

**LÍDIA BEATRIZ OLIVEIRA DE SOUZA**

**CORRELAÇÃO ENTRE PROCESSOS DE  
FABRICAÇÃO CONVENCIONAL E POR  
MANUFATURA ADITIVA COM AS PROPRIEDADES  
DO AÇO INOXIDÁVEL 316L**



**UNIVERSIDADE FEDERAL DE UBERLÂNDIA  
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA**

**2022**

**LÍDIA BEATRIZ OLIVEIRA DE SOUZA**

**CORRELAÇÃO ENTRE PROCESSOS DE FABRICAÇÃO  
CONVENCIONAL E POR MANUFATURA ADITIVA COM AS  
PROPRIEDADES DO AÇO INOXIDÁVEL 316L**

**Dissertação** apresentada ao Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Uberlândia, como parte dos requisitos para a obtenção do título de **MESTRE EM ENGENHARIA MECÂNICA**.

Área de Concentração: Materiais e Processos de Fabricação.

Orientador: Prof. Dr. Louriel Oliveira Vilarinho

**UBERLÂNDIA - MG**

**2022**

Ficha Catalográfica Online do Sistema de Bibliotecas da UFU com dados informados pelo(a) próprio(a) autor(a).

S729	Souza, Lídia Beatriz Oliveira de, 1996-
2022	Correlação entre processos de fabricação convencional e por manufatura aditiva com as propriedades do aço inoxidável 316L [recurso eletrônico] / Lídia Beatriz Oliveira de Souza. - 2022.  Orientador: Louriel Oliveira Vilarinho. Dissertação (Mestrado) - Universidade Federal de Uberlândia, Pós-graduação em Engenharia Mecânica. Modo de acesso: Internet. Disponível em: <a href="http://doi.org/10.14393/ufu.di.2022.82">http://doi.org/10.14393/ufu.di.2022.82</a> Inclui bibliografia. Inclui ilustrações.  1. Engenharia mecânica. I. Vilarinho, Louriel Oliveira, 1975-, (Orient.). II. Universidade Federal de Uberlândia. Pós-graduação em Engenharia Mecânica. III. Título.
	CDU: 621

Bibliotecários responsáveis pela estrutura de acordo com o AACR2:

Gizele Cristine Nunes do Couto - CRB6/2091



**UNIVERSIDADE FEDERAL DE UBERLÂNDIA**  
 Coordenação do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica  
 Av. João Naves de Ávila, nº 2121, Bloco 1M, Sala 212 - Bairro Santa Mônica, Uberlândia-MG, CEP 38400-902  
 Telefone: (34) 3239-4282 - www.posgrad.mecanica.ufu.br - secposmec@mecanica.ufu.br



### ATA DE DEFESA - PÓS-GRADUAÇÃO

Programa de Pós-Graduação em:	Engenharia Mecânica				
Defesa de:	Dissertação de Mestrado Acadêmico, nº 607, COPEM				
Data:	22/02/2022	Hora de início:	08:00	Hora de encerramento:	10:15
Matrícula do Discente:	12012EMC017				
Nome do Discente:	Lídia Beatriz Oliveira de Souza				
Título do Trabalho:	Correlação entre Processos de Fabricação Convencional e por Manufatura Aditiva com as Propriedades de Aço Inoxidável 316L				
Área de concentração:	Materiais e Processos de Fabricação				
Linha de pesquisa:	Processos de Fabricação (Usinagem e Soldagem)				
Projeto de Pesquisa de vinculação:	"Aplicabilidade da Manufatura Aditiva por Soldagem a Arco (MASA) para Fabricação de Componentes Metálicos de Simples, Média e Alta Complexidade utilizados no Setor de Óleo, Gás e Biocombustíveis"				

Reuniu-se por meio de webconferência a Banca Examinadora, designada pelo Colegiado do Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica, assim composta: Professores Doutores: Ruham Pablo Reis - FEMEC/UFU; Wilian da Silva Labiapari/APERAM e Louriel Oliveira Vilarinho - FEMEC/UFU, orientador da candidata. Ressalta-se que os Prof. Ruham Pablo Reis, Louriel Oliveira Vilarinho e a Discente participaram da defesa por meio de webconferência desde a cidade de Uberlândia/MG, Dr. Wilian da Silva Labiapari desde a cidade de Timoteo/MG, em atendimento a Portaria nº 36, de 19 de março de 2020, da Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior - CAPES.

Iniciando os trabalhos o presidente da mesa, Dr. Louriel Oliveira Vilarinho, apresentou a Comissão Examinadora e a candidata, agradeceu a presença do público, e concedeu à Discente a palavra para a exposição do seu trabalho. A duração da apresentação da Discente e o tempo de arguição e resposta foram conforme as normas do Programa.

A seguir o senhor(a) presidente concedeu a palavra, pela ordem sucessivamente, aos(às) examinadores(as), que passaram a arguir o(a) candidato(a). Ultimada a arguição, que se desenvolveu dentro dos termos regimentais, a Banca, em sessão secreta, atribuiu o resultado final, considerando o(a) candidato(a):

**Aprovado.**

Esta defesa faz parte dos requisitos necessários à obtenção do título de Mestre.

O competente diploma será expedido após cumprimento dos demais requisitos, conforme as normas do Programa, a legislação pertinente e a regulamentação interna da UFU.

05/04/2022 11:40

SEI/UFU - 3356630 - Ata de Defesa - Pós-Graduação

Nada mais havendo a tratar foram encerrados os trabalhos. Foi lavrada a presente ata que após lida e achada conforme foi assinada pela Banca Examinadora.



Documento assinado eletronicamente por **Louriel Oliveira Vilarinho, Professor(a) do Magistério Superior**, em 22/02/2022, às 10:20, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 6º, § 1º, do [Decreto nº 8.539, de 8 de outubro de 2015](#).



Documento assinado eletronicamente por **Wilian da Silva Labiapari, Usuário Externo**, em 22/02/2022, às 10:20, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 6º, § 1º, do [Decreto nº 8.539, de 8 de outubro de 2015](#).



Documento assinado eletronicamente por **Ruham Pablo Reisz, Professor(a) do Magistério Superior**, em 22/02/2022, às 10:21, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 6º, § 1º, do [Decreto nº 8.539, de 8 de outubro de 2015](#).



A autenticidade deste documento pode ser conferida no site [https://www.sei.ufu.br/sei/controlador\\_externo.php?acao=documento\\_conferir&id\\_orgao\\_acesso\\_externo=0](https://www.sei.ufu.br/sei/controlador_externo.php?acao=documento_conferir&id_orgao_acesso_externo=0), informando o código verificador **3356630** e o código CRC **4D18B371**.

Referência: Processo nº 23117.007730/2022-43

SEI nº 3356630

*Aos meus pais, Abelardo e Gilvanir.  
Aos meus queridos irmãos Clara, Luísa e Raul.  
Ao meu namorado, Ewerton.*

## AGRADECIMENTOS

À Deus, por sua grande misericórdia e graça, ao ter me concedido a oportunidade de ter chegado aqui;

À minha família por todo apoio e suporte, em especial aos meus pais, Abelardo Santos e Gilvanir Oliveira e meus irmãos, Clara Souza, Maria Luísa Souza e Raul Souza. Ao meu querido namorado Ewerton Bezerra, por todo incentivo e companheirismo;

À amada Igreja Batista Liberdade (IBL), pelo acolhimento, amor e orações que me ajudaram a permanecer firme;

Ao professor Louriel Vilarinho, pela orientação e ensinamentos adquiridos;

À Universidade Federal de Uberlândia e à Faculdade de Engenharia Mecânica pela oportunidade de realizar este Curso;

À Petrobrás pelo suporte financeiro;

Ao Laprosolda/UFU pelo apoio técnico e laboratorial, em especial ao engenheiro Diandro Fernandes, responsável pelas atividades do projeto de soldabilidade de componentes metálicos produzidos por manufatura aditiva. Ao coordenador técnico de laboratório da metalografia Daniel Dominices;

Ao Laboratório de Tecnologia em Atrito e Desgaste (LTAD)/UFU, onde alguns ensaios foram realizados, em especial à técnica Carollyne Soares;

Ao laboratório multiusuário da química/UFU, onde alguns ensaios foram realizados e aos técnicos Flaysner Magayver e Roni Santos;

Aos colegas e amigos do Laprosolda, em especial Maria Ruth Santos e Elizângela Brito por toda ajuda e amizade. E aos amigos da IBL.

SOUZA, L. B. O. **CORRELAÇÃO ENTRE PROCESSOS DE FABRICAÇÃO CONVENCIONAL E POR MANUFATURA ADITIVA COM AS PROPRIEDADES DO AÇO INOXIDÁVEL 316L**. 2022. 104f. Dissertação de Mestrado, Universidade Federal de Uberlândia.

## Resumo

Diferente dos processos de fabricação mais conhecidos que utilizam da subtração para produção de um componente, a manufatura aditiva baseia-se na adição progressiva de finas camadas de material para fabricação de uma peça. A possibilidade de produzir peças com alta complexidade ou de forma personalizada, em menos etapas e economizando material tem sido um dos atrativos desse modo de fabricação. Entretanto, ainda há desafios para aplicação desse processo, uma vez que diferentes regiões do material que está sendo produzido passam por distintos ciclos térmicos, podendo causar alterações microestruturais e nas propriedades mecânicas da liga. Dessa forma, este trabalho se propôs a caracterizar o aço inoxidável 316L fabricado por dois processos de manufatura aditiva com naturezas distintas, a MADA e a FSL. Amostras de tubos fabricados por esses processos foram submetidos ao ensaio de composição química via espectrometria de descarga de massa. Análise microestrutural por microscopia óptica e microscopia eletrônica de varredura. E caracterização do comportamento mecânico por meio de medidas de microdureza e ensaio de tração e dobramento. Para efeito de comparação, as mesmas análises foram realizadas com tubo da mesma liga na condição recozido. Pôde-se observar que o componente produzido por MADA apresentou microestrutura ferrítica-austenítica, com diferentes morfologias de ferrita, diferentemente da estrutura austenítica do material convencional e do fabricado por FSL. Os dois processos de manufatura aditiva produziram microestrutura com menor tamanho de grão que o material recozido, provocando aumento na microdureza e no limite de escoamento do material, assim como menor ductilidade. Sendo a FSL a técnica que apresentou menor tamanho de grão, maior microdureza e maior limite de escoamento. As diferentes microestruturas do processo MADA causaram grande dispersão dos valores de microdureza que contribuíram para maior anisotropia do material, que resultou no componente com menor ductilidade entre os analisados.

**Palavras-Chave:** Manufatura Aditiva; MADA; FSL; Aço Inoxidável 316L.



**SOUZA, L. B. O. CORRELATION BETWEEN CONVENTIONAL AND ADDITIVE MANUFACTURING PROCESSES WITH THE PROPERTIES OF 316L STAINLESS STEEL.**

2021. 104f. Sc. Dissertation, Universidade Federal de Uberlândia.

**Abstract**

Unlike the most well-known manufacturing processes, which use subtraction to produce a component, additive manufacturing is based on the progressive addition of thin layers of material to manufacture a part. The possibility of producing highly complex or customized parts, in fewer steps and saving material, has been one of the attractions of this manufacturing method. However, there are still challenges for the application of this process, since different regions of the material being produced undergo different thermal cycles, which can cause microstructural changes and changes in the mechanical properties of the alloy. Thus, this work aimed to characterize 316L stainless steel manufactured by two additive manufacturing processes with different natures, WAAM and SLM. Tube samples manufactured by these processes were subjected to chemical composition testing via mass discharge spectrometry. Microstructural analysis by optical microscopy and scanning electron microscopy. And characterization of mechanical behavior through microhardness measurements and tensile and bending test. For comparison purposes, the same analyzes were performed with a tube of the same alloy in the annealed condition. It could be observed that the component produced by WAAM presented a ferritic-austenitic microstructure, with different ferrite morphologies, unlike the austenitic structure of the conventional material and the one manufactured by SLM. The two additive manufacturing processes produced a microstructure with a smaller grain size than the annealed material, resulting in an increase in the microhardness and in the creep limit of the material, as well as lower ductility. The SLM was the technique that presented the smallest grain size, the highest microhardness, and the highest yield strength. The different microstructures of the WAAM process caused a great dispersion of the microhardness values that contributed to a greater anisotropy of the material, which resulted in the component with the lowest ductility among those analyzed

**Keywords:** Additive Manufacturing, WAAM, SLM, 316L stainless steel

## LISTA DE SÍMBOLOS E SIGLAS

AISI	<i>American Iron and Steel Institute</i>
A	Austenita
<i>a</i>	Parâmetro de rede
Å	Angstroms ( $10^{-10}$ )
AF	Austenita-Ferrita
ASTM	<i>American Society for Testing and Materials</i>
AWS	<i>American Welding Society</i>
C	Carbono
CAD	<i>Computer Aided Design</i>
CCC	Cúbica de Corpo Centrada
CFC	Cúbica de Face Centrada
Cr	Cromo
$Cr_{eq}$	Cromo Equivalente
Cu	Cobre
DED	<i>Directed Energy Deposition</i>
$d_p$	Dispersão
$d_{pi}$	Dispersão inferior
$d_{ps}$	Dispersão superior
EB	<i>Electron Beam</i>
F	Ferrita
FA	Ferrita-Austenita
Fe	Ferro
FL	Ferrita laminar
FP	Ferrita poligonal
FSL	Fusão Seletiva a Laser
FV	Ferrita vermicular
G	Gradiente de temperatura
GDS	<i>Glow Discharge Spectrometer</i>
GMA	<i>Gas Metal Arc</i>
GMAW	<i>Gas Metal Arc Welding</i>
GTAW	<i>Gas Tungsten Arc Welding</i>

H	Entalpia
HV	Dureza Vickers
ICSD	<i>Inorganic Cristal Structure Database</i>
LE	Limite de Escoamento
LI	Limite Inferior
LRT	Limite de Resistência a Tração
LS	Limite Superior
MA	Manufatura Aditiva
MADA	Manufatura Aditiva por Deposição A Arco
MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura
Mn	Manganês
Mo	Molibdênio
MO	Microscopia óptica
N	Nitrogênio
Nb	Nióbio
Ni	Níquel
Ni <sub>eq</sub>	Níquel equivalente
PA	<i>Plasm Arc</i>
PBF	<i>Powder Bed Fusion</i>
q1	Primeiro quartil
q2	Segundo quartil
q3	Terceiro quartil
q4	Quarto quartil
R	Taxa de solidificação
Si	Silício
Ti	Titânio
$\alpha$	Ferrita Alfa
$\gamma$	Austenita
$\delta$	Ferrita Delta
$\varepsilon$	deformação
$\theta$	Ângulo de difração
$\lambda$	Comprimento de onda
$\sigma$	Sigma

## LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1 - Modelo ilustrativo de comparação de fabricação de uma peça metálica produzida através de processos de manufatura subtrativa e manufatura aditiva (Adaptado de KOVALENKO, 2019). .....	4
Figura 2.2 - Esquemática do processo MADA utilizando arco elétrico como fonte de calor e arame como material de adição (Adaptado de DEBROY et al., 2018). .....	7
Figura 2.3 - Esquemática do processo FSL utilizando laser como fonte de calor e leito em pó (Adaptado de KALE et al., 2020). .....	9
Figura 2.4 - Diagrama pseudo-binário Fe-Cr-Ni com 70% de Fe (Adaptado de FOLKHARD, 1988). .....	12
Figura 2.5 - Diagrama de Schaeffler (LIBERATO, 2017). .....	15
Figura 2.6 - Tendência relativa dos elementos de liga para formação de a) ferrita e b) austenita (MORAIS, 2010 apud Silva, 2006). .....	17
Figura 2.7 - Microestrutura típica de uma solda de aço inoxidável austenítico com razão $Cr_{eq}/Ni_{eq}$ = a) 1,62, morfologia vermicular dominante b) 1,73 com morfologia lathy dominante e c) 2,05 com alta fração de ferrita não decomposta. (Adaptado de SUUTALA; TAKALO; MOISIO, 1980). ....	19
Figura 2.8 - Relação do tipo de solidificação com o diagrama de fase pseudo-binário (Adaptado de LIPPOLD; KOTECKI, 2005 p. 153). .....	20
Figura 2.9 - Diagrama esquemático dos modos de solidificação (EMÍLIO; BRANDI; MELLO, 2004, p. 377). .....	21
Figura 2.10 - Efeito da velocidade de soldagem no espaçamento entre células de aços inoxidáveis austeníticos a) 100 mm/s b) 25 mm/s (KOU, 2003, p. 156). .....	22
Figura 2.11 - Velocidade de deslocamento do feixe de elétrons (taxa de resfriamento) versus mapa da composição de morfologias microestruturais de sete ligas Fe-Cr-Ni (Adaptado de KOU, 2003, p. 228). .....	23
Figura 2.12 - Propriedades mecânicas do aço inoxidável 316L sob diferentes condições de fabricação (Adaptado de MICHLA et al. 2021). .....	24
Figura 2.13 - Previsão de microestrutura do aço inoxidável 316L com base no diagrama pseudo-binário do sistema Fe-Cr-Ni com 70%Fe (Adaptado de FOLKHARD, 1988). .....	25
Figura 2.14 - Microestrutura do aço inoxidável austenítico 316L a) (SILVA; FONSECA; SANTOS, 2020) b) (TABRIZI et al., 2021). .....	26

