

UNIVERSIDADE FEDERAL DE SANTA CATARINA  
CENTRO TECNOLÓGICO DE JOINVILLE  
CURSO DE ENGENHARIA AUTOMOTIVA

DIOGO GRAZZIOTTIN BORGES

Joinville

2020

DIOGO GRAZZIOTTIN BORGES

CARACTERIZAÇÃO DE TROCADORES DE CALOR COMPACTOS FABRICADOS  
PELA TECNOLOGIA DE FUSÃO EM LEITO DE PÓ A LASER

Trabalho apresentado como requisito para obtenção do título de bacharel no Curso de Graduação em Engenharia Automotiva do Centro Tecnológico de Joinville da Universidade Federal de Santa Catarina.

Orientador: Dr. Kleber Vieira de Paiva

Coorientador: Me. Henrique Rodrigues Oliveira.

Joinville

2020

DIOGO GRAZZIOTTIN BORGES

CARACTERIZAÇÃO DE TROCADORES DE CALOR COMPACTOS FABRICADOS  
PELA TECNOLOGIA DE FUSÃO EM LEITO DE PÓ A LASER

Este Trabalho de Conclusão de Curso foi julgado adequado para obtenção do título de bacharel em Engenharia Automotiva, na Universidade Federal de Santa Catarina, Centro Tecnológico de Joinville.

Joinville (SC), 04 de dezembro de 2020.

**Banca Examinadora:**

---

Dr. Kleber Vieira de Paiva  
Orientador/Presidente

---

Dr. Marcus Volponi Morteau  
Membro  
Universidade Federal de Santa Catarina

---

Dr. Gabriel Benedet Dutra  
Membro  
Universidade Federal de Santa Catarina

Dedico este trabalho aos meus pais pelo apoio e dedicação;  
Aos meus familiares e amigos pelo apoio e companhia.

## AGRADECIMENTOS

Aos meus pais, Joseandra Décimo Graziottin e Jorge Luiz Santos Borges, que sempre me apoiaram e incentivaram nessa jornada e aos familiares que me acompanharam ao longo dessa jornada.

Ao professor e orientador Dr. Kleber Vieira de Paiva pela orientação, disponibilidade e paciência para auxiliar no desenvolvimento deste trabalho.

À Henrique Rodrigues Oliveira pela coorientação nesse trabalho e pela oportunidade de trabalhar com fusão e leito de pó a laser. Também pelos ensinamentos durante o período de estágio.

Aos colegas de plataforma Victor Lira Chastinet, Natália Wendt Dreveck, Marcos Vinicius Bento, Bruna Denardi, Dan Alexander Galego e demais colegas do Instituto Senai de Inovação em Sistema de Manufatura e Processamento a Laser pelos ensinamentos, companheirismo e auxílio em todas as etapas do desenvolvimento deste trabalho e período de estágio.

Ao Instituto Senai de Inovação em Sistemas de Manufatura e Processamento a Laser por permitir o desenvolvimento deste trabalho.

À Universidade Federal de Santa Catarina e aos professores por proporcionarem uma formação de qualidade.

Aos pesquisadores do laboratório T2F da UFSC Joinville que se disponibilizaram a ajudar e ensinar sobre os ensaios realizados e os resultados obtidos.

Aos amigos, Fernanda Vulcanis, Gabriel Stédile Merlin, Bernardo Dalmolin Rohde, Eduardo Vilson Volles, Felipe Otávio Rubini, Fernando Braga Pinto, Fernando Correa, Guilherme Belegante, Gustavo Henrique Peitruka, João Paulo Sonza Biazotto, Julhiano Castro, Larissa Maisa Bento, Leonardo Juppa, Matheus Drissen Schulze, Nathan Claudino, Oberdan Vinicius Castro e Valdeci José Costa Junior pelo companheirismo ao longo dessa jornada.

## RESUMO

Este trabalho apresenta as etapas de caracterização de um trocador de calor compacto fabricado por fusão em leito de pó a laser. Foram fabricados 12 corpos de prova de tração em 316L, 6 na horizontal e 6 na vertical para caracterizar o material fabricado por fusão em leito de pó a laser, nos quais foi observado a anisotropia característica do processo de fabricação. Corpos de prova fabricados na horizontal resultaram em tensão de escoamento de  $585,5 \pm 7,09$  MPa, limite de ruptura de  $783,83 \pm 1,82$  MPa e alongamento de  $37,67 \pm 2,21$  %. Na orientação vertical, as propriedades mecânicas médias foram, tensão de escoamento de  $536,2 \pm 8,17$  MPa, limite de ruptura de  $676,8 \pm 8,5$  MPa e alongamento de  $42,6 \pm 9,34$  %. Foram fabricados corpos de prova para teste hidrostático, os quais foram submetidos e aprovados em teste vazamento de gás hélio, para o critério definido,  $10^{-7}$  mbarl/s, em seguida a testes de pressão hidrostática, na qual foi verificado que o projeto do núcleo é adequado para a aplicação. Foi avaliada a rugosidade nesses corpos de prova, na qual foi medida a rugosidade Ra de  $9,59 \pm 1,02$   $\mu\text{m}$  na face lateral e  $6,40 \pm 1,81$   $\mu\text{m}$  na face superior, diferença essa que pode ser justificada pelo efeito escada de fabricações por manufatura aditiva e ao efeito do *remelting*. Por último, foi fabricado um protótipo do trocador de calor, o qual foi submetido e aprovado em teste de estanqueidade, indicando a integridade do componente. Foram fabricadas amostras, junto ao trocador de calor, nas quais foi verificado que os parâmetros de fabricação foram adequados para obtenção de uma peça densa, 99,81% de densidade aparente, obtida pelo método de análise de imagem. A rugosidade na face lateral foi medida, obtendo valor Ra de  $14,38 \pm 1,76$   $\mu\text{m}$ .

**Palavras-chave:** Fusão em Leito de Pó a Laser; Trocador de calor; AISI 316L; Propriedades mecânicas.

## ABSTRACT

This study introduces the characterization steps of a compact heat exchanger manufactured by laser powder bed fusion. 12 tensile specimens were manufactured, 6 horizontally and 6 vertically, to characterize the material feedstock manufactured by laser powder bed fusion, in which the anisotropy, inherent characteristic of additive manufactured parts, was observed. Specimens manufactured horizontally resulted in yield stress of  $585.5 \pm 7.09$  MPa, ultimate tensile strength of  $783.83 \pm 1.82$  MPa and elongation of  $37.67 \pm 2.21\%$ . In the vertical orientation, the average mechanical properties were, yield stress of  $536.2 \pm 8.17$  MPa, ultimate tensile strength of  $676.8 \pm 8.5$  MPa and elongation of  $42.6 \pm 9.34\%$ . Specimens were manufactured for hydrostatic testing, which were submitted to and approved in a leak test of helium gas, for the defined criterion,  $10^{-7}$  mbarl / s, after hydrostatic pressure tests, in which it was verified that the project the core is suitable for the application. The roughness in these specimens was evaluated, in which the Ra roughness of  $9.59 \pm 1.02$   $\mu\text{m}$  was measured on the lateral face and  $6.40 \pm 1.81$   $\mu\text{m}$  on the upper face, a difference that can be justified by the ladder effect additive manufacturing and remelting effect. Finally, a heat exchanger prototype was manufactured, tested and approved in a leak test, indicating the integrity of the component. Samples were manufactured with the heat exchanger, in which was observed that the manufacturing parameters were adequate to obtain a dense part, 99.81% of apparent density, obtained by the image analysis method. The roughness on the lateral face was measured, obtaining Ra value of  $14.38 \pm 1.76$   $\mu\text{m}$ .

**Keywords:** Laser Powder Bed Fusion; Heat Exchanger; AISI 316L; Mechanical Properties.

## LISTA DE FIGURAS

Figura 1: Processos de manufatura aditiva.....	17
Figura 2: Esquemático de uma arquitetura de máquina de L-PBF.....	20
Figura 3 - Parâmetros de processamento em L-PBF.....	21
Figura 4: Exemplos de estratégias de escaneamento.....	23
Figura 5: Densidade relativa em função da densidade volumétrica de energia. ....	25
Figura 6: Porosidade por densidade de energia volumétrica.....	26
Figura 7: Microestrutura das amostras vistas em microscópio ótico fabricadas a A) 45° e B) 90°.....	27
Figura 8: Falta de adesão verificada em microscópio eletrônico de varredura. ....	28
Figura 9: Poro gerado por aprisionamento de gás.....	28
Figura 10: Vazio entre camadas. ....	29
Figura 11: Resultado de ensaio de tração.....	30
Figura 12: Imagens em microscópio ótico de microestrutura obtida por a) forjamento, b) prensagem isostática a quente, c) L-PBF atacado com água régia e d) L-PBF atacado com ácido Pícrico e ácido Clorídrico. ....	31
Figura 13: Comparação entre as propriedades mecânicas entre forjamento, prensagem isostática a quente e L-PBF: A) tensão de escoamento e ruptura e B) alongamento. ....	32
Figura 14: Micrografias obtidas para A) e C) plano BD-TD e B) e D) plano SD-TD. ....	33
Figura 15: Curvas de tensão x deformação para diferentes estratégias e direções de fabricação.....	34
Figura 16: Poças de fusão visíveis e refusão parcial dos filetes.....	35
Figura 17: Influência da densidade volumétrica de energia na densidade relativa. ....	36
Figura 18: Microestrutura observada em microscópio eletrônico de varredura.....	36
Figura 19: Variação das propriedades do aço AISI 316L com a densidade de energia volumétrica. ....	37
Figura 20: A) Poças fusão visíveis, B) estrutura em camadas, C) interseção entre filetes e D) contorno da poça de fusão. ....	38
Figura 21: Imagem obtida em microscópio ótico da amostra fabricada com velocidade de 1250 mm/s e distância entre filetes de 60 $\mu$ m.....	39

Figura 22: Corpo de prova para medição de rugosidade para diferentes orientações de fabricação.....	41
Figura 23: Rugosidade para diferentes inclinações da superfície. ....	41
Figura 24: Rugosidade da superfície interna A) inferior e B) superior do canal da amostra M-2x-In. ....	43
Figura 25: Ilustração do processo de <i>remelting</i> .....	44
Figura 26: Imagens da topografia das a) amostra sem <i>remelting</i> , b) amostra com duas etapas de <i>remelting</i> e c) amostra com cinco etapas de <i>remelting</i> . ....	44
Figura 27: Micrografias da amostra A) sem <i>remelting</i> e B) com <i>remelting</i> . ....	45
Figura 28: Imagens da microestrutura obtida em MEV para as condições a) sem tratamento térmico, b) HT 1, c) HT 2 e d) HT 3. ....	47
Figura 29: Comparação entre propriedades mecânicas do aço AISI 316L para diferentes tratamentos térmicos. ....	48
Figura 30: Micrografias obtidas em MEV para diferentes ciclos de tratamento térmico. ....	49
Figura 31: Curvas de tensão x deformação para diferentes condições de tratamento térmico. ....	49
Figura 32: Planejamento da fabricação dos corpos de prova de tração.....	51
Figura 33: Corpos de prova A) durante a fabricação e B) como fabricado.....	52
Figura 34: Planejamento dos corpos de prova para teste de pressão hidrostático.....	53
Figura 35: CPs para teste de pressão hidrostática A) durante fabricação e B) como fabricado. ....	54
Figura 36: Curva de tratamento térmico de alívio de tensões. ....	54
Figura 37: Forno utilizado para tratamento térmico de alívio de tensões. ....	55
Figura 38: Após tratamento térmico A) CPs de tração e B) CPs para teste de pressão hidrostática. ....	55
Figura 39: Protótipo de trocador de calor compacto e disposição dos canais.....	56
Figura 40: Estratégia de varredura utilizada.....	57
Figura 41: Amostra cortada para medição de porosidade e efeito do tratamento térmico. ....	58
Figura 42: Equipamento utilizado para teste de vazamento com detector de hélio. ..	59
Figura 43: A) Bancada de teste hidrostático e B) corpo de prova conectado à bancada. ....	61

Figura 44: A) Rugosímetro, B) regiões analisadas do CP de pressão hidrostática fabricados na SLM 125HL e C) regiões analisadas do testemunho fabricado na M2 <i>cusimg</i> .	62
Figura 45: Dimensões do corpo de prova.	62
Figura 46: Corpos de prova usinados A) fabricados na orientação XY e B) fabricados na orientação ZX.	63
Figura 47: Medição de porosidade A) poro arredondado e B) poro irregular.	64
Figura 48: Microestrutura do testemunho A) como fabricada e B) após tratamento térmico.	66
Figura 49: Contornos das poças de fusão.	67
Figura 50: Ensaio de detecção de vazamento.	68
Figura 51: Pressão imposta aos CPs de pressão hidrostática ao longo do tempo.	69
Figura 52: Medições de rugosidade no corpo de prova de pressão hidrostática nas A) face lateral e B) face superior.	70
Figura 53: Rugosidade média dos CPs de pressão hidrostática nas faces A) lateral e B) superior.	71
Figura 54: Tensão x Deformação dos corpos de prova nas orientações A) horizontal e B) vertical.	74
Figura 55: Componente como fabricado e dois testemunhos.	77

## LISTA DE TABELAS

Tabela 1: Parâmetros e propriedades mecânicas do aço AISI 316L fabricados por L-PBF. ....	39
Tabela 2: Variações geométricas das amostras fabricadas por L-PBF. ....	42
Tabela 3: Composição química do aço inoxidável AISI 316L. ....	45
Tabela 4: Requisitos mecânicos do aço AISI 316L. ....	45
Tabela 5: Tratamentos térmicos realizados. ....	46
Tabela 6: Conjunto de parâmetros utilizados na fabricação dos CPs de tração e pressão hidrostática. ....	51
Tabela 7: Conjunto de parâmetros de processamento para a fabricação do protótipo de trocador de calor compacto. ....	57
Tabela 8: Distribuição do tamanho de poros e porosidade total da amostra analisada. ....	65
Tabela 9: Densidade relativa do testemunho comparada com a literatura. ....	65
Tabela 10: Medições de rugosidade nos CPs de pressão hidrostática. ....	70
Tabela 11: Comparação da rugosidades medidas nos CPs e literatura para aço AISI 316L. ....	72
Tabela 12: Comparação entre CPs fabricados e na literatura após alívio de tensões. ....	73
Tabela 13: Comparação entre os corpos de prova de AISI 316L fabricados e na literatura após alívio tensão. ....	76

## LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ABNT – Associação Brasileira de Normas Técnicas

CAD – *Computer Aided Design*

CAM – *Computer Aided Manufacturing*

CP – Corpo de Prova

DED – *Directed Energy Deposition*

DEV – Densidade de Energia Volumétrica

DMLS – Direct Metal Laser Sintering

DRX – Difração de Raios X

EBM – *Electro Beam Melting*

FDM – *Fused Deposition Modeling*

L-PBF – *Laser Powder Bed Fusion*

LRS – Laser Rescanning Strategy

MA – Manufatura Aditiva

MEV – Microscópio Eletrônico de Varredura

MO – Microscópio Ótico

SLS – *Selective Laser Sintering*

STL – *STereoLithography*

## SUMÁRIO

<b>1.</b>	<b>INTRODUÇÃO .....</b>	<b>14</b>
1.1	OBJETIVOS.....	15
<b>1.1.1</b>	<b>Objetivo Geral .....</b>	<b>15</b>
<b>1.1.2</b>	<b>Objetivos Específicos.....</b>	<b>15</b>
<b>2.</b>	<b>FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA .....</b>	<b>17</b>
2.1	MANUFATURA ADITIVA .....	17
2.2	FUSÃO EM LEITO DE PÓ A LASER .....	19
<b>2.2.1</b>	<b>Parâmetros de processamento.....</b>	<b>20</b>
<u>2.2.1.1</u>	<u>Matéria-prima.....</u>	<u>21</u>
<u>2.2.1.2</u>	<u>Laser.....</u>	<u>22</u>
<u>2.2.1.3</u>	<u>Escaneamento.....</u>	<u>22</u>
<u>2.2.1.4</u>	<u>Temperatura .....</u>	<u>24</u>
<u>2.2.1.5</u>	<u>Combinação de parâmetros .....</u>	<u>24</u>
<b>2.2.2</b>	<b>Influência dos parâmetros de processo sobre as propriedades mecânicas .....</b>	<b>26</b>
<b>2.2.3</b>	<b>Rugosidade nos processos de manufatura aditiva.....</b>	<b>40</b>
<u>2.2.3.1</u>	<u>Re-melting .....</u>	<u>43</u>
<b>2.2.4</b>	<b>Aço inoxidável 316L .....</b>	<b>45</b>
<u>2.2.4.1</u>	<u>AISI 316L fabricado por fusão em leito de pó a laser .....</u>	<u>45</u>
<u>2.2.4.2</u>	<u>Tratamento térmico do aço AISI 316L fabricados por fusão em leito de pó a laser</u>	<u>46</u>
<b>3.</b>	<b>METODOLOGIA .....</b>	<b>50</b>
3.1	FABRICAÇÕES .....	50
<b>3.1.1</b>	<b>SLM 125HL .....</b>	<b>50</b>
<u>3.1.1.1</u>	<u>Corpos de prova de tração.....</u>	<u>50</u>
<u>3.1.1.2</u>	<u>Corpos de prova para teste de pressão hidrostático.....</u>	<u>52</u>
<u>3.1.1.3</u>	<u>Tratamento térmico .....</u>	<u>54</u>
<b>3.1.2</b>	<b>Concept Laser M2 CUSING.....</b>	<b>56</b>
<u>3.1.2.1</u>	<u>Protótipo de trocador de calor compacto.....</u>	<u>56</u>
<u>3.1.2.2</u>	<u>Parâmetros de processamento .....</u>	<u>56</u>
<u>3.1.2.3</u>	<u>Tratamento térmico .....</u>	<u>57</u>
<u>3.1.2.4</u>	<u>Ensaio Metalograficos .....</u>	<u>58</u>
3.2	ENSAIOS MECÂNICOS .....	59
<b>3.2.1</b>	<b>Teste vazamento com detector de hélio .....</b>	<b>59</b>

<b>3.2.2</b>	<b>Teste hidrostático .....</b>	<b>60</b>
<b>3.2.3</b>	<b>Medição de rugosidade .....</b>	<b>61</b>
<b>3.2.4</b>	<b>Testes de tração .....</b>	<b>62</b>
<b>4.</b>	<b>RESULTADOS.....</b>	<b>64</b>
4.1	POROSIDADE.....	64
4.2	MICROESTRUTURA .....	65
4.3	TESTES DE VAZAMENTO .....	67
4.4	TESTES HIDROSTÁTICOS.....	68
4.5	TESTES DE RUGOSIDADE .....	69
4.6	TESTES DE TRAÇÃO.....	72
4.7	PROTÓTIPO DE TROCADOR DE CALOR COMPACTO .....	76
<b>5.</b>	<b>CONCLUSÃO .....</b>	<b>78</b>

## 1. INTRODUÇÃO

Há um considerável desenvolvimento nos processos de manufatura aditiva (MA) metálica nos últimos anos. A tecnologia antes denominada de prototipagem rápida, iniciou com objetivo de fabricar rapidamente um modelo básico de peça para ser testado e validado antes da fabricação em grandes quantidades. Com o desenvolvimento de máquinas de manufatura aditiva, melhorando sua qualidade e redução de custo, permitiram o avanço e implementação da tecnologia em processos industriais para fabricação de peças funcionais, inclusive com certificações de produção. Esses avanços tornaram o termo prototipagem rápida inadequado. Atualmente, a tecnologia é conhecida por manufatura aditiva, termo esse, normatizado pela ISO/ASTM 52900:2015 (DEBROY et al., 2018; I. GIBSON, D. W. ROSEN, 2015).

Nos processos de MA, uma peça é fabricada diretamente de um modelo digital, simplificando o planejamento da fabricação, não sendo necessária análise dos ferramentais necessários produzir o componente. Então, a partir das informações geométricas, a peça é fabricada pela adição de material em camadas. Ambas as características permitem maior liberdade geométrica no projeto de componentes e capacidade de fabricação no projeto de componentes, principalmente com geometrias complexas ou customizadas, que muitas vezes são inviáveis por processos convencionais de fabricação, como usinagem, forjamento e fundição (DEBROY et al., 2018; I. GIBSON, D. W. ROSEN, 2015).

O processo de fusão em leito de pó foi um dos primeiros processos de manufatura aditiva a serem comercializados. A fabricação ocorre por meio da deposição de uma camada de pó, o qual é fundido por uma fonte de calor, a união do material e a solidificação formando a seção transversal da peça, na sequência uma nova camada de pó é depositada e o processo é repetido ao longo da altura da peça. As primeiras máquinas comercializadas eram projetadas para a fabricação de protótipos de plástico e utilizam laser como fonte térmica, processo conhecido como sinterização seletiva a laser (*Selective Laser Sintering* - SLS). Com o desenvolvimento da tecnologia, fontes de laser mais confiáveis e com menor custo foram comercializadas, permitindo o uso de pós metálicos e cerâmicos para a fabricação de peças (DEBROY et al., 2018; I. GIBSON, D. W. ROSEN, 2015).

A fusão em leito de pó a laser (*Laser Powder Bed Fusion* - L-PBF) é um processo de manufatura aditiva metálica que se destaca pela capacidade de fabricação de peças com baixa porosidade e a possibilidade de fabricar geometrias complexas com boa resolução dimensional, principalmente para a fabricação de componentes com pequenas espessuras. Essa tecnologia permite a fabricação de peças funcionais ou protótipos. As desvantagens estão no custo, tanto

do equipamento quanto da matéria prima, as tensões residuais que podem causar distorções no componente fabricado e qualidade superficial. Porém, a fusão em leito de pó permite a fabricação de componentes com canais conformados e dimensões na ordem de centenas de micrometros. Fatores interessantes para projetos de trocadores de calor compactos com paredes finas (DEBROY et al., 2018; I. GIBSON, D. W. ROSEN, 2015).

Projetos de trocadores de calor ficam mais complexos ao longo do tempo devido a demanda de sistemas de alta performance e a necessidade de altas taxas de trocas térmicas em componentes menores e mais leves. Os trocadores de calor compactos são aplicados em sistemas que necessitam de alta troca térmica em com alta densidade de área, esses componentes são fabricados por chapas metálicas com canais usinados que são empilhadas e unidas, porém o processo de manufatura limita a geometria do canal a uma face das chapas. Nesse contexto, a manufatura aditiva surge como uma alternativa a fabricação desses componentes devido, principalmente, a maior liberdade geométrica permitida pela tecnologia. Destaca-se ainda o processo de L-PBF, o qual permite a fabricação de peças com alta resolução geométrica, comparada a outros processos de MA, a fabricação de paredes finas, canais complexos e propriedades mecânicas semelhantes e até melhores que materiais obtidos por processos convencionais de fabricação. Permitindo assim, projetos de trocadores de calor objetivando maior efetividade e redução de massa/volume (JAFARI; WITS, 2018; COOPER, 2016).

## 1.1 OBJETIVOS

Para avaliar a aplicação de processos de manufatura aditiva na fabricação de trocadores de calores compactos, propõe-se:

### 1.1.1 Objetivo Geral

Avaliar a viabilidade da fabricação de trocadores de calor compactos por fusão em leito de pó a laser.

### 1.1.2 Objetivos Específicos

- Fabricar e caracterizar corpos de prova de tração do aço AISI 316L fabricados por fusão em leito de pó a laser;

- Fabricar e verificar a integridade de corpos de prova em testes hidrostáticos;
- Avaliar a rugosidade superficial em amostras produzidas;
- Fabricar e verificar a integridade de um protótipo de trocador de calor compacto.

## 2. FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA

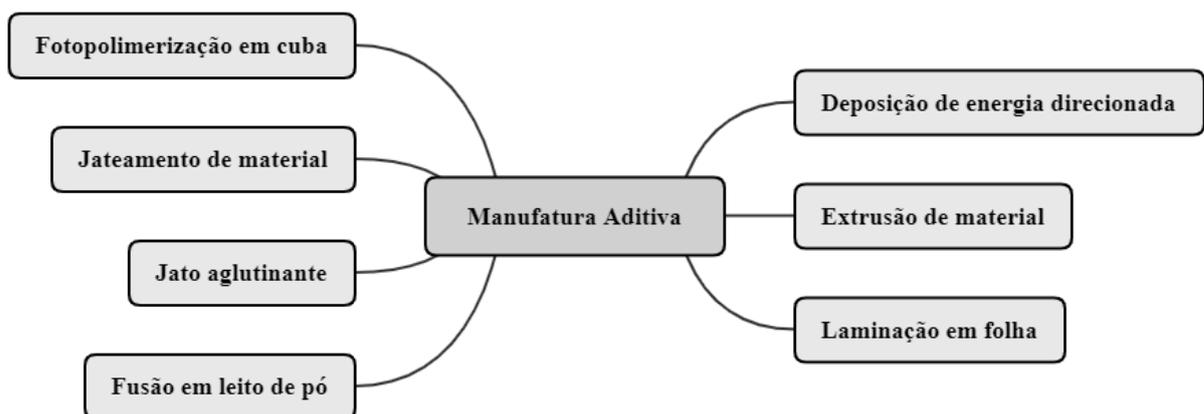
Este capítulo aborda a fundamentação teórica do processo de fabricação por fusão em leito de pó a laser, a aplicação deste processo na fabricação de peças com aço AISI 316L, suas propriedades mecânicas e características resultantes.

### 2.1 MANUFATURA ADITIVA

Segundo ISO/ASTM 52900:2015, Manufatura Aditiva (MA) é o termo que abrange os processos nos quais uma peça é fabricada diretamente a partir do modelo virtual, *Computer-Aided Design* (CAD), por meio da adição de material em sucessivas camadas até a geometria final do produto. De forma geral, esses processos diferem da manufatura convencional por adicionar material à peça a cada passo de tempo, em oposição a remoção ou conformação a partir de blocos ou lâminas de matéria prima.

A NBR ISO 17296-2:2019 divide os processos de manufatura aditiva em 7 categorias de processos, como mostrado na Figura 1.

Figura 1: Processos de manufatura aditiva.



Fonte: Adaptado de NBR ISO 17296-2 (2019)

A fotopolimerização em cuba é um processo de MA que consiste na fabricação a partir de resinas poliméricas líquidas. A matéria prima é solidificada por irradiação por meio de uma fonte de luz. Em seguida uma nova camada de resina líquida é depositada e o processo se repete. Este processo de fabricação tem como característica a fabricação de peças com excelente acabamento superficial (VOLPATO, N.; AHRENS, C. H, 2007).

