



VALIDAÇÃO DO PROCESSO DE *LASER POWDER BED FUSION*
NUM EQUIPAMENTO COM *TILED LASER MELTING*: PRODUÇÃO
E CARACTERIZAÇÃO DE PEÇAS DE AÇO INOXIDÁVEL AISI 316L

NUNO FILIPE SOUSA DA COSTA

**DISSERTAÇÃO DE Mestrado APRESENTADA À FACULDADE DE ENGENHARIA
DA UNIVERSIDADE DO PORTO EM ENGENHARIA METALÚRGICA E DE MATERIAIS**

ORIENTADORA

PROFESSORA ELSA WELLENKAMP DE SEQUEIROS

SUPERVISOR INSTITUCIONAL

ENGENHEIRO MANUEL OLIVEIRA

<i>CANDIDATO</i>	Nuno Filipe Sousa da Costa	<i>Código:</i> 201308095
<i>TÍTULO</i>	VALIDAÇÃO DO PROCESSO DE <i>LASER POWDER BED FUSION</i> NUM EQUIPAMENTO COM <i>TILED LASER MELTING</i> : PRODUÇÃO E CARACTERIZAÇÃO DE PEÇAS DE AÇO INOXIDÁVEL AISI 316L	
<i>DATA</i>	21 de setembro de 2018	
<i>LOCAL</i>	Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto - Sala F106 - 15:30 h	
<i>JÚRI</i>	<i>Presidente:</i> Professor Doutor Manuel Fernando Gonçalves Vieira	DEMM/FEUP
	<i>Arguente:</i> Professor Doutor Fernando Jorge Lino Alves	DEM/FEUP
	<i>Orientadora:</i> Professora Doutora Elsa Wellenkamp de Sequeiros	DEMM/FEUP

“O sucesso consiste em ir de fracasso em fracasso sem nunca perder o entusiasmo”

Winston Churchill

Agradecimentos

O primeiro agradecimento óbvio e sentido é sem dúvida alguma à minha família, em especial aos meus pais. Foi graças a eles que a realização deste curso foi possível, por todo o apoio e disponibilidade para me acompanharem, investindo sempre em mim confiança e esperança de que um dia poderia ser alguém bem-sucedido.

De seguida agradeço à minha orientadora, a professora Elsa Sequeiros. Foi a pessoa que mais me fez crescer academicamente e que fez sobressair algumas das minhas capacidades, fazendo críticas construtivas e perguntas que por vezes não sabia a resposta, aliadas à sua excelente personalidade e boa disposição.

O terceiro agradecimento é para com todos os meus amigos, em especial os mais próximos a mim nestes cinco anos: Rui Rodrigues, Francisco Cruz, António Barros, João Azevedo, Pedro Costa, João Alberto, João Sá e Gabriel Reis. Uma especial palavra de apreço ao meu parceiro de estágio Rui Rodrigues, estágio este em que partilhamos muito conhecimento entre nós e a ajuda mútua foi essencial para a realização de ambas as dissertações de mestrado.

Tenho de agradecer, obviamente, ao CEiiA, em nome do Eng. Manuel Oliveira, do Eng. Bruno Rodrigues, do André Moura, do Eng. Luís Simões, do Carlos Cruz e do Ricardo Guimarães, em primeiro, pela oportunidade de poder estagiar neste fantástico centro de engenharia e, em segundo, por toda a ajuda prestada para o desenvolvimento deste trabalho. Queria atribuir um agradecimento especial ao André Moura, pela incansável ajuda que prestou no decorrer de ambas as dissertações, tanto minha como a do Rui Rodrigues.

Tenho de agradecer igualmente ao Eng. Tomás Afonso e Eng. Filipe Coutinho pelo imenso apoio nesta dissertação.

Gostaria de agradecer ao Cinfu pelos serviços prestados nesta tese.

Por fim, gostaria de agradecer a todos os membros do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais por estes cinco anos, de aprendizagem, trabalho e partilha, e por nos terem feito a nós, alunos, pessoas com enormes ferramentas para um dia singrar no mundo do trabalho.

Resumo

A mais recente tecnologia de *Laser Powder Bed Fusion*, designada de *Tiled Laser Melting*, promete revolucionar o mundo da fabricação aditiva visto que permite a produção de componentes de dimensões superiores aos que se produzem atualmente nos equipamentos disponíveis no mercado. Como tal, este trabalho visou a caracterização mecânica, microestrutural e metrológica, (antes e após tratamento térmico) de componentes de aço inoxidável austenítico AISI 316L produzidos por esta tecnologia, entre os quais provetes de tração e provetes para impacto pelo teste de *Charpy*, assim como cubos. Os parâmetros usados no trabalho promoveram a obtenção de uma elevada densidade relativa, a rondar os 99,5%, durezas na ordem dos (220±7) HV0.2, tensão máxima com valores compreendidos entre 610-640 MPa, valores de deformação entre os 20-30% e valores de energia absorvida na ordem dos 100 J. O tratamento térmico de solubilização aplicado permitiu homogeneizar a microestrutura e aliviar tensões residuais associadas ao processo, apresentando valores de dureza de (216±9) HV0.2, tensão máxima na ordem dos (575 ± 8) MPa, aumentando de igual modo a deformação para valores médios de 35±5 %. No entanto, apesar de todas as propriedades mecânicas avaliadas possuírem valores satisfatórios, o conjunto de parâmetros usados nesta dissertação promove a existência de desvios geométricos indesejáveis após o fabrico dos componentes, que comprometem a qualidade e aplicação final dos componentes. Como tal, no futuro, deverão ser encontrados parâmetros que satisfaçam em termos de propriedades mecânicas os requisitos requeridos para os componentes produzidos mas que não apresentem os referidos desvios geométricos que comprometam a qualidade do produto final.

Palavras Chave

Laser Powder Bed Fusion; *Tiled Laser Melting*; Fabricação Aditiva; AISI 316L; Caracterização Mecânica e Microestrutural;

Abstract

The latest technology of Laser Powder Bed Fusion, Tiled Laser Melting, promises to revolutionize the world of additive manufacturing as it allows the production of components of higher dimensions than those currently produced in the market. Based on this fact, this work aimed to perform the mechanical, microstructural and metrological characterization (before and after heat treatment) of AISI 316L austenitic stainless steel components produced by this technology. These components include traction test pieces, Charpy test pieces, as well as cubes. The parameters used in the work promoted the achievement of a high relative density, around 99.5%, hardness values in the order of (220 ± 7) HV0.2, maximum tension with values between 610-640 MPa, deformation values between 20-30% and absorbed energy values in the order of 100 J. The solubilization heat treatment applied allowed to homogenize the microstructure and to relieve residual stresses associated to the process, presenting values of hardness of (216 ± 9) HV0.2, maximum tension in the order of (575 ± 8) MPa and an increase in the deformation with values up to $35 \pm 5\%$. However, although all the mechanical properties evaluated have satisfactory values, the set of parameters used in this work promotes the existence of undesirable geometric deviations after the manufacture of the components, which compromise the quality and final application of the components. Based on this, in future works, there must be found parameters that satisfy the mechanical requirements for the components produced but that these not present geometric deviations that could compromise the quality of the final product.

Key Words

Laser Powder Bed Fusion; Tiled Laser Melting; Additive Manufacturing; AISI 316L; Microstructural and Mechanical Characterization;

Índice

Agradecimentos	i
Resumo	ii
Palavras Chave	ii
Abstract	iii
Key Words	iii
Índice de Figuras	v
Índice de Tabelas	vii
Lista de Abreviaturas	viii
1. Introdução	1
2. Estado da Arte	3
2.1. <i>Additive Manufacturing</i> - Fabricação Aditiva	3
2.2. <i>Laser Powder Bed Fusion e Tiled Laser Melting</i>	5
2.3. Etapas da Fabricação Aditiva	9
3. Procedimento Experimental	16
3.1. Análise dos pós metálicos	16
3.2. Conceptualização e Produção dos Componentes	17
3.3. Pós-Processamento	22
3.4. Caracterização Mecânica e Microestrutural	22
3.5. Análise Metrológica	24
4. Resultados e Discussão	25
4.1. Análise dos Pós	25
4.2. Produção e Análise Metrológica dos Provetes	28
4.2.1. <i>Build Job 1</i>	28
4.2.2. <i>Build Job 2</i>	29
4.2.3. <i>Build Job 3 e 4</i>	31
4.2.4. <i>Build Job 5</i>	31
4.2.5. <i>Build Job 6</i>	32
4.2.6. <i>Build Job 7 e 8</i>	34
4.3. Caracterização Mecânica e Microestrutural	36
4.3.1. Ensaio de Tração	36
4.3.2. Ensaio de Impacto	39
4.3.3. Ensaio de Dureza	39
4.3.4. Análise Microestrutural	40
5. Conclusões	48
6. Bibliografia	50

Índice de Figuras

Figura 1 - Três pilares das tecnologias de fabricação (adaptado de [10])	3
Figura 2 - Esquema do funcionamento do processo de LPBF (adaptado de [16])	5
Figura 3 - Máquina ADIRA AM e seus periféricos: em cima - ADIRA AM; em baixo à esquerda - laser de fibra de itérbio da marca IPG; em baixo ao centro - chiller do laser da marca Lauda; em baixo à direita - chiller das óticas do laser da marca SMC [27-30]	7
Figura 4 - Vários componentes da tecnologia TLM: a) câmara de processamento; b) substratos metálicos grandes; c) substrato metálico pequeno; d) mesa de trabalho; e) recobridor de pó - recoater; f) depósito de pó	7
Figura 5 - Fotografia tirada ao interior do equipamento, da tecnologia TLM, após a realização de um build job, onde se visualiza a câmara de processamento e a mesa de trabalho, coberta por pó.....	8
Figura 6 - Esquema representativo dos movimentos e posições que a câmara de processamento pode efetuar e ocupar, caso seja necessário o uso de mais do que um tile.....	8
Figura 7 - Esquema representativo de algumas das etapas da fabricação aditiva [32]	9
Figura 8 - Gráfico Densidade de Energia vs Porosidade (adaptado de [40])	12
Figura 9 - Exemplo demonstrativo de distorções após remoção de componente do substrato metálico (adaptado de [42]).....	13
Figura 10 - Limpeza do substrato metálico e respetivos componentes produzidos [38]	14
Figura 11 - Fluxograma referente ao procedimento experimental desta dissertação.	16
Figura 12 - Cotas dos provetes de tração e Charpy segundo as normas ASTM E8/E8M e ASTM E23	17
Figura 13 - Suportes standard usados na maioria dos componentes deste trabalho gerados no software Autodesk Netfab	18
Figura 14 - Planeamento da disposição dos provetes (nesting) no software Magics ...	18
Figura 15 - Esquema com o número de partes metálicas produzidas em cada build job da dissertação	19
Figura 16 - Três rotações diferentes dos provetes: a) 0°; b) 90°; c) 45°	20
Figura 17 - Representação gráfica do tratamento térmico de solubilização usado neste trabalho	22
Figura 18 - Provetes de tração dos build jobs 7 e 8 e suas condições de processamento	23
Figura 19 - Três faces dos cubos de onde se obtiveram microestruturas	24
Figura 20 - Equipamento de engenharia inversa e respetivo provete digitalizado	24
Figura 21 - Imagens de SEM dos pós de AISI 316L usados neste trabalho - a) pós espalhados em fita condutora b) partícula esférica de pó	26
Figura 22 - Gráfico EDS com os elementos químicos do pó AISI 316L.....	27
Figura 23 - Três provetes de tração do 1º build job.....	28
Figura 24 - Provetes com retângulos nas cabeças para posterior maquinagem CNC, a 45° e 90°	29
Figura 25 - Gráfico a cores com os desvios dimensionais de um provete construído a 45° sem retângulos nas cabeças	29

Figura 26 - Zona de possível oxidação que surgiu nos retângulos dos provetes deste build job.....	30
Figura 27 - Picos de percentagem relativa de oxigénio em três zonas distintas do provete da figura 25	30
Figura 28 - Provete a 90° com suportes diferentes dos build jobs 2, 3 e 4.....	31
Figura 29 - Imagem das partes produzidas no substrato metálico do build job 5.....	31
Figura 30 - Imagem do defeito ocorrido nos provetes de tração em tile do build job 5	32
Figura 31 - Dois provetes sujeitos ao tratamento de solubilização; um a 45° e outro a 0°; a) antes do tratamento; b) após o tratamento.....	33
Figura 32 - Gráfico de metrologia representativo dos desvios geométricos dos provetes a 0° e 45°	33
Figura 33 - Imagem de um dos provetes Charpy produzidos no build job 6, onde é possível observar fissuras	33
Figura 34 - Provetes no substrato metálico do build job 7 e 8	34
Figura 35 - Gráfico de cores referente aos desvios geométricos dos provetes a 0°, 45° e 90° antes da sua remoção do substrato metálico	35
Figura 36 - Gráfico de cores referente aos desvios geométricos dos provetes a 0°, 45° e 90° após a sua remoção do substrato metálico	35
Figura 37 - Valores dos desvios geométricos antes e após remoção do substrato metálico	36
Figura 38 - Valores da resistência máxima à tração dos provetes dos build jobs 1, 2, 3 e 4.....	37
Figura 39 - Gráficos tensão vs deformação dos dez provetes dos build jobs 7 e 8	38
Figura 40 - Valores de dureza de provetes de tração em condições de processamento diferentes	40
Figura 41 - Imagem de MO da microestrutura da face superior de um dos cubos	40
Figura 42 - Imagem de MO da microestrutura das faces laterais de um dos cubos produzidos.....	41
Figura 43 - Imagem de MO da microestrutura após tratamento térmico de solubilização	41
Figura 44 - Imagem de SEM de uma zona longitudinal de um provete não tracionada onde se observam as camadas e suas interfaces provocadas pelo varrimento do laser	42
Figura 45 - Imagens de SEM de pós parcialmente fundidos numa superfície produzida a) longitudinalmente à direção do laser; b) transversalmente à direção do laser	43
Figura 46 - a) e b) Defeito observado numa das amostras onde se evidencia a falta de pó durante a produção	44
Figura 47 - a) e b) Imagens obtidas por eletrões retrodifundidos de um corte longitudinal de uma amostra	44
Figura 48 - Gráfico EDS da zona Z1 referente à figura 42 - b).....	45
Figura 49 - Mapas de composição obtido por SEM e EDS da zona Z1 da figura 42 - b) 46	
Figura 50 - Imagem de SEM de uma nanopartícula referente a um óxido de silício presente em microestruturas de componentes de AISI 316L produzidos por TLM	46
Figura 51 - Gráficos EDS numa junta produzida entre tiles e numa zona de uma amostra fora da junta.....	47

Índice de Tabelas

Tabela 1 - Propriedades mecânicas do aço AISI 316L fornecidas pelo fabricante [37]	10
Tabela 2 - Parâmetros de processamento recomendados pelo fabricante e usados em todos os build jobs desta dissertação; no contorno e interior dos componentes	21
Tabela 3 - Dados usados para a obtenção do coeficiente de atrito.....	25
Tabela 4 - Composição química fornecida pelo fabricante LPW	27
Tabela 5 - Valores de tensão máxima, tensão de cedência e deformação na tensão máxima para os dez provetes dos build jobs 7 e 8	38
Tabela 6 - Valores de energia absorvida dos dois provetes Charpy dos build jobs 7 e 8	39
Tabela 7 - Valores de densidade para cinco amostras de provetes produzidos	42

Lista de Abreviaturas

AM - Additive Manufacturing

AMF - Additive Manufacturing File

ASTM - American Society for Testing and Materials

CAD - Computer Aided Design

CEiiA - Centro de Engenharia e Desenvolvimento do Produto

EBM - Electron Beam Machining

EDS - Energy Dispersive X-Ray Spectroscopy

ISO - International Organization for Standardization

LPBF - Laser Powder Bed Fusion

MO - Microscopia Ótica

PBF - Powder Bed Fusion

SEM - Scanning Electron Microscopy

STL - Stereolitography

TLM - Tiled Laser Melting

1. Introdução

Os processos de fabrico necessitam, de forma geral, de algum tempo para evoluírem de modo a criarem um impacto na indústria que só se acentuará anos mais tarde; as tecnologias de *Additive Manufacturing* (AM) - Fabricação Aditiva, não foram exceção [1]. Este processo consiste na produção de peças/componentes camada a camada, a partir de um modelo *Computer Aided Design* (CAD) 3D. Apesar de já ter surgido nos anos 80, só recentemente ganhou relevância como tecnologia produtiva junto da indústria sendo expectável um crescimento da sua aplicação nos próximos anos sobretudo nos sectores automóvel, médico e aeroespacial [2, 3]. Um dos fatores apelativos da tecnologia de AM é a diminuição do ciclo de desenvolvimento e de produção do produto, a redução de etapas com redução de equipamentos e ferramentas, em comparação com as tecnologias convencionais, o que envolve a redução de tempo e custos [4]. Para além disto, possibilita a produção de peças/componentes com grau elevado de liberdade geométrica, como canais internos e estruturas em rede, criando-se componentes “únicos” e com capacidades superiores aos fabricados por processos convencionais [5, 6].

Apesar de todas as vantagens serem apelativas, existe ainda uma barreira a ser ultrapassada na fabricação aditiva: a reprodutibilidade das peças com elevada qualidade e a qualificação dos processos e respetivos produtos [6]. Estes factos levam à necessidade da evolução e otimização dos processos de AM, que ainda não são completamente controláveis, reprodutíveis ou previsíveis [7]. Existe a necessidade do estudo dos diferentes fatores associados ao processo e consequentemente ao produto: é essencial o entendimento do processo e suas variáveis correlacionados com as propriedades físicas e mecânicas dos componentes de forma a validar processos e produtos [6, 8].

Este trabalho visou o estudo de uma nova tecnologia de *Laser Powder Bed Fusion* (LPBF), denominada de *Tiled Laser Melting* (TLM) e pertencente à recente máquina protótipo ADIRA AM, primeira máquina portuguesa possuidora de tecnologias de fabricação aditiva. Esta máquina foi adquirida pelo centro CEiiA - Centro de Engenharia e Desenvolvimento do Produto, com o objetivo de dar os primeiros passos e consequentemente entrar para o mundo da fabricação

aditiva aplicada a materiais metálicos para o setor aeroespacial. Esta dissertação de mestrado foi desenvolvida em parceria com este centro de excelência com o objetivo de estudar e aferir sobre a tecnologia de TLM. Como primeiro contacto com a tecnologia, foi importante perceber o seu funcionamento, de que modo se diferencia das restantes tecnologias de LPBF, e de que modo as características do processo influenciam a qualidade final dos componentes. Como tal, todos os *build jobs* da presente dissertação seguiram um pensamento iterativo, tendo sido testados e variados alguns parâmetros. Concluindo, o objetivo deste trabalho foi produzir componentes em aço inoxidável AISI 316L, de modo a retirar as primeiras relações sobre a tecnologia em questão, e avaliar microestruturas e propriedades mecânicas, antes e após tratamento térmico.

2. Estado da Arte

Neste capítulo encontra-se explanado o estado da arte referente à fabricação aditiva de materiais metálicos. Começando por explicar o que é o AM e que impacto representa na indústria hoje em dia, os seguintes subcapítulos descrevem o funcionamento das tecnologias de LPBF e, mais concretamente, da tecnologia desta dissertação, TLM. Este processo será detalhado de modo a que se perceba o seu funcionamento e de que maneira difere das restantes tecnologias de LPBF. De seguida e para finalizar este capítulo, serão descritas e explicadas cada uma das oito etapas associadas a este tipo de processos.

2.1. Additive Manufacturing - Fabricação Aditiva

As tecnologias de AM são classificadas pela *American Society for Testing and Materials (ASTM) International* como um dos três pilares das tecnologias de fabricação, sendo elas as subtrativas, formativas e aditivas (figura 1). A fabricação aditiva, também conhecida como impressão, pertence ao último pilar referido e é definida, segundo a norma ASTM F2792-10 [9], como o “processo que une materiais para criar objetos a partir de um modelo CAD 3D, normalmente camada a camada, ao contrário dos processos subtrativos”.

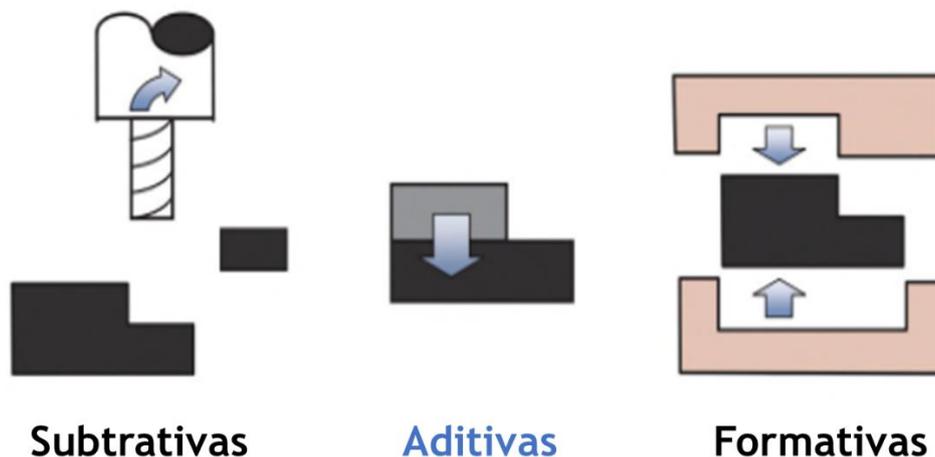


Figura 1 - Três pilares das tecnologias de fabricação (adaptado de [10])

Após avanços significativos da fabricação aditiva nos últimos vinte anos, esta começa agora a ser aceite e utilizada pela indústria [11]. A fabricação aditiva não deve nem poderá ser vista como um conjunto de tecnologias que vão

assegurar a maior parte das necessidades da indústria, mas sim como um conjunto que irá complementar os métodos convencionais existentes [12]. A adoção destas tecnologias parece anunciar um futuro em que as cadeias de valor são mais curtas, mais pequenas, mais localizadas e oferecem benefícios de sustentabilidade [13]. De entre as várias vantagens desta tecnologia, uma das mais proeminentes, é a dispensabilidade do uso de moldes e ferramentas auxiliares, uma vez que a produção é realizada diretamente a partir de modelos CAD 3D [13]. Outro aspeto favorável é a elevada liberdade de design geométrico dos produtos. Com esta característica da fabricação aditiva, surgiu uma ferramenta valiosa e importante, a otimização topológica. Esta é um método numérico que consiste na modificação estética de um componente de modo a reduzir a sua massa; porém, as propriedades mecânicas necessárias à sua função e requisitos, são mantidas, permitindo acrescentar valor às peças/componentes na sua aplicação final [14]. Outra vantagem da tecnologia de FA é o elevado potencial para customizar produtos e reparar peças danificadas. Podem de igual modo ser vistas como tecnologias interessantes e pertinentes para a produção de peças que já não existem no mercado [12]. Por último, é de denotar que os equipamentos de AM não requerem *setups* de custos elevados (apesar de inicialmente a sua aquisição e matéria prima ser um custo bastante elevado), tornando económica a produção de pequenas séries [13, 15]. No entanto, e apesar do elevado leque de vantagens que a fabricação aditiva possui, a evolução desta é desafiada pelas questões relacionadas com a qualidade dos componentes e sua repetibilidade, pois existe uma panóplia de fatores que os influenciam [6, 7], sendo que, é da maior importância o conhecimento dos processos, mais concretamente, de todas ou do maior número possível de variáveis, de modo a perceber qual o impacto destas na qualidade final dos componentes.

Considerando o crescimento exponencial da fabricação aditiva nos últimos anos, entidades como a *International Organization for Standardization* (ISO) e a ASTM têm realizado esforços de forma a unificar e uniformizar o conhecimento sobre as tecnologias de fabricação aditiva, culminado no desenvolvimento de normas. De entre estas encontram-se as normas ASTM F42 e ISO TC 261, que subdividem a fabricação aditiva em sete categorias, sete

conjuntos de tecnologias diferentes: *Vat Photopolymerization*, *Material Extrusion*, *Material Jetting*, *Binder Jetting*, *Sheet Lamination*, *Directed Energy Deposition* e *Powder Bed Fusion* [16, 17]. A tecnologia de PBF é dividida de acordo com a fonte de energia utilizada. Se a energia térmica para fundir seletivamente regiões de uma cama de pós for fornecida por um feixe de elétrons, designa-se o processo de *Electron Beam Machining* (EBM); se for por um feixe de laser o processo é denominado de LPBF [18, 19]. O processo em estudo nesta dissertação é um processo de LPBF designado de TLM, que irá ser mais detalhadamente abordado no ponto 2.2 do estado da arte.

2.2. Laser Powder Bed Fusion e Tiled Laser Melting

Na figura 2 encontra-se ilustrado o esquema de funcionamento do LPBF. Neste processo o feixe de laser passa através de um sistema de lentes e é refletido por um espelho na superfície da placa de trabalho, sendo que o espelho controla o movimento do laser no plano x-y. O processo começa com um pré-aquecimento da câmara de trabalho assim como da primeira camada a ser fundida. Quando a primeira camada estiver fundida, a plataforma de trabalho desce o equivalente à espessura de cada camada de construção do componente e uma nova camada de pó é depositada e espalhada pelo recobridor - *recoater*. Este é um processo cíclico que termina quando a última camada for fundida, correspondendo à obtenção do(s) componente(s) pretendido(s) [7]. A câmara de trabalho está preenchida com um gás inerte, normalmente argón ou azoto, de forma a evitar a oxidação [20].

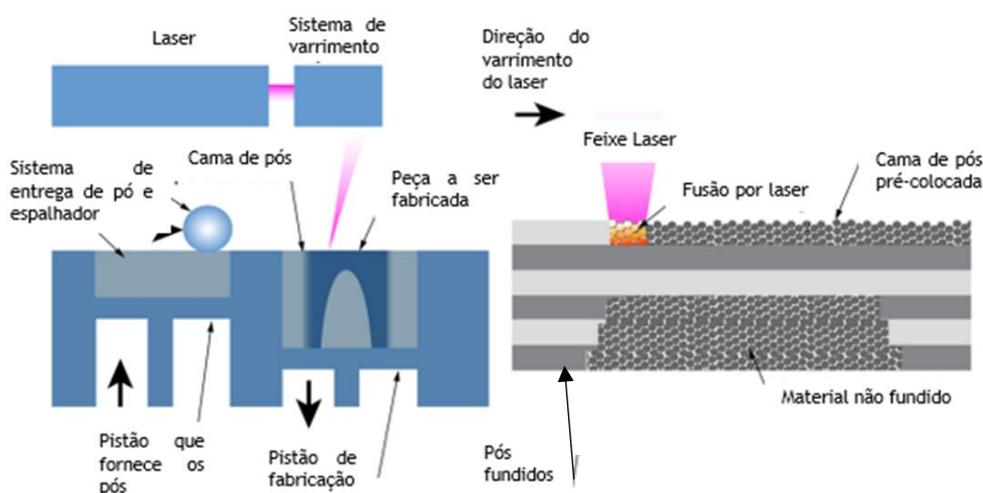


Figura 2 - Esquema do funcionamento do processo de LPBF (adaptado de [16])

Os sistemas de LPBF são os mais comuns e mais comercializados para a produção de componentes metálicos [20]; contudo, e apesar de serem um conjunto de tecnologias relativamente maduras no mundo da fabricação aditiva, ainda existem lacunas na compreensão fundamental do processo [21, 22]. As tecnologias de LPBF, onde está inserida a tecnologia desta dissertação, envolvem cerca de cento e trinta variáveis interdependentes, que influenciam a qualidade do componente final [23, 24]. Variáveis que vão desde a estratégia de construção do componente, potência do laser, velocidade de varrimento, espessura de camada, características e propriedades do pó, orientação dos componentes, entre outros, contribuem para a complexidade do processo e para a diversidade das características dos componentes após a sua produção [6, 25]. Uma das variáveis mais importantes do LPBF é a temperatura do denominado banho de fusão - *melt pool*. Este forma-se após a fusão localizada de matéria provocada pela passagem do laser, que gera um aquecimento rápido nessa zona. Após a sua passagem, a matéria arrefece muito rapidamente e solidifica [26]. A determinação da gama de temperaturas do banho de fusão é importante para identificar regiões onde é provável a formação de poros, assim como para correlacionar com o desenvolvimento da microestrutura nesse local. Contudo, a dimensão reduzida do banho de fusão, os rápidos movimentos através da cama de pós e a curta duração das temperaturas transientes (estado dinâmico), fazem com que a sua avaliação seja um enorme desafio [21]. Tomando como exemplo estes factos descritos, torna-se crucial o conhecimento de todas as variáveis do processo de forma a entendê-lo e a correlacioná-las com os requisitos/qualidade dos componentes produzidos.

São diversos os equipamentos do processo de LPBF no mercado. O equipamento utilizado nesta dissertação é o equipamento protótipo ADIRA AM, visualizado na figura 3, que possui a tecnologia patenteada TLM. Esta tecnologia difere um pouco das restantes tecnologias pertencentes à classe de LPBF. Consiste numa câmara de dimensões 250 x 250 mm, com ambiente controlado, que se desloca numa mesa de trabalho de 1000 x 1000 mm. A altura máxima de um componente produzido nesta tecnologia é de 200 mm. Importa referir que qualquer zona desta mesa poderá ser usada para processar um componente.

Nas figuras 4 e 5 estão esquematizados, e podem ser visualizados, os vários componentes da tecnologia [27].



Figura 3 - Máquina ADIRA AM e seus periféricos: em cima - ADIRA AM; em baixo à esquerda - laser de fibra de íterbio da marca IPG; em baixo ao centro - chiller do laser da marca Lauda; em baixo à direita - chiller das óticas do laser da marca SMC [27-30]

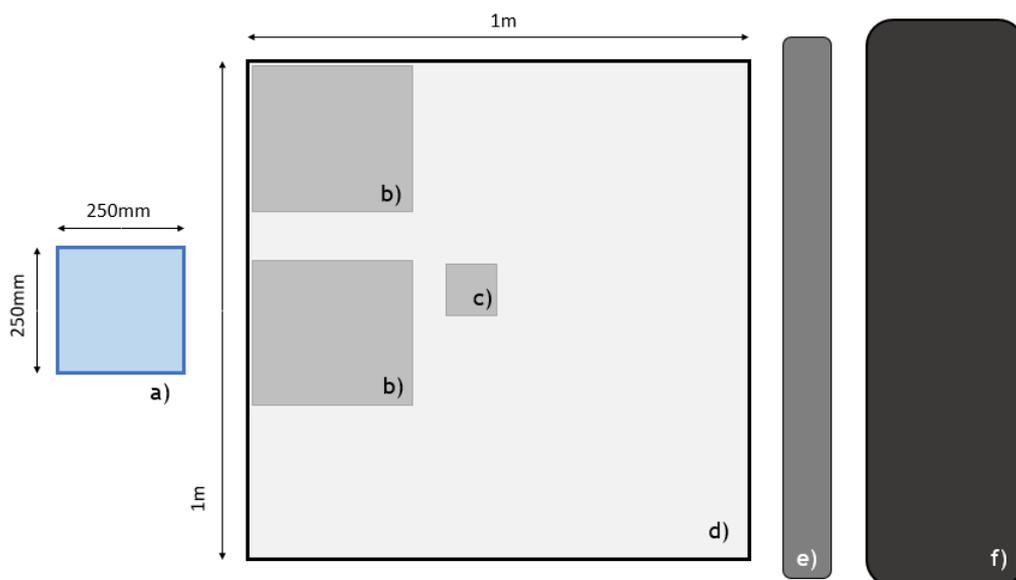


Figura 4 - Vários componentes da tecnologia TLM: a) câmara de processamento; b) substratos metálicos grandes; c) substrato metálico pequeno; d) mesa de trabalho; e) recobridor de pó - *recoater*; f) depósito de pó

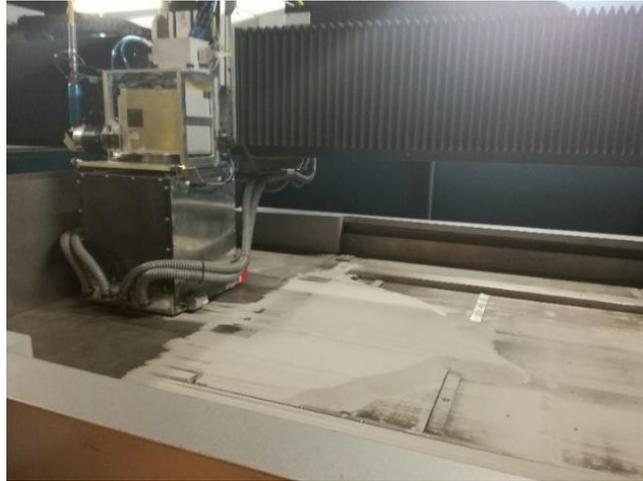


Figura 5 - Fotografia tirada ao interior do equipamento, da tecnologia TLM, após a realização de um *build job*, onde se visualiza a câmara de processamento e a mesa de trabalho, coberta por pó

Tendo em conta as dimensões da câmara de processamento e da mesa de trabalho, existem, no mínimo, dezasseis locais de processamento, se for usada toda a dimensão da mesa. Estes locais de processamento são denominados de ladrilhos, *tiles*. Se o componente desejado for superior às dimensões da câmara de processamento, diz-se que este componente irá usar, pelo menos, dois ladrilhos, dois *tiles*. Os componentes que forem construídos em mais do que um *tile*, irão apresentar uma junta nas zonas em que se dá a separação entre esses mesmos *tiles*. Na figura 6 está presente a esquematização da produção de um componente exemplo, nesta tecnologia, que utiliza seis *tiles*.

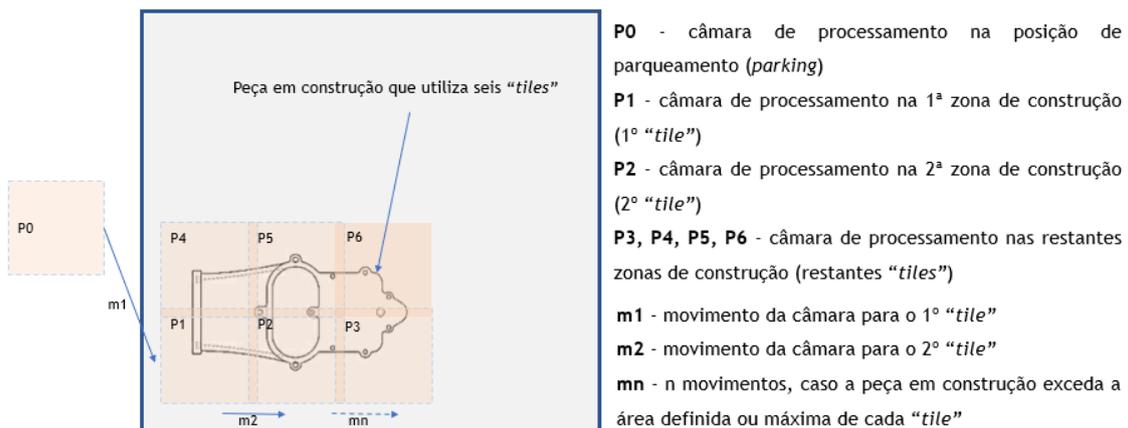


Figura 6 - Esquema representativo dos movimentos e posições que a câmara de processamento pode efetuar e ocupar, caso seja necessário o uso de mais do que um *tile*

Outro aspeto pertinente, e que deve ser referido, é que cada *tile* não necessita de ter obrigatoriamente as dimensões da câmara de processamento.

Caso se pretenda efetuar uma junta numa determinada zona da peça, é possível fazê-lo. No programa do equipamento, *SLM Move*, software que permite a manipulação de parâmetros para esta tecnologia, é possível introduzir as dimensões pretendidas para cada *tile* assim como as dimensões da junta [31].

2.3. Etapas da Fabricação Aditiva

Até este ponto do trabalho foi feita uma análise global da fabricação aditiva e da tecnologia usada nesta dissertação, TLM. Neste subcapítulo serão descritas e analisadas as diversas etapas que dizem respeito à fabricação aditiva mas de modo mais específico, focando e retratando estas etapas para o TLM.

Como qualquer processo de fabrico, a fabricação aditiva possui uma cadeia de etapas. Apesar de o ciclo de produção ser mais curto, produzir algo por fabricação aditiva não é tão simples como obter um modelo CAD 3D e carregar num botão para imprimir. Qualquer processo de fabricação aditiva começa pela seleção do material que se pretende usar no componente a produzir, assim como pela sua caracterização [32]. Após a seleção e caracterização do material, até à obtenção da peça final e funcional, existem oito passos, que contemplam o ciclo da fabricação aditiva, sendo eles os seguintes: Conceptualização em CAD, Conversão para o formato *Stereolithography* (STL)/*Additive Manufacturing File* (AMF), Transferência para a máquina e manipulação do ficheiro STL/AMF, Setup da máquina de AM, Produção do(s) componente(s), Remoção do(s) componente(s), Tratamentos de pós-processamento e Aplicação [16, 33, 34]; estes serão de seguida melhor detalhados. O esquema da figura 7 contempla, de maneira mais resumida, as etapas da fabricação aditiva acima mencionadas.

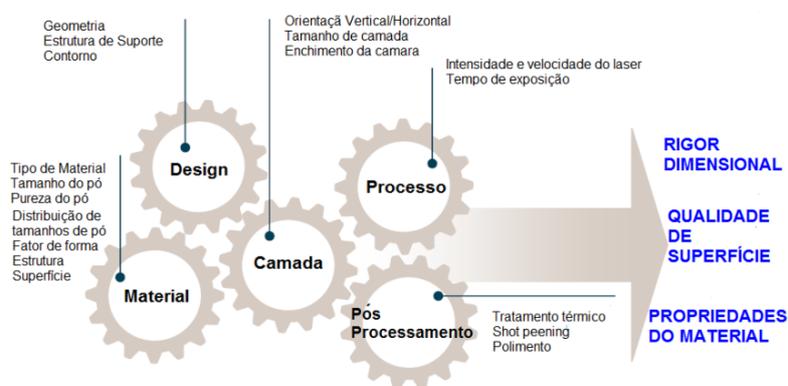


Figura 7 - Esquema representativo de algumas das etapas da fabricação aditiva [32]

O material utilizado no presente estudo foi um aço inoxidável austenítico AISI 316L. Este aço é um material de estrutura cúbica de faces centradas (CFC), em que na microestrutura é predominante o domínio austenítico. Apresenta excelente resistência à corrosão generalizada e valores elevados de resistência à fadiga e de fluência a elevadas temperaturas [35]. Tem como principais aplicações o uso em equipamentos de prospeção marítima, tubagens para transporte de petróleo, reservatórios reativos e tanques de armazenamento de hidrogénio [36]. A tabela seguinte evidencia valores de propriedades mecânicas e físicas do aço em questão fornecidas pelo fabricante.

Tabela 1 - Propriedades mecânicas do aço AISI 316L fornecidas pelo fabricante [37]

Propriedade	Direção de Fabrico	Estado "As Built"
Tensão Máxima	Direção Horizontal (xy)	590 - 690 MPa
	Direção Vertical (z)	485 - 595 MPa
Tensão de Cedência	Direção Horizontal (xy)	470 - 590 MPa
	Direção Vertical (z)	380 - 560 MPa
Alongamento	Direção Horizontal (xy)	25 - 55%
	Direção Vertical (z)	30 - 70%
Dureza	Direção Horizontal (xy)	210 - 214 HV0.5
	Direção Vertical (z)	114 - 226 HV0.5
Condutividade Térmica	15.6 W/mk	

- **Conceptualização em CAD**

Em qualquer design de produto, um dos primeiros passos é imaginar e conceptualizar a função e aparência do produto. De modo geral, após a seleção do material, o ciclo de produção da fabricação aditiva começa com uma modelação num software CAD 3D [38].

- **Conversão para o formato Stereolithography (STL)/Additive Manufacturing File (AMF)**

O formato STL é o mais usado para as tecnologias de fabricação aditiva visto ser uma maneira simples de descrever um modelo CAD em termos de geometria. Quase todas as tecnologias de AM usam este formato. Tem a capacidade de aproximar as superfícies do modelo numa série de facetas triangulares. Apesar de ser o formato mais usado, possui uma série de limitações, como não ter unidades, cor, propriedades do material, entre outras. Estas limitações levaram

à mais recente adoção de um novo formato, o AMF. Passou a ser um formato estandardizado por organizações como a ASTM e a ISO, possuindo as mesmas vantagens do formato STL mas com menos limitações [33, 38].

- **Preparação do modelo CAD 3D**

Uma vez criado o ficheiro STL/AMF, é recomendado seguir alguns passos de modo a gerar a informação necessária que uma máquina de fabricação aditiva precisa. A informação necessária pode variar de tecnologia para tecnologia, no entanto, de um modo geral, estes passos começam por reparar os erros que o ficheiro STL/ AMF contém. Em processos de PBF para produção de componentes metálicos, após o que já foi referido, dá-se a geração de suportes nos modelos CAD e a repartição, em “fatias”, do componente mais suportes, no número de camadas que irão ser produzidas. Define-se de igual modo, em softwares apropriados para tal, a orientação dos componentes e a sua distribuição pela mesa de trabalho. A orientação dos componentes é muito importante, pois dependendo desta, estes possuem propriedades mecânicas diferentes [37, 39]. No caso particular da tecnologia de TLM, é importante também referir a dimensão do *tile* nesta etapa do ciclo. Estes dados são de seguida transferidos para a máquina de modo a serem preparados e a poder dar-se início à produção [38].

- **Setup da máquina de Fabricação Aditiva**

O *setup* da máquina pode ser dividido em dois grupos: preparação do hardware da máquina e controlo de processo. A preparação do hardware é um trabalho físico e manual, que engloba ligar a máquina e os seus periféricos, assim como uma verificação do seu estado, a sua limpeza, a adição de pó ao depósito, a colocação dos substratos metálicos para a nova produção, a verificação sobre os valores de pressão do gás inerte e níveis de oxigénio no processo, entre outros. Pode ainda ser necessário a introdução de suportes secundários no caso de o(s) componente(s) possuírem geometrias suscetíveis a empenarem ou a colapsarem durante o processo. Relativamente ao controlo do processo, este consiste na importação e posicionamento dos componentes na zona de trabalho desejada para a construção, seguido da definição dos parâmetros de construção, sendo este último passo o mais importante. No que

diz respeito às tecnologias de PBF, os parâmetros a destacar são a potência do laser, a velocidade de varrimento, a espessura de camada, a distância entre varrimentos, a rotação do laser entre camadas, entre outros [16, 38]. Os primeiros quatro parâmetros referidos permitem calcular um outro parâmetro de extrema relevância, a densidade de energia, que quantifica o *input* de energia, Joule, por unidade de volume, mm³. Esta relação é expressa na equação 1 [40]:

Equação 1 - Fórmula para o cálculo da densidade de energia

$$E = \frac{L}{v * t * h}$$

em que, E = densidade de energia (J/mm³); L = potência do laser (W); v = velocidade de varrimento (mm/s); t = espessura de camada (mm); h = distância entre varrimentos (mm).

Um aspeto crucial para o processamento dos componentes é a otimização dos seus parâmetros, uma vez que estes vão influenciar a qualidade do produto final. A figura 8 demonstra que, com o aumento da densidade de energia, ou da potência do laser, a porosidade diminui, visto que a maior absorção de energia facilita a fusão total dos pó; no entanto, o nível de distorções (empenos) pode aumentar devido aos maiores gradientes térmicos gerados [40, 41]. Este tipo de distorções pode ser mais facilmente visualizado no exemplo demonstrativo da figura 9.

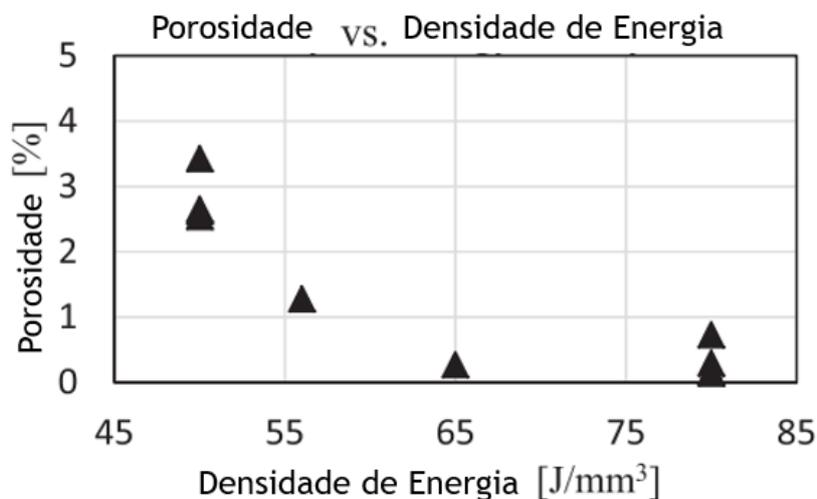


Figura 8 - Gráfico Densidade de Energia vs Porosidade (adaptado de [40])

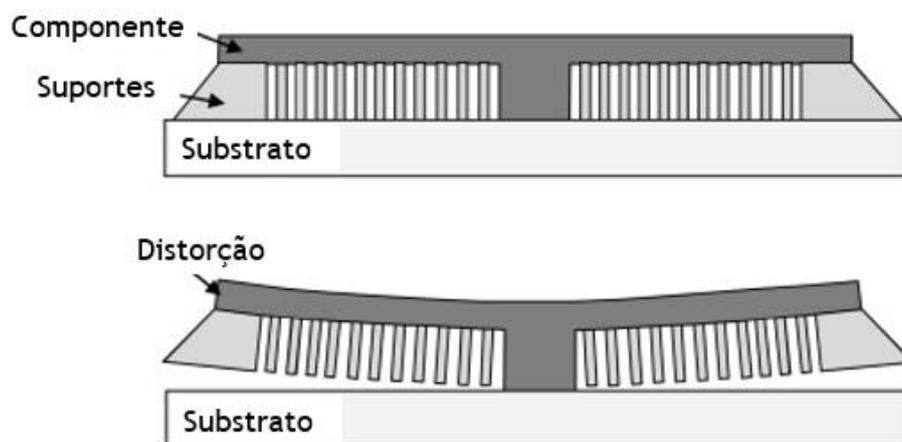


Figura 9 - Exemplo demonstrativo de distorções após remoção de componente do substrato metálico (adaptado de [42])

- **Produção do(s) componente(s)**

O processo decorre, normalmente, sem intervenção do operador. No caso das tecnologias de PBF, os processos são normalmente demorados sendo a altura máxima dos componentes o fator mais determinante. No caso do TLM, o processo pode ser mais demorado do que as restantes tecnologias de LPBF pelo facto da câmara se mover entre *tiles*, quando a dimensão do componente assim o exige.

A qualquer momento, o trabalho que está a ser realizado pode ser interrompido. Tal se pode dever à ocorrência de colisões, à necessidade de encher novamente o depósito com pó, ao esgotamento das botijas de gás ou a qualquer outra razão que possa comprometer a segurança do operador ou a integridade da máquina.

- **Remoção do(s) componente(s)**

Os substratos onde foram produzidos os componentes são retirados e dá-se a recolha e embalagem do pó solto, para que possa ser reciclado. Esta reciclagem consiste na remoção de impurezas e partículas indesejadas como, por exemplo, pós parcialmente fundidos, tendo para isso de passar por crivos de granulometrias definidas.

- **Pós-processamento**

Após a limpeza do(s) substrato(s) e dos componentes produzidos (figura 10), estes são removidos do substrato recorrendo, geralmente, a ferramentas de corte ou, caso os suportes não sejam demasiado densos e a geometria não seja demasiado complexa, a um martelo e uma ponteira. Qualquer suporte secundário é igualmente removido [38].

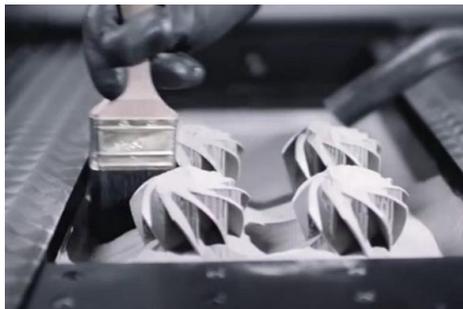


Figura 10 - Limpeza do substrato metálico e respetivos componentes produzidos [38]

Normalmente, um componente produzido por fabricação aditiva apresenta um certo número de limitações. Destacam-se as elevadas tensões residuais, poros, fissuras, mau acabamento superficial ou propriedades mecânicas insatisfatórias, como, por exemplo, baixa tensão de cedência ou baixo alongamento [34]. Tendo em conta estes fatores, os componentes produzidos podem e devem ser sujeitos a tratamentos de pós-processamento como tratamentos térmicos, prensagem isostática a quente (*Hot Isostatic Pressing* - HIP), tratamentos de superfície, entre outros [5, 43, 44]. O tratamento térmico é um tratamento de pós-processamento bastante comum de modo a aliviar tensões induzidas pelo processo assim como para homogeneizar a microestrutura [45, 46].

De modo a compreender os possíveis tratamentos térmicos aplicáveis à liga metálica usada neste trabalho, é preciso falar um pouco do material e das fases que se formam a altas temperaturas e à temperatura ambiente. De acordo com o diagrama de fases pseudobinário do sistema Fe-Cr-Ni [47], a austenite é a fase de equilíbrio a temperaturas elevadas, no entanto, à temperatura ambiente, as fases de equilíbrio são a ferrite delta (δ), fase sigma (σ) e carbonetos, sendo estes, sobretudo, carbonetos de crómio. Estas fases indesejáveis roubam o crómio em solução, e este elemento, que passiva o

material, deixa de formar a camada protetora contra a corrosão, passando a estar suscetível à mesma [48]. Estas fases podem ainda aparecer se o material for mantido a temperaturas entre os 600 °C e os 950 °C [49-51]. Sendo uma fase intermetálica e possuindo estrutura cristalina tetragonal, dando a esta uma elevada dureza, a fase sigma é igualmente frágil e diminui a ductilidade e resistência contra a corrosão por picada do aço, de maneira significativa. Este tipo de fases fragilizantes pode ser eliminada usando um tratamento térmico denominado de solubilização, a temperaturas superiores ao intervalo de temperaturas a que estas podem precipitar [52]. Como solução, será recomendável a utilização um tratamento térmico de solubilização, com estágios a temperaturas entre os 1050 °C e os 1100 °C, seguido de um arrefecimento rápido em água, de modo a que não haja precipitação das fases indesejáveis anteriormente referidas. É de realçar ainda que o tempo e temperatura do estágio devem ser escolhidos de maneira cuidadosa, de modo a evitar o crescimento de grão indesejado, que resultaria numa diminuição da resistência mecânica [53].

- **Aplicação**

O(s) componente(s) estão finalizados e prontos a serem usados. Algumas das aplicações focam-se, sobretudo, nos setores automóvel, aeroespacial e biomédico [54].

3. Procedimento Experimental

Neste trabalho produziram-se partes/componentes em aço inoxidável AISI 316L com recurso à tecnologia patenteada TLM. Após a sua produção estes foram caracterizados microestruturalmente e mecanicamente. Tendo em conta o diminuto conhecimento do processo associado ao equipamento protótipo ADIRA AM, considerou-se pertinente que todos os trabalhos produzidos, denominados de *build jobs*, decorressem como um processo iterativo, tendo como objetivo implícito a validação da configuração de produção ideal para estes provetes, potencialmente aplicáveis a outras geometrias. Durante os *build jobs* foram produzidos diferentes componentes: provetes para ensaios de tração, provetes de *Charpy* e cubos para análise microestrutural. Foi ainda testada a influência do tratamento térmico de solubilização nas partes produzidas (pós-processamento). O fluxograma da figura 11 resume o trabalho experimental realizado.

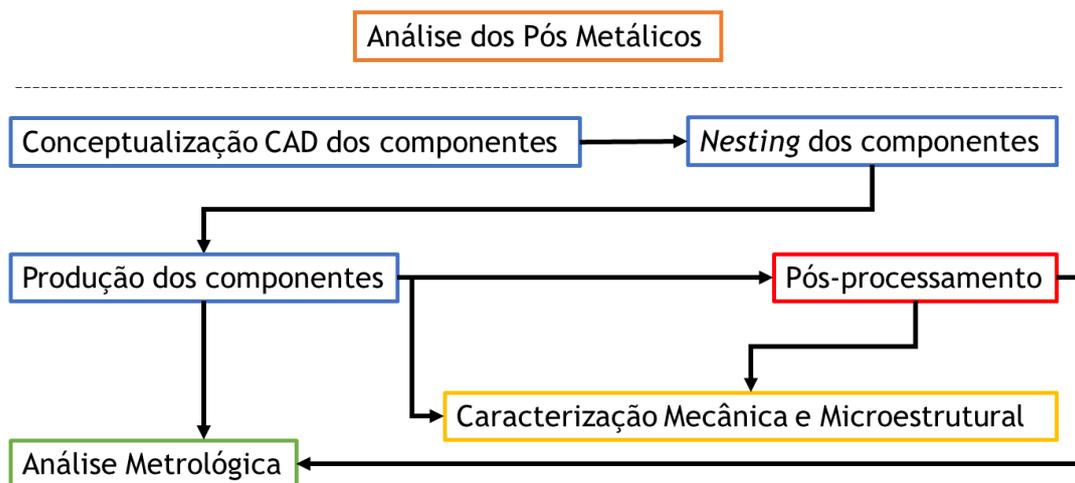


Figura 11 - Fluxograma referente ao procedimento experimental desta dissertação

3.1. Análise dos pós metálicos

O pó metálico usado na produção destes componentes foi de aço inoxidável AISI 316L da marca *LPW*, tendo já ele sido usado, aquando da primeira produção, pelo menos uma vez. A consequente reciclagem do pó foi efetuada numa peneira da marca *Retsch* usando silos de granulometria de 90 e 63 μm . O pó foi caracterizado para a obtenção de valores do coeficiente de atrito, que está diretamente relacionado com a escoabilidade. A escoabilidade foi determinada através do método *Flodex* (*Hanson Research*), que utiliza o cálculo

do coeficiente de atrito entre partículas (k) (equação 2 - resultados: análise do pó) para analisar a capacidade do pó de passar livremente por um orifício de um disco: r indica o raio do orifício do disco por onde o pó passa livremente três vezes [m], d a densidade aparente do pó [kg/m³] e g a aceleração gravítica [m/s]. O diâmetro dos discos varia entre 2 e 34 mm. Quanto maior o coeficiente de atrito entre partículas (k), menor será a escoabilidade do pó. Este foi de igual modo analisado através de microscopia eletrónica de varrimento (SEM) e espectroscopia de dispersão de energia por raios X (EDS), onde se obtiveram imagens da morfologia deste e espectros EDS da composição química qualitativa.

3.2. Conceptualização e Produção dos Componentes

Todas as partes metálicas deste estudo foram produzidas no equipamento protótipo ADIRA AM. Os provetes para os ensaios de tração e ensaios de impacto foram conceptualizados, no software *Catia*, de acordo com as cotas das normas ASTM E8/E8M e ASTM E23, respetivamente (figura 12). Por sua vez, estas duas normas são referenciadas pela norma ASTM F3122-14, que diz respeito à avaliação de propriedades mecânicas de materiais metálicos produzidos por fabricação aditiva. Os cubos não respeitam nenhuma norma e possuem como cotas 10 X 10 X 10 mm. De notar que os provetes de *Charpy* foram conceptualizados sem entalhe, tendo este sido maquinado posteriormente.

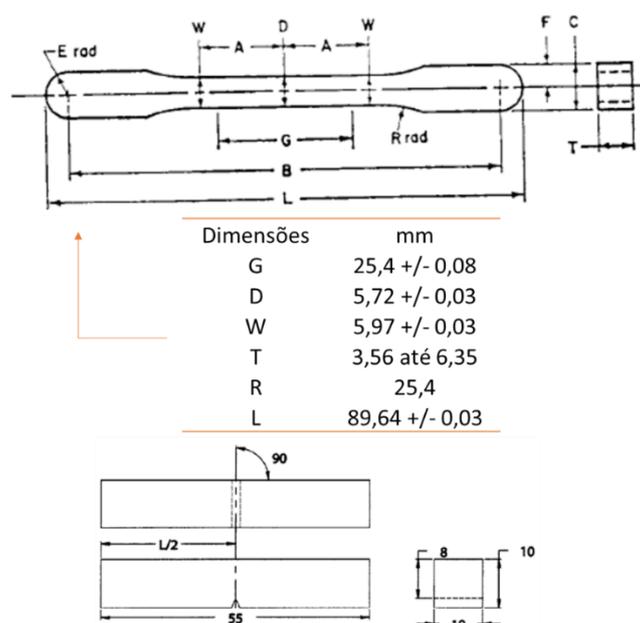


Figura 12 - Cotas dos provetes de tração e *Charpy* segundo as normas ASTM E8/E8M e ASTM E23

Um dos objetivos deste trabalho foi testar a junta produzida nos componentes com recurso à tecnologia TLM, para perceber de que modo esta poderia influenciar algumas das propriedades mecânicas. Tendo em conta de que é um conceito novo num processo de LPBF, esta junta deverá ser caracterizada de modo a perceber se compromete ou não a integridade e qualidade dos componentes produzidos. Para tal produziram-se provetes de tração usando esta particularidade da tecnologia do equipamento protótipo ADIRA AM, tendo sido a junta produzida no centro dos provetes. No decorrer do trabalho, estes provetes serão designados como “provetes de tração em *tile*”. Para além dos ensaios de tração, esta junta foi igualmente observada por microscopia ótica (MO), assim como por SEM e EDS.

Foram gerados suportes nos provetes e cubos recorrendo ao software *Autodesk Netfab*, como demonstrado na figura 13. Após a geração dos suportes foi feito o planeamento da disposição dos vários componentes no substrato metálico, etapa denominada de *nesting*, para cada *build job* realizado, recorrendo ao software *Magics*. A figura 14 mostra esse mesmo planeamento no software *Magics*, para o primeiro *build job* realizado.

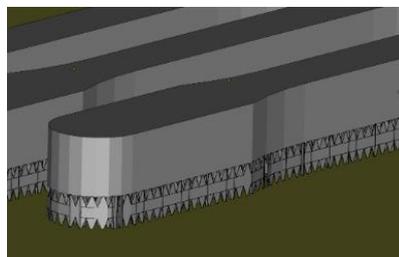


Figura 13 - Suportes standard usados na maioria dos componentes deste trabalho gerados no software *Autodesk Netfab*

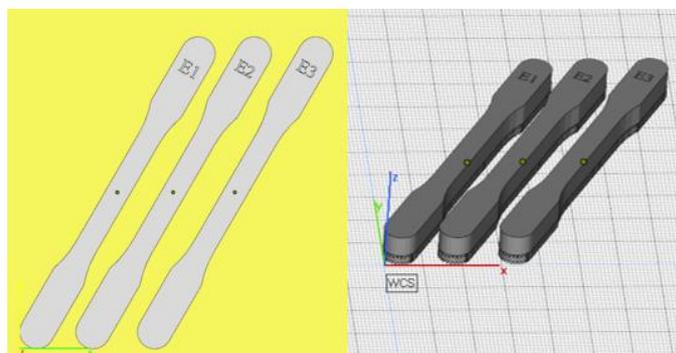


Figura 14 - Planeamento da disposição dos provetes (*nesting*) no software *Magics*

Como já foi referido anteriormente, os *build jobs* desta dissertação seguiram um raciocínio iterativo. O esquema da figura 15 identifica o número de provetes de tração, de *Charpy*, tração em *tile* e o número de cubos, produzidos nos oito *build jobs* durante este estudo.

Build Job	Provetes						Charpy	Cubos
	Tração			Tração em Tile				
	Orientação			Orientação				
	0°	45°	90°	0°	45°	90°		
1	3							
2		2	3					
3		2	3					
4		2	3					
5				1	1	1		4
6	1	1					3	
7	2	1	1	1			1	
8	2	1	1	1			1	

Figura 15 - Esquema com o número de partes metálicas produzidas em cada *build job* da dissertação

A descrição e seguimento lógico dos *build jobs* desta dissertação serão de seguida explanados:

- *Build job 1*: Produção de três provetes na orientação mais simples, a 0°;
- *Build job 2*: Com base na análise da 1ª produção, para o segundo *build job* decidiu-se rotacionar os provetes no seu eixo em relação ao plano xy, a 45° e 90°. Nestes dois tipos de rotação, algumas das camadas processadas são menores e consequentemente o varrimento do laser é menor. O input de energia por camada será então menor, criando menos gradientes nos componentes e diminuindo a possibilidade de estes empenarem. Pretendeu-se de igual modo estudar a influência destes dois tipos de rotação nas propriedades mecânicas. A variável de rotação dos provetes de tração no seu eixo em relação ao plano xy é mais facilmente visualizada na figura 16. Para além da introdução da variável de rotação, no *build job 2* produziram-se dois provetes que possuem acoplados a si uns retângulos, que servem de apoio para fixação na mesa de trabalho

da máquina CNC, de modo a facilitar a remoção de suportes dos provetes. Como última variável, decidiu-se testar um tipo de suportes diferente num provete produzido a 90° ;

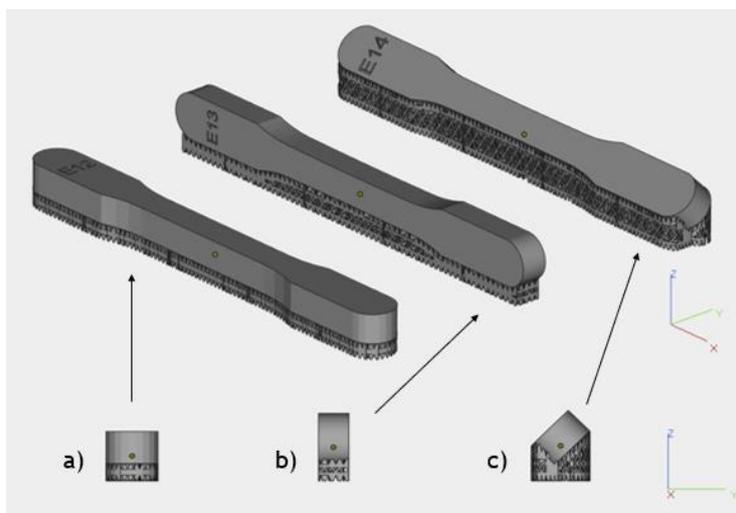


Figura 16 - Três rotações diferentes dos provetes: a) 0° ; b) 90° ; c) 45°

- *Build job 3 e 4*: Iguais ao 2º, de modo a poder aferir-se sobre a reprodutibilidade do processo;
- *Build job 5*: Na quinta produção foram desenvolvidos três provetes, um em cada tipo de rotação previamente referidas, usando a particularidade do “tile”, assim como quatro cubos para análise microestrutural;
- *Build job 6*: O sexto *build job* contemplou dois provetes de tração para serem sujeitos a um tratamento térmico de solubilização, estando ainda acoplados ao substrato metálico, para se tentar perceber se estes empenariam ao serem removidos do substrato. Foram produzidos também três provetes de *Charpy*.
- *Build job 7 e 8*: Produção de cinco provetes de tração com sobre-espessuras e retângulos acoplados nas cabeças: três a 0° no qual um foi tratado termicamente e outro foi produzido entre tiles, um a 45° e um a 90° ; produção de um provete *Charpy*.

Após o planeamento da disposição dos provetes na placa de trabalho para cada um dos *build jobs* realizados, foi necessário converter esta informação num formato que o equipamento ADIRA AM conseguisse ler e traduzir. Para tal utilizou-se um pós-processador denominado de *ILT Build Processor*, pertencente ao instituto *Fraunhofer*. Depois de carregar o programa pós-

processado na máquina, o software *SLM Move*, interno à máquina, fez a sua leitura e nesse momento já seria possível a execução do trabalho em questão. Antes de iniciar a produção, foi feito o *setup* da máquina. Foram colocados, em primeiro lugar, os substratos metálicos, onde os componentes foram produzidos, no local pretendido dentro da mesa de trabalho. Tendo em conta que todos os *build jobs* produzidos foram de dimensões reduzidas, posicionaram-se os substratos metálicos no centro e mais à esquerda da mesa, de modo a poupar tempo enquanto a câmara não está em processamento, pois a distância que tem de percorrer até à zona de *parking* é menor. De seguida fez-se a calibração da câmara, definindo a distância desta em “z” até ao substrato metálico. Esta distância nunca deverá ser menor de meio milímetro pois há o risco acrescido de colisões durante o processamento com alguma parte/componente que possa começar a empenar. Foi utilizado um apalpa-folgas que tem de espessura meio milímetro, de modo a garantir esta conformidade. Depois deste passo fez-se o ajuste das escovas do recobridor ao substrato metálico, para que estas fizessem o espalhamento correto do pó conforme a espessura de camada pretendida. Tendo feito o *setup* em termos de hardware da máquina, foram introduzidos os parâmetros de processamento. Para a produção de todos os *build jobs* foram utilizados os parâmetros recomendados pelo fabricante ADIRA (tabela 2). No caso dos provetes para tração em *tile*, a junta possui de dimensão 1 mm.

Tabela 2 - Parâmetros de processamento recomendados pelo fabricante e usados em todos os *build jobs* desta dissertação; no contorno e interior dos componentes

Parâmetros	Contorno	Interior
Potência do laser (W)	200	270
Velocidade de varrimento (mm/s)	600	800
Distância entre varrimentos (μm)	80	80
Espessura de camada (μm)	50	50
Rotação entre camadas ($^{\circ}$)	67	67
Diâmetro do foco de laser (μm)	80	80
Densidade de Energia (J/mm^3)	83,3	84,4

3.3. Pós-Processamento

Após cada produção, os componentes produzidos foram removidos da placa de trabalho com recurso a um martelo e uma ponteira. De modo a remover os suportes remanescentes nos componentes e a cumprir as cotas estipuladas nas normas, foi necessário utilizar a maquinagem como ferramenta de pós-processamento. Os entalhes nos provetes para ensaios de impacto foram maquinados perpendicularmente à direção de varrimento do laser (uma das faces laterais dos provetes).

Realizaram-se tratamentos térmicos de solubilização em quatro dos provetes de tração produzidos. O tratamento de solubilização visou um estágio de duas horas a 1050 °C seguido de um arrefecimento rápido em água, como esquematizado na figura 17. Um dos tratamentos térmicos foi aplicado a dois provetes de tração com estes ainda presos ao substrato metálico pelos suportes.

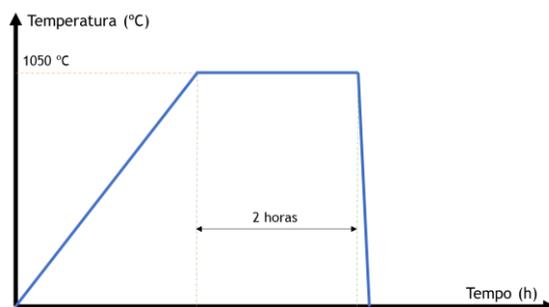


Figura 17 - Representação gráfica do tratamento térmico de solubilização usado neste trabalho

3.4. Caracterização Mecânica e Microestrutural

De modo a avaliar algumas das propriedades mecânicas, efetuaram-se ensaios de tração, de impacto e microdureza *Vickers*.

Os ensaios de tração foram realizados com recurso a uma máquina *MTS Landmark* e de acordo com a norma ASTM E8/E8M. Nem todos os provetes dos quatro *build jobs* iniciais foram tracionados. Para além da existência de defeitos nestes, alguns dos provetes, apresentavam-se empenados, deixando de cumprir as cotas estipuladas na norma após a maquinagem para remoção de suportes. Para além disso, por indisponibilidade do extensómetro da máquina de tração onde estes provetes foram tracionados, não foi possível a obtenção de valores da deformação mas sim, e apenas, da resistência máxima à tração.

No entanto, para os dois build jobs finais, já foi possível o registo de valores de tensão (MPa), tensão de cedência e deformação (%), e criados os respetivos gráficos de tração. Na figura 18 estão presentes as condições de processamento e designação de cada um dos dez provetes tracionados nos dois *build jobs* finais.

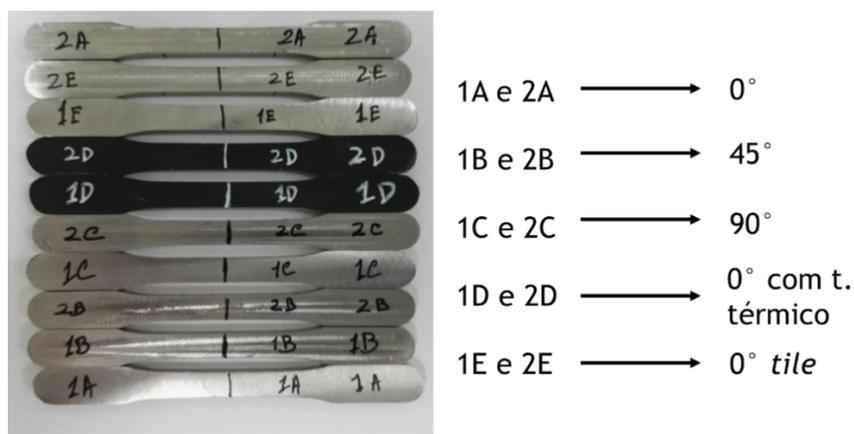


Figura 18 - Provetes de tração dos *build jobs* 7 e 8 e suas condições de processamento

Os ensaios de microdureza *Vickers* foram realizados com um microdurímetro da marca *Duramin*, seguindo a norma ASTM E384, tendo-se usado a carga de 1,961N durante um tempo de 15s.

Os ensaios de impacto pelo teste de *Charpy* foram realizados com recurso a um pêndulo, seguindo a norma ASTM E23, onde se obtiveram valores de energia absorvida, em Joule (J), após o impacto com o provete.

A preparação metalográfica consistiu nas etapas de: corte, polimento e ataque químico. O polimento tem duas etapas distintas, desbaste e acabamento. O acabamento, ambas realizadas numa máquina de polimento *Minitech*. O desbaste foi realizado com uma sequência de lixas de SiC: 180, 320, 400, 600 e 1000 mesh a 300 rpm usando água como lubrificante. Por sua vez, na etapa de acabamento foram usadas suspensões de diamante de 6 e 1 μm , em panos apropriados a cada suspensão a 150 rpm. Após desbaste e durante toda a etapa de acabamento, as amostras foram colocadas num recipiente com álcool e sujeitas a ultra-sons, de modo a limpar e remover impurezas da sua superfície. O ataque químico utilizado foi o de “*Aqua Regia*” [H_2O ; HCl ; HNO_3] numa proporção de [1:1:1] destes três componentes. Após a preparação metalográfica, as amostras foram analisadas em MO num microscópio *Leica* de acordo com a representação presente na figura 19.

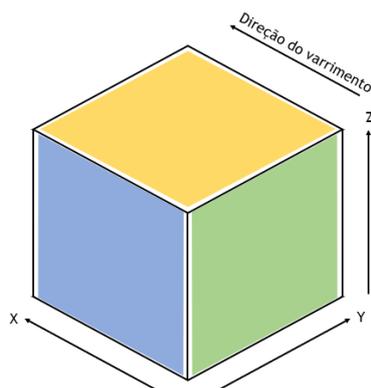


Figura 19 - Três faces dos cubos de onde se obtiveram microestruturas

Os valores de porosidade foram medidos usando um software de análise de imagem denominado *LAS Leica*, calculando a média de poros em dez campos, por cada uma das cinco amostras analisadas.

Alguns dos componentes produzidos neste trabalho foram analisadas por SEM/EDS. Entre as amostras caracterizadas encontra-se pó metálico AISI 316L da marca *LPW*, uma das juntas produzidas por *Tiled Laser Melting* e uma zona da cabeça de um dos provetes produzidos.

3.5. Análise Metroológica

Para a análise metroológica foi utilizada a ferramenta de engenharia inversa com o propósito de se verificarem desvios geométricos nos componentes produzidos. Com o auxílio desta ferramenta, foram digitalizadas superfícies de alguns provetes de tração construídos a 0°, 45° e 90° sem retângulos acoplados, antes e após tratamento térmico aplicado ao substrato metálico, e com retângulos acoplados antes e após remoção do substrato metálico. Esta digitalização foi posteriormente comparada com o modelo CAD 3D. O equipamento usado para a digitalização foi um scanner de luz pulsada da marca *Steinbichler* (figura 20) e o software que permitiu analisar metrologicamente os provetes é denominado de *INSPECT Plus*.



Figura 20 - Equipamento de engenharia inversa e respetivo provete digitalizado

4. Resultados e Discussão

Neste capítulo serão explanados os vários resultados deste estudo desde a caracterização dos pós até à avaliação das partes metálicas produzidas.

4.1. Análise dos Pós

Como já foi justificado anteriormente, é da maior importância conhecer as características do pó como a morfologia, composição química, distribuição granulométrica, nível de impurezas, floabilidade e escoabilidade, de modo a perceber a influência deste na qualidade final do componente [55-57]. Enquanto que a maior parte dos defeitos dos componentes finais são atribuídos aos parâmetros do processo e podem ser eliminados ou atenuados por vias de tratamento de pós processamento ou pela simples alteração dos parâmetros antes do início de uma produção, existem defeitos relacionados com a porosidade existente em componentes produzidos por fabricação aditiva que se devem à baixa qualidade dos pós metálicos [58], dando maior ênfase e importância à caracterização destes. Para além disso, é de denotar que todo o pó usado nos diversos build jobs foi previamente reciclado, dando importância ao impacto de pó reciclado na performance das partes finais. A possibilidade da existência de variações entre pó novo e pó reciclado é muita alta, pelo facto do pó se deformar, não conferindo a morfologia esférica em algumas das partículas [59], sendo também maior a probabilidade de absorver humidade e impurezas alterando-se assim algumas das propriedades e características do pó. Como tal, foram analisadas algumas dessas características como a escoabilidade e a composição química dos pós. A escoabilidade está diretamente relacionada com a floabilidade e esta característica é importante pois tem influência sobre o modo como os pós se irão compactar, sendo tanto maior este empacotamento quanto maior forem os valores de escoabilidade e floabilidade. O modo como os pós estão empacotados irá influenciar a maior ou menor densidade relativa dos componentes [60]. Na tabela 3 estão presentes os valores do teste, destacando-se o valor de coeficiente de atrito, obtido a partir da equação 2.

Tabela 3 - Dados usados para a obtenção do coeficiente de atrito

Amostra	m [gr]	V [mL]	d [kg/m ³]	r [m]	K [Pa]
Pó LPW 316 L	50	11	4545	0,0015	33,41

Equação 2 - Fórmula para o cálculo do coeficiente de atrito

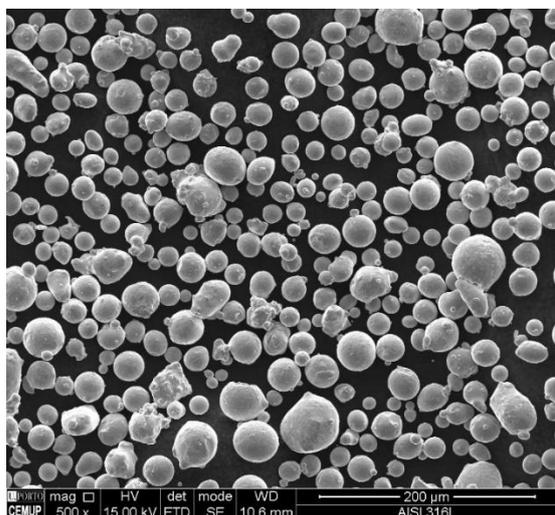
$$k = \frac{r \times d \times g}{2}$$

Definição dos símbolos - Procedimento Experimental: Análise dos Pós Metálicos

Segundo um estudo realizado por *Lavoie et al.* [61], observaram-se três comportamentos distintos de escoabilidade: bom, intermédio e mau. Pegando como exemplo os dois materiais que são categorizados como possuindo um bom comportamento no que toca à escoabilidade, sendo que os dois valores do coeficiente de atrito são de 30 e 50 Pascal (Pa), é possível afirmar que o pó usado neste trabalho, mesmo já tendo sido reciclado algumas vezes, possui igualmente uma boa escoabilidade.

Na figura 21 estão presentes imagens de SEM dos pós de aço inoxidável AISI 316L usados neste estudo. Pela sua observação, denota-se a morfologia esférica dos pós sem satélites. A morfologia esférica e a ausência de satélites são umas das características das partículas do pó que promovem uma elevada densidade de empacotamento, o que por sua vez, como já foi referido, promove o aumento da escoabilidade e floabilidade [57, 62].

a)



b)

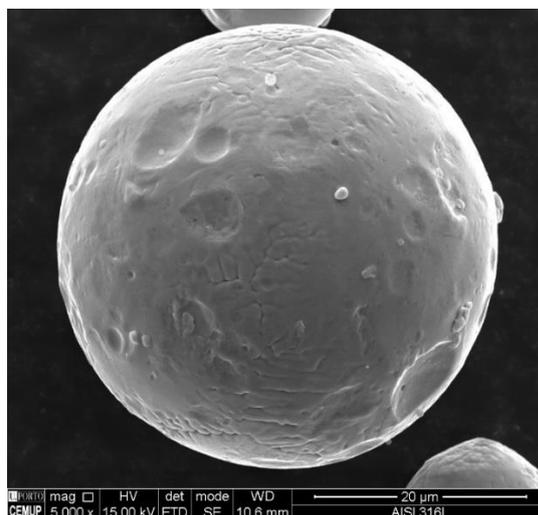


Figura 21 - Imagens de SEM dos pós de AISI 316L usados neste trabalho - a) pós espalhados em fita condutora b) partícula esférica de pó

Através da análise do gráfico que diz respeito ao espectro EDS dos pós metálicos (figura 22), é possível observar a presença dos elementos principais

na constituição deste tipo de aço inoxidável, não tendo sido constatada a presença de impurezas.

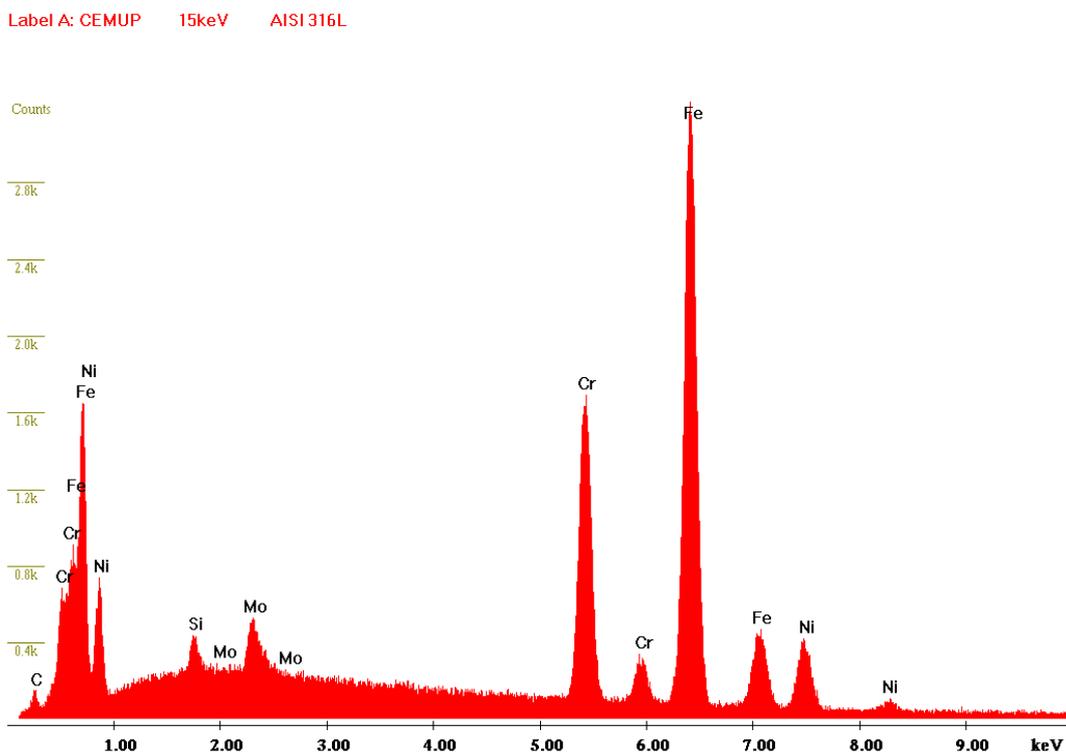


Figura 22 - Gráfico EDS com os elementos químicos do pó AISI 316L

Comparando este gráfico com a composição química fornecida pelo fabricante LPW (tabela 4), constata-se a mesma composição qualitativa em termos dos elementos principais [37].

Tabela 4 - Composição química fornecida pelo fabricante LPW

Elemento		% mínima	% máxima
C	Carbono		0,030
Cr	Crómio	17,5	18,0
Cu	Cobre		0,50
Fe	Ferro	Balanço	
Mn	Manganês		2,00
Mo	Molibdénio	2,25	2,50
N	Azoto		0,10
Ni	Níquel	12,5	13,0
O	Oxigénio		0,10
P	Fósforo		0,025
S	Enxofre		0,010
Si	Silício		0,75

4.2. Produção e Análise Metrológica dos Provetes

4.2.1. *Build Job 1*

Como primeira produção para esta dissertação, foram planeados e produzidos três provetes a 0°, como demonstrado na figura 23.



Figura 23 - Três provetes de tração do 1° build job

Esta primeira produção foi o primeiro contacto com componentes produzidos pela tecnologia *TLM*. A primeira observação tirada e visualizada foi o nível de empeno destes três provetes, sob a forma de um “sorriso”, fenómeno denominado de “*smiling*”. Os suportes nas cabeças do provete já não se encontravam presos ao substrato metálico. Como referido por Li *et al.* [63] num dos seus artigos, o não uniforme input de energia e os elevados gradientes térmicos durante o processo podem causar este tipo de distorções nos componentes produzidos. Li *et al.* [42] refere ainda como solução, num outro artigo da sua autoria, que para atenuar estas distorções, é necessário um pré-aquecimento do substrato metálico, algo que não ocorreu durante todos os *build jobs* deste trabalho.

Indo de encontro ao estudo que se pretendeu fazer, de modo a aferir sobre a influência da rotação dos provetes no seu eixo com o plano *xy* nas propriedades mecânicas dos componentes, a primeira sugestão para resolver o fenómeno de *smiling* foi, precisamente, efetuar essa rotação no segundo *build job* produzido. Ao rotacionar os provetes em 45° e 90°, a área de varrimento do laser por camada será menor, e conseqüentemente, o input de energia por camada irá ser menor, reduzindo a quantidade de tensões residuais e podendo atenuar os empenos resultantes nos provetes, como já estudado por Cheng *et al.* e Lu *et al.* [64, 65].

4.2.2. *Build Job 2*

Foram então produzidos dois provetes a 45° e outros três a 90°. Os provetes produzidos com retângulos nas cabeças deste *build job* podem ser visualizados na figura 24.

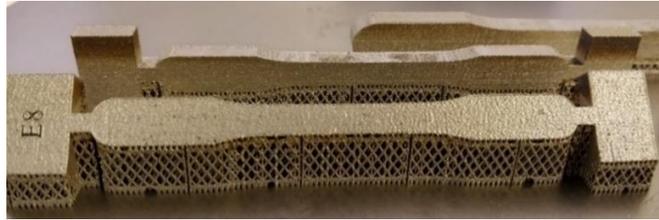


Figura 24 - Provetes com retângulos nas cabeças para posterior maquinagem CNC, a 45° e 90°

Após a produção deste *build job*, a primeira nota retirada foi o facto dos suportes se encontrarem presos ao substrato onde foram produzidos, ao contrário dos provetes produzidos a 0°. Aparentemente, tendo sido observado visualmente, não haveria qualquer tipo de empeno nestes. No entanto, ao cortar os suportes de modo a remover os provetes do substrato, estes voltaram a empenar ligeiramente, muito provavelmente devido à acumulação de tensões que existiriam nestes, adquiridas durante o processo de fabrico, facto já observado por outros autores na bibliografia [41, 42, 63].

O gráfico presente na figura 25 mostra os desvios geométricos na face maior de um dos provetes construído a 45° sem retângulos nas cabeças. Através da análise do gráfico, é possível verificar que o desvio máximo do provete se encontra na cabeça do lado direito, apresentando um valor de 0,624 mm.

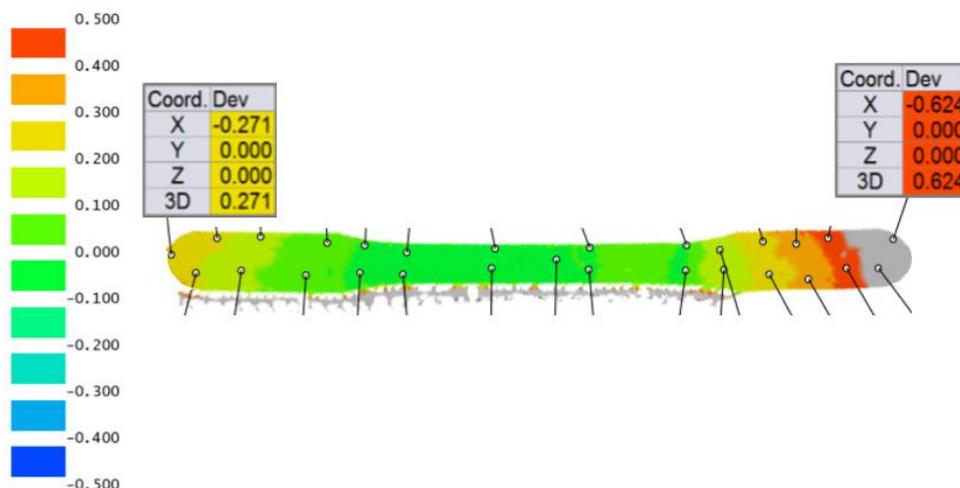


Figura 25 - Gráfico a cores com os desvios dimensionais de um provete construído a 45° sem retângulos nas cabeças

Observou-se ainda o aparecimento de uma zona de coloração diferente nos retângulos que serviram de apoio para a maquinagem CNC, zona mais alta produzida neste *build job*. Pela coloração, e como primeira relação visual obtida, pareceu tratar-se de uma zona oxidada. Na figura 26 estão presentes um esquema e a respetiva imagem de um dos retângulos acima referidos.

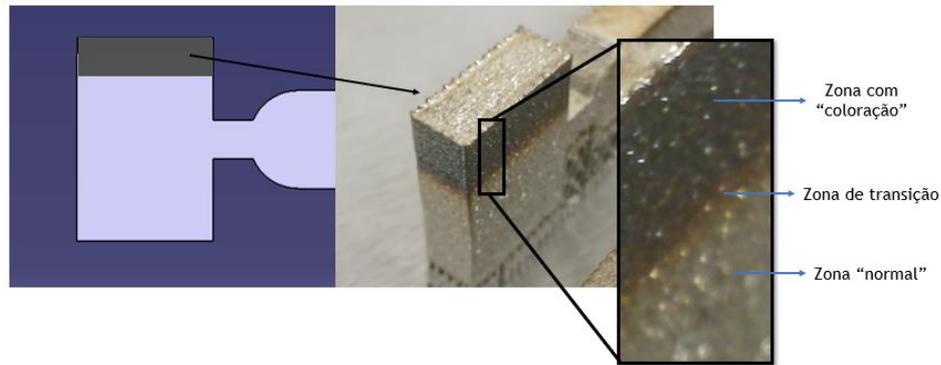


Figura 26 - Zona de possível oxidação que surgiu nos retângulos dos provetes deste *build job*

Recorrendo à análise por EDS desta zona de coloração assim como da zona de transição e zona “normal” (figura 26), foi possível observar o aumento do oxigénio à medida que se processavam as últimas camadas do provete em questão. Os três picos de oxigénio do gráfico da figura 27 mostram o aumento relativo do oxigénio. Visto que o processo de TLM não possui uma câmara fechada e conseqüentemente um ambiente 100% controlado, este resultado mostra que existe oxigénio em quantidades indesejáveis a partir de um determinado “z” do processo. A permeabilidade do pó para com o oxigénio pode ser uma das possíveis explicações para o surgimento deste elemento nesta fase das produções.

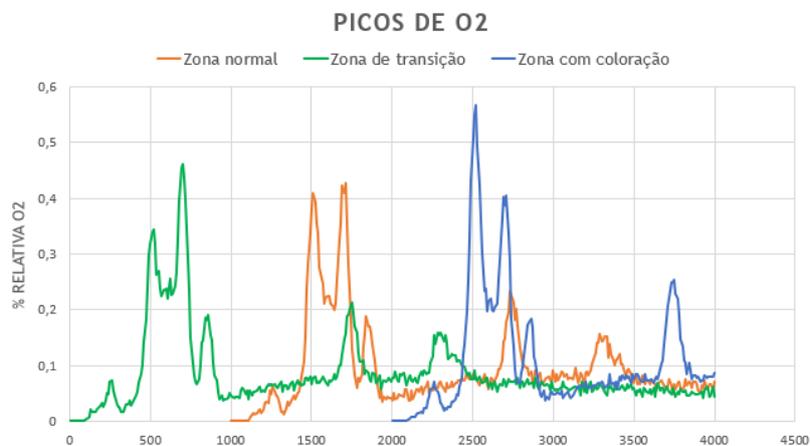


Figura 27 - Picos de percentagem relativa de oxigénio em três zonas distintas do provete da figura 25

4.2.3. *Build Job 3 e 4*

O 3º e 4º *build jobs* produzidos foram exatamente iguais ao 2º, de modo a aferir-se sobre a reprodutibilidade do processo tendo, ao mesmo tempo, no mínimo, três provetes por condição para futuramente tracionar. Os provetes destes *build jobs* mostraram-se repetíveis, apesar de se ter verificado um desgaste prematuro das escovas do recobridor que levou à falta de homogeneidade da cama de pós e conseqüente surgimento de pequenos defeitos nos provetes na forma de fissuras. Observou-se ainda que nestes três *build jobs*, o provete produzido com suportes diferentes apresentou sempre uma fissura no centro, como pode ser observado na figura 28. Este fenómeno pode ter sido causado pelo facto de estes suportes não possuírem material suficiente de apoio às primeiras camadas a serem produzidas na zona central do provete, o que resultou no aparecimento de uma fissura.

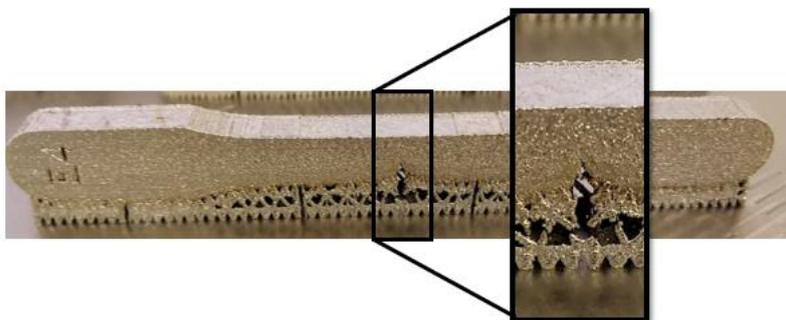


Figura 28 - Provette a 90° com suportes diferentes dos *build jobs* 2, 3 e 4

4.2.4. *Build Job 5*

No *build job* 5 pretendeu-se testar a junta característica do processo de TLM, que é produzida entre *tiles*. A figura 29 mostra o *build job* 5 no substrato metálico após a sua produção.



Figura 29 - Imagem das partes produzidas no substrato metálico do *build job* 5

Nenhum destes três provetes foi tracionado devido a fissuras presentes nestes (figura 30), causadas novamente pelo desgaste prematuro das escovas do recobridor que originou falhas de pó em certas camadas durante a produção.



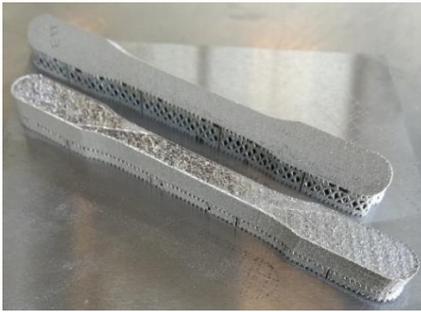
Figura 30 - Imagem do defeito ocorrido nos provetes de tração em *tile* do *build job 5*

Como tal, aproveitou-se a junta produzida entre *tiles*, destes provetes, para ser analisada por SEM/EDS.

4.2.5. *Build Job 6*

Assumindo a possibilidade de serem tensões residuais associadas ao processo que estariam a provocar os empenos nos provetes, a solução mais eficaz e pertinente seria a aplicação de um tratamento térmico ao substrato metálico, com os provetes ainda acoplados a este, de modo a aliviar essas tensões existentes [66, 67]. Na figura 31 estão presentes imagens dos dois provetes de tração, antes e após tratamento térmico, enquanto que o gráfico da figura 32 evidencia os desvios geométricos que os provetes sofreram ao terem sido submetidos a um tratamento térmico de solubilização. Em comparação com o gráfico da figura 25, referente a um provete a 45° e comparando com o mesmo tipo de provete deste *build job*, destaca-se a diminuição de desvio geométrico do mesmo. De realçar no entanto, que o provete produzido a 45° sofreu um maior desvio geométrico que o provete a 0° . Pode concluir-se então, baseando-se também nos resultados dos *build jobs 1, 2, 3 e 4*, que aos provetes estão associadas tensões residuais elevadas provenientes da sua produção, devido às características do processo já explanadas e também devido à elevada densidade de energia induzida durante o mesmo. Num estudo de Mugwagwa *et al.* [41], é concluído que o aumento da potência do laser, assim como da densidade de energia induzida, favorece o aumento das distorções dos componentes, ao mesmo tempo que reduz a porosidade.

a)



b)



Figura 31 - Dois provetes sujeitos ao tratamento de solubilização; um a 45° e outro a 0°; a) antes do tratamento; b) após o tratamento

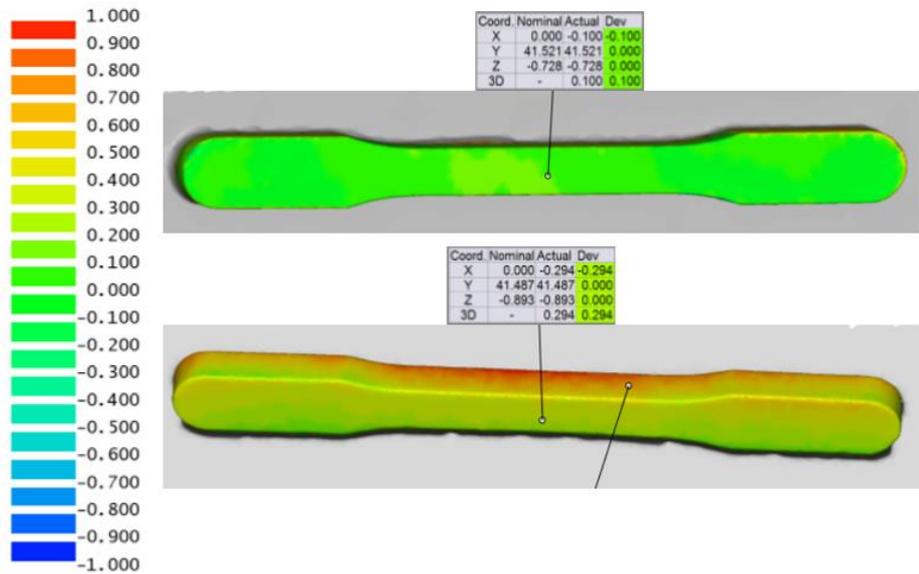


Figura 32 - Gráfico de metrologia representativo dos desvios geométricos dos provetes a 0° e 45°

Neste *build job* produziram-se três provetes para ensaios de impacto pelo teste de *Charpy*. Devido à existência de fissuras nestes (figura 33) por efeito da má distribuição de pó atribuída mais uma vez ao desgaste prematuro das escovas do recobridor, os três provetes não foram entalhados e consequentemente não foram ensaiados.



Figura 33 - Imagem de um dos provetes *Charpy* produzidos no *build job* 6, onde é possível observar fissuras

Pela análise dos *build jobs* realizados até este ponto do trabalho, foi possível retirar algumas notas importantes. A introdução dos retângulos nas cabeças dos provetes revelou-se muito importante, pois serviram de local de fixação na mesa de trabalho da máquina CNC, facilitando assim na etapa de remoção dos suportes dos provetes. Outro aspeto que teve de ser alterado foi o dimensionamento dos provetes. Foi necessário dar sobre-espessuras de 1mm a estes de modo a que, aquando da remoção de suportes por maquinagem, as cotas dos provetes fossem cumpridas, sendo este um requisito fundamental. Como tal, o *build job 7* já foi produzido de acordo com estas duas notas.

4.2.6. *Build Job 7 e 8*

Os provetes e substrato metálico do 7º e 8º *build jobs* podem ser vistos na figura 34.



Figura 34 - Provetes no substrato metálico do *build job 7 e 8*

Os provetes do *build job 7* a 0°, 45° e 90° foram digitalizados de modo a compará-los antes e após a sua remoção do substrato metálico. Nas figuras 35 e 36 está presente a análise metrológica realizada nos provetes e comparada com o modelo CAD 3D, antes e após remoção do substrato, respetivamente.

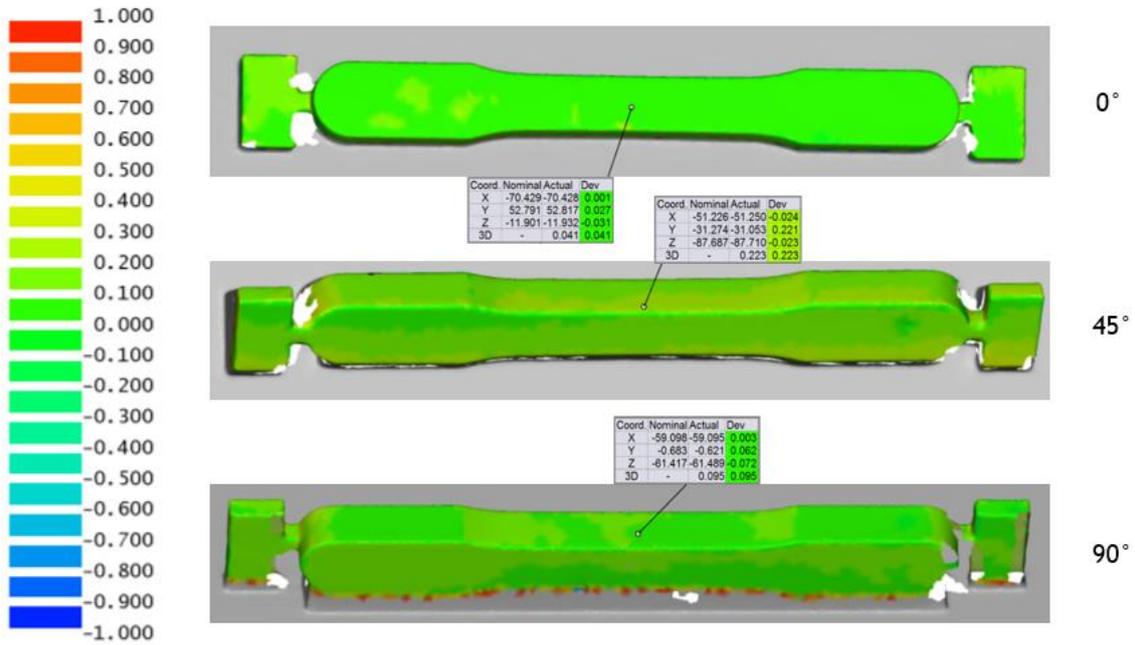


Figura 35 - Gráfico de cores referente aos desvios geométricos dos provetes a 0°, 45° e 90° antes da sua remoção do substrato metálico

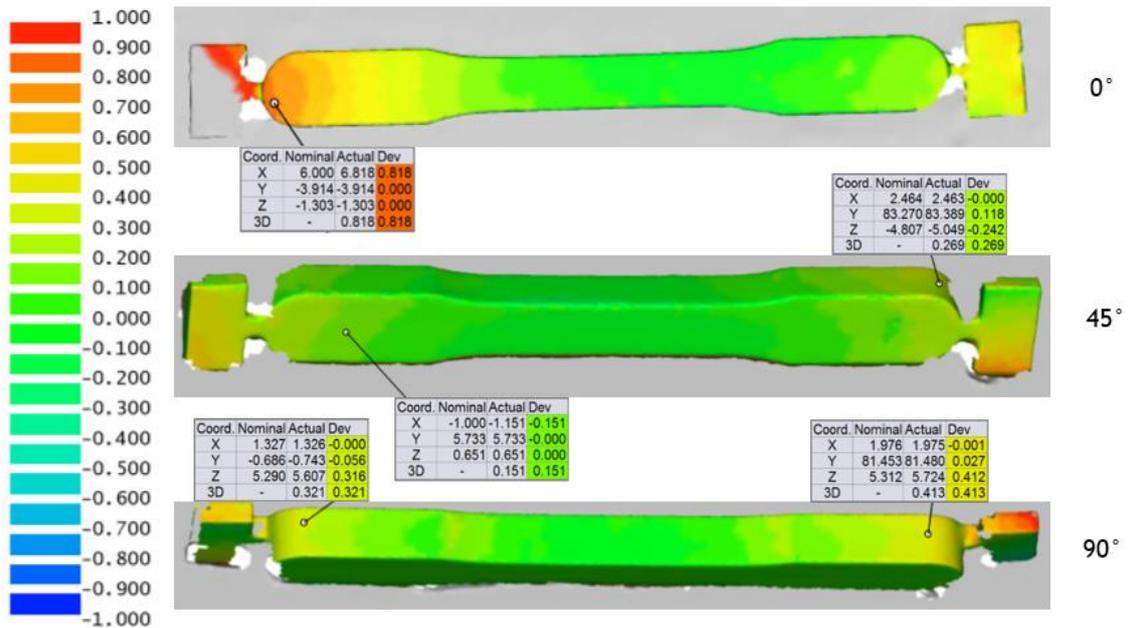


Figura 36 - Gráfico de cores referente aos desvios geométricos dos provetes a 0°, 45° e 90° após a sua remoção do substrato metálico

Analisando os valores dos desvios geométricos (figura 37), constata-se um aumento significativo dos desvios para os provetes a 0° e 90° após a sua remoção do substrato enquanto que os desvios para o provete a 45° mantém-se praticamente iguais, apesar de serem superiores quando ainda acoplado ao substrato metálico. Tal facto pode ser explicado pelo maior varrimento do laser

num número superior de camadas, para os provetes a 0° e 90°, sendo maior para o provete a 0° e intermédio para o provete a 90°, indo de encontro com os valores da figura 37.

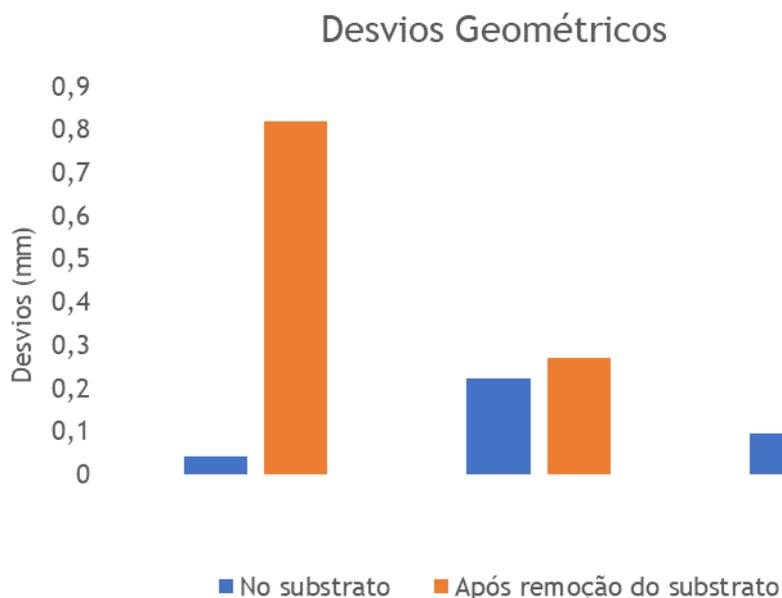


Figura 37 - Valores dos desvios geométricos antes e após remoção do substrato metálico (erro equipamento: $\pm 0,003$)

4.3. Caracterização Mecânica e Microestrutural

4.3.1. Ensaio de Tração

Na figura 38 estão presentes os valores de resistência máxima à tração de acordo com a orientação de produção dos provetes dos *build jobs* 1, 2, 3 e 4. Comparando os valores dos primeiros quatro *build jobs* (figura 38) com os valores das propriedades mecânicas estabelecidas pelo fornecedor do pó (tabela 1) na gama de valores na orientação xy (590 - 690 MPa), evidencia-se que estes se encontram dentro da gama referida pelo fabricante, apesar de, em nenhuma das três rotações, os valores se aproximarem do valor máximo de 690 MPa. Após tracionar este conjunto de provetes, não foi possível concluir sobre a existência de diferenças em termos de propriedades entre os três tipos de rotação.

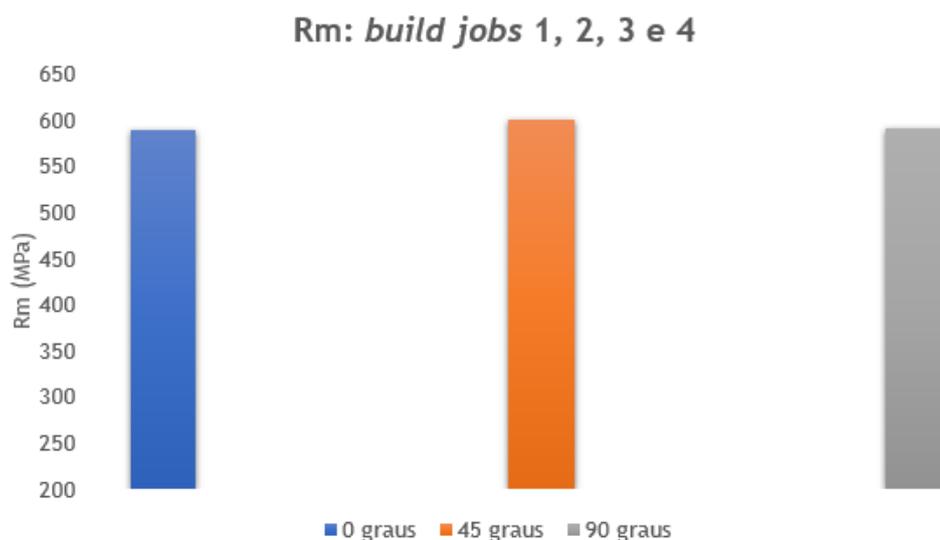


Figura 38 - Valores da resistência máxima à tração dos provetes dos *build jobs* 1, 2, 3 e 4

Na figura 39 estão presentes as curvas tensão vs deformação dos dez provetes de tração produzidos nos *build jobs* 7 e 8. Na tabela 5 são apresentados os valores da tensão máxima, tensão de cedência e deformação resultantes da tração de cada um dos provetes. Denota-se um comportamento dúctil e semelhante em todos os provetes, (com exceção dos tratados termicamente; maior ductilidade nestes) com valores de tensão máxima entre os 610 e os 640 MPa e de tensão de cedência entre os 505 e 515 MPa. Estes valores são concordantes com valores obtidos por Montero-Sistiaga *et al.* [68], num recente estudo seu. Como já havia sido demonstrado pelos valores de tensão máxima dos *build jobs* 1, 2, 3 e 4, a rotação dos provetes não tem um efeito significativo nesta propriedade mecânica. No entanto, no que toca à deformação, pode afirmar-se que as três rotações apresentam valores significativos entre si, sendo menor para a rotação a 0° e superior para a rotação a 90°. Simonelli *et al.* [69] demonstrou a anisotropia em propriedades mecânicas para provetes de Ti-6Al-4V nas rotações de 0° e 90°, como foi executado neste trabalho. Segundo ele, e como refere no seu artigo, tal facto pode ser explicado pela maior existência de defeitos nos provetes produzidos a 0°, defeitos estes provocados pela menor homogeneidade na deposição do pó durante o processo. No entanto, e para este trabalho, não é possível afirmar-se um motivo para esta diferença sendo portanto requerido um estudo posterior e mais aprofundado sobre este facto.

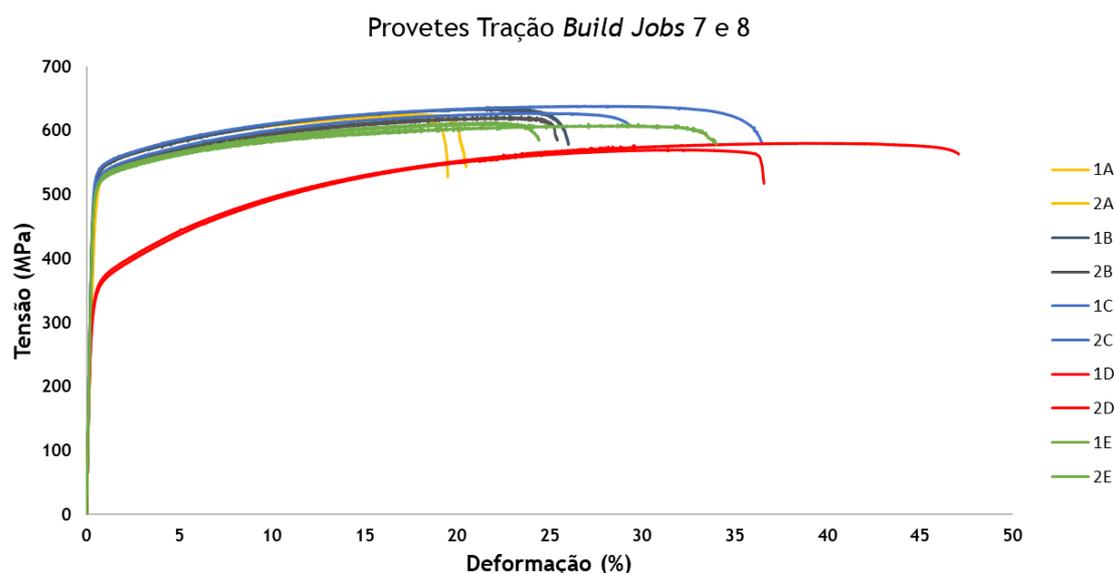


Figura 39 - Gráficos tensão vs deformação dos dez provetes dos *build jobs* 7 e 8

As curvas de tensão vs deformação dos dois provetes que sofreram tratamento térmico destacam-se claramente, no gráfico presente na figura 39 (curvas a vermelho), dos restantes provetes. Para além de possuírem valores inferiores de tensão máxima e tensão de cedência, há um aumento do valor de deformação (tabela 5), que corresponde a uma maior ductilidade. Esta mudança de comportamento mecânico pode ser explicada pelo aumento do tamanho de grão e pelo desaparecimento de algumas deslocações após o tratamento, como foi evidenciado por Kong *et al.* [70].

Tabela 5 - Valores de tensão máxima, tensão de cedência e deformação na tensão máxima para os dez provetes dos *build jobs* 7 e 8

Designação do Provede	Tensão Máxima (MPa)	Tensão de Cedência - Rp 0.2 (MPa)	Deformação na tensão máxima (%)
1A	619	512	17
2A	626	510	18
1B	637	507	22
2B	623	508	22
1C	627	509	25
2C	639	508	26
1D	570	343	32
2D	581	347	39
1E	613	510	22
2E	611	510	27

Os provetes 1E e 2E, produzidos entre *tiles*, obtiveram um comportamento semelhante aos restantes, como já referido. Tal facto é muito positivo pois pode concluir-se que a junta formada não tem impacto no comportamento mecânico das partes produzidas.

4.3.2. Ensaio de Impacto

Os valores de energia absorvida resultantes do ensaio de impacto podem ser vistos na tabela 6. As superfícies de fratura revelaram um comportamento dúctil destes provetes. Comparando estes com os resultados do estudo realizado por Yasa *et al.* [71], estes são superiores aos do estudo em questão. A potência do laser utilizada nesta dissertação é bastante elevada, o que leva, como já foi referido, à diminuição da porosidade, e, como consequência, ao aumento da energia absorvida. Este facto é concluído segundo um artigo de Deev *et al.* [72], no qual é possível perceber que a energia absorvida ao impacto aumenta com o aumento da potência do laser.

Tabela 6 - Valores de energia absorvida dos dois provetes Charpy dos build jobs 7 e 8

Designação Provete	Energia Absorvida (J)
1F	101
2F	102

4.3.3. Ensaio de Dureza

Os valores de microdureza *Vickers* (HV 0.2) estão expostos no gráfico da figura 40. Estes valores são concordantes entre si e estão dentro da gama de valores apresentados pelo fornecedor de pó (tabela 1). Pela sua análise não é possível aferir sobre qual a orientação mais vantajosa no que toca a esta propriedade mecânica, pois uma diferença de 12 HV não é significativa. Estes valores são comparáveis e semelhantes a um estudo realizado por Tolosa *et al.* [73]. No que toca ao resultado após tratamento térmico, é possível observar um decréscimo no valor de dureza. No entanto, e de igual modo ao constatado acima, não é um decréscimo que se possa considerar significativo. Esta diminuição pode ser justificada pelo aumento do tamanho de grão, como já confirmado por De Sousa *et al.* [53] ou pela diminuição da densidade de deslocações [74].

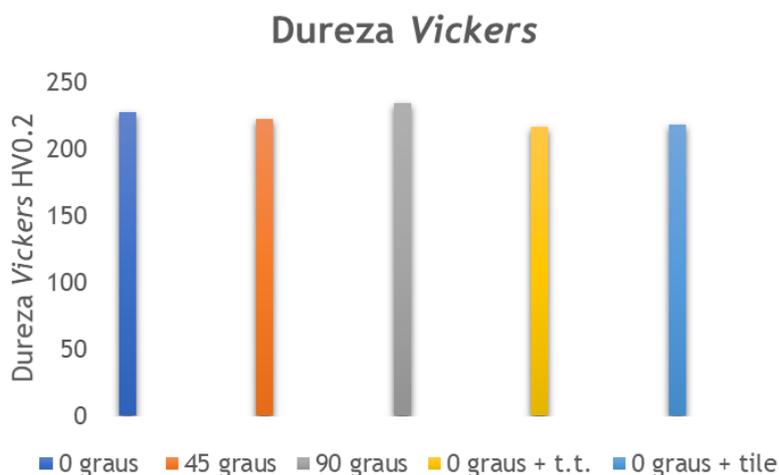


Figura 40 - Valores de dureza de provetes de tração em condições de processamento diferentes

4.3.4. Análise Microestrutural

Da figura 41 à 43 estão presentes as imagens de MO das microestruturas nas diferentes direções analisadas (figura 19). Este tipo de análise foi também realizado por Nguyen *et al.* [75] num estudo seu. Na microestrutura da face superior de um dos cubos, figura 41, é possível observar o caminho percorrido pelo laser, correspondente a cada varrimento do mesmo em cada camada.

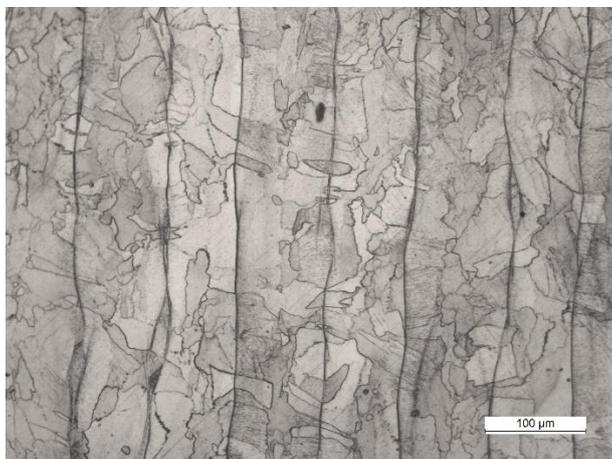


Figura 41 - Imagem de MO da microestrutura da face superior de um dos cubos

Por análise da microestrutura correspondente às faces laterais dos cubos, transversais à direção de varrimento do laser, é possível observar o efeito “escama”, típico de microestruturas de componentes no estado *as built* produzidos por LPBF, como foi observado por Alsalla *et al.* e Tucho *et al.* [39, 40]. Cada “escama” representa uma camada e toma a forma dos vários banhos de fusão que se formaram ao longo do processo denominados de *melt pool*.

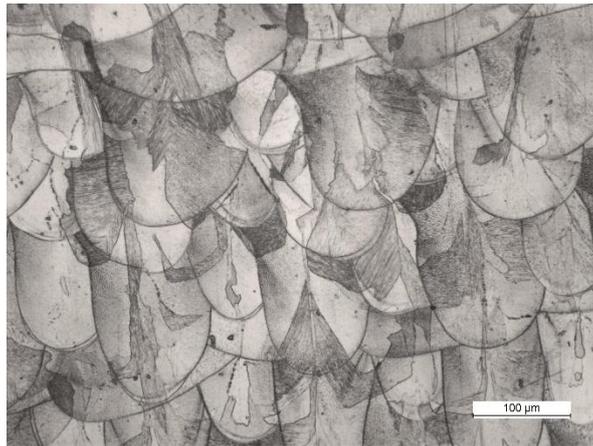


Figura 42 - Imagem de MO da microestrutura das faces laterais de um dos cubos produzidos

A aplicação de tratamentos térmicos a componentes produzidos por *LPBF* permite, para além de aliviar tensões residuais como já havia sido referido, homogeneizar a sua microestrutura e fazer desvanecer a “pegada” do laser [45]. Como tal, com a aplicação de um tratamento térmico de solubilização foi possível o resultado acima descrito, como pode ser visualizado na figura 43.

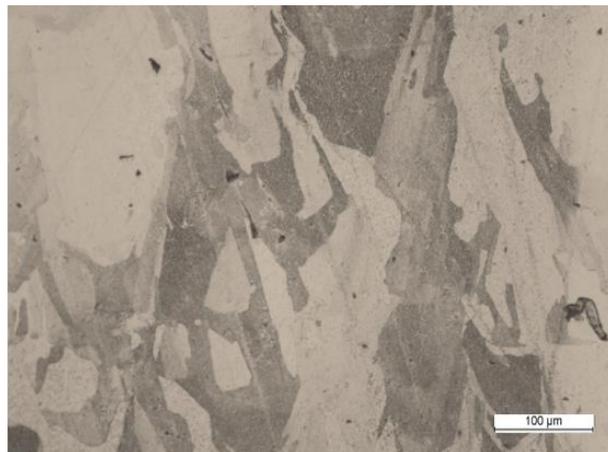


Figura 43 - Imagem de MO da microestrutura após tratamento térmico de solubilização

A análise por quantificação de fases para a obtenção de porosidades é algo crucial quando se trata de componentes produzidos por *LPBF*. A tabela 7 mostra os valores de densidade relativa para cinco amostras analisadas.

Tabela 7 - Valores de densidade para cinco amostras de provetes produzidos

Nº Amostra	Valor de Densidade (%)
1	99,6
2	99,5
3	99,6
4	99,5
5	99,6

É possível relacionar a porosidade das partes produzidas com a densidade de energia induzida no processo, como já foi descrito anteriormente, sendo a porosidade tanto menor quanto maior for o input de energia por unidade de volume [40, 41, 76]. Tendo em conta a elevada densidade de energia induzida durante a produção dos diversos componentes deste trabalho, facilmente se percebem os valores elevados da densidade relativa (tanto maior quanto menor for a percentagem de porosidade).

Na imagem de SEM da zona longitudinal de um provete que não foi tracionado (figura 44), previamente polida, observam-se as diferentes camadas formadas pelos diferentes varrimentos do laser, corroborando com a observação realizada na microestrutura da figura 41. É possível observar ainda o tamanho aproximado de cada camada de 80 μm , coincidindo com o diâmetro do foco do laser (5 camadas = 400 μm).

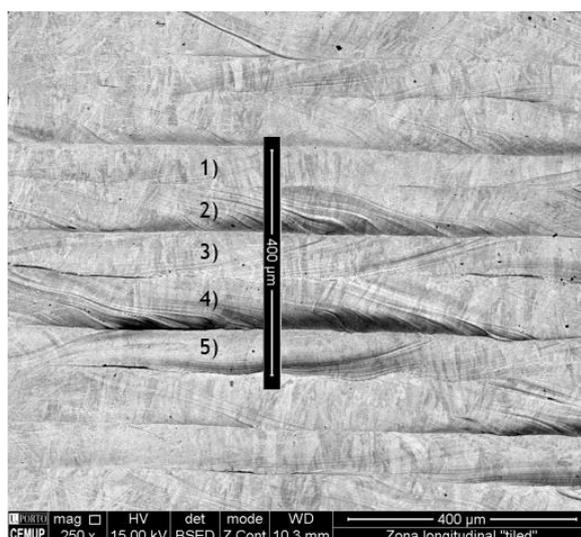


Figura 44 - Imagem de SEM de uma zona longitudinal de um provete não tracionada onde se observam as camadas e suas interfaces provocadas pelo varrimento do laser

As imagens presentes na figura 45 revelam a existência de pós parcialmente fundidos na superfície dos componentes, como também observado por Benedetti *et al.* [77]. Denota-se que estes existem, sobretudo, na interface entre camadas. Aquando do processamento das várias camadas, a energia fornecida na interface das camadas é menor, o que resulta na fusão parcial de alguns dos pós na vizinhança do foco do laser. Este fenómeno é denominado de *balling*, e é tanto maior quanto menor for a potência do laser ou quanto maior for a velocidade de varrimento do laser, como descrito por Rashid *et al.* [78].

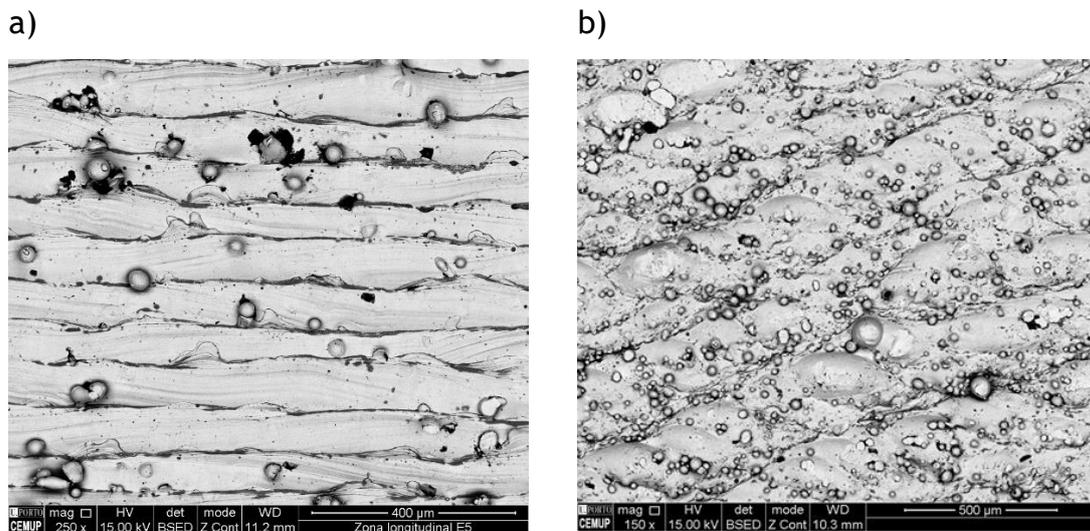


Figura 45 - Imagens de SEM de pós parcialmente fundidos numa superfície produzida a) longitudinalmente à direção do laser; b) transversalmente à direção do laser

Aquando da explanação dos resultados relativos à produção dos provetes, foi referido algumas vezes o desgaste prematuro das escovas do recobridor, que terá levado ao aparecimento de fissuras nos componentes pela má distribuição de pó ao longo da mesa de trabalho. Estas fissuras são locais onde não terá chegado pó e têm o aspeto do defeito visualizado nas imagens de SEM da figura 46. Este defeito foi também observado pelo autor Liverani *et al.* [79].

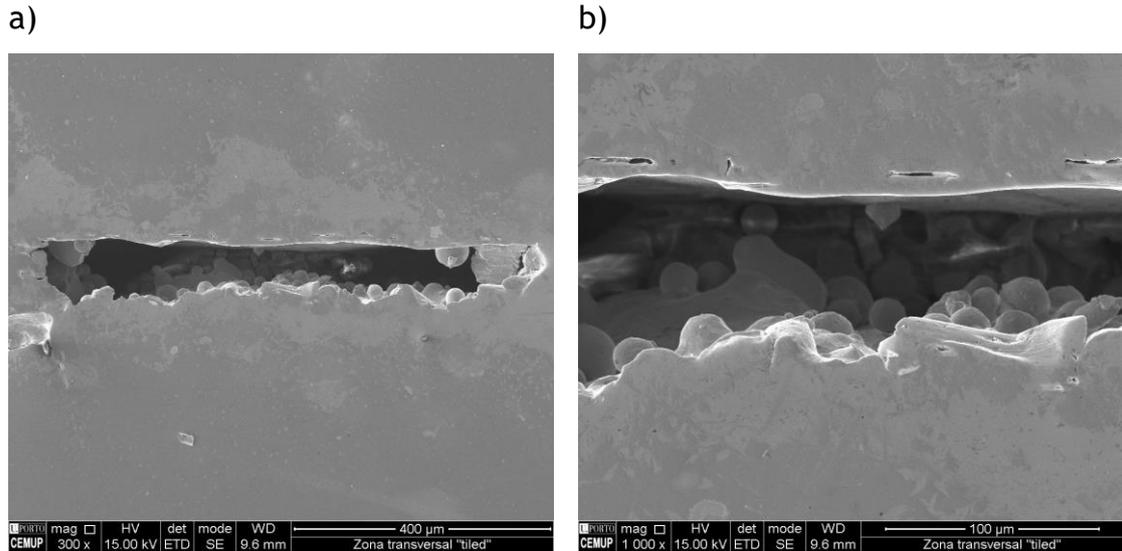


Figura 46 - a) e b) Defeito observado numa das amostras onde se evidencia a falta de pó durante a produção

Uma das observações que se retirou aquando da análise por eletrões retrodifundidos foi a existência de umas zonas mais escuras entre camadas, como é possível observar nas imagens da figura 47. Esta diferença de tonalidade pelo modo de deteção por eletrões retrodifundidos revela a presença de elementos químicos com número atómico diferente.

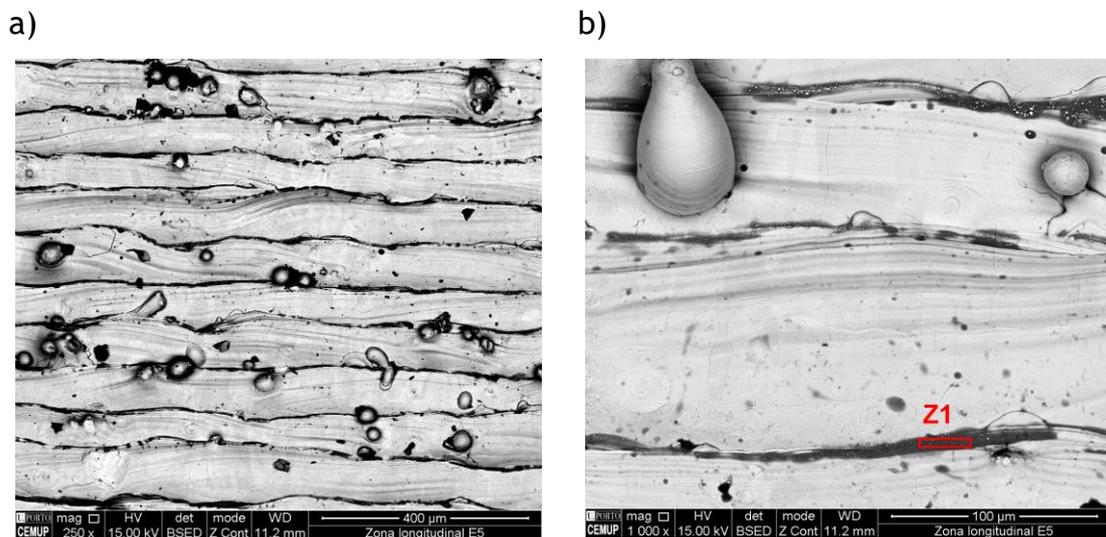


Figura 47 - a) e b) Imagens de SEM por eletrões retrodifundidos de um corte longitudinal de uma amostra

Como tal, analisou-se uma destas zonas através de EDS (zona Z1 da figura 47 - b). O seguinte gráfico de EDS (figura 48) mostra a composição qualitativa destas zonas mais “escuras” onde é possível observar dois picos bem distintos, de oxigénio e silício. Após a atomização por gás ou água (métodos de produção

de pós metálicos), existe a formação de óxidos de silício na superfície dos pós metálicos de AISI 316L. Como tal, este resultado observado, está diretamente relacionado com esse facto. O silício é um elemento presente na composição química dos aços inoxidáveis, que favorece a formação de óxidos de silício à superfície dos pós, aquando da atomização [80], sendo que, a espessura da camada de óxido de silício nos pós de aços inoxidáveis atomizados por água ou gás, tende a aumentar com o aumento da dimensão da partícula [81]. Para além da proveniência destes durante a atomização, durante o processo dá-se a formação também de óxidos de silício, que são segregados para as fronteiras entre camadas, como Zhong *et al.* igualmente confirmou [82].

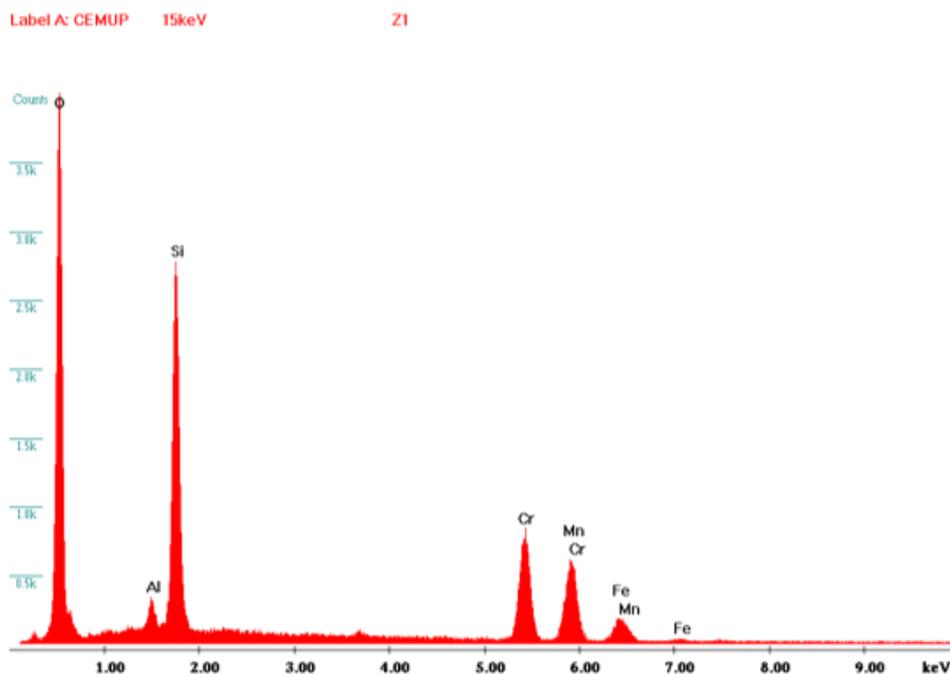


Figura 48 - Gráfico EDS da zona Z1 referente à figura 47 - b)

De forma a observar melhor a distribuição de elementos químicos foi realizado um mapa de composição numa das regiões da interface entre camadas. Analisando este mapa, figura 49, é possível aferir que os óxidos de silício se concentram nas fronteiras entre camadas.

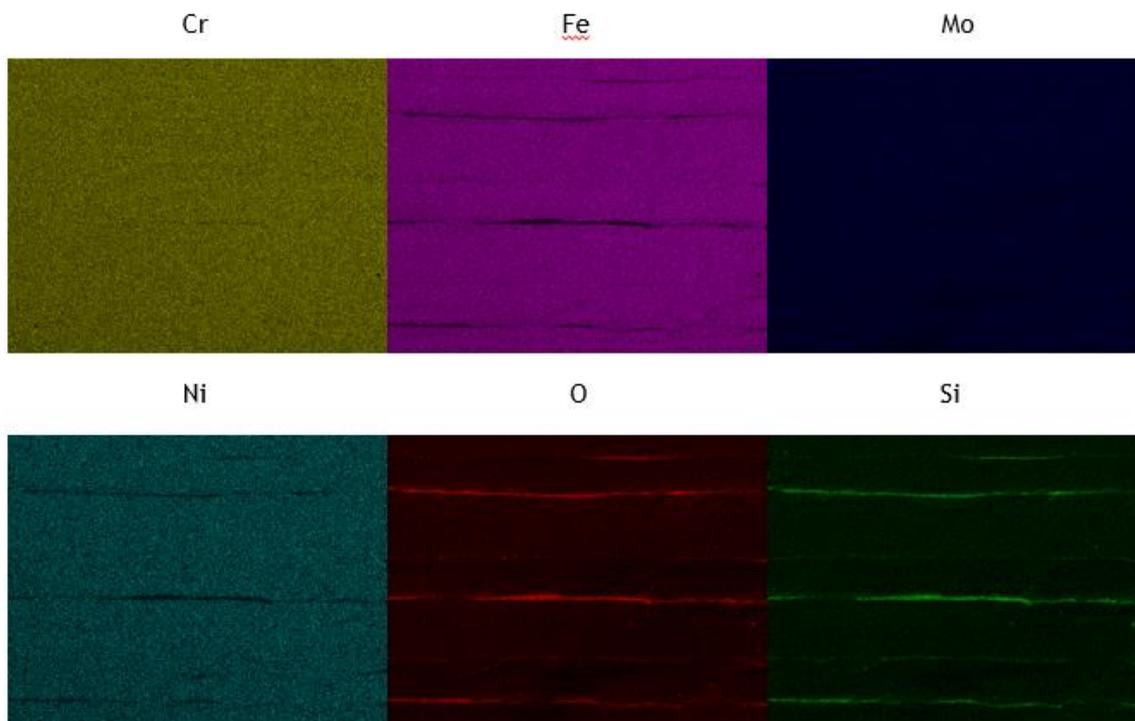


Figura 49 - Mapas de composição obtido por SEM e EDS da zona Z1 da figura 47 - b)

Os óxidos de silício podem ainda surgir na forma de nanopartículas esféricas dispersas pela matriz. Como sumarizado num trabalho de Fuyao *et al.* [83], e assim como ocorre na formação dos óxidos observados entre camadas, a elevada potência do laser propicia a dissolução inicial dos óxidos nas partículas de pó e os arrefecimentos rápidos característicos do processo refinam a dimensão das inclusões de óxidos, tornando estes em nanopartículas benéficas pois endurecem o material e retardam o crescimento de grão durante o tratamento térmico. Na imagem da figura 50 observa-se uma destas nanopartículas presentes em microestruturas de componentes produzidos neste estudo.

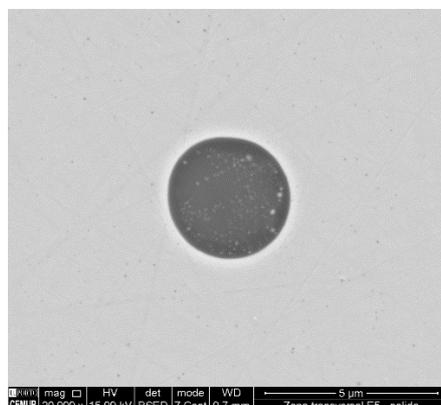


Figura 50 - Imagem de SEM de uma nanopartícula referente a um óxido de silício presente em microestruturas de componentes de AISI 316L produzidos por TLM

As altas temperaturas durante os processos de LPBF possibilitam a volatilização de elementos mais propícios a sofrerem esse fenómeno. Segundo um estudo de Mukherjee *et al.* [84], o elemento mais propício a ser volatilizado num aço inoxidável AISI 316L é o manganês. Tendo em conta o efeito de *overlapping* que acontece na junta entre *tiles*, em que o facto de o laser incidir duas vezes no mesmo local possa aumentar a temperatura dessa zona durante o processamento, não seria de todo impossível se houvesse a volatilização de algum elemento, como o manganês. Pela análise dos dois gráficos EDS presentes na figura 51, verifica-se que não houve a volatilização de nenhum dos elementos químicos da composição do aço usado, pelo que os picos dos elementos em ambos os gráficos são similares.

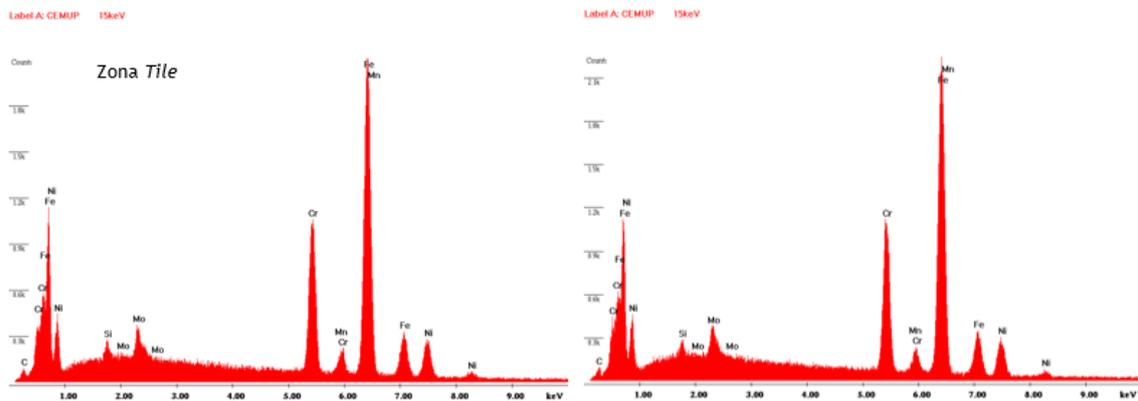


Figura 51 - Gráficos EDS numa junta produzida entre *tiles* e numa zona de uma amostra fora da junta

5. Conclusões

O presente trabalho permitiu tirar algumas conclusões importantes para o desenvolvimento da tecnologia de *Tiled Laser Melting*.

Os parâmetros de processamento usados na dissertação promoveram a obtenção de valores de densidade relativa a rondar os 99,5%, durezas na ordem dos (220 ± 7) HV0.2, resistência máxima à tração entre 610-640 MPa, valores de deformação entre 20-30% e energia absorvida na ordem dos 100 J. Todos estes valores de propriedades mecânicas são considerados elevados e bastante significativos. No entanto, e em contrapartida, estes parâmetros de processamento utilizados promovem a existência de distorções nos componentes, não se tornando viável a produção de peças de dimensões superiores, pois prevê-se que os desvios geométricos possam ser superiores para peças maiores. Como tal, o estudo sobre o efeito de vários parâmetros de processamento na qualidade final dos componentes será algo pertinente e necessário num futuro próximo. No entanto, e para este tipo de parâmetros usados, deverá ser aplicado um tratamento térmico ao substrato metálico, de modo a aliviar as tensões existentes nos componentes e a reduzir os desvios geométricos nestes.

Através da aplicação de um tratamento térmico de solubilização foi possível homogeneizar a microestrutura e aliviar as tensões residuais. Com este tratamento de pós-processamento obtiveram-se valores de dureza de (216 ± 9) HV0.2, tensão máxima na ordem dos (575 ± 8) MPa e um aumento da deformação para valores médios de $35 \pm 5\%$.

A junta entre *tiles* não revelou um comportamento fragilizante ou comprometedor da qualidade dos componentes. No entanto, e de modo a compreender melhor a sua influência será recomendável a execução de outro tipo de ensaios como, por exemplo, ensaios de impacto.

Trabalho futuro deverá ser executado de modo a avaliar a qualidade superficial dos componentes, pois a elevada rugosidade superficial é promotora do aparecimento de defeitos nos componentes, sobretudo fissuras, e da conseqüente diminuição das propriedades mecânicas.

Deverão ser executados, de igual modo, estudos sobre a variação dos níveis de oxigénio no processo com a variação da altura da câmara de processamento.

Em jeito de conclusão final, o TLM é uma tecnologia promissora mas que deverá ser lapidada e mais profundamente estudada de modo a poder ser aproveitada na sua plenitude e a ir de encontro ao fabrico de componentes de dimensões superiores comparativamente com o que é feito nos dias de hoje pelo mundo da fabricação aditiva.

6. Bibliografia

1. *3D printers will change manufacturing*, in *The Economist*. 2017.
2. Bikas, H., P. Stavropoulos, and G. Chryssolouris, *Additive manufacturing methods and modelling approaches: a critical review*. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2016. **83**(1-4): p. 389-405.
3. Frazier, W.E., *Metal additive manufacturing: a review*. Journal of Materials Engineering and Performance, 2014. **23**(6): p. 1917-1928.
4. Atzeni, E. and A. Salmi, *Economics of additive manufacturing for end-usable metal parts*. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2012. **62**(9-12): p. 1147-1155.
5. Qian, M., et al., *Additive manufacturing and postprocessing of Ti-6Al-4V for superior mechanical properties*. MRS Bulletin, 2016. **41**(10): p. 775-784.
6. Tapia, G. and A. Elwany, *A review on process monitoring and control in metal-based additive manufacturing*. Journal of Manufacturing Science and Engineering, 2014. **136**(6): p. 060801.
7. Markl, M. and C. Körner, *Multiscale modeling of powder bed-based additive manufacturing*. Annual Review of Materials Research, 2016. **46**: p. 93-123.
8. Kok, Y., et al., *Anisotropy and heterogeneity of microstructure and mechanical properties in metal additive manufacturing: A critical review*. Materials & Design, 2018. **139**: p. 565-586.
9. ASTM, *F2792*, in *Standard terminology for additive manufacturing technologies*. 2012.
10. Chua, C.K., K.F. Leong, and C.S. Lim, *Rapid prototyping: principles and applications*. Vol. 1. 2003: World Scientific.
11. DebRoy, T., et al., *Additive manufacturing of metallic components—process, structure and properties*. Progress in Materials Science, 2018.
12. Attaran, M., *The rise of 3-D printing: The advantages of additive manufacturing over traditional manufacturing*. Business Horizons, 2017. **60**(5): p. 677-688.
13. Ford, S. and M. Despeisse, *Additive manufacturing and sustainability: an exploratory study of the advantages and challenges*. Journal of Cleaner Production, 2016. **137**: p. 1573-1587.
14. Sossou, G., et al., *An additive manufacturing oriented design approach to mechanical assemblies*. Journal of Computational Design and Engineering, 2018. **5**(1): p. 3-18.

15. Prakash, K.S., T. Nancharaih, and V.S. Rao, *Additive Manufacturing Techniques in Manufacturing-An Overview*. Materials Today: Proceedings, 2018. **5**(2): p. 3873-3882.
16. Gibson, I., D.W. Rosen, and B. Stucker, *Additive manufacturing technologies*. 2010. Google Scholar, 2010.
17. ISO, *TC 261*, in *Additive manufacturing*. 2011.
18. Fayazfar, H., et al., *A critical review of powder-based additive manufacturing of ferrous alloys: Process parameters, microstructure and mechanical properties*. Materials & Design, 2018.
19. Wohlers, T., *Wohlers report 2016*. 2016: Wohlers Associates, Inc.
20. Zhang, Y., et al., *Additive Manufacturing of Metallic Materials: A Review*. Journal of Materials Engineering and Performance, 2018. **27**(1): p. 1-13.
21. Hooper, P.A., *Melt pool temperature and cooling rates in laser powder bed fusion*. Additive Manufacturing, 2018. **22**: p. 548-559.
22. Zhang, J., et al., *A multi-scale multi-physics modeling framework of laser powder bed fusion additive manufacturing process*. Metal Powder Report, 2018. **73**(3): p. 151-157.
23. King, W., et al., *Laser powder bed fusion additive manufacturing of metals; physics, computational, and materials challenges*. Applied Physics Reviews, 2015. **2**(4): p. 041304.
24. Yadroitsev, I., *Selective laser melting: Direct manufacturing of 3D-objects by selective laser melting of metal powders*. 2009.
25. Wang, Z., T.A. Palmer, and A.M. Beese, *Effect of processing parameters on microstructure and tensile properties of austenitic stainless steel 304L made by directed energy deposition additive manufacturing*. Acta Materialia, 2016. **110**: p. 226-235.
26. Acharya, R., J.A. Sharon, and A. Staroselsky, *Prediction of microstructure in laser powder bed fusion process*. Acta Materialia, 2017. **124**: p. 360-371.
27. ADIRA. 2018 22/05/2018]; Available from: <http://www.adira.pt/004.aspx?dqa=0:0:0:9:0:0:-1:-55:0>.
28. IPG. *IPG Photonics*. [cited 2018 02/08/2018]; Available from: <https://www.ipgphotonics.com/en>.
29. LAUDA. *LAUDA - Circulation Chillers*. [cited 2018 02/08/2018]; Available from: <https://www.lauda.de/en/constant-temperature-equipment/circulation-chillers.html>.
30. SMC. *Thermo Chillers - SMC*. [cited 2018 02/08/2018]; Available from: https://www.smc.eu/portal_ssl/webpages/01_products/featured_product_s/thermo_chillers_series_hrs/thermo_chillers_series_hrs.jsp.

31. ADIRA, *Normas de Utilização Sistema AM (TLM)*. 2018. p. 6.
32. Dias, L.F.F., *Para o fabrico de estruturas alveolares por processos aditivos*. 2015.
33. Hiller, J.D. and H. Lipson. *STL 2.0: a proposal for a universal multi-material Additive Manufacturing File format*. in *Proceedings of the Solid Freeform Fabrication Symposium*. 2009. Citeseer.
34. O'Regan, P., et al., *Metal based additive layer manufacturing: variations, correlations and process control*. *Procedia Computer Science*, 2016. **96**: p. 216-224.
35. Pham, M.S., B. Dovggy, and P.A. Hooper, *Twinning induced plasticity in austenitic stainless steel 316L made by additive manufacturing*. *Materials Science and Engineering: A*, 2017. **704**: p. 102-111.
36. Huang, S., et al., *Strengthening mechanism and hydrogen-induced crack resistance of AISI 316L stainless steel subjected to laser peening at different power densities*. *International Journal of Hydrogen Energy*, 2018.
37. LPW, *LPW 316L Stainless Steel 1.4404 Datasheet*. 2017.
38. Yang, L., et al., *Additive Manufacturing of Metals: The Technology, Materials, Design and Production*. 2017: Springer.
39. Alsalla, H.H., C. Smith, and L. Hao, *Effect of build orientation on the surface quality, microstructure and mechanical properties of selective laser melting 316L stainless steel*. *Rapid Prototyping Journal*, 2018. **24**(1): p. 9-17.
40. Tucho, W.M., et al., *Investigation of effects of process parameters on microstructure and hardness of SLM manufactured SS316L*. *Journal of Alloys and Compounds*, 2018. **740**: p. 910-925.
41. Mugwagwaa, L., et al., *Influence of process parameters on residual stress related distortions in selective laser melting*. *Procedia Manufacturing*, 2018. **21**: p. 92-99.
42. Li, C., et al., *Efficient predictive model of part distortion and residual stress in selective laser melting*. *Additive Manufacturing*, 2017. **17**: p. 157-168.
43. Lavery, N., et al., *Effects of hot isostatic pressing on the elastic modulus and tensile properties of 316L parts made by powder bed laser fusion*. *Materials Science and Engineering: A*, 2017. **693**: p. 186-213.
44. AlMangour, B. and J.-M. Yang, *Improving the surface quality and mechanical properties by shot-peening of 17-4 stainless steel fabricated by additive manufacturing*. *Materials & Design*, 2016. **110**: p. 914-924.
45. Yadollahi, A., et al., *Effects of process time interval and heat treatment on the mechanical and microstructural properties of direct laser deposited*

- 316L stainless steel*. *Materials Science and Engineering: A*, 2015. **644**: p. 171-183.
46. Vrancken, B., et al., *Heat treatment of Ti6Al4V produced by Selective Laser Melting: Microstructure and mechanical properties*. *Journal of Alloys and Compounds*, 2012. **541**: p. 177-185.
 47. Lippold, J. and W. Savage, *Solidification of austenitic stainless steel weldments: Part 2—The effect of alloy composition on ferrite morphology*. *Welding Journal*, 1980. **59**(2): p. 48s-58s.
 48. Carmezim, M., et al., *Capacitance behaviour of passive films on ferritic and austenitic stainless steel*. *Corrosion Science*, 2005. **47**(3): p. 581-591.
 49. Ledoux, X., et al. *KINETICS OF SIGMA PHASE PRECIPITATION IN NIOBIUM-STABILIZED AUSTENITIC STAINLESS STEEL AND EFFECT ON THE MECHANICAL PROPERTIES*. in *Materials Science Forum*. 2014.
 50. Okabayashi, H., *Mathematical approach to σ phase precipitation in austenitic stainless steel welds*. *Materials Transactions, JIM*, 1996. **37**(5): p. 970-974.
 51. Conejero, O., M. Palacios, and S. Rivera, *Premature corrosion failure of a 316L stainless steel plate due to the presence of sigma phase*. *Engineering Failure Analysis*, 2009. **16**(3): p. 699-704.
 52. Schwind, M., et al., *σ -phase precipitation in stabilized austenitic stainless steels*. *Acta Materialia*, 2000. **48**(10): p. 2473-2481.
 53. De Sousa, R.C., et al., *Effects of solution heat treatment on grain growth and degree of sensitization of AISI 321 austenitic stainless steel*. *Journal of materials science*, 2006. **41**(8): p. 2381-2386.
 54. EPMA. *Additive Manufacturing*. 2018 [cited 2018 20/03]; Available from: <https://www.epma.com/additive-manufacturing>.
 55. Slotwinski, J.A., et al., *Characterization of metal powders used for additive manufacturing*. *Journal of research of the National Institute of Standards and Technology*, 2014. **119**: p. 460.
 56. Oberg, E., et al., *Machinery's Handbook (30th Edition)*. Industrial Press.
 57. Mostafaei, A., et al., *Comparison of characterization methods for differently atomized nickel-based alloy 625 powders*. *Powder Technology*, 2018. **333**: p. 180-192.
 58. Anderson, I.E., E.M. White, and R. Dehoff, *Feedstock powder processing research needs for additive manufacturing development*. *Current Opinion in Solid State and Materials Science*, 2018.
 59. Strondl, A., et al., *Characterization and control of powder properties for additive manufacturing*. *Jom*, 2015. **67**(3): p. 549-554.

60. Nguyen, Q.B., et al., *Characteristics of Inconel Powders for Powder-Bed Additive Manufacturing*. Engineering, 2017. **3**(5): p. 695-700.
61. Lavoie, F., L. Cartilier, and R. Thibert, *New methods characterizing avalanche behavior to determine powder flow*. Pharmaceutical research, 2002. **19**(6): p. 887-893.
62. LPW. *Methods of AM metal Powder production*. 2018 [cited 2018 16/07]; Available from: <https://www.lpwtechnology.com/technical-library/powder-production/>.
63. Li, C., J. Liu, and Y. Guo, *Prediction of residual stress and part distortion in selective laser melting*. Procedia CIRP, 2016. **45**: p. 171-174.
64. Cheng, B., S. Shrestha, and Y.K. Chou. *Stress and deformation evaluations of scanning strategy effect in selective laser melting*. in *ASME 2016 11th International Manufacturing Science and Engineering Conference*. 2016. American Society of Mechanical Engineers.
65. Lu, Y., et al., *Study on the microstructure, mechanical property and residual stress of SLM Inconel-718 alloy manufactured by differing island scanning strategy*. Optics & Laser Technology, 2015. **75**: p. 197-206.
66. Sun, Y., R.J. Hebert, and M. Aindow, *Effect of heat treatments on microstructural evolution of additively manufactured and wrought 17-4PH stainless steel*. Materials & Design, 2018.
67. Sangid, M.D., et al., *Role of heat treatment and build orientation in the microstructure sensitive deformation characteristics of IN718 produced via SLM additive manufacturing*. Additive Manufacturing, 2018.
68. Montero-Sistiaga, M.L., et al., *Microstructure evolution of 316L produced by HP-SLM (high power selective laser melting)*. Additive Manufacturing, 2018.
69. Simonelli, M., Y.Y. Tse, and C. Tuck, *Effect of the build orientation on the mechanical properties and fracture modes of SLM Ti-6Al-4V*. Materials Science and Engineering: A, 2014. **616**: p. 1-11.
70. Kong, D., et al., *Heat treatment effect on the microstructure and corrosion behavior of 316L stainless steel fabricated by selective laser melting for proton exchange membrane fuel cells*. Electrochimica Acta, 2018. **276**: p. 293-303.
71. Yasa, E., et al., *Charpy impact testing of metallic selective laser melting parts*. Virtual and physical prototyping, 2010. **5**(2): p. 89-98.
72. Deev, A.A., P.A. Kuznetsov, and S.N. Petrov, *Anisotropy of Mechanical Properties and its Correlation with the Structure of the Stainless Steel 316L Produced by the SLM Method*. Physics Procedia, 2016. **83**: p. 789-796.

73. Tolosa, I., et al., *Study of mechanical properties of AISI 316 stainless steel processed by “selective laser melting”, following different manufacturing strategies*. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2010. **51**(5-8): p. 639-647.
74. Kurzynowski, T., et al., *Correlation between process parameters, microstructure and properties of 316 L stainless steel processed by selective laser melting*. Materials Science and Engineering: A, 2018. **718**: p. 64-73.
75. Nguyen, Q.B., et al., *The role of powder layer thickness on the quality of SLM printed parts*. Archives of Civil and Mechanical Engineering, 2018. **18**(3): p. 948-955.
76. Wang, D., et al., *Investigation of crystal growth mechanism during selective laser melting and mechanical property characterization of 316L stainless steel parts*. Materials & Design, 2016. **100**: p. 291-299.
77. Benedetti, M., et al., *The effect of post-sintering treatments on the fatigue and biological behavior of Ti-6Al-4V ELI parts made by selective laser melting*. Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials, 2017. **71**: p. 295-306.
78. Rashid, R., et al., *Effect of scan strategy on density and metallurgical properties of 17-4PH parts printed by Selective Laser Melting (SLM)*. Journal of Materials Processing Technology, 2017. **249**: p. 502-511.
79. Liverani, E., et al., *Effect of selective laser melting (SLM) process parameters on microstructure and mechanical properties of 316L austenitic stainless steel*. Journal of Materials Processing Technology, 2017. **249**: p. 255-263.
80. Inverno, A.S., *Efeito da radiação micro-ondas na sinterização em fases sólida e líquida de pós de aço inoxidável 316L*. 2015.
81. Eisen, W., et al., *Powder metal technologies and applications*. 1998.
82. Zhong, Y., et al., *Intragranular cellular segregation network structure strengthening 316L stainless steel prepared by selective laser melting*. Journal of Nuclear Materials, 2016. **470**: p. 170-178.
83. Yan, F., et al., *Characterization of nano-scale oxides in austenitic stainless steel processed by powder bed fusion*. Scripta Materialia, 2018. **155**: p. 104-108.
84. Mukherjee, T., et al., *Printability of alloys for additive manufacturing*. Sci Rep, 2016. **6**: p. 19717.