada nestes testes.



**Figura 3.23.** Valores de microdureza: teste tipo A(a); Provetes YZX (b); Provete YXZ (c); Provete 45° (d).

---

## CONCLUSÕES

As principais conclusões resultantes do trabalho desenvolvido podem ser sumariadas como se segue:

- Os componentes produzidos por fusão seletiva por laser apresentam uma rugosidade elevada, incomparável a qualquer outra técnica de fabrico, assim a sua aplicabilidade destina-se a componentes complexos em que a rugosidade não seja um fator importante. Para aplicações em que seja necessário um bom acabamento tem de se recorrer operações subtrativas (fresagem, retificação, polimento...). Para conseguir um produto *net shape* estão a ser desenvolvidos e comercializados (MATSUURA, Japão) por alguns fornecedores de SLM/SLS equipamentos híbridos, ou seja, onde já está incorporada a fresadora.
- A resistência mecânica e a microdureza dos provetes do teste tipo A é ligeiramente superior à dos restantes, sem perda significativa de ductilidade. Com efeito, este aumento de dureza pode ser consequência da formação de nitretos ( $Cr_2N$ ), devido à atmosfera da câmara ser de  $Ar/N_2$ , uma vez que, o banho de fusão está em contacto com azoto presente na atmosfera e o crómio é um elemento com elevada afinidade para o azoto.
- Os componentes apresentam uma microestrutura em forma de “escama” representativa de vários períodos de aquecimento, muito semelhante ao que acontece em processos de soldadura.
- Os valores de resistência à tração e deformação máxima nos provetes produzidos por SLM à semelhança dos valores medidos por outros autores foram superiores aos valores do aço maciço.
- Todos os componentes produzidos qualquer que seja o tipo e a estratégia selecionada possuíam densidades compreendidas entre 91,8% e 98,5%, da densidade do pó. O valor mais reduzido ocorreu para o tipo B, a 45°, revelando que esta estratégia de grande interesse, pois o contacto peça/plataforma é de todas as estratégias selecionadas aquela que implica menor contacto, não se revela conveniente, pois conduz às piores propriedades mecânicas.

Face ao trabalho desenvolvido seria interessante, num trabalho futuro, aplicar esta técnica para a criação de componentes com gradientes funcionais.

---

## REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] Farinha, Rita, (2012), “Consolidação dinâmica com explosivo como pulverotecnologia para Microfabricação”, Dissertação de Doutorado na área científica de engenharia mecânica, especialidade ciência dos materiais.
- [2] European powder metallurgy association, acessado em 14 de Junho de 2014 em: <http://www.epma.com/about-us>
- [3] Carvalho, Ferreira, José M.G., (2002), “Tecnologia da Pulverometalurgia” Fundação Calouste Gulbenkian.
- [4] Germarovich, André Alexei, (2011), “Establishing a Benchmark Part analyze the capabilities of selective laser melting systems”, Materials Engineering from the Federal University of Santa Catarina, Brasil.
- [5] Bryant, Peter, Rabenau, Bryan; Rao, Sotish, (2012), “Manufacturing 20/20”, Thought Leadership Manufacturing.
- [6] Zhai, Yuwei, Ladus, A. Diana, Lagoy, L. Jane, (2014), “ Additive Manufacturing: Making Imagination the Major Limitation”, The Minerals, Metals & Materials Society.
- [7] Tao, F., Zhang, L., Veratesh, V.C., Luo, Y. and Cheng, Y., (2011), “ Cloud manufacturing: a computing and service - oriented manufacturing model”, Engineering Manufacture, vol. 225, p.1969- 1976
- [8] Hackney, P.M., Ainsley, C., (2011), “Rapid Manufacturing- State of the art, Analysis and Future Perspectives”, acessado a 10 de junho de 2014 em: <http://nrl.northumbria.ac.uk/8251/>.
- [9] ASTM F2792- 129 (2013), “Standard Terminology for additive Manufacturing Technologies” EUA.
- [10] Uzunsoy, Deniz, (2003), “ Processing and characterisation of selective laser sintered (SLS) rapidsteel 2.0”, Tese de Doutorado Universidade de Birmingham, Inglaterra.
- [11] Jhabvala, Jamasp, (2010), “ Study of the consolidation process under Macro- and Microscopic Thermal effects in selective laser sintering and selective laser melting”, Tese Doutorado, Escola Politécnica Lousanne, Suíça..
- [12] Zeng, Kai, Pal, Deepankar, Stucker, Brent ,“ A review of thermal analysis methods in Laser Sintering and Selective Laser Melting”, Department of Industrial Engineering, University of Louisville.
- [13] Vandenbroucke, Ben, (2007), “Medical Applications of selective laser sintering, Melting”, Tese Doutorado, K.U Leuven, Bélgica.
- [14] R.M., German, (1984), “Powder Metallurgy Science”, Princeton New York, USA.
- [15] 3D Systems, (2014), acessado a 10 de Junho de 2014 em: <http://www.3dsystems.com>
- [16] Bouse, J., (2001), “Selective laser sintering of metal Powders PhD Thesis, K. U Leuven, Bélgica.