Figura 2.15 - Diferentes microestruturas do aço inoxidável 316L produzido por a) MADA (CHAKKRAVARTHY e JEROME, 2020) e b) FSL (SAEIDI et al., 2015a). .....	28
Figura 2.16 - Micrografias da zona fundida da solda do aço inoxidável AISI 316L (SOUZA e TERRONES, 2020). .....	29
Figura 2. 17 - Imagens ópticas de uma microestrutura austenita+ferrita em amostras do aço AISI 304 fabricadas com calor de entrada de a) 0,22 kJ/mm b) 0,25 kJ/mm e c) 0,27 kJ/mm (ASTAFUROV; ASTAFUROVA, 2021 apud TARASOV et al., 2018). .....	30
Figura 2.18 - Microestrutura do aço AISI 316L produzido por manufatura aditiva por deposição a arco a) (CHEN et al., 2018) b) (WEN et al., 2020). .....	31
Figura 2. 19 - Imagens de MO de uma seção transversal de uma parede depositada de AISI 316L por MADA (WANG; XUE; WANG, 2019). .....	31
Figura 2. 20 - Estrutura de solidificação de uma peça de aço inoxidável 316L fabricado por manufatura aditiva por deposição a arco (BELOTTI et al., 2021). .....	32
Figura 2.21 - Trilhas de varredura resultante do processo de fusão seletiva a laser a) ilustração camada a camada e b) resultado das linhas de varredura em linhas tracejadas em vermelho (PRIETO et al., 2018). .....	34
Figura 2.22 - micrografia via MEV do aço inoxidável 316L fabricado por FSL a) Estrutura colunar fina b)Estrutura celular (SAEIDI et al., 2015a). .....	35
Figura 2.23 - Microestrutura do aço inoxidável 316L por fusão seletiva a laser (KRAKHMALEV et al., 2018). .....	35
Figura 3.1- Manipulador de MA utilizado na fabricação do tubo de aço inoxidável 316L por MADA. ....	39
Figura 3.2 – Representação esquemática do processo para retirada dos corpos de provas dos tubos de aço inoxidável 316L. ....	41
Figura 3.3 - Dimensões corpos de prova a) tração b) Análise microestrutural c) dobramento e d) Composição química. ....	41
Figura 3.4 - Exemplo <i>box plot</i> (BUSSAB; MORETTIN, 2010, p. 48). .....	44
Figura 3.5 - Determinação gráfica do limite de escoamento em uma curva tensão x deformação (CHIAVERINI, 1986b, p. 100). .....	45
Figura 3.6 - Esquema ensaio de dobramento. ....	45

Figura 4.1 - Gráficos comparativos da composição química dos tubos de aço inoxidável 316L de a) convencional experimental x fornecido pelo fabricante para os tubos b) MADA experimental x arame metálico e c) FSL experimental x pó metálico. ....	49
Figura 4.2 - Composição química do aço inoxidável 316L convencional, depositado por MADA e por FSL e valores máximos e mínimos para cada elemento. ....	49
Figura 4.3 - Diagrama de Schaeffler com valores de $Cr_{eq}$ e $Ni_{eq}$ do aço inoxidável 316L convencional, depositado por MADA e por FSL. ....	51
Figura 4.4 – Difrátograma da liga AISI 316L fabricado convencionalmente e por manufatura aditiva a arco e a laser e do Fe CFC - Austenita e Fe CCC – ferrita. ....	52
Figura 4.5 – Gráfico para determinação do parâmetro de rede a) da fase austenita e b) da fase ferrita da liga AISI 316L fabricado convencionalmente e por manufatura aditiva a arco e a laser. ....	54
Figura 4.6 – a) Microestrutura via MO b) diagrama pseudo-binário e c) microestrutura via MEV do tubo de aço inoxidável 316L recozido. ....	55
Figura 4.7 - a) Macrografia corpo de prova via MADA e b) microestrutura obtida via MO do aço inoxidável 316L na região entre as camadas 1 e 2. ....	56
Figura 4.8 - Micrografia via MO a) camada 1 b) intercamada (1-2) e c) camada 2. ....	57
Figura 4.9 - Imagens obtidas via MEV a) centro da camada e b) intercamada. ....	59
Figura 4.10 - Microestrutura obtida via MO do aço inoxidável 316L produzido por FSL a) ampliação menor e b) ampliação maior com indicação das linhas de varredura. ....	59
Figura 4.11 - Microscopia obtida via MEV do aço inoxidável 316L produzido por FSL. ....	60
Figura 4.12 - Distribuição dos valores de microdureza em diagrama de caixa da liga de aço inoxidável 316L fabricada por processo convencional, MADA e FSL. ....	62
Figura 4.13 – a) Perfil de microdureza da amostra de aço inoxidável 316L fabricada por processo convencional e MADA b) Medições ao longo das camadas da amostra depositada. ....	64
Figura 4.14 - Indentação das medições de microdureza na amostra do aço inoxidável 316L fabricada por MADA nos pontos a) 8 (fim camada 1 – 2,00 cm) b) 9 (início camada 2 - 2,50 cm) c) 22 (fim camada 3 – 5,50 cm) d) 23 (início camada 4 – 5,75 cm). ....	64
Figura 4.15 - Perfil de microdureza de amostra de aço inoxidável 316L fabricada por processo convencional e FSL. ....	65
Figura 4.16 - Indentação das medições de microdureza na amostra do aço inoxidável 316L fabricada por FSL nos pontos a) 11 (2,5 cm) b) 21 (5,0 cm) c) 31 (7,5 cm) d) 41 (10 cm). ....	65

Figura 4.17 - Curvas tensão-deformação do aço inoxidável 316L produzido por processo convencional, MADA e FSL. ....	66
Figura 4.18 - Gráfico dos valores médios de limites de resistência à tração e ao escoamento e deformação para o aço inoxidável 316L produzido por processo convencional, MADA e FSL..	67
Figura 4.19 - Corpos de prova de tração após ruptura a) C1 b) C2 c) M1 d) M2 e) F1 e f) F2. .	69
Figura 4.20 - Perfil corpo de prova após ensaio de dobramento. ....	70
Figura 4.21 - Dobramento aço inoxidável 316L recozido face a) externa 1 b) externa 2 c) interna 1 e d) interna 2.....	71
Figura 4.22 - Dobramento aço inoxidável 316L manufaturado por MADA face a) externa 1 b) externa 2 c) interna 1 e d) interna 2. ....	71
Figura 4.23 - Dobramento aço inoxidável 316L manufaturado por FSL face a) externa 1 b) externa 2 c) interna 1 e d) interna 2. ....	72

## LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1- Comparação processos MADA e FSL (Adaptado de DEBROY et al., 2018).....	6
Tabela 2.2 – Mecanismos e modo de solidificação e influência da relação $C_{req}/Ni_{eq}$ na sequência de solidificação dos aços inoxidáveis (GUILHERME, 2016).....	18
Tabela 2.3 - Faixa de composição química nominal e propriedades mecânicas nominais do aço inoxidável AISI 316L (ASTM International A312, 2021a).....	24
Tabela 2.4 - Valores encontrados na literatura de resistência mecânica para o aço inoxidável 316L produzido convencionalmente e por MADA. ....	33
Tabela 2.5 - Valores encontrados na literatura de resistência mecânica para o aço inoxidável 316L produzido convencionalmente e por FSL. ....	37
Tabela 3.1 – Informações fornecidas pelo fabricante da composição química e propriedades mecânicas do tubo convencional de aço inoxidável AISI 316L.....	38
Tabela 3.2 - Composição química do arame metálico ER316LSi utilizado para deposição do tubo de aço inoxidável 316L pelo processo MADA. ....	39
Tabela 3.3 – Parâmetros utilizados na fabricação do tubo de aço inoxidável 316L por MADA..	40
Tabela 3.4- Composição química nominal do pó metálico 316L utilizado para deposição do tubo de aço inoxidável 316L pelo processo FSL.....	40
Tabela 3.5 – Condições dos corpos de prova e nomenclatura destes para ensaio de dobramento. ....	46
Tabela 4.1 - Composição química, obtida via GDS, da liga AISI 316L fabricado convencionalmente e por manufatura aditiva a arco e a laser.....	48
Tabela 4.2 - Quantidade de $C_{req}$ , $Ni_{eq}$ , %ferrita e relação $C_{req}/Ni_{eq}$ para a liga AISI 316L fabricada convencionalmente e por manufatura aditiva a arco e a laser.....	50
Tabela 4.3 - Índices de miller e $2\theta$ dos planos difratados referentes ao Fe CFC - Austenita e Fe CCC – ferrita.....	53
Tabela 4.4 - Valores de $2\theta$ , índices de miller e parâmetro de rede para as fases identificadas na liga AISI 316L fabricado convencionalmente e por manufatura aditiva a arco e a laser. ....	53
Tabela 4.5 - Parâmetros da reta do ajuste linear e diferença relativa entre os parâmetros de rede teórico e experimental.....	54
Tabela 4.6 – Média e dispersões das medições de microdureza da liga de aço inoxidável 316L fabricada por processo convencional, MADA e FSL. ....	62



Tabela 4.7– Valores de limites de resistência à tração e ao escoamento, deformação e estricção para o aço inoxidável 316L produzido por processo convencional, MADA e FSL. ....	66
---	----

## SUMÁRIO

<b>INTRODUÇÃO .....</b>	<b>1</b>
<b>REVISÃO BIBLIOGRÁFICA .....</b>	<b>3</b>
<b>2.1 Fabricação de Materiais Metálicos .....</b>	<b>3</b>
<b>2.2 Manufatura Aditiva .....</b>	<b>4</b>
2.2.1 Manufatura Aditiva por Deposição a Arco (MADA) .....	6
2.2.2 Manufatura Aditiva por Fusão Seletiva a Laser (FSL).....	8
<b>2.3 Aços Inoxidáveis .....</b>	<b>10</b>
<b>2.4 Aço Inoxidável Austenítico .....</b>	<b>11</b>
2.4.1 Influência da composição química na microestrutura do aço inoxidável austenítico	
15	
2.4.2 Modos de solidificação do aço inoxidável austenítico .....	17
2.4.3 Influência da velocidade de resfriamento na microestrutura do aço inoxidável	
austenítico .....	20
<b>2.5 Aço inoxidável 316L .....</b>	<b>23</b>
2.5.1 Manufatura Aditiva e o Aço Inoxidável 316L .....	26
2.5.2 Aço inoxidável 316L fabricado por MADA.....	30
2.5.3 Aço Inoxidável 316L fabricado por FSL .....	33
<b>METODOLOGIA E EQUIPAMENTOS.....</b>	<b>38</b>
<b>3.1 Corpos de Prova.....</b>	<b>38</b>
3.1.1 Tubo Aço Inoxidável 316L - Convencional.....	38
3.1.2 Tubo Aço Inoxidável 316L - MADA.....	38
3.1.3 Tubo Aço Inoxidável 316L - FSL.....	40
<b>3.2 Retiradas dos Corpos de Prova.....</b>	<b>40</b>
<b>3.3 Caracterização .....</b>	<b>42</b>
3.3.1 Composição Química .....	42
3.3.2 Fases .....	42
3.3.3 Microestrutura.....	43
<b>3.4 Comportamento mecânico.....</b>	<b>43</b>
3.1.1 Microdureza.....	43
3.1.2 Tração .....	44
3.1.3 Dobramento.....	45

<b>RESULTADOS E DISCUSSÕES</b> .....	<b>47</b>
<b>4.1 Caracterização</b> .....	<b>47</b>
4.1.1 Composição Química .....	47
4.1.2 Fases .....	51
4.1.3 Microestrutura.....	55
<b>4.2 Comportamento Mecânico</b> .....	<b>61</b>
4.2.1 Microdureza.....	61
4.2.2 Tração .....	65
4.2.3 Dobramento.....	69
<b>CONCLUSÕES</b> .....	<b>73</b>
<b>TRABALHOS FUTUROS</b> .....	<b>76</b>
<b>REFERÊNCIAS</b> .....	<b>77</b>

# CAPÍTULO I

## INTRODUÇÃO

A manufatura aditiva (MA) é um processo de fabricação que tem como princípio a adição de material em camadas para criação de uma peça. Cada uma dessas camadas corresponde a uma seção transversal fina de um modelo digital tridimensional gerado por um computador (SUN et al., 2021). Essa tecnologia tem sido apontada como capaz de revolucionar os processos produtivos das empresas e de alterar as estratégias de produção atualmente empregadas. Havendo uma tendência de que, à medida que o processo seja aperfeiçoado e as peças consigam ser fabricadas com maior precisão dimensional e melhor acabamento, por exemplo, essa técnica passe a ser usada como parte dos processos produtivos de produtos finais (FERRARESI, 2018).

A característica da manufatura aditiva que contribui para isso é a possibilidade de fabricar peças complexas ou personalizadas diretamente do projeto 3D, sem a necessidade de ferramentas específicas e reduzindo as etapas de processamento (DEBROY et al., 2018). Além disso, algumas aplicações podem ser beneficiadas com a possibilidade da adequação de propriedades específicas nas regiões mais solicitadas da peça, como resistência à erosão ou corrosão e à alta temperatura nas partes quentes de turbinas aeroderivativas (ALBERTI; SILVA; D'OLIVEIRA, 2014)

A MA é aplicável para diversos materiais, como cerâmica, vidro, metais, polímeros e materiais compósitos (SUN et al., 2021). Tratando-se de ligas metálicas, as técnicas de manufatura aditiva podem ocorrer por soldagem a arco, revestimento a laser, fusão seletiva a laser, fusão por feixe de elétrons, sinterização de pós metálicos e por variações desses processos. A seleção do método a ser aplicado para fabricação de uma peça se dará então em decorrência da geometria e da liga a ser depositada, entre outros fatores (ALBERTI; SILVA; D'OLIVEIRA, 2014).

Apesar dos avanços nas tecnologias de manufatura aditiva para ligas metálicas, e da aceitação destas em aplicações críticas como implantes médicos e no setor aeroespacial,

existem diferenças metalúrgicas entre as peças fabricadas por métodos convencionais e por MA (DEBROY et al., 2018). Assim, ainda há restrição na implantação de componentes metálicos depositados por manufatura aditiva devido à dificuldade no controle e na repetibilidade das propriedades do material. Essas preocupações, no entanto podem ser diminuídas, a partir do estudos e da quantificação das variabilidades resultantes da MA, comparando com as propriedades do material processado convencionalmente (SLOTWINSKI; MARTIN; JOHNSON, 2022).

Entre as ligas metálicas aplicadas na manufatura aditiva está o aço inoxidável austenítico 316L, que apresenta excelente resistência à corrosão e oxidação, boa resistência mecânica e boa conformabilidade (KALE et al., 2020). Essa liga apresenta microestrutura completamente austenítica em condições padrões de fabricação, entretanto, os ciclos de fusão e solidificação que ocorrem durante a MA criam condições de não equilíbrio e podem favorecer a precipitação de fases secundárias, como ferrita ultrafina (JEONG et al., 2021). Há relatos na literatura também de haver a formação de uma microestrutura com a precipitação da ferrita como fase primária e a austenita como fase secundária (WANG et al., 2020).

Essas alterações na microestrutura, e conseqüentemente, nas propriedades mecânicas do aço inoxidável 316L, ocorrem devido, principalmente, as altas taxas de solidificação (entre  $10^3$  K/s e  $10^6$  K/s (DEBROY et al., 2018) que ocorrem nas técnicas de manufatura aditiva. E, assim como relatado por diversos autores como Farshidianfar; Khajepour; Gerlich (2016), Guilherme (2016), Kou (2003), Lippold e Kotecki (2005), Pessanha (2011) e Suutala; Takalo; Moio (1980), fatores como composição química e velocidade de solidificação são importantes variáveis de processo que afetam o modo de solidificação dos aços inoxidáveis.

Dessa forma, o objetivo geral dessa dissertação é analisar a microestrutura e o comportamento mecânico do aço inoxidável 316L fabricado por dois diferentes processos de manufatura aditiva, a saber: Manufatura Aditiva por Deposição a Arco (MADA) e Fusão Seletiva a Laser (FSL). Para efeito de comparação, as mesmas análises serão realizadas em um tubo convencional (recozido) da mesma liga. Nesse sentido, tem-se os seguintes objetivos específicos:

- a) Analisar composição química das amostras e prever do modo de solidificação com base nessa variável;
- b) Analisar as fases presentes nas amostras via difração de raios-X e verificar se coincidem com as previstas pela composição química;
- c) Caracterizar a microestrutura das amostras e verificar se corresponde ao modo de solidificação previsto com base na composição química;
- d) Aferir microdureza das amostras e verificar se houve uniformidade nas medições;
- e) Analisar resistência à tração e ao escoamento e a ductilidade das amostras.

## CAPÍTULO II

### REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

#### 2.1 Fabricação de Materiais Metálicos

Do ponto de vista tecnológico, a fabricação consiste na aplicação de processos físicos e químicos com o objetivo de alterar a geometria, propriedades físicas e/ou aparência de um material para obtenção de peças ou produtos. Quase sempre sendo realizada mais de uma operação para que o material possua o final desejado (GROOVER, 2010). A escolha do processo a ser aplicado para produção de um componente deve ser criteriosa, uma vez que a manufatura está diretamente relacionada com a estrutura e as propriedades dos metais (CHIAVERINI, 1986a).

