

**UNIVERSIDADE ESTADUAL PAULISTA JÚLIO DE MESQUITA FILHO
(UNESP)
FACULDADE DE ENGENHARIA - CAMPUS DE SÃO JOÃO DA BOA VISTA**

JOYCE GOMES DOS PASSOS CAVALCANTE

**ESTUDO DAS RESISTÊNCIAS MECÂNICA E À CORROSÃO E
CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL DO AÇO INOXIDÁVEL 316L
FABRICADO POR MANUFATURA ADITIVA**

São João da Boa Vista

2023

PROGRAMA DE GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA AERONÁUTICA

JOYCE GOMES DOS PASSOS CAVALCANTE

**ESTUDO DAS RESISTÊNCIAS MECÂNICA E À CORROSÃO E
CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL DO AÇO INOXIDÁVEL 316L
FABRICADO POR MANUFATURA ADITIVA**

Trabalho de conclusão de curso apresentado
à Faculdade de Engenharia – UNESP -
Campus de São João da Boa Vista, como
parte dos requisitos para obtenção do título
de graduação em Engenharia Aeronáutica.
Área de Conhecimento: Engenharia
Metalúrgica e de Materiais.

Prof. Crystopher Cardoso De Brito

Orientador

Prof. Julián Arnaldo Ávila Diaz

Coorientador

São João da Boa Vista

2023

C376e	Cavalcante, Joyce Gomes dos Passos Estudo das resistências mecânica e à corrosão e caracterização microestrutural do aço inoxidável 316L fabricado por manufatura aditiva / Joyce Gomes dos Passos Cavalcante. -- São João da Boa Vista, 2023 49 f. : il., tabs., fotos, mapas Trabalho de conclusão de curso (Bacharelado - Engenharia Aeronáutica) - Universidade Estadual Paulista (Unesp), Faculdade de Engenharia, São João da Boa Vista Orientador: Crystopher Cardoso de Brito Coorientador: Julián Arnaldo Ávila Díaz 1. Microestrutura. 2. Propriedades Mecânicas. 3. Aço inoxidável austenítico. 4. Ligas de níquel. 5. Aço corrosão. I. Título.
-------	--

Sistema de geração automática de fichas catalográficas da Unesp. Biblioteca da Faculdade de Engenharia, São João da Boa Vista. Dados fornecidos pelo autor(a).

Essa ficha não pode ser modificada.

Este trabalho contou com o apoio das seguintes entidades:

Processo nº 01/2021, Edital PROGRAD-PROPE-PROEC-AUIN (UNESP).

Processo nº 2020/09079-2, Fundação de Amparo à Pesquisa do Estado de São Paulo (FAPESP).

Processo nº 407871/2018-7, Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico (CNPq).

Processo nº 329/2021, Edital IFSP - Centro de Pesquisa e Inovação em Materiais e Estruturas (CEPIMATE).

AGRADECIMENTOS

Como inspiração para o início dos agradecimentos, gostaria de citar uma frase da célebre escritora e jornalista brasileira Clarice Lispector:

“Quem caminha sozinho pode até chegar mais rápido, mas aquele que vai acompanhado com certeza vai mais longe”.

É com esse sentimento que finalizo minha trajetória na UNESP, uma imensa gratidão a todos que caminharam comigo, me apoiando e incentivando nessa longa jornada.

Aos meus pais, Jussy e Robson, agradeço por todo o auxílio durante esses anos, pela confiança, pelo incentivo e sobretudo pelo amor incondicional. Vocês são o alicerce que me sustenta, obrigada pela nossa família incrível. Mãe, você foi a minha melhor amiga durante todos esses anos, sua presença foi incomparável mesmo a mais de 2 mil quilômetros de distância, você é a minha inspiração de mulher e sem você eu não iria tão longe.

Aos meus irmãos, Júlya e Robinho, agradeço por todos os conselhos, pela amizade e compreensão. Mesmo distantes fisicamente, meu coração sempre esteve com vocês e isso me deu forças para continuar.

Também gostaria de agradecer a todos os funcionários da UNESP, por possibilitarem a manutenção de um ambiente propício para o aprendizado. Agradeço aos professores, colegas e todas as pessoas que direta ou indiretamente contribuíram para a realização da minha pesquisa, que me acolheram ao longo do curso, sou grata por todos os conselhos e ajuda durante os meus estudos.

Agradeço ao meu orientador Crystopher Cardoso De Brito e ao coorientador Julián Arnaldo Ávila Diaz, pela paciência durante este período tão importante da minha formação acadêmica. Em especial, também gostaria de expressar minha profunda gratidão à Joyce Ranay, pelo empenho dedicado na sua orientação, como colaboradora do grupo de pesquisa, por todos os ensinamentos, conselhos e pela leveza no seu jeito de ser. Você se tornou uma grande amiga, da qual eu sempre irei me lembrar com muito amor e carinho.

Por fim, agradeço a Deus, meu Pai que em sua infinita bondade nunca me abandonou, e foi o meu sustento nos momentos difíceis, mesmo quando eu me esquecia d’Ele. A minha coragem vem de Ti.

RESUMO

A fabricação de ligas metálicas utilizando a manufatura aditiva (MA) é um processo alternativo que fomenta a inovação no desenvolvimento de novos materiais, compreendendo a fabricação de produtos mais precisos e com geometrias mais complexas. Nesse sentido, o aço inox 316L fabricado por MA, em especial, possui alta resistência à oxidação atmosférica, longa vida útil e possui uma composição com menos carbono do que os demais, o que previne contra a corrosão intergranular. Este trabalho propõe o mapeamento da morfologia microestrutural e a avaliação do comportamento mecânico e de corrosão de amostras de aço inoxidável 316L processadas por manufatura aditiva, empregando a técnica de leito de pó a laser (FLP-L). A caracterização microestrutural das amostras em condições selecionadas foi realizada para entender a evolução das características das distâncias entre linhas de varredura com as condições de fabricação. As amostras foram fabricadas utilizando um equipamento modelo que conta com laser de itérbio de 500W. Além disso, o material utilizado foi o pó da liga 316L fornecido pela empresa Carpenter. Os ensaios de tração foram realizados utilizando uma máquina modelo Instron 8801. Foram realizados ensaios de espectroscopia de impedância eletroquímica (EIS) e polarização potenciodinâmica. Estes foram feitos em triplicata para garantir a reprodutibilidade dos resultados, usando um potenciostato/galvanostato (GAMRY PCI 450), com eletrólito composto por uma solução Phosphate Buffered Solution (PBS) à temperatura ambiente (25°C). Os ensaios de tração evidenciaram o caráter dúctil do material, com comportamentos lineares semelhantes para todas as condições e limites de escoamento próximos. Ademais, quanto maior a potência do laser utilizado na fabricação das amostras maior foi o valor limite de resistência à tração (tensão última). Em relação aos ensaios de corrosão, após a imersão, pôde-se verificar que, de maneira geral, a resistência à corrosão do aço inoxidável 316L aumenta com o tempo, devido à formação de uma camada protetiva de produto de corrosão. No que tange às imagens aquisitadas por meio de microscópio óptico, notou-se que para a condição de fabricação 1, ou seja, associada a uma menor potência do feixe de laser (147 W), os contornos não estavam tão evidentes quanto nas outras condições de fabricação (184 W e 211 W). Ademais, os resultados das medições mostraram que conforme a potência do feixe de laser foi maior, a distância média entre linhas de varredura aumentou. **Palavras-chave:** *Microestrutura, Propriedades Mecânicas, Resistência à Corrosão, Resistência Mecânica, Ensaio de Tração, Aço Inox AISI 316L, Ligas de Níquel.*

ABSTRACT

The manufacture of metallic alloys using additive manufacturing (AM) is an alternative process that encourages innovation in the development of new materials, including the manufacture of more precise products with more complex geometries. In this sense, the 316L stainless steel manufactured by AM, in particular, has high resistance to atmospheric oxidation, long service life and has a composition with less carbon than others, which prevents intergranular corrosion. This work proposes the mapping of the microstructural morphology and the evaluation of the mechanical and corrosion behavior of 316L stainless steel samples processed by additive manufacturing, using the laser powder bed technique. The microstructural characterization of the samples under selected conditions was carried out to understand the evolution of the characteristics of the distances between scan lines with the manufacturing conditions. The samples were manufactured using an equipment, which has a 500W ytterbium laser. In addition, the material used was 316L stainless steel powder supplied by the company Carpenter. The tensile tests were carried out using an Instron 8801 model machine. Electrochemical impedance spectroscopy (EIS) and potentiodynamic polarization tests were performed. These were performed in triplicate to ensure the reproducibility of the results, using a potentiostat/galvanostat (GAMRY PCI 450), with an electrolyte consisting of a Phosphate Buffered Solution (PBS) at room temperature (25°C). The tensile tests showed the ductile character of the material, with similar linear behavior for all conditions and close yield strengths. Furthermore, the higher the power of the laser used in the manufacture of the samples, the higher the limit value of tensile strength (ultimate stress). Regarding the corrosion tests, after immersion, it was possible to verify that, in general, the resistance to corrosion of stainless steel 316L increases with time, due to the formation of a protective layer of corrosion product. The micrographs were acquired using an optical microscope, it was noted that for manufacturing condition 1, that is, associated with a lower laser beam power (147 W), the grain contours were not as evident as in the other conditions manufacturing (184 W and 211 W). Furthermore, the measurement results showed that as the laser beam power was higher, the average distance between scan lines increased.

Keywords: *Microstructure, Mechanical Properties, Corrosion Resistance, Mechanical Resistance, Tensile Test, AISI 316L Stainless Steel, Nickel Alloys.*

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1 - Parâmetros aplicados à manufatura aditiva.....	16
Figura 2 - Diagrama TTT de precipitação das fases intermetálicas no aço inoxidável austenítico AISI 316L.....	18
Figura 3 - Fluxograma representativo do trabalho.....	23
Figura 4 - Desenho técnico do corpo de prova de tração.....	24
Figura 5 - Corpos de prova de tração, na condição 2 de fabricação.....	26
Figura 6 - Corpos de prova de tração, na condição 3 de fabricação.....	27
Figura 7 - Microscopia óptica do aço 316 L fabricado por MA, com potência do feixe de laser de 147W, em uma escala de 100 μm	28
Figura 8 - Microscopia óptica do aço 316 L fabricado por MA, com potência do feixe de laser de 147W, em uma escala de 100 μm	28
Figura 9 - Microscopia óptica do aço 316 L fabricado por MA, com potência do feixe de laser de 147W, em uma escala de 100 μm	29
Figura 10 - Microscopia óptica do aço 316 L fabricado por MA, com potência do feixe de laser de 147W, em uma escala de 100 μm	29
Figura 11 - Microscopia óptica do aço 316 L fabricado por MA, com potência do feixe de laser de 147W, em uma escala de 100 μm	30
Figura 12 - Microscopia óptica do aço 316 L fabricado por MA, com potência do feixe de laser de 184W, em uma escala de 100 μm	30
Figura 13 - Microscopia óptica do aço 316 L fabricado por MA, com potência do feixe de laser de 184W, em uma escala de 100 μm	31
Figura 14 - Microscopia óptica do aço 316 L fabricado por MA, com potência do feixe de laser de 184W, em uma escala de 100 μm	31
Figura 15 - Microscopia óptica do aço 316 L fabricado por MA, com potência do feixe de laser de 184W, em uma escala de 100 μm	32
Figura 16 - Microscopia óptica do aço 316 L fabricado por MA, com potência do feixe de laser de 184W, em uma escala de 100 μm	32
Figura 17 - Microscopia óptica do aço 316 L fabricado por MA, com potência do feixe de laser de 211W, em uma escala de 100 μm	33
Figura 18 - Microscopia óptica do aço 316 L fabricado por MA, com potência do feixe de laser de 211W, em uma escala de 100 μm	33

Figura 19 - Microscopia óptica do aço 316 L fabricado por MA, com potência do feixe de laser de 211W, em uma escala de 100 μm	34
Figura 20 - Microscopia óptica do aço 316 L fabricado por MA, com potência do feixe de laser de 211W, em uma escala de 100 μm	34
Figura 21 - Microscopia óptica do aço 316 L fabricado por MA, com potência do feixe de laser de 211W, em uma escala de 100 μm	35
Figura 22 - Desenho técnico do corpo de prova de tração com dimensões genéricas.....	36
Figura 23 - Ensaio de tração realizado na máquina Instron 8801.....	37
Figura 24 - Ensaio de tração com notáveis Bandas de Lüders.....	37
Figura 25 - Gráfico de comportamento Tensão por Deformação das amostras da liga 316L, por influência de ensaio de tração em diferentes condições de fabricação de acordo com a potência do feixe de laser.....	38
Figura 26 - Curvas de polarização do aço 316L em todas as condições de fabricação.....	40
Figura 27 - Diagrama de EIE do aço 316L na condição I de fabricação, imerso em solução de PBS: Nyquist.....	42
Figura 28 - Diagramas de EIE do aço 316L na condição I de fabricação, imerso em solução de PBS: Bode (ângulo de fase)	42
Figura 29 - Diagramas de EIE do aço 316L na condição II de fabricação, imerso em solução de PBS: Nyquist.....	43
Figura 30 - Diagramas de EIE do aço 316L na condição II de fabricação, imerso em solução de PBS: Bode (ângulo de fase).....	43
Figura 31 - Diagramas de EIE do aço 316L na condição III de fabricação, imerso em solução de PBS: Nyquist.....	44
Figura 32 - Diagramas de EIE do aço 316L na condição III de fabricação, imerso em solução de PBS: Bode (ângulo de fase).....	44

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Ciclagem no Processamento por Manufatura Aditiva.....	15
Tabela 2 - Condições de fabricação das amostras em relação à potência do laser utilizada.....	24
Tabela 3 - Composição química do aço 316L em porcentagem em pesos máximos.....	25
Tabela 4 - Total das amostras em relação às atividades às quais foram submetidas.....	25
Tabela 5 - Distância média entre linhas de varredura subsequentes e desvio padrão, para cada condição de fabricação das amostras da liga 316L.....	35
Tabela 6 - Medidas das amostras da liga 316L.....	38
Tabela 7 - Alongamentos das amostras maiores da liga 316L por influência de ensaio de tração.....	39
Tabela 8 - Parâmetros das curvas de polarização dos aços carbono AISI 316L.....	39
Tabela 9 - Ângulos de fase obtidos através dos diagramas de Bode.....	41
Tabela 10 - Frequências indicativas de constantes de tempo obtidas através do diagrama de Bode.....	41

SUMÁRIO

1	Introdução	11
2	Objetivos	13
2.1	Objetivo Geral	13
2.2.	Objetivos Específicos	13
3	Revisão da Literatura	14
3.1	Manufatura Aditiva	14
3.1.1	Processo de AM por Fusão de Leito de Pó Metálico (L-PBF)	16
3.2	Aços Inoxidáveis	17
3.2.1	Fusão de Leito de Pó Metálico (L-PBF) do Aço AISI 316L	19
3.3	Caracterização Microestrutural	20
3.4	Ensaio de Tração	21
3.5	Ensaio de Corrosão	22
4	Materiais e Métodos	23
4.1	Fluxograma de Trabalho	23
4.2	Fabricação das Amostras	23
4.3	Preparação Metalográfica	25
4.4	Caracterização Microestrutural	26
4.5	Ensaio de Tração	26
4.6	Ensaio de Corrosão	27
5	Resultados e Discussão	28
5.1	Caracterização Microestrutural	28
5.2	Ensaio de Tração	36
5.3	Ensaio de Corrosão	39
5.3.1	Resistência de Polarização Linear	39
5.3.2	Espectroscopia de Impedância Eletroquímica	40
6	Conclusões	45
7	Sugestões para Trabalhos Futuros	46
	Referências	

1. INTRODUÇÃO

Conforme indicado pela ONU, nos seus Objetivos de Desenvolvimento Sustentável (ODS), principalmente o objetivo número 9, que tem a ver com a “Indústria, Inovação e Infraestrutura, em que se pretende construir infraestrutura resiliente, promover a industrialização inclusiva e sustentável, e fomentar a inovação”, a manufatura aditiva (MA) é um processo de fabricação alternativo que atende completamente a este norteamento, sendo uma tecnologia sustentável e elencando a inovação na fabricação de peças com grande valor agregado.

Do ponto de vista de impacto ambiental, a MA evita o desperdício de material, uma vez que a adição de material se faz por camadas e em regiões específicas. Nos processos de manufatura aditiva utilizando pós metálicos, normalmente o material não fundido pode ser utilizado novamente sem grandes perdas de propriedades mecânicas (PACE ML et al., 2017). Já na manufatura subtrativa, como por exemplo os processos de usinagem convencional – fresamento e torneamento, em que a remoção de material de uma peça é considerável até se obter a geometria final, temos que o cavaco produzido no corte se transforma em desperdício do processo.

Dentre as ligas metálicas utilizadas, especificamente na fusão em leito de pó utilizando laser (FLP-L), a liga de aço inoxidável 316L é de grande importância, uma vez que é frequentemente utilizada nas indústrias de energia, automotiva e médica (WANG et al., 2018). Desenvolvimentos recentes no campo da MA mostraram a possibilidade de produzir características microestruturais que também melhoram drasticamente a relação resistência-ductilidade, especificamente ao usar a tecnologia de fusão de leito de pó a laser. (WANG et al., 2018; LIU et al., 2018; SAEIDI et al., 2018)

Os aços inoxidáveis são ligas de ferro e cromo que apresentam propriedades físico-químicas superiores aos aços comuns, podendo conter também níquel, molibdênio e outros elementos. O aço inox 316L possui alta resistência à oxidação atmosférica, é durável e possui uma composição com menos carbono do que os demais, o que além de contribuir para a preservação ambiental, também o previne da corrosão intergranular (PACE ML et al., 2017).

Nesse sentido, é essencial correlacionar parâmetros microestruturais com as suas propriedades finais de aplicação, tais como seus comportamentos em relação a resistência à corrosão e a resistência mecânica. Assim, a análise do comportamento de uma liga de aço em serviço tem início com uma caracterização microestrutural completa, o que envolve a determinação do arranjo microestrutural, a determinação do tamanho de

grão, além da identificação e do cálculo da fração de fases. Por conseguinte, os resultados desta pesquisa podem permitir o melhor entendimento da evolução dos parâmetros de fabricação por FLP-L, facilitando desta maneira a fabricação de peças inovadoras em diferentes indústrias que possam se beneficiar das características da liga 316L.

2. OBJETIVOS

2.1 Objetivo Geral

Este trabalho tem por objetivo principal realizar uma caracterização microestrutural, e a avaliação do comportamento mecânico e de corrosão de amostras do aço inoxidável 316L processadas por manufatura aditiva, empregando a técnica de leito de pó a laser (FLP-L).

2.2 Objetivos Específicos

Para alcançar o objetivo principal, devem-se atender os seguintes objetivos específicos:

- Realizar caracterização microestrutural de amostras em condições selecionadas para entender a evolução das características das poças de fusão e das fases formadas;
- Realizar ensaios de tração para entender a variação da resistência mecânica com a mudança de parâmetros de fabricação;
- Realizar ensaios de corrosão para entender a variação do comportamento eletroquímico com a mudança de parâmetros de fabricação;

3. REVISÃO DA LITERATURA

3.1 Manufatura Aditiva

A ASTM (*American Society for Testing and Materials*) define a manufatura aditiva como um processo de junção de materiais para se fabricar objetos através de um modelo 3D, usualmente construídos camada a camada, de maneira oposta às metodologias de manufatura subtrativa (FRAZIER, 2014).

Devido à viabilidade do processo de manufatura aditiva produzir peças de alta complexidade, a aplicação desse tipo de fabricação vem sendo ampliada nos âmbitos acadêmico e industrial. Porém, em conjunto com esta liberdade de geometria, há o desafio da seleção de parâmetros de processamento, visto que existem mais de 100 parâmetros individuais de escolha. Os principais parâmetros de influência são: potência do laser, velocidade do laser, distância entre varreduras e espessura da camada. (GUIMARÃES GABRIEL, 2022). Desse modo, pode-se depreender que a complexidade da manufatura aditiva se estende não só às peças produzidas, mas ao próprio processo de produção, aplicação de técnicas e estudos relacionados ao tema.

Para Giordano et al. (2016), o processo de fabricação por manufatura aditiva possui diversas vantagens em comparação aos processos de fabricação convencionais, como economia de material, redução das etapas e processos envolvidos na confecção de protótipos, fabricação de produtos com geometrias complexas e personalizadas, precisão dimensional e uma infinidade de estratégias de construção, que alteram o tempo de fabricação e as propriedades mecânicas de um mesmo produto. Assim, tendo em vista os benefícios da manufatura aditiva, além da possibilidade de integração com tecnologias emergentes, evidencia-se a importância de investigar o comportamento de diversos materiais que podem ser produzidos dessa maneira.

A manufatura aditiva já é aplicada para as três grandes classes de materiais (cerâmicos, metálicos e poliméricos). Nesse sentido, em virtude da sua vasta aplicação, em 2015 foi elaborada a norma ISO/ASTM 52900, com o intuito de estabelecer, definir e padronizar os termos utilizados nos processamentos por manufatura aditiva (GUIMARÃES GABRIEL, 2022). Desse modo, com o auxílio de normas técnicas, é possível garantir a qualidade e a segurança nesse nicho, por meio da fabricação de produtos eficientes e confiáveis, que contemplam diretrizes previamente estabelecidas. Atualmente, as técnicas consolidadas de impressão 3D aplicáveis aos materiais metálicos são o Powder Bed Fusion (PBF), Direct Energy Deposition (DED), Binder Jetting (BJ) e

Sheet Lamination (SL). Além disso, devido à sua versatilidade e propriedades especiais, a tecnologia do laser integra-se a múltiplos métodos de fabricação por manufatura aditiva.

Diversos materiais são depositados por Laser Direct Energy Deposition (L-DED), como ligas de titânio, AISI 304, Inconel, mas destaca-se o aço AISI 316L, o qual é um aço austenítico, rico em cromo, com ótimas propriedades mecânicas e de corrosão (PRAMANIK, 2015). Assim, em razão dos insumos austeníticos apresentarem excelentes características, possuem grande aplicação na indústria, pois podem ser submetidos a ambientes potencialmente degradantes.

Outrossim, de acordo com Guimarães Gabriel (2022), dentro das técnicas empregadas na manufatura aditiva, destaca-se a fusão por leito de pó a laser (L-PBF), a qual consiste na consolidação de camadas de pó, a partir de um desenho 3D da peça, que pode ser concebido através de softwares CAD (Computer Aided Desing) ou por meio de scanners tridimensionais. Além disso, a presença do laser visa a utilização de uma fonte de energia direcionada, capaz de fundir e consubstanciar a deposição de uma matéria prima de pó metálico. O modelo 3D é subdividido em camadas com a mesma dimensão da espessura de pó depositada. Por conseguinte, como pode ser observado na Tabela 1, o processo funciona a partir de uma simples ciclagem de três etapas:

Ciclagem no Processamento por Manufatura Aditiva	
(I)	Deposição de uma camada de pó, com espessura previamente determinada;
(II)	Passagem do feixe de energia, fundindo as partículas de pó conforme a camada do modelo 3D;
(III)	Abaixamento do substrato de construção;

Tabela 1: Ciclagem no Processamento por Manufatura Aditiva. Fonte: Adaptado de (GUIMARÃES GABRIEL, 2022).

Conforme registrado por Lippold et al. (2005), processos de manufatura aditiva realizados por intermédio da tecnologia a laser possuem um complexo ciclo térmico e um rápido resfriamento, causando a formação de tensões residuais e precipitação de carbonetos. Tais consequências afetarão diretamente as propriedades do material, como a resistência a fadiga e a resistência a corrosão. Então, é importante buscar a mitigação de possíveis defeitos.

3.1.1 Processo de MA por Fusão de Leito de Pó Metálico (L-PBF)

Os autores Herzog et al. (2017) e Oliveira et al. (2019) definem a fusão por leito de pó como uma tecnologia em que a construção da peça é realizada a partir da consolidação de uma camada da matéria prima na forma de pó. A fonte de energia utilizada para a consolidação desse pó pode ser feixe de laser (L-PBF, fusão por leito de pó – laser, do inglês laser – powder bed fusion) ou um feixe de elétrons (EBM, fusão por feixe de elétrons, do inglês electron beam manufacturing). Ambas as fontes de energia possuem características semelhantes, que incluem: diâmetro do feixe pequeno, precisão no controle e forma do feixe, elevada densidade energética e possibilidade de soldagem dissimilar. Porém, também possuem algumas diferenças, como espessura da camada de pó e atmosfera de processamento. De modo geral, o processamento por manufatura aditiva, independente da fonte de energia utilizada, possui capacidade de produção com alta precisão e controle dimensional.