- 
- [17] Kruth, J.P, Froyen, L., Vaerenbergh, J. Van, Mercelis, P., Rombouts, M. and Lauwers, B. (2003), “Selective Laser Melting of iron-based powder”, *Journal of Materials Processing Technology*, 149, p. 616-622.
- [18] Sustarsic, B., Godec, M., Jenko, M., Drglin, T., Dolinsek, S., (2005), “Bulk and surface characterization of metal powder for direct laser sintering”, *Surface Engineering, Surface Instrumentation & vacuum Technology*, Vol. 8, p.29-34.
- [19] Nyrhila, O., (2008), “Method for fabricating dimensionally accurate pieces by laser sintering”, U.S. Patente 5732323.
- [20] EOS Gmbh, (2014), acessido a 10 de Junho de 2014 em <http://www.eos.info/en>
- [21] Simchi, A., Petzoldt, F., Pohl, H., (2003), “On the development of direct metal laser sintering for rapid tooling”, *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 141, p. 319-328.
- [22] Kruth, J.P., Levy, G., Locke, F. and Childs, T.H.C, (2007), “Consolidation phenomena in laser and powder bed based layered manufacturing”, *Manufacturing Technology*, vol. 56, p. 730-759
- [23] Kruth, J.P, Mercelis, P. , Vaerenbergh, J. Van, Frayen, L., and Rombouts, M., (2005), “Binding Mechanics in Selective Laser Sintering and Selective Laser Melting” *Rapid prototyping journal*, vol. 11, p. 26-36.
- [24] Agarwala, M., Bourell, D., Beaman J., Marcus H. and Barlow, J., (1995), “Direct Selective Laser sintering of metals”, *rapid prototyping journal*, vol.1, p. 26-36.
- [25] N. Levy, Gideon, Schindel, Ralf, Kruth, J.P., “Rapid Manufacturing and rapid tooling with layer Manufacturing (LM) Technologies, state of the art and future perspectives.” University of Applied Sciences , Suíça and K.U.Leuven, Catholic University Leuven, Bélgica
- [26] Meiners, W., Wissembach, K., (1995), “ Selective laser Melting “Patent Alemã 19649865, acessido a 12 de Junho de 2014 em: <http://lens.org/lens/patent/DE-19649865-C1>.
- [27] Realizer solutions, acessido em 12 de Junho de 2014 em: <http://www.realizer.com/en/startseite/about-realizer>
- [28] Meiners W.m Wissenbach K, and Gasser A, (2001), “Selective Laser Sintering at melting temperature” U.S. Patent 6215093.
- [29] Fraunhofer Institute Laser technic, acessido em 10 de Junho de 2014 em: <http://www.ilt.fraunhofer.de/en.html>.
- [30] Attar, Elham, (2011), “Simulation of Selective Electron Beam Melting Process” Dissertação para o grau de Doutor-Engenheiro na faculdade técnica de Erlangen, Alemanha.
- [31] Kruth, J.P, Vandenbroucke, B., Vaerenbergh, J. Van, Mercelis, P, (2005), “Benchmarking of diferente SLS/SLM processes as Rapid Manufacturing techniques” *International Conference on Polymers and Mould Innovations*
- [32] Korner, Carolin, Bauerei, Andreas and Attar, Elham, (2013), “Fundamental consolidation mechanisms during Selective beam melting of powders.” *Modelling and Simulation in materials science and engineering*. Vol.21, p.18.