Segundo Chiaverini (1986a), a maioria dos processos que transformam os metais e suas ligas em peças para uso industrial, tem como ponto de partida o metal líquido ou fundido, que é vertido no interior de uma forma, cuja cavidade é conformada de acordo com a peça que se deseja produzir. Essa técnica de fabricação é conhecida como fundição. As operações de usinagem também são largamente utilizadas e são caracterizadas por remover material para dar à peça a forma, dimensão e/ou acabamento desejado, gerando um desperdício de insumo. Outras operações de processamento também podem causar desperdício de material por tenderem a gerar peças defeituosas, que se torna sucata, assim um dos desafios dos processos de fabricação é reduzir essas perdas, seja qual for sua origem (GROOVER, 2010).

Nesse sentido, a manufatura aditiva (MA), surgiu como um novo processo de fabricação, que produz a peça quase acabada, diminuindo a necessidade de várias etapas de fabricação, podendo gerar também uma economia de material, como observado por DebRoy et al. (2018), Giordano; Zancul; Rodrigues (2016) e Conde (2019) que apresenta que cerca de 50% da matéria prima é desperdiçada nos processos de usinagem de peças aeronáuticas.

Esse processo é definido pela criação de peças tridimensionais a partir da adição progressiva de finas camadas de material, guiados por um modelo digital, usualmente realizado com o uso de um sistema CAD (*Computer Aided Design*) (DEBROY et al., 2018).

Criada por volta da década de 1980, com a finalidade de produzir protótipos tridimensionais de produtos de uma maneira rápida e generalizada, a manufatura aditiva tem um conceito que parte da adição de material, em contraste à produção por métodos convencionais, em que a peça é obtida pela retirada de material (GIORDANO; ZANCUL; RODRIGUES, 2016). Possui também o diferencial de não necessitar de moldes ou outras ferramentas para que o componente adquira a forma desejada durante a fabricação, criando assim peças funcionais a partir de um único processo (ALBERTI; SILVA; D'OLIVEIRA, 2014).

Uma ilustração com fins comparativos da fabricação de uma peça metálica produzida por processos de manufatura subtrativa e manufatura aditiva, é apresentada na Fig. 2.1 e indica uma economia de 79% do material, quando fabricado por MA. Assim, mesmo que em alguns casos a MA não livre a peça de etapas posteriores de usinagem, diminui significativamente o número de processos (KOVALENKO, 2019). Dessa forma, quando comparada com outros métodos convencionais de fabricação, como fundição e conformação mecânica, percebe-se a MA como uma técnica vantajosa e de grande competitividade econômica, especialmente para a criação e reparos de componentes de grande dimensão e/ou complexidade (CHEN et al., 2018).

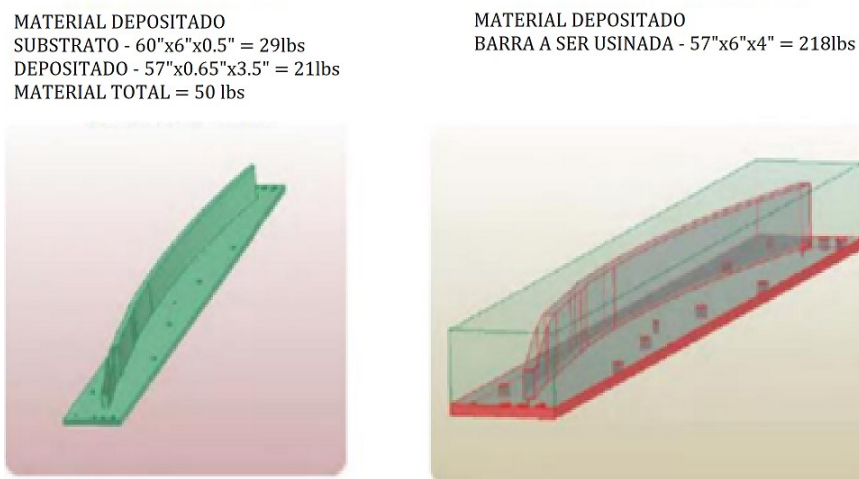


Figura 2.1 - Modelo ilustrativo de comparação de fabricação de uma peça metálica produzida através de processos de manufatura subtrativa e manufatura aditiva (Adaptado de KOVALENKO, 2019).

## 2.2 Manufatura Aditiva

A manufatura aditiva tem ganhado cada vez mais espaço e está se difundindo, sendo aplicada para diversos tipos de materiais (polímeros, cerâmicas e metais) e em variados setores da indústria (aeronáutica, aeroespacial, automotiva, médica e etc.), possibilitando a

criação de peças complexas, com baixa densidade e boas propriedades mecânicas (OLIVEIRA, 2019 e ALBERTI; BUENO; D'OLIVEIRA, 2015). Além da aplicação deste processo para fabricação de novos produtos, a MA também pode ser direcionada para reparo de componentes metálicos, atuando, em ambos os casos para reduzir o tempo de processamento e os custos envolvidos na fabricação (CHEN et al., 2018).

As características da manufatura aditiva contribuem para que diferentes regiões da peça que está sendo construída passem por distintas condições de aquecimento e resfriamento de maneira repetitiva, afetando a estrutura e as propriedades locais do material. Assim, é considerado um processo com características semelhantes à soldagem, possuindo fonte de calor móvel e formação de uma zona de fusão com recirculação de metal líquido. Dessa forma, as relações entre processo, estrutura e propriedades para uma liga depositada por MA se assemelham à estruturas de soldas multipasse (DEBROY et al., 2018).

DebRoy et al., (2018) apresentam as duas categorias nas quais a MA pode ser dividida, de acordo com a norma ASTM Standard F2792, e são elas a Deposição com Energia Direcionada (*Directed Energy Deposition - DED*) e Fusão de Camada em Pó (*Powder Bed Fusion - PBF*). Sendo possível agrupá-las também quanto à fonte de calor, que pode ser por laser (Laser - L), Feixe de Elétrons (*Electron Beam - EB*), Arco de Plasma (*Plasm Arc - PA*) ou Arco de Metal a Gás (*Gas Metal Arc - GMA*).

Souza (2017) destaca que os processos que utilizam laser e feixe de elétrons como fonte de energia possuem maior precisão dimensional e geométrica, devido à alta densidade de energia. Entretanto, como relatado por Astafurov e Astafurova (2021), processos à laser possuem um baixo volume de construção e uma taxa de deposição lenta, além de necessitar de laser e pós metálicos que tornam o processo mais caro.

Apesar de não conferir as mesmas precisões, as técnicas que utilizam arco elétrico permitem taxas de deposição mais elevadas e o arame utilizado como matéria prima possui menor custo (DEBROY et al., 2018 e SOUZA, 2017). Segundo Kovalenko (2019), a MA utilizando arame e arco (DED-PA ou DED-GMA) é uma solução de baixo custo para produção de componente estruturais de grande escala, possuindo a vantagem no preço dos equipamentos, além de apresentar alta eficiência energética e possibilidade de aplicação para vários materiais. Como desvantagem, esses processos costumam exigir mais operações posteriores de acabamento, como usinagem e tratamentos térmicos para atingir a qualidade desejada, acrescentando mais custo ao processo (ASTAFUROV; ASTAFUROVA, 2021).

Alguns parâmetros de um processo DED, a manufatura aditiva por deposição a arco (MADA), e de um processo PBF, a fusão seletiva a laser (FSL), são apresentados na Tab. 2.1 e mostram algumas diferenças e limitações de cada processo. Como a maior potência e o menor tempo de produção atingidos no processo de energia direcionada, e a maior taxa de



resfriamento e maior precisão dimensional da técnica que utiliza fusão em leito de pó. Assim, não há um método que seja considerado superior e cubra todas as demandas industriais, fazendo-se necessária a compreensão das capacidades e complexidades de cada um para seleção correta da técnica a ser utilizada. A escolha então dependerá de alguns fatores, como geometria desejada (tamanho e complexidade), liga a ser depositada, tempo e recursos disponíveis, bem como os parâmetros adotados e as condições de deposição (ALBERTI;BUENO; D'OLIVEIRA, 2015; DEBROY et al., 2018).

Tabela 2.1- Comparação processos MADA e FSL (Adaptado de DEBROY et al., 2018).

Processo	MADA	FSL
Fonte de energia	Arco elétrico	Laser
Matéria prima	Arame metálico	Pó metálico
Potência (W)	1000-3000	50-1000
Velocidade de varredura (mm/s)	5-15	10-1000
Taxa de resfriamento (K/s)	$10^2 - 10^3$	$10^5 - 10^6$
Taxa de alimentação máxima (g/s)	0,20-2,80	-
Tamanho máximo de construção (m x m x m)	5,00 X 3,00 x 1,00	0,50 x 0,28 x 0,32
Tempo de produção	Baixo	Alto
Rugosidade superficial ( $\mu\text{m}$ )	Necessita pós processamento	7-220
Pós-processamento	Usinagem é essencial para peça final	Se necessário, para reduzir porosidade

### 2.2.1 Manufatura Aditiva por Deposição a Arco (MADA)

A Manufatura Aditiva por Deposição a Arco é uma das formas de deposição com energia direcionada e utiliza um arco elétrico como fonte de calor. Essa técnica é desenvolvida com a expectativa comercial de depositar e fabricar partes metálicas, usando como matéria prima o

arame metálico e arco elétrico, semelhante aos processos de soldagem por fusão, que pode ser GMAW (*Gas Metal Arc Welding*) ou GTAW (*Gas Tungsten Arc Welding*) (SOUZA, 2017).

A técnica MADA pode ser aplicada em diferentes ligas metálicas, como ligas de titânio, superligas à base de níquel, aço e alumínio. Em comparação com processos de fabricação subtrativos, pode reduzir até 60% o tempo de fabricação do componente (KUMAR; MANIKANDAN, 2021). A esquematização desse processo é apresentada na Fig. 2.2 e configura-se basicamente pela integração de um braço robótico de três eixos ou um manipulador (responsável pelo movimento relativo entre peça e fonte de calor), uma fonte de energia de soldagem e um sistema de alimentação do arame. Podendo haver também adaptações que incluem mesa giratória, software de controle aprimorado para melhor gerenciamento térmico e fonte de alimentação (SINGH; KHANNA, 2020).

Assim, seguindo as coordenadas de uma geometria digitalizada em um arquivo CAD, o arame metálico é fundido e depositado camada a camada, iniciando a deposição sobre um substrato metálico. A coaxialidade entre a tocha e o arame, facilita o processo de geração de cada camada e sensores apropriados são utilizados para aferir e assim regular as condições do processo, como velocidade de deslocamento da tocha, taxa de alimentação da matéria prima e distância entre bocal e superfície de construção (DEBROY et al., 2018; SINGH; KHANNA, 2020).

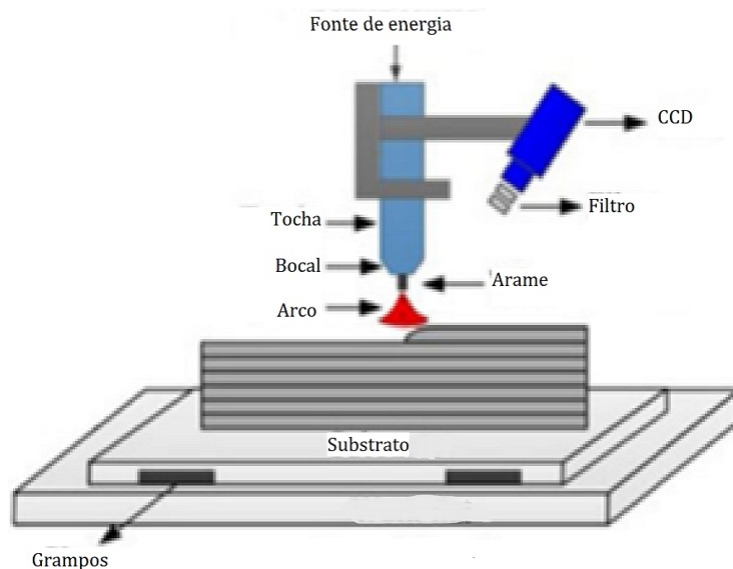


Figura 2.2 - Esquematização do processo MADA utilizando arco elétrico como fonte de calor e arame como material de adição (Adaptado de DEBROY et al., 2018).

A possibilidade de utilizar equipamentos já aplicados nos processos de soldagem tem sido um dos grandes atrativos dessa técnica, o que pode reduzir o custo de produção em termos de matéria prima e consumo de energia em quase 80% em comparação a outras

técnicas de manufatura aditiva (RON et al., 2019). Aliada ao menor custo, a alta taxa de deposição da MADA é apresentada por Sun et al. (2021) como mais um motivo da competitividade desse processo. Singh e Khanna (2020) relatam que a manufatura aditiva por deposição a arco é a técnica de MA que garante melhor fusão das camadas dentro das peças e facilita a produção de elementos de grande geometria e com menos complexidade em um intervalo de tempo menor. Oliveira (2019) apresenta uma vantagem importante deste processo, que é o controle da estrutura granular da peça, que garante alta qualidade para peças funcionais.

Apesar das vantagens apresentadas existem pontos a serem melhorados para essa técnica. Alguns autores como Rodrigues et al. (2019), Ron et al. (2019), Sun et al. (2020a) e Wu et al. (2019) relatam sobre a falta de homogeneidade na microestrutura de peças fabricadas por MADA e anisotropia em suas propriedades mecânicas. O não equilíbrio termodinâmico que ocorre no complexo ciclo térmico MADA seria o responsável por essas mudanças no material, uma vez que cada peça tem uma história térmica diferente, cada vez que uma nova camada é depositada. Há desafios também em questões como tensão residual, impureza da superfície e deformações devido ao superaquecimento (SINGH; KHANNA, 2020).

Além disso, arames metálicos com menos de 0,8 mm não costumam ser utilizados na manufatura aditiva por deposição a arco, devido limitações técnicas, resultando em uma poça de fusão relativamente larga que gera uma peça com acabamento superficial irregular, que necessita passar por algum processo de usinagem posterior. A distribuição da densidade de energia também é um fator importante na manufatura aditiva e no caso da MADA é afetada pelo comprimento do arco, diâmetro do arame, corrente e gás de proteção. Assim, costuma-se utilizar fontes de corrente pulsada nesse processo, o que permite um pulso de alta energia por um curto período, ajudando no controle da deposição do fio e na entrada de calor (DEBROY et al., 2018).

### 2.2.2 Manufatura Aditiva por Fusão Seletiva a Laser (FSL)

Montuori et al. (2020) e Alberti; Bueno; D'Oliveira (2015) apresentam a fusão seletiva a laser como a técnica de manufatura aditiva mais difundida e utilizado no mundo. Com aplicação em diversos setores industriais, como o aeroespacial, automotivo, tecnologia médica e outros. Klapper et al. (2017) justificam a grande adesão dessa técnica da MA devido a possibilidade de produzir componentes que são difíceis de serem fabricados por processos convencionais de manufatura subtrativa. Sendo apresentado por Ozsoy et al. (2021) como

uma forma bem atrativa para fabricação de peças que demandem detalhes precisos e cavidades internas de forma livre.

Para esse processo, que se origina da fusão de leito de pó, utiliza-se um laser de alta energia como fonte térmica. Dessa forma, uma fina camada de pó metálico é aplicada em um substrato e então, sob controle de um sistema computacional que possui as coordenadas desejadas, o laser é direcionado e funde, de maneira seletiva esse pó. Após a fundição da primeira camada esta é rebaixada e uma nova é aplicada, que é fundida e rapidamente solidificada, seguindo dessa forma, camada a camada até que a peça seja finalizada (DEBROY et al., 2018; MONTUORI et al., 2020 e OLIVEIRA, 2019). A esquematização desse processo é visualizada na Fig. 2.3. Diversos pós-metálicos podem ser utilizados para esse processo, entre os mais comuns estão os aços inoxidáveis, as ligas de titânio, materiais termoelétricos, superligas a base de níquel e ligas com memórias de forma (CHIU et al., 2018).

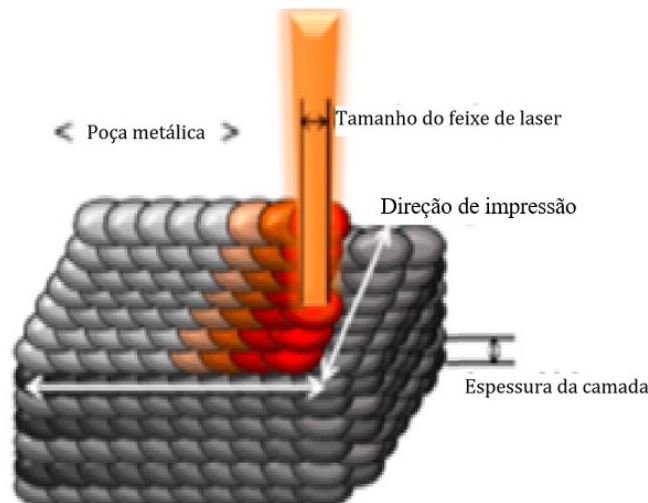


Figura 2.3 - Esquematização do processo FSL utilizando laser como fonte de calor e leito em pó (Adaptado de KALE et al., 2020).

A fusão seletiva a laser tem como vantagem a reutilização do pó que não foi fundido, o que reduz o desperdício de matéria prima, entretanto pode comprometer o acabamento e ter impacto negativo nas propriedades mecânicas do componente. De maneira geral, peças fabricadas por FSL tendem a apresentar melhor acabamento superficial, do que outras técnicas de MA, como a MADA, reduzindo a necessidade de etapas posteriores de usinagem. Também apresenta como ponto positivo a possibilidade de ser aplicado para produção de peças com geometrias complexas e customizadas. Além desses pontos, é uma técnica que oferece uma elevada densidade de energia (resultado do pequeno diâmetro do feixe, da ordem de 50  $\mu\text{m}$ ) e maior controle sobre esta, permitindo um processo de maior precisão (ALBERTI; SILVA; D'OLIVEIRA, 2014 e WANG; XUE; WANG, 2019).

DebRoy et al. (2018) apresentam algumas limitações da FSL, no que diz respeito a velocidade de varredura e a baixa espessura da camada, uma vez que as partículas do pó metálico utilizado possuem entre 10-60  $\mu\text{m}$ . Essas características contribuem para que o tempo de fabricação desse processo seja maior, quando comparado às técnicas que utilizam arame metálico, o que torna a fusão seletiva a laser mais vantajosa para peças menores (normalmente abaixo dos 10 Kg).

Ettefagh e Guo (2018) e Prieto et al. (2018) relatam que peças fabricadas por processos de fusão em leito de pó tendem a apresentar alta tensão residual, devido aos diversos ciclos térmicos e alta taxa de solidificação. Segundo Chimmatt e Srinivasan (2019) a alta potência do laser combinada com a baixa temperatura do leito de pó seria um dos fatores responsáveis pela formação da tensão residual na peça fabricada, podendo resultar em rachaduras ou distorções nesta, além de ter um importante papel na confiabilidade do componente manufaturado, uma vez que pode levar a degradação das propriedades mecânicas do material. Como resultado, esse processo de fabricação possui uma complexa natureza metalúrgica físico-química de não equilíbrio, como apresentado por Chiu et al. (2018) e Conde (2019), podendo gerar peças com elevada complexidade microestrutural e com precipitação de fases secundárias.

Assim, uma atenção especial deve ser dada ao estudo do desempenho de componentes fabricados por esse processo, especialmente no setor de petróleo e gás, onde as condições nas quais o material é exposto exigem que estes tenham bom desempenho em altas pressões e altas temperaturas em ambientes corrosivos (KLAPPER et al., 2017).

### **2.3 Aços Inoxidáveis**

As ligas de ferro e cromo, como mínimo de 11%Cr, são conhecidas como aços inoxidáveis, e possuem a capacidade de formar uma fina camada de óxido em sua superfície, tornando-a passiva, fazendo com que esse material seja conhecido pela sua elevada resistência à corrosão atmosférica e em alguns meios específicos (BOTTON, 2008 e ETTEFAGH; GUO, 2018). O cromo é um dos principais fatores que governam a formação dessa camada passivadora, devido sua afinidade com o oxigênio, formando o óxido de cromo que protege a superfície do metal (AWS, 1997 e MORAIS, 2010). Outros elementos químicos podem ser adicionados a liga com intuito de melhorar algumas características do material, como o níquel (mínimo 6%), responsável pelo incremento nas propriedades mecânicas e de fabricação da liga (CANTARINO, 2014).

Além de ser resistente à corrosão, as boas propriedades dos aços inoxidáveis e o baixo custo faz com esta liga tenha grande aplicação, seja em utensílios domésticos, em aplicações

médicas ou em diversos setores da indústria, como na química, de petróleo, farmacêuticas ou de transporte (GUIMARÃES, 2011 e MORAIS, 2010). Sendo largamente utilizada também em equipamentos expostos a ambientes marinhos por longos períodos (ALKAN; GÖK, 2021 e KIM; LEE; CHONG, 2014).

O instituto americano do ferro e do aço (AISI - *American Iron and Steel Institute*) classifica os aços inoxidáveis de acordo com a composição química, separando-os em séries, comumente divididos em cinco subcategorias, como apresentando sucintamente a seguir (AWS, 1997 e BOTTON, 2008):

a) Aços inoxidáveis Martensíticos

Apresentam microestrutura martensítica e pertencem à série 4XX, contendo 12%-17%Cr e 0,1%-1,0%C ;

b) Aços inoxidáveis Ferríticos

Apresentam microestrutura ferrítica e pertencem à série 4XX, contendo 10,5%-30%Cr e 0,12%C;

c) Aços inoxidáveis Austeníticos

Apresentam microestrutura austenítica e pertencem às séries 2XX e 3XX, contendo 17%-25%Cr e 8%-20%Ni;

d) Aços inoxidáveis Duplex

Apresentam microestrutura ferrítica e austenítica, contendo 18%-28%Cr, 4,5%-8%Ni e adições de Mo na faixa de 2,5%-4%Mo, além de adições de N variando entre 0,16%-0,18%N;

e) Aços inoxidáveis endurecidos por precipitação

Podem apresentar matriz austenítica ou martensítica, com adições de Alumínio, cobre, titânio, molibdênio, nióbio e /ou nitrogênio e carbono.

## 2.4 Aço Inoxidável Austenítico

Os aços inoxidáveis austeníticos, cuja formação básica constitui de ferro, cromo e níquel, são conhecidos por terem uma microestrutura austenítica estável e completa, possuindo aplicação em diversos setores da indústria, como produção química, fabricação de navios a vapor, parafusos de alta temperatura e reator nuclear, devido a sua excelente resistência à corrosão, boa resistência mecânica a altas temperaturas, boa capacidade de fabricação e soldabilidade (CHEN et al., 2018 e KALE et al., 2020). Dentro dessas classificações, algumas ligas podem ter adição de molibdênio e/ou nitrogênio com o objetivo de aumentar a resistência a corrosão por pites, assim como outros elementos para incremento das propriedades do material (BOTTON, 2008).

A austenita ( $\gamma$ ) é a fase de equilíbrio encontrada nos aços inoxidáveis austeníticos, podendo haver a formação de outras fases de acordo com a composição química e temperatura. O diagrama de fase pseudo-binário do Fe-Cr-Ni, utilizado para prever as fases que se formarão no aço inoxidável nas condições de equilíbrio, a partir da composição química deste e da temperatura a que ele foi submetido, é apresentado na Fig.2.4. A depender destes parâmetros há a possibilidade da formação de três microestruturas básicas após o resfriamento: totalmente ferrítica, totalmente austenítica ou bifásica (austenítica e ferrítica), sendo o níquel o principal elemento responsável por aumentar o campo austenítico e favorecer a formação dos aços inoxidáveis austeníticos (BOTTON, 2008 e GUILHERME, 2016). Assim, maiores concentrações de Ni favorecem uma microestrutura austenítica e maiores teores de Cr tendem a gerar um material predominantemente ferrítico.

DeLong (1975), Folkhard (1988) e Lippold e Koteck (2005) reforçam que a utilização deste diagrama, bem como de demais diagramas de fase, se limita às condições de equilíbrio, ou seja, sob lentas taxas de aquecimento e resfriamento. Assim, processos que levam a rápidas taxas de aquecimento e/ou resfriamento, como no caso da soldagem, tendem a gerar condições de não equilíbrio e podem produzir um aço com a presença significativa de outras fases.

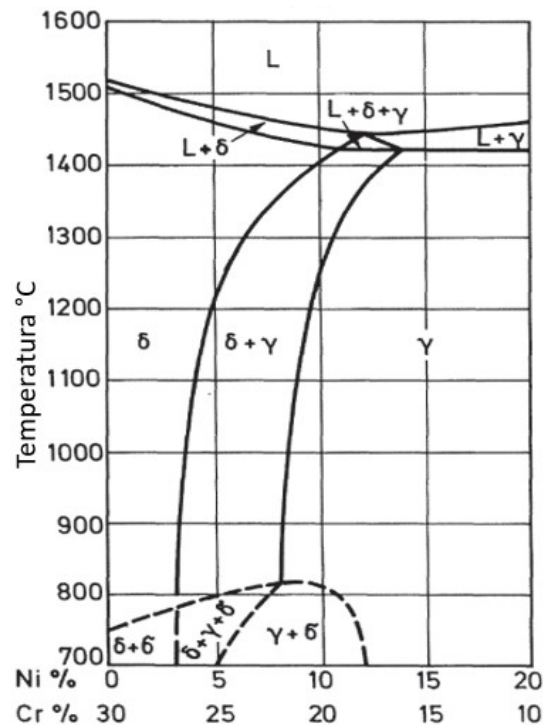


Figura 2.4 - Diagrama pseudo-binário Fe-Cr-Ni com 70% de Fe (Adaptado de FOLKHARD, 1988).

Autores como Chen et al. (2018) e Pessanha (2011), relatam que além da matriz austenítica uma fração de ferrita pode ser formada nos aços inoxidáveis austeníticos, a depender das condições de fabricação. Além disso, fases intermetálicas indesejáveis, como a fase sigma, fase chi, e fases de Laves podem ser precipitadas, assim como alguns tipos de carbonetos. Alguns desses compostos, mais comumente encontrados nos aços inoxidáveis austeníticos, serão explicados sucintamente a seguir:

a) Carbonetos  $M_{23}C_6$

São indesejáveis nos aços inoxidáveis austeníticos por torná-los mais susceptíveis à corrosão intergranular, uma vez que sua formação causa empobrecimento de cromo e molibdênio na matriz (PESSANHA, 2011).

b) Fase sigma ( $\sigma$ )

Esse composto intermetálico é rico em cromo e molibdênio, tornando-o um causador da redução de tenacidade e resistência à corrosão dos aços inoxidáveis, o aumento do teor de níquel no entanto pode diminuir a fração total dessa fase (PESSANHA, 2011). A sua presença pode formar regiões de fragilização nos aços inoxidáveis austeníticos durante o processo de soldagem com temperatura entre 650°C a 900°C (PEREIRA, 2019).

c) Fase chi ( $\chi$ )

A precipitação dessa fase intermetálica ocorre normalmente após o envelhecimento em uma faixa de temperatura de 700 a 900°C. Pode causar redução nas propriedades mecânicas e na resistência à corrosão dos aços inoxidáveis, assim como a fase  $\sigma$  (PEREIRA, 2019 e PESSANHA, 2011).

d) Fase de Laves ( $\eta$ )

Também é uma fase intermetálica e sua precipitação é mais frequentemente relatada nos aços inoxidáveis austeníticos, podendo ser formada por Fe e Mo, Ti ou Nb, causando significativo endurecimento por precipitação. Assim como as fases anteriormente citadas reduzem a resistência a corrosão, devido ao empobrecimento de Mo, Ti e Nb na matriz da liga (PEREIRA, 2019).

e) Ferrita ( $\delta$ )

Segundo Souza e Terrones (2020) a ferrita ( $\delta$ ) é uma das formas de ferrita mais comumente encontradas em aços austeníticos, sendo rica em cromo e pobre em elementos estabilizados de austenítica. Folkhard (1988) relata que essa fase possui estrutura cúbica de corpo centrada (CCC), assim como a ferrita ( $\alpha$ ) e estas se diferenciam pelo mecanismo de formação. Assim, em um diagrama como o apresentado na Fig. 2.4, pode-se considerar a formação de ambas as formas de ferrita, uma vez que a identificação de  $\alpha$  ou  $\delta$ , faz referência à forma do cristal (Ferro CCC). Os autores apresentam ainda que a fase  $\delta$  é formada pela



precipitação primária do metal fundido, em processos como a soldagem, já a fase  $\alpha$  se forma por precipitação secundária da austenita em temperaturas abaixo dos 911°C.

A presença da ferrita é apontada por alguns autores como DeLong (1975), Olson (1985) e Rajasekhar et al. (1997), entre outros, como um importante elemento para reduzir a trinca a quente, reduzir a segregação e eliminar a formação de fases eutéticas de baixo ponto de fusão. Chen et al. (2018) apresentam que em aços soldados e fundidos a presença da ferrita ( $\delta$ ) pode contribuir para um melhor desempenho do material em aplicações de alta resistência.

É comumente encontrada no metal de solda de aços inoxidáveis austeníticos e pode atuar de forma a aumentar a dureza e a resistência mecânica da zona fundida em relação ao metal de base, porém tende a diminuir a ductilidade (GHASEMI; BEIDOKHTI; FAZEL-NAJAFABADI, 2018 e LIPPOLD; KOTECKI, 2005). Souza e Terrones (2020) relatam sobre a possibilidade da ferrita ( $\delta$ ) corroborar com uma diminuição da resistência à corrosão localizada em certos meios. Também pode favorecer a precipitação de fases intermetálicas e carbonetos, como apresentado por Rhouma et al. (2017).

A quantidade de ferrita ( $\delta$ ) pode ser estimada com o auxílio de diagramas constitucionais, como o de Schaeffler (Fig. 2.5), relevante no estudo da soldagem de aços inoxidáveis e desenvolvido originalmente para prever o teor de ferrita no metal depositado resultante de um processo de soldagem, mas utilizado para fornecer uma aproximação das fases presentes em metais conformados (MORAIS, 2010). Para o uso deste diagrama os elementos de liga são divididos em dois grupos – estabilizadores de ferrita e estabilizadores de austenita. Assim, Schaeffler descreveu uma fórmula para expressar os elementos de cada grupo como um teor equivalente de cromo (ferritizantes) e um teor equivalente de níquel (austenitizantes), como apresentado respectivamente nas Eq. (2.1) e Eq. (2.2) (PADILHA; RIOS, 2002).

Pode-se observar a partir deste diagrama três regiões em que a microestrutura da zona fundida apresenta apenas uma fase: austenita, martensita ou ferrita. Podendo haver também uma formação bifásica do tipo austenita-martensita (A+M) ou martensita-ferrita (M+F), ou ainda uma formação composta por três fases, austenita-martensita-ferrita (A+M+F). A leitura da microestrutura da zona fundida é realizada a partir do cálculo dos equivalentes de cromo ( $Cr_{eq}$ ) e níquel ( $Ni_{eq}$ ) da solda (GUILHERME, 2016). A quantidade de ferrita delta (%) presente no aço austenítico, também pode ser prevista, como apresentado por (GUILHERME, 2016 e LIBERATO, 2017), a partir da Eq. (2.3), utilizando os valores de cromo equivalente e níquel equivalente.

$$Cr_{eq} = Cr + 2Si + 1,5Mo + 5V + 5,5Al + 1,75Nb + 1,5Ti + 0,75W \quad (2.1)$$

$$Ni_{eq} = Ni + Co + 0,5Mn + 0,3Cu + 25N + 30C \quad (2.2)$$

$$\%Ferrita = 3(Cr_{eq} - 0,93Ni_{eq} - 6,7) \quad (2.3)$$

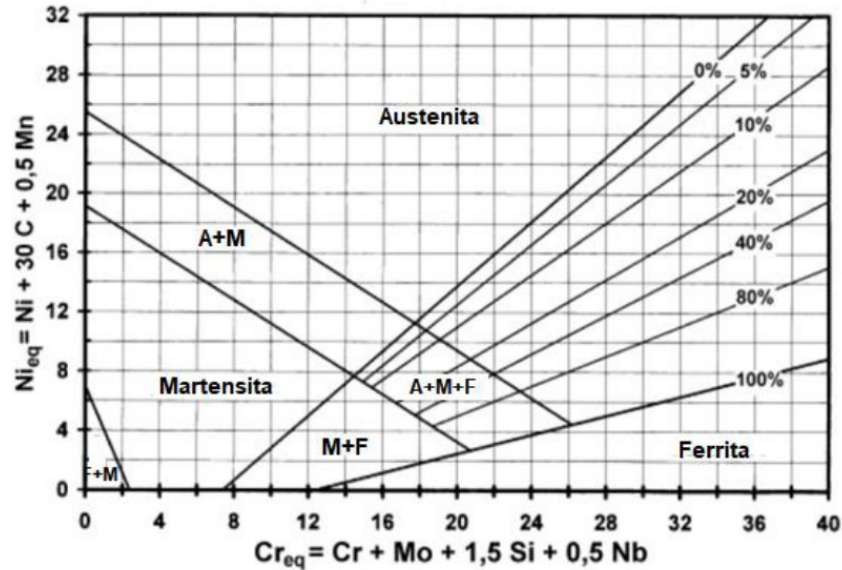


Figura 2.5 - Diagrama de Schaeffler (LIBERATO, 2017).

#### 2.4.1 Influência da composição química na microestrutura do aço inoxidável austenítico

A composição química das ligas que fazem parte do sistema Fe-Cr-Ni, pode afetar o modo de solidificação destas, havendo uma tendência da formação de ferrita ou austenita como fase primária, dependendo da proporção entre elementos ferritizantes e austenitizantes (PESSANHA, 2011). A seguir será apresentado a forma como alguns elementos de liga, comumente presentes nos aços inoxidáveis austeníticos, pode interferir no diagrama Fe-Cr-Ni:

##### a) Cromo

Restringe o campo austenítico, promovendo fortemente a formação de ferrita, com teores variando de 15 a 26% (PADILHA e RIOS, 2002). Também pode melhorar as propriedades mecânicas e de fabricação nos aços inoxidáveis, além de aumentar a dureza destes (AIMARA, 2000, CANTARINO, 2014 e FOLKHARD, 1988).

##### b) Níquel

É um elemento conhecido por expandir o campo austenítico, favorecendo a transformação de ferrita em austenita quando essa primeira fase se forma. O teor deste elemento nos aços inoxidáveis austeníticos pode variar de 5% a 37%, sendo utilizado em maior concentração nas ligas da série 300 (FOLKHARD, 1988 e PADILHA e RIOS, 2002).

Também pode aumentar a resistência a altas temperaturas, a ductilidade, e a dureza das ligas metálicas (AIMARA, 2000; AWS, 1997).

c) Carbono

Nos aços inoxidáveis, o cromo tende a se associar ao carbono, favorecendo a formação de carbonetos, como o  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$  e  $\text{Cr}_7\text{C}_3$ , comumente encontrados em aços inoxidáveis. Pode atuar também aumentando o campo austenítico (FOLKHARD, 1988).

d) Manganês

Também é um elemento que favorece a formação da austenita, porém de uma forma mais fraca que o níquel. Agindo de forma semelhante ao Ni na formação da fase sigma e pode formar carbonetos mistos do tipo  $(\text{Fe-Mn})_3\text{C}$ . (PADILHA e RIOS, 2002; FOLKHARD, 1988).

e) Molibdênio

Importante elemento de liga em aços inoxidáveis e que restringe o campo austenítico, favorecendo a formação de ferrita. Também pode aumentar a resistência mecânica da liga (AIMARA, 2000; FOLKHARD, 1988).

f) Silício

Além de aumentar a resistência à corrosão de aços inoxidáveis austeníticos é um forte restritor do campo austenítico, promovendo a formação da ferrita em detrimento da austenita. Também favorece a formação da fase sigma, expandido a faixa de formação desta em direção a menores teores de cromo e em temperaturas inferiores (FOLKHARD, 1988).

A Fig. 2.6 apresenta um gráfico com a tendência relativa dos elementos de liga de promover a formação de ferrita ou austenita (MORAIS, 2010). Dentre os elementos relacionados observa-se que o Mo seria o elemento presente no aço inoxidável austenítico com maior poder fertilizante e o cromo o que menos influenciaria na redução do campo austenítico. Já o Carbono se comporta como maior formador de austenita, sendo um elemento mais austenitizante do que o níquel.

A composição química pode ser alterada durante a manufatura aditiva, devido as altas temperaturas alcançadas, que podem promover a vaporização de alguns elementos de liga que são mais voláteis do que outros (DEBROY et al., 2018). Além disso, os elementos de liga do metal precisam estar em solução sólida homogeneamente distribuídos para que a peça apresente desempenho de acordo com o esperada para uma dada aplicação (MA et al., 2018). No caso de aços inoxidáveis austeníticos, tal desequilíbrio pode gerar a precipitação de fases secundárias como austenita secundária, nitretos, carbetos e fases intermetálicas. Todos esses fatores podem então causar degradação nas propriedades do material (MOTESHAKKER; DANAEI, 2016).

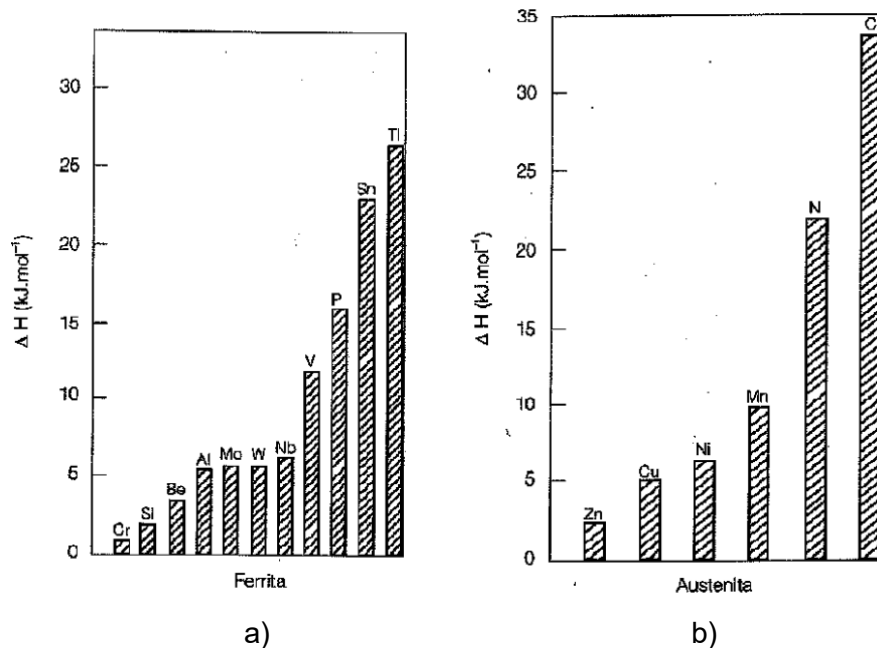


Figura 2.6 - Tendência relativa dos elementos de liga para formação de a) ferrita e b) austenita (MORAIS, 2010 apud Silva, 2006).

#### 2.4.2 Modos de solidificação do aço inoxidável austenítico

A composição química do material também pode ser utilizada para prever o modo de solidificação deste, a partir da razão  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$ . Assim, a solidificação do aço inoxidável pode iniciar de quatro modos diferentes, como apresentado na Tab. 2.2 e detalhado a seguir.

##### a) Modo de solidificação I (A - Austenita)

Inicia-se com a formação de dendritas de austenita e a solidificação finaliza apenas com essa fase. Se houver ferrita, esta foi formada por algum resíduo do material fundido entre os grãos austeníticos e possui aparência arredondada, ou seja, morfologia vermicular à temperatura ambiente (GUILHERME, 2016 e SUUTALA; TAKALO; MOISIO, 1980).

##### b) Modo de solidificação II (AF – Austenita-Ferrita)

A solidificação se inicia com a austenita como fase primária, porém uma parte de ferrita também é formada por meio de uma reação eutética. Tal solidificação pode ocorrer devido ao efeito de segregação dos elementos estabilizadores da ferrita e possui uma microestrutura cuja morfologia da ferrita é difícil de ser prevista (GUILHERME, 2016). Como forma de identificar esse modo de solidificação com base na análise microestrutural, Rajasekhar et al. (1997) destacam que para a forma de solidificação AF a ferrita se apresenta nos centros das dendritas de austenita.

c) Modo de solidificação III (FA – Ferrita-Austenita)

A ferrita se solidifica na forma de dendritos como fase primária e a austenita se forma posteriormente, na interface ferrita/líquido, crescendo para a ferrita e para o líquido após a nucleação. Dessa forma, pode haver, ao final da solidificação, a estabilização da ferrita nos espaços interdendríticos, diferenciando assim, essa microestrutura da obtida pelo modo de solidificação II. Microestruturas de uma solda de aço inoxidável com diferentes razões  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  são apresentadas nas Fig. 2.7a e Fig. 2.7b. Apesar de ambas terem valores que favoreçam o modo de solidificação III, percebe-se que a morfologia da ferrita muda, conforme os teores de elementos ferritizantes e austenitizantes é alterado (GUILHERME, 2016). Lippold e Kotecki (2005) relatam ainda que a ferrita pode apresentar morfologia vermicular ou esquelética, além da lathy nesse tipo de solidificação. Apesar de haver formação de ferrita e austenita nos modos de solidificação AF e FA, a evolução estrutural da ferrita no modo III oferece uma melhor resistência à trinca para a liga. Por essa razão, as soldas de aço inoxidável austenítico tendem a passar pelo modo de solidificação FA.

d) Modo de solidificação IV (F - Ferrita)

A ferrita é a única fase resultante nesse modo de solidificação, havendo uma formação posterior da austenita no estado sólido. Essa decomposição da ferrita na fase sólida pode ocorrer de duas formas, resultando em austenita e carbonetos ou austenita e fase sigma. Em processos cujo resfriamento ocorre de forma muito rápida, a ferrita não é completamente transformada, permanecendo grande concentração desta não decomposta, como pode ser visualizado na Fig. 2.7c (GUILHERME, 2016). Suutala; Takalo; Moisiso (1980) relatam também que, preferencialmente, a austenita irá nuclear nos contornos de grãos ferríticos e crescer dentro da ferrita pelo mecanismo de Widmanstat durante o resfriamento.

Tabela 2.2 – Mecanismos e modo de solidificação e influência da relação  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  na sequência de solidificação dos aços inoxidáveis (GUILHERME, 2016).

Solidificação	Modo de solidificação	Mecanismo	Relação $Cr_{eq}/Ni_{eq}$
Austenítica	I (A)	$Liq \rightarrow Líq + \gamma \rightarrow \gamma$	<1,38
Austenítica-ferrítica	II (AF)	$Liq \rightarrow Líq + \gamma \rightarrow Líq + \gamma + \delta \rightarrow \gamma + \delta$	1,38-1,5
Ferrítica-austenítica	III (FA)	$Liq \rightarrow Líq + \delta \rightarrow Líq + \delta + \gamma \rightarrow \delta + \gamma$	1,5-2,0
Ferrítica	IV (F)	$Liq \rightarrow Líq + \delta \rightarrow \delta$	>2,0

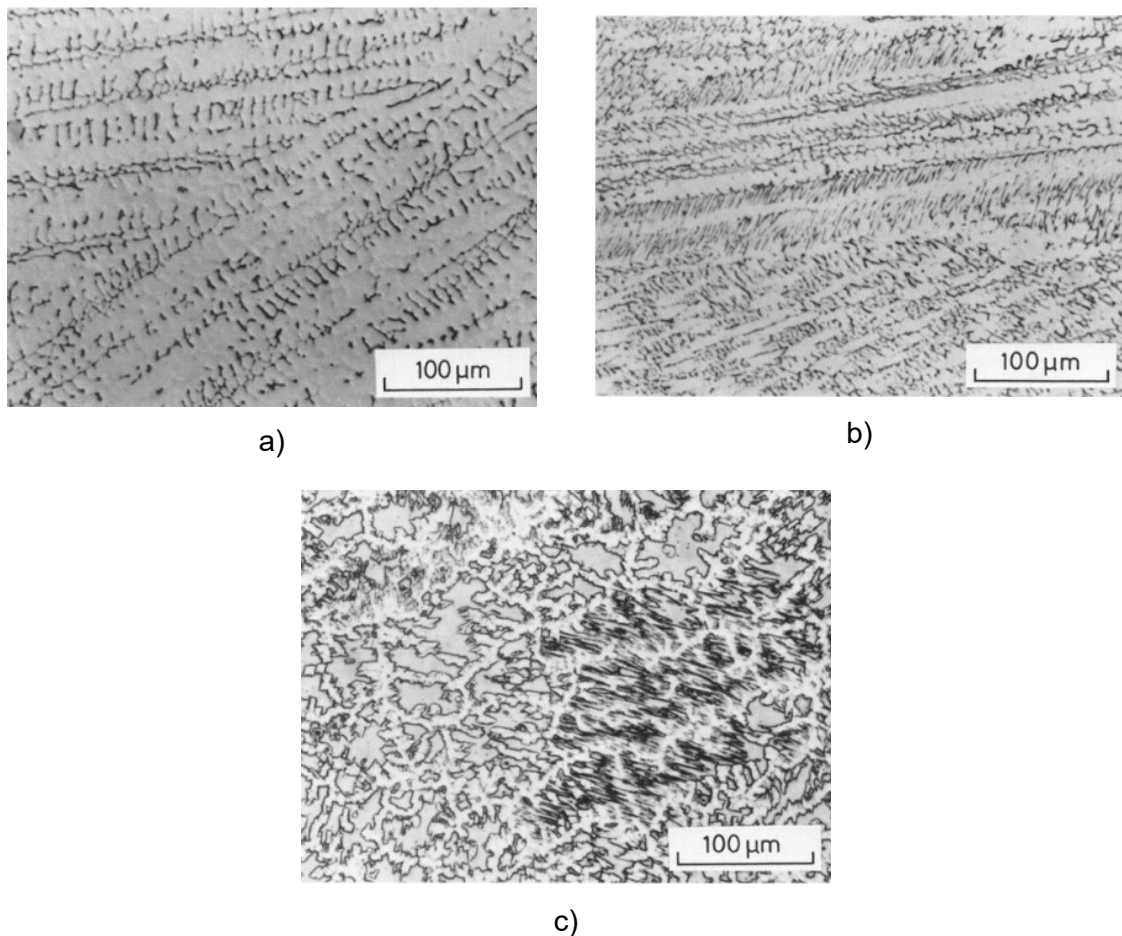


Figura 2.7 - Microestrutura típica de uma solda de aço inoxidável austenítico com razão  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  = a) 1,62, morfologia vermicular dominante b) 1,73 com morfologia lathy dominante e c) 2,05 com alta fração de ferrita não decomposta. (Adaptado de SUUTALA; TAKALO; MOISIO, 1980).

Lippold e Kotecki (2005) relacionam o diagrama de fase pseudo-binário das ligas Fe-Cr-Ni com os modos de solidificação como apresentado na Fig. 2.8. Percebe-se então que a concentração de ferrita aumenta conforme a relação  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  cresce, e que a morfologia desta também é alterada. Por ter tanta influência sobre a formação dos constituintes da microestrutura de um material, Ghasemi; Beidokhti; Fazel-Najafabadi (2018), relatam que a composição química seria um dos fatores mais importantes a serem analisados em uma liga. Pessanha (2011) reforça que durante a solidificação pode ocorrer mais de um desses modos sendo possível que haja nucleação de ferrita e austenita simultaneamente, em diferentes regiões, devido as flutuações de composição química na massa líquida, ou por variações na velocidade de resfriamento.

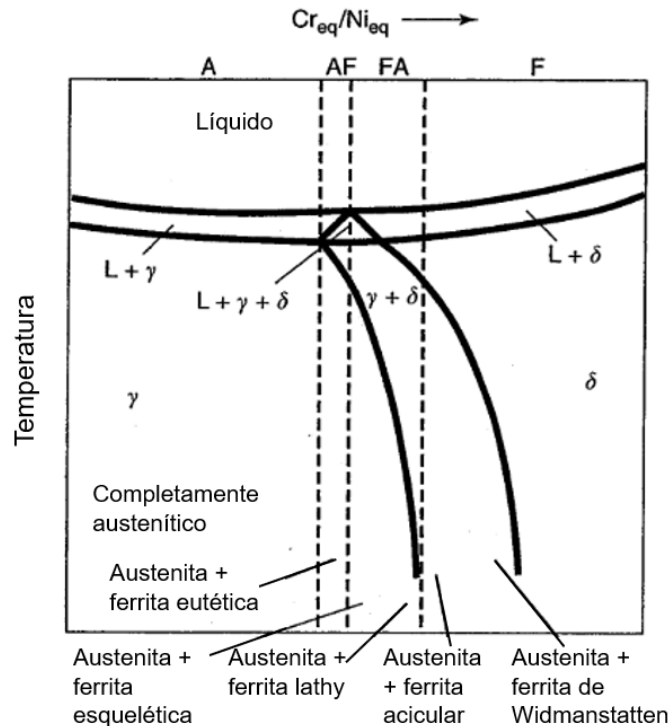


Figura 2.8 - Relação do tipo de solidificação com o diagrama de fase pseudo-binário (Adaptado de LIPPOLD; KOTECKI, 2005 p. 153).

#### 2.4.3 Influência da velocidade de resfriamento na microestrutura do aço inoxidável austenítico

O modo de solidificação da microestrutura de um metal também pode ser alterado pela taxa de solidificação ( $R$ ) e pelo gradiente de temperatura ( $G$ ), podendo ser classificada como: planar, celular, colunar dendrítico e dendrítico equiaxial (FARSHIDIANFAR; KHAJEPOUR; GERLICH, 2016). Na Fig. 2.9 é apresentado um esquema de como a modo de solidificação varia, em função da composição química ( $C_0$ ) e da relação  $\frac{G}{\sqrt{R}}$ . Observando-se que valores quanto menor for essa razão o crescimento da interface líquido/sólido tende a ser instável com crescimento dendrítico. Em contrapartida, valores mais altos dessa razão correspondem a um super-resfriamento constitucional e crescimento estável com a interface líquido/sólido macroscopicamente plana (EMÍLIO; BRANDI; MELLO, 2004, p. 377).

A taxa de solidificação também têm influência sobre o tamanho da estrutura solidificada, uma vez que menor tempo de solidificação (Maior  $R$ ) tende a gerar uma estrutura mais fina que pode ser a estrutura celular ou dendrítica (FARSHIDIANFAR; KHAJEPOUR; GERLICH, 2016 e KOU, 2003, p. 164). O gradiente térmico e a taxa de solidificação se relacionam com os parâmetros do processo de fabricação, como no caso da soldagem, em que um aumento

no gradiente térmico ocorre devido à diminuição da energia de soldagem e a velocidade de solidificação tem relação com a velocidade de soldagem, que também é influenciada pelo gradiente térmico (EMÍLIO; BRANDI; MELLO, 2004).

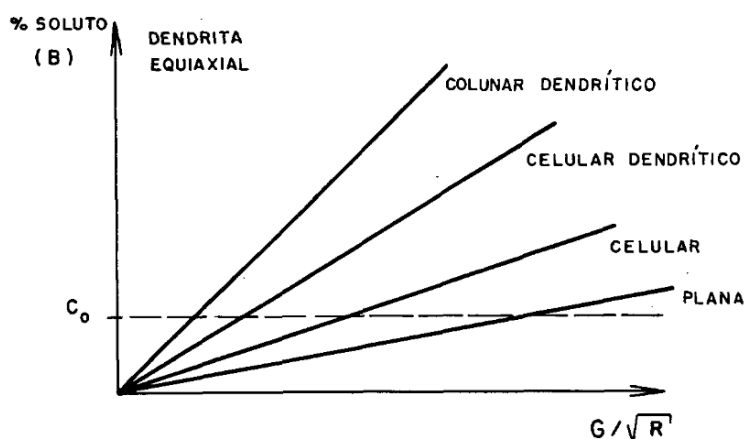


Figura 2.9 - Diagrama esquemático dos modos de solidificação (EMÍLIO; BRANDI; MELLO, 2004, p. 377).

Na Figura 2.10 é possível observar o efeito da velocidade de soldagem, no espaçamento das células de aços inoxidáveis austeníticos com composição química semelhante, que foram submetidos ao processo de soldagem por feixe de elétrons. A partir das imagens é possível observar que a célula se torna mais fina (Fig. 2.10a) para uma velocidade de soldagem maior, em comparação ao mesmo processo, com menor velocidade de soldagem, que gerou grãos com maior espaçamento (Fig. 2.10b).

Além da morfologia da solidificação, a precipitação de outras fases como a ferrita na matriz austenítica no aço inoxidável também está relacionada com a taxa de solidificação. Dessa forma, parâmetros como velocidade de resfriamento no estado sólido e velocidade de crescimento na solidificação também possuem efeitos importantes na microestrutura final das ligas pertencentes ao sistema Fe-Cr-Ni (BELOTTI et al., 2021 e DELONG, 1975). Li et al. (2020) e Pessanha (2011) apresentam que se houver a formação da ferrita como fase primária o aumento da velocidade de resfriamento pode aumentar a quantidade de ferrita presente, uma vez que pode não haver tempo suficiente para que haja a completa dissolução da ferrita em austenita. Ou reduzir a concentração desta se a solidificação tiver início com a formação de austenita.



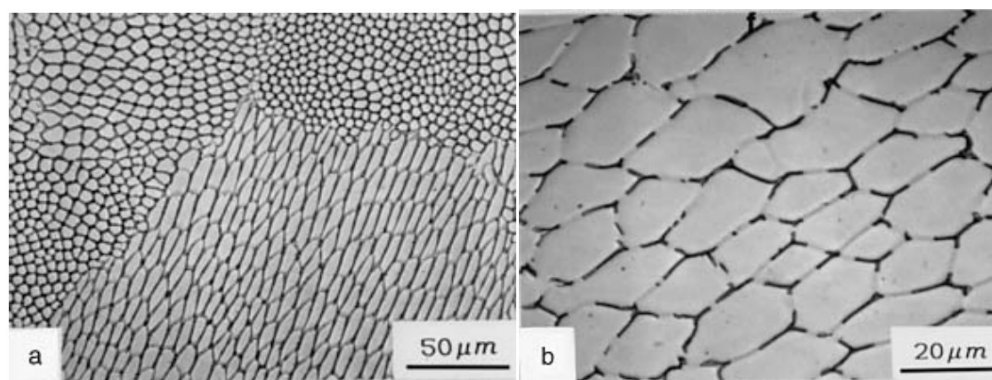


Figura 2.10 - Efeito da velocidade de soldagem no espaçamento entre células de aços inoxidáveis austeníticos a) 100 mm/s b) 25 mm/s (KOU, 2003, p. 156).

Segundo DebRoy et al. (2018) processos de fabricação que utilizam arco elétrico ou laser apresentam maiores taxas de resfriamento, que podem chegar a  $10^7$  K/s, contra  $10^0 - 10^2$  K/s em processos convencionais, como a fundição. Alguns autores relacionam a taxa de resfriamento de processos como a soldagem, com a formação da ferrita ( $\delta$ ) no material. Em que uma menor energia no processo (que pode fornecer menores temperaturas e, conseqüentemente, maiores taxas de resfriamento) tende a gerar uma ferrita mais fina, ocorrendo geralmente na forma dendrítica entrelaçada e rendilhada. Do mesmo modo, há uma tendência de que uma maior energia favoreça uma concentração maior de ferrita na região soldada. A quantidade, o formato e/ou a dimensão da ferrita pode variar também ao longo da região fundida, havendo a necessidade de um rígido controle em aplicações onde o teor dessa fase no material é crítico (AWS, 1997, p. 104; DEMARQUE et al., 2018; SOMANI; LALWANI, 2019).

Para processos que fornecem altas taxas de resfriamento ( $10^7$  K/s), como algumas técnicas de soldagem, que podem empregar altas velocidades de soldagem (2000 mm/s), Kou (2003, p. 156) apresenta que a previsão do modo de solidificação com base na microestrutura pode ser alterada, havendo uma tendência da liga pertencente ao sistema Fe-Cr-Ni solidificar apenas no modo de solidificação I (A) ou IV (F).

Na Figura 2.11 é possível observar como a morfologia da microestrutura de sete diferentes ligas do sistema Fe-Cr-Ni mudam com a taxa de resfriamento. Na imagem, as linhas sólidas indicam as regiões dos quatro modos de solidificação primários (A, AF, FA e F), enquanto as linhas tracejadas representam as diferentes morfologias resultantes da transformação da pós-solidificação de ferrita para austenita. Ligas com baixa razão Cr/Ni, como as ligas 1 e 2 tendem a solidificar no modo I (A), em baixas velocidades (0,1 – 1mm/s). A medida que a razão Cr/Ni aumenta (ligas 5-7) a solidificação porém ocorre no modo III (FA) ou IV (F), podendo haver ferrita em morfologia vermicular ou lathy, ou blocos de austenita em

uma matriz ferrítica, ou ainda placas de austenita Widmanstatten, originadas de contornos de grãos de ferrita (KOU, 2003, p. 228).

Porém, quando analisadas as microestruturas dessas mesmas ligas, com uma maior taxa de resfriamento, como a liga 3 (Fe-24,75Cr-16,25Ni), por exemplo, que para uma velocidade de 25 mm/s apresenta o modo de solidificação II (AF), em que apresenta células de austenita e ferrita intercelular. Quando fabricada com uma velocidade de 2000 mm/s, solidifica-se como austenita primária no modo I de solidificação. Se o material apresentar maior taxa Cr/Ni, como a liga 6 (Fe-27,5Cr-13,5Ni), uma velocidade de deslocamento acima dos  $10^2$  mm/s é suficiente para fazê-la solidificar-se como ferrita primária (modo IV) (KOU, 2003, p. 228).

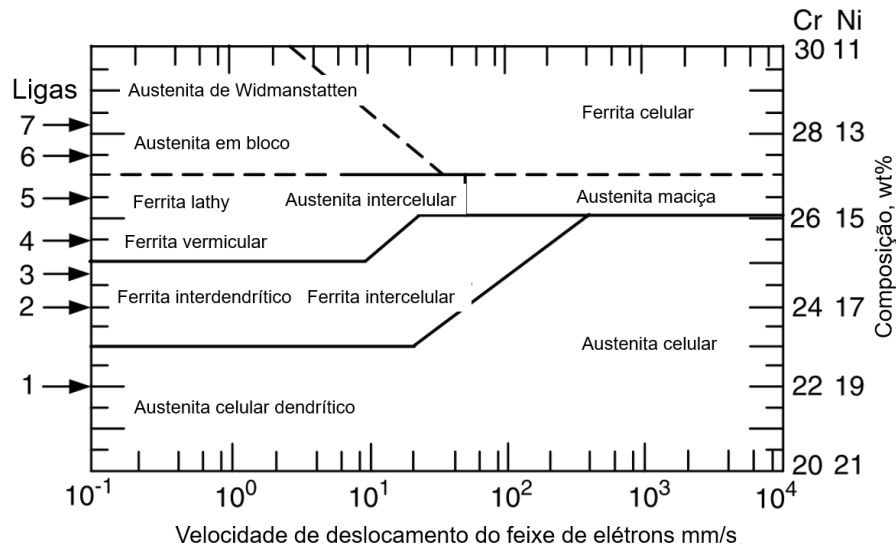


Figura 2.11 - Velocidade de deslocamento do feixe de elétrons (taxa de resfriamento) versus mapa da composição de morfologias microestruturais de sete ligas Fe-Cr-Ni (Adaptado de KOU, 2003, p. 228).

## 2.5 Aço inoxidável 316L

O aço inoxidável 316L faz parte da série 300 e corresponde aos aços inoxidáveis austeníticos. Na Tabela 2.3 é apresentada a composição química nominal dessa liga e valores de algumas propriedades mecânicas nominais, especificadas na norma ASTM A312 (ASTM International, 2021a) designada para tubos de aço inoxidável austenítico sem costura, soldados e altamente trabalhados a frio. A sua composição química e a estrutura cristalina cúbica de face centrada (CFC) são os fatores responsáveis pelas excelentes propriedades da liga AISI 316L, como resistência à corrosão, soldabilidade e ductilidade (GUILHERME et al., 2014; SILVA; FONSECA; SANTOS, 2020).

Tabela 2.3 - Faixa de composição química nominal e propriedades mecânicas nominais do aço inoxidável AISI 316L (ASTM International A312, 2021a).

AISI 316L	Composição química (%wt)							
	C	Mn	P	S	Si	Cr	Ni	Mo
	0,03	2,00	0,05	0,030	1,00	16,00- 18,00	10,00- 14,00	2,00- 3,00
Propriedades mecânicas								
Limite de resistência à tração (Mpa)			Limite de resistência ao escoamento (MPa)			Deformação em 50 mm (min %)		
485			170			35		

Assim como os demais aços inoxidáveis austeníticos, as propriedades da liga AISI 316L, pode variar, dependendo das condições de fabricação e, quando não especificado um tratamento térmico, costumam ser utilizados na condição recozido (COVERT; TUTHILL, 2000). Em um trabalho de revisão, Michla et al. (2021) apresentam como as propriedades mecânicas dessa liga podem variar de acordo com o processo de fabricação utilizado, como pode ser observado na Fig. 2.12.

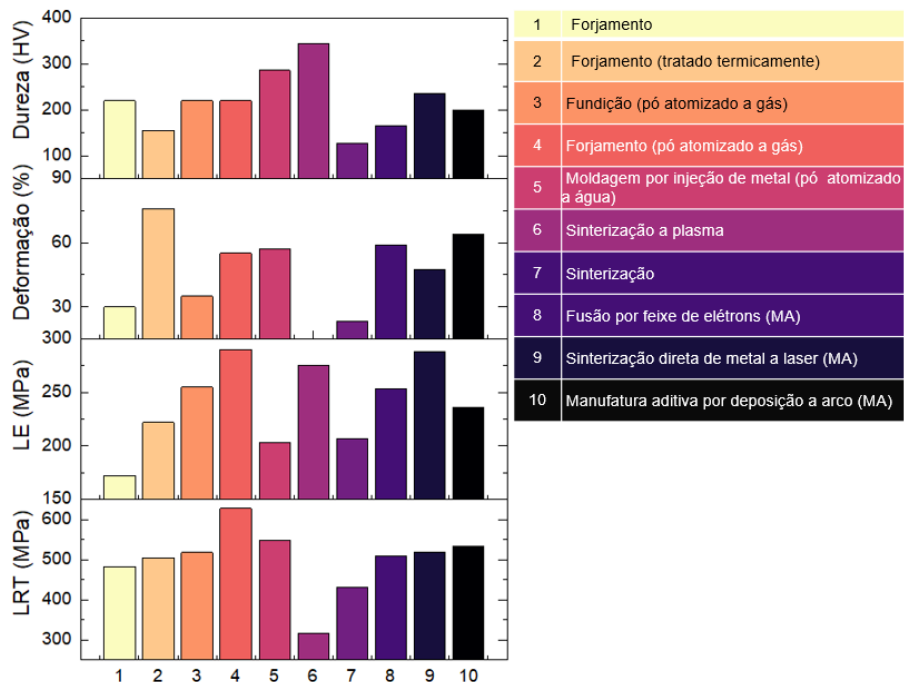


Figura 2. 12 -Propriedades mecânicas do aço inoxidável 316L sob diferentes condições de fabricação (Adaptado de MICHLA et al. 2021).

A composição química do aço inoxidável 316L, é um fator de grande relevância, uma vez que a presença de cromo e níquel na liga são os principais contribuintes para a formação do filme passivo desta. Possuindo o molibdênio um papel importante na repassivação dessa camada. Entretanto, apesar da importância que estes elementos químicos têm para impor a resistência à corrosão da liga, estes podem provocar instabilidade na matriz austenítica durante processos que envolvam elevadas temperaturas, como na soldagem, ou processos semelhantes, como a manufatura aditiva. Nesses casos pode haver a formação de carbonetos ricos em cromo ou fases intermetálicas (NETO et al., 2012). Além dos elementos de liga, outras variáveis metalúrgicas podem influenciar nas propriedades desse aço, como a textura e orientação cristalográfica (SHAHRYARI; SZPUNAR; OMANOVIC, 2009).

Assumindo a faixa de composição de Cr e Ni apresentada na Tab. 2.3 para o aço inoxidável 316L e considerando que a liga foi produzida em condições de equilíbrio, pode-se prever a microestrutura deste tipo de aço inoxidável austenítico, a partir do diagrama pseudo-binário do sistema Fe-Cr-Ni. As linhas tracejadas em vermelho na Fig. 2.13 indicam a faixa em que pode se encontrar a liga AISI 316L, com base nos valores máximos e mínimos de cromo e níquel. A reta mais a direita no diagrama, que corresponde a maiores valores de níquel, indicam uma microestrutura completamente austenítica para o material analisado. Porém, menores teores de Ni e maior concentração de Cr, podem gerar ferrita na microestrutura final da liga, sendo identificada estrutura monofásica austenítica apenas na faixa de temperatura indicada pelas retas horizontais em vermelho na Fig. 2.13 (próximo aos 800°C e acima dos 1330° C).

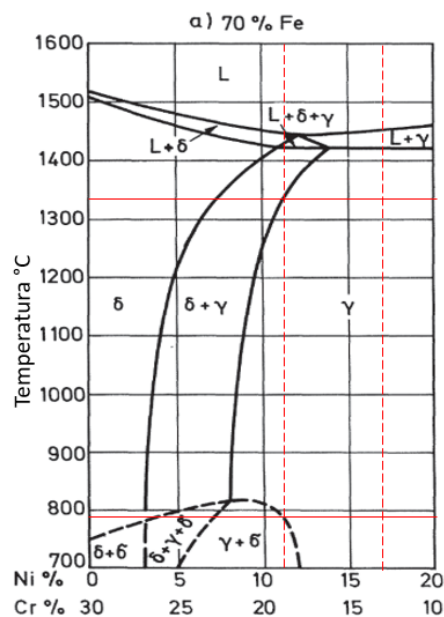


Figura 2.13 - Previsão de microestrutura do aço inoxidável 316L com base no diagrama pseudo-binário do sistema Fe-Cr-Ni com 70%Fe (Adaptado de FOLKHARD,1988).

Considerando a existência da ferrita no aço inoxidável 316L, Lippold e Kotecki (2005) apresentam, que alguma concentração desta fase (menos de 3%) pode ser observada na microestrutura final, resultante da segregação dos elementos ferritizantes durante a solidificação. A microestrutura típica de um aço inoxidável 316L, pode ser observada na Fig. 2.14a, onde é possível visualizar os grãos poligonais de austenita e maclas de recozimento, indicados na imagem por setas em vermelho. Ou, havendo a presença de ferrita, esta pode se apresentar nos contornos dos grãos austeníticos, como apresentado na Fig. 2.14b.

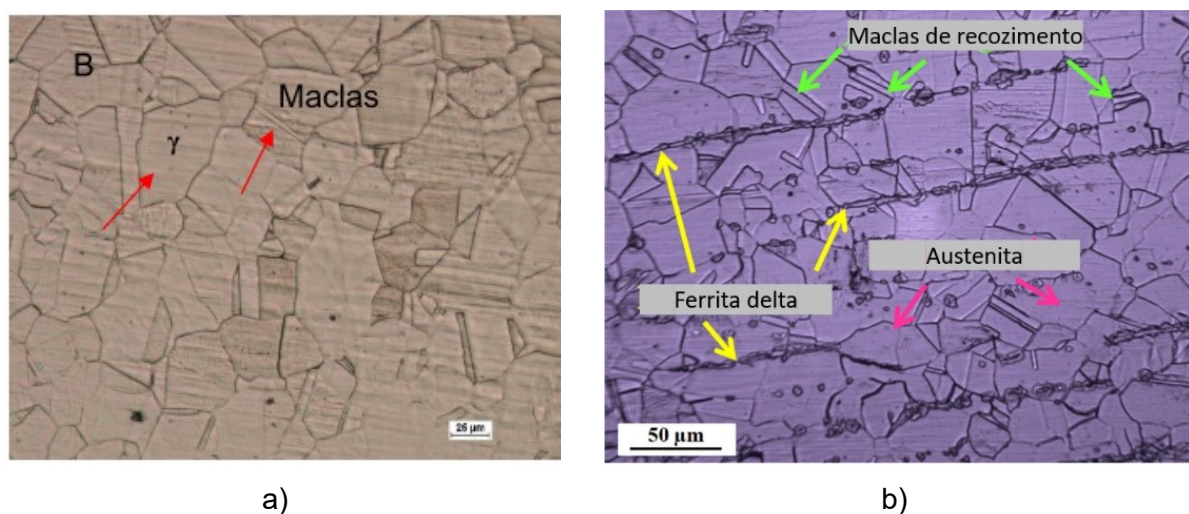


Figura 2.14 - Microestrutura do aço inoxidável austenítico 316L a) (SILVA; FONSECA; SANTOS, 2020) b) (TABRIZI et al., 2021).

### 2.5.1 Manufatura Aditiva e o Aço Inoxidável 316L

Para diferentes técnicas de manufatura aditiva, autores como Atapour et al. (2020), Rodrigues et al. (2019), Wu et al. (2019) e Zhang et al. (2019), entre outros, tem apresentado a influência que esse processo de fabricação tem sobre algumas propriedades de importantes ligas com grande utilização na indústria, uma vez que envolve altos gradientes de temperaturas, altas taxas de resfriamento e reaquecimento cíclico, podendo levar a alterações microestruturais em relação aos demais processos convencionais. Essas mudanças, oriundas de uma solidificação fora do equilíbrio, podem causar impactos tanto positivos quanto negativos na liga. Sendo a compreensão das heterogeneidades resultantes do processo MA um caminho importante para o aumento da utilização desse processo a nível industrial e em larga escala (CHEN et al., 2018).

Örnek (2018) apresenta uma revisão sobre as principais alterações que uma peça produzida por manufatura aditiva pode sofrer, podendo levar esses materiais a serem mais susceptíveis a alguns problemas, como uma menor resistência à corrosão em determinados

meios. As modificações que uma liga metálica pode apresentar seriam derivadas da falta de controle sobre a microestrutura final da peça, podendo alterar a textura e orientação cristalográfica além de favorecer a presença de poros. Segundo Balla et al. (2018), importantes propriedades dos materiais cristalinos, como comportamento mecânico estático/dinâmico, deformação e fratura são fortemente influenciados pela orientação e textura cristalográfica.

De maneira geral, em processos como soldagem, a transferência de calor ocorre da área de contato com a fonte de calor para as regiões mais distantes do material (AWS, 2001). Dessa forma, o resfriamento e conseqüente solidificação da parte fundida se origina na periferia, ou seja, na interseção entre o metal fundido e o metal base. Assim, os primeiros cristais começam a se formar nessa região, e o processo de solidificação segue da periferia para o centro da poça fundida, até a completa solidificação do metal. Como resultado, grãos menores e com textura mais fina são formados no centro da poça de fusão, tendendo o grão a aumentar de tamanho e apresentar textura mais grosseira à medida que se afasta do centro da poça de fusão (SOARES, 2012).

Na MA, devido a sobreposição das camadas, quando essas possuem composição química única, há o crescimento epitaxial dos grãos, ou seja, estes herdam a orientação cristalográfica dos grãos formados na camada anterior. Os grãos nucleados crescem então preferencialmente na direção do fluxo de calor. As estruturas mais comumente observadas em componentes fabricados por manufatura aditiva, após a solidificação, são as estruturas colunares e equiaxiais, que se formam dependendo do gradiente de temperatura e da taxa de solidificação (DEBROY et al., 2018).

Apesar disso, a sobreposição das camadas, em algumas técnicas de MA, pode favorecer a criação de zonas de transição microestrutural, como apresentado por Rafieezad et al. (2019), Rodrigues et al. (2019) e Sander et al. (2021). Segundo esses autores, cada vez que uma nova camada é formada a anterior a ela, que foi previamente fundida e estaria esfriando é novamente aquecida e ocorre alteração na microestrutura, especialmente na região superior, ou seja, mais próxima da nova camada que está sendo formada. Assim, as regiões mais afastadas da zona de fusão apresentam uma taxa de resfriamento diferente das mais próximas a essa zona, gerando assim, microestruturas distintas. DebRoy et al. (2018) relatam também que as peças fabricadas por manufatura aditiva tendem a apresentar microestruturas e propriedades não homogêneas em diferentes regiões de uma peça. Sendo a estrutura do grão que se forma após o primeiro ciclo térmico frequentemente alterada pelos ciclos subsequentes.

A não uniformidade microestrutural em processos de MA é observada por alguns autores, como Rafieezad et al. (2019), Sun et al. (2020b), Wang; Xue; Wang (2019), entre

outros, que ao estudarem a microestrutura de diferentes ligas produzidas por manufatura aditiva identificaram regiões com microestrutura distintas ao longo da peça analisada. Os resultados obtidos em alguns trabalhos da literatura são apresentados na Fig. 2.15 e ilustram bem esse comportamento. A refusão das camadas, entretanto, é um fator importante para a MA, uma vez que pode remover contaminantes da superfície, quebrar as películas de óxidos e fornecer uma interface sólido-líquido limpa à nível atômico (DEBROY et al., 2018).

Apesar dos desafios em controlar a microestrutura da peça, isso pode ser feito administrando-se a temperatura entre as camadas, que influencia diretamente na solidificação dos metais. Segundo Soares (2012) é durante o processo de solidificação que podem surgir zonas que prejudicam as propriedades dos materiais. Algumas técnicas como as apresentadas por Rodrigues et al. (2019) e Silva (2019) podem ser utilizadas e esses trabalhos mostram que o controle desse parâmetro tem influência sobre a microestrutura do material e conseqüentemente em suas propriedades mecânicas.

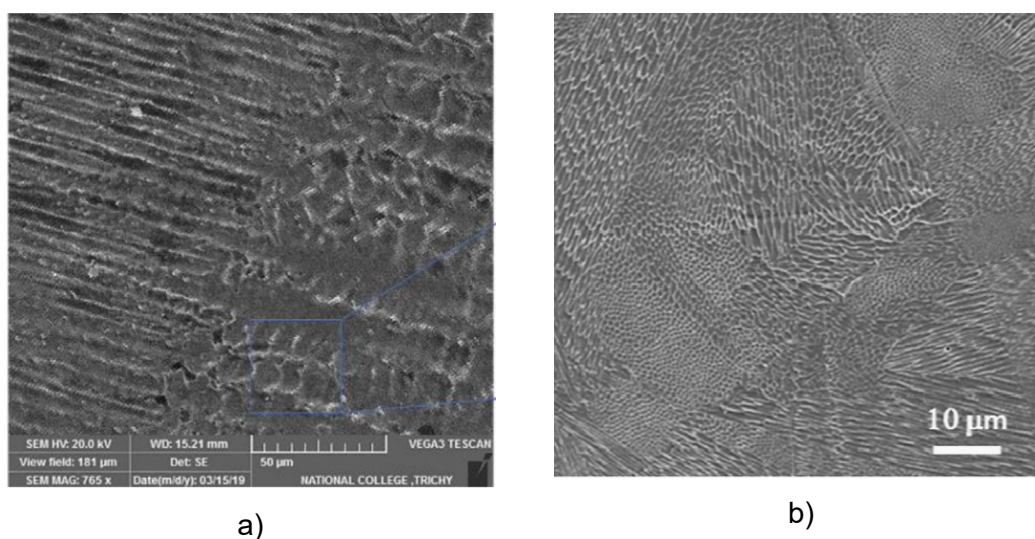


Figura 2.15 - Diferentes microestruturas do aço inoxidável 316L produzido por a) MADA (CHAKKRAVARTHY e JEROME, 2020) e b) FSL (SAEIDI et al., 2015a).

Além das alterações microestruturais, tensões residuais podem ocorrer resultante do processo de manufatura aditiva, devido a diferença de temperatura entre as camadas e o rápido resfriamento, de forma semelhante ao que ocorre nos processos de soldagem. Apesar de não poder ser evitado, este problema pode ser amenizado a partir do controle dos parâmetros do processo, uma vez que as tensões residuais podem levar à distorções da peça, perda de tolerância geométrica e delaminação das camadas durante a deposição, assim como deterioração na resistência à fadiga e à fratura da liga (DEBROY et al., 2018 e MICHLA et al., 2021).



Esses complexos ciclos térmicos e condições de aquecimento e resfriamento fora do equilíbrio fazem com que seja um grande desafio a obtenção de uma estrutura austenítica monofásica nas ligas de aço inoxidável pertencentes ao sistema Fe-Cr-Ni. A microestrutura resultante desses materiais tende a ser predominantemente multifásica e anisotrópica, diferentemente do material fabricado por processos convencionais (ASTAFUROV e ASTAFUROVA, 2021). Assim, as características da MA torna a formação da ferrita quase que inevitável para a maioria dos aços inoxidáveis austeníticos da série 300, como apresentado por DebRoy et al. (2018) e Michla et al., (2021). A morfologia e a concentração dessa fase no entanto, dependerá, além da razão  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  da técnica de manufatura aditiva aplicada, assim como os parâmetros utilizados e o modo de resfriamento. Singh e Khanna (2020) relatam sobre a importância do cuidado na seleção dos parâmetros utilizados no processo de fabricação por manufatura aditiva, uma vez que a seleção correta desses é crucial para fabricar uma microestrutura balanceada em um aço inoxidável.

Ozsoy et al. (2021) apresentam que além das boas propriedades, a facilidade de processamento do aço inoxidável austenítico 316L permite que este seja aplicável para vários processos de fabricação, incluindo diversas técnicas da manufatura aditiva. Existem vários estudos sobre a soldabilidade dessa liga e suas características, como apresentado por AWS (1997, 2001), Moteshakker e Danaee (2016) e Ramkumar et al., (2017), permitindo prever o comportamento do aço inoxidável 316L produzido por manufatura aditiva.

Algumas das formas ferrita ( $\delta$ ) que podem ser encontradas na liga AISI 316L são apresentadas por Souza e Terrones (2020). Os autores analisaram a micrografia da zona fundida do aço inoxidável 316L, resultado do processo de soldagem (GTAW) e relataram a presença da ferrita ( $\delta$ ) na morfologia, vermicular (FV), laminar (FL - se apresenta entre lâminas paralelas de austenita), e poligonal (FP - formato esférico), como podem ser observadas na Fig. 2.16.

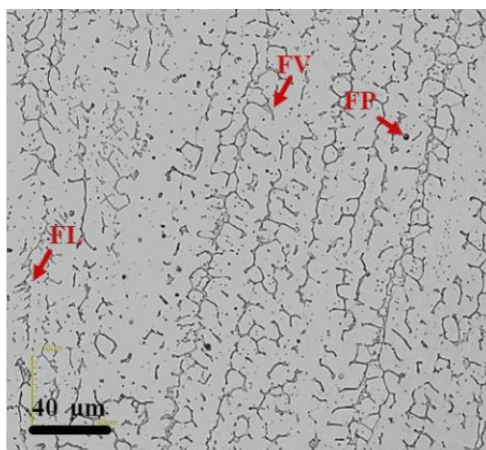


Figura 2.16 - Micrografias da zona fundida da solda do aço inoxidável AISI 316L (SOUZA e TERRONES, 2020).



Os parâmetros do processo também possuem influência na microestrutura do aço inoxidável produzido por MA, como apresentado na Fig. 2.17. Na imagem são observadas três microestruturas distintas de um mesmo aço inoxidável austenítico, evidenciando que, apesar da mesma composição química, a mudança no aporte térmico durante a fabricação por manufatura aditiva alterou a morfologia e concentração de ferrita na liga. Segundo Astafurov e Astafurova (2021), o aumento na entrada de calor força o cromo (estabilizador da ferrita) para as fora das regiões interdendríticas durante o crescimento dos dendritos austeníticos, favorecendo o aumento da fração volumétrica da fase  $\delta$ . Esse aumento promove uma maior resistência a tração porém diminui a ductilidade e a resistência à corrosão da liga.

As alterações microestruturais oriundas dos processos de manufatura aditiva, podem afetar as propriedades mecânicas da liga. Produzindo componentes com maior resistência ao escoamento, maior dureza e menor ductilidade, quando comparado a mesma liga manufaturada por processos convencionais, como pode ser observado na Fig. 2.13, devido o refinamento do grão que esta sofre provocado pela rápida solidificação, que faz também com que o aço apresente menor alongamento (DEBROY et al., 2018). Alguns valores das propriedades mecânicas disponíveis na literatura para o aço inoxidável austenítico produzido por processos convencionais de fabricação, manufatura aditiva por deposição a arco e fusão seletiva a laser estão disponíveis na Tab. 2.4 e na Tab. 2.5 e serão discutido com maiores detalhes nas seções 2.5.2 e 2.5.3.

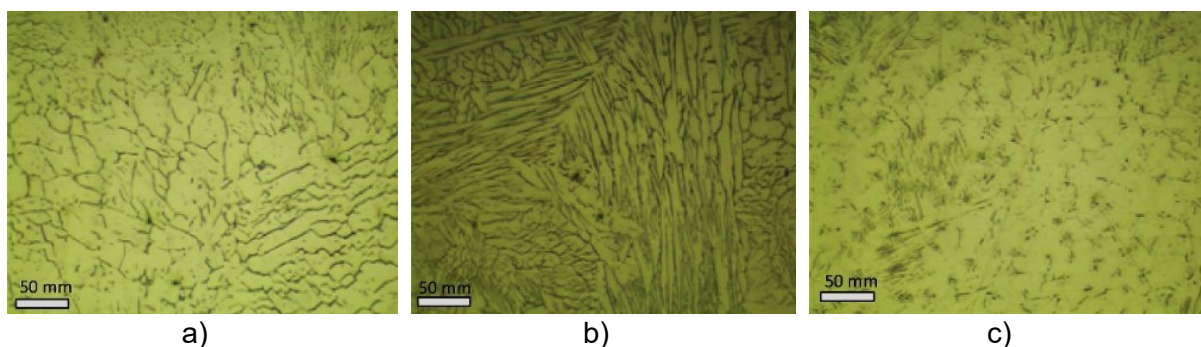


Figura 2. 17 - Imagens ópticas de uma microestrutura austenita+ferrita em amostras do aço AISI 304 fabricadas com calor de entrada de a) 0,22 kJ/mm b) 0,25 kJ/mm e c) 0,27 kJ/mm (ASTAFUROV; ASTAFUROVA, 2021 apud TARASOV et al., 2018).

### 2.5.2 Aço inoxidável 316L fabricado por MADA

Chen et al. (2018) analisaram a microestrutura da liga AISI 316L produzida por MADA, identificando a presença de ferrita ( $\delta$ ), com morfologia vermicular fina em uma matriz austenítica, e a presença da fase sigam ( $\sigma$ ), como pode ser observada na Fig. 2.18a. Os autores relataram entretanto, que essas fases são eliminadas após submeter a peça

depositada a tratamento térmico, obtendo assim uma microestrutura completamente austenítica. Outros autores como Wen et al. (2020), Wu et al. (2019) e Zhang et al. (2019) descrevem semelhante microestrutura, em alguns casos não sendo evidenciada a presença da fase sigma, como apresentado na Fig. 2.18b.

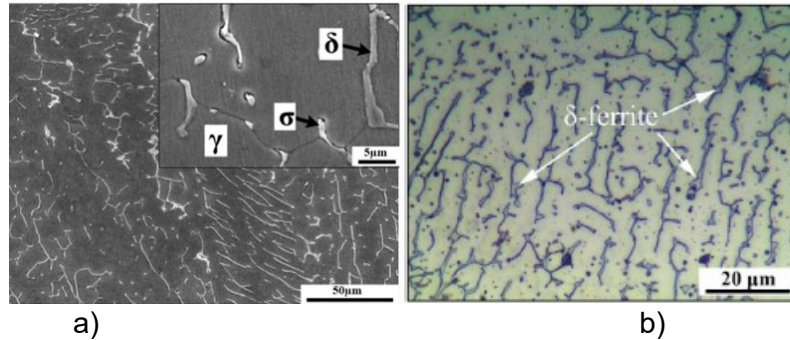


Figura 2.18 - Microestrutura do aço AISI 316L produzido por manufatura aditiva por deposição a arco a) (CHEN et al., 2018) b) (WEN et al., 2020).

Chakkravarthy e Jerome (2020) e Wang; Xue; Wang (2019), também ao analisarem a microestrutura do aço inoxidável 316L depositado por MADA, relatam que o processo de fabricação gera regiões com microestruturas distintas, resultado da sobreposição das camadas durante o processo de fabricação. Na Fig. 2.19 é possível observar esse comportamento, em que os autores relatam a ferrita ( $\delta$ ) com estrutura celular adjacente à linha de fusão, (Fig. 2.19c) que se desenvolve em estrutura colunar fina, longe da linha de fusão (Fig. 2.19a) e finalmente, em estruturas colunares grossas, e dendritos secundários mais longe da linha de fusão (Fig. 2.19b). Sendo esse comportamento observado em todas as camadas analisadas.

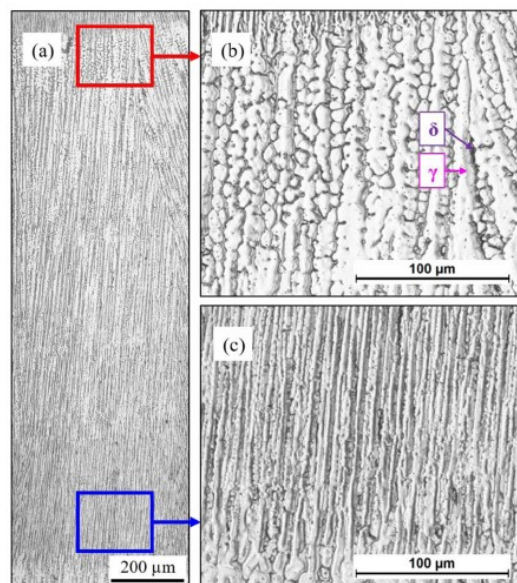


Figura 2. 19 - Imagens de MO de uma seção transversal de uma parede depositada de AISI 316L por MADA (WANG; XUE; WANG, 2019).

Belotti et al. (2021) analisaram a microestrutura do aço inoxidável 316L produzido por MADA e observaram o modo de solidificação FA, com a ferrita ( $\delta$ ) apresentando-se em diferentes morfologias ao longo da peça, como pode ser observado na Fig. 2.20. Os autores relatam que na maior parte da zona de fusão, a ferrita ( $\delta$ ) exibe morfologias principalmente vermicular e lathy. Porém, na interface de fusão, tida como a primeira região de transição identificável com variação microestrutural entre duas zonas de fusão vizinhas, outras morfologias também estão presentes, como estruturas colunares e globulares.

Morfologias semelhantes da ferrita ( $\delta$ ) foram observadas por Wang et al. (2020), que previram o modo de solidificação III (FA) para o aço inoxidável 316L depositado por MADA. Porém, na zona refundida das camadas depositadas, os autores observaram maior gradiente de temperatura e taxa de resfriamento mais elevada, que modificaram o modo de solidificação para AF. Segundo os autores, conforme a frente de líquido avança, a taxa de resfriamento diminui e o modo de solidificação se torna FA. Os diferentes modos de solidificação que ocorrem enquanto uma camada é depositada colaboram para que haja diferentes morfologias de ferrita ( $\delta$ ), que podem ocorrer de forma periódica e abrupta ao longo da direção de construção, perto da interface entre as camadas.

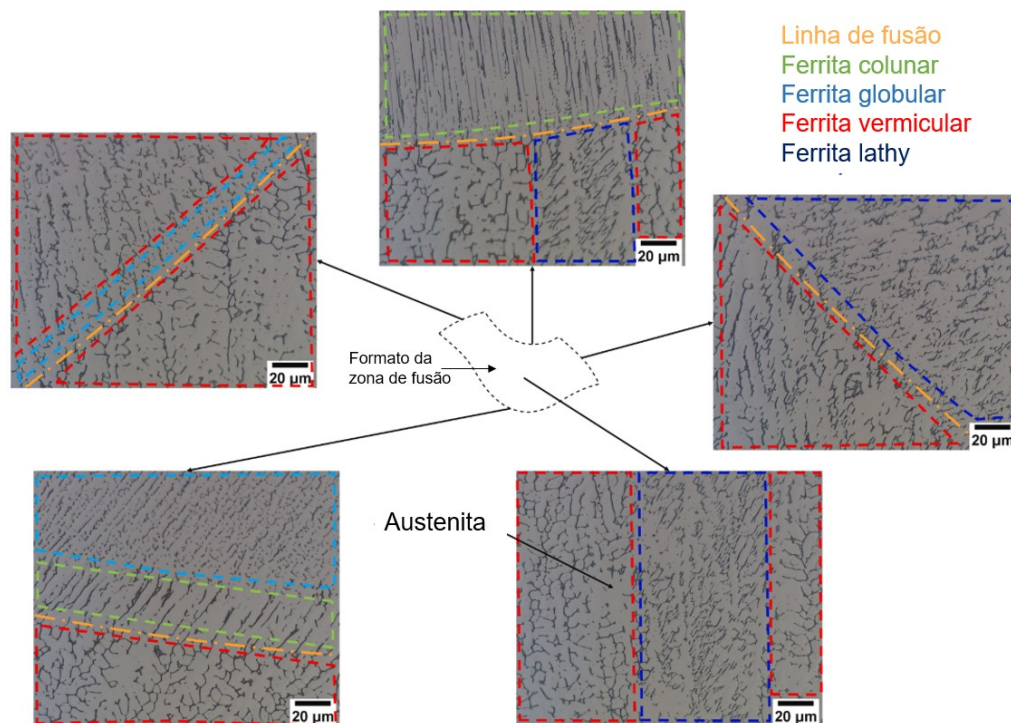


Figura 2. 20 - Estrutura de solidificação de uma peça de aço inoxidável 316L fabricado por manufatura aditiva por deposição a arco (BELOTTI et al., 2021).

Alguns dos valores disponíveis na literatura para as propriedades mecânicas do aço inoxidável 316L produzido por processos convencionais e por MADA são apresentados na Tab. 2.4 e permitem observar uma diminuição da resistência à tração e na deformação ( $\epsilon$ ) da liga nesta condição, em comparação ao aço a condição forjado ou recozido. Já o LE tende a ser semelhante ao do material convencional. Wang et al. (2020), Wang; Xue; Wang (2019) e Yao et al. (2021) observaram que a microdureza varia ao longo da peça depositada na direção de construção. Segundo os autores, as zonas que sofreram refusão, apresentavam maior concentração de ferrita e menor tamanho do grão austeníticos e conseqüentemente maior valor de microdureza.

Tabela 2.4 - Valores encontrados na literatura de resistência mecânica para o aço inoxidável 316L produzido convencionalmente e por MADA.

Nº	Referência	Condição de fabricação	LRT (MPa)	LE (MPa)	$\epsilon$ (%)	Dureza (HV)
1	DebRoy et al. (2018)	Forjado	596 $\pm$ 16	365 $\pm$ 22	69 $\pm$ 9	-
2	DebRoy et al. (2018)	Recozido	586	241	50	215 - 225
3	Wang; Xue; Wang (2019)	MADA	550 $\pm$ 6	418	-	175 - 200
4	Chen et al. (2018)	MADA	533 $\pm$ 23	235 $\pm$ 6	48 $\pm$ 2	-
6	Wang <i>et al.</i> (2020)	MADA	527 - 587	361-401	29-46	-

### 2.5.3 Aço Inoxidável 316L fabricado por FSL

Na fusão seletiva a laser, à medida que o laser percorre o pó metálico e o funde, ele deixa uma marca no material, formando o que se chama trilha de varredura, como pode ser visualizado na Fig. 2.21a, semelhante à soldagem a laser. O movimento da fonte de calor faz com que os contornos de grão apresentem formato curvo, como observado na Fig. 2.21b. Assim como ocorre na MADA, há refusão da camada previamente solidificada, produzindo a sobreposição dos grãos, gerando poças de fusão alinhadas e periódicas. Os diferentes gradientes de temperatura e as diferentes direções de fluxo de calor, fazem com que as poças de fusão cristalizem de forma diferente durante o processo de solidificação (SUGAVANESWARAN et al., 2018, ZAE et al., 2020 e ZHONG et al., 2016).



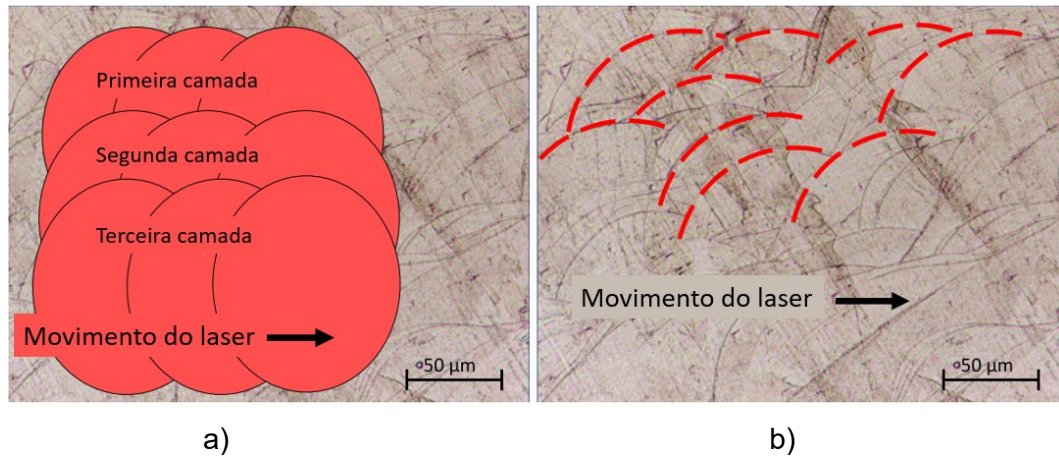


Figura 2.21 - Trilhas de varredura resultante do processo de fusão seletiva a laser a) ilustração camada a camada e b) resultado das linhas de varredura em linhas tracejadas em vermelho (PRIETO et al., 2018).

O aço inoxidável 316L produzido por FSL tende a apresentar microestrutura austenítica, como relatado por Saeidi et al. (2015a) e Zhong et al. (2016). Podendo haver ferrita ( $\delta$ ) ultrafina residual, de forma semelhante à que ocorre na liga fundida (JEONG et al., 2021). Os grãos austeníticos apresentam estrutura colunar e dentro de cada um desses é observado uma estrutura de rede de segregação celular intragranular (estrutura celular). O tamanho médio desses grãos celulares pode medir entre  $0,5 \mu\text{m}$  e  $1 \mu\text{m}$ , enquanto os grãos colunares formados na mesma liga, porém fundida, costumam medir entre  $20$  e  $40 \mu\text{m}$  (SAEIDI et al., 2015a e ZHONG et al., 2016).

Na Figura 2.22a é possível observar a microestrutura apresentada por Saeidi et al. (2015a), revelando diferentes estruturas colunares finas, resultantes do movimento do laser durante a deposição do aço inoxidável 316L. A estrutura celular dentro de um dos grãos colunares é visualizada a partir da Fig. 2.22b, e conforme relatado pelos autores, o distanciamento médio entre as células é de  $0,5 \mu\text{m}$ . Os autores observaram também que as células crescem em diferentes direções, podendo apresentar morfologia equiaxial (direção de crescimento perpendicular ao plano da imagem) ou alongadas (direção de crescimento próxima ao plano da imagem). O contorno mais claro observado nas micrografias apresentadas seria decorrente da segregação de elementos químicos com menor coeficiente de difusão, como o Mo, como relatado também por Montuori et al. (2020) e Zhong et al. (2016). Esse fenômeno ocorre devido às elevadas taxas de resfriamento do processo não permitem que haja tempo suficiente para que, átomos mais pesados que o ferro, como o molibdênio, completem sua difusão.

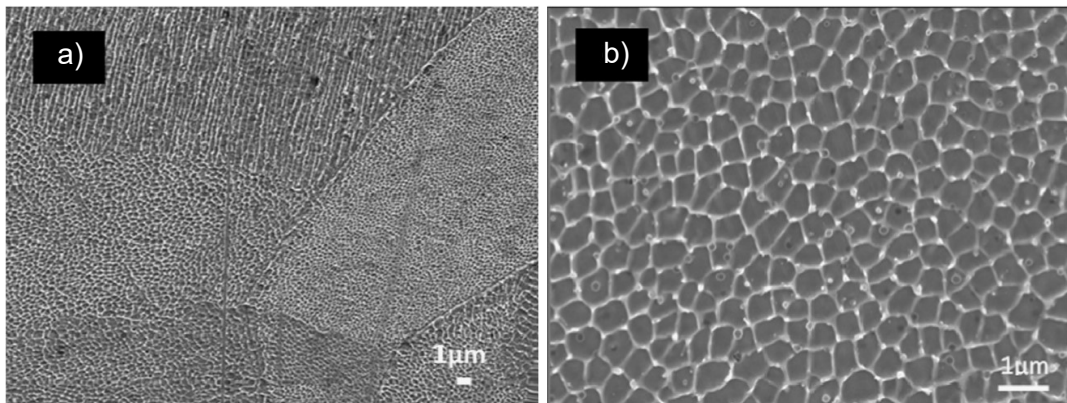


Figura 2.22 - micrografia via MEV do aço inoxidável 316L fabricado por FSL a) Estrutura colunar fina b) Estrutura celular (SAEIDI et al., 2015a).

Ao analisarem a microestrutura e o comportamento mecânico do aço inoxidável 316L fabricado por FSL, Krakhmalev et al. (2018), Sun et al. (2019) e Zae et al. (2020) relataram uma tendência de nucleação epitaxial de grãos colunares, se estendendo mais do que as poças de fusão simples e é um comportamento comum em algumas ligas metálicas fabricadas por FSL. Na Fig. 2.23 é possível observar a microestrutura apresentada por Krakhmalev et al. (2018) da liga 316L, em que os autores identificaram a presença apenas da fase austenita. As linhas tracejadas na figura delimitam os grãos colunares com dendritos celulares que se desenvolveram em diferentes direções.

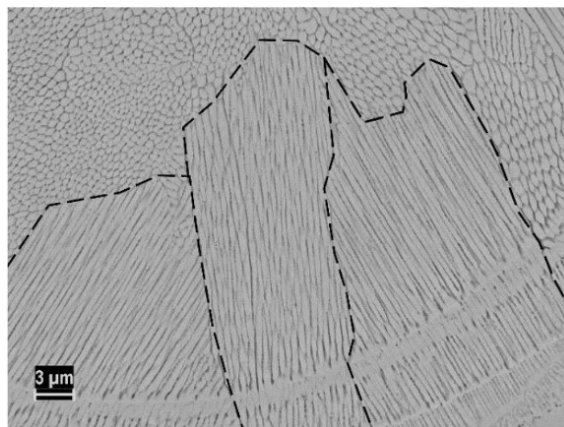


Figura 2.23 - Microestrutura do aço inoxidável 316L por fusão seletiva a laser (KRAKHMALEV et al., 2018).

A formação dos grãos colunares com subgrãos celulares é atribuída as altas taxas de solidificação e altos gradientes térmicos que a liga sofre na fusão seletiva a laser (SUN et al., 2016). Segundo Saeidi et al. (2015a), uma taxa de resfriamento entre  $10^5$  e  $10^7$  K/s, como ocorre na manufatura aditiva via FSL, é alta o suficiente para evitar a formação de qualquer

dendrito, formando-se ao invés disso a estrutura celular. Esse resfriamento, com maior taxa que os processos convencionais, que costuma ser menor do que  $10^3$  K/s, pode provocar mudanças significativas nas propriedades da liga, sendo identificado nos aços inoxidáveis uma tendência de diminuição da susceptibilidade a rachaduras durante a deposição e aumento na ductilidade e da tenacidade à fratura da peça fabricada (FARSHIDIANFAR; KHAJEPOUR; GERLICH, 2016, JEONG et al., 2021 e ZHONG et al., 2016). Sander et al. (2021) relatam também sobre uma maior resistência ao escoamento que a liga AISI 316L manufaturada por FSL apresenta, quando comparada à seus equivalente produzidos por processos convencionais.

Krakhmalev et al. (2018) e Zae et al. (2020) relatam que essa estrutura de subgrãos celulares no aço inoxidável 316L produzido por FSL, confere à peça, maior resistência à tração e ao escoamento, quando comparado ao material forjado convencional. Esses valores, no entanto, podem mudar de acordo com a direção de construção e da estratégia de fabricação. A porosidade e defeitos internos também podem contribuir para uma grande dispersão nos valores de alongamento.

Segundo Krakhmalev et al. (2018), o espaçamento das células primárias (distância média entre as linhas centrais das células primárias adjacentes) é o parâmetro microestrutural chave que controla as características de resistência e dureza nos materiais manufaturados por fusão seletiva a laser. Assim, quanto menor o espaçamento maior a dureza medida, havendo uma tendência do aço inoxidável 316L produzido por FSL apresentar maior dureza do que o material convencional. Este espaçamento por sua vez pode ser controlado diretamente por meio de alterações na potência e na velocidade de varredura do laser. DebRoy et al. (2018), porém, relata a dificuldade em identificar uma relação entre os parâmetros do processo e essas modificações, podendo-se observar que variações na estratégia de varredura, tamanho do laser, ou pré-aquecimento do pó, causam alterações nas propriedades finais da liga.

Apesar da estrutura celular não ser considerada um grão, por definição, os deslocamentos se acumulam nos limites da microestrutura celular, assim a maior deformação pode ser atribuída ao menor tamanho da célula, uma vez que a presença de muitas fronteiras de grão bloqueia o movimento dos deslocamentos. Dessa forma, ao contrário do que ocorre em métodos convencionais, onde para aumentar a resistência à tração o material perde ductilidade, a liga AISI 316L fabricada por FSL, pode apresentar maior resistência a tração sem perder ductilidade (ZHONG et al., 2016).

Na Tabela 2.5 são apresentados alguns dos valores disponíveis na literatura para as propriedades mecânicas do aço inoxidável 316L produzido por processos convencionais e por fusão seletiva a laser. Os dados nos permitem observar um LRT próximo do material forjado

ou recozido, maior LE e menor  $\epsilon$ . A microdureza também apresenta valor próximo da liga produzida por processos convencionais. No entanto, comparando com os dados da Tab. 2.4 para o processo MADA, há um aumento considerável em todas as propriedades descritas para o aço inoxidável 316L manufaturado por FSL.

Tabela 2.5 - Valores encontrados na literatura de resistência mecânica para o aço inoxidável 316L produzido convencionalmente e por FSL.

N°	Referência	Condição de fabricação	LