

# Manufatura Aditiva de Aço Inoxidável 316L por Fusão Seletiva a Laser

Riccardo Augusto Moreira Montuori<sup>1</sup> , Gustavo Figueira<sup>2</sup> , Thiago Pacagnan Cataldi<sup>1</sup> , Nelson Guedes de Alcântara<sup>1,2</sup> , Claudemiro Bolfarini<sup>1,2</sup> , Reginaldo Teixeira Coelho<sup>3</sup> , Piter Gargarella<sup>1,2</sup> 

<sup>1</sup> Universidade Federal de São Carlos – UFSCar, Departamento de Engenharia de Materiais, São Carlos, SP, Brasil.

<sup>2</sup> Universidade Federal de São Carlos – UFSCar, Programa de Pós-graduação em Ciência e Engenharia de Materiais, São Carlos, SP, Brasil.

<sup>3</sup> Universidade de São Paulo – USP, Escola de Engenharia de São Carlos, São Carlos, SP, Brasil.

**Como citar:** Montuori RAM, Figueira G, Cataldi TP, Alcântara NG, Bolfarini C, Coelho RT, et al. Manufatura aditiva de aço inoxidável 316L por Fusão Seletiva a Laser. Soldagem & Inspeção. 2020;25:e2530. <https://doi.org/10.1590/0104-9224/SI25.30>

**Resumo:** O presente trabalho teve como objetivo a determinação dos parâmetros ótimos do processo de manufatura aditiva de Fusão Seletiva a Laser (FSL) para o aço 316L visando a obtenção de peças com alta densidade, utilizando equipamento fabricado no Brasil. Foi realizada também uma completa caracterização estrutural tanto da matéria prima utilizada (pó comercial) quanto das peças mais densas obtidas. As propriedades mecânicas das peças produzidas por FSL também foram avaliadas e comparadas com peça fabricada de forma convencional. Foi observado que a densidade das peças aumenta com o aumento da densidade volumétrica de energia fornecida pelo laser até atingir um patamar de máxima densidade. Um modelo polinomial foi proposto correlacionando a densidade volumétrica de energia utilizada com a densidade final da peça. As peças produzidas por FSL mostraram uma elevada densificação (densidade relativa superior a 99,49%) com uma reduzida porosidade homogeneamente dispersa no material. Uma microestrutura austenítica celular, típica do processo FSL, foi obtida. A dureza e a microestrutura das peças se mostrou constante ao longo do comprimento das mesmas e os resultados obtidos em ensaio de compressão mostraram que as peças obtidas por FSL possuem uma resistência mecânica e ductilidade próximas às observadas para amostra fabricada de forma convencional.

**Palavras-chave:** Manufatura aditiva; Fusão seletiva a laser; Aço 316L.

## Additive Manufacturing of 316L stainless steel by Selective Laser Melting

**Abstract:** The present study aimed to determine the optimum parameters for the Selective Laser Melting (SLM) additive manufacturing process of 316L steel in order to obtain high density parts, using equipment manufactured in Brazil. It was also carried out a complete structural characterization of both the raw material used (commercial powder) and the denser parts obtained. The mechanical properties of the parts produced by SLM were also evaluated and compared with parts manufactured by conventional methods. It was observed that the parts' density increases with increasing energy density applied by the laser until maximum and constant density level is reached. A polynomial model was proposed correlating the energy density used with the final part density. The parts produced by SLM showed high densification (relative density greater than 99,49%) with low porosity homogeneously dispersed in the material. A cellular austenitic microstructure, typical of SLM process, was obtained. The hardness and microstructure of the parts are constant throughout their length and the compression test results showed that parts manufactured by SLM have strength and ductility similar to those manufactured by conventional methods.

**Key-words:** Additive manufacturing; Selective laser melting; 316L steel.

## 1. Introdução

Diferentemente do processamento convencional de metais, os métodos de manufatura aditiva (MA) ou impressão 3D baseiam-se na produção camada por camada da peça desejada. Inicialmente usados para a produção de protótipos, diferentes métodos de MA têm sido desenvolvidos e novas aplicações têm surgido, sobretudo devido à possibilidade de se construir peças com geometrias impossíveis ou inviáveis de serem produzidas por processos convencionais. Existem diferentes técnicas de MA de materiais metálicos, mas, atualmente, as mais relevantes na indústria são a Fusão por Feixe de Elétrons (*Electron Beam Melting*), a Deposição de Metal a Laser (*Laser Metal Deposition*) e a Fusão Seletiva a Laser (FSL, *Selective Laser Melting*) [1], sendo esta última a mais difundida e utilizada no mundo. As aplicações da FSL estendem-se a diversos setores industriais, como o aeroespacial, automotivo, de saúde dentária, de tecnologia médica, de componentes de engenharia mecânica e protótipos. Nesse processo, pó metálico é aplicado na forma de uma fina camada sobre um substrato. Um laser de alta energia funde localmente

Recebido: 20 Maio, 2020. Aceito: 29 Jul., 2020.

E-mail: [figueira.gu@gmail.com](mailto:figueira.gu@gmail.com) (G. F.)



Este é um artigo publicado em acesso aberto (*Open Access*) sob a licença *Creative Commons Attribution Non-Commercial*, que permite uso, distribuição e reprodução em qualquer meio, sem restrições desde que sem fins comerciais e que o trabalho original seja corretamente citado.

esta fina camada, formando a primeira camada da peça de acordo com um desenho tridimensional da mesma. O substrato sobre o qual a camada foi formada é rebaixado e uma nova camada de pó é aplicada, sendo seletivamente fundida e rapidamente solidificada no formato desejado. Esse ciclo se repete até que a peça seja obtida. Ao final, o pó não fundido é removido, e parte pode ser reutilizado, visando reduzir o desperdício de matéria-prima [2]. Como vantagens desse processo, pode-se citar a obtenção de peças com geometrias complexas e customizadas, muito próximas a sua forma final (*near net shape*) e com densidades relativas de até 99,9% [2]. Por outro lado, como desvantagens estão: a lentidão do processo de FSL – e, em geral, de todos os processos de manufatura aditiva baseados em laser [3] –, o custo relativamente elevado dos equipamentos necessários ao processo e a baixa produtividade.

Entretanto, a grande variedade de parâmetros do processo de FSL e o fato de que cada combinação de equipamento/matéria-prima tem sua combinação ótima desses parâmetros, fazem com que seja necessário um estudo inicial de otimização de parâmetros com o intuito de obter peças com alta densidade e com boas propriedades mecânicas. Entre os principais parâmetros, pode-se citar a espessura de camada, distância entre pistas (*hatching*), potência do laser, velocidade e estratégia de varredura. Esses parâmetros são usados no cálculo da densidade volumétrica de energia, em  $J/mm^3$ , segundo a Equação 1:

$$\text{Densidade Volumétrica de Energia} = 10^3 * P / (V * DP * E) \quad (1)$$

onde P = potência do laser, em W; V = velocidade de varredura, em mm/s; DP = distância entre pistas, em mm; E = espessura de camada, em  $\mu m$ .

A otimização dos parâmetros de processo é feita considerando a densidade volumétrica de energia, sendo esse parâmetro de suma importância para obtenção de peças densas. Caso a mesma for baixa demais, haverá fusão incompleta do material, resultando em baixa densidade pela formação de cavidades irregulares. Por outro lado, se for muito alta, também ocorrerá baixa densidade, dessa vez devido aos poros formados pelo aprisionamento de gases provindos da evaporação do próprio material [1]. Considerando que propriedades como dureza e resistência mecânica têm uma estrita relação com a densidade, infere-se que a otimização de parâmetros é imprescindível para se atingir as propriedades desejadas.

Apesar de amplamente utilizada como um dos principais parâmetros de processo, a densidade volumétrica de energia apresenta algumas limitações por não considerar o impacto de fenômenos físicos complexos sobre o formato da poça de fusão, tais como o fluxo de Marangoni e pressão de recuo [4]. Estudos que visem entender com maior profundidade a morfologia da poça de fusão podem se beneficiar ao utilizar modelos baseados em parâmetros normalizados, como sugerido por Thomas et al. [5] e King et al. [6].

A repetibilidade e a reprodutibilidade de um processo estão estritamente ligadas às propriedades da matéria-prima e, logo, a caracterização do pó metálico se faz necessária [7]. Existem dois fatores principais que devem ser avaliados, o primeiro sendo a morfologia e distribuição de tamanho de partícula. Os processos de manufatura aditiva requerem que as partículas sejam esféricas e com distribuição de tamanho relativamente larga, garantindo boa fluidez e empacotamento no momento de formação da camada de pó [8]. A presença de contaminantes na forma de partículas-satélite ou inclusões é um segundo fator de importância, pois não apenas podem levar a alterações na composição química global do material, como também impactar de forma deletéria nas propriedades mecânicas da peça final [9].

No que se refere às ligas utilizadas na FSL, as principais são as de alumínio (AlSi10Mg e AlSi12 [1,10]), de titânio (CP Ti (*commercial pure*) e Ti6Al4V [1,11]) e aços (martensíticos, como o AISI 420 [12]; endurecíveis por precipitação, como o 17-4 [13]; aços ferramenta, como o H13; e, principalmente, os inoxidáveis austeníticos, como o 304L e 316L [1]), muito por conta de sua importância industrial, mesmo quando processadas por métodos convencionais. Entre essas ligas, o aço inoxidável austenítico 316L figura como um dos mais amplamente estudados e aplicados. Essa liga difere do aço 316 por conter menor quantidade de carbono, com custo similar [14]. Como elementos de liga, possui cromo (em porcentagem de 16 a 18% da massa total), níquel (10-14%), molibdênio (2-3%), carbono (max 0,030%) e balanço em ferro [14]. Apresenta excelente resistência à corrosão, o que torna possíveis aplicações em ambientes marinhos e em implantes médicos.