- [33] SLM Solutions, acessado em 12 de Junho de 2014 em: <http://stage.slm-solutions.vom/index.php?index-en>
- [34] Concept laser, acessado em 12 de Junho de 2014 em: <http://www.conceptlaser.delenscompanyapplication-centre.html>
- [35] Kumar, Sanjay, Pityana, Sisa, "Laser-Based Additive Manufacturing of Metal", Council for Scientific and Industrial Research, National Laser Centre, South Africa.
- [36] Gu, Dongdong, Shen, Yifu, (2008), "Processing conditions and microstructural features of porous 316L stainless steel components by DMLS", Applied surface science, vol. 255, p. 1880-1887.
- [37] Beal, Valter Estevão, (2005), "Fabrication of functional gradientes between tool steel", Tese de doutoramento em Engenharia Mecânica, pela Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, Brasil.
- [38] Zhang, Baicheng, Dembinski; Luceis, Coddet, Christian, (2013), "The study of the laser parameters and environment variables effect on mechanical properties of high compact parts elaborated by Selective Laser Compact 316L powder", Materials Science Laser Engineering, vol. 584, p. 21-31
- [39] Meakiu, P., Jullien, R., (1987), "Restructuring effects in the raind models for random deposition", journal de Physique, vol.48, p. 1651-1662
- [40] Rombouts, M., (2006), "Selective Laser Sintering/Melting of iron-based powders" Tese Doutoramento, K. U. Leuven, Bélgica.
- [41] Das., S., (2003), "Physical aspects of process control in selective laser sintering of metals", Advanced Engineering Materials, vol. 5, p. 701-711.
- [42] Rombouts, M., Kruth, J.P., Froyen, L. and Mercelis, P., "Fundamentals of Selective Laser Melting of alloyed steel powders".
- [43] Genes, P., G., Brochard, Wyart, F., and Quere, D., (2004), "Capillary and wetting phenomena: drops, bubbles, pearls, waves. ,Springer [p. 14 and 49]
- [44] Gu, Hengfeng, Gong Haijun, Pal, Deepanlear, Rafi Khalid, Starr, Thomas, stoker, Brent, (2013), "Influences of energy density on porosity and microstructure of selective laser melted 17 -4 PH stainless steel
- [45] Meier, H., Haberland, Ch., (2008), "Experimental studies on selective laser melting of metallic parts", Wiley Inter Science, 39, Nº8
- [46] "Powder Metallurgy stainless steel: Processing, Microstructures and properties", (2007), ASM International
- [47] Barbosa, L.P., (1999), "Caracterização da resistência à corrosão de filtros de aço inoxidável stainless steel".
- [48] Robinson, S.L., Somerday, B.P. and Moody, N.R., (2003), "Hydrogen embrittlement of stainless steels".
- [49] Rehme, O. And Enmelmann, C., (2007), "Cellular Design for laser freeform fabrication Stuttgart: Proceedings of the fourth international WLT"- conference lasers in manufacturing 2007.

- [50] Over, c., Meiners, W, Wissenback, K., Lindemann, M. and Hammann, G., (2001), “Selective laser melting: a new approach for the direct manufacturing of metal parts and tools”. In Proceeding of laser assisted. Net shape engineering conference, p.391-398.
- [51] Akhatar, S., Wright, C.S, Youseffi, M., Hauser, C., Childs, T.H.C, Taylor, C.M. Badrossonay, M., Xie, J., Fox, P. and O’Neill, W., (2003) “ Direct SLS of tool steel powders to high density part b- the effect on microstructural evolution”. In proceeding of the 14th Solid freeform fabrication symposium, p. 656-667, Austin, Texas, USA.
- [52] Bae, F., Osakada, K., Kitamura, Y., Matsumoto, M., and Shiomi, M., (2009), “Manufacturing of titanium parts for medical purposes by selective laser melting”, In proceedings of the 8th International
- [53] Pohl, H., Petzoldt, F., Tercde, M., Kakiuchi, E. and Kavczawa I., (2004), “DMLS of titanium alloy proceedings”, PM 2004 conference, p. 141-146.
- [54] Strietzel, R., (2004), “Production of metallic frames using the BEGO medifabricating process dental technology, vol. 50, p. 37-44.
- [55] Edelmann, O. and Mueller-cohmeier, K., (2005), “Direct prototyping of parts in light metal alloys and steel by laser melting” conference and expositions (SME), Dearborn, USA.
- [56] Zhang, Danqing, Cai, Qizhou, Liu, Jinhui and Li, Ruidi, (2010), “Research on Process and Microstructure formation of W-Ni-Fe Alloy fabricated by Selective Laser Melting”, Journal of Materials Engineering and Performance, vol.20, p. 1049 – 1054.
- [57] Su, Xubin, Yang, Yong, qiang, (2012), “Research on track overlapping during Selective Laser Melting of powders” Journal of Materials Processing Technology, vol. 212, p. 2074 – 2079
- [58] Yadroitsev, I., Bertrand, Ph., Smurov, I., (2007), “Parametric analysis of the selective laser melting process”, Applied Surface Science vol. 253, p. 8064 – 8069.
- [59] Badrossamay, M., Childs, T.H.C., (2006), “Further studies in Selective laser melting of stainless and tool steel powders”, International Journal of Machine Tools & Manufacture, vol.47, p. 779 – 784
- [60] Guan, Kai, Wang, Zemin, Gao, Ming, Li, Xiangyou, Zeng, Xiaoyan, (2013), “Effects of processing parameters on tensile properties of Selective laser melted 304 stainless steel”, Materials and Design, vol.50, p.581 – 586
- [61] Li, Ruidi, Shi, Yusheng, Wang, Li, Liu, Junhui and jiang, wei, (2010), “Densification behavior of gas and water atomized 316 L stainless steel powder during selective laser melting”, vol.256, p. 4350- 4356.
- [62]Yadroitsev, I., and Smurov, I., (2011), “Surface Morphology in Selective LaserMelting of Metal Powders”, Physics Procedia, vol. 12, p 264 – 270

- [63] Xie, J.W., Fox, P., O'Neill, W., Sutcliffe, C.J., (2005), "Effect of direct laser remelting processing parameters and scanning strategies on the densification of tool steels", *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 170, p.516 – 523
- [64] Vilaro, T., Colin, C., and Bartout, J.D., (2011), "As-Fabricated and Heat-Treated Microstructures of Ti-6Al-4 V Alloy Processed by Selective Laser Melting", *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 42, p.3190-3199
- [65] Sun, Y., Moro 2, A. And Alrbaey, K., (2013), " Sliding wear characteristics and corrosion behavior of selective laser melted 316L Stainless steel", *journal for materials engineering and performance*, volume 23, p. 518-526
- [66] Delgado, Jordi, Ciurana, Joaquim, Rodriguez, Ciro A, (2011), "Influence of process parameters on part quality and mechanical properties for DMLS and with iron-based materials", *International journal of advanced manufacturing technology*, vol. 60. p. 601-610.
- [67] Li, Ruidi, Shi, Yusheng, Wang, Li, Liu, Junhui and Wang zhigang, (2011), " The key metallurgical features of selective laser melting of stainless steel powder for building metallic part", *Powder metallurgy and metal ceramics*, vol. 50,p. 23- 24.
- [68] MatWeb, Osprey Metals 316L Stainless Steel Powder (grade 80% -22), acedido em 12 de Junho de 2014 em: <http://www.matweb.com>
- [69] Sá, Carlos, (2006), "Caracterização morfológica, microestrutural e microanalítica de materiais por: microscopia electrónica de varrimento-SEM e microanálise por raios X – EPMA:EDS/WDS),CEMUP.
- [70] AK Steel, (2007), "Product data sheet 316/316 L stainless steel" acedido a 14/06/14 [http://www.aksteel.com/pdf/markets\\_products/stainless/austenitic/316\\_316L\\_Data\\_Sheet.pdf](http://www.aksteel.com/pdf/markets_products/stainless/austenitic/316_316L_Data_Sheet.pdf)
- [71] Metallurgical & Materials Engineering, hall petch equation, acedido em 14 de junho de 2014 em:<http://inside.mines.edu/HallPetchEquation>
- [72] Li, Ruidi, Shi, Liu, Junhui Yusheng, Wang, Li, and jiang, wei, (2012), "Balling behavior of stainless steel and nickel powder during selective laser melting process", *International journal of advanced manufacturing technology*, vol. 59, p.1025 – 1035.
- [73] Smith F., William, (1996), "Princípios de Ciência e Engenharia dos Materiais,3ª edição, Mc Graw Hill.
- [74] Niendorf, Thomas, Leuders, Stefan, Riemer, Andre, Hans, Albert, Richard, Troster, Thomas and Schwarze, Dieter, (2013), "Highly Anisotropic Steel Processed by Selective Laser Melting" *The Minerals & Materials and ASM International*, vol. 44B, p. 794 -796.
- [75] Moura, Branco, Carlos A.G., (2006), "Mecânica dos Materiais", 4ª edição, Fundação Calouste Gulbenkian, p.794-806.

# ANEXO A