As características particulares dos objetos fabricados por este processo dependem de alguns parâmetros principais, como: a estratégia de varredura, potência do feixe de laser (laser power), velocidade de varredura (scanning speed), distância entre linhas de varredura (hatch spacing) e a espessura da camada de pó (layer thickness) (YAP et al., 2015). Nesse sentido, na Fig. 1 é possível observar uma representação esquemática de alguns dos parâmetros aplicados na MA:

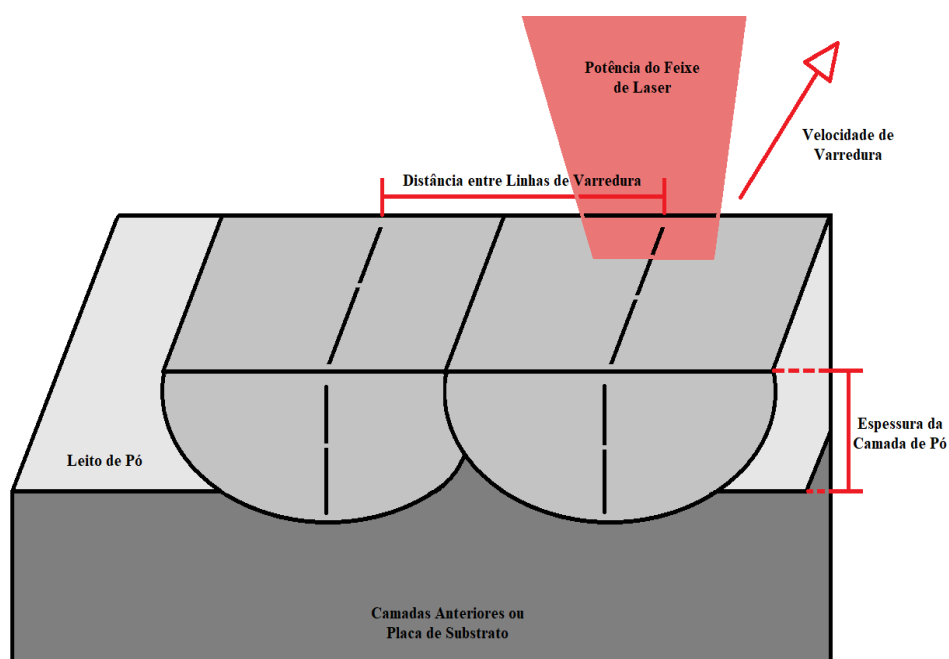


Figura 1: Parâmetros aplicados à manufatura aditiva. Fonte: Adaptado de (YAP et al., 2015).

Defeitos de porosidade por gás e falta de fusão foram identificados, como também o fenômeno *balling*, que ocorre quando a poça de fusão apresenta elevada viscosidade ou alto ângulo de molhamento, levando a formação partículas esféricas para a redução da energia superficial. A formação do *balling* pode levar a deposição incorreta de novas camadas de pó e assim formar porosidades irregulares. A variação do espaçamento entre varreduras não afetou a densidade final da peça, diferentemente da potência aplicada. Os autores também reportam a heterogeneidade microestrutural ao longo da altura da peça, justificando como consequência das diferentes taxas de resfriamento devido às dimensões da peça (GUIMARÃES GABRIEL, 2022).

Nesse contexto, em relação ao fenômeno *balling*, depreende-se que ele possui sua formação atribuída a respingos de fusão induzidos por laser, causados por uma alta instabilidade capilar de fusão. Essa instabilidade deve ser atenuada observando alguns parâmetros principais, como a potência do feixe de laser aplicada, a velocidade de varredura e a espessura da camada de pó. O *balling* é um defeito típico, portanto, ele será prejudicial para a qualidade da conformação metálica.

3.2 Aços Inoxidáveis

Os aços inoxidáveis são ligas de ferro com alto teor de cromo (superior a 12% em peso) e se caracterizam por apresentarem elevada resistência à corrosão e oxidação. Estas características são resultado da interação entre o cromo e o oxigênio, onde uma película superficial de óxido de cromo se forma, protegendo o metal e o separando do ambiente externo. Esta película, também conhecida como filme passivo, possui uma concentração de cromo maior do que a encontrada no metal (SILVA, 1981; CHIAVERINI, 2008). Assim, para um material ser classificado como aço inoxidável ele deve conter no mínimo 12% de cromo dentre seus elementos. Nesse sentido, pode-se dizer que aços inoxidáveis são aços de alta liga, visto que possuem em sua totalidade mais de 10% de elementos de ligação, tais como Mn, Cr, Ni e Mo. Por conseguinte, quando a superfície de um aço inoxidável é exposta ao oxigênio, observa-se a formação de uma camada superficial protetora uniforme de óxido de cromo, o que garante à liga metálica uma maior resistência a ambientes corrosivos.

De acordo com COSTA e MEI (2010), nos aços de baixa liga praticamente não existe a formação de compostos intermetálicos. Os compostos intermetálicos são compostos químicos que consistem em dois ou mais metais diferentes ligados entre si por

meio de ligações iônicas ou covalentes. Eles geralmente têm propriedades físicas e químicas distintas dos metais puros que os compõem.

Com relação a metalurgia de aços inoxidáveis, atenta-se, no sistema ferro-cromo, para a formação da fase sigma (σ). Essa fase influencia no comportamento mecânico e na resistência à corrosão dos aços inoxidáveis, pois se caracteriza por ser frágil e dura, fato que afeta a tenacidade e ductilidade do aço inoxidável. Outro ponto importante em relação a esse composto intermetálico é que ele reduz a quantidade de cromo em regiões adjacentes, o que pode comprometer a resistência à corrosão do material (COSTA; MEI, 2010). Durante o processo de solidificação de ligas ferro-cromo de alta concentração de cromo, a fase σ pode se precipitar nos limites dos grãos austeníticos, provocando características deletérias para o material. Em aços inoxidáveis que apresentam tanto ferrita (α), como austenita (γ), a fase sigma (σ) tem origem na região de interface entre as fases α e γ . A fase sigma (σ) pode ser considerada a mais negativa dentre as fases intermetálicas existentes para esta classe de aços, pois fragiliza o material e causa o empobrecimento da matriz. Para entender melhor as características de formação da fase sigma, está representado a seguir, na Figura 2, o mapeamento através do diagrama tempo-temperatura-transformação (TTT) de precipitação das fases intermetálicas no aço inoxidável austenítico AISI 316L, com 2,7% de molibdênio:

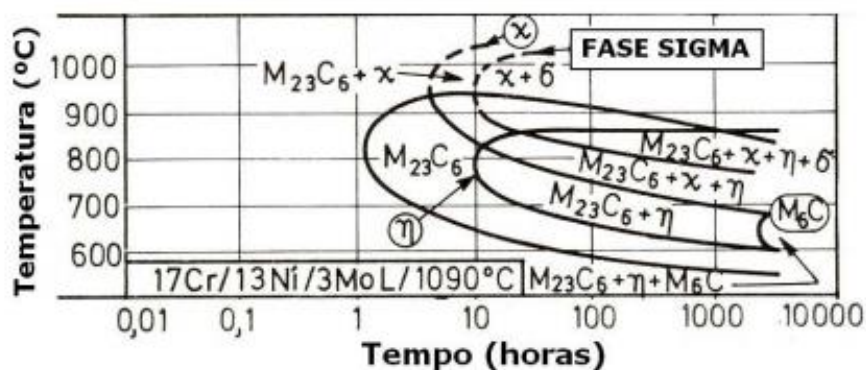


Figura 2: Diagrama TTT de precipitação das fases intermetálicas no aço inoxidável austenítico AISI 316L. Fonte: (FOLKHARD, 1988)

Os principais elementos de liga utilizados na fabricação dos aços inoxidáveis austeníticos podem influenciar o comportamento do material de diversas maneiras, como foi detalhado por Salvador Neto (2021):

- O fósforo e enxofre possuem uma tendência em contribuir na formação de fases frágeis (inclusões não metálicas), durante o processo de fabricação do aço, reduzindo a homogeneidade do metal;
- O cromo possui papel fundamental na formação da camada passivadora na superfície metálica, que somado ao elemento molibdênio, aumenta-se a estabilidade desta camada, garantindo elevada resistência a corrosão;
- O elemento níquel estabiliza a austenita em temperatura ambiente, como também proporciona aumento da resistência a corrosão e resistência mecânica;
- O manganês contribui no aumento da resistência à corrosão, principalmente por pites;
- O nitrogênio aumenta a dureza, resistência mecânica e resistência à corrosão por pites.

3.2.1 Fusão de Leito de Pó Metálico (L-PBF) do Aço AISI 316L

O aço inoxidável 316L é um aço austenítico de estrutura cúbica de face centrada (CFC). Essa classe de aços inoxidáveis possui excelente ductilidade, conformabilidade e resistência à corrosão (BANDEIRA, 2021). A estrutura cristalina de uma célula unitária da liga 316L contém um átomo em cada vértice do cubo além de um átomo em cada face do cubo, apresentando uma das maiores eficiências de empacotamento. A classe 316L é a versão de baixo carbono do aço inoxidável 316.

No processo de manufatura aditiva por fusão à laser de leito de pó metálico (L-PBF), observa-se uma solidificação altamente direcionada, devido às altas taxas de resfriamento envolvidas no processo. Nesse contexto, segundo Guimarães Gabriel (2022), a relação entre os teores de Cromo e Níquel equivalente determinará o sequenciamento de surgimento de fases ferrita (α e δ) e/ou austenita (γ). Acerca do tema segregação de elementos na solidificação direcional de aços inoxidáveis austeníticos, observa-se que durante a solidificação da austenita, ocorre a segregação dos elementos Ni e Cr para o líquido, sendo que, o coeficiente de partição destes é dependente da interação com os demais elementos da liga. Vale ressaltar que o coeficiente de partição relaciona a composição química do líquido em equilíbrio com o sólido a uma certa temperatura. Ademais, o autor relata uma maior concentração de Mo nas fases que se formam ao final da solidificação, como também grande segregação de Si. Grandes taxas de crescimento dificultam a segregação, já que isto implica em menores tempos disponíveis para os átomos segregados migrarem para a interface sólido/líquido. Em condições reais, a forma como solidificará tem uma dependência complexa dos gradientes de temperatura, taxas de resfriamento e taxas de crescimento.

Ainda de acordo com Guimarães Gabriel (2022), durante o processamento a laser, acontece o fenômeno de *shielding*, o qual ocorre quando o plasma retém o material na poça de fusão e a altura da pluma de plasma atinge um determinado valor, sendo esses efeitos consequências da densidade eletrônica do gás. Amostras processadas em atmosferas de He e H₂ apresentam elevada porosidade, pois seus plasmas gerados, possuem alturas superiores em relação às poças de fusão, quando comparados aos de Ar e N₂, devido ao baixo peso atômico desses gases. Desse modo, é preferível que as amostras fabricadas por fusão à laser de leito de pó metálico (L-PBF) sejam manufaturadas em atmosferas de argônio (Ar) ou nitrogênio (N₂).

3.3 Caracterização Microestrutural

A caracterização microestrutural é um procedimento realizado por meio das técnicas de microscopia óptica e eletrônica de varredura, que permitem identificar as principais fases e constituintes presentes nas amostras selecionadas. Seguindo o procedimento de preparação metalográfica, as amostras utilizadas servirão para a determinação da distância média entre as linhas de varredura, para cada potência do feixe de laser utilizado na manufatura aditiva.

De acordo com Guimarães Gabriel (2022), amostras de aço 316L apresentaram microestrutura típica encontrada em peças produzidas por L-LPF, composta por poças de fusão, estrutura celular/dendrítica, havendo segregação dos elementos mais pesados para as paredes da estrutura celular. Além disso, houve tendência de maior segregação para maiores densidades de energia aplicadas. Nesse sentido, a literatura indica que os aços 316L apresentam microestrutura heterogênea, visto que exibem contornos de poça de fusão, dendritas, células de solidificação e segregação de elementos, os quais serão mais numerosos quanto maior a potência do laser utilizado no processo de manufatura.

Ademais, Salvador Neto (2021) observou a microestrutura de aços 316L tratados termicamente a 900°C e 1100°C e relatou que, nesses grupos, não foi possível observar a estrutura celular/dendrítica, o que pode ser explicado através dos próprios tratamentos térmicos empregados, pois os altos patamares de temperatura atingidos dissolveram a estrutura de transição e os resfriamentos mais lentos obtiveram tempo suficiente para formar uma estrutura que busca o equilíbrio. Assim, no que tange à morfologia de solidificação dendrítica/celular, depreende-se que a dissolução parcial ou total dos limites celulares depende de alguns fatores, tais como: gradiente de temperatura, taxa de solidificação e composição química das amostras.

A 800 °C, os limites das células tornam-se muito mais difusos em comparação com as estruturas observadas nas condições as-built e recozidas a 400 °C. A rede de discordâncias existe simultaneamente com a segregação elementar de Mo e Cr nas paredes celulares em amostras pré-construídas e tratadas termicamente a 400 °C (RIABOV, 2021). Desse modo, nota-se que os aços 316L apresentam elementos de liga segregados e deslocamentos acumulados nos limites da célula, o que demonstra a existência de uma desorientação, detectada nos contornos de grão, entre os interiores das células e as paredes celulares. Porém, após o tratamento térmico realizado a 800 °C os limites da célula tornam-se imprecisos.