Na literatura publicada até o momento, diversos trabalhos tratam da utilização do aço 316L no processo de FSL. Neles estão presentes detalhadamente as microestruturas, formação e transformação de fases, influência de tratamentos térmicos, propriedades mecânicas e resistência à corrosão obtidas, como resumido por Bajaj et al. [15] em seu trabalho de revisão. O interesse pelo processamento do aço 316L por manufatura aditiva e, em geral, pelo processo de FSL, teve início no princípio dos anos 2000. As primeiras tentativas de se obter peças com elevada densidade relativa [16] não obtiveram sucesso devido às baixas potências do laser e altos diâmetros de feixe empregados na época, que levaram a um intenso fenômeno de *balling*, no qual altas tensões superficiais levam à formação de esferas de metal fundido, resultando em molhamento insuficiente do substrato. Já no início da década seguinte, Tolosa et al. [17] foram capazes de obter peças de 316L com densidade relativa superior a 99,9%, usando um laser de potência 200 W e diâmetro de feixe de 80  $\mu m$ . Quanto à microestrutura, vários autores relataram uma estrutura de solidificação fina, com a presença de células de diâmetro da ordem de 1  $\mu m$  [18-20] e a existência de austenita como única fase é um consenso na literatura, apesar de terem sido observadas regiões com enriquecimento de Cr e Mo [20]. No que se refere a tratamentos térmicos, o aço 316L processado por FSL mostrou microestrutura estável até temperaturas de 800 °C [21,22], acima da qual ocorreu recristalização do material. Em especial, Saeidi et al. [22] observaram o surgimento de agulhas de ferrita- $\delta$  após recozimento a 1150 °C, como previsto pelo diagrama de fases em condições de equilíbrio. Em estudos relativos às propriedades mecânicas, aços inoxidáveis produzidos por FSL, inclusive o 316L,

apresentaram tensão de escoamento e resistência mecânica superiores aos seus equivalentes produzidos por métodos convencionais [20,21,23], o que pode ser relacionado com o refino da microestrutura promovido pelas altas taxas de resfriamento da FSL. Por fim, trabalhos sobre propriedades de corrosão [24,25] atestaram a maior resistência à corrosão por *pits* do aço 316L produzido por manufatura aditiva, se comparado ao forjado, novamente por conta das elevadas taxas de resfriamento impedirem a formação de inclusões de MnS, cujos arredores pobres em Cr seriam sítios para nucleação de *pits* [25,26].

Apesar de a literatura conter estudos detalhados sobre a influência dos parâmetros de processo na densificação das peças, microestrutura, fases formadas e propriedades mecânicas, estudos preliminares de otimização de parâmetros devem ser realizados especialmente para novos equipamentos que estão sendo desenvolvidos. Assim, a contribuição e originalidade do presente trabalho residem na seleção de parâmetros ótimos – a partir da curva correlacionando densidade das peças e densidade volumétrica de energia - para um equipamento nacional para o qual nunca antes foi realizada a etapa de otimização de parâmetros. Tendo isso em vista, o objetivo do presente trabalho consistiu na otimização de parâmetros de processo para obtenção de peças de aço 316L com elevada densidade utilizando equipamento fabricado no Brasil. Os parâmetros utilizados foram correlacionados com a microestrutura e fases formadas e com as propriedades mecânicas das peças obtidas.

## 2. Metodologia

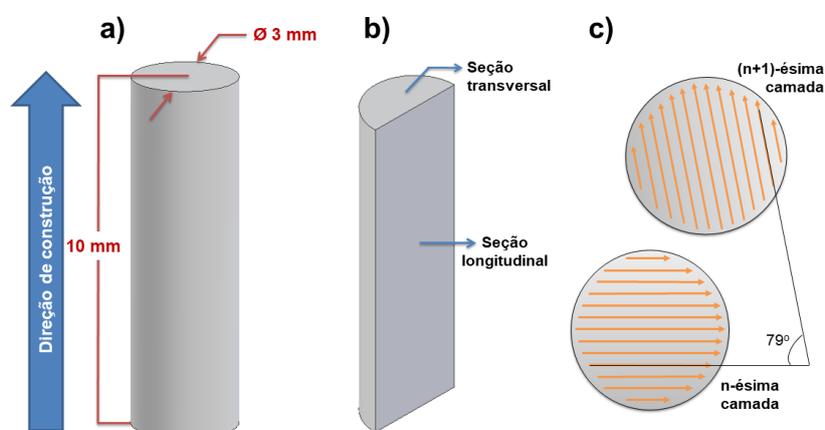
O pó do aço inoxidável 316L utilizado nesse trabalho foi produzido pela empresa LPW Technology por atomização a gás, possuindo tamanho nominal de partícula entre 15 e 45  $\mu\text{m}$  e com a composição química nominal dada na Tabela 1.

**Tabela 1.** Composição química nominal do pó metálico utilizado.

Elemento	C	Cr	Cu	Mn	Mo	N	Ni	O	P	S	Si	Fe
%p	0,03	18,0	0,50	2,00	2,50	0,10	13,0	0,10	0,025	0,010	0,75	Bal.

O pó comercial foi separado em diferentes faixas granulométricas por peneiramento, utilizando o equipamento SonicShifter da marca ADVANTECH. O material pertencente a cada faixa foi pesado e, com isso, construiu-se as curvas de distribuição granulométrica. Estudou-se a influência do tamanho de partículas na formação de fases através da difração de raios-X (DRX) com auxílio de um difratômetro Bruker D8 Advance ECO, equipado com um tubo de raios-X com radiação Cu-K $\alpha$  (1,54 Å). A morfologia e existência de partículas satélites foram analisadas para cada faixa de tamanho utilizando microscópio eletrônico de varredura (MEV) JEOL 7000F Field Emission SEM (FESEM), além de um Quanta 600 Environmental SEM (ESEM), ambos localizados no Departamento de Engenharia de Materiais e Metalúrgica da *Colorado School of Mines*.

Esse pó foi utilizado na preparação de amostras por FSL utilizando equipamento nacional de modelo OmniSint-160 produzido pela empresa OMNITEK, localizada em São Paulo-SP. Essa máquina é equipada com um laser de fibra dopado com itérbio (Yb). Foram produzidos 80 cilindros com 3 mm de diâmetro e 10 mm de altura, sendo 40 combinações distintas de potência do laser (73-192 W), velocidade de varredura (900-1300 mm/s) e distância entre pistas ou *hatching* (70-80  $\mu\text{m}$ ). A Figura 1 apresenta de forma esquemática o formato e dimensões das amostras produzidas. A espessura da camada em todas as amostras foi de 30  $\mu\text{m}$  e a estratégia de varredura utilizada foi a de varredura unidirecional. A fim de evitar o alinhamento dos poros, foi realizada uma rotação de 79° entre duas camadas consecutivas (Figura 1c). Foi usada também a estratégia de *core shell*, que consiste na construção de um fino envoltório nas bordas externas das amostras, após a realização da varredura unidirecional.



**Figura 1.** Representação esquemática das amostras construídas. (a) Dimensões, em mm, e direção de construção; (b) Representação das seções transversal e longitudinal; (c) Estratégia de varredura adotada (unidirecional) com rotação de 79° entre sucessivas camadas.

A densidade das amostras cilíndricas obtidas por FSL foi medida pelo método de Arquimedes com auxílio de uma balança hidrostática Gehaka DSL910. Cada amostra teve sua densidade aferida três vezes, com posterior obtenção da média aritmética. O líquido de referência usado consistiu em solução de água com 0,2% em volume de glicerina, que atuou como agente umectante. Após a construção da curva que relaciona a densidade volumétrica de energia com a densidade obtida, três amostras com maior densidade, porém com diferentes densidades volumétricas de energia, foram selecionadas para serem estudadas em mais detalhes.

Essas amostras foram embutidas a frio em resina epóxi, lixadas e polidas com uma suspensão de alumina (1  $\mu\text{m}$ ). Foi realizado um ataque químico por imersão durante 5 minutos em reagente Villela (5 mL HCl + 2 g ácido pícrico + 100 mL álcool etílico), a fim de revelar a microestrutura para as análises de microscopia ótica e eletrônica de varredura. As amostras foram analisadas inicialmente na seção longitudinal, reembutidas e preparadas novamente para análise na seção transversal. É importante ressaltar que a seção transversal analisada estava localizada na parte superior da amostra, longe do contato com o substrato. O *software* ImageJ foi utilizado para eventuais tratamentos nas imagens assim como na quantificação da porcentagem de poros em ambas as seções analisadas e na medição de largura e profundidade das poças de fusão de cada uma das três amostras. Para a análise das seções longitudinal e transversal das amostras, utilizou-se o MEV Philips XL-30 FEG, pela obtenção de imagens em modo de elétrons secundários (SE), localizado no Laboratório de Caracterização Microestrutural (LCE) do DEMa – UFSCar.

Foi realizado também o ensaio de difração de raios-X na seção longitudinal das três amostras produzidas por FSL selecionadas, utilizando o mesmo difratômetro. Para minimizar o ruído devido à fluorescência do Fe presente na amostra, o sinal de difração foi filtrado eletronicamente pelo próprio detector. A determinação das fases presentes nas amostras foi possível com o uso do *software* X'Pert HighScore.

Referente à caracterização mecânica, o perfil de dureza ao longo da direção de construção da peça foi medido por um microdurômetro FM-800, da marca Equilam, a fim de se verificar possíveis variações de acordo com a distância em relação ao substrato. Para isso, na seção longitudinal de cada amostra, realizou-se indentações espaçadas de 0,25 mm respeitando uma distância de 0,5 mm das bordas e utilizando uma carga de 500 gf. Foi realizado também ensaio de compressão no equipamento INSTRON 5500R, modelo 1127, de capacidade de 250 kN. As amostras selecionadas foram lixadas até que sua altura fosse o dobro do diâmetro, passando a ter dimensões de 3 x 6 mm, e tiveram suas faces paralelas polidas com o auxílio de um suporte usinado a fim de assegurar o paralelismo entre as faces. Utilizou-se, além das amostras produzidas por FSL, uma amostra de aço F138 comercial cuja composição é semelhante ao aço 316L. A essa última amostra, deu-se o nome de "controle", visto que foi produzida pelo método convencional de laminação. O ensaio foi realizado com uma taxa de deformação de  $10^{-3}\text{s}^{-1}$ .