O jateamento de material é um processo de fabricação por MA no qual o material é jateado sobre um substrato e solidifica por meio de uma ação física ou química. As matérias primas mais utilizadas nessa tecnologia são resinas acrílicas fotossensíveis (VOLPATO, N.; AHRENS, C. H, 2007).

No jateamento de aglutinante, um fluido é jateado sobre regiões específicas de um leito de pó, promovendo a consolidação da seção transversal do modelo. O processo é repetido camada a camada, na qual a união entre camadas ocorre por difusão do material fluido (VOLPATO, N.; AHRENS, C. H, 2007).

O processo de fusão em leito de pó utiliza material particulado que é depositado camada a camada por uma régua ou espalhador sobre uma plataforma que desce de acordo com a espessura de camada especificada em projeto. Uma fonte de energia promove a fusão do material particulado, consolidando a seção transversal do componente. A fonte de energia pode ser laser, fusão em leito de pó a laser (*Laser Powder Bed Fusion – LPBF*), ou por feixe de elétrons, (*Electron Beam Melting - EBM*). A matéria prima pode ser metálica, cerâmica ou polimérica. Processos de fabricação de materiais poliméricos a laser também é conhecido como sinterização seletiva a laser (*Selective Laser Sintering - SLS*) (VOLPATO, N.; AHRENS, C. H, 2007).

A deposição de energia direcionada (*Directed Energy Deposition – DED*) é um processo de fabricação no qual a matéria prima é depositada sobre o substrato ou camada e, no mesmo instante, uma fonte de energia, normalmente laser, promove a fusão e consequente união do material. Geralmente, processo de fabricação ocorre através de um cabeçote de laser e um bocal de injeção, montados coaxialmente, de forma que o material de adição seja projetado em direção ao feixe de laser ou feixe de elétrons (VOLPATO, N.; AHRENS, C. H, 2007).

A extrusão de material, é um processo de manufatura aditiva que utiliza filamentos de material em camadas. O material é depositado por meio de um bocal, que normalmente possui liberdade de movimentação no plano X-Y sobre uma plataforma de fabricação, que geralmente movimenta-se em Z. Dentre esses processos destaca-se a modelagem por fusão e deposição (*Fused Deposition Modeling - FDM*) para a fabricação de materiais poliméricos (VOLPATO, N.; AHRENS, C. H, 2007).

Por último, a laminação em folha é um processo de MA que consiste na adição de lâminas sobrepostas e unidas por colagem ou prensagem. A matéria prima são placas ou lâminas que são cortadas no formato da seção transversal, sobrepostas e unidas (VOLPATO, N.; AHRENS, C. H, 2007).

O planejamento do processo de fabricação inicia com o modelo CAD do objeto a ser fabricado, o qual pode ser feito a partir de desenhos técnicos ou por engenharia reversa, através de máquinas de escaneamento e tratamento de dados. Geralmente, a partir desse modelo é gerada uma malha de superfície triangular, Estereolitografia (STL - *STereoLithography*), representando os detalhes das superfícies da geometria. O arquivo gerado é importado em um software de preparação da fabricação, *Computer-Aided Manufacturing* (CAM), no qual o modelo é fatiado de acordo com a espessura de camada definida para o projeto. Cada fatia representa a seção transversal da peça ao longo de sua altura. Enfim, o arquivo resultante é enviado para a máquina de MA dando início ao processo de fabricação (I. GIBSON, D. W. ROSEN, 2015)

O planejamento da fabricação de peças em manufatura aditiva é simples. Como a alteração ocorre apenas no modelo CAD, é possível fabricar diferentes geometrias, incluindo geometrias complexas e de fácil retrabalho (YADROITSEV, 2009).

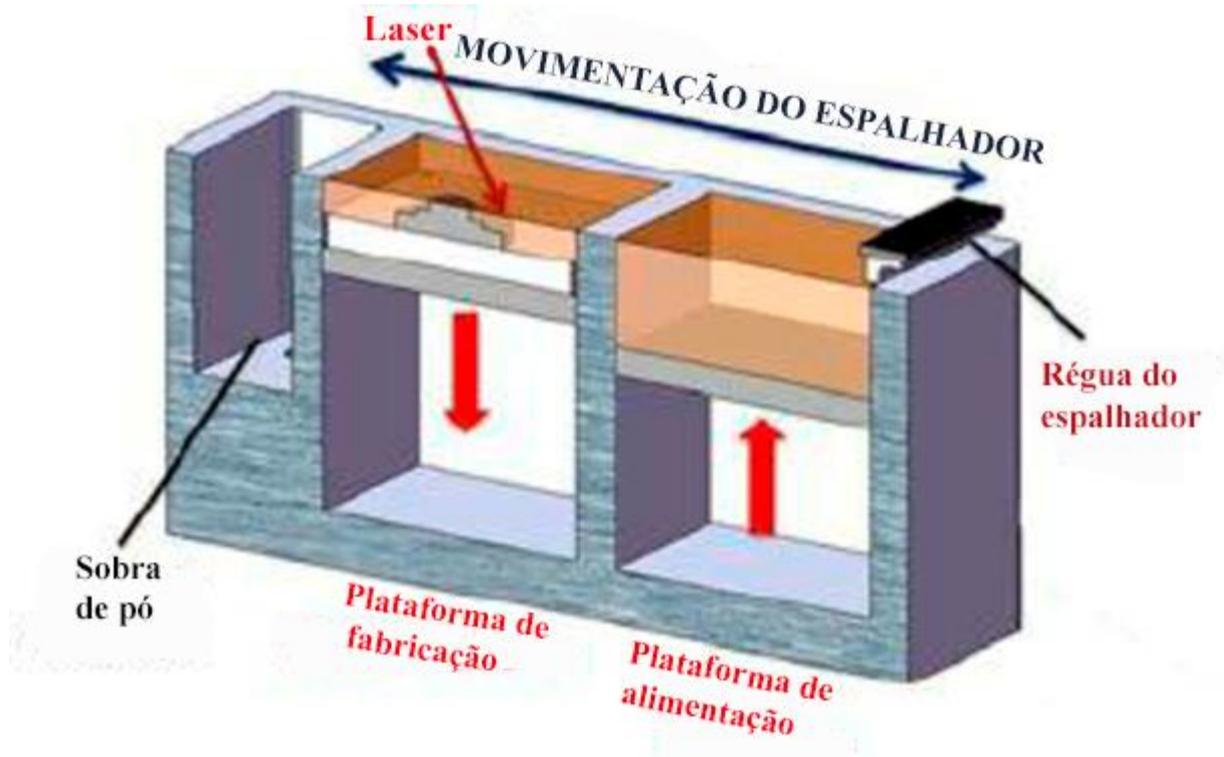
## 2.2 FUSÃO EM LEITO DE PÓ A LASER

Na fusão em leito de pó a laser (L-PBF), também conhecido como *Selective Laser Melting* (SLM) ou *Direct Metal Laser Sintering* (DMLS), o processo de fabricação ocorre em uma câmara com atmosfera controlada de gás inerte (argônio ou nitrogênio). A peça é fabricada por séries de deposição de pó seguida de fusão, por meio da varredura de um feixe de laser. Primeiramente, uma fina camada de pó é distribuída sobre a plataforma de fabricação. Na sequência, um feixe de laser movido por espelhos promove a fusão da matéria-prima, formando camada a camada a seção transversal do componente. Então, a plataforma se movimenta com o incremento do valor da espessura de camada projetada, ocorrendo uma nova deposição de matéria prima particulada. Esses processos são repetidos até que o deslocamento da plataforma de construção seja o mesmo da altura final do componente (SUN; BRANDT; EASTON, 2017; I. GIBSON, D. W. ROSEN, 2015).

Durante as sucessivas varreduras do laser, o calor transferido ao leito de pó é suficiente para refundir parte do material já solidificado, permitindo a fabricação de peças com baixa porosidade (I. GIBSON, D. W. ROSEN, 2015).

A arquitetura básica da L-PBF consiste em câmara de fabricação, protegida por atmosfera inerte, sistema de alimentação, no qual o pó é armazenado e distribuído, uma fonte de laser e um conjunto espelhos. A Figura 2 mostra uma representação esquemática de uma arquitetura de máquina de L-PBF. (I. GIBSON, D. W. ROSEN, 2015)

Figura 2: Esquemático de uma arquitetura de máquina de L-PBF.

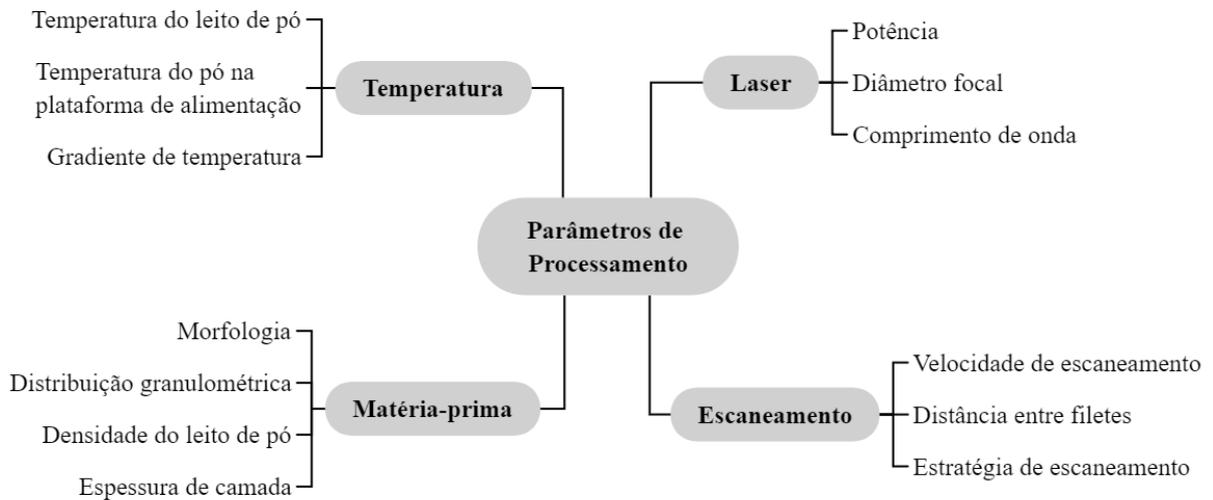


Fonte: Adaptado de Carter; Essa; Attallah (2015)

### 2.2.1 Parâmetros de processamento

Sun, Brandt, Easton (2017) e I. Gibson, D. W. Rosen (2015), dividem os parâmetros de processamento em quatro categorias, sendo elas relacionadas ao feixe de laser, ao escaneamento, matéria-prima e a temperatura, como mostra a Figura 3.

Figura 3 - Parâmetros de processamento em L-PBF.



Fonte: Adaptado de Sun; Brandt; Easton, 2017

### 2.2.1.1 Matéria-prima

As propriedades da matéria-prima são de suma importância no processo de fabricação por L-PBF. São elas que determinam a escoabilidade e densidade de compactação do leito pó, parâmetros significantes no processo de fabricação. São as propriedades de composição química, distribuição granulométrica e morfologia das partículas que ditam a processabilidade do material, além da densidade, qualidade superficial e resolução dimensional da peça final (SUN; BRANDT; EASTON, 2017; YADROITSEV, 2009).

Segundo Liu et al. (2011), uma distribuição maior no tamanho das partículas favorece a obtenção de peças com maiores densidades, devido às partículas menores assentarem nos vazios entre as partículas maiores, aumentando a densidade de compactação do leito de pó. Porém, uma distribuição com grande número de partículas pequenas facilita a deposição de camadas finas, o que normalmente melhora a tolerância dimensional e acabamento superficial do produto final.

Normalmente, o processo de L-PBF utiliza pós com granulometria entre 15-45  $\mu\text{m}$  ou 20-53  $\mu\text{m}$ , sendo o menor valor correspondente a 10% das partículas e o maior 90% das partículas, ambos em relação ao volume de material (DAWES; BOWERMAN; TREPLETON, 2015).

Quanto a morfologia, pós produzidos por atomização a gás possuem morfologia esférica, característica esta que facilita a escoabilidade das partículas durante a distribuição das

camadas, resultando em peças com maior densidade. A principal desvantagem dessa técnica de obtenção de pós metálicos é a formação de partículas satélites, particulados menores de pó metálico que ficam unidos à partículas maiores (DAWES; BOWERMAN; TREPLETON, 2015).

#### 2.2.1.2 Laser

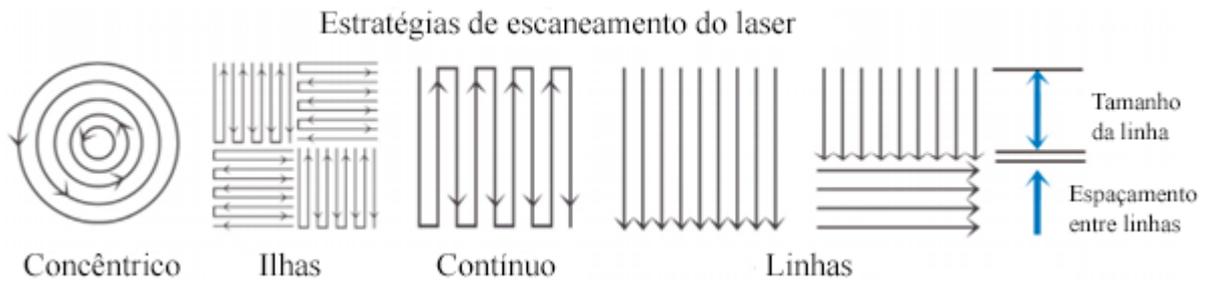
Os principais parâmetros relacionados ao laser são potência, comprimento de onda e diâmetro focal. A potência é a quantidade de energia que a fonte de laser fornece ao leito de pó, concentrada em uma área, normalmente o diâmetro focal. A seleção da potência do laser normalmente depende da temperatura de fusão e absortividade da camada de pó. Os tipos de laser mais utilizados são de fibra e de Nd-YAG, devido ao comprimento de onda destes tipos de laser permitir maior absortividade da energia transmitida ao leito de pó (I. GIBSON, D. W. ROSEN, 2015).

#### 2.2.1.3 Escaneamento

Os fatores relacionados ao escaneamento são velocidade de escaneamento, distância entre filetes e estratégia de escaneamento. Assim como a potência e o diâmetro focal, a velocidade de escaneamento está relacionada a quantidade de energia depositada na camada de pó, influenciando no perfil da poça de fusão, principalmente em sua largura e profundidade. Além disso, possui influencia na tensão residual resultante do processo de fabricação. A distância entre filetes é definida a partir do perfil da poça de fusão. Para garantir altas densidades na fabricação de peças, deve-se garantir sobreposição dessas poças para alcançar altas densidades (I. GIBSON, D. W. ROSEN, 2015).

Gibson e Rosen (2015) dividem a estratégia de escaneamento em duas partes, a primeira é a estratégia utilizada na região interna da peça e a segunda para o contorno da geometria, esta utilizada para melhorar a qualidade superficial e tolerância dimensional. Outras estratégias estão relacionadas ao padrão de escaneamento, ou seja, a trajetória do feixe de laser ao longo das camadas. As principais estratégias são unidimensional, bidimensional, espiral, zig zag e cruzado, como mostra a Figura 4 (DEBROY et al., 2018).

Figura 4: Exemplos de estratégias de escaneamento.



Fonte: Adaptado de Ramirez-Cedillo et al. (2020)

Segura-Cardenas et al. (2007) pesquisaram a influência das estratégias de ilhas, linhas e contínuo na rugosidade para o aço inoxidável AISI 316L. Para isto, foi analisada a rugosidade média ( $R_a$ ) da superfície, esta rugosidade é a média aritmética dos valores absolutos das regiões de pico e vale em relação a linha média. Foram obtidos valores de rugosidade média,  $R_a$ , entre 12 a 19  $\mu\text{m}$  para a primeira estratégia e 6 a 12  $\mu\text{m}$  para última. Segundo os autores, na estratégia contínuo, essa diferença é devido ao menor efeito de balling, que ocorre devido à alta viscosidade ou a altos ângulo de molhabilidade, causando a formação de aglomerações esféricas geradas pela minimização da energia de superfície. A menor rugosidade foi percebida utilizando a estratégia contínuo na direção perpendicular à da trajetória do laser.

Bian et al. (2020) pesquisaram os efeitos da potência e estratégias de varredura, linhas e ilhas, na tensão residual do aço AISI 316L. Os autores verificaram um aumento esperado na tensão residual com o aumento da potência de 160 W para 200 W, mantendo a mesma estratégia de escaneamento, causado pela maior temperatura e tamanho da poça de fusão. Entre as estratégias, foi notado um aumento da tensão residual com a estratégia de linhas, o que é justificada pelo maior gradiente de temperatura causado por vetores de varredura maiores.

Segundo DebRoy (2018), a fabricação por fusão em leito de pó a laser resulta em boa qualidade superficial, comparada a outros processos de manufatura aditiva, além de boa resolução dimensional. Porém, mesmo com bons parâmetros de fabricação, peças fabricadas por L-PBF, normalmente, possuem qualidade superficial e resolução geométrica inferiores a processos convencionais de usinagem, como fresamento. Além disso, esse processo gera tensões residuais no componente devido ao gradiente térmico durante sua fabricação, sendo necessário tratamento térmico de alívio de tensões para evitar distorções na peça durante sua remoção do substrato.

Para diminuir os efeitos inerentes a fabricação por L-PBF, como porosidade, rugosidade e tensões residuais, pode-se considerar o uso de outros passes de varredura do laser

sobre as camadas fundida. Esta estratégia é chamada de *Laser Re-scanning Strategy* – LRS ou *laser re-melting*, a qual pode ser feita camada a camada, para diminuir a porosidade e as tensões residuais ou na última camada, visando melhorar o acabamento superficial. O custo do uso desta estratégia é o aumento do tempo de fabricação proporcional às regiões submetidas aos passes extras. (HUANG; YEONG, 2018; YASA; KRUTH, 2011).

#### 2.2.1.4 Temperatura

Para manter a repetibilidade do processo de L-PBF, a temperatura do leito de pó deve ser uniforme e constante. A combinação de alta potência e alta temperatura do leito de pó tende a reduzir a porosidade. Porém, esta combinação também pode facilitar a sinterização das partículas vizinhas a peça, tanto entre partículas quanto entre partícula e o contorno da região fundida, resultando em redução da qualidade de degradação do pó metálico. Já a combinação de baixa potência e temperatura do leito tendem a gerar peças com melhores resoluções dimensionais. Em contrapartida, há a tendência a gerar delaminação durante a fabricação (I. GIBSON, D. W. ROSEN, 2015).

#### 2.2.1.5 Combinação de parâmetros

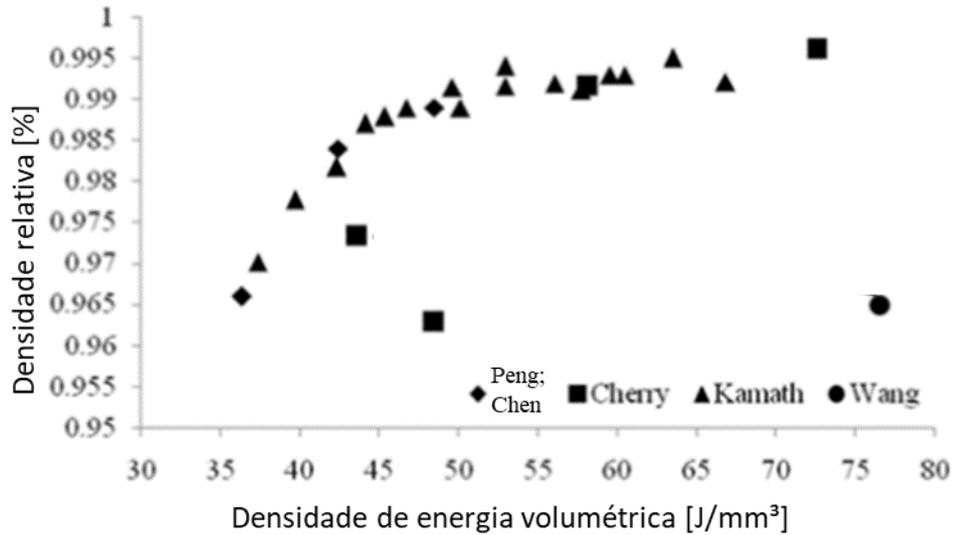
Para garantir uma peça densa e com boas propriedades mecânicas é necessário encontrar as janelas de processamento para cada material. Porém, devido à complexidade dos fenômenos envolvidos no processo de fabricação por L-PBF recomenda-se a utilização da Densidade de Energia Volumétrica (DEV), equação 1, que relaciona a potência do laser (P), velocidade de escaneamento (v), distância entre filetes (h) e espessura de camada (t), como indicador inicial da janela de processamento para cada matéria prima (RAMIREZ-CEDILLO et al., 2020; SIMCHI, 2006).

$$DEV = \frac{P}{v * h * t} \quad (\text{Equação 1})$$

Peng; Chen (2018), pesquisaram o efeito da DEV na porosidade de peças fabricadas em AISI 316L. Os autores identificaram faixas de densidade volumétrica de energia para minimizar a porosidade de peças fabricadas por L-PBF. Os autores dividiram os parâmetros de processamento em duas regiões, baixa densidade de energia volumétrica, entre 30 a 80 J/mm,

e baixa porosidade, entre 96,5% a 100%. A Figura 5 mostra os resultados de densidade relativa foram coletados, no qual é possível verificar que densidades de energia volumétrica acima de 50 J/mm<sup>3</sup> produzem peças com baixa porosidade, acima de 99%.

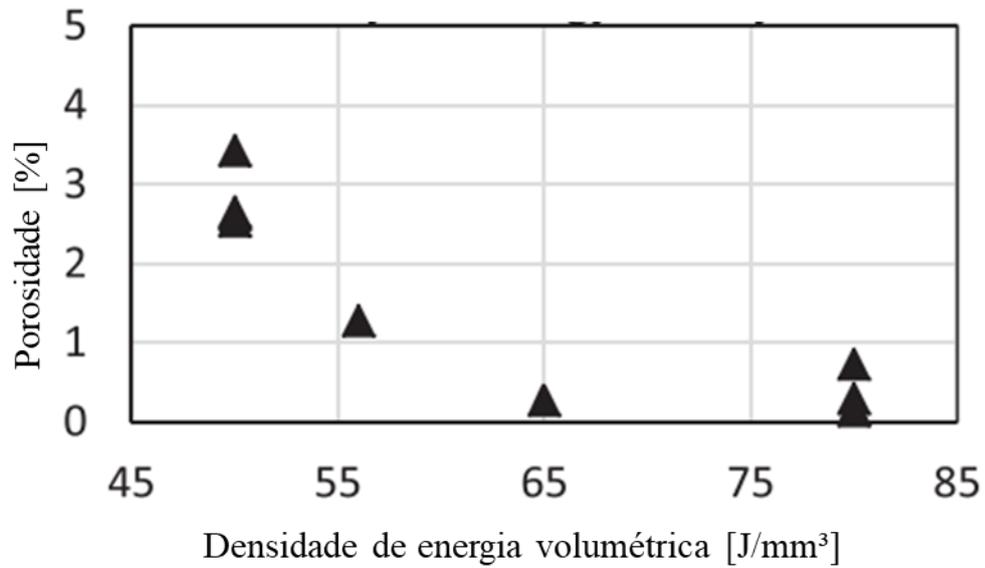
Figura 5: Densidade relativa em função da densidade volumétrica de energia.



Fonte: Adaptado de Peng; Chen (2018).

Tucho et al. (2018) pesquisaram a influência da densidade volumétrica de energia na porosidade e microestrutura de peças fabricadas por L-PBF. As amostras foram fabricadas com densidade de energia volumétrica variando entre 50 a 80 J/mm<sup>3</sup>. A porosidade foi medida por análise de imagens obtidas em microscópio ótico, a figura mostra a variação de porosidade com a DEV. É possível que densidades de energia volumétricas maiores que 65 J/mm<sup>3</sup> resultaram em peças com porosidade menor que 1%, Figura 6.

Figura 6: Porosidade por densidade de energia volumétrica.

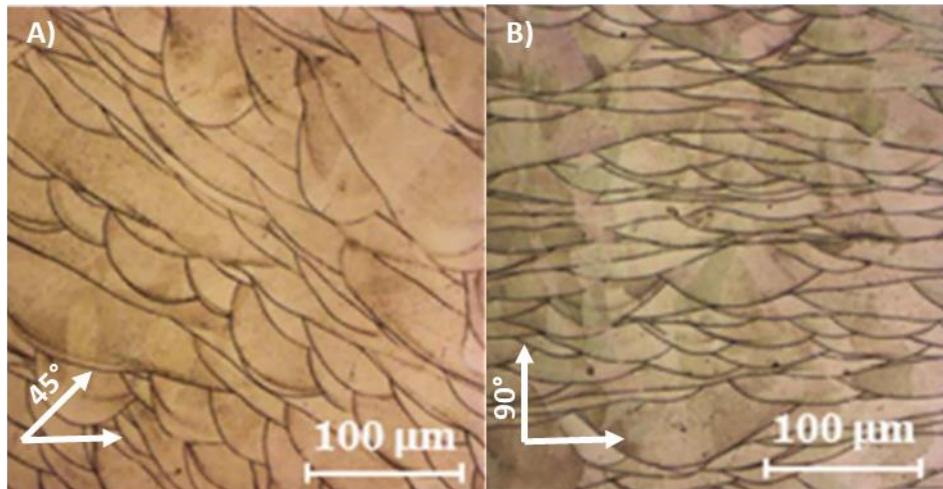


Fonte: Adaptado de Tucho et al. (2018)

### 2.2.2 Influência dos parâmetros de processo sobre as propriedades mecânicas

Liverani et al. (2017), pesquisaram a influência da potência, distância entre filetes e orientação de fabricação nas propriedades mecânicas do aço AISI 316L. Foram utilizados dois níveis de potência, 100 e 150 W, dois níveis de distância entre filetes, 0,05 e 0,07 mm e as orientações 45° e 90°. Além dos corpos de prova para tração, foram fabricadas amostras para caracterização microestrutural e medição de porosidade. A análise da microestrutura foi realizada por microscopia ótica e microscópio eletrônico de varredura (MEV). A microestrutura vista pelo microscópio ótico mostra as poças de fusão, características de processos de manufatura aditiva a laser, e também é possível visualizar grãos colunares atravessando os contornos, na direção do gradiente térmico, Figura 7.

Figura 7: Microestrutura das amostras vistas em microscópio ótico fabricadas a A) 45° e B) 90°.



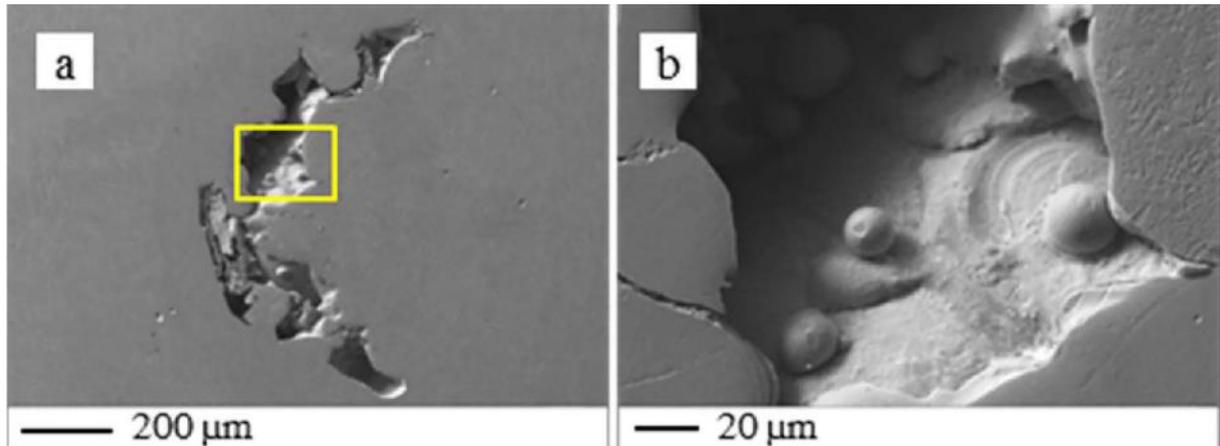
Fonte: Adaptado de Liverani et al. (2017).

Através do microscópio eletrônico de varredura, os autores analisaram os defeitos nas amostras fabricadas. Foram identificados três defeitos principais:

- Falta de adesão;
- Poros por aprisionamento de gás;
- Vazios entre as camadas.

A falta de adesão é caracterizada por cavidades irregulares, com partículas de pó metálico aderidas a superfície. Este defeito é associado a falta de energia para fundir completamente o material ou ao efeito *balling*. Estas aglomerações provocam falta de material na vizinhança que não são compensada na adição da nova camada, como mostra a Figura 8 (LIVERANI et al., 2017).

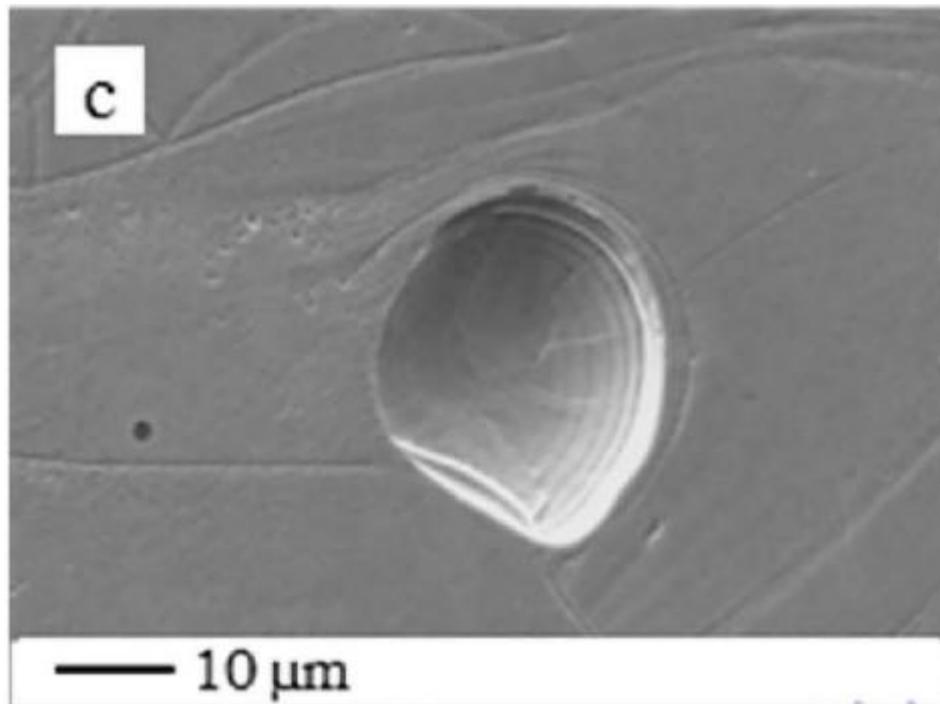
Figura 8: Falta de adesão verificada em microscópio eletrônico de varredura.



Fonte: Liverani et al. (2017).

No mesmo trabalho foi verificado poros arredondados com tamanho entre 10-20  $\mu\text{m}$ , estes associados à aprisionamento de gás durante a solidificação, como mostra a Figura 9.

Figura 9: Poro gerado por aprisionamento de gás.

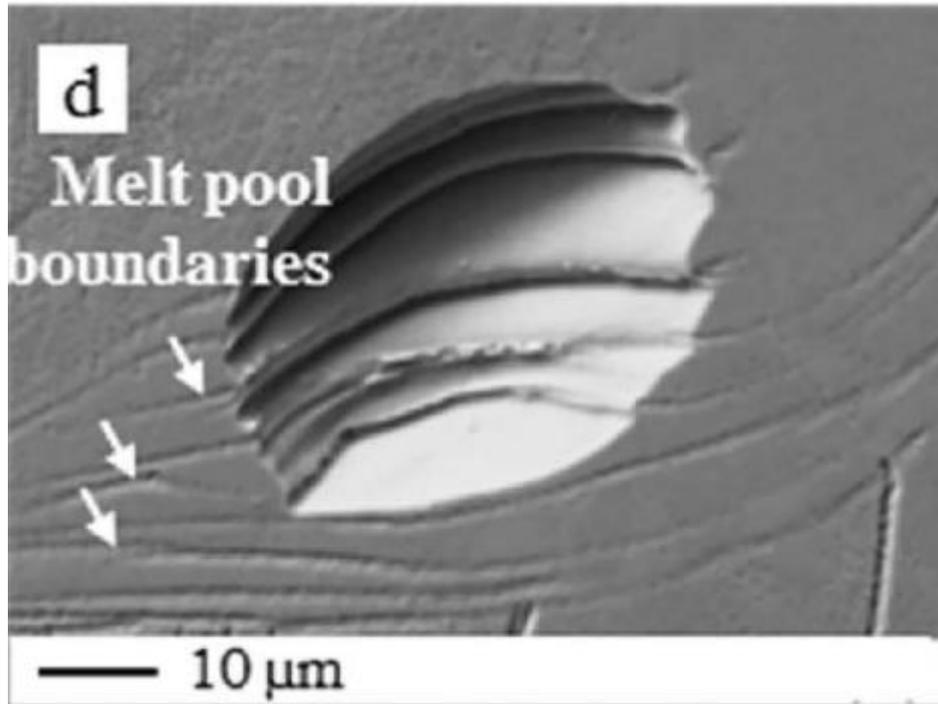


Fonte: Liverani et al. (2017).

Também foram observados vazios entre as camadas. Estes poros possuíam tamanho entre 30-50  $\mu\text{m}$  e tenham como característica marcas das poças de fusão. Os autores sugerem

que esse defeito pode ser gerado pelo acúmulo de tensão residual, promovendo a formação de trincas ao longo das poças de fusão, Figura 10.

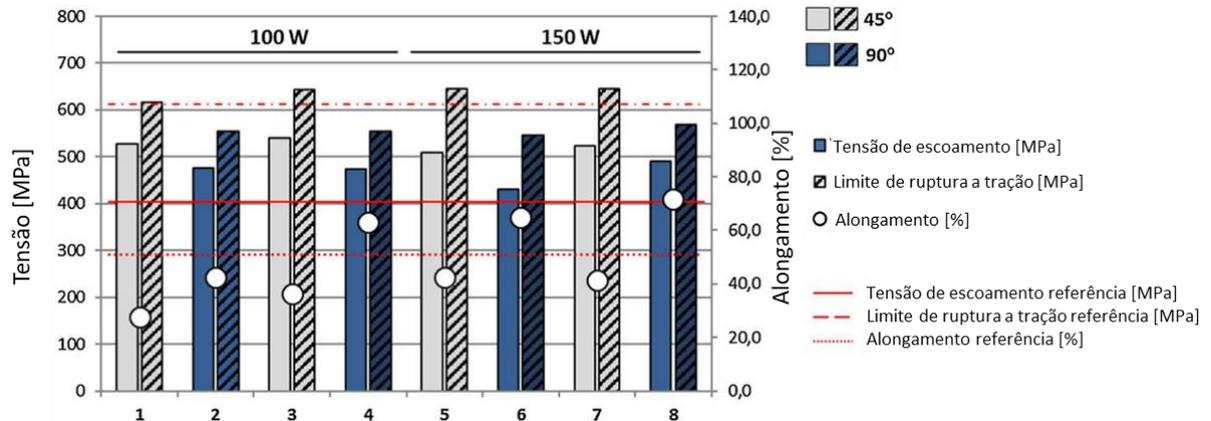
Figura 10: Vazio entre camadas.



Fonte: Liverani et al. (2017).

Nos corpos de prova de tração, foi verificada a influência da potência no comportamento mecânico de peças fabricadas em AISI 316L. Amostras fabricadas com 100 W apresentaram alongamento 10% menor. Esse resultado foi atribuído a maior porosidade vista em peças com esse nível de potência. Entretanto, não foi percebida influência significativa na tensão de escoamento e resistência a tração entre as amostras fabricadas, como mostra a Figura 11.

Figura 11: Resultado de ensaio de tração.

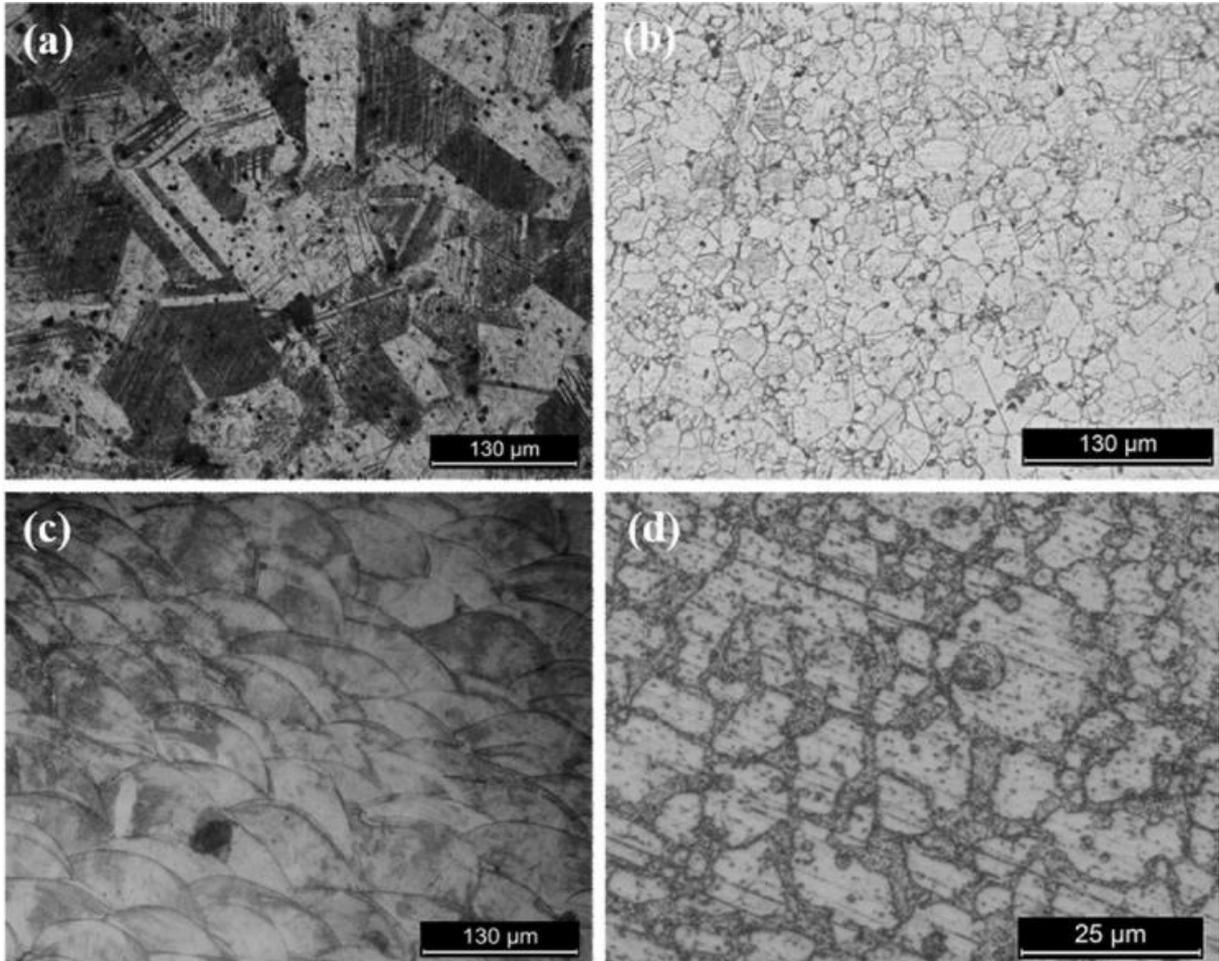


Fonte: Adaptado de Liverani et al. (2017).

Bartolomeu et al. (2017) compararam as propriedades mecânicas do aço AISI 316L por três rotas de fabricação: fusão em leito de pó a laser, prensagem isostática a quente e fundição. Na fabricação dos corpos de prova por L-PBF foram utilizadas a potência 70 W, velocidade de varredura de 417 mm/s, distância entre filetes de 0,07 mm e espessura de camada de 0,03mm. Foram fabricadas amostras para análise microestrutural, ensaio de dureza e ensaio de tração.

Na análise microestrutural das amostras fabricadas por L-PBF foi possível visualizar as poças de fusão com aspecto semicircular. Para revelar a microestrutura, os autores usaram uma mistura de 25 mL de ácido clorídrico e 5g de ácido pícrico, na qual foi possível medir um tamanho de grão médio de  $13 \pm 4 \mu\text{m}$ . Com isso, foi observado uma microestrutura mais refinada comparada aos outros processos,  $91 \pm 17 \mu\text{m}$  em fundição e  $25 \pm 4 \mu\text{m}$  em prensagem isostática, como mostra a Figura 12.

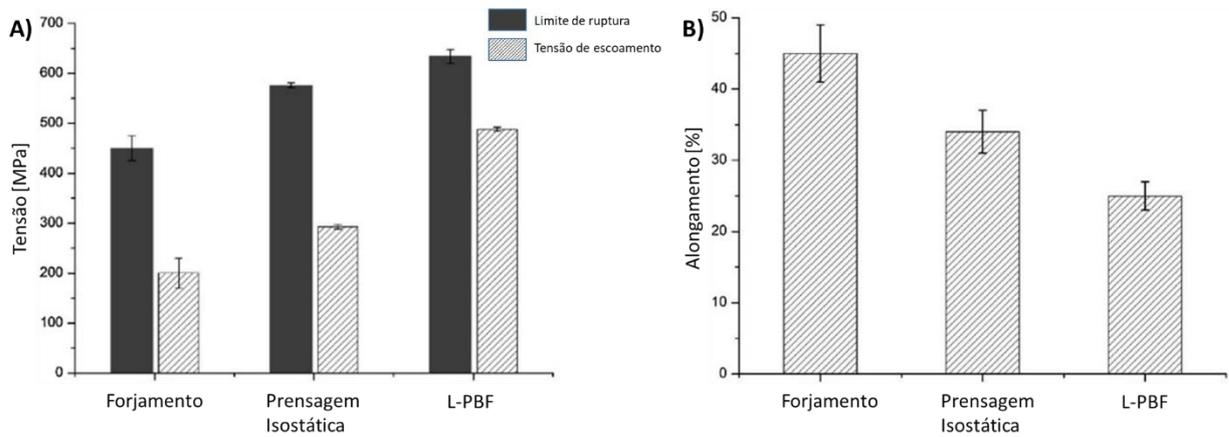
Figura 12: Imagens em microscópio óptico de microestrutura obtida por a) forjamento, b) prensagem isostática a quente, c) L-PBF atacado com água régia e d) L-PBF atacado com ácido Pícrico e ácido Clorídrico.



Fonte: Bartolomeu et al. (2017)

Os autores verificaram que a tensão de escoamento e a tensão máxima de ruptura apresentaram valores maiores que os obtidos por fundição, porém menor alongamento quando comparados aos outros processos utilizados, como mostra a Figura 13.

Figura 13: Comparação entre as propriedades mecânicas entre forjamento, prensagem isostática a quente e L-PBF: A) tensão de escoamento e ruptura e B) alongamento.

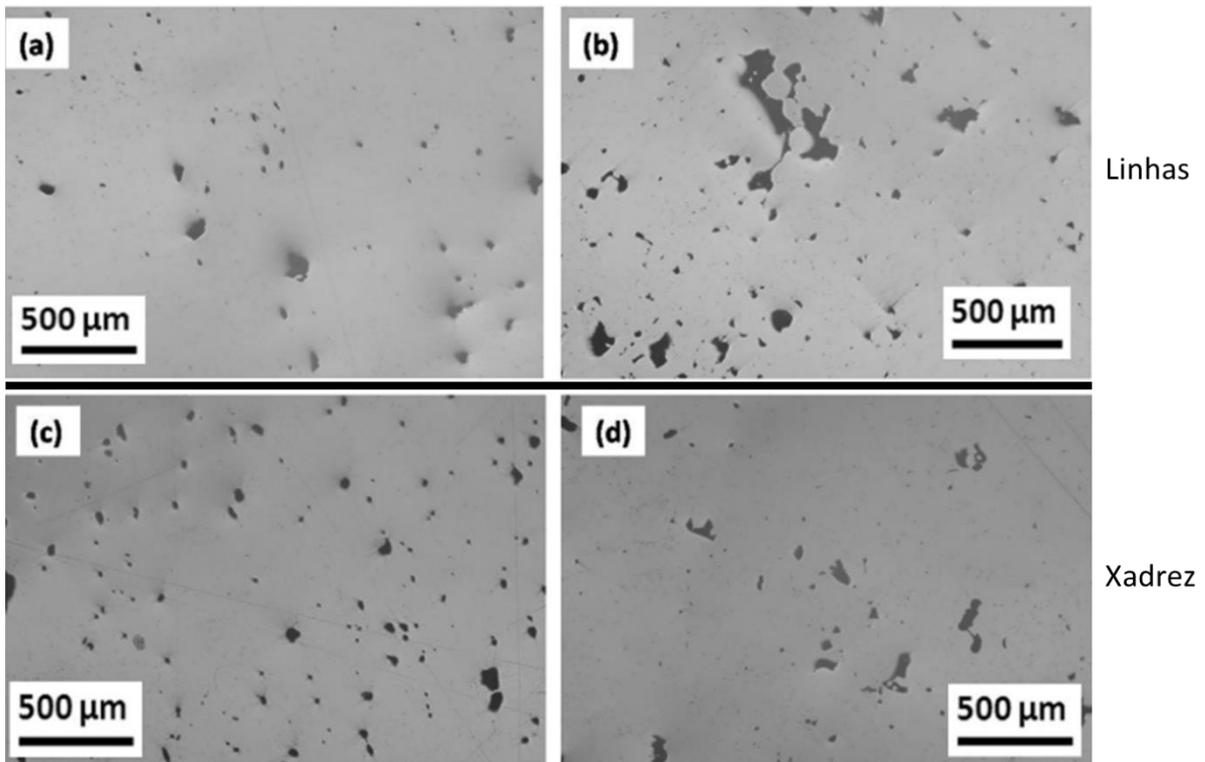


Fonte: Adaptado de Bartolomeu et al. (2017)

Suryawanshi, Prashanth, Ramamurty (2017) estudaram as propriedades mecânicas do aço AISI 316L fabricados por L-PBF, utilizando as estratégias de fabricação de linhas e ilhas, nas orientações de fabricação vertical e horizontal. Além dos corpos de prova de tração, foram fabricadas amostras para medição de porosidade e análise de microestrutura.

A análise de porosidade foi verificada por meio de microscopia ótica, na qual as amostras foram analisadas em dois planos, o da direção de fabricação com a direção transversal e a direção de varredura com a direção transversal. Na amostra fabricada com a estratégia de linhas, a quantidade de poros observada, expressada em porcentagem de área, foi de 1,4% e 4,8%, respectivamente. Para a amostra fabricada com a estratégia de xadrez, a porosidade observada é de 3,1% e 2,4, respectivamente. A Figura 14 mostra a imagens obtidas.

Figura 14: Micrografias obtidas para A) e C) plano BD-TD e B) e D) plano SD-TD.

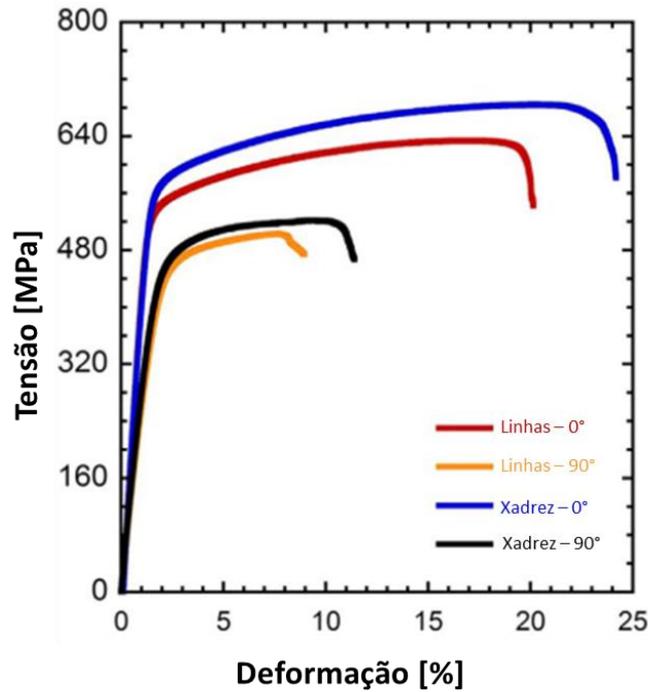


Fonte: Adaptado de Suryawanshi; Prashant; Ramamurty (2017)

Nos corpos de prova de tração, foi verificado um aumento considerável da tensão de escoamento, aproximadamente 60%, e uma pequena melhoria, aproximadamente 10%, na tensão de ruptura quando comparado com o material obtido por forjamento. Porém, houve redução na ductilidade quando comparado ao forjado. O aumento na tensão de escoamento do material processado por L-PBF pode ser justificado por sua microestrutura refinada devido ao rápido resfriamento. Na Tabela 1 no final desse tópico, são apresentados os parâmetros utilizados e as propriedades mecânicas obtidas.

A Figura 15 mostra as curvas de tensão x deformação para as diferentes estratégias e direções de fabricação.

Figura 15: Curvas de tensão x deformação para diferentes estratégias e direções de fabricação.

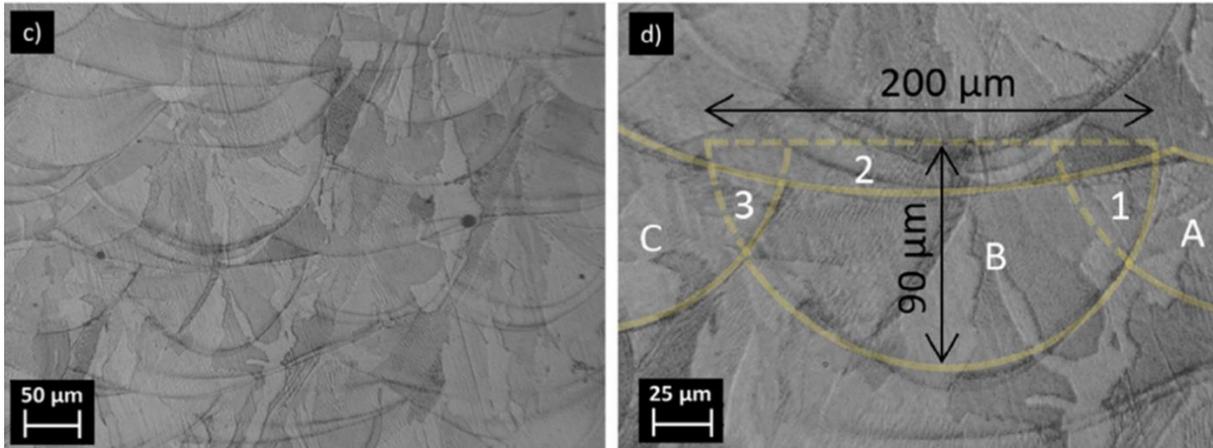


Fonte: Adaptado de Suryawanshi; Prashant; Ramamurty (2017)

Casati; Lemke; Vedani (2016) estudaram os efeitos da orientação de fabricação na microestrutura e, conseqüentemente, nas propriedades mecânicas do aço AISI 316L fabricado por L-PBF. Foram fabricadas barras nas direções horizontal e vertical, das quais foram obtidos corpos de prova de tração e amostras para análises metalográficas.

A microestrutura foi analisada com microscópio ótico e microscópio eletrônico de varredura (MEV). Nas imagens obtidas por microscopia ótica, é possível verificar as poças de fusão, inerentes ao processo de fabricação. Os autores mediram a largura e profundidade das poças, obtendo valores de 200  $\mu\text{m}$  e 90  $\mu\text{m}$ . Indicando que os cordões sofrem refusão parcial, regiões 1, 2 e 3 como mostra a Figura 16. (CASATI; LEMKE; VEDANI, 2016)

Figura 16: Poças de fusão visíveis e refusão parcial dos filetes.



Fonte: Casati; Lemke; Vedani (2016).

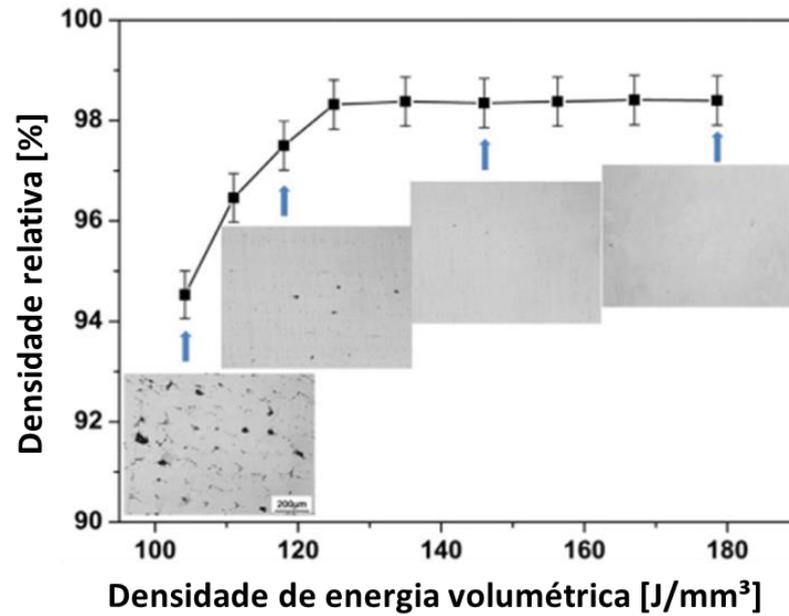
Os autores obtiveram melhores propriedades mecânicas nos corpos de prova fabricados na horizontal comparadas aos verticais. Também foi percebida variação no módulo de elasticidade, 180 GPa para os CPs horizontais e 120 GPa os verticais. As propriedades e os valores dos ensaios de tração são mostrados na Tabela 1 ao final deste tópico. Vale salientar, que as propriedades mecânicas (tensão de escoamento e limite de ruptura) obtidas por este processo em todos os trabalhos são superiores ao mínimo estabelecido pela norma ASTM A240/A240M-19 (2019).

Tabela 1 Deev; Kuznetcov; Petrov (2016) estudaram a anisotropia das propriedades mecânicas de peças fabricadas por L-PBF e sua relação com a microestrutura. Foram fabricados corpos de prova de tração, com potência variando entre 175 e 195 W, com velocidade de 800 mm/s e espessura de camada de 40 µm. Quanto as propriedades mecânicas, os corpos de prova fabricados horizontalmente obtiveram as melhores propriedades comparados aos fabricados na vertical. Os resultados da média de 3 amostras para cada conjunto de parâmetros e orientação são mostrados Tabela 1.

Wang et al. (2016) estudaram os mecanismos de crescimento de grão e suas influências no comportamento mecânico de corpos de prova fabricados por L-PBF. Foram mantidos constantes a potência, 300 W, a espessura de camada, 30 µm e a distância entre filetes, 80 µm. Foram utilizadas velocidade de escaneamento de 700, 800, 1000 e 1200 mm/s para a fabricação dos CPs. Também foi verificada a influência da densidade volumétrica de energia na densidade relativa na densidade relativa das amostras fabricadas, como mostra a Figura 17. A DEV variou

entre  $104,17 \text{ J/mm}^3$  para a velocidade de  $1200 \text{ mm/s}$  até  $178,57 \text{ J/mm}^3$  para a velocidade de  $700 \text{ mm/s}$ .

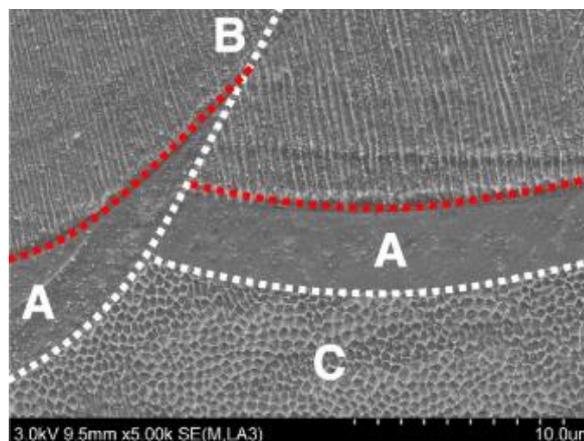
Figura 17: Influência da densidade volumétrica de energia na densidade relativa.



Fonte: Adaptado de Wang et al. (2016)

A análise microestrutural foi realizada por meio de imagens obtidas em MEV. A Figura 18 mostra as poças de fusão, indicadas em branco e, em seu interior o crescimento de estruturas celulares. (WANG et al., 2016)

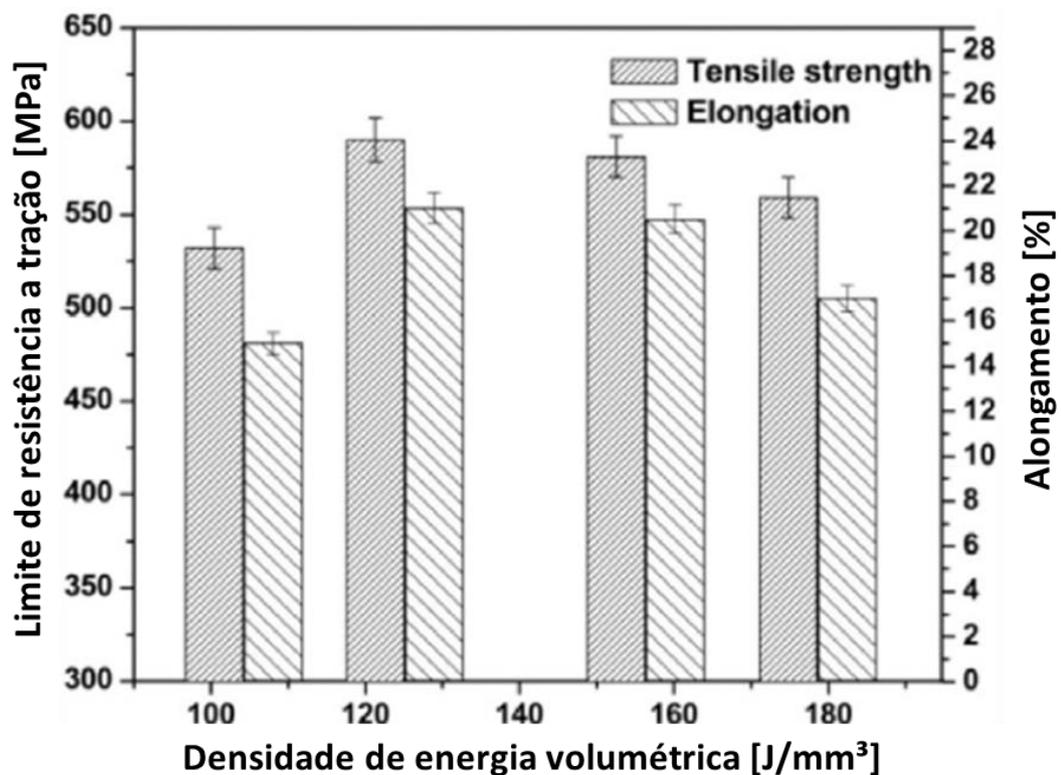
Figura 18: Microestrutura observada em microscópio eletrônico de varredura.



Fonte: Wang et al. (2016)

Os autores verificaram que as amostras fabricadas com DEV de  $125 \text{ J/mm}^3$ , velocidade de  $1000 \text{ mm/s}$ , obtiveram o maior limite de ruptura,  $590 \text{ MPa}$  e maior alongamento,  $21\%$ . Segundo os autores, isso ocorreu devido a tamanhos de grão mais refinados, comparados a menores velocidades. Porém, nas amostras fabricadas com velocidade de  $1200 \text{ mm/s}$  foram observadas maior porosidade, resultando em propriedades mecânicas inferiores, como mostra a Figura 19. (WANG et al., 2016)

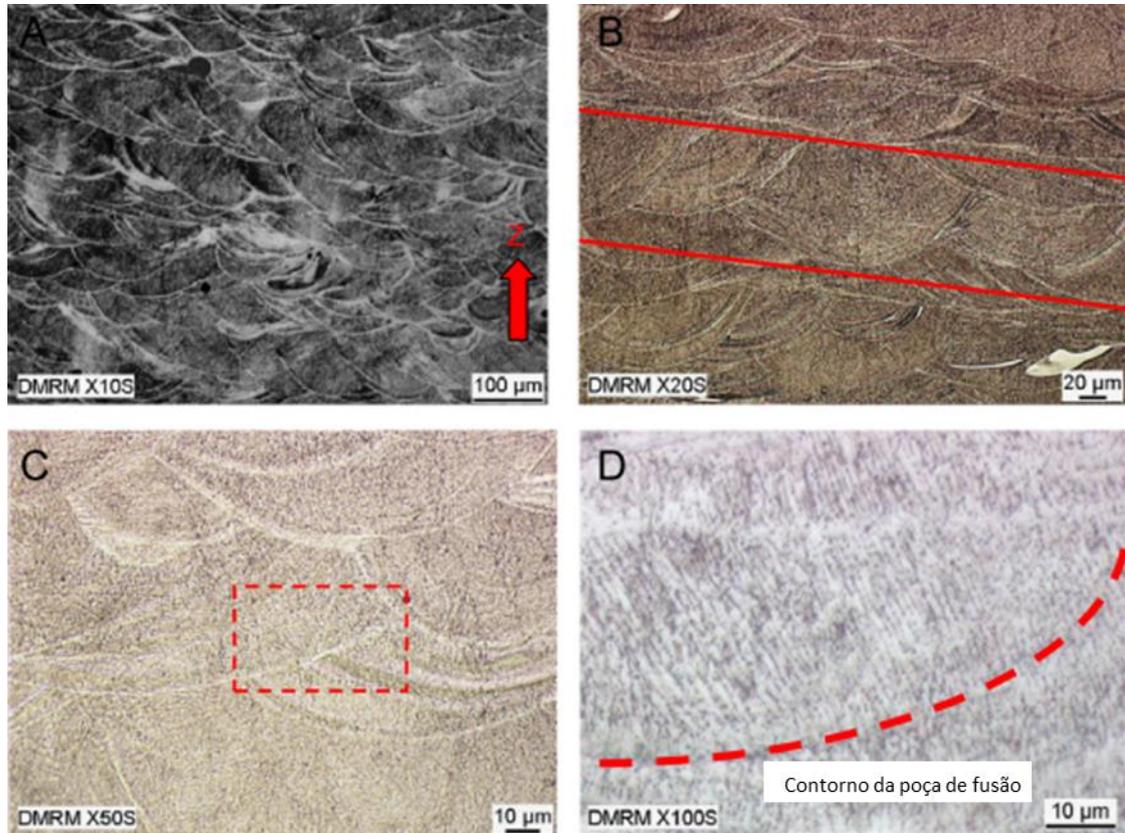
Figura 19: Variação das propriedades do aço AISI 316L com a densidade de energia volumétrica.



Fonte: Adaptado de Wang et al. (2016)

Zhang; Dembinski; Coddet (2013), estudaram a influência dos parâmetros de fabricação e diferentes condições de atmosfera protetora nas propriedades mecânicas do aço inoxidável AISI 316L fabricado por L-PBF. Foram fabricados cubos de  $5 \times 5 \times 5 \text{ mm}^3$  para análise de porosidade e microestrutura. Para verificar o comportamento mecânico, foram fabricados corpos de prova de tração nas orientações  $0^\circ$  e  $90^\circ$  em relação a plataforma de fabricação. A análise de porosidade e microestrutura foi realizada por microscopia ótica. Foi verificada uma estrutura em camadas, típica dos processos de manufatura aditiva e com baixa porosidade, como mostra a Figura 20.

Figura 20: A) Poças fusão visíveis, B) estrutura em camadas, C) interseção entre filetes e D) contorno da poça de fusão.

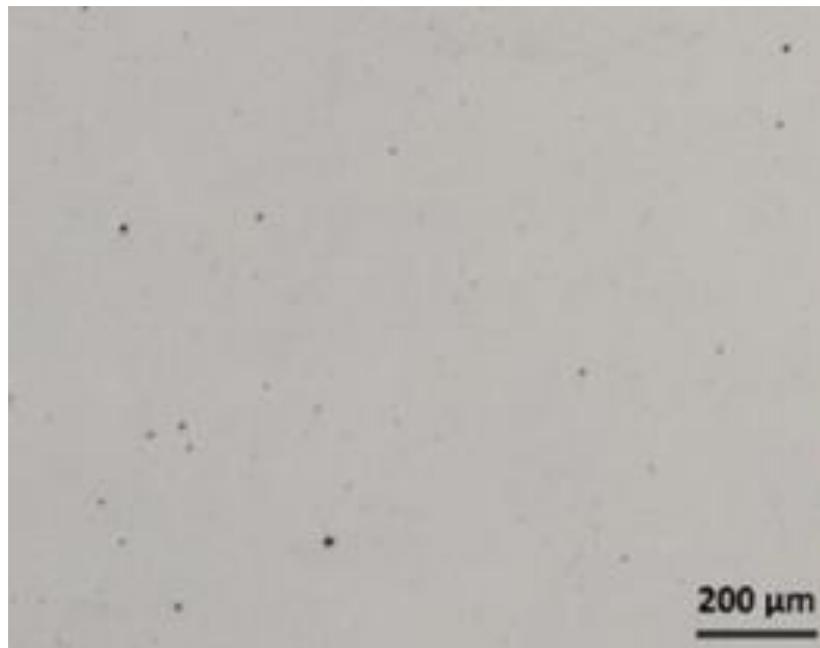


Fonte: Adaptado de Zhang; Dembinski; Coddet (2013).

Sun; Bailey; Moroz (2019) avaliaram o efeito do aumento da taxa de fabricação em L-PBF para peças fabricadas em AISI 316L. Foram fabricados cubos de  $10 \times 10 \times 10 \text{ mm}^3$  com potência e espessura de camada fixas em 380W e 50  $\mu\text{m}$ , respectivamente. A velocidade e a distância entre filetes foram variadas entre 625 mm/s a 3000 mm/s e 25  $\mu\text{m}$  e 120  $\mu\text{m}$  de forma que a densidade de energia volumétrica ficasse próxima a 104,52 J/mm<sup>2</sup>.

Foram utilizados dois métodos para análise de porosidade: o método de análise de imagem e o método de Arquimedes. Todas as amostras mostraram densidades maiores que 99%. Por meio da análise de porosidade por imagem foi possível verificar que os poros são esféricos e pequenos, característica normalmente associada ao aprisionamento de gás durante a solidificação ou poros já presentes no pó metálico, Figura 21. (SUN; BAILEY; MOROZ, 2019)

Figura 21: Imagem obtida em microscópio ótico da amostra fabricada com velocidade de 1250 mm/s e distância entre filetes de 60  $\mu\text{m}$ .



Fonte: Sun; Bailey; Moroz. (2019)

Vale salientar, que as propriedades mecânicas (tensão de escoamento e limite de ruptura) obtidas por este processo em todos os trabalhos são superiores ao mínimo estabelecido pela norma ASTM A240/A240M-19 (2019).

Tabela 1: Parâmetros e propriedades mecânicas do aço AISI 316L fabricados por L-PBF.

Autores	Orientação	Parâmetros de Processo				Propriedades Mecânicas		
		Potência [W]	Velocidade de escaneamento [mms/s]	Espessura de camada [ $\mu\text{m}$ ]	Distância entre filetes [mm]	Tensão de escoamento [MPa]	Limite de ruptura [MPa]	Alongamento [%]
(LIVERANI et al., 2017)	45°	150	700	20	0,07	~ 510	~ 640	40
	90°					~ 490	~ 570	70
(BARTOLO MEU et al., 2017)	-	70	417	30	0,07	~ 490 $\pm$ 5	640 $\pm$ 10	25 $\pm$ 2

(SURYAW ANSHI; PRASHANT H; RAMAMUR TY, 2017a)	0°	90	1000	30	0,15	536,4 ± 4	668,4 ± 5	24,7 ± 2
(CASATI; LEMKE; VEDANI, 2016)	0°	-	-	50	0,11	554 ± 4,6	648,7 ± 4,7	36,3 ± 2,1
(DEEV; KUZNETC OV; PETROV, 2016)	0°	195	800	40	-	575	696	35
(SAEIDI et al., 2015)	90°	-	-	-	-	-	580,7 ± 14,5	25,7 ± 12,2
(WANG et al., 2016a)	90°	195	800	20	0,10	456 ± 17	703 ± 8	~ 48
(ZHANG; DEMBINSK I; CODDET, 2013)	-	300	-	30	0,08	-	590	21,1
(RIEMER et al., 2014)	0°	100	300	50	0,08	-	547,6 ± 4,9	-
ASTM International A240/A240 M-19 (2019)	90°	103	425	30	0,13	640	760	30
	-	-	-	-	-	Min 170	Min 485	Min 40

Fonte: Autor (2020).

### 2.2.3 Rugosidade nos processos de manufatura aditiva

Strano et al. (2013) estudaram os efeitos da orientação da fabricação na rugosidade de amostras fabricadas em aço inoxidável AISI 316L. Para isto, foram fabricadas geometrias com diferentes orientações de fabricação, de 0 a 90° com aumento gradual de 5°, como mostra a Figura 22.

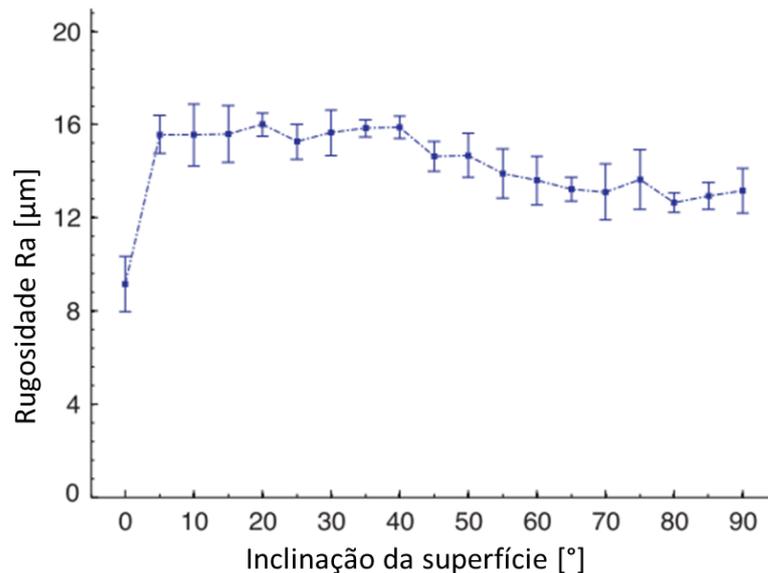
Figura 22: Corpo de prova para medição de rugosidade para diferentes orientações de fabricação.



Fonte: Strano et al. (2013)

Os autores verificaram que a melhor qualidade superficial foi obtida com a orientação a  $0^\circ$ , obtendo uma rugosidade de aproximadamente  $9 \mu\text{m}$ . A Figura 23 mostra os perfis da superfície obtidos por perfilômetro. A partir de  $5^\circ$  foi verificado um aumento na rugosidade, resultado do efeito de empilhamento de camadas. Os maiores valores de rugosidade foram obtidos entre as orientações de  $5^\circ$  a  $45^\circ$ . Os autores observaram uma leve melhora na qualidade superficial para ângulos entre  $50^\circ$  e  $90^\circ$ .

Figura 23: Rugosidade para diferentes inclinações da superfície.



Fonte: Adaptado de Strano et al. (2013)

Klingaa et al. (2019) avaliaram a rugosidade de canais fabricados por L-PBF com diferentes orientações de fabricação. Foram fabricados cubos, em aço inoxidável AISI 17-PH,

com canais de 2 mm de diâmetro com inclinações de 0°, 15°, 30°, 45°, 60°, 75° e 90° em relação a plataforma de fabricação. As medições foram realizadas por meio de análise de imagem e tomografia computadorizada. Foi verificada a tendência de melhora na qualidade superficial conforme o aumento do ângulo entre a normal do canal e a plataforma de fabricação. Medindo rugosidade de aproximadamente 70  $\mu\text{m}$  para o ângulo de 0° até aproximadamente 9  $\mu\text{m}$  com ângulo de 90°. Os autores verificaram que, para o canal fabricado a 0°, houve variações até 34% na rugosidade Ra ao longo de sua seção.

Stimpson et al. (2016) o efeito do projeto de canais e orientação de fabricação na rugosidade em canais produzidos por L-PBF. Foram projetadas 11 amostras com 25,4 mm de largura e comprimento. Destas, 10 fabricadas por fusão em leito de pó a laser, sendo 5 em liga de cobalto-cromo-molibdênio (CoCr) e 5 em Inconel 718. Os corpos de prova foram fabricados a 45° em relação ao substrato de fabricação. Para analisar a rugosidade e as variações geométricas dos canais, devido distorções térmicas inerentes ao processo de fabricação, foi utilizado tomografia computadorizada. As rugosidades e variações geométricas dos canais são mostradas no Tabela 2.

Tabela 2: Variações geométricas das amostras fabricadas por L-PBF.

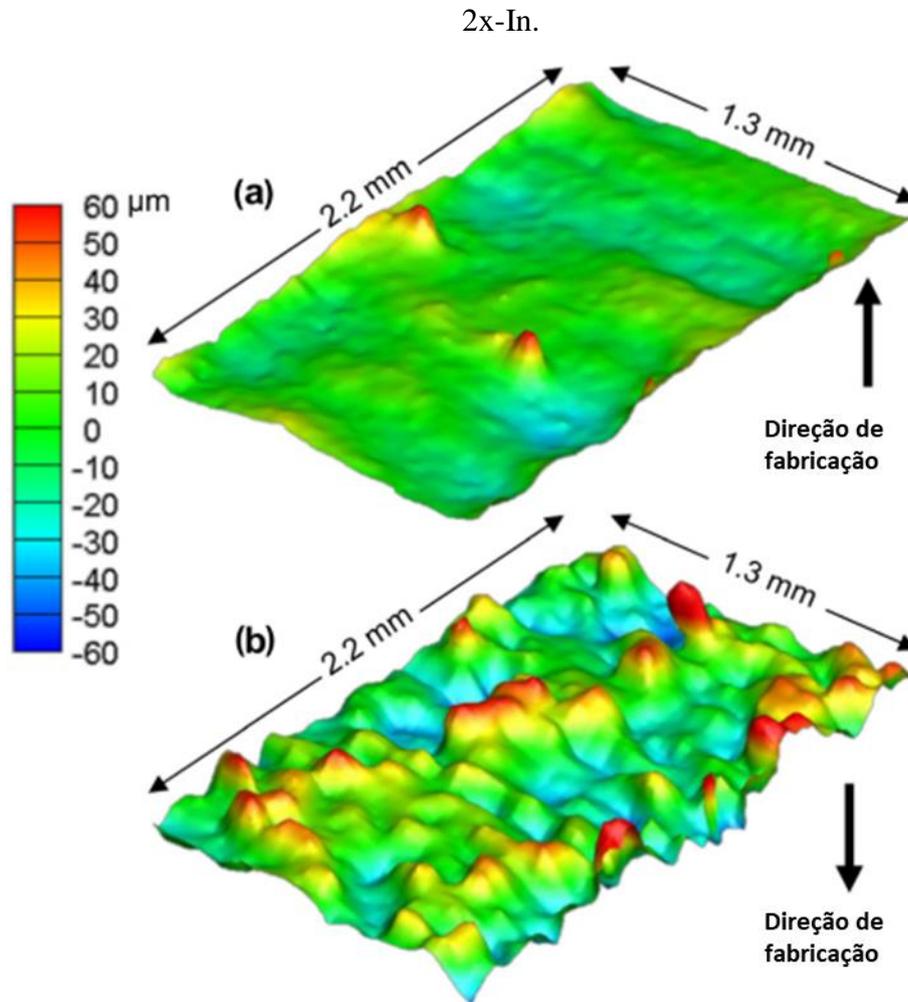
Nome da amostra	Largura de projeto [ $\mu\text{m}$ ]	Altura de projeto [ $\mu\text{m}$ ]	Diâmetro hidráulico de projeto [ $\mu\text{m}$ ]	Largura medida [ $\mu\text{m}$ ]	Altura medida [ $\mu\text{m}$ ]	Diâmetro hidráulico medido [ $\mu\text{m}$ ]	Ra [ $\mu\text{m}$ ]
L-1x-Co	457	1016	631	450	1028	626	9,6
L-2x-Co	914	2032	1261	898	2036	1246	12,3
M-1x-Co	305	660	406	296	694	415	10,3
M-2x-Co	610	1321	834	516	1302	739	12,7
S-2x-Co	610	610	610	601	626	614	9,5
L-1x-In	457	1016	631	453	1047	632	10,5
L-2x-In	914	2032	1261	919	2083	1275	10,9
M-1x-In	305	660	406	355	690	469	11,9
M-2x-In	610	1321	834	683	1406	920	13,8
S-2x-In	610	610	610	660	669	664	13,3

Fonte: Adaptado de Stimpson et al. (2016)

Os autores observaram que as amostras fabricadas em CoCr não tiveram grandes variações geométricas, exceto a amostra M-2x-Co que apresentou um diâmetro hidráulico 95  $\mu\text{m}$ . As amostras fabricadas em Inconel 718, apresentaram canais maiores que os projetos. A

Figura 24 mostra uma ilustração da rugosidade na superfície inferior e superior do canal, evidenciando o aumento da rugosidade em superfícies com face externa para baixo.

Figura 24: Rugosidade da superfície interna A) inferior e B) superior do canal da amostra M-

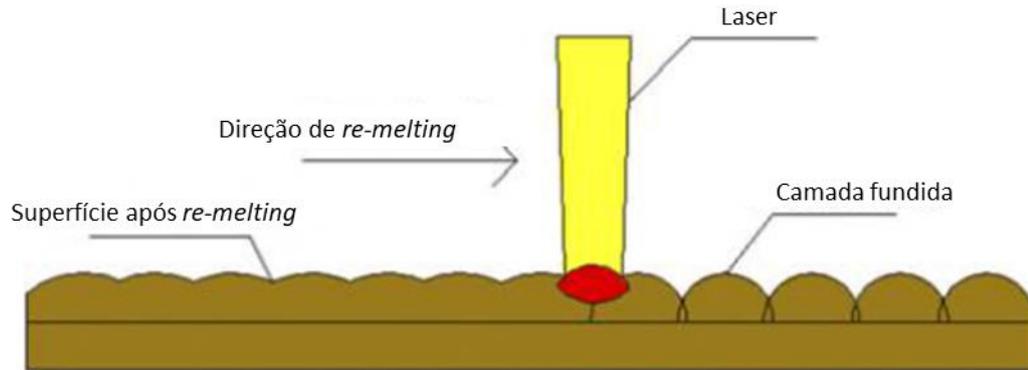


Fonte: Adaptado de Stimpson et al. (2016).

### 2.2.3.1 Re-melting

Uma das limitações da fabricação por L-PBF é a qualidade superficial, normalmente inferior a processos de usinagem convencionais, como fresamento e retífica. A alta rugosidade é principalmente devido ao efeito escada e às tensões residuais resultantes do alto gradiente térmico do processo. *Laser remelting*, ou *Laser re-scanning strategy – LRS*, é uma etapa de pós-processamento para melhorar o acabamento superficial de peças fabricadas por L-PBF é adicionar uma etapa extra de varredura camada de material já fundida, como mostra a Figura 25 (YASA; KRUTH, 2011).

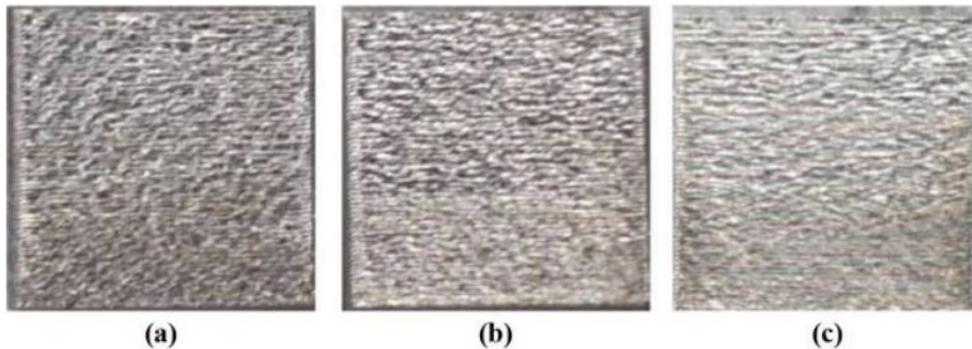
Figura 25: Ilustração do processo de *re-melting*.



Fonte: Adaptado de Wang et al. (2016).

Wang et al. (2016) pesquisaram o efeito do LRS na superfície de três peças de 10 x 10 x 5 mm fabricadas em AISI 316L. A primeira sem, a segunda com duas etapas e a terceira com cinco etapas de *re-melting*. A rugosidade da primeira amostra foi  $R_a = 14,33 \mu\text{m}$ . Na segunda amostra, a rugosidade caiu para  $R_a = 8,20 \mu\text{m}$ . Após cinco etapas de *re-melting*, amostra 3, foi medido o valor de rugosidade  $R_a = 3,34 \mu\text{m}$ . A Figura 26 mostra a topografia das três amostras.

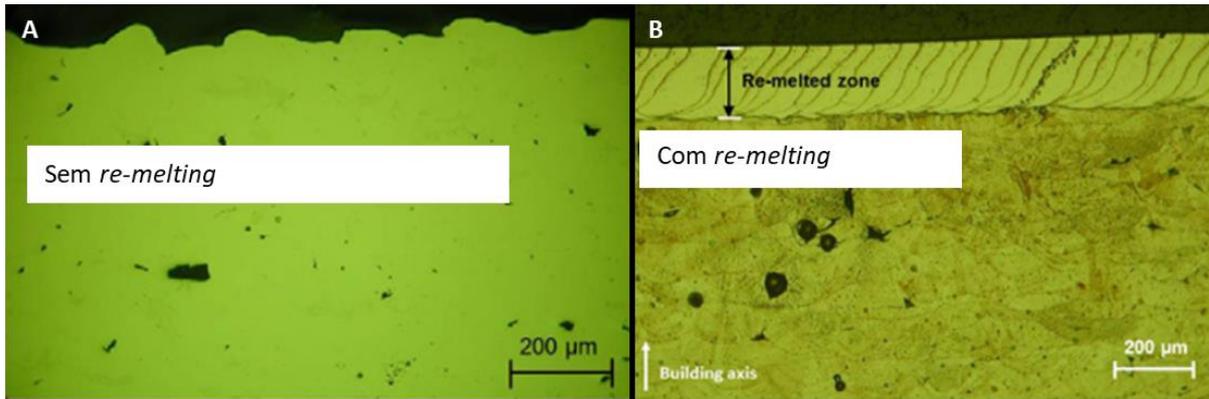
Figura 26: Imagens da topografia das a) amostra sem *re-melting*, b) amostra com duas etapas de *re-melting* e c) amostra com cinco etapas de *re-melting*.



Fonte: Wang et al. (2016)

Yasa e Kruth (2011) estudaram o efeito do LRS na fabricação utilizando o aço inoxidável AISI 316L. Foi percebido aumento de densidade nas peças fabricadas, redução do número de poros nas bordas das poças de fusão, a formação de camadas mais finas e uniformes e microestrutura mais refinada. Além desses, houve notável melhora na qualidade superficial, partindo de rugosidade média  $R_a = 12 \mu\text{m}$  sem LRS para  $R_a = 1,5 \mu\text{m}$  com o uso desta estratégia. A micrografia é mostrada na Figura 27.

Figura 27: Micrografias da amostra A) sem *re-melting* e B) com *re-melting*.



Fonte: Adaptado de Yasa e Kruth (2011)

#### 2.2.4 Aço inoxidável 316L

Segundo Kurian e Mirzaeifar (2020), o aço inoxidável AISI 316L é aço pertencente à família dos aços inoxidáveis austeníticos, os quais são muito utilizados na indústria de óleo e gás devido à combinação de boas propriedades mecânicas e alta resistência a corrosão. Além disso, esse aço possui teor de carbono reduzido, dificultando a precipitação de carbonetos, melhorando a soldabilidade tornando-o adequado para o processamento por L-PBF. A composição química do aço AISI 316L é mostrada na Tabela 3.

Tabela 3: Composição química do aço inoxidável AISI 316L.

C	Mn	P	S	Si	Cr	Ni	Mo	N	Fe
0,03	2	0,045	0,03	0,75	16-18	10-14	2-3	0,1	Bal.

Fonte: ASTM A240/A240M-19 (2019)

O Tabela 4 mostra os requisitos mecânicos deste aço.

Tabela 4: Requisitos mecânicos do aço AISI 316L.

Limite de resistência a tração mínima (MPa)	Tensão de escoamento mínima (MPa)	Alongamento mínimo (%)	Dureza máxima (HBW)
485	170	40	217

Fonte: ASTM A240/A240M-19 (2019)

##### 2.2.4.1 AISI 316L fabricado por fusão em leito de pó a laser

O aço inoxidável 316L é um material muito utilizado em manufatura aditiva, sendo assim, há diversos estudos sobre os parâmetros de fabricação e suas propriedades mecânicas. De modo geral, peças fabricadas em 316L por L-PBF apresentam propriedades mecânicas semelhantes ou até melhores que peças forjadas. Devido a rápida taxa de resfriamento, peças fabricadas por L-PBF possuem microestrutura refinada, responsável pela melhora da tensão de escoamento e dureza comparadas a mesma liga obtida por forjamento. (ERIKSSON, 2018)

Em peças fabricadas por L-PBF é possível verificar os traços e seções das poças de fusão, semelhante a soldagem a laser. A microestrutura de peças fabricadas por L-PBF é formada por grãos colunares, não limitados aos contornos das poças de fusão. A orientação de crescimento dos grãos segue a direção de fabricação da peça. (ZHONG et al., 2016)

Outra característica importante da fabricação por L-PBF é a anisotropia. Devido a formação de grãos colunares, cujo crescimento segue o gradiente térmico, direção de fabricação, as propriedades mecânicas do material dependem de sua orientação de fabricação. Corpos de prova sujeitos a tensões com mesmo sentido da fabricação possuem tensão de escoamento e ruptura menores que corpos de prova sujeitos a cargas perpendiculares a direção de fabricação. (ERIKSSON, 2018; TUCHO et al., 2018b)

#### 2.2.4.2 Tratamento térmico do aço AISI 316L fabricados por fusão em leito de pó a laser

Montero-Sistiaga et al. (2016) pesquisaram a influência de diferentes tratamentos térmicos na microestrutura e propriedades mecânicas do aço AISI 316L fabricado por L-PBF. Foram utilizadas amostras submetidas a três tratamentos térmicos diferentes e comparadas com a condição sem tratamento. Os tratamentos térmicos analisados são mostrados na Tabela 5.

Tabela 5: Tratamentos térmicos realizados.

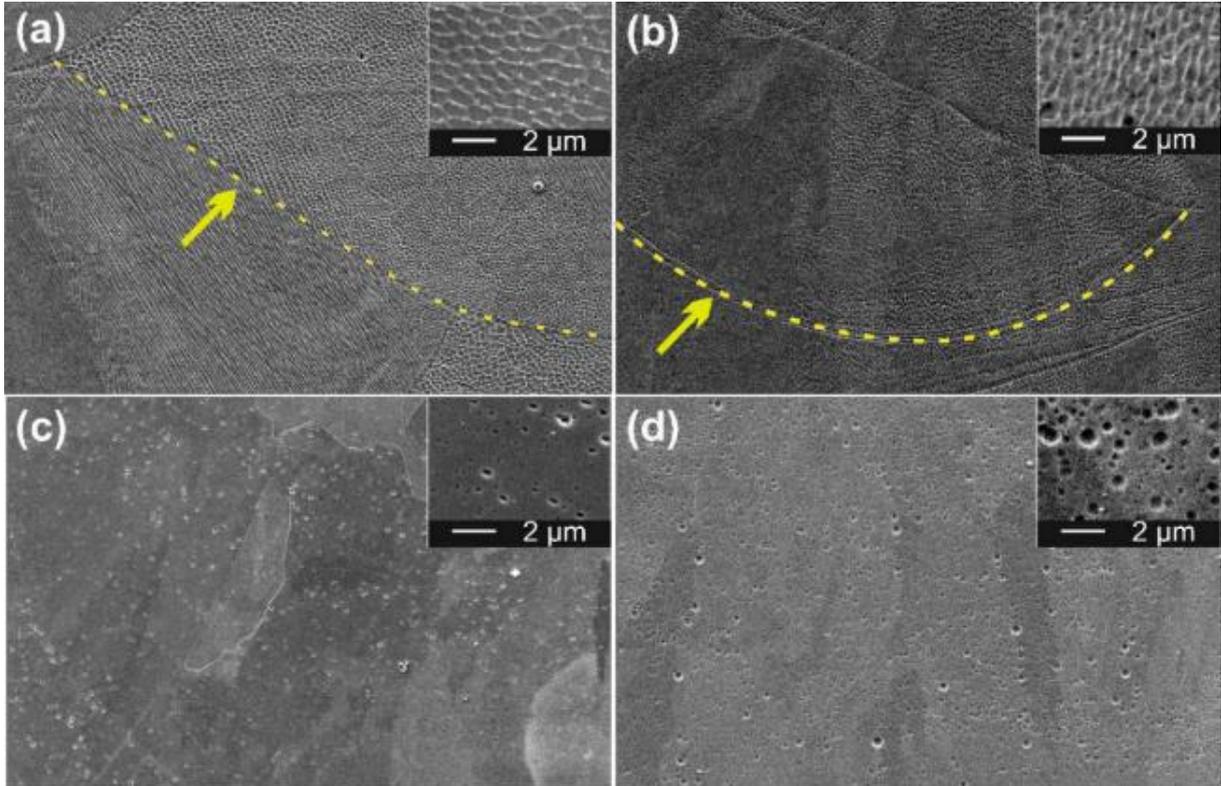
<b>Amostra</b>	<b>Ciclo de tratamento</b>
HT 1	600°C por 2 horas e resfriamento a ar
HT 2	950°C por 2 horas e resfriamento a ar
HT 3	1095°C por 2 horas e resfriamento a água

Fonte: Adaptado de Montero-Sistiaga et al. (2016).

A microestrutura foi analisada em MEV, no qual os autores verificaram que as amostras sem tratamento e HT 1 apresentam poças de fusão visíveis e estrutura celulares no interior dos grãos. Para as amostras HT 2 e HT 3, não foi verificada esta estrutura e as poças

de fusão foram dissolvidas, revelando apenas os contornos de grão. A Figura 28 mostra as microestruturas para as diferentes condições analisadas.

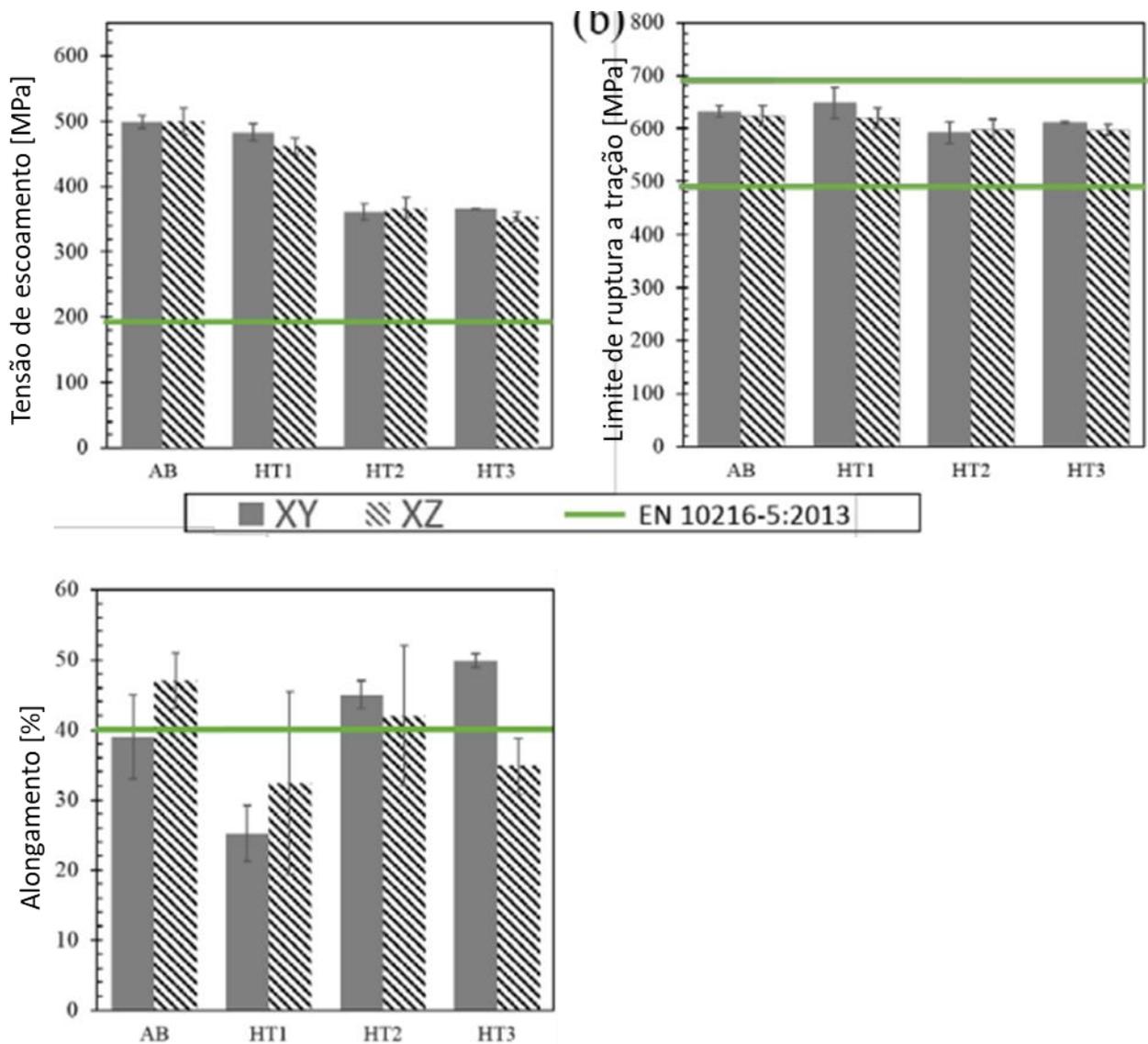
Figura 28: Imagens da microestrutura obtida em MEV para as condições a) sem tratamento térmico, b) HT 1, c) HT 2 e d) HT 3.



Fonte: Montero-Sistiaga et al. (2016).

Nos corpos de prova de tração foi observado que as amostras sem tratamento térmico e HT 1 apresentaram maior tensão de escoamento e limite de ruptura comparadas as outras duas amostras. Os autores verificaram que não há diferença no tamanho de grão entre todas as amostras. Portanto, o aumento na tensão de escoamento foi associado a presença de estruturas celulares no interior dos grãos, como mostrado na Figura 29.

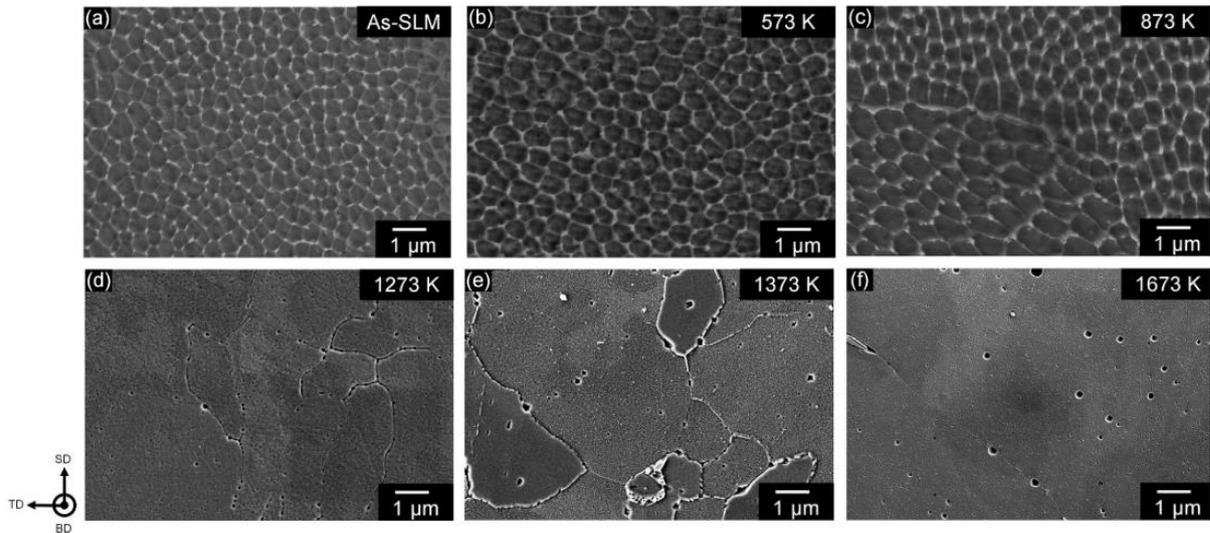
Figura 29: Comparação entre propriedades mecânicas do aço AISI 316L para diferentes tratamentos térmicos.



Fonte: Adaptado de Montero-Sistiaga et al. (2016).

Salman et al. (2019) pesquisaram os efeitos de diferentes condições de tratamento térmico na microestrutura e propriedades mecânicas do aço inoxidável AISI 316L fabricado por L-PBF. As condições avaliadas foram: sem tratamento térmico, 300°C, 600°, 1000°C, 1100°C e 1400°C, todos mantidos em forno com atmosfera de argônio por 6 horas. As micrografias foram obtidas por MEV e mostram que as estruturas celulares no interior dos grãos desaparece quando a amostra é tratada acima de 1000°C, outra característica é o surgimento de poros devido ao crescimento de grãos, como mostra a Figura 30.

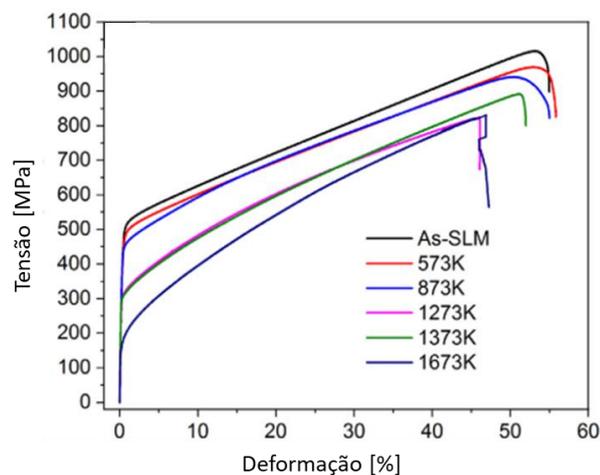
Figura 30: Micrografias obtidas em MEV para diferentes ciclos de tratamento térmico.



Fonte: Salman et al. (2019)

Os autores observaram a redução da tensão de escoamento e limite de ruptura com o aumento da temperatura de tratamento térmico. Eles sugerem três motivos, o primeiro à formação de microestrutura refinada com estruturas celulares devido à rápida solidificação. A segunda, que as diferentes orientações das estruturas celulares presentes no interior dos grãos podem causar acúmulo de discordâncias. Esta característica reduz o acúmulo de tensões localizados até a limite de ruptura ser alcançado. O terceiro é a desorientação das estruturas celulares que evitam os movimentos das discordâncias, dificultando a propagação de trincas. A Figura 31 mostra as curvas de tensão x deformação para as diferentes condições analisadas. (SALMAN et al., 2019)

Figura 31: Curvas de tensão x deformação para diferentes condições de tratamento térmico.



Fonte: Adaptado de Salman et al. (2019).

### 3. METODOLOGIA

#### 3.1 FABRICAÇÕES

Foram realizadas três fabricações para avaliar a viabilidade da fabricação de trocadores de calor compactos por fusão em leito de pó a laser.

- Fabricação de corpos de prova de tração para avaliar o comportamento mecânico do material AISI 316L fabricado por essa tecnologia,
- Fabricação de corpos de prova para testes de pressão hidrostática com objetivo de validar a geometria do núcleo, diâmetro dos canais e espessura de parede
- Fabricação de um protótipo de um trocador de calor compacto em escala reduzida.

Devido a períodos manutenção das máquinas de manufatura aditiva disponíveis do Instituto Senai de Inovação em Processamento a Laser, foram utilizadas duas máquinas para as fabricações dos componentes: Os corpos de prova utilizados na avaliação das propriedades mecânicas foram fabricados na máquina SLM 125 HL. Já o trocador em escala foi fabricado na máquina *Concept Laser M2 cusing*.

##### 3.1.1 SLM 125HL

A máquina SLM 125HL, da empresa *SLM Solutions*, é equipada com um laser de fibra com potência máxima de 400W e diâmetro de feixe no foco de 70  $\mu\text{m}$ , fabricado pela IPG Fotônica. Com dimensões da cuba de fabricação de 125 x 125 x 125  $\text{mm}^3$ . A plataforma de fabricação permite aquecimento até 200°C com objetivo de reduzir as tensões residuais do processo de fabricação.

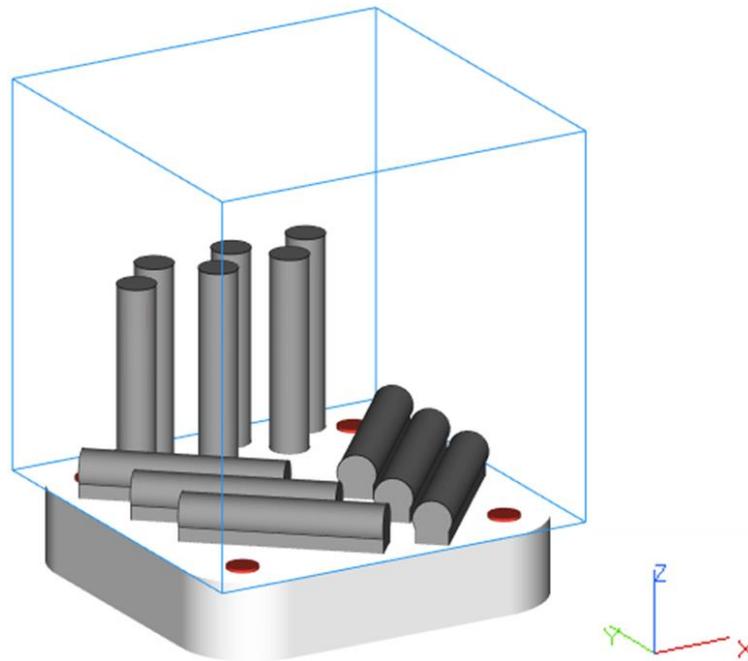
Nessa máquina foram fabricados os corpos de prova para ensaios de tração e de pressão hidrostática.

##### 3.1.1.1 Corpos de prova de tração

Foram fabricados cilindros maciços de AISI 316L, com diâmetro de 12 mm e comprimento de 62 mm, para a obtenção de corpos de prova de tração com o objetivo de avaliar

o comportamento mecânico desse aço fabricado por L-PBF. Foram fabricados 12 cilindros, 6 na orientação horizontal e 6 na orientação vertical, de forma a analisara a anisotropia característica da do processo de fabricação. A Figura 32 ilustra o planejamento da fabricação com a disposição dos cilindros em relação ao substrato.

Figura 32: Planejamento da fabricação dos corpos de prova de tração.



Fonte: Autor (2020)

O conjunto de parâmetros utilizados na fabricação, que é indicado pelo fabricante da máquina, é mostrado na Tabela 6.

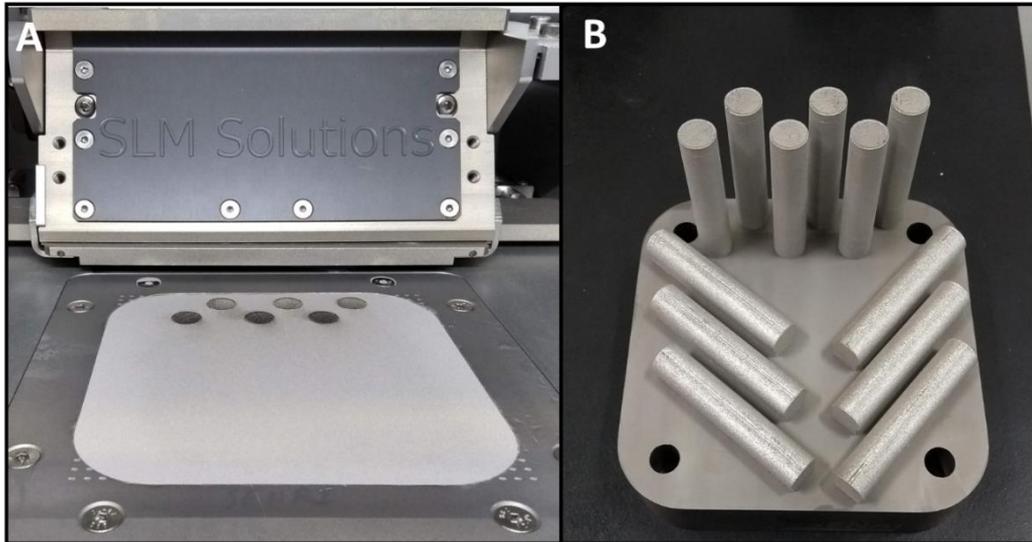
Tabela 6: Conjunto de parâmetros utilizados na fabricação dos CPs de tração e pressão hidrostática.

<b>Parâmetros de processamento</b>	
Potência do laser - Contorno	180 W
Velocidade de varredura - Contorno	2100 mm/s
Potência do laser - Volume	200W
Velocidade de varredura - Volume	800 mm/s
Espessura de camada	0,03 mm
Distância entre filetes	0,120 mm
Estratégia de varredura	Contínuo
Potência - <i>Re-melting</i>	300 W
Velocidade - <i>Re-melting</i>	400 mm/s
Foco - <i>Re-melting</i>	- 8 mm

Fonte: Autor (2020).

A Figura 33 mostra a fabricação dos corpos de prova durante a fabricação e os corpos de prova fabricados e ainda engastados no substrato.

Figura 33: Corpos de prova A) durante a fabricação e B) como fabricado.

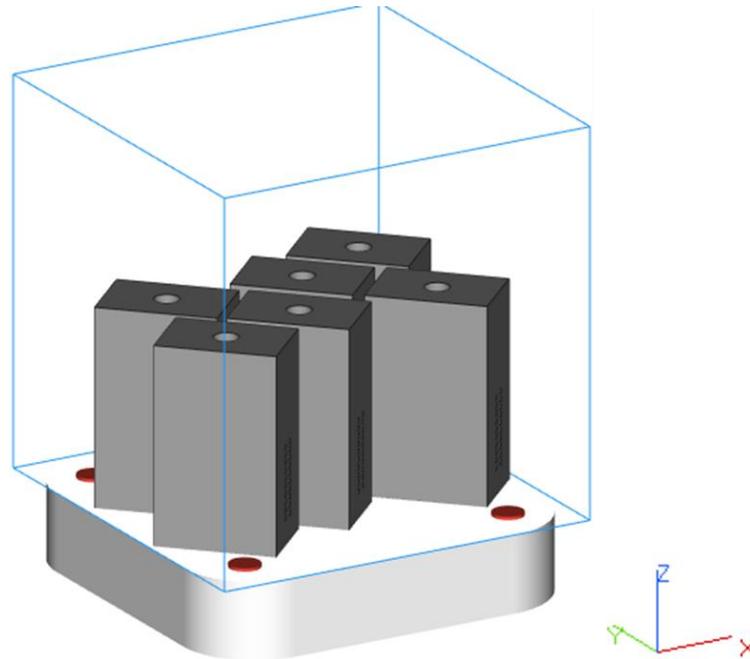


Fonte: Autor (2020).

### 3.1.1.2 Corpos de prova para teste de pressão hidrostático

Foram fabricados corpos de prova para testes hidrostáticos em AISI 316 L. A geometria tem dimensões máximas de 25 x 37,5 x 63,75 mm, os canais tem diâmetro de 2 mm e espessura de parede de 0,5 mm. A geometria do corpo de prova para teste de pressão hidrostático foi definida para avaliar a viabilidade da fabricação de um protótipo de trocador de calor compacto com os mesmos valores de diâmetro de canal e espessura de parede. A Figura 34 mostra o planejamento da fabricação.

Figura 34: Planejamento dos corpos de prova para teste de pressão hidrostática.



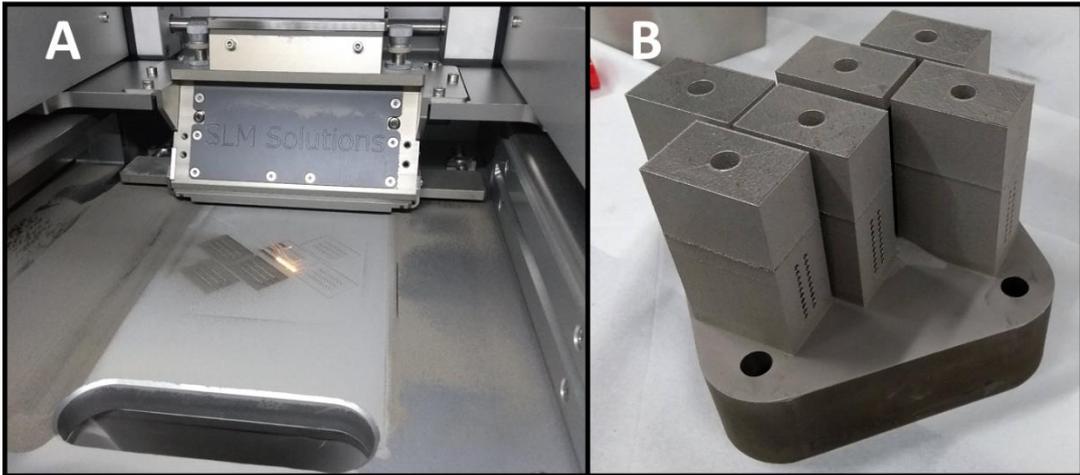
Fonte: Autor (2020).

A orientação dos corpos de prova foi definida para reduzir as distorções nos canais de interesse causadas pelo alto gradiente térmico durante a fabricação. O conjunto de parâmetros utilizado foi semelhante a fabricação dos corpos de prova de tração, apresentados na Tabela 6.

Na face superior dos CPs foi empregado o processo de *re-melting* para posterior comparação da qualidade superficial com as demais faces. Os parâmetros de processos utilizados estão apresentados na Tabela 6.

Na Figura 35 é possível visualizar A) instante durante a fabricação dos CPs e B) após retirada do leito de pó.

Figura 35: CPs para teste de pressão hidrostática A) durante fabricação e B) como fabricado.

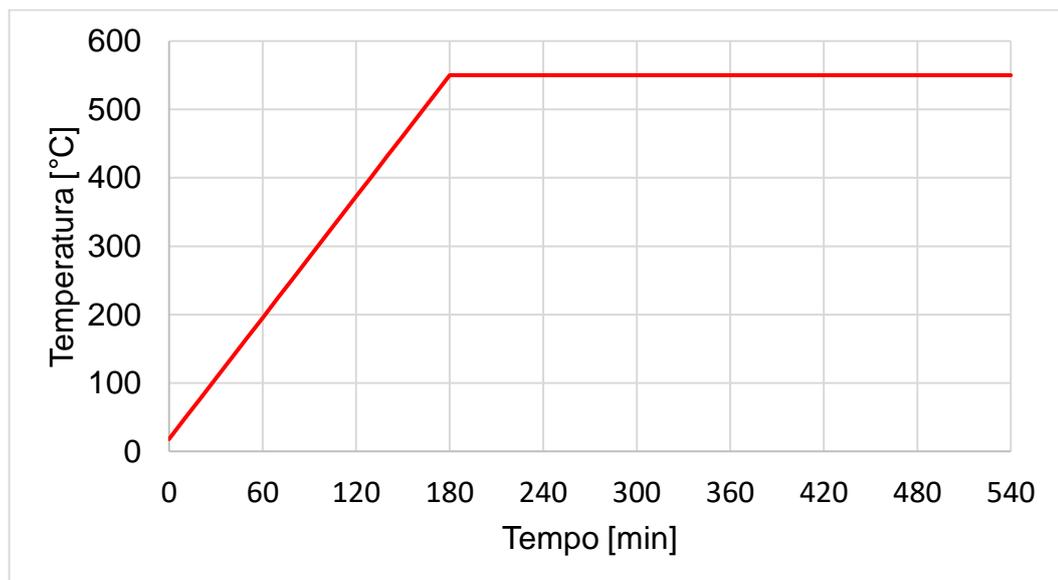


Fonte: Autor (2020).

### 3.1.1.3 Tratamento térmico

Ambos componentes fabricados foram submetidos ao tratamento térmico de alívio de tensões indicado pela *Concept Laser* para o aço AISI 316L. Esse tratamento foi realizado em forno o consiste no aquecimento a 550° por 3 horas e 6 horas de tratamento constante seguido de resfriamento em atmosfera ambiente, como mostra a Figura 36.

Figura 36: Curva de tratamento térmico de alívio de tensões.



Fonte: Adaptado de Tupytec (2020).

O tratamento térmico todas as fabricações foi realizado em um forno do tipo poço sem controle de atmosfera, Figura 37.

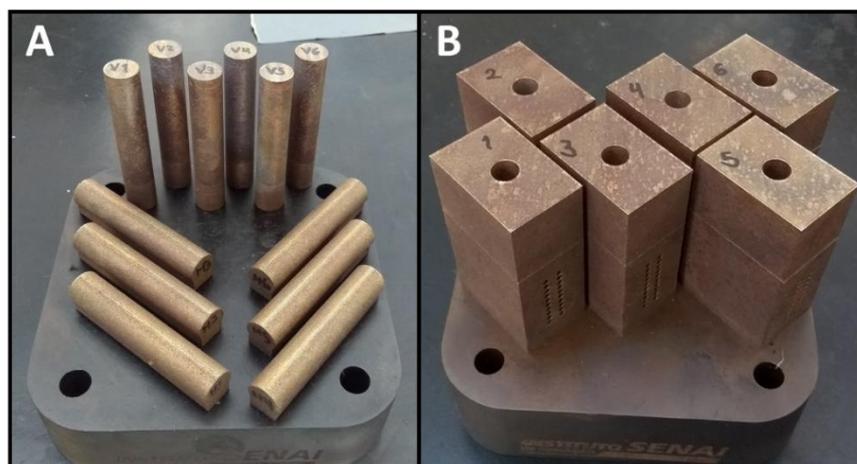
Figura 37: Forno utilizado para tratamento térmico de alívio de tensões.



Fonte: Tupytec (2020).

A Figura 38 mostra ambas as fabricações após tratamento térmico. Após o alívio de tensões, os corpos de prova são removidos por eletroerosão a fio.

Figura 38: Após tratamento térmico A) CPs de tração e B) CPs para teste de pressão hidrostática.



Fonte: Autor (2020).

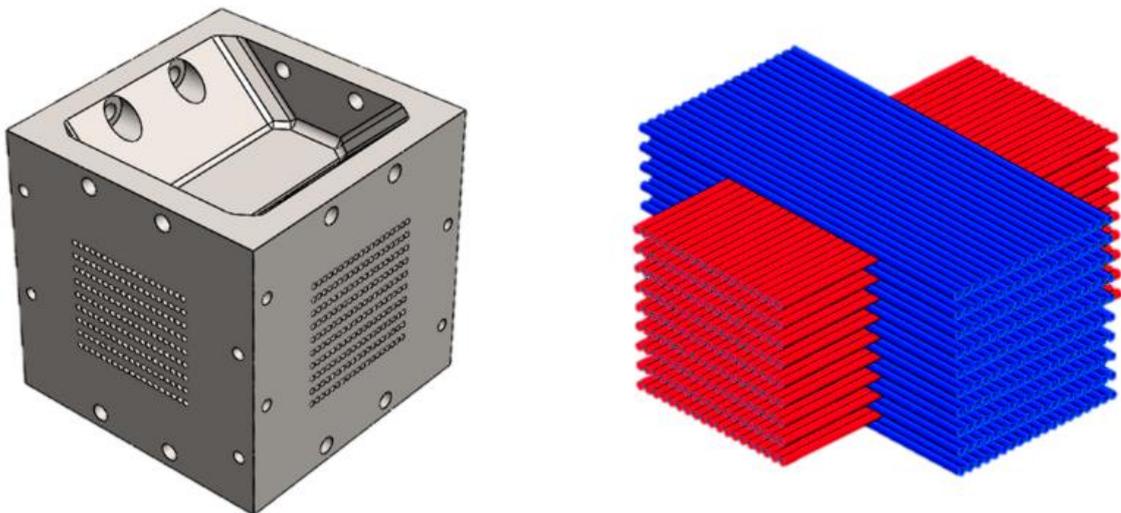
### 3.1.2 Concept Laser M2 CUSING

A máquina *Concept Laser M2 – Cusing*, da *GE Additive* é equipada com um laser de fibra de 400W e diâmetro de feixe no foco de 50  $\mu\text{m}$ , fabricado pela ROFIN-SINAR. A câmara de fabricação possui dimensões máximas de 245 x 245 x 245  $\text{mm}^3$ . Com essa máquina foi fabricado um núcleo de trocador compacta para testes térmico e hidrodinâmico.

#### 3.1.2.1 Protótipo de trocador de calor compacto

O componente foi projetado com dimensões máximas de 100 x 106 x 106  $\text{mm}^3$ , com 3 mm de sobremetal nas 4 faces de interface com os bocais de entrada e saída de fluido e sem sobremetal nas outras faces. O projeto considerou o núcleo com canais retos de seção circular, com diâmetro de 2 mm, espaçados por uma parede de 0,5 mm com sentido cruzado, conforme mostra a Figura 39.

Figura 39: Protótipo de trocador de calor compacto e disposição dos canais.



Fonte: Autor (2020).

#### 3.1.2.2 Parâmetros de processamento

O componente foi fabricado utilizando os parâmetros indicados pela fabricante da máquina para o material AISI 316L. Estes parâmetros são mostrados na Tabela 7.

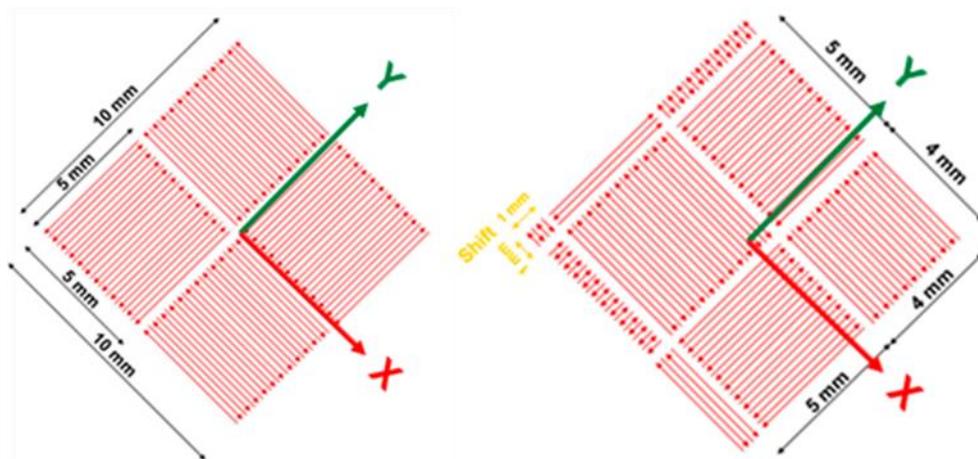
Tabela 7: Conjunto de parâmetros de processamento para a fabricação do protótipo de trocador de calor compacto.

<b>Parâmetros de processamento</b>	
Potência do laser - Contorno	180 W
Velocidade de varredura - Contorno	2100 mm/s
Potência do laser - Volume	200W
Velocidade de varredura - Volume	800 mm/s
Espessura de camada	0,03 mm
Distância entre filetes	0,105 mm
Estratégia de varredura	Xadrez

Fonte: Autor (2020).

A estratégia de varredura utilizada foi xadrez com mudança de sentido entre as ilhas. Além disso, com deslocamento de 1 mm das ilhas ao longo das camadas, como mostra a Figura 40. Bian et al. (2020), mostra que o uso dessa estratégia tende a reduzir a tensão residual no componente final, reduzindo as distorções, principalmente, nos canais projetados.

Figura 40: Estratégia de varredura utilizada.



Fonte: Autor (2020).

### 3.1.2.3 Tratamento térmico

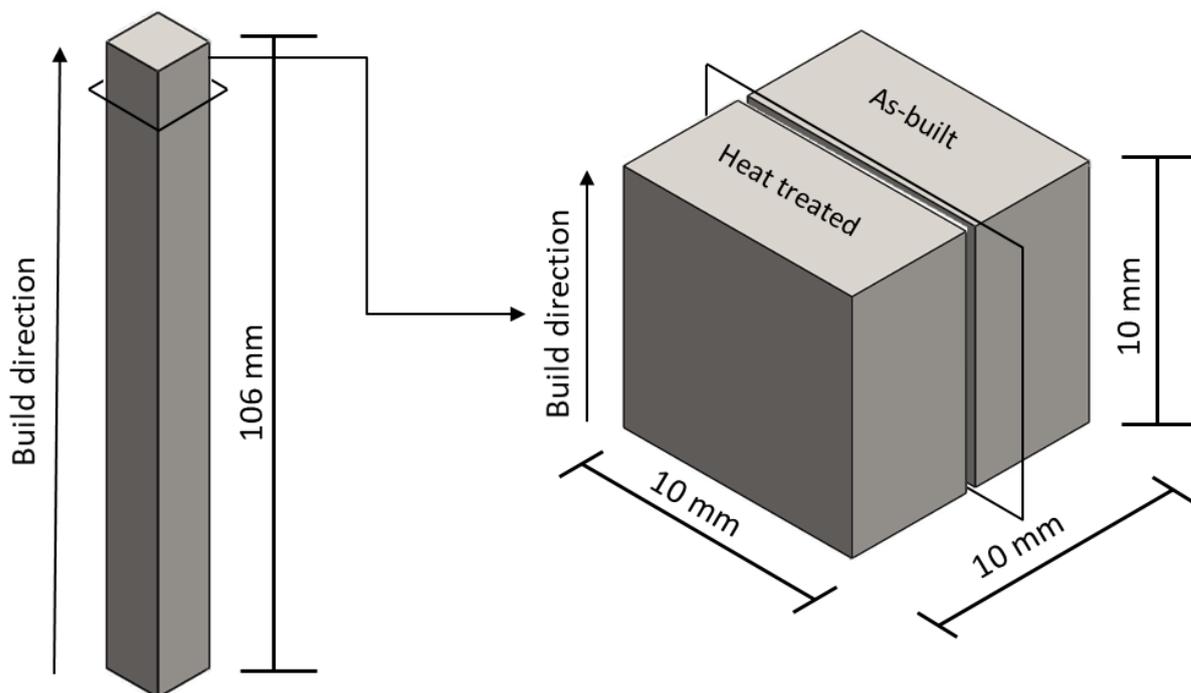
O componente e o testemunho restante foram submetidos a tratamento térmico de alívio de tensão, com as mesmas especificações dos corpos de prova, aquecimento do componente até 550°C por 3 horas, seguido de 6 horas de tratamento a temperatura constante e resfriamento em atmosfera ambiente. A curva de alívio de tensões pode vista na Figura 36.

### 3.1.2.4 Ensaios Metalográficos

Os testemunhos da fabricação do protótipo foram utilizados para avaliar a densidade e microestrutura. Todas as amostras descritas abaixo foram lixadas, seguindo a sequência de lixas com granulometria de 100, 200, 400, 600 e 1200. Na sequência, as amostras foram polidas utilizando pano de polimento e pasta de diamante de 1  $\mu\text{m}$ .

Um testemunho foi cortado logo após a fabricação e o outro após tratamento térmico. Do primeiro, foi retirado um cubo de 10 x 10 x 10 mm<sup>3</sup> a partir do topo, essa amostra foi embutida, preparada e analisada para avaliar a densidade relativa e a microestrutura antes e após tratamento térmico, como ilustra a Figura 41.

Figura 41: Amostra cortada para medição de porosidade e efeito do tratamento térmico.



Fonte: Autor (2020).

O método de análise de densidade por imagem foi utilizado para avaliação da porosidade de parte do testemunho. Para isto, foram capturadas imagens da seção transversal das amostras, utilizando o microscópio ótico Zeiss, modelo Axio Imager.M2m. As imagens foram obtidas, com ampliação de 100x, utilizando o software Axio Vision V4.9 e analisadas pela ferramenta *Multiphase Grain Analysis* presente no software. Esta ferramenta analisa o

gradiente de cores para quantificar diferentes fases presentes na microestrutura. No caso da porosidade, é possível quantificar o número de vazios, poros, nas seções transversais e seus tamanhos.

Em seguida, as amostras foram atacadas com reagente Marble com o objetivo de avaliar a microestrutura ao longo do sentido de fabricação. As imagens foram obtidas com ampliação de 100x, utilizando o mesmo equipamento e software da análise de densidade.

## 3.2 ENSAIOS MECÂNICOS

Os testes descritos abaixo foram realizados para avaliar o comportamento mecânico do material e a integridade dos componentes fabricados.

### 3.2.1 Teste vazamento com detector de hélio

Para avaliar a integridade do núcleo dos corpos de prova e do protótipo foram realizados testes não destrutivos para detecção de vazamento. Para isso, foi utilizado o equipamento *Leak Detection*, fabricado pela Edwards.

Figura 42: Equipamento utilizado para teste de vazamento com detector de hélio.



Fonte: Edwards (2020).

Para o ensaio, o corpo de prova é conectado ao equipamento, em seguida a bomba de vácuo retira o ar do componente, mantendo pressão de  $10^{-2}$  mbar. Na sequência, gás hélio é borrifado nas paredes externas do componente. Um espectrômetro de massa analisa os gases que estão saindo do componente. Se houver alguma fissura ou orifício entre os canais, o gás hélio entra no corpo de prova e é identificado pelo espectrômetro. Para um corpo de prova estanque, a indicação do detector de vazamentos é aproximadamente  $10^{-7}$  mbarl/s.

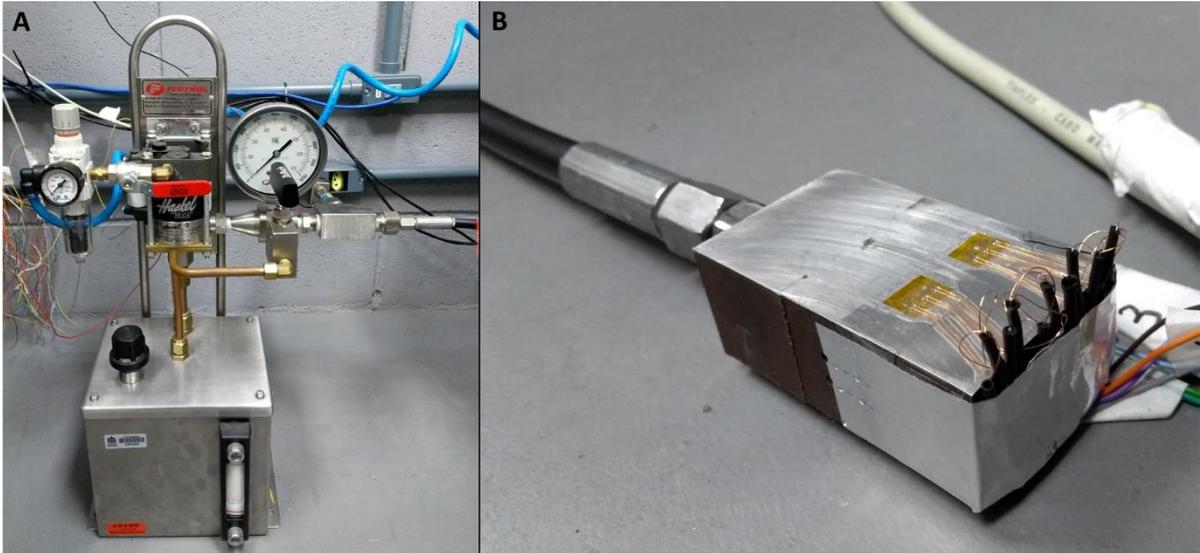
### 3.2.2 Teste hidrostático

Os corpos de prova foram sujeitos a testes de pressão hidrostático, que consiste em pressurizar gradativamente o núcleo do corpo de prova e avaliar se há falha do componente. Os testes foram realizados utilizando o equipamento para testes hidrostáticos Test PAC 33, comercializado pela Flutrol, composta por uma bomba hidropneumática fabricada pela Haskel. A bomba é acionada por ar comprimido ou nitrogênio que pressuriza um fluido incompressível, no caso água. A bancada de testes e o corpo de prova conectado são mostrados na Figura 43. O sistema de aquisição de dados da bancada é composto por módulos fabricados pela empresa *National Instruments*, que realizam a leitura do transdutor de pressão. Uma fonte de tensão é utilizada para a alimentação do transdutor de pressão. Vale salientar que no escopo desse trabalho, o objetivo principal foi a verificação da resistência estrutural de um dispositivo fabricado por manufatura aditiva a elevadas pressões.

O teste hidrostático foi realizado com aumento incremental da pressão até os patamares desejados utilizando uma máquina Flutrol. De acordo com dados levantados pela equipe do laboratório a partir de 2 trocadores de calor *PCHE* aplicados a indústria de óleo e gás, as pressões de operação destes são 217,4 bar e 229 bar. Como a amostra experimental é um vaso de pressão, deve seguir a Norma ABNT NBR 16035-3 para definição da pressão de teste. Desse modo, para os testes foi considerado uma pressão de 327 bar.

$$P_{teste} = 1,43P_{projeto} \quad (\text{Equação 2})$$

Figura 43: A) Bancada de teste hidrostático e B) corpo de prova conectado à bancada.

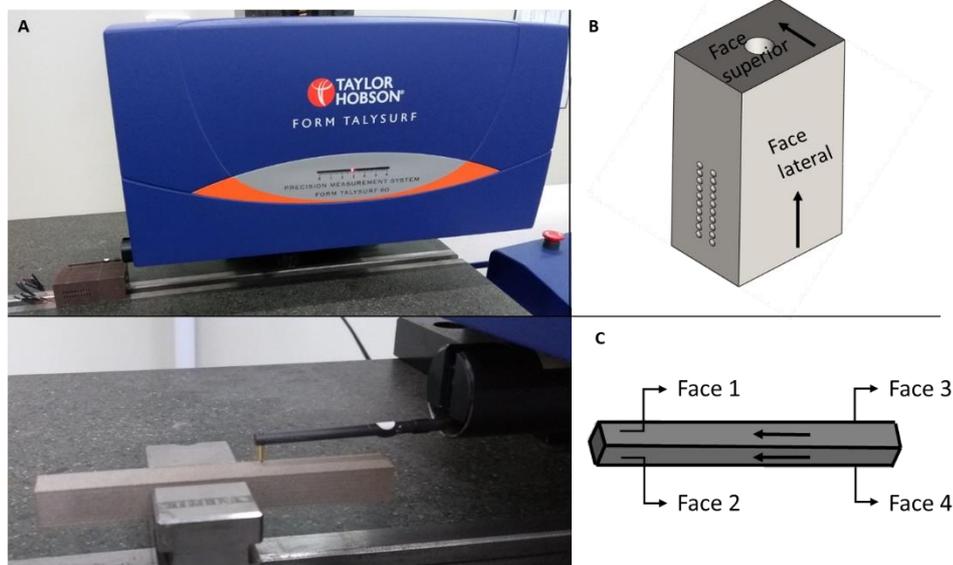


Fonte: Autor (2020).

### 3.2.3 Medição de rugosidade

As rugosidades das paredes externas dos corpos de prova para teste de pressão hidrostático, fabricado na SLM 125HL e do testemunho, fabricado na M2 cusing, foram medidas utilizando o rugosímetro *Taylor Hobson Form Talysurf 60*. Para os CPs, foram medidas as rugosidades em duas regiões, na face lateral, direção de fabricação, e na face superior, sujeita ao processo de *re-melting*. No testemunho, foi feita uma medida em cada parede. A Figura 44 mostra instantes da medição de rugosidade do CP.

Figura 44: A) Rugosímetro, B) regiões analisadas do CP de pressão hidrostática fabricados na SLM 125HL e C) regiões analisadas do testemunho fabricado na M2 *cusing*.

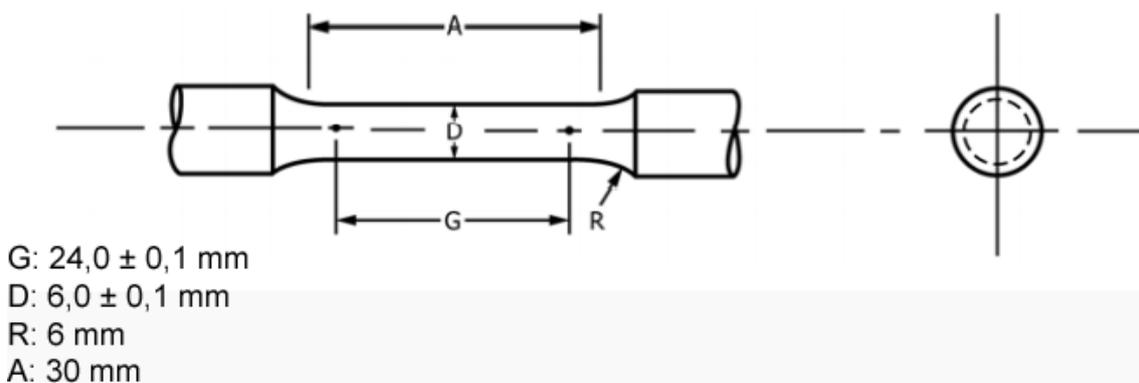


Fonte: Autor (2020).

### 3.2.4 Testes de tração

Os ensaios de tração seguiram as especificações da norma ASTM E8/E8M para corpos de prova com comprimento da parte útil (G) quatro vezes maior que o diâmetro útil (D). As dimensões do corpo de prova são mostradas na Figura 45.

Figura 45: Dimensões do corpo de prova.



Fonte: Adaptado de ASTM International E8/E8M-16a (2016)

O ensaio de tração foi realizado na máquina INSTRON 5980 com célula de carga de 400 kN. As propriedades obtidas deste ensaio foram tensão de escoamento, alongamento, limite de ruptura, módulo de elasticidade e redução de área. Para medição da tensão de escoamento, alongamento, foi utilizado extensometria a laser presente na máquina.

Os corpos de prova fabricados foram usinados de modo a atender as dimensões exigidas em norma. A Figura 46 mostra os corpos de prova de tração como fabricados, após corte tratamento térmico de alívio de tensões, cortados do substrato por EDM e usinados dentro das especificações da norma ASTM E8/E8M.

Figura 46: Corpos de prova usinados A) fabricados na orientação XY e B) fabricados na orientação ZX.



Fonte: Autor (2020).

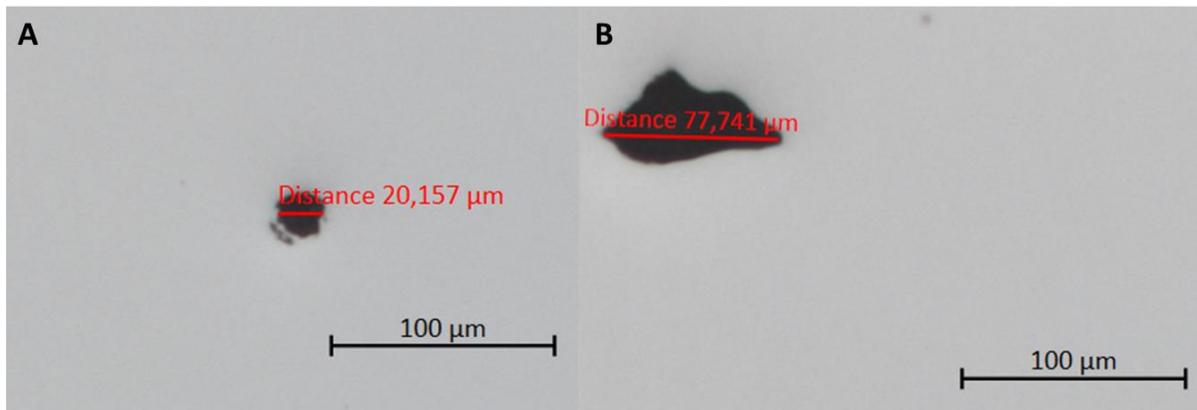
## 4. RESULTADOS

Nessa seção são apresentados os resultados das análises experimentais realizadas nos corpos de prova fabricados.

### 4.1 POROSIDADE

A amostra de  $10 \times 10 \times 10 \text{ mm}^3$  retirada do testemunho do trocador de calor foi preparada para análise em microscopia ótica. Os poros verificados foram majoritariamente pequenos e arredondados, normalmente associados ao aprisionamento de gases durante a solidificação, como visto por Liverani et al. (2017) e Sun, Bailey, Moroz (2019). Porém, é possível verificar poros irregulares, associados ao efeito balling ou a trincas resultantes de tensões residuais, como também Liverani et al. (2017). A Figura 47 mostra imagens de poros obtidas em microscópio ótico

Figura 47: Medição de porosidade A) poro arredondado e B) poro irregular.



Fonte: Autor (2020).

A Tabela 8 mostra a distribuição do tamanho dos poros encontrados nas imagens. A densidade aparente por imagem da amostra analisado é de 99,81%. A baixa porosidade indica que os parâmetros utilizados para a fabricação foram adequados para garantir baixa porosidade.

Tabela 8: Distribuição do tamanho de poros e porosidade total da amostra analisada.

<b>Tamanho dos poros</b>	<b>&lt; 10 <math>\mu\text{m}</math></b>	<b>10 – 12,5 <math>\mu\text{m}</math></b>	<b>12,5 – 15 <math>\mu\text{m}</math></b>	<b>15 – 17,5 <math>\mu\text{m}</math></b>	<b>17,5 – 20 <math>\mu\text{m}</math></b>	<b><math>\geq 20</math> <math>\mu\text{m}</math></b>	<b>Contagem de poros</b>	<b>Porosidade em % da área analisada</b>
Porcentagem acumulada	98,16 %	0,78 %	0,42 %	0,26 %	0,12 %	0,25 %	28801	0,19

Fonte: Autor (2020).

A Tabela 9 apresenta os parâmetros de processamento utilizados comparados a valores de densidade aparente obtidos na literatura para o aço AISI 316L. É possível verificar que a amostra analisada condiz com resultados verificados na literatura.

Tabela 9: Densidade relativa do testemunho comparada com a literatura.

<b>Autores</b>	<b>Potência [W]</b>	<b>Velocidade [mm/s]</b>	<b>Distância entre filetes [mm]</b>	<b>Espessura de camada [<math>\mu\text{m}</math>]</b>	<b>DEV [<math>\text{J}/\text{mm}^3</math>]</b>	<b>Densidade Relativa [%]</b>
Testemunho - <i>Concept Laser</i> (LIVERANI et al., 2017)	200	800	0,105	30	79,3651	99,81
(ZHANG; DEMBINSKI; CODDET, 2013)	150	700	0,07	20	153,1	> 99%
(SURYAWANS HI; PRASHANTH; RAMAMURTY, 2017)	100	300	0,08	50	83,3333	99,7
(PENG; CHEN, 2018)	90	1000	0,150	30	20	98,1
(YUSUF et al., 2017)	200	750	0,110	50	48,48	98,87
(TUCHO et al., 2018)	200	1600	-	50	-	99,18
	150	446	0,14	30	80	99,84

Fonte: Autor (2020).

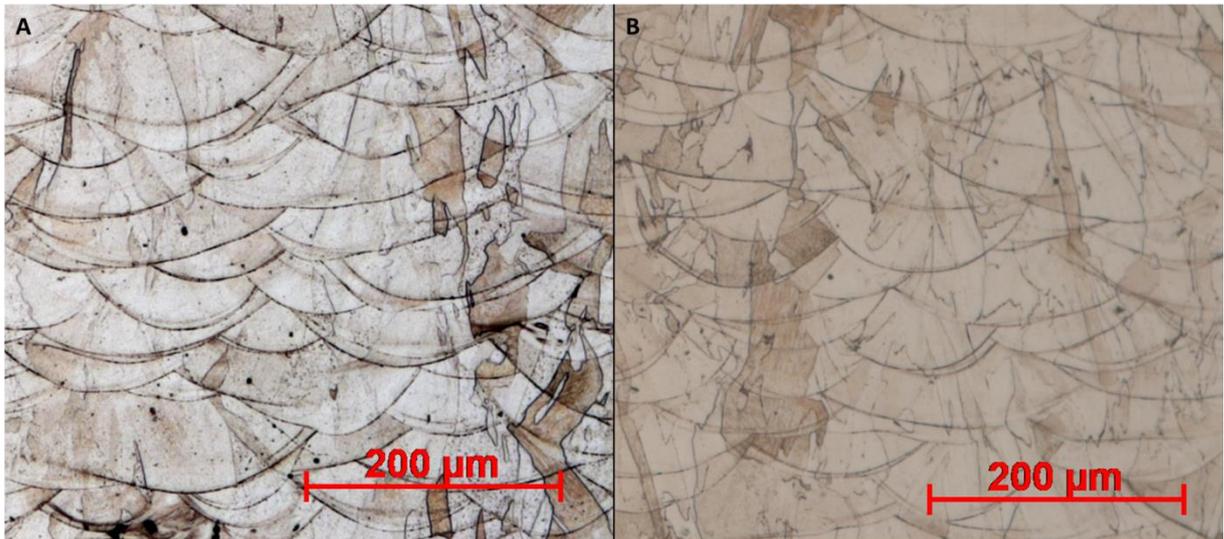
## 4.2 MICROESTRUTURA

A amostra utilizada para avaliar a porosidade foi atacada para análise de microestrutura. Foi possível verificar a microestrutura predominantemente austenítica, comum

ao aço inoxidável AISI 316L com estrutura em camadas e poças de fusão visíveis, resultado da trajetória do laser, também visto por Liverani et al. (2017), Bartolomeu et al. (2017), Casati, Lemke, Vedani (2016), Wang et al. (2016) e Zhang, Dembinski, Coddet (2013).

A Figura 48 ainda mostra a microestrutura da amostra antes e após tratamento térmico de alívio de tensões, 550°C por 6 horas. O tratamento térmico não teve efeito visível nos contornos das poças de fusão. Essa característica também foi percebida por Salman et al. (2019), nas amostras tratadas a 300°C e 600°C por 6 horas e Montero-Sistiaga et al. (2016) em amostra tratada termicamente a 600°C por 2 horas.

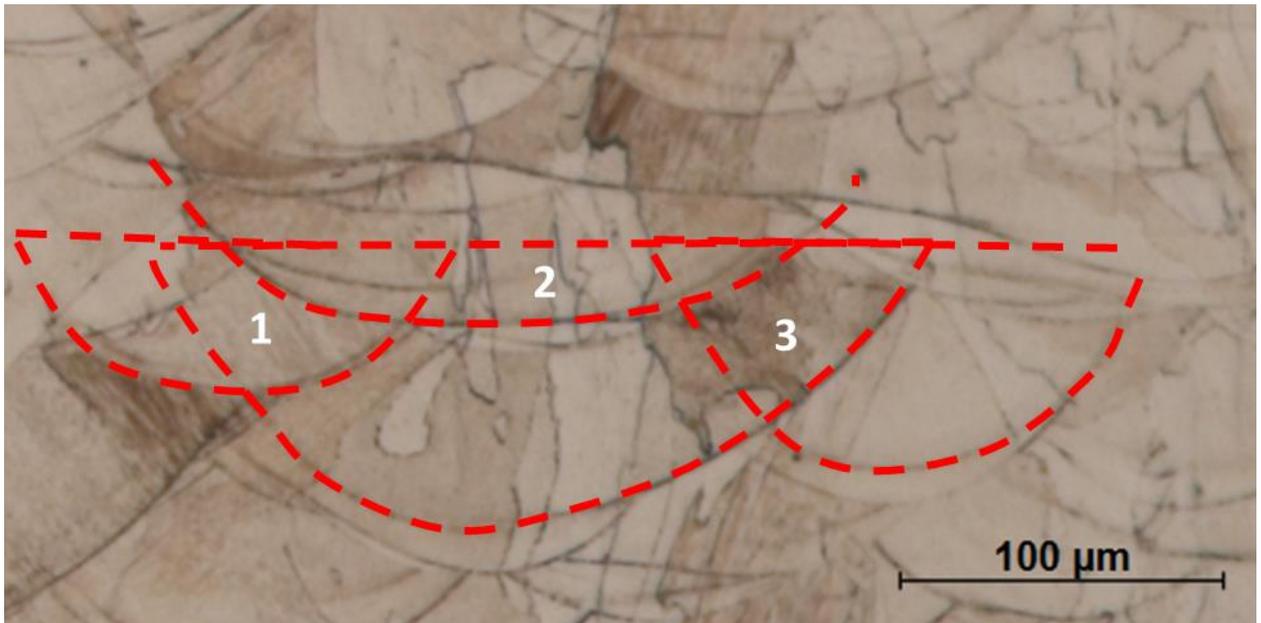
Figura 48: Microestrutura do testemunho A) como fabricada e B) após tratamento térmico.



Fonte: Autor (2020).

Além disso, na Figura 49 é possível visualizar a sobreposição entre filetes durante a fabricação. Essa característica garante maior união metalúrgica e redução da porosidade no material, como mostrado por Casati; Lemke; Vedani (2016).

Figura 49: Contornos das poças de fusão.

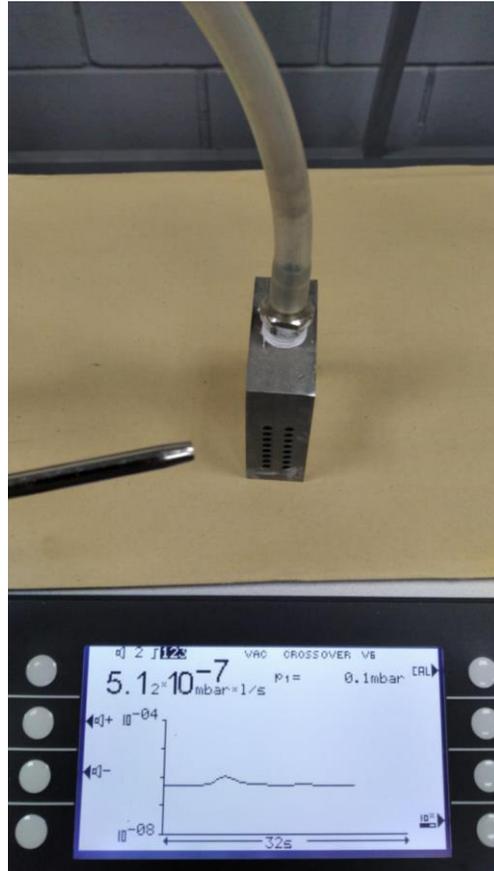


Fonte: Autor (2020).

#### 4.3 TESTES DE VAZAMENTO

Nos testes de vazamento, o espectrômetro não indicou a presença de gás hélio nas 6 amostras. Em todos os testes a taxa de vazamento foi superior a  $10^{-7}$  mbarl/s, conforme Figura 50. Assim, pode-se assumir a integridade do núcleo, ou seja, não há poros comunicantes, mesmo nas paredes entre canais, as quais possuem 0,5 mm de espessura.

Figura 50: Ensaio de detecção de vazamento.



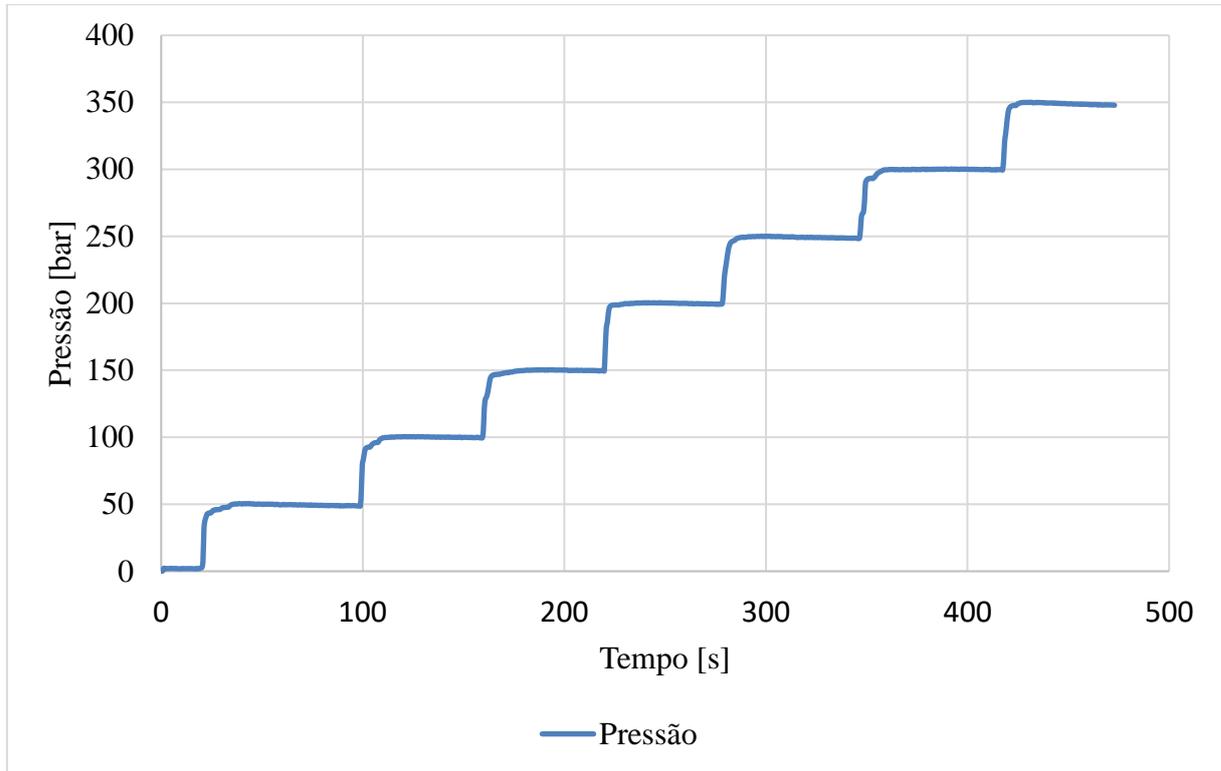
Fonte: Autor (2020).

#### 4.4 TESTES HIDROSTÁTICOS

Após os testes de vazamento, os 6 corpos de prova foram preenchidos com água e submetidos ao teste de pressão hidrostático, no qual a pressão de teste foi gradualmente elevada até 350 bar, em incremento de 50 bar com patamares de 60 segundos, como mostra a Figura 51.

Não foi verificado vazamentos em nenhum dos 6 CPs, indicando que o projeto do núcleo é adequado para a pressão de teste.

Figura 51: Pressão imposta aos CPs de pressão hidrostática ao longo do tempo.

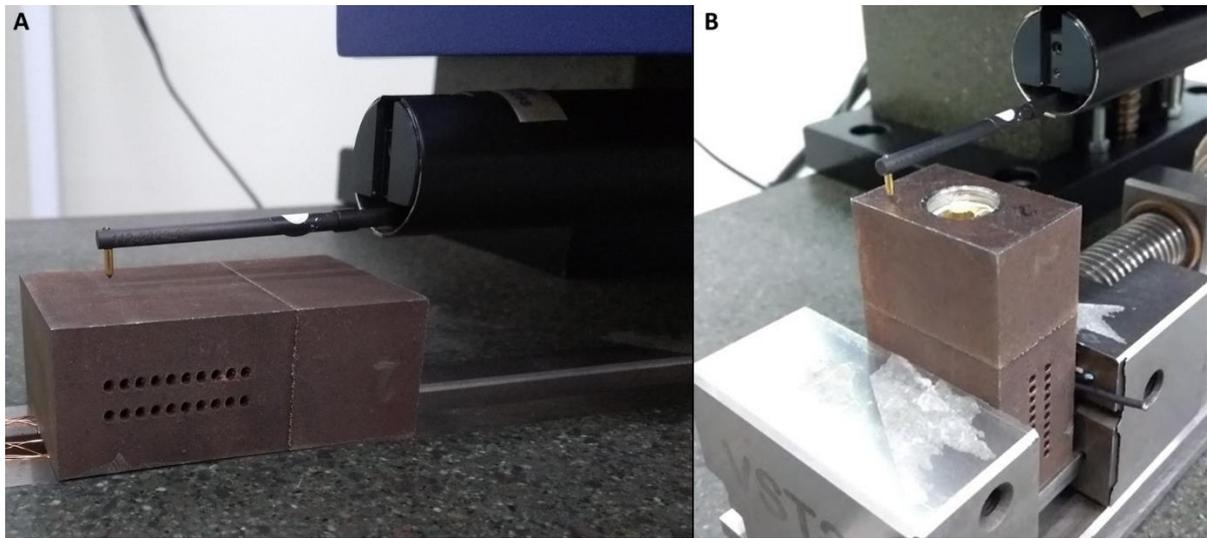


Fonte: Autor (2020).

#### 4.5 TESTES DE RUGOSIDADE

Para avaliar a qualidade superficial das fabricações, foram medidas as rugosidades dos corpos de prova de pressão hidrostática, fabricados na *SLM Solutions*, e do testemunho, fabricado na *Concept Laser M2 cusing*. Foram medidas as rugosidades em 5 CPs, em duas superfícies diferentes, na parede lateral do corpo de prova, sentido de fabricação, e na face superior, região sujeita à *remelting*. O testemunho foi medido nas 4 faces, no sentido de fabricação. A Figura 52 mostra instantes das medições de rugosidade com o rugosímetro .

Figura 52: Medições de rugosidade no corpo de prova de pressão hidrostática nas A) face lateral e B) face superior.



Fonte: Autor (2020)

Os valores obtidos nas medições, para cada superfícies, são mostrados na Tabela 10.

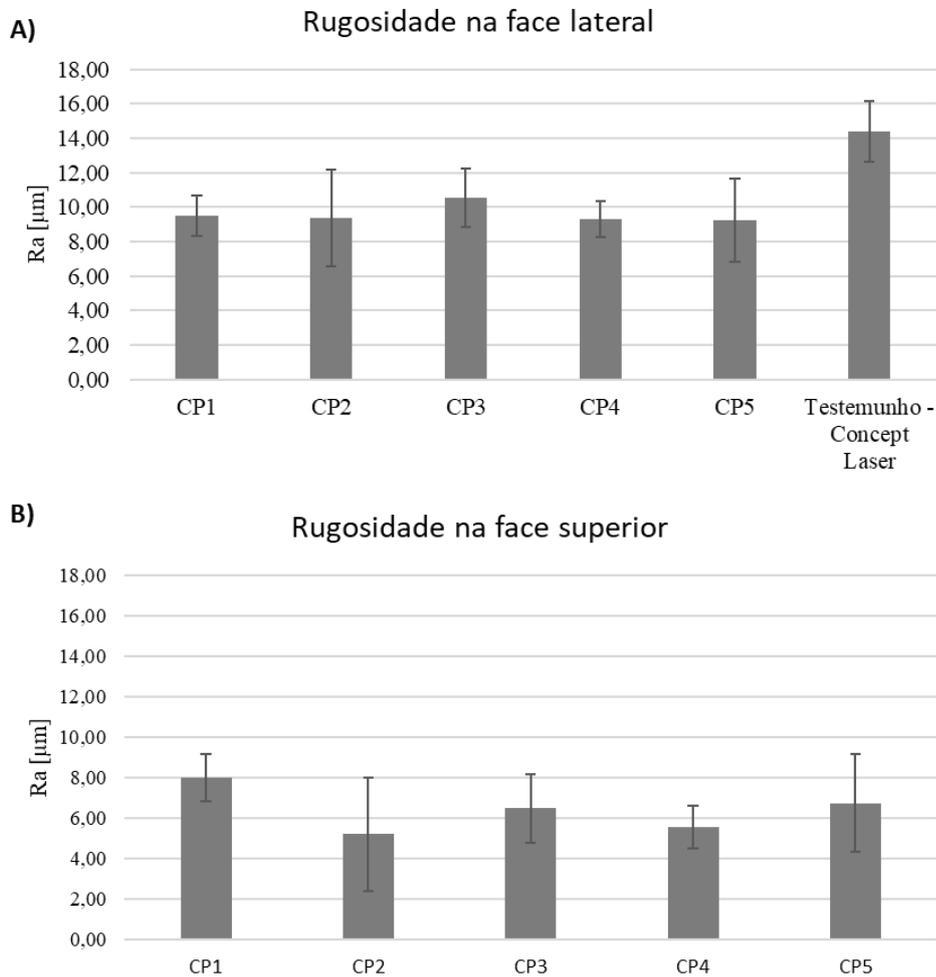
Tabela 10: Medições de rugosidade nos CPs de pressão hidrostática.

Amostr a	Face Lateral - CP hidrostática				Face Superior - CP hidrostática			
	Ra 1 [ $\mu\text{m}$ ]	Ra 2 [ $\mu\text{m}$ ]	Média [ $\mu\text{m}$ ]	Desvio Padrã o [ $\mu\text{m}$ ]	Ra 1 [ $\mu\text{m}$ ]	Ra 2 [ $\mu\text{m}$ ]	Média [ $\mu\text{m}$ ]	Desvio Padrão [ $\mu\text{m}$ ]
CP1	9,5127	9,4439	9,4783	0,0486	7,1708	8,8224	7,9966	1,1679
CP2	10,376	8,3898	9,3830	1,4045	3,2305	7,1907	5,2106	2,8003
CP4	10,123	10,970	10,547	0,5987	5,2730	7,6884	6,4807	1,7079
CP5	10,851	7,7744	9,3130	2,1759	4,8150	6,3144	5,5647	1,0602
CP6	9,8622	8,6333	9,2478	0,8690	8,4664	5,0303	6,7484	2,4297
Face Lateral - Testemunho								
Amostra	Ra 1 [ $\mu\text{m}$ ]	Ra 2 [ $\mu\text{m}$ ]	Ra 3 [ $\mu\text{m}$ ]	Ra 4 [ $\mu\text{m}$ ]	Média [ $\mu\text{m}$ ]	Desvio Padrão [ $\mu\text{m}$ ]		
Testemunho - Concept Laser	13,30	16,27	15,43	12,52	14,38	1,76		

Fonte: Autor (2020)

Os valores médios de rugosidade medidos para cada face dos corpos de prova para pressão hidrostáticos são mostrados na Figura 53.

Figura 53: Rugosidade média dos CPs de pressão hidrostática nas faces A) lateral e B) superior.



Fonte: Autor (2020).

As rugosidades médias das faces laterais apresentaram valores condizentes com valores encontrados na literatura, como mostra a Tabela 11.

A superfície superior mostrou melhora na qualidade superficial com o uso do *re-melting*. Não foram encontrados muitos estudos sobre o uso deste processo na rugosidade de peças fabricadas por 316L. Yasa; Kruth, (2011), avaliaram que o valor de Ra da superfície com *re-melting* diminuiu de 12  $\mu\text{m}$  para 1,5  $\mu\text{m}$ , quando aplicado os parâmetros corretos para esta etapa de processamento. Porém, não há informações sobre o método utilizado para medição da rugosidade, não sendo o foco da publicação. Portanto, a discrepância entre o valor medido e o encontrado pelos autores pode ser justificado pelo uso de parâmetro de processo não otimizados e o método de avaliação para a rugosidade, visto que os valores medidos na superfície sujeira a *re-melting* variaram entre 3,23  $\mu\text{m}$  até 8,82  $\mu\text{m}$ .

Wang et al. (2016) obtiveram rugosidade de 8,20  $\mu\text{m}$  após duas etapas e 3,34  $\mu\text{m}$  após cinco etapas de *re-melting* na superfície superior da peça. Indicando que, com os bons parâmetros, é possível melhorar a qualidade superficial utilizando algumas etapas de *re-melting*.

Tabela 11: Comparação da rugosidades medidas nos CPs e literatura para aço AISI 316L.

Face lateral (sentido de fabricação)		Face superior (com <i>re-melting</i> )	
Autores	Ra [ $\mu\text{m}$ ]	Autores	Ra [ $\mu\text{m}$ ]
SLM 125HL (autor)	9,59 $\pm$ 1,02	Autor	6,40 $\pm$ 1,81
Concept Laser M2 cusing (autor)	14,38 $\pm$ 1,76	(WANG et al., 2016)	3,34
(STRANO et al., 2013)	14	(YASA; KRUTH, 2011)	1,5
(SUN; BAILEY; MOROZ, 2019)	13	-	-

Fonte: Autor (2020).

#### 4.6 TESTES DE TRAÇÃO

Para avaliar o comportamento mecânico do aço AISI 316L fabricado por L-PBF, foram realizados ensaios de tração em 12 corpos de prova, sendo 6 fabricados no eixo XY e 6 no eixo ZX. Os corpos de prova fabricados na orientação XY foram identificados com H1 a H6 e os ZX identificados de V1 a V6.

Os resultados dos ensaios de tração são mostrados na Tabela 12. Durante o ensaio do corpo de prova H4, o equipamento perdeu a referência do alongamento do corpo de prova. Sendo assim, não foi possível obter os valores de tensão de escoamento e módulo de elasticidade.

Nos valores médios obtidos para as duas orientações de fabricação é possível verificar a anisotropia do processo de fabricação, característica do processo de fabricação, como estudado por Deev; Kuznetcov; Petrov (2016).

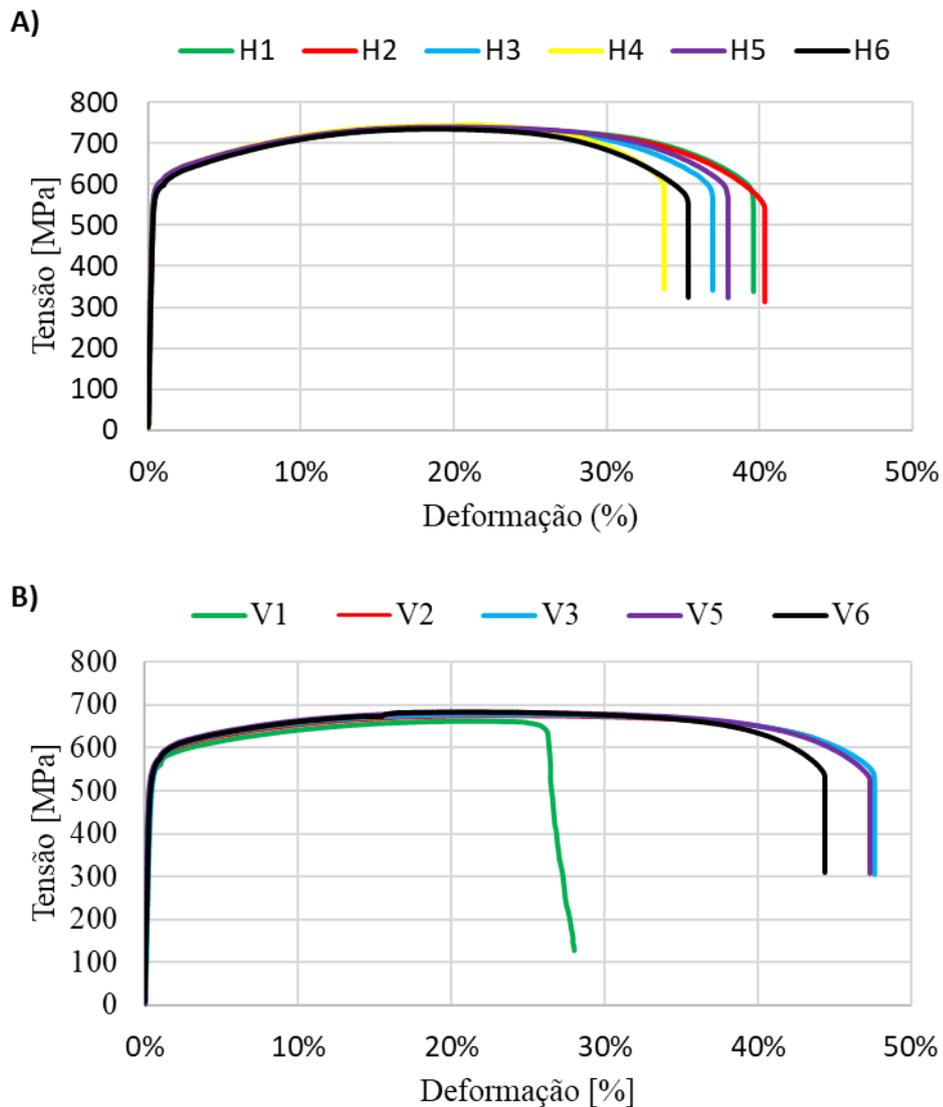
Tabela 12: Comparação entre CPs fabricados e na literatura após alívio de tensões.

Orientação	Tensão de escoamento Rp 0,2 (MPa)	Limite de resistência a tração (MPa)	Módulo de elasticidade (GPa)	Alongamento (%)	Redução de área (%)
H1	584	737	247	40	65
H2	585	737	207	40	62
H3	584	738	181	37	62
H4	590	746	164	36	60
H5	595	740	160	38	58
H6	575	735	167	35	61
<b>H médio</b>	<b>585,5 ± 7,09</b>	<b>738,83 ± 1,82</b>	<b>187,67 ± 35,42</b>	<b>37,67 ± 2,12</b>	<b>61,33 ± 2,51</b>
V1	522	663	181	26	34
V2	539	675	142	45	52
V3	537	679	145	48	66
V4		680	-	47	59
V5	541	683	169	47	60
V6	542	684	154	47	62
<b>V médio</b>	<b>536,2 ± 8,17</b>	<b>676,8 ± 8,5</b>	<b>158,2 ± 16,51</b>	<b>42,6 ± 9,34</b>	<b>54,8 ± 12,7</b>

Fonte: Autor (2020).

A Figura 54 mostra as curvas tensão deformação sobrepostos, sendo A) corpos de prova fabricados na direção horizontal e B) corpos de prova fabricados na orientação vertical.

Figura 54: Tensão x Deformação dos corpos de prova nas orientações A) horizontal e B) vertical.



Fonte: Autor (2020).

A Tabela 13 mostra um comparativo entre as médias das propriedades mecânicas de acordo com a orientação e os valores encontrados na literatura. Os valores obtidos nos CPs de tração fabricados condizem com a literatura.

O corpo de prova V1 apresentou valores discrepantes dos demais CPs fabricados na vertical, principalmente no alongamento. Esse comportamento pode ser resultado de deposição irregular durante a fabricação, gerando maior porosidade. Liverani et al. (2017) verificou que o aumento da porosidade resultou em redução visível do alongamento e em menor grau na tensão de escoamento e limite de ruptura.

Quando comparado ao catálogo da *Concept Laser* para o aço AISI 316L, apresentaram valores de tensão de escoamento e limite de ruptura a tração maiores. Porém, módulo de elasticidade e alongamento menores. As diferenças entre os parâmetros de processamento indicado pela fabricante dos utilizados na fabricação dos CPs de tração é a distância entre filetes de 0,105 mm para 0,120 mm e a estratégia de varredura de xadrez para contínuo. O catálogo da *SLM Solutions* não informa as propriedades mecânicas após alívio de tensões.

O aumento da distância entre filetes, gera diminuição na densidade volumétrica de energia, 79,36 J/mm<sup>3</sup> para o parâmetro recomendado pela *Concept Laser* para 69,44 J/mm<sup>3</sup> para o parâmetro indicado pela *SLM Solutions* e utilizado na fabricação dos CPs de tração. Porém, Peng; Chen (2018) e Tucho et al. (2018) mostraram que valores de DEV acima de 65 J/mm<sup>3</sup> produzem amostras com altas densidades > 99%. Uma possível causa da diferença entre os valores de tensão é o tratamento térmico não ser suficiente para aliviar as tensões provenientes de distorções na rede cristalina. Efeito este que reduz a tensão de escoamento e o limite de ruptura, como mostrado por Salman et al. (2019).

Comparado com os requisitos do material segundo a NORMA ASTM A240/A240M, as amostras fabricadas apresentaram tensão de escoamento e limite de resistência a tração superiores ao requisito para o material, porém o requisito de alongamento não é completamente atendido. A baixa ductilidade de peças fabricadas por L-PBF, comparada à outros processos de fabricação, foi estudada por Bartolomeu et al. (2017). Liverani et al. (2017) obtiveram resultados de alongamento maiores que 40% para peças fabricadas por L-PBF sem tratamento térmico, indicando que é possível melhorar a ductilidade com a utilização de diferentes parâmetros de fabricação.

Tabela 13: Comparação entre os corpos de prova de AISI 316L fabricados e na literatura após alívio tensão.

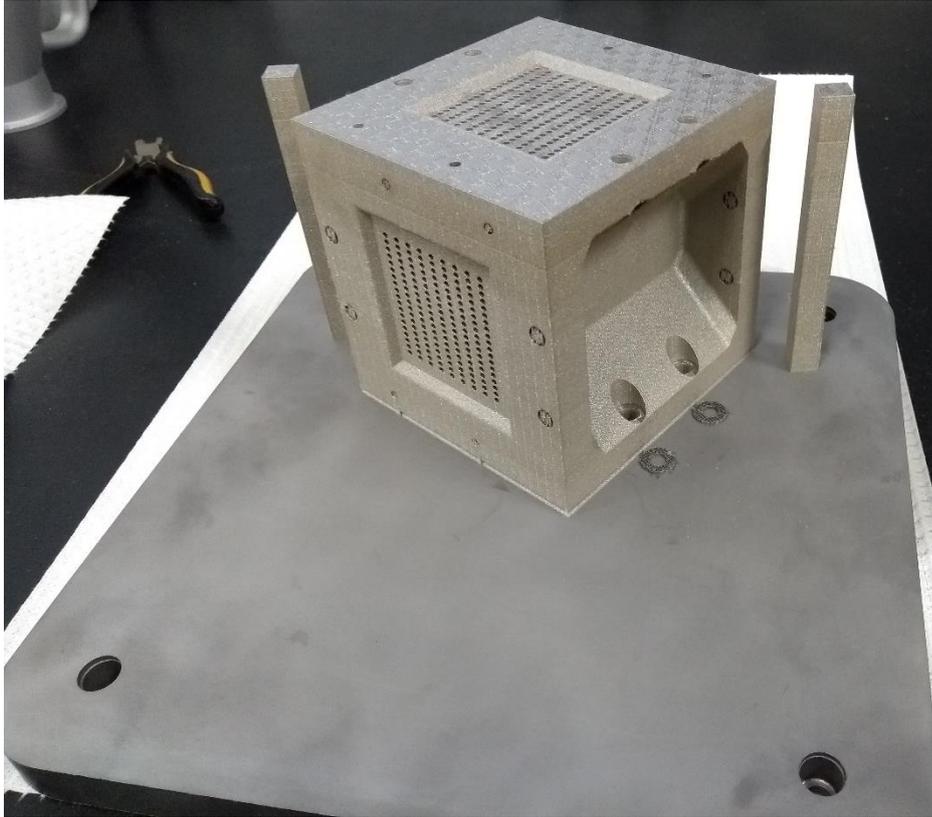
Identificação	Orientação	Tensão de escoamento Rp 0,2 (MPa)	Limite de resistência a tração (MPa)	Módulo de elasticidade (GPa)	Alongamento (%)	Redução de área (%)
H médio (autor)	0°	585,5 ± 7,09	738,83 ± 1,82	187,67 ± 35,42	37,67 ± 2,12	61,33 ± 2,51
V médio (autor)	90°	536,2 ± 8,17	676,8 ± 8,5	158,2 ± 16,51	42,6 ± 9,34	54,8 ± 12,7
(BLINN et al., 2020)	0°	509 ± 3	681 ± 1	171 ± 11	38,6 ± 0,2	-
	90°	461 ± 3	600 ± 3	170 ± 12	45,1 ± 0,5	-
(SALMAN et al., 2019)	-	440 ± 3	941 ± 4	-	-	-
Catálogo	0°	330 ± 8	529 ± 8	200	63	-
Concept Laser	90°	374 ± 5	650 ± 5	200	65 ± 4	-
ASTM International A240/A240M- 19 (2019)	-	Mín. 170	Mín. 485	-	Mín. 40	-

Fonte: Autor (2020).

#### 4.7 PROTÓTIPO DE TROCADOR DE CALOR COMPACTO

O componente foi fabricado sobre um substrato de AISI P20, em atmosfera de argônio com nível máximo de O<sub>2</sub> de 0,1%. Além do protótipo, foram fabricadas 2 amostras com seção transversal de 10 x 10 mm<sup>2</sup> e altura de 106 mm, para avaliar a porosidade, microestrutura e os efeitos do tratamento térmico. O protótipo e os dois testemunhos são mostrados na Figura 55.

Figura 55: Componente como fabricado e dois testemunhos.



Fonte: Autor (2019)

## 5. CONCLUSÃO

O aço AISI 316L fabricado por L-PBF foi caracterizado mecanicamente, no qual observou-se valores tensão de escoamento e no limite de resistência a tração maiores ao requisito da norma ASTM A240/A240M. Corpos de prova fabricados na horizontal apresentaram valores de tensão de escoamento e limite de ruptura médios de  $585,5 \pm 7,09$  MPa e  $783,83 \pm 1,82$  MPa, respectivamente. Porém, o alongamento médio,  $37,67 \pm 2,12 \pm$ , ficou abaixo do exigido por norma. Corpos de prova fabricados resultaram em tensão de escoamento e limite de ruptura médios de  $536,2 \pm 8,17$  MPa e  $676,8 \pm 8,5$  MPa, respectivamente, e alongamento médio de  $42,6 \pm 9,34$  %. O desvio padrão do alongamento para os corpos de prova verticais foi mais devido ao CP V1 que obteve valor discrepante dos demais, indicando que esse comportamento pode ser resultado de maior porosidade na peça. Com exceção ao CP V1, os demais CPs fabricados na vertical atenderam os requisitos mecânicos exigidos.

Os testes de estanqueidade e de pressão hidrostática indicaram que o projeto do núcleo, diâmetro de canais e espessura de parede, atendeu aos requisitos. No primeiro teste os 6 corpos de prova testados mostraram comportamento semelhante e dentro do critério de aceitação de  $10^{-7}$  mbarl/s, indicando que não há poros comunicantes entre os canais, ou seja, o núcleo do corpo de prova é íntegro. No teste de pressão hidrostática, os 6 corpos de prova foram submetidos a pressão de 350 bar, sem apresentar vazamentos, indicando que o projeto do núcleo para o aço AISI 316L atende a pressão de teste definida e, conseqüentemente, a pressão de aplicação.

Foi avaliada a rugosidade nos corpos de prova para caracterizar a fabricação do aço AISI 316L por L-PBF quanto a qualidade superficial. A rugosidade  $R_a$  avaliada nos CPs hidrostáticos, fabricados na SLM125HL foram de  $9,59 \pm 1,02$   $\mu\text{m}$  na face lateral e de  $6,40 \pm 1,81$   $\mu\text{m}$  na face superior. Dois motivos principais explicam a diferença entre as rugosidades, o primeiro é efeito escada, inerente a processos de MA, e o segundo é ao *remelting* na face superior, melhorando o acabamento superficial. Já na amostra fabricada junto ao protótipo do trocador de calor, foi medida a rugosidade  $R_a$  média nas faces de  $14,38 \pm 1,76$   $\mu\text{m}$ . A diferença entre as rugosidades das peças fabricadas entre as duas máquinas pode ser justificada pela diferença de estratégia de escaneamento e diferentes diâmetros focais do laser.

O protótipo do trocador de calor foi fabricado e submetido a teste de estanqueidade, no qual, também foi verificada a integridade do núcleo. Isso indica a viabilidade técnica da fabricação de trocadores de calor por processo de fusão em leito de pó a laser.

## REFERÊNCIAS

- ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **NBR 16035-3**: Caldeiras e vasos de pressão - Requisitos mínimos para a construção Parte 3 Conforme ASME Code, Section VIII. 2 ed. Rio de Janeiro: ABNT, 2012.
- ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **NBR ISO 17296-2**: Manufatura aditiva - Princípios gerais Parte 2: Visão geral de categorias de processo e de matéria-prima. 1 ed. Rio de Janeiro: ABNT, 2019.
- ASTM International. A240/A240M-19 Standard Specification for Chromium and Chromium-Nickel Stainless Steel Plate, Sheet, and Strip for Pressure Vessels and for General Applications. West Conshohocken, PA, 2019. doi: [https://doi.org/10.1520/A0240\\_A0240M-19](https://doi.org/10.1520/A0240_A0240M-19)
- BARTOLOMEU, F. et al. 316L stainless steel mechanical and tribological behavior—A comparison between selective laser melting, hot pressing and conventional casting. **Additive Manufacturing**, v. 16, p. 81–89, 2017.
- BIAN, P. et al. Influence of laser power and scanning strategy on residual stress distribution in additively manufactured 316L steel. **Optics and Laser Technology**, v. 132, n. May, p. 106477, 2020.
- BLINN, B. et al. Determination of the influence of a stress-relief heat treatment and additively manufactured surface on the fatigue behavior of selectively laser melted AISI 316L by using efficient short-time procedures. **International Journal of Fatigue**, v. 131, n. September 2019, p. 105301, 2020.
- CARTER, L. N.; ESSA, K.; ATTALLAH, M. M. Optimisation of selective laser melting for a high temperature Ni-superalloy. **Rapid Prototyping Journal**, v. 21, n. 4, p. 423–432, 2015.
- CASATI, R.; LEMKE, J.; VEDANI, M. Microstructure and Fracture Behavior of 316L Austenitic Stainless Steel Produced by Selective Laser Melting. **Journal of Materials Science & Technology**, v. 32, n. 8, p. 738–744, 2016.
- DAWES, J.; BOWERMAN, R.; TREPLETON, R. Introduction to the additive manufacturing powder metallurgy supply chain. **Johnson Matthey Technology Review**, v. 59, n. 3, p. 243–256, 2015.
- DEBROY, T. et al. Additive manufacturing of metallic components – Process, structure and properties. **Progress in Materials Science**, v. 92, p. 112–224, 2018.
- DEEV, A. A.; KUZNETCOV, P. A.; PETROV, S. N. Anisotropy of mechanical properties

and its correlation with the structure of the stainless steel 316L produced by the SLM method. **Physics Procedia**, v. 83, p. 789–796, 2016.

ERIKSSON, P. Evaluation of mechanical and microstructural properties for laser powder-bed fusion 316L. 2018.

HUANG, S.; YEONG, W. Y. Laser re-scanning strategy in selective laser melting for part quality enhancement: A review. **Proceedings of the International Conference on Progress in Additive Manufacturing**, v. 2018- May, p. 413–419, 2018.

I. GIBSON, D. W. ROSEN, B. S. **Rapid Prototyping to Direct Digital Manufacturing**. [s.l.: s.n.].

JAFARI, D.; WITS, W. W. The utilization of selective laser melting technology on heat transfer devices for thermal energy conversion applications: A review. **Renewable and Sustainable Energy Reviews**, v. 91, n. March, p. 420–442, 2018.

KLINGAA, C. G. et al. Build orientation effects on the roughness of SLM channels. **Proceedings of the Joint Special Interest Group meeting between euspen and ASPE Advancing Precision in Additive Manufacturing (2019)**, n. November, 2019.

KURIAN, S.; MIRZAEIFAR, R. Deformation Mechanisms of the Subgranular Cellular Structures in Selective Laser Melted 316L Stainless Steel. **Mechanics of Materials**, v. 148, n. May, p. 103478, 2020.

LIU, B. et al. Investigation the effect of particle size distribution on processing parameters optimisation in selective laser melting process. **22nd Annual International Solid Freeform Fabrication Symposium - An Additive Manufacturing Conference, SFF 2011**, n. mm, p. 227–238, 2011.

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**, v. 249, n. June, p. 255–263, 2017.

MONTERO-SISTIAGA, M. L. et al. Effect of Heat Treatment Of 316L Stainless Steel Produced by Selective Laser Melting (SLM). **27th Annual International Solid Freeform Fabrication Symposium - An Additive Manufacturing Conference.**, n. November, p. 558–565, 2016.

PENG, T.; CHEN, C. Influence of energy density on energy demand and porosity of 316L stainless steel fabricated by selective laser melting. **International Journal of Precision Engineering and Manufacturing - Green Technology**, v. 5, n. 1, p. 55–62, 2018.

RAMIREZ-CEDILLO, E. et al. Process planning of L-PBF of AISI 316L for improving surface quality and relating part integrity with microstructural characteristics. **Surface and**

**Coatings Technology**, v. 396, n. February, p. 125956, 2020.

RIEMER, A. et al. On the fatigue crack growth behavior in 316L stainless steel manufactured by selective laser melting. **Engineering Fracture Mechanics**, v. 120, p. 15–25, 2014.

SAEIDI, K. et al. Transformation of austenite to duplex austenite-ferrite assembly in annealed stainless steel 316L consolidated by laser melting. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 633, p. 463–469, 2015.

SALMAN, O. O. et al. Effect of heat treatment on microstructure and mechanical properties of 316L steel synthesized by selective laser melting. **Materials Science and Engineering A**, v. 748, n. October 2018, p. 205–212, 2019.

SEGURA-CARDENAS, E. et al. Permeability Study of Austenitic Stainless Steel Surfaces Produced by Selective Laser Melting. p. 1–10, [s.d.].

SIMCHI, A. Direct laser sintering of metal powders: Mechanism, kinetics and microstructural features. **Materials Science and Engineering A**, v. 428, n. 1–2, p. 148–158, 2006.

STIMPSON, C. K. et al. Roughness effects on flow and heat transfer for additively manufactured channels. **Journal of Turbomachinery**, v. 138, n. 5, 2016.

STRANO, G. et al. Surface roughness analysis, modelling and prediction in selective laser melting. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 213, n. 4, p. 589–597, 2013.

SUN, S.; BRANDT, M.; EASTON, M. Powder bed fusion processes: An overview. In: **Laser Additive Manufacturing: Materials, Design, Technologies, and Applications**. [s.l.] Elsevier Ltd, 2017. p. 55–77.

SUN, Y.; BAILEY, R.; MOROZ, A. Surface finish and properties enhancement of selective laser melted 316L stainless steel by surface mechanical attrition treatment. **Surface and Coatings Technology**, v. 378, n. October, p. 124993, 2019.

SURYAWANSHI, J.; PRASHANTH, K. G.; RAMAMURTY, U. Mechanical behavior of selective laser melted 316L stainless steel. **Materials Science and Engineering A**, v. 696, n. January, p. 113–121, 2017a.

SURYAWANSHI, J.; PRASHANTH, K. G.; RAMAMURTY, U. Mechanical behavior of selective laser melted 316L stainless steel. **Materials Science & Engineering A**, v. 696, n. April, p. 113–121, 2017b.

TUCHO, W. M. et al. Investigation of effects of process parameters on microstructure and hardness of SLM manufactured SS316L. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 740, p. 910–925, 2018a.

TUCHO, W. M. et al. Investigation of effects of process parameters on microstructure and hardness of SLM manufactured SS316L. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 740, p. 910–

925, 2018b.

WANG, D. et al. Investigation of crystal growth mechanism during selective laser melting and mechanical property characterization of 316L stainless steel parts. **Materials and Design**, v. 100, p. 291–299, 2016a.

WANG, D. et al. Theoretical and experimental study on surface roughness of 316L stainless steel metal parts obtained through selective laser melting. **Rapid Prototyping Journal**, v. 22, n. 4, p. 706–716, 2016b.

YADROITSEV, I. **Selective laser melting: Direct manufacturing of 3D-objects by selective laser melting of metal powders**. Saarbrücken: LAP Lambert Academic Publishing, 2009. v. 75

YASA, E.; KRUTH, J. P. Microstructural investigation of selective laser melting 316L stainless steel parts exposed to laser re-melting. **Procedia Engineering**, v. 19, p. 389–395, 2011.

YUSUF, S. M. et al. Investigation on porosity and microhardness of 316L stainless steel fabricated by selective laser melting. **Metals**, v. 7, n. 2, p. 1–12, 2017.

ZHANG, B.; DEMBINSKI, L.; CODDET, C. The study of the laser parameters and environment variables effect on mechanical properties of high compact parts elaborated by selective laser melting 316L powder. **Materials Science and Engineering A**, v. 584, p. 21–31, 2013.

ZHONG, Y. et al. Intragranular cellular segregation network structure strengthening 316L stainless steel prepared by selective laser melting. **Journal of Nuclear Materials**, v. 470, p. 170–178, 2016.