3.4 Ensaios de Tração

O ensaio mecânico de tração convencional (corpos de prova normatizados) é amplamente utilizado em pesquisas acadêmicas e na indústria, principalmente como teste de controle de matéria prima. Isto se deve ao fato de este ensaio apresentar muitos resultados representativos para quantificar propriedades mecânicas de materiais, sendo alguns destes: módulo de elasticidade, módulo de resiliência, limite de resistência à tração, limite de escoamento, módulo de tenacidade e coeficiente de encruamento (GARCIA et al., 2000). Nesse sentido, devem ser realizados os ensaios de tração nas amostras e, por conseguinte, com a obtenção dos dados dos ensaios, são plotadas as curvas de tensão versus deformação, buscando entender o comportamento mecânico das condições selecionadas.

A ABNT NBR 6152 (1992) foi seguida para a realização dos ensaios propostos. Isto é, tomou-se cuidado para respeitar as mesmas especificações da norma técnica, exceto as definições geométricas da amostra. Este teste consiste na aplicação de carga de tração uniaxial crescente em determinado corpo de prova até a sua ruptura. Como a área da seção transversal da amostra é conhecida, pode-se obter os valores de tensão aplicada sobre a mesma (BANDEIRA, 2021). Desse modo, os ensaios de tração devem ser realizados em um local que possua maquinário específico, seguindo as normas técnicas exigidas para os testes dinâmicos.

Já na análise das fractografias de corpos de tração, notou-se a presença de dimples (alvéolos) com tamanho bem inferior ao apresentado usualmente em aços austeníticos. O tamanho destes dimples são dependentes do tamanho das células intragranulares. Os micro-vazios não se formaram, devido a interação entre as células, permitindo apenas a formação de vazios em escala nanométricas. Os autores concluem que a resistência

mecânica é resultado da contribuição de cada tipo de estrutura apresentada (GUIMARÃES GABRIEL, 2022). Assim sendo, nota-se que há uma dependência entre o limite de escoamento e o tamanho de grão ferrítico, tal qual estabelecido pela relação Hall-Petch, que descreve a correlação entre o tamanho do grão e a resistência do material.

Materiais nano granulados têm sido muito pesquisados, e uma desvantagem comum desses materiais é que eles perdem sua ductilidade. Esse fenômeno também é conhecido como trade-off resistência-ductilidade (RIABOV, 2021). Desse modo, apesar de os aços 316L apresentarem alta ductilidade, devido à presença de dimples finos, também apresentaram menor resistência mecânica.

3.5 Ensaios de Corrosão

Conforme Costa e Mei (2010), a combinação entre tensões de trabalho tratativas (ou residuais) e ambientes corrosivos, bem como variações de temperatura, podem acarretar um tipo de corrosão acelerada que leva a trincas e fragilização do material. Este fenômeno é conhecido por corrosão sob tensão. Dentre as variáveis que influenciam no fenômeno de corrosão sob tensão para aços inoxidáveis austeníticos estão: composição química da liga, temperatura, nível de tensões, concentração de cloretos, condição superficial, pH e teor de oxigênio no meio. Desse modo, observa-se que para evitar a manifestação de corrosão sob tensão, podem ser adotados alguns meios de controle, tais como a aplicação de tratamentos térmicos para alívio de tensões, a redução dos concentradores de tensões ou impedir processos que produzam tensões residuais compressivas na superfície das peças.

Os aços inoxidáveis, quando são aquecidos a uma faixa de temperatura entre 425°C a 815°C por longos períodos, podem apresentar precipitação de carbonetos de cromo (Cr_{23}C_6) nos contornos dos grãos, o que diminui a concentração de cromo nas regiões próximas ao carboneto, consequentemente diminuindo a resistência à corrosão. (SALVADOR NETO, 2021). Assim, nota-se que a resistência à corrosão é uma capacidade do material diretamente afetada por tratamentos térmicos aplicados, em virtude de o aço inoxidável 316L ser suscetível à precipitação de carbonetos.

4 MATERIAIS E MÉTODOS

4.1 Fluxograma de Trabalho

O trabalho de conclusão de curso cumpriu o processamento descrito no fluxograma apresentado na Figura 3 a seguir:

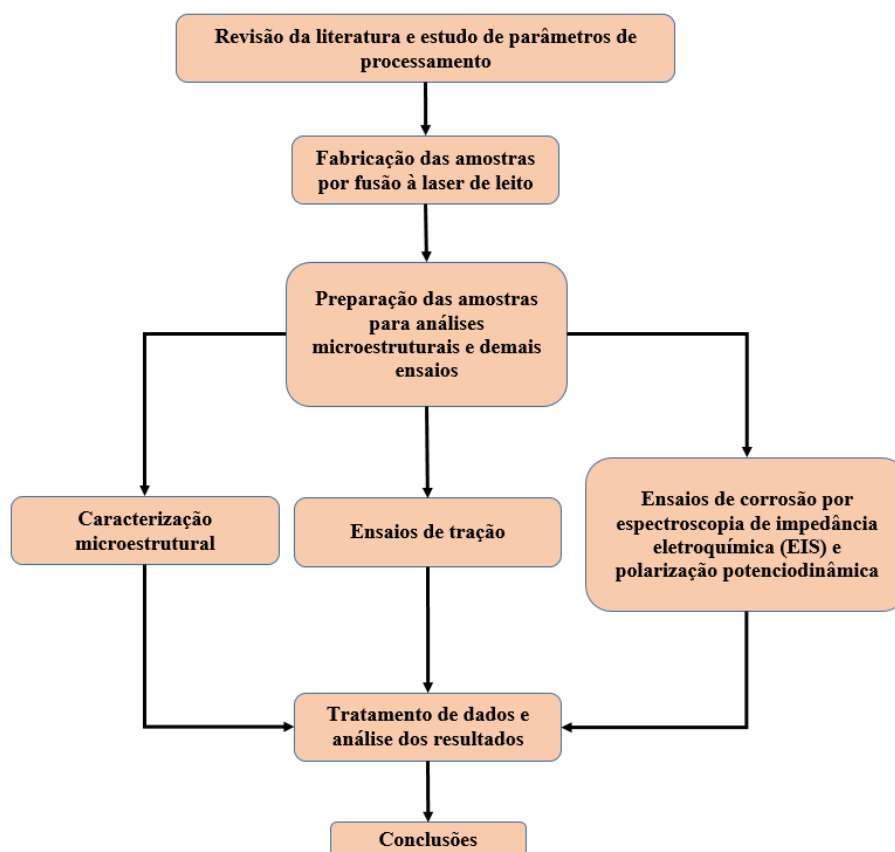


Figura 3: Fluxograma representativo do trabalho. Fonte: Autor.

4.2 Fabricação das Amostras

Os processos de fabricação aos quais o material é submetido interferem nas propriedades finais do equipamento, portanto faz-se necessário investigar e caracterizar essas alterações (SCHAEFFER, 1999). Assim sendo, os parâmetros de processamento utilizados para a fabricação das amostras são fatores importantes a serem considerados e descritos.

As fabricações de caracterização, tração e corrosão foram realizadas em condições específicas. As peças iniciais foram fabricadas Instituto SENAI de Inovação em Manufatura Avançada e Microfabricação, lotado em Santo Amaro - São Paulo – SP, com

novas peças sendo fabricadas à medida em que o cronograma de trabalho se desenvolveu. Os desenhos técnicos das amostras estão apresentados na Figura 4, a seguir:

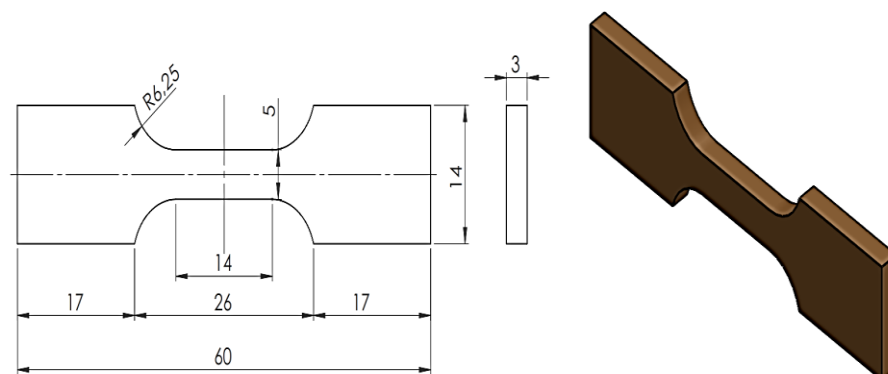


Figura 4: Desenho técnico do corpo de prova de tração. Fonte: Autor.

As peças iniciais foram fabricadas em equipamento da marca Ominitek, modelo Omnisint 160, que conta com laser de itérbio de 500W. Além disso, a altura da camada do pó foi constante com 30 μm , a estratégia de varredura foi constante, com variação de 67° na deposição de cada nova camada, e uma atmosfera de argônio. Nas fabricações dos cubos de 15x15x15 mm a velocidade de deposição foi de 1200 mm/s, e a potência foi variada entre os valores 147 W ou 35% (condição 1), 184 W ou 43% (condição 2) e 211 W ou 49% (condição 3), como está representado na Tabela 2, a seguir:

Característica	Potência de Fabricação
Condição 1	147 W
Condição 2	184 W
Condição 3	211 W

Tabela 2: Condições de fabricação das amostras em relação à potência do laser utilizada. Fonte: Autor.

O material utilizado foi o pó da liga 316L fornecido pela empresa Carpenter, cuja composição química em porcentagem em pesos máximos está apresentada na Tabela 3, a seguir:

Composição do aço 316L em porcentagem em pesos máximos (Tamanho de partícula médio entre 20 μm e 63 μm)
0,03 C
1 Si
2 Mn
16-18 Cr
0,045 P
10-14 Ni
0,03 S
2-3 Mo

Tabela 3: Composição química do aço 316L em porcentagem em pesos máximos. Fonte: Autor.

4.3 Preparação Metalográfica

As 12 amostras utilizadas foram obtidas dos cubos de 15x15x15 mm fabricados por FLP-L. Em seguida, 3 dessas amostras foram seccionadas na metade, montadas em baquelite, totalizando uma quantidade de 15 amostras (as quais estão descritas por atividade a ser realizada na Tabela 4) que foram preparadas metalograficamente conforme indicado na norma técnica ASTM E3 de 2017. No lixamento, foram utilizadas lixas de diferente granulometria até a 1200. O acabamento da superfície foi realizado através do polimento com pasta de diamante de 3 μm e de 1 μm .

Característica	Quantidade	Atividade
Condição 1	1	Caracterização Microestrutural
Condição 2	1	Caracterização Microestrutural
Condição 3	1	Caracterização Microestrutural
Condição 1	1	Ensaio de corrosão
Condição 2	1	Ensaio de corrosão
Condição 3	1	Ensaio de corrosão
Condição 1	3	Ensaio de tração
Condição 2	3	Ensaio de tração
Condição 3	3	Ensaio de tração
	TOTAL DE AMOSTRAS:	15

Tabela 4: Total das amostras em relação às atividades às quais foram submetidas. Fonte: Autor.

4.4 Caracterização Microestrutural

Seguindo o procedimento de preparação metalográfica, as amostras de aço 316L foram utilizadas para a determinação da distância média entre as linhas de varredura, para cada potência do feixe de laser utilizado na manufatura aditiva. Essa etapa foi realizada por meio da aquisição de um grande número de fotos por meio de um microscópio óptico, analisadas com a ajuda do software Image J.

As 3 amostras que foram destinadas às análises microestruturais foram submetidas a ataque químico com reagente Kroll (85 ml de H_2O , 10 ml de HF e 5 ml de HNO_3), com um tempo de ataque de aproximadamente 20 minutos.

4.5 Ensaios de Tração

Nesse trabalho foram realizados ensaios de tração em 9 amostras de aço 316L. Por conseguinte, com a obtenção dos dados, foram plotadas as curvas de tensão versus deformação, buscando entender o comportamento mecânico das condições selecionadas.

Os ensaios de tração foram realizados no Instituto Federal de São Paulo, campus de São João da Boa Vista. A máquina utilizada foi a Instron 8801, cujas características atenderam às exigências dos testes com amostras de aço 316L. Nas Figuras 5 e 6 a seguir é possível ver algumas das amostras fabricadas antes de serem submetidas aos ensaios de tração:

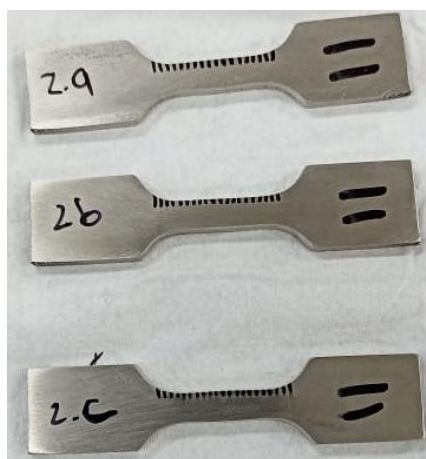


Figura 5: Corpos de prova de tração, na condição 2 de fabricação. Fonte: Autor.

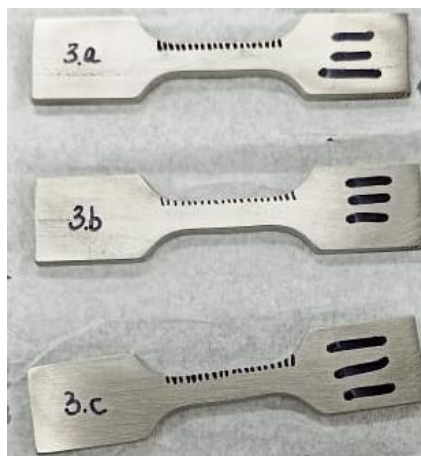


Figura 6: Corpos de prova de tração, na condição 3 de fabricação. Fonte: Autor.

4.6 Ensaio de Corrosão

Foram realizados ensaios de espectroscopia de impedância eletroquímica (EIS) e polarização potenciodinâmica. Estes foram feitos em triplicata para garantir a reprodutibilidade dos resultados, usando um potenciostato/galvanostato (GAMRY PCI 450), com célula eletroquímica composta por um eletrodo de trabalho (amostras de liga), fio de platina utilizado como contra-eletrodo, um eletrodo de referência de prata/cloreto de prata (Ag/AgCl) e um eletrólito composto por uma solução Phosphate Buffered Solution (PBS) à temperatura ambiente (25°C). A solução utilizada é um biomaterial que simula meios fisiológicos, com PH de 6,5 e composição de química com 8.77 g/L de NaCl, 1.42 g/L de Na_2HPO_4 e 2.72 g/L de NaH_2PO_4 .

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 Caracterização Microestrutural

Para cada uma das 3 amostras destinadas às análises microestruturais, foram feitas 5 imagens por meio de microscópio óptico calibrado em uma escala de 100 μm , como pode ser visto nas Figuras 7, 8, 9, 10, 11, 12, 13, 14, 15, 16, 17, 18, 19, 20 e 21 a seguir:

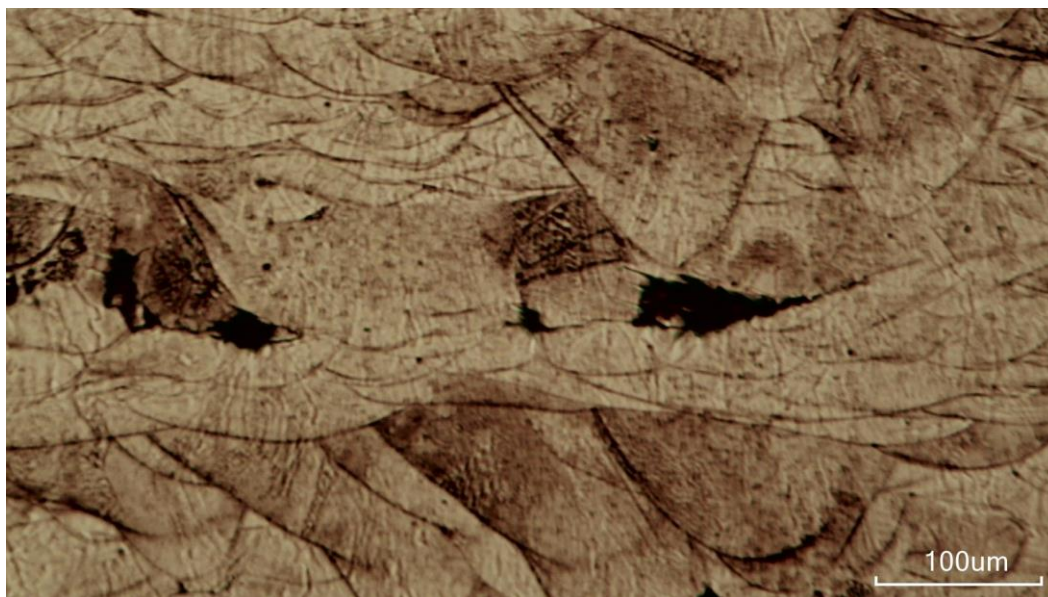


Figura 7: Microscopia óptica do aço 316 L fabricado por MA, com potência do feixe de laser de 147W, em uma escala de 100 μm . Fonte: Autor.

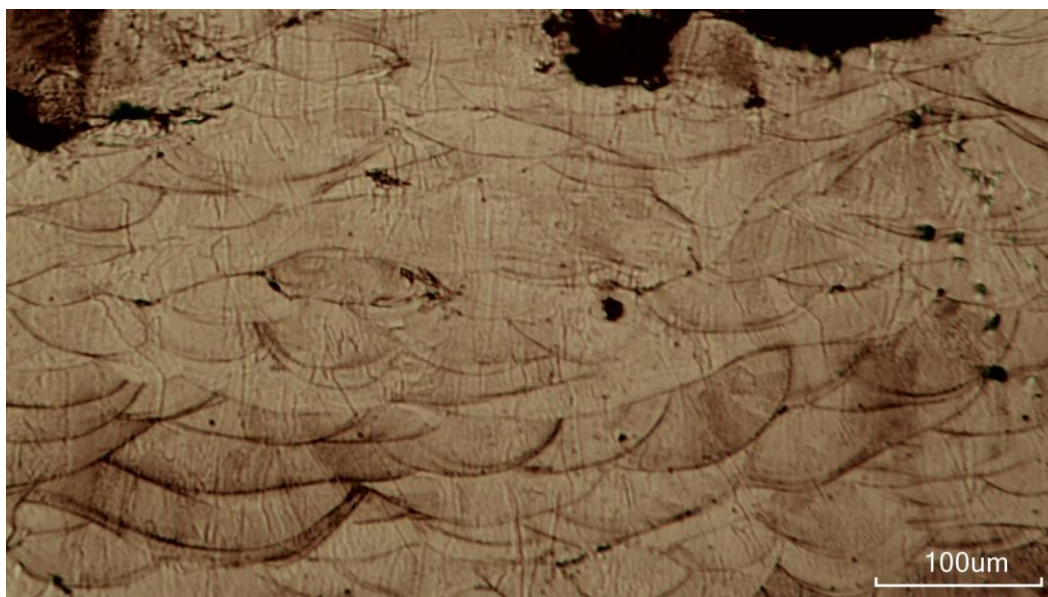


Figura 8: Microscopia óptica do aço 316 L fabricado por MA, com potência do feixe de laser de 147W, em uma escala de 100 μm . Fonte: Autor.

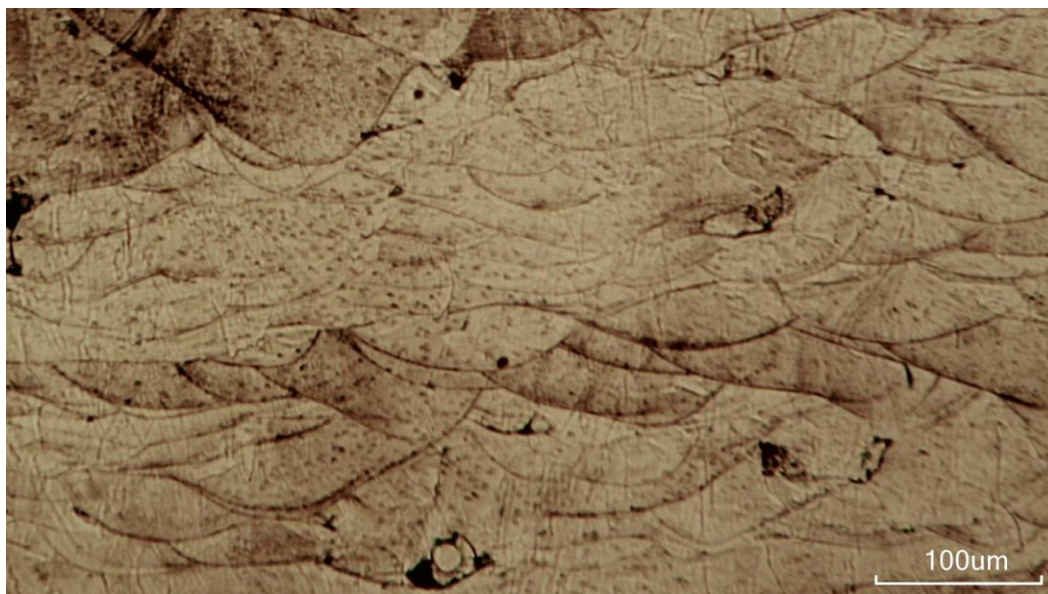


Figura 9: Microscopia óptica do aço 316 L fabricado por MA, com potência do feixe de laser de 147W, em uma escala de 100 μm . Fonte: Autor.

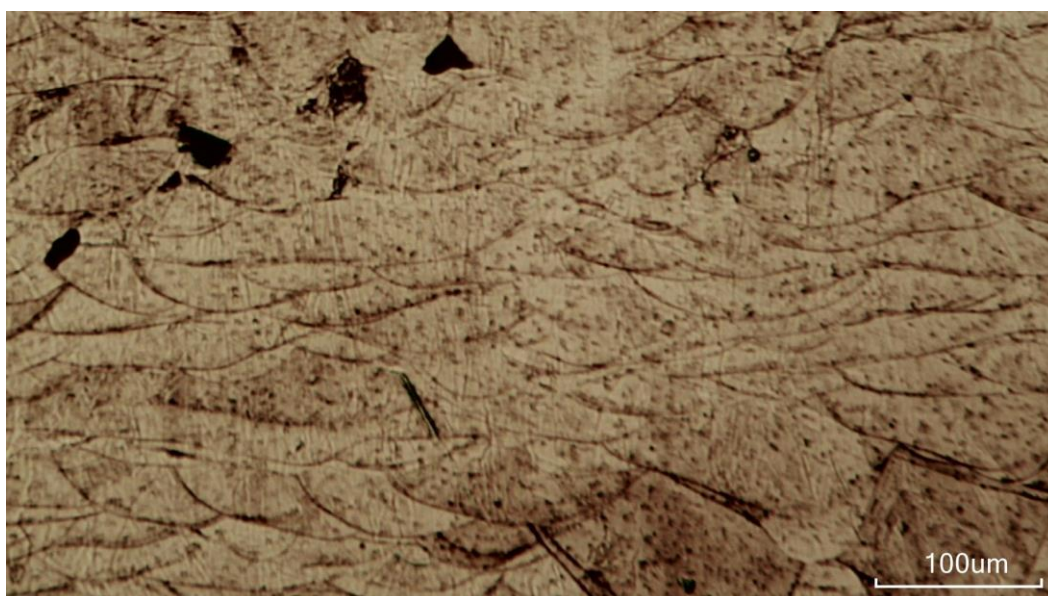


Figura 10: Microscopia óptica do aço 316 L fabricado por MA, com potência do feixe de laser de 147W, em uma escala de 100 μm . Fonte: Autor.

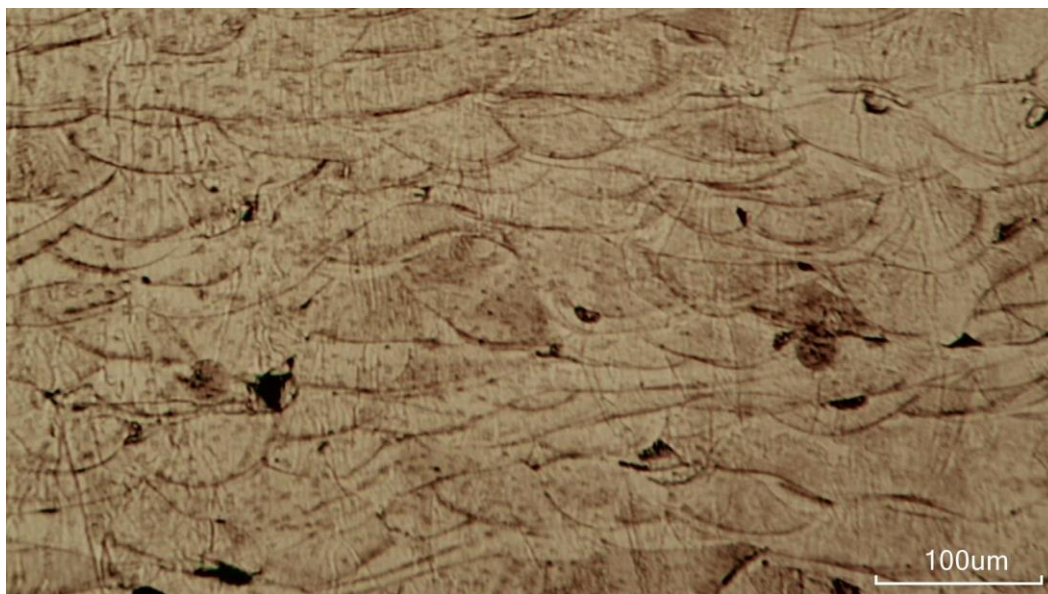


Figura 11: Microscopia óptica do aço 316 L fabricado por MA, com potência do feixe de laser de 147W, em uma escala de 100 μm . Fonte: Autor.



Figura 12: Microscopia óptica do aço 316 L fabricado por MA, com potência do feixe de laser de 184W, em uma escala de 100 μm . Fonte: Autor.



Figura 13: Microscopia óptica do aço 316 L fabricado por MA, com potência do feixe de laser de 184W, em uma escala de 100 μm . Fonte: Autor.



Figura 14: Microscopia óptica do aço 316 L fabricado por MA, com potência do feixe de laser de 184W, em uma escala de 100 μm . Fonte: Autor.



Figura 15: Microscopia óptica do aço 316 L fabricado por MA, com potência do feixe de laser de 184W, em uma escala de 100 μm . Fonte: Autor.



Figura 16: Microscopia óptica do aço 316 L fabricado por MA, com potência do feixe de laser de 184W, em uma escala de 100 μm . Fonte: Autor.



Figura 17: Microscopia óptica do aço 316 L fabricado por MA, com potência do feixe de laser de 211W, em uma escala de 100 μm . Fonte: Autor.



Figura 18: Microscopia óptica do aço 316 L fabricado por MA, com potência do feixe de laser de 211W, em uma escala de 100 μm . Fonte: Autor.



Figura 19: Microscopia óptica do aço 316 L fabricado por MA, com potência do feixe de laser de 211W, em uma escala de 100 μm . Fonte: Autor.



Figura 20: Microscopia óptica do aço 316 L fabricado por MA, com potência do feixe de laser de 211W, em uma escala de 100 μm . Fonte: Autor.



Figura 21: Microscopia óptica do aço 316 L fabricado por MA, com potência do feixe de laser de 211W, em uma escala de 100 μm . Fonte: Autor.

Para cada uma das imagens, utilizando o software ImageJ foram realizadas 3 medidas entre as linhas de varredura, sendo que cada uma dessas medidas cruzou $n = 7$ linhas, totalizando 15 medidas para cada condição de fabricação. Assim, para calcular a distância entre linhas de varredura subsequentes, cada um dos comprimentos medidos foi dividido por 6 ($n-1$). Então, foi feita a média desses valores para encontrar a distância média entre linhas de varredura, assim como o desvio padrão para cada uma das condições de fabricação. Esses resultados podem ser observados na Tabela 5, a seguir:

AMOSTRA	Distância média entre linhas de varredura subsequentes (μm)	Desvio Padrão (μm)
Condição 1	23,905	2,896
Condição 2	34,361	2,522
Condição 3	36,202	4,096

Tabela 5: Distância média entre linhas de varredura subsequentes e desvio padrão, para cada condição de fabricação das amostras da liga 316L. Fonte: Autor.

No que tange às imagens aquisitadas por meio de microscópio óptico, nota-se que para a condição de fabricação 1, ou seja, associada a uma menor potência do feixe de laser, os contornos não estavam tão evidentes quanto nas outras condições de fabricação.

Ainda assim, por meio do tratamento dessas imagens no ImageJ foi possível mensurar a distância média entre as linhas de varredura.

Nesse sentido, a amostra fabricada com a maior potência do laser apresentou maior desvio padrão relativo às medidas realizadas. Ademais, os resultados das medições mostraram que conforme a potência do feixe de laser foi maior, a distância média entre linhas de varredura aumentou. Esse comportamento pode ser explicado observando as correlações dos parâmetros de processo, de acordo com Sinicio M. et al. (2019) pela Eq. (1):

$$E_V = \frac{P}{v_S * S_D * S_A} \quad (1)$$

Sabendo que, durante a fabricação, a densidade de energia de entrada (E_V), a velocidade de deposição (v_S) e a altura da camada de pó (S_D) foram constantes, percebe-se que a potência do feixe de laser (P) e o espaçamento entre linhas de varredura (S_A) são diretamente proporcionais. Portanto, se a potência do feixe de laser é aumentada, a distância média entre linhas de varredura também deverá aumentar.

5.2 Ensaios de Tração

Os ensaios de tração realizados com a máquina Instron 8801 estão detalhados nos parágrafos a seguir. Na Figura 22, pode-se ver a nomenclatura genérica para as dimensões do corpo de prova, as quais foram medidas com paquímetro digital. Foram realizadas 3 medições para cada dimensão “d” e “e” de cada corpo de prova, e posteriormente calculada a média para uma melhor acurácia do processo de medição. A dimensão “Lo” para as amostras maiores foi demarcada nas peças manualmente e fixada em 10mm.

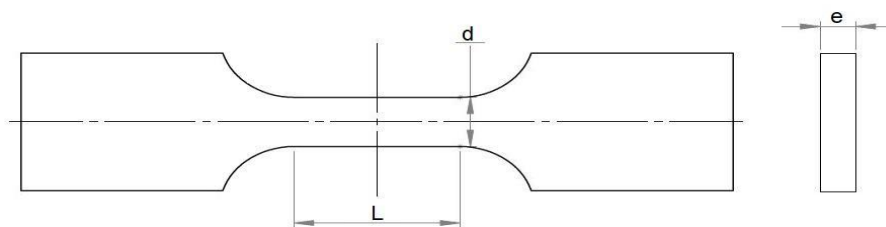


Figura 22: Desenho técnico do corpo de prova de tração com dimensões genéricas.

Fonte: Autor.

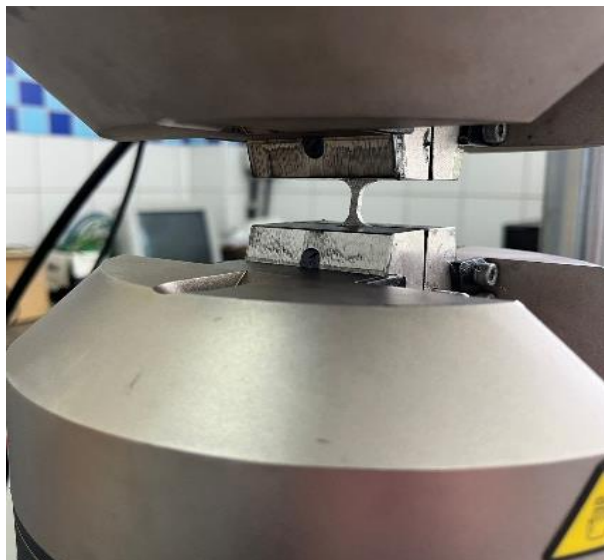


Figura 23: Ensaio de tração realizado na máquina Instron 8801. Fonte: Autor.

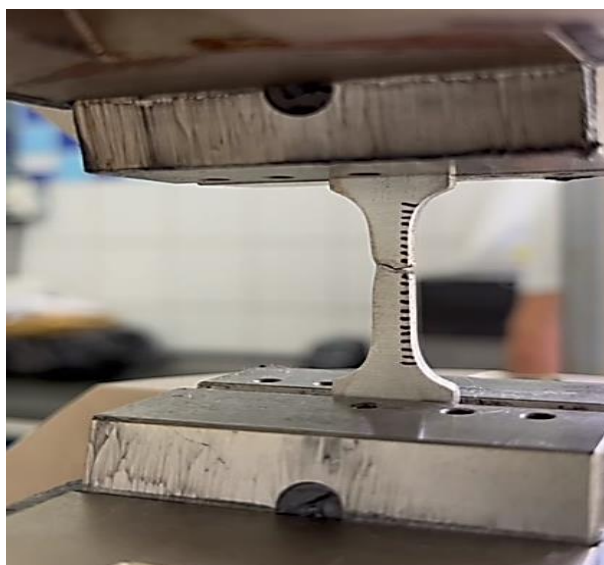


Figura 24: Ensaio de tração com notáveis Bandas de Lüders. Fonte: Autor.

Na Figura 24, pôde-se observar marcas suaves de deformação de estiramento, mais conhecidas como Bandas de Lüders. Tratam-se de bandas de deslizamento que aparecem em metais submetidos a tensões de tração, associadas à deformação plástica.

Ademais, após a realização dos 9 ensaios de tração, foram calculadas as áreas iniciais de secção transversal de cada uma das amostras, observadas nas Tabela 6:

AMOSTRAS MAIORES	d1	d2	d3	dm	e1	e2	e3	em	Área inicial da secção transversal	L (Lo=10mm)
1-a	4,85	4,93	4,92	4,90	2,98	2,97	2,97	2,97	14,57	12,58
1-b	4,53	4,44	4,55	4,51	2,97	2,98	2,98	2,98	13,41	10,62
1-c	4,94	4,94	4,98	4,95	2,96	2,95	2,96	2,96	14,65	12,77
2-a	4,91	4,9	4,94	4,92	2,93	2,89	2,94	2,92	14,36	13,17
2-b	4,98	4,93	4,9	4,94	2,94	2,96	3,01	2,97	14,66	13,91
2-c	4,93	4,92	4,91	4,92	2,97	2,91	2,91	2,93	14,42	12,51
3-a	4,85	4,92	4,93	4,90	2,97	2,95	2,95	2,96	14,49	14,33
3-b	4,91	4,94	4,87	4,91	2,98	2,98	2,99	2,98	14,64	13,95
3-c	4,94	4,96	4,98	4,96	2,9	2,91	2,94	2,92	14,47	14,76

Tabela 6: Medidas das amostras da liga 316L. Fonte: Autor.

A partir dos dados experimentais de posição e carga obtidos dos ensaios de tração foram calculados os valores dos comprimentos dos corpos de prova somados ao deslocamento absoluto do atuador, e em conjunto com as áreas iniciais de secção transversal estimadas, foram calculadas a deformação e a tensão associadas. Assim, pôde-se elaborar o gráfico de tensão versus deformação, mostrado na Figura 25:

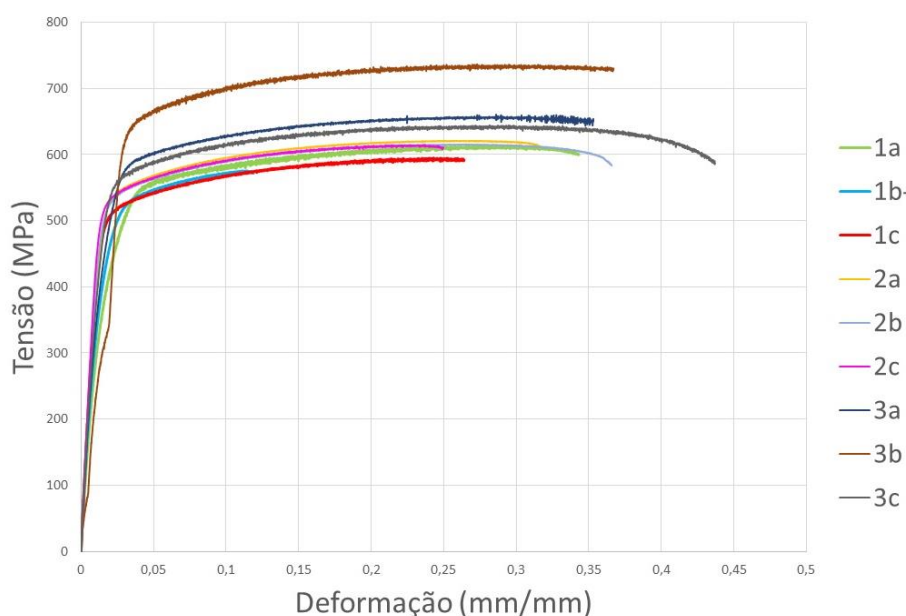


Figura 25: Gráfico de comportamento Tensão por Deformação das amostras da liga 316L, por influência de ensaio de tração em diferentes condições de fabricação de acordo com a potência do feixe de laser. Fonte: Autor.

As curvas de tensão versus deformação revelaram o caráter dúctil do material, com comportamentos lineares semelhantes para todas as condições e limites de escoamento próximos. Ademais, observa-se que as amostras fabricadas na condição 3 (sob maior potência de laser) apresentaram maiores valores limites de resistência à tração (tensão última). Em contrapartida, as amostras fabricadas na condição 1 (sob menor

potência de laser) apresentaram os menores valores limites de resistência à tração (tensão última).

AMOSTRAS MAIORES	L (Lo=10mm)	Alongamento(%)	Alongamento Máximo Experimental (%)
1-a	12,58	25,80	37,48
1-b	10,62	6,20	18,08
1-c	12,77	27,70	28,85
2-a	13,17	31,70	37,30
2-b	13,91	39,10	40,16
2-c	12,51	25,10	30,87
3-a	14,33	43,30	43,36
3-b	13,95	39,50	48,32
3-c	14,76	47,60	45,17

Tabela 7: Alongamentos das amostras maiores da liga 316L por influência de ensaio de tração. Fonte: Autor.

Os alongamentos máximos medidos foram estimados com base em marcações manuais feitas nas amostras, enquanto os alongamentos máximos experimentais foram calculados com base nos comprimentos iniciais e finais das amostras obtidos por meio dos ensaios (Tabela 7). A diferença entre os métodos utilizados para calcular os alongamentos máximos explica as disparidades entre os valores obtidos.

5.3 Ensaios de Corrosão

5.3.1 Resistência de Polarização Linear

A curva de polarização após 24 h de imersão em solução PBS (Pan, 2000) está apresentada na Figura 26, comparando as diferentes condições de fabricação das amostras. A partir delas foram extraídos os seguintes valores para os potenciais de corrosão e taxas de corrosão associadas, na forma de tabela:

Amostra	Ecorr (V)	Jcorr ($\mu\text{A}/\text{cm}^2$)
CI,0	-0,19	0,025
CII,0	-0,16	0,004
CIII,0	-0,24	0,01

Tabela 8: Parâmetros das curvas de polarização dos aços carbono AISI 316L. Fonte: Autor.

A solução PBS se mostrou uma solução relativamente fraca para o material estudado. O aço inox AISI 316 apresenta maior resistência à corrosão em relação a aços baixo carbono, porém com a solução de ataque utilizada não revelou passivação expressiva.

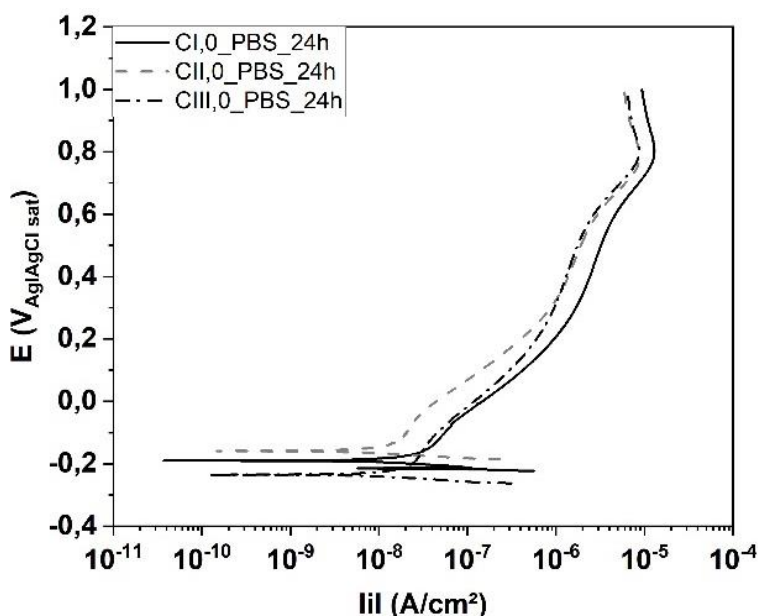


Figura 26: Curvas de polarização do aço 316L em todas as condições de fabricação.

Fonte: Autor

5.3.2 Espectroscopia de Impedância Eletroquímica

Os resultados obtidos por espectroscopia de impedância eletroquímica (EIE) para o aço 316L são mostrados nas Figuras 27, 28, 29, 30, 31 e 32 através dos diagramas de Nyquist e Bode (ângulo de fase), com a evolução do comportamento eletroquímico nos intervalos de 2 h, 12 h e 24 h de imersão em solução PBS (Pan, 2000). Foi utilizada uma faixa de frequência de perturbação de sinal senoidal de 0,01 Hz até 10000 Hz.

Os diagramas de Nyquist se caracterizaram por arcos capacitivos cujos diâmetros aumentaram com o tempo de imersão, para todas as três condições de fabricação, mostrando aumento gradual no valor de impedância. Esse comportamento sugere uma tendência de aumento da capacidade protetora da camada superficial do aço, ou seja, maior a resistência à corrosão do material. Dessa forma, pode-se afirmar que a resistência à corrosão aumenta com o tempo para cada uma das amostras de aço 316L.

Para 2h, 12h e 24h de imersão, os diagramas de Bode revelaram que os ângulos de fase das amostras de aço 316L se mantiveram na faixa de frequências de 0,01Hz a

50Hz, situando-se em módulo aproximadamente entre $67,5^\circ$ e $82,5^\circ$, para as três condições de fabricação (Tabela 9).

Nesse caso, o aumento do ângulo de fase indica que o sistema se tornou menos resistivo, ou seja, mais resistente à corrosão, o que coaduna com os resultados analisados nas curvas de polarização. Seguem abaixo os ângulos de fase nas frequências mínimas de 0,01 Hz:

Ângulos de Fase ($^\circ$)			
Tempo de imersão \ Condição de fabricação	I	II	III
2h	67,5	71	73,5
12h	75	78,75	75
24h	82,5	82,5	82

Tabela 9: Ângulos de fase obtidos através dos diagramas de Bode. Fonte: Autor.

Para as três condições de fabricação, temos que duas constantes de tempo podem ser identificadas. Para a amostra na condição de fabricação I, submetida a 2h de imersão em solução PBS, pode-se inferir o início de um ombro por volta de 70Hz (Tabela 10). Em contrapartida, em frequências mais altas (por volta de 3000 Hz) há uma mudança de inclinação no diagrama, sugerindo a existência de uma segunda constante de tempo e, desse modo, a superposição das duas constantes de tempo indica um comportamento capacitivo.

Visto que o período de imersão em solução PBS foi curto, o aço 316L ainda apresenta uma camada de óxido superficial com poucos defeitos, então, é provável que o comportamento capacitivo ocorra devido a uma interação entre os fenômenos de transferência de carga na superfície do material e à presença de uma sutil camada protetora de óxido. Segue abaixo uma tabela das estimativas de frequências indicativas das constantes de tempo para cada uma das condições de imersão ou fabricação:

Frequências indicativas de constantes de tempo (Hz)			
Tempo de imersão \ Condição de fabricação	I	II	III
2h	70 e 3000	100 e 4000	100 e 5500
12h	40 e 1000	100 e 4000	100 e 5500
24h	40 e 1000	100 e 4000	100 e 5500

Tabela 10: Frequências indicativas de constantes de tempo obtidas através do diagrama de Bode. Fonte: Autor.

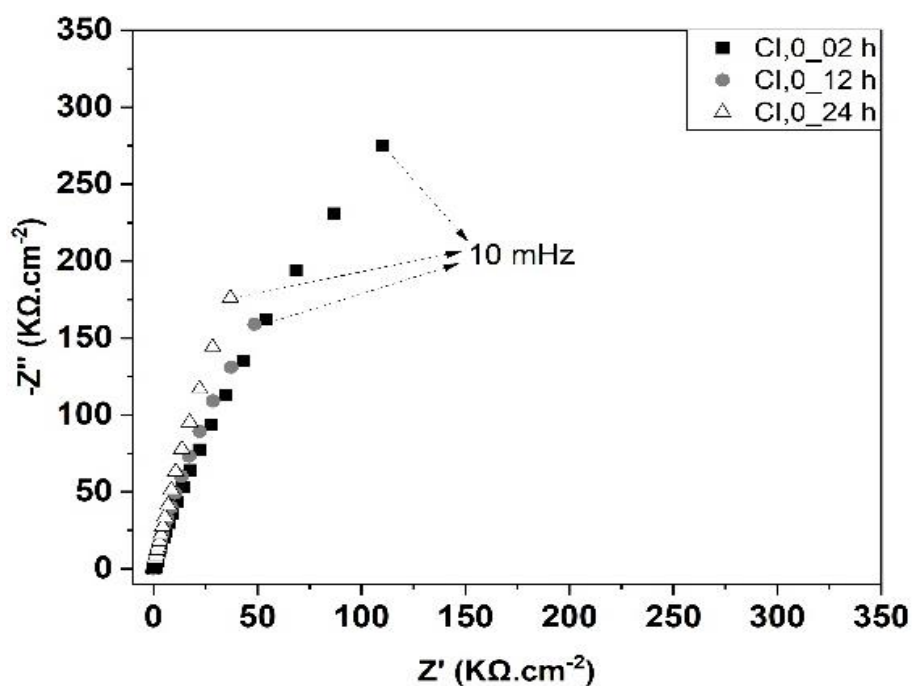


Figura 27: Diagrama de EIE do aço 316L na condição I de fabricação, imerso em solução de PBS: Nyquist. Fonte: Autor

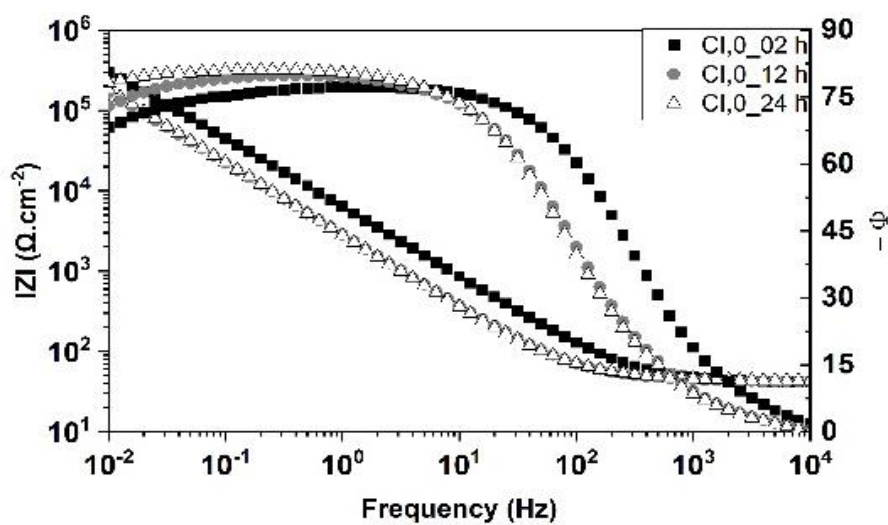


Figura 28: Diagramas de EIE do aço 316L na condição I de fabricação, imerso em solução de PBS: Bode (ângulo de fase). Fonte: Autor

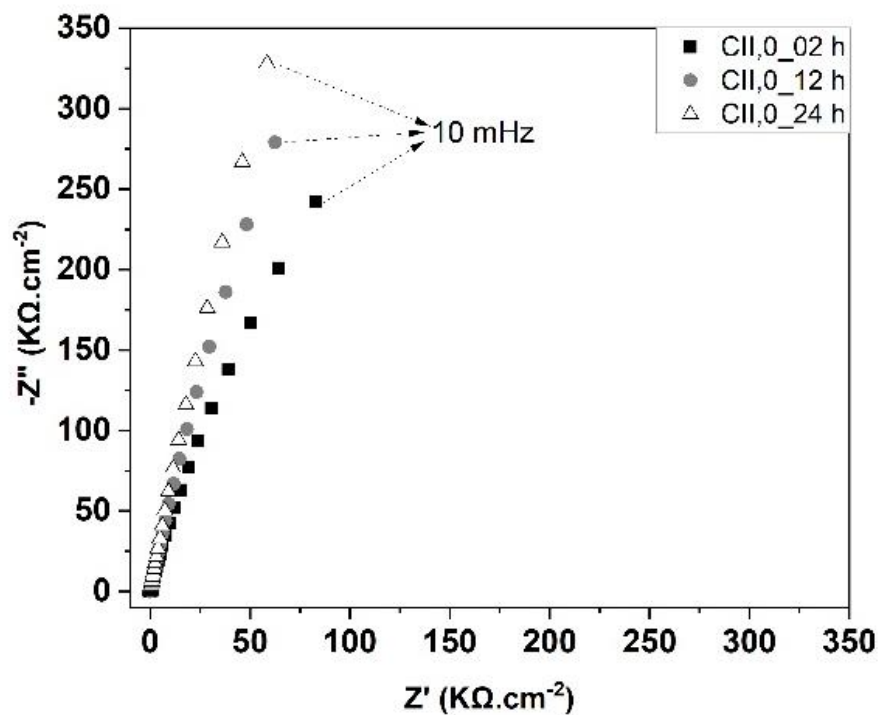


Figura 29: Diagramas de EIE do aço 316L na condição II de fabricação, imerso em solução de PBS: Nyquist. Fonte: Autor

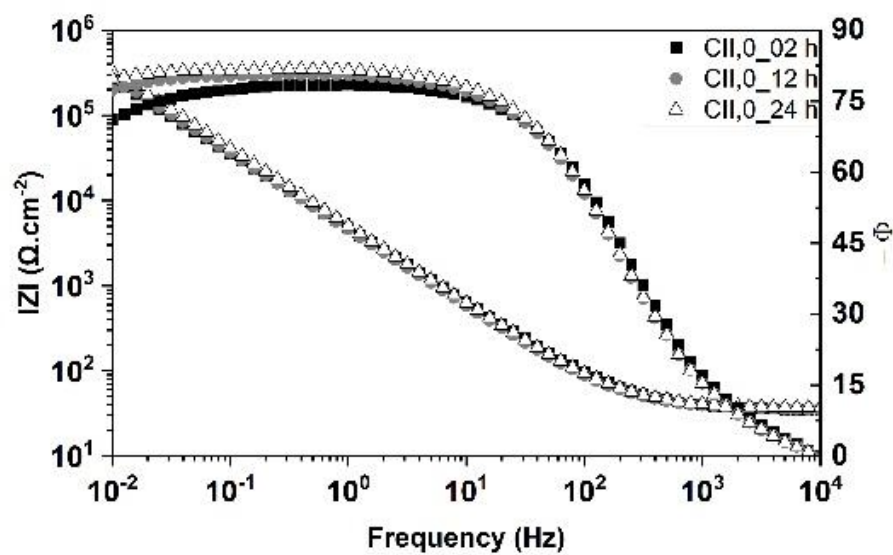


Figura 30: Diagramas de EIE do aço 316L na condição II de fabricação, imerso em solução de PBS: Bode (ângulo de fase). Fonte: Autor

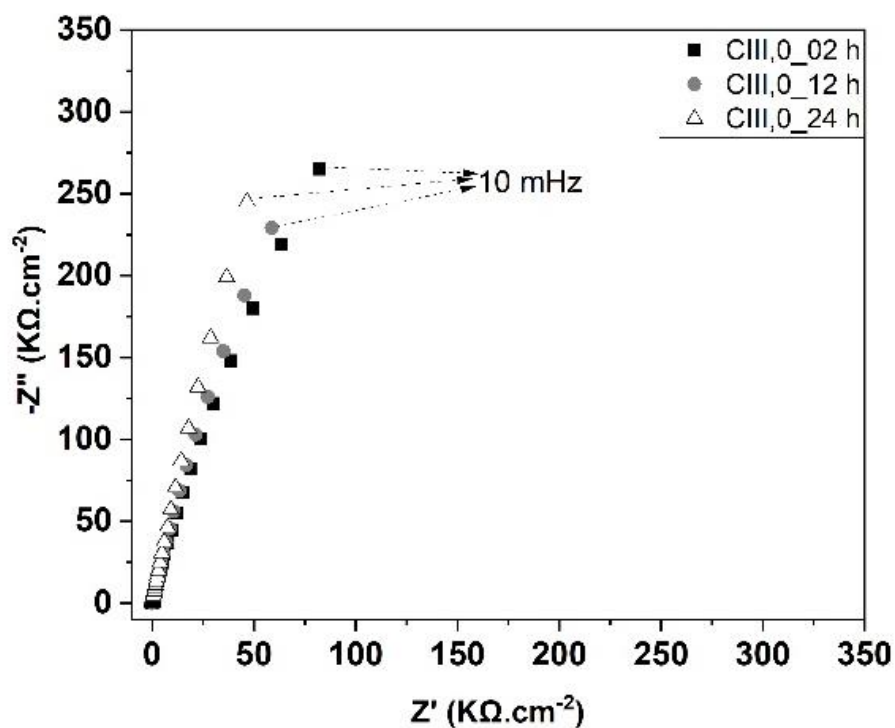


Figura 31: Diagramas de EIE do aço 316L na condição III de fabricação, imerso em solução de PBS: Nyquist. Fonte: Autor

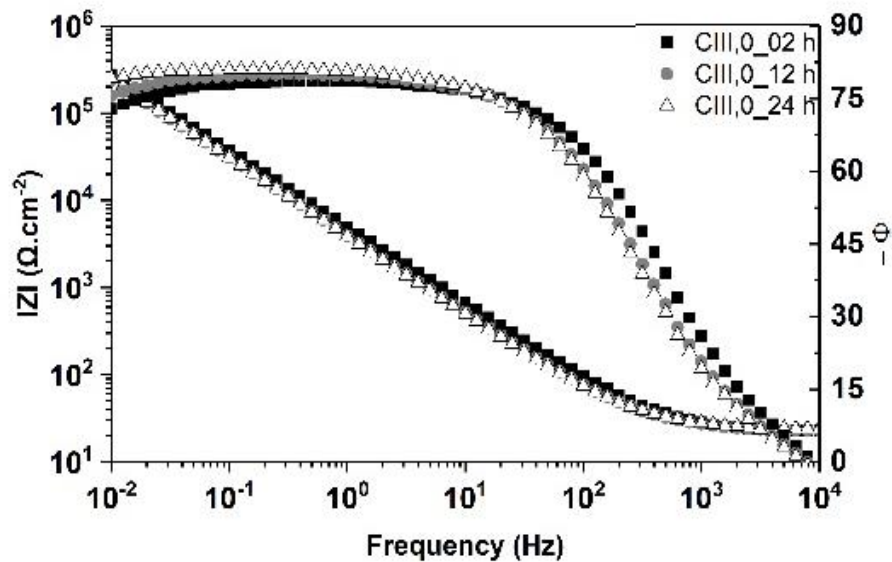


Figura 32: Diagramas de EIE do aço 316L na condição III de fabricação, imerso em solução de PBS: Bode (ângulo de fase). Fonte: Autor

6 CONCLUSÕES

Os ensaios de tração evidenciaram o caráter dúctil do material, com comportamentos lineares semelhantes para todas as condições e limites de escoamento próximos. Ademais, quanto maior a potência do laser utilizado na fabricação das amostras maior foi o valor limite de resistência à tração (tensão última).

Em relação aos ensaios de corrosão, depreende-se que após imersão em solução PBS, pôde-se verificar que, de maneira geral, a resistência à corrosão do aço inoxidável 316L aumenta com o tempo, devido à formação de uma camada protetiva de produto de corrosão.

No que tange às imagens aquisitadas por meio de microscópio óptico, notou-se que para a condição de fabricação 1, ou seja, associada a uma menor potência do feixe de laser (147 W), os contornos não estavam tão evidentes quanto nas outras condições de fabricação (184 W e 211 W). Ademais, os resultados das medições mostraram que conforme a potência do feixe de laser foi maior, a distância média entre linhas de varredura aumentou.

7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Realização de tratamentos térmicos de solubilização e alívio de tensão nas amostras, de modo a analisar suas influências na resistência à tração e no comportamento de corrosão do material.
- Aquisição de imagens de microscopia com maiores detalhes e acurácia, por meio de microscópio eletrônico de varredura.

REFERÊNCIAS

- Pace ML, Guarnaccio A, Dolce P, Mollica D, Parisi GP, Lettino A, et al. 3D additive manufactured 316L components microstructural features and changes induced by working life cycles. *Appl Surf Sci* 2016;1–9. <https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2017.01.308>.
- Wang YM, Voisin T, McKeown JT, Ye J, Calta NP, Li Z, et al. Additively manufactured hierarchical stainless steels with high strength and ductility. *Nat Mater* 2018;17:63–70. <https://doi.org/10.1038/NMAT5021>.
- Liu L, Ding Q, Zhong Y, Zou J, Wu J, Chiu YL, et al. Dislocation network in additive manufactured steel breaks strength–ductility trade-off. *Mater Today* 2018;21:354–61. <https://doi.org/10.1016/j.mattod.2017.11.004>.
- Saeidi K, Gao X, Zhong Y, Shen ZJ. Hardened austenite steel with columnar sub-grain structure formed by laser melting. *Mater Sci Eng A* 2015;625:221–9. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2014.12.018>.
- ASTM-E3-11. Standard Guide for Preparation of Metallographic Specimens. West Conshohocken, PA: ASTM International; 2017. <https://doi.org/10.1520/E0003-11R17>.
- FRAZIER, W. E. Metal Additive Manufacturing: A Review. *Journal of Materials Engineering and Performance*, v. 23, n. 6, p. 1917–1928, 8 jun. 2014.]
- ANDRÉ HENRIQUE GUIMARÃES GABRIEL. Estudo dos parâmetros de processamento do aço AISI 316L por manufatura aditiva; 17 de setembro de 2021.
- GIORDANO, C. M.; ZANCUL, E. S.; RODRIGUES, V. P. Análise dos custos da produção por manufatura aditiva em comparação a métodos convencionais. *Revista Produção Online*, Florianópolis, v. 16, n.2, p. 499-523, 2016.
- PRAMANIK, A.; BASAK, A.K. *Stainless steel: Microstructure, Mechanical Properties and Methods of Application*. Nova Iorque: Nova Science Publishers, 2015.
- LIPPOLD, J. C.; KOTECKI, D. J.; WILEY, A. J. *Welding metallurgy and weldability of stainless steels*. Nova Jersey: Wiley-Interscience, 2005.
- HERZOG, D. et al. Additive manufacturing of metals. *Materials and Design*, v. 35, n. 2, p. 1–10, 30 jan. 2017.
- OLIVEIRA, J. P.; SANTOS, T. G.; MIRANDA, R. M. Revisiting fundamental welding concepts to improve additive manufacturing: From theory to practice. *Progress in Materials Science*, n. August, p. 100590, 2019.
- YAP, C. Y.; CHUA, C.; DONG, Z.; LIU, Z.; ZHANG, D.; LOH, L. E.; SING, S. Review of selective laser melting: materials and applications. *Applied Physics Reviews*, Melville,

v. 2, n. 4, 2015. Disponível em: https://www.researchgate.net/publication/286497734_Review_of_selective_laser_melting_Materials_and_applications. Acesso em: 27 abr. 2022.

SILVA, A. L. C. Tecnologia dos aços. São Paulo: Eletrometal, 1981. 363p.

CHIAVERINI, V. Aços e ferros fundidos. 4. ed. São Paulo: ABM, 1979. 506 p.

COSTA, André Luiz V da; MEI, Paulo Roberto. Aços e Ligas Especiais. São Paulo: Editora Blucher, 2010.

FOLKHARD, E. Welding Metallurgy of Stainless Steels. Springer Verlag, Wien. N.York, 1988.

GRANDE NETO, NEWTON SALVADOR. Caracterização mecânica e microestrutural do aço inoxidável 316L fabricado por manufatura aditiva para aplicações biomédicas, 2021.

BANDEIRA, VITOR FREIRE. Caracterização de placas de aço inoxidável AISI 316L corrugadas e soldadas a laser, 2021.

D. RIABOV, A. LEICHT, J. AHLSTROM, E. HRYHA. Investigation of the strengthening mechanism in 316l stainless steel produced with laser powder bed fusion, 2021.

RITONNI, M.; MEI, P. R.; MARTINS, M. Efeito do tratamento térmico de solubilização na microestrutura e nas propriedades de impacto do aço inoxidável superaustenítico ASTM A 744 GR. CN3MN. Revista Escola de Minas, Ouro Preto, v. 63, n. 1, p. 13-20, 2010.

OLIVEIRA, J. J. M. O problema da corrosão por CO₂ nos tubos de produção de poços localizados na província do pré-sal. 2015. 104 f. Trabalho de Conclusão de Curso (Monografia Apresentada ao Curso de Pós Graduação Em Especialização Em Engenharia de Petróleo e Gás Natural) - Faculdade do Centro Leste, Serra, 2015. Disponível em: https://www.researchgate.net/publication/308765198_O_Problema_da_Corrosao_por_CO2_nos_Tubos_de_Producao_de_Pocos_Localizados_na_Provincia_do-Pre-Sal. Acesso em: 27 abr. 2021.

PADILHA, A. F.; GUEDES, L. C. Aços inoxidáveis austeníticos: microestrutura e propriedades. São Paulo: Hemus, 1994.

CAUÊ ALMEIDA STEIN, DANIELLE BOND. Influência dos tratamentos térmicos nas propriedades mecânicas do aço AISI 316L depositado por manufatura aditiva em LMD (Laser Metal Deposition), 2021.

GARCIA, Amauri; SPIM, Jaime Alvares; SANTOS, Carlos Alexandre dos. Ensaaios dos Materiais. Rio de Janeiro: Livros Técnicos e Científicos, 2000.

ABNT NBR 6152. Materiais metálicos - Determinação das propriedades mecânicas à tração. Rio de Janeiro, 1992. Disponível em: <https://www.abntcatalogo.com.br/norma.aspx?ID=51388>. Acesso em: 19 jan. 2021.

MELO, L. S. Estudo De Corrosão Localizada Dos Aços Inoxidáveis Em Sistemas De Resfriamento Industrial. Rio de Janeiro, RJ, 2011.

SINICIO M, WITVROUW A, DEWULF W. Influence of the particle size distribution on surface quality of Maraging 300 parts produced by laser powder bed fusion. Proceedings of the Special Interest Group meeting on Advanced Precision in Additive Manufacturing. França, 2019. Disponível em: https://www.researchgate.net/publication/335843076_Influence_of_the_particle_size_distribution_on_surface_quality_of_Maraging_300_parts_produced_by_Laser_Powder_Bed_Fusion. Acesso em: 19 jan. 2021.