### 3. Resultados e Discussão

#### 3.1. Caracterização do pó metálico

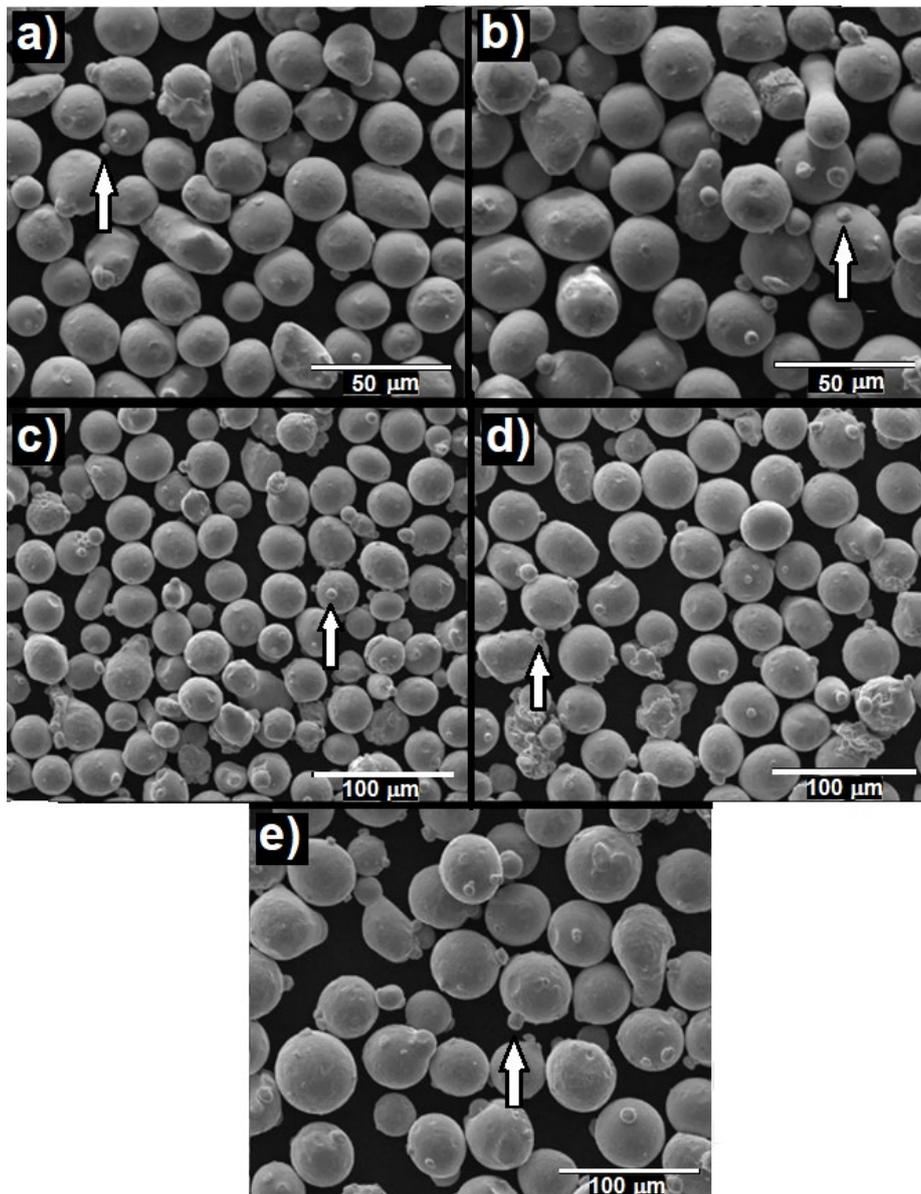
A análise morfológica do pó indicou que todas as faixas granulométricas testadas apresentaram formato de partículas próximo ao esférico, com poucos defeitos superficiais causados pelo choque durante a atomização, além de ter sido confirmada a presença de partículas-satélite (Figura 2). Tais defeitos podem estar relacionados à não otimização do processo de atomização, o que pode impactar negativamente na fluidez e na compactação do pó quando utilizado na FSL. Isso implica na deposição irregular das camadas, o que torna as peças finais mais porosas e, conseqüentemente, com propriedades mecânicas inferiores [27,28]. No entanto, não foi identificada uma grande quantidade de tais defeitos, de forma que o desempenho das peças deve ser pouco afetado pela morfologia das partículas apresentada. Como indicado na Figura 3, a faixa granulométrica de 35 a 45  $\mu\text{m}$  corresponde à maior fração mássica (55%<sub>m/m</sub>), enquanto as demais partículas estão distribuídas em uma faixa granulométrica entre 15 e 35  $\mu\text{m}$ . É importante ressaltar que, em processos de manufatura aditiva, distribuições granulométricas muito estreitas não são desejáveis, pois a presença de certa fração de partículas menores melhora a fluidez do pó. Portanto, o pó utilizado foi considerado satisfatório para a construção das amostras, tendo em vista as altas densidades e baixas porosidades das amostras obtidas por FSL, como será descrito mais abaixo.

O ensaio de difração de raios-X (Figura 4) indicou que a formação de fases no pó é independente do tamanho das partículas, visto que a única fase encontrada em todas as faixas granulométricas testadas foi a austenita.

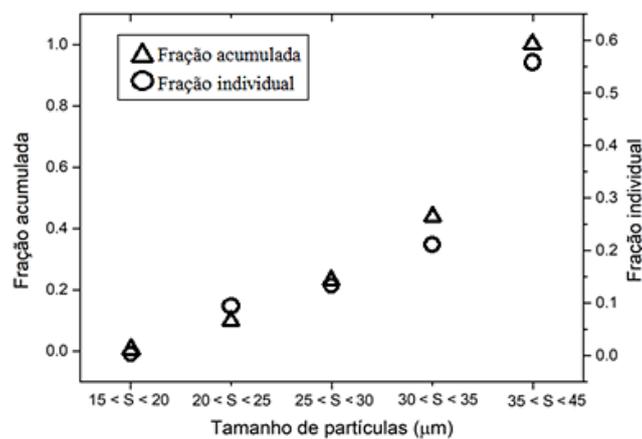
#### 3.2. Seleção dos parâmetros ótimos

Com os valores de densidade das 80 amostras mais os valores de densidade volumétrica de energia calculados pela Equação 1, foi construído o gráfico da Figura 5, ajustado com precisão satisfatória – coeficiente de determinação  $R^2 = 0,955$  – por um modelo polinomial cúbico (Equação 2), no qual  $y$  = densidade ( $\text{g}/\text{cm}^3$ ) e  $x$  = densidade volumétrica de energia ( $\text{J}/\text{mm}^3$ ):

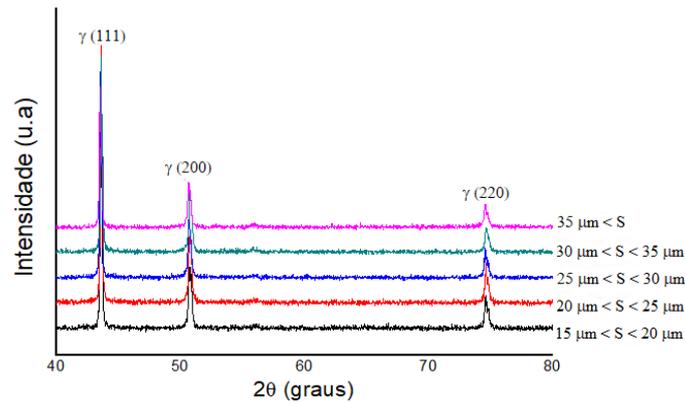
$$y = 2,97289 + 0,17602x - 0,00208x^2 + 0,0000080954x^3 \quad (2)$$



**Figura 2.** Imagens de MEV das diferentes faixas granulométricas do pó utilizado: (a)  $20\ \mu\text{m} > S > 15\ \mu\text{m}$ ; (b)  $25\ \mu\text{m} > S > 20\ \mu\text{m}$ ; (c)  $30\ \mu\text{m} > S > 25\ \mu\text{m}$ ; (d)  $35\ \mu\text{m} > S > 30\ \mu\text{m}$ ; (e)  $35\ \mu\text{m} < S < 45\ \mu\text{m}$ . “S” corresponde ao diâmetro das partículas. As setas indicam partículas-satélite.



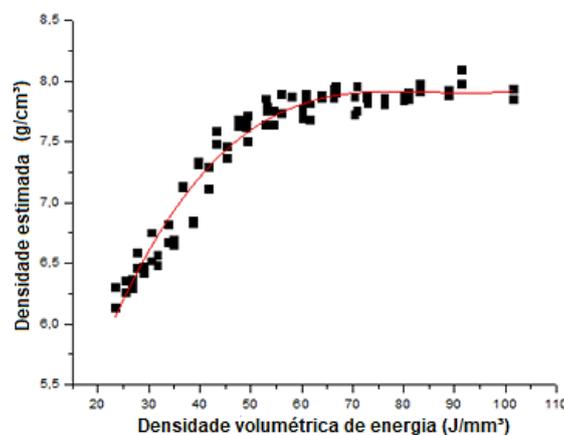
**Figura 3.** Frações mássicas acumulada e individual para cada faixa granulométrica obtida por peneiramento.



**Figura 4.** Difratogramas obtidos das diferentes faixas granulométricas do pó utilizado. Apenas picos da austenita ( $\gamma$ -Fe) foram observados.

Observa-se na Figura 5 que a densidade aumenta rapidamente com o aumento da densidade volumétrica de energia até atingir um patamar de densidade aproximadamente constante, para altas energias. De fato, esse perfil é comum para o processo de fusão seletiva a laser, estando em conformidade com a literatura [29,30]. Alguns autores [1,31,32] apresentaram uma nova queda na densidade das amostras para altos valores de densidade volumétrica de energia. Montero-Sistiaga et al. [31] relataram uma pequena redução da densidade relativa em amostras de aço 316L produzidas por FSL com laser de potência 1 kW, se comparadas às produzidas com um segundo laser, de potência 400 W. Já Jadhav et al. [32], em seu trabalho com cobre puro, observaram uma queda acentuada na densidade das amostras produzidas com densidades volumétricas de energia superiores a  $1400 \text{ J/mm}^3$ . Tais observações confirmam que a elevação da potência do laser, aliada à redução na velocidade de varredura, de forma a aumentar excessivamente a densidade volumétrica de energia (Equação 1), são prejudiciais ao processo de FSL. De fato, a elevação da densidade volumétrica de energia aumenta o volume de material fundido e eventualmente fará com que as poças de fusão passem de semicirculares e rasas para finas e profundas (modo *keyhole*). Essa nova morfologia favorece o aprisionamento de gases no material solidificado, gerando porosidade adicional [33]. O fenômeno descrito resulta na queda de densidade relatada pelos autores citados. Contudo, esse efeito não foi observado no presente estudo, pelo fato de não ter-se atingido o valor de densidade volumétrica de energia crítica para sua ocorrência, visto que foi estabelecida uma faixa de  $20\text{-}110 \text{ J/mm}^3$  (Figura 5), bem abaixo das utilizadas em [32].

Três amostras com alta densidade (no patamar da Figura 5), mas obtidas utilizando diferentes densidades volumétricas de energia, foram selecionadas para serem estudadas em mais detalhes. A Tabela 2 mostra os parâmetros utilizados na preparação dessas amostras, juntamente com a densidade volumétrica de energia calculada, densidade medida e densidade relativa. A densidade nominal de chapas de aço 316L produzidas por laminação é de  $8 \text{ g/cm}^3$  [34], valor próximo aos medidos para as amostras estudadas. Este mesmo valor de densidade nominal é empregado por outros autores que utilizaram a mesma matéria-prima deste trabalho [35]. A amostra 91 obteve ainda uma densidade maior que a nominal (Tabela 2), provavelmente devido a imprecisões inerentes ao método utilizado. De fato, a norma ASTM B962-17 [36] recomenda que a massa mínima dos corpos de prova seja de 1 g, ao passo que as três amostras analisadas pesavam cerca de 0,4-0,5 g. Assim, embora o método usado tenha se mostrado reproduzível, é possível que os valores de densidade medidos estejam deslocados do valor real, o que justifica ter-se encontrado densidade acima da nominal para a amostra 91. Entretanto, tal imprecisão não é significativa, visto que as baixas porosidades observadas confirmam as elevadas densidades relativas calculadas, como será visto mais adiante.



**Figura 5.** Densidade estimada pelo método de Arquimedes em função da densidade volumétrica de energia para as amostras preparadas por FSL. A linha cheia representa o ajuste da Equação 2 com os pontos experimentais ( $R^2 = 0,955$ ).

**Tabela 2.** Parâmetros de processo, densidade volumétrica de energia calculada, densidade medida e densidade relativa para as três amostras escolhidas para serem estudadas em mais detalhes. As amostras foram nomeadas segundo a densidade volumétrica de energia utilizada.

	Amostra 91	Amostra 83	Amostra 67
Espessura de camada ( $\mu\text{m}$ )	30 $\pm$ 2	30 $\pm$ 2	30 $\pm$ 2
Potência (W)	192 $\pm$ 10	192 $\pm$ 10	192 $\pm$ 10
Distância entre pistas (mm)	0,070 $\pm$ 0,002	0,070 $\pm$ 0,002	0,080 $\pm$ 0,002
Velocidade de varredura (mm/s)	1000 $\pm$ 10	1100 $\pm$ 10	1200 $\pm$ 10
Densidade volumétrica de energia ( $\text{J}/\text{mm}^3$ )	91,4 $\pm$ 8,2	83,1 $\pm$ 7,5	66,7 $\pm$ 5,9
Densidade ( $\text{g}/\text{cm}^3$ )	8,091 $\pm$ 0,035	7,980 $\pm$ 0,008	7,959 $\pm$ 0,037
Densidade relativa ( $\text{g}/\text{cm}^3$ )	100,00%	99,75%	99,49%

### 3.3. Análise microestrutural

A porosidade das três amostras selecionadas foi analisada por microscópio ótico (MO). Imagens da seção longitudinal das amostras não atacadas são mostradas na Figura 6. A Tabela 3 mostra os valores da fração de poros medida para a seção transversal e longitudinal das amostras. Verifica-se que a amostra 91 é a menos porosa, ao passo que a 67 apresentou mais poros (Figura 6). A fração de poros na maioria das amostras ficou abaixo de 1% (Tabela 3) o que mostra uma alta densificação após a FSL. Verifica-se também uma distribuição razoavelmente homogênea de poros nas amostras.

Foi possível observar também, através das imagens de MO, as poças de fusão das amostras (Figura 7), depois de serem submetidas a ataque metalográfico. As poças apresentaram uma morfologia semicircular e rasa, indicando que boa adequação do nível de densidade volumétrica de energia aplicada. Essas estruturas apresentam largura e profundidade constante ao longo da direção de construção. Entretanto, nas laterais das mesmas, as poças aparentam ser mais finas e profundas que as do centro, como mostrado na Figura 7, provavelmente devido à técnica de *core shell*. Já nas imagens da seção transversal das amostras, podem ser observadas as marcas de pista, que indicam o caminho percorrido pelo feixe de laser conforme o material é fundido, e a orientação relativa entre as mesmas. Além disso, a presença do *core shell* envolvendo cada amostra também foi confirmada (Figura 8). Foi possível verificar que a profundidade das poças de fusão aumentou com o aumento da densidade volumétrica de energia, conforme indicado na Tabela 4. De fato, uma maior densidade volumétrica de energia promove uma fusão de maior volume de material, promovendo a refusão de camadas anteriores com consequente aumento da profundidade da poça de fusão. A largura das poças de fusão também foi medida, contudo não é possível assegurar que todas as medidas tenham sido realizadas em uma mesma seção das poças de fusão devido à rotação de 79° entre as camadas. No entanto, nenhuma influência significativa dos parâmetros de processo sobre as larguras médias das poças de fusão foi verificada. Foram encontradas partículas de pó não fundidas nas amostras 83 e 67, indicando que talvez ambas não tenham sido produzidas com parâmetros realmente ótimos.

**Tabela 3.** Porosidade, em porcentagem de área, medida através de análise das imagens de MO das amostras 91, 83 e 67, nas seções longitudinal e transversal.

	Longitudinal			Transversal
	Região inferior	Região central	Região superior	-
Amostra 91	0,31 $\pm$ 0,02%	0,23 $\pm$ 0,02%	0,26 $\pm$ 0,01%	0,08 $\pm$ 0,03%
Amostra 83	0,29 $\pm$ 0,05%	0,36 $\pm$ 0,03%	0,39 $\pm$ 0,04%	0,16 $\pm$ 0,04%
Amostra 67	0,82 $\pm$ 0,03%	1,22 $\pm$ 0,01%	0,93 $\pm$ 0,01%	0,68 $\pm$ 0,03%

As imagens da seção transversal obtidas via MEV revelaram uma estrutura celular nas três amostras (Figura 9). A análise dessas imagens revelou que as células das amostras 91, 83 e 67 possuem diâmetros de 0,8  $\pm$  0,1, 0,7  $\pm$  0,1, 0,7  $\pm$  0,1  $\mu\text{m}$ , respectivamente. O desvio padrão relativamente elevado está relacionada à heterogeneidade de diâmetros de célula em uma mesma amostra. Desse modo, dentro da faixa de parâmetros estudada, não foi possível observar diferenças significativas no diâmetro médio das células. Em teoria, uma maior velocidade de varredura acompanhada por menor potência do laser levaria a uma densidade volumétrica de energia reduzida (Equação 1). Consequentemente, haveria elevação da taxa de resfriamento, que é proporcional à razão velocidade de varredura/potência do laser (V/P) [37]. Assim, o tamanho de células diminuiria conforme se diminui a densidade volumétrica de energia, sendo necessário um estudo com uma variação de parâmetros mais pronunciada a fim de se confirmar essa tendência.

Aparentemente o diâmetro das células varia do centro para as laterais das pistas (Figura 10). Isso está relacionado com o aparecimento de uma zona afetada pelo calor (*heat-affected zone*) nas laterais da pista. Essa região aquece mais do que o centro, o que promove um crescimento das células presentes nessa região. Diversos outros trabalhos encontraram a mesma estrutura de solidificação [38-41], com células também da ordem de 1  $\mu\text{m}$  de diâmetro.

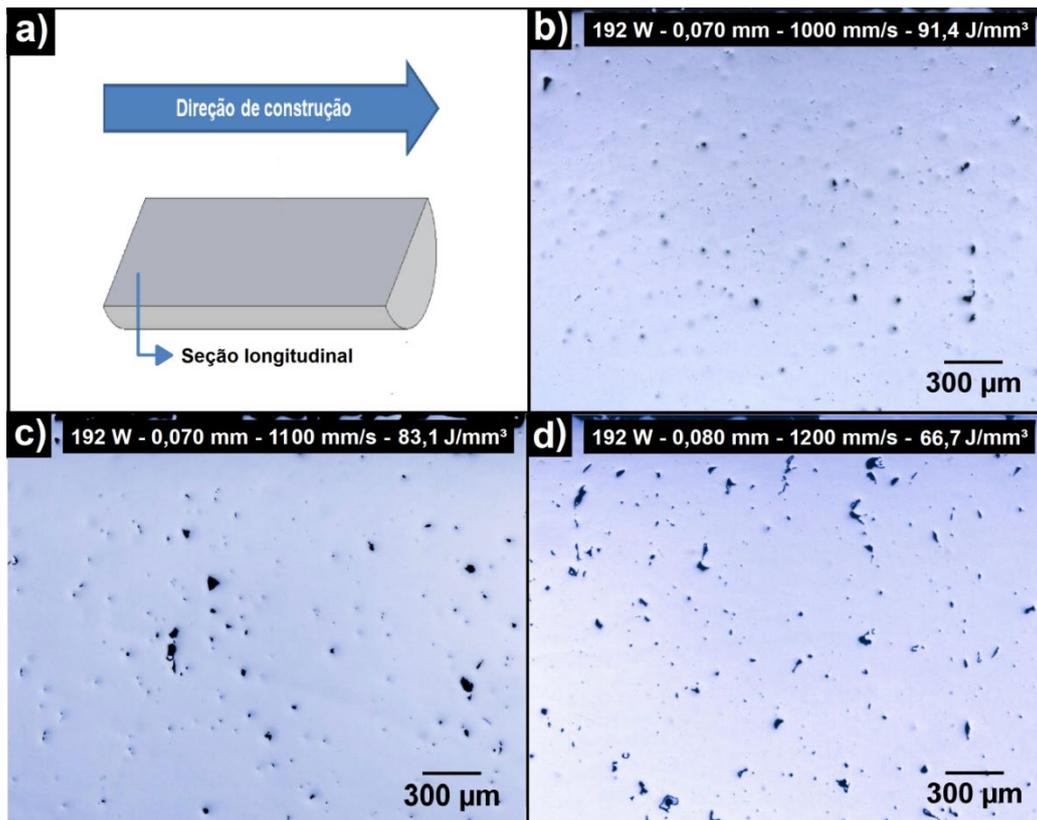


Figura 6. (a) Representação esquemática do corpo de prova, sua direção de construção e seção analisada. Imagens de MO da seção longitudinal das amostras; (b) 91; (c) 83; (d) 67.

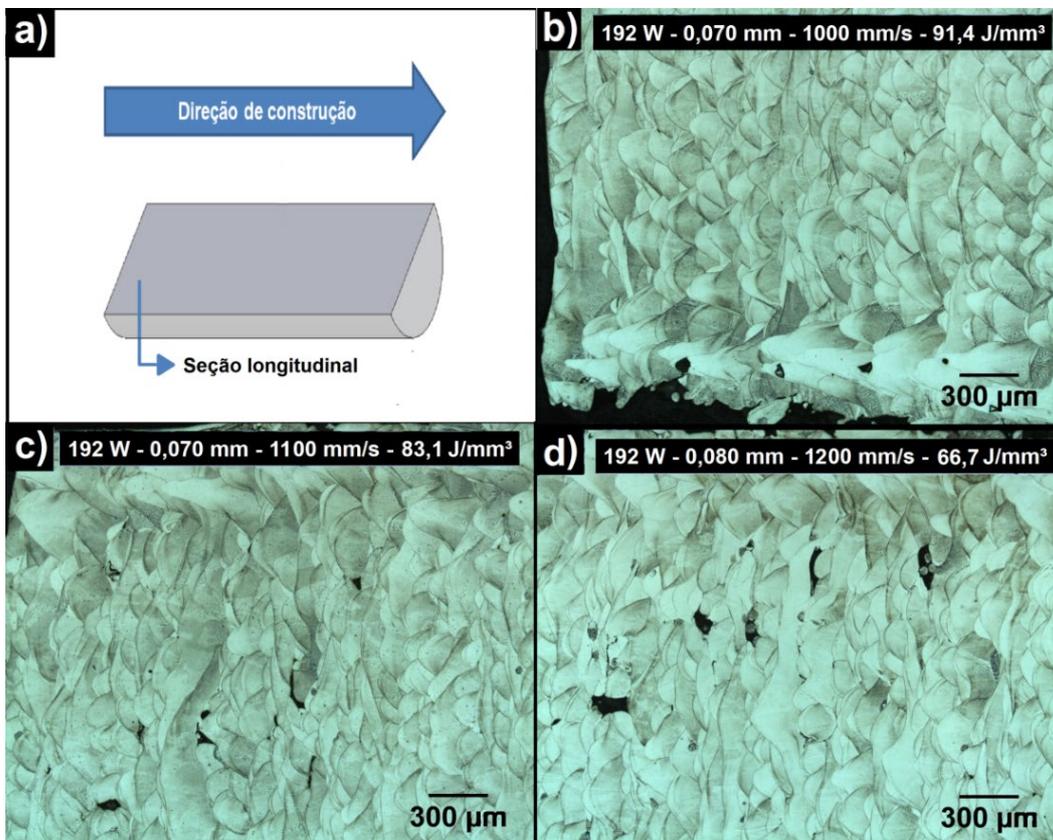
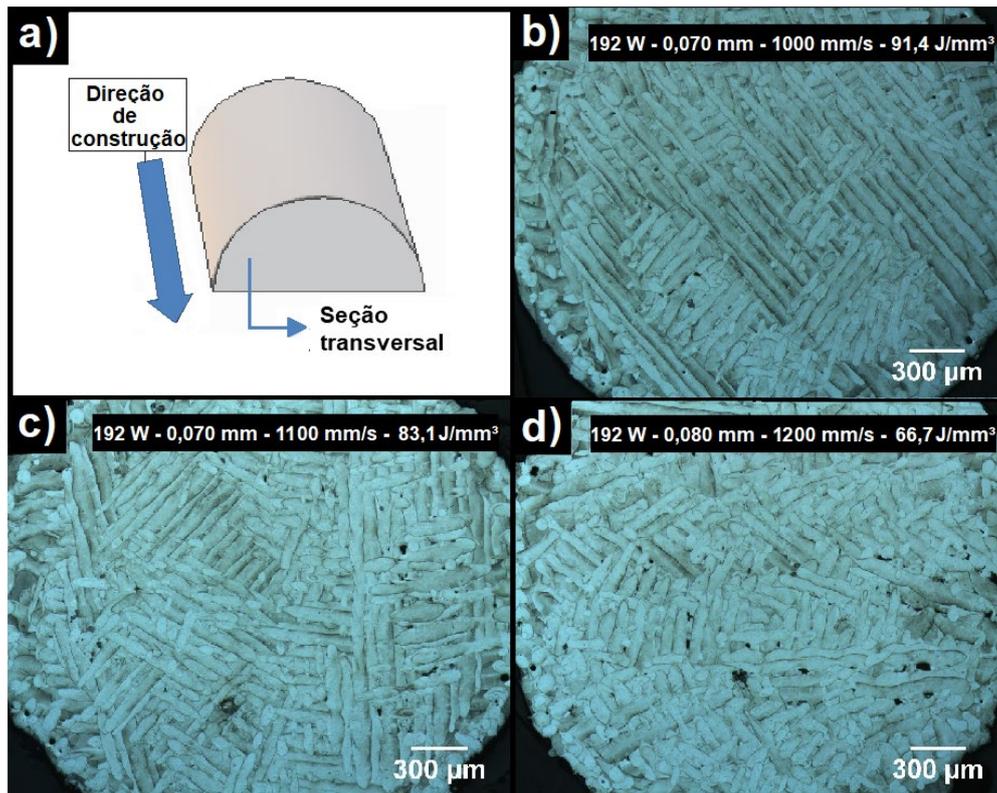


Figura 7. (a) Representação esquemática do corpo de prova, sua direção de construção e seção analisada. Imagens de MO da seção longitudinal das amostras; (b) 91; (c) 83; (d) 67.



**Figura 8.** (a) Representação esquemática do corpo de prova, sua direção de construção e seção analisada. Imagens de MO da seção transversal das amostras; (b) 91; (c) 83; e (d) 67.

**Tabela 4.** Largura e profundidade das poças de fusão das três amostras analisadas.

	Largura ( $\mu\text{m}$ )	Profundidade ( $\mu\text{m}$ )
Amostra 91	$75 \pm 3$	$79 \pm 7$
Amostra 83	$74 \pm 3$	$74 \pm 4$
Amostra 67	$78 \pm 3$	$63 \pm 8$

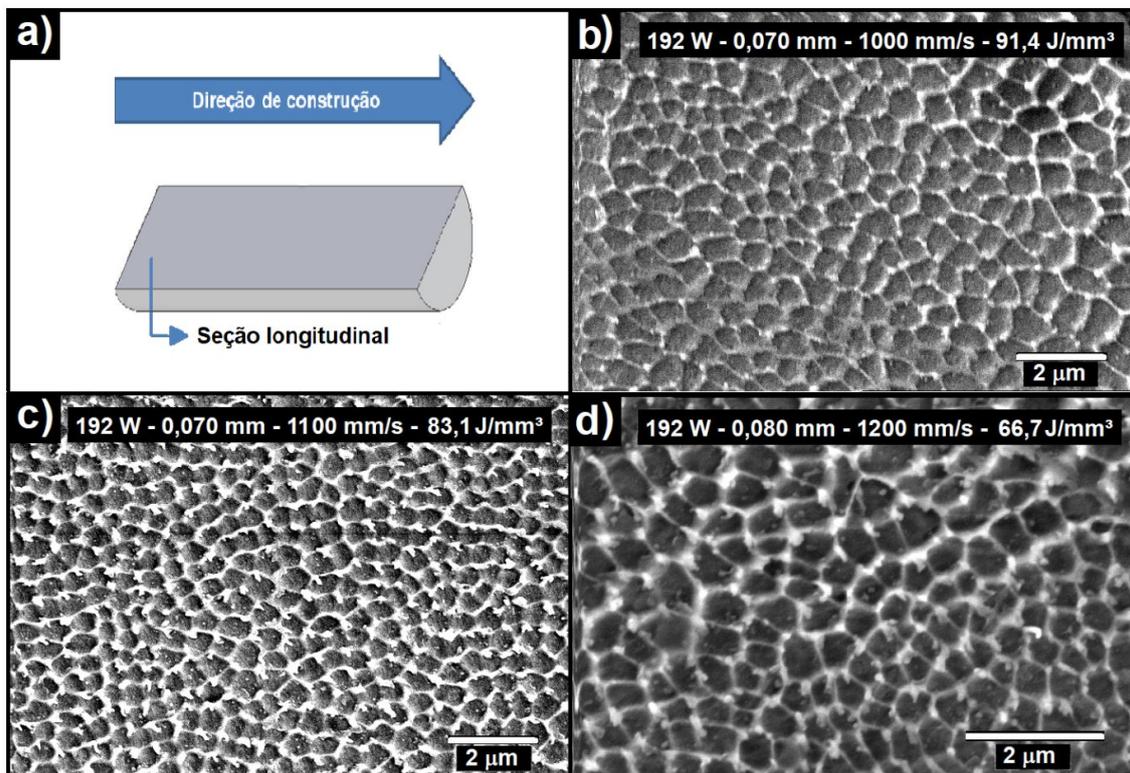
Na Figura 9, observa-se ainda que as células apresentam contornos mais claros. Saeidi et al. [38] indicam em seu trabalho que trata-se de um fenômeno de segregação de elementos químicos com menor coeficiente de difusão, neste caso do Mo, que está presente na concentração de 3,06%p (Tabela 1). A diferença local de composição química implica em maior resistência à corrosão nas regiões ricas em Mo, o que permite a visualização de tais estruturas através do ataque químico. Tal fenômeno ocorre devido às elevadas taxas de resfriamento, que não fornecem tempo suficiente para que átomos pesados como os de Mo completem sua difusão conforme ocorre a solidificação. Zhong et al. [20], além de também observarem a segregação de Mo descrita, apontam ainda que esse efeito se deve a um elevado grau de não-equilíbrio das condições de processo da FSL. A Figura 10 mostra ainda que as células crescem em diferentes direções, sendo observadas algumas células com morfologia equiaxiais (células com direção de crescimento perpendicular ao plano da imagem) ou alongadas (células com direção de crescimento próxima ao plano da imagem).

A Figura 11 mostra os difratogramas dos cilindros obtidos por FSL. A indexação dos difratogramas obtidos revelou que a fase majoritária nas três amostras é a austenita, não sendo possível identificar a presença de outras fases. Os três picos principais correspondem aos valores de  $2\theta$  iguais a  $43^\circ$ ,  $51^\circ$  e  $75^\circ$ , característicos da austenita presente no aço inoxidável 316L.

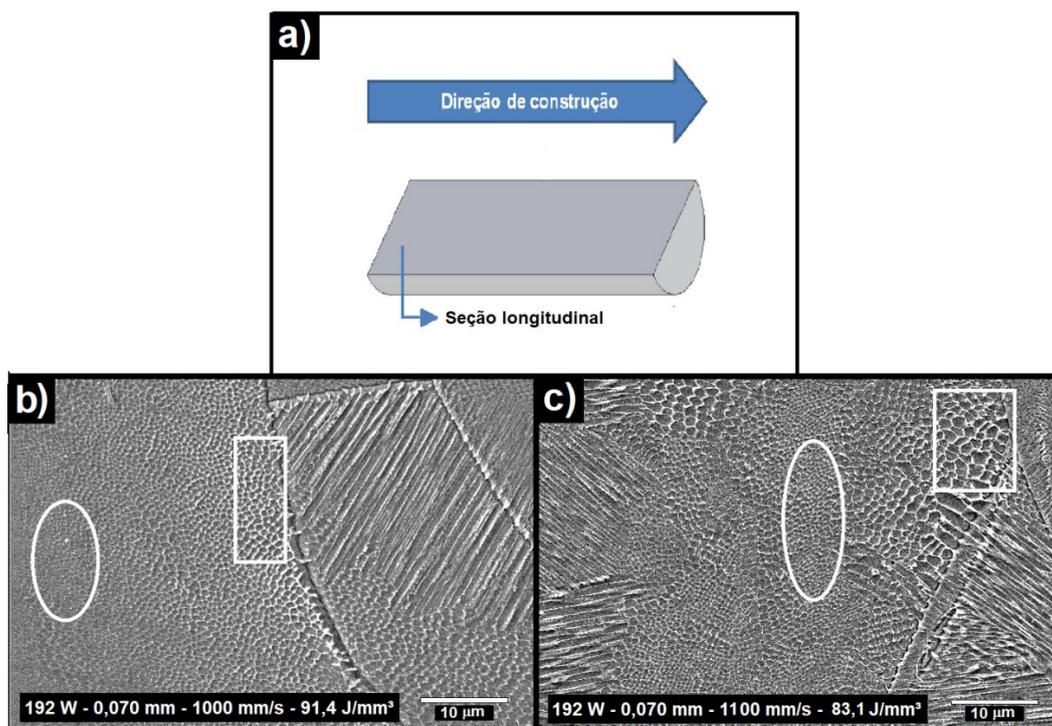
### 3.4. Propriedades mecânicas

A Figura 12 apresenta a microdureza Vickers medida para as três amostras selecionadas. Os gráficos mostram a variação da dureza ao longo do comprimento da amostra. Verifica-se que a dureza não varia consideravelmente ao longo da mesma. Os valores médios de dureza foram de  $222 \pm 6$  HV,  $219 \pm 6$  HV, e  $222 \pm 10$  HV para as amostras 91, 83 e 67, respectivamente, o que está em conformidade com os resultados obtidos na literatura [42]. A semelhança entre os valores de dureza está em conformidade com o diâmetro das células medido. Como essa dimensão se mostrou constante entre as amostras, era esperado que as três possuíssem dureza similar. A porosidade não foi um fator influente no resultado do ensaio, visto que ao se realizar as indentações, desviou-se dos poros. Dessa forma, a dureza foi influenciada predominantemente pela matriz, que

se mostrou uniforme entre as três amostras testadas. Os valores obtidos são também semelhantes ao relatado para o aço 316L produzido por métodos convencionais, que é de 222 HV [43,44].



**Figura 9.** (a) Representação esquemática do corpo de prova, sua direção de construção e seção analisada. Imagens de MEV das amostras; (b) 91; (c) 83; (d) 67.



**Figura 10.** (a) Representação esquemática do corpo de prova, sua direção de construção e seção analisada. Imagens de MEV das amostras; (b) 91; e (c) 83. Retângulos mostrando a estrutura celular mais grosseira nas bordas das pistas se comparada a do centro, destacada pelas elipses.

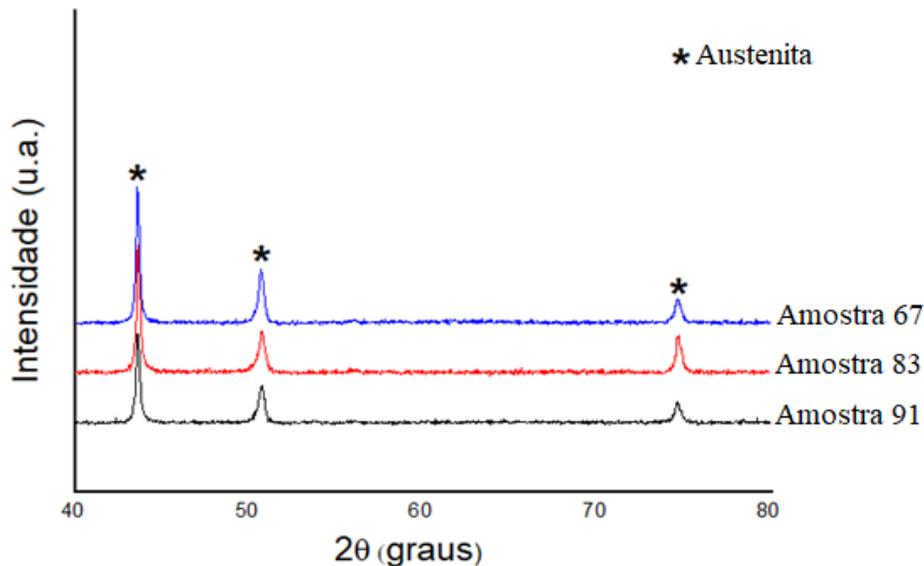


Figura 11. Difratogramas das amostras 91, 83 e 67. Apenas picos da austenita ( $\gamma$ -Fe) foram observados.

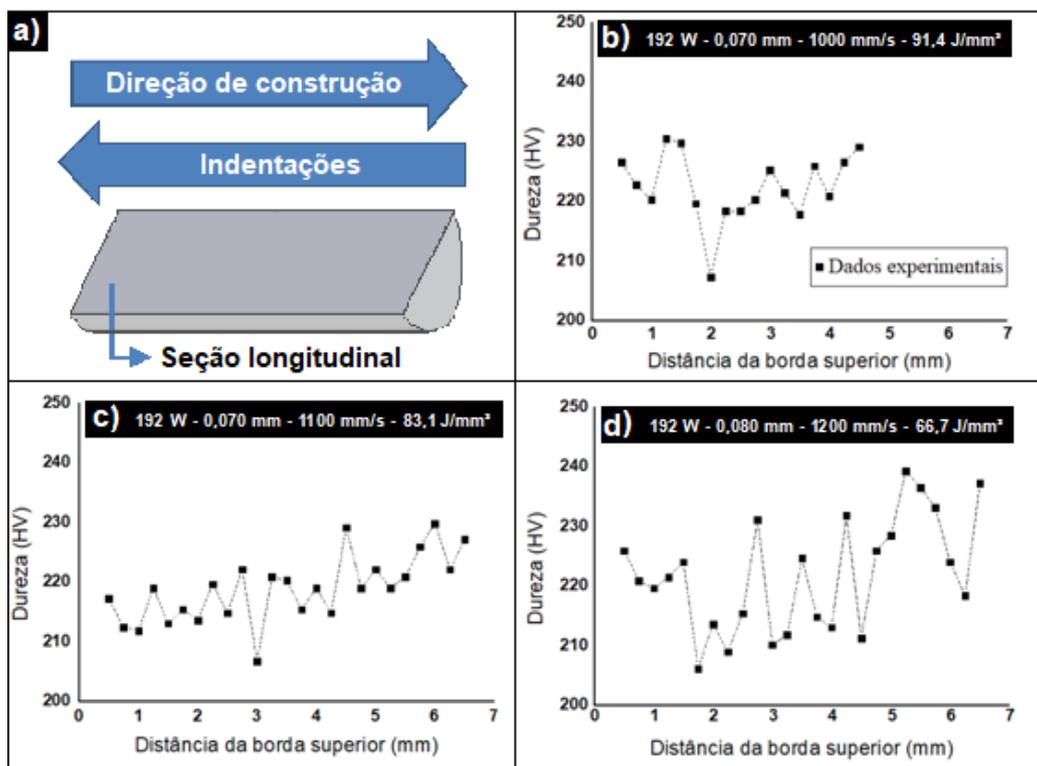


Figura 12. (a) Representação esquemática do corpo de prova, sua direção de construção, seção analisada e direção das indentações no ensaio de microdureza Vickers. Microdureza em função da distância a partir da borda superior das amostras (b) 91; (c) 83; (d) 67. Valores finais para a amostra 91 foram descartados em função da deformação mecânica induzida na amostra no momento de sua retirada do substrato.

Os resultados do ensaio de compressão estão sumarizados na Figura 13. Como o extensômetro não foi utilizado, propriedades relacionadas à deformação não puderam ser quantificadas. No entanto, uma análise qualitativa das mesmas ainda se mostrou possível. Os dados obtidos para o regime elástico (Figura 13) permitem a comparação entre os módulos elásticos das quatro amostras testadas, visto que todas foram deformadas pelo mesmo equipamento, sob um mesmo conjunto parâmetros, além de possuírem a mesma geometria. Observa-se que os módulos elásticos das três amostras produzidas por FSL são bem semelhantes e levemente inferiores ao da amostra de controle. A determinação da tensão de escoamento também foi possível: 386,9, 521,9, 482,9, 515,9 MPa para as amostras 91, 83, 67 e controle, respectivamente. O valor relativamente baixo obtido para a amostra 91 pode ser explicado pelo fato de ter ocorrido intensa flambagem no decorrer do ensaio, devido às superfícies não estarem perfeitamente paralelas. Levando em conta a semelhança microestrutural das células e peças de fusão, a porosidade

poderia ser usada para justificar a diferença entre a tensão de escoamento das amostras produzidas por FSL. Era esperado que a amostra 91 obtivesse a maior tensão de escoamento, seguindo a tendência de elevação dessa propriedade com a redução da porosidade (Tabela 3), o que pode ser observado para as amostras 67 e 83. Contudo, a flambagem citada impediu a confirmação desse fenômeno. Os valores encontrados para a tensão de escoamento satisfazem os requisitos da norma ASTM F138 – 19 [45] para a aplicação do aço 316L em implantes cirúrgicos. Essa norma estabelece uma faixa de 190-600 MPa para o escoamento sob tração do material, requisito atingido pelas amostras 91, 83 e 67. Embora a norma trate do escoamento sob tração, a comparação com o caso de compressão ainda é válida, considerando tratar-se de um material dúctil.

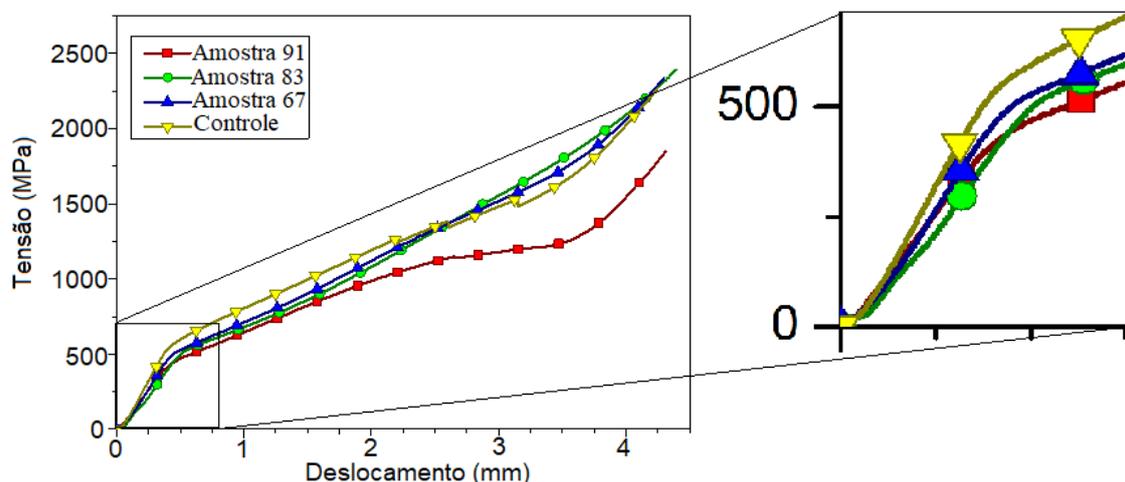


Figura 13. Curvas tensão vs deslocamento da travessa das quatro amostras testadas. Destaque para o regime elástico à direita.

#### 4. Conclusões

O presente trabalho teve sucesso na otimização dos parâmetros de processo de FSL a fim de obter peças com elevada densidade produzidas em equipamento nacional. Conclui-se que a utilização de um laser de potência 192 W, velocidade de varredura na faixa de 1000-1200 mm/s e distância entre pistas de 0,07-0,08  $\mu\text{m}$  permite a obtenção de amostras com elevada densidade relativa e porosidade reduzida. Além disso, a microestrutura e, conseqüentemente, propriedades mecânicas das três amostras estudadas se mostraram similares. Isso reflete a boa processabilidade do aço 316L, evidenciando uma janela de processamento relativamente larga para essa liga. É importante ressaltar que a combinação de parâmetros usada para a amostra 91 proporcionou o menor nível de porosidade, o que pode influenciar positivamente certas propriedades mecânicas não testadas nesse estudo, como a resistência à fadiga, por exemplo.

Dentre as conclusões secundárias que podem ser derivadas deste estudo, destacam-se:

- O pó comercial utilizado para a construção das amostras apresentou morfologia próxima à esférica para todas as faixas granulométricas estudadas. A faixa granulométrica de 35 a 45  $\mu\text{m}$  correspondeu a maior fração mássica (55% $_{\text{m/m}}$ ), enquanto as demais partículas estão distribuídas de maneira aproximadamente uniforme em uma faixa de 15 a 35  $\mu\text{m}$ , o que garantiu ao pó uma boa fluidez. Foi encontrada uma pequena quantidade de partículas-satélite, indicando que ainda há espaço para otimização do processo de atomização. Apesar disso, visto as baixas porosidades e altas densidades relativas das amostras estudadas, o pó foi considerado satisfatório para a utilização no processo de FSL;
- A relação entre densidade das amostras preparadas por FSL e a densidade volumétrica de energia fornecida foi determinada através de uma equação polinomial. A densidade aumenta com o aumento da densidade volumétrica de energia até aproximadamente, 60  $\text{J}/\text{mm}^3$ , atingindo um patamar no qual a densidade se mantém constante com o aumento da densidade volumétrica de energia;
- Três amostras com densidade próximas ( $\sim 8 \text{ g}/\text{cm}^3$ ) e diferentes densidades volumétricas de energia (67, 83 e 91  $\text{J}/\text{mm}^3$ ), dentro desse patamar de máxima densidade, foram caracterizadas estruturalmente e mecanicamente. Semelhante microestrutura foi observada para todas elas com a presença de uma microestrutura celular austenítica e com baixa porosidade (abaixo de 1%);
- Não foi observada variação da microestrutura ao longo do comprimento das amostras. As peças de fusão apresentaram boa uniformidade na seção longitudinal e não foi verificado um padrão na distribuição de poros nos cortes analisados;
- As amostras estudadas apresentaram valores similares de dureza de  $222 \pm 6 \text{ HV}$ ,  $219 \pm 6 \text{ HV}$ , e  $222 \pm 10 \text{ HV}$  para as amostras 91, 83 e 67, respectivamente. Tal semelhança é justificada pela uniformidade microestrutural entre as três;

tanto as peças de fusão quanto as células possuem dimensões semelhantes nas três amostras. Ao menos para as porcentagens de porosidade obtidas por esse estudo, a dureza se mostrou independente da quantidade de poros. A dureza das peças produzidas por FSL mostrou-se ainda semelhante a do aço 316L produzido por métodos convencionais;

- O ensaio de compressão confirmou a similaridade nas propriedades mecânicas entre as três amostras produzidas por FSL. Porém essas amostras apresentaram uma menor resistência mecânica que aquela fabricada pelo método de laminação. Isso pode ser entendido visto que essa amostra foi deformada durante seu processamento, o que contribuiu com o aumento da resistência mecânica. Ainda assim, as amostras 91, 83 e 67 apresentaram comportamento satisfatório sob compressão, possuindo resistência ao escoamento suficiente para aplicação em implantes cirúrgicos.

## Agradecimentos

O presente trabalho foi realizado com apoio da Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior – Brasil (CAPES) – Código de Financiamento 001. Os autores agradecem também à Fundação de Amparo à Pesquisa do Estado de São Paulo (FAPESP), pelo suporte financeiro através dos projetos n. 2016/11309-0, 2017/27031-4, 2018/06691-9, 2018/16898-0 e 2019/01829-5 e à empresa OMNITEK pela colaboração durante a construção das amostras por FSL.

## Referências

- [1] Herzog D, Seyda V, Wycisk E, Emmelmann C. Additive manufacturing of metals. *Acta Materialia*. 2016;117:371-392. <http://dx.doi.org/10.1016/j.actamat.2016.07.019>.
- [2] Yap CY, Chua CK, Dong ZL, Liu ZH, Zhang DQ, Loh LE, et al. Review of selective laser melting: materials and applications. *Applied Physics Reviews*. 2015;2(4):1-21. <http://dx.doi.org/10.1063/1.4935926>.
- [3] Rehme O, Emmelmann C. Rapid manufacturing of lattice structures with selective laser melting. In: *Proceedings of the Lasers and Applications in Science and Engineering*; 2006; San Jose, California. California: SPIE; 2006. <http://dx.doi.org/10.1117/12.645848>.
- [4] Scipioni Bertoli U, Wolfer AJ, Matthews MJ, Delplanque J-PR, Schoenung JM. On the limitations of volumetric energy density as a design parameter for selective laser melting. *Materials & Design*. 2016;113:331-340. <http://dx.doi.org/10.1016/j.matdes.2016.10.037>.
- [5] Thomas M, Baxter GJ, Todd I. Normalised model-based processing diagrams for additive layer manufacture of engineering alloys. *Acta Materialia*. 2016;108:26-35. <http://dx.doi.org/10.1016/j.actamat.2016.02.025>.
- [6] King WE, Barth HD, Castillo VM, Gallegos GF, Gibbs JW, Hahn DE, et al. Observation of keyhole-mode laser melting in laser powder-bed fusion additive manufacturing. *Journal of Materials Processing Technology*. 2014;214(12):2915-2925. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2014.06.005>.
- [7] Slotwinski JA, Garboczi EJ, Stutzman PE, Ferraris CF, Watson SS, Peltz MA. Characterization of metal powders used for additive manufacturing. *Journal of Research of the National Institute of Standards and Technology*. 2014;119():460-493. <http://dx.doi.org/10.6028/jres.119.018>. PMID:26601040.
- [8] Zegzulka J, Gelnar D, Jezerska L, Ramirez-Gomez A, Necas J, Rozbroj J. Internal friction angle of metal powders. *Metals*. 2018;8(4):255. <http://dx.doi.org/10.3390/met8040255>.
- [9] Morrow BM, Lienert TJ, Knapp CM, Sutton JO, Brand MJ, Pacheco RM, et al. Impact of defects in powder feedstock materials on microstructure of 304L and 316L stainless steel produced by additive manufacturing. *Metallurgical and Materials Transactions. A, Physical Metallurgy and Materials Science*. 2018;49(8):3637-3650. <http://dx.doi.org/10.1007/s11661-018-4661-9>.
- [10] Zhang J, Song B, Wei Q, Bourell D, Shi Y. A review of selective laser melting of aluminum alloys: processing, microstructure, property and developing trends. *Journal of Materials Science and Technology*. 2018;35(2):270-284. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmst.2018.09.004>.
- [11] Agapovichev AV, Kokareva VV, Smelov VG, Sotov AV. Selective laser melting of titanium alloy: investigation of mechanical properties and microstructure. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. 2016;156:012031. <http://dx.doi.org/10.1088/1757-899X/156/1/012031>.
- [12] Krakhmalev P, Yadroitsava I, Fredriksson G, Yadroitsev I. In situ heat treatment in selective laser melted martensitic AISI 420 stainless steels. *Materials & Design*. 2015;87:380-385. <http://dx.doi.org/10.1016/j.matdes.2015.08.045>.
- [13] Murr LE, Martinez E, Hernandez J, Collins S, Amato KN, Gaytan SM, et al. Microstructures and properties of 17-4 PH stainless steel fabricated by selective laser melting. *Journal of Materials Research and Technology*. 2012;1(3):167-177. [http://dx.doi.org/10.1016/S2238-7854\(12\)70029-7](http://dx.doi.org/10.1016/S2238-7854(12)70029-7).
- [14] Lackey AD. Comparative study of mechanical properties of 316L stainless steel between traditional production methods and selective laser melting [thesis]. Estados Unidos: Department of Engineering and Technology, Graduate School of Western Carolina University; 2016.
- [15] Bajaj P, Hariharan A, Kini A, Kürnsteiner P, Raabe D, Jäggle EA. Steels in additive manufacturing: A review of their microstructure and properties. *Materials Science and Engineering A*. 2020;772:138633. <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2019.138633>.

- [16] Abe F, Osakada K, Shiomi M, Uematsu K, Matsumoto M. The manufacturing of hard tools from metallic powders by selective laser melting. *Journal of Materials Processing Technology*. 2001;111(1-3):210-213. [http://dx.doi.org/10.1016/S0924-0136\(01\)00522-2](http://dx.doi.org/10.1016/S0924-0136(01)00522-2).
- [17] Tolosa I, Garcandía F, Zubiri F, Zapirain F, Esnaola A. Study of mechanical properties of AISI 316 stainless steel processed by “selective laser melting”, following different manufacturing strategies. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2010;51(5-8):639-647. <http://dx.doi.org/10.1007/s00170-010-2631-5>.
- [18] Yu H, Yang J, Yin J, Wang Z, Zeng X. Comparison on mechanical anisotropies of selective laser melted Ti-6Al-4V alloy and 304 stainless steel. *Materials Science and Engineering A*. 2017;695:92-100. <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2017.04.031>.
- [19] Yasa E, Kruth J-P. Microstructural investigation of Selective Laser Melting 316L stainless steel parts exposed to laser re-melting. *Procedia Engineering*. 2011;19:389-395. <http://dx.doi.org/10.1016/j.proeng.2011.11.130>.
- [20] Zhong Y, Liu L, Wikman S, Cui D, Shen Z. Intragranular cellular segregation network structure strengthening 316L stainless steel prepared by selective laser melting. *Journal of Nuclear Materials*. 2016;470:170-178. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jnucmat.2015.12.034>.
- [21] Riemer A, Leuders S, Thöne M, Richard HA, Tröster T, Niendorf T. On the fatigue crack growth behavior in 316L stainless steel manufactured by selective laser melting. *Engineering Fracture Mechanics*. 2014;120:15-25. <http://dx.doi.org/10.1016/j.engfracmech.2014.03.008>.
- [22] Saeidi K, Gao X, Lofaj F, Kvetková L, Shen ZJ. Transformation of austenite to duplex austenite-ferrite assembly in annealed stainless steel 316L consolidated by laser melting. *Journal of Alloys and Compounds*. 2015;633:463-469. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jallcom.2015.01.249>.
- [23] Wang YM, Voisin T, McKeown JT, Ye J, Calta NP, Li Z, et al. Additively manufactured hierarchical stainless steels with high strength and ductility. *Nature Materials*. 2018;17(1):63-71. <http://dx.doi.org/10.1038/nmat5021>. PMID:29115290.
- [24] Suryawanshi J, Baskaran T, Prakash O, Arya SB, Ramamurthy U. On the corrosion resistance of some selective laser melted alloys. *Materialia*. 2018;3:153-161. <http://dx.doi.org/10.1016/j.mtla.2018.08.022>.
- [25] Sander G, Thomas S, Cruz V, Jurg M, Birbilis N, Gao X, et al. On the corrosion and metastable pitting characteristics of 316L stainless steel produced by selective laser melting. *Journal of the Electrochemical Society*. 2017;164(6):C250-C257. <http://dx.doi.org/10.1149/2.0551706jes>.
- [26] Stoudt MR, Ricker RE, Lass EA, Levine LE. Influence of postbuild microstructure on the electrochemical behavior of additively manufactured 17-4 PH stainless steel. *JOM*. 2017;69(3):506-515. <http://dx.doi.org/10.1007/s11837-016-2237-y>. PMID:28757787.
- [27] Du Plessis A, Yadroitsev I, Yadroitsava I, Le Roux SG. X-ray microcomputed tomography in additive manufacturing: a review of the current technology and applications. *3D Printing and Additive Manufacturing*. 2018;5(3):227-247. <http://dx.doi.org/10.1089/3dp.2018.0060>.
- [28] Taheri H, Shoaib MRBM, Koester LW, Bigelow TA, Collins PC, Bond LJ. Powder-based additive manufacturing: a review of types of defects, generation mechanisms, detection, property evaluation and metrology. *International Journal of Additive and Subtractive Materials Manufacturing*. 2017;1(2):172-209. <http://dx.doi.org/10.1504/IJASMM.2017.088204>.
- [29] Wang XJ, Zhang LC, Fang MH, Sercombe TB. The effect of atmosphere on the structure and properties of a selective laser melted Al-12Si alloy. *Materials Science and Engineering A*. 2014;597:370-375. <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2014.01.012>.
- [30] Iveković A, Omidvari N, Vrancken B, Lietaert K, Thijs L, Vanmeensel K, et al. Selective laser melting of tungsten and tungsten alloys. *International Journal of Refractory Metals & Hard Materials*. 2018;72:27-32. <http://dx.doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2017.12.005>.
- [31] Montero-Sistiaga ML, Godino-Martinez M, Boschmans K, Kruth J-P, Van Humbeeck J, Vanmeensel K. Microstructure evolution of 316L produced by HP-SLM (high power selective laser melting). *Additive Manufacturing*. 2018;23:402-410. <http://dx.doi.org/10.1016/j.addma.2018.08.028>.
- [32] Jadhav SD, Dadbakhsh S, Goossens L, Kruth J-P, Van Humbeeck J, Vanmeensel K. Influence of selective laser melting process parameters on texture evolution in pure copper. *Journal of Materials Processing Technology*. 2019;270:47-58. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2019.02.022>.
- [33] Cunningham R, Zhao C, Parab N, Kantzos C, Pauza J, Fezzaa K, et al. Keyhole threshold and morphology in laser melting revealed by ultrahigh-speed x-ray imaging. *Science*. 2019;363(6429):849-852. <http://dx.doi.org/10.1126/science.aav4687>. PMID:30792298.
- [34] MatWeb. AISI Type 316L Stainless Steel, annealed sheet. 2020 [acesso em 24 abr. 2020]. Disponível em: <http://www.matweb.com/search/datasheet.aspx?MatGUID=1336be6d0c594b55afb5ca8bf1fe042>
- [35] Liverani E, Toschi S, Ceschini L, Fortunato A. Effect of selective laser melting (SLM) process parameters on microstructure and mechanical properties of 316L austenitic stainless steel. *Journal of Materials Processing Technology*. 2017;249:255-263. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2017.05.042>.
- [36] American Society for Testing and Materials. B962-17: standard test methods for density of compacted or sintered Powder Metallurgy (PM) products using Archimedes' principle. West Conshohocken: ASTM; 2019.

- [37] Larimian T, Kannan M, Grzesiak D, Almagour B, Borkar T. Effect of energy density and scanning strategy on densification, microstructure and mechanical properties of 316L stainless steel processed via selective laser melting. *Materials Science and Engineering A*. 2020;770:138455. <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2019.138455>.
- [38] Saeidi K, Gao X, Zhong Y, Shen ZJ. Hardened austenite steel with columnar sub-grain structure formed by laser melting. *Materials Science and Engineering A*. 2015;625:221-229. <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2014.12.018>.
- [39] Saeidi K, Neikter M, Olsen J, Shen ZJ, Akhtar F. 316L stainless steel designed to withstand intermediate temperature. *Materials & Design*. 2017;135:1-8. <http://dx.doi.org/10.1016/j.matdes.2017.08.072>.
- [40] Cherry JA, Davies HM, Mehmood S, Lavery NP, Brown SGR, Sienz J. Investigation into the effect of process parameters on microstructural and physical properties of 316L stainless steel parts by selective laser melting. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2015;76(5-8):869-879. <http://dx.doi.org/10.1007/s00170-014-6297-2>.
- [41] Chen W, Yin G, Feng Z, Liao X. Effect of powder feedstock on microstructure and mechanical properties of the 316L stainless steel fabricated by selective laser melting. *Metals*. 2018;8(9):729. <http://dx.doi.org/10.3390/met8090729>.
- [42] Luo J, Jia X, Gu R, Zhou P, Huang Y, Sun J, et al. 316L stainless steel manufactured by selective laser melting and its biocompatibility with or without hydroxyapatite coating. *Metals*. 2018;8(7):548. <http://dx.doi.org/10.3390/met8070548>.
- [43] Atlas Steel. Stainless steel grade datasheets. 2013 [acesso em 3 maio 2019]. Disponível em: [http://www.worldstainless.org/Files/issf/non-image-files/PDF/Atlas\\_Grade\\_datasheet\\_-\\_all\\_datasheets\\_rev\\_Aug\\_2013.pdf](http://www.worldstainless.org/Files/issf/non-image-files/PDF/Atlas_Grade_datasheet_-_all_datasheets_rev_Aug_2013.pdf)
- [44] Mitsubishi Materials. Tabela de comparação de dureza. 2019 [acesso em 3 maio 2019]. Disponível em: [http://www.mitsubishicarbide.com/application/files/8114/8185/3771/tec\\_hardness\\_comparison\\_pt-br.pdf](http://www.mitsubishicarbide.com/application/files/8114/8185/3771/tec_hardness_comparison_pt-br.pdf)
- [45] American Society for Testing and Materials. F138-19: standard specification for wrought 18Chromium-14Nickel-2.5Molybdenum stainless steel bar and wire for surgical implants (UNS S31673). West Conshohocken: ASTM; 2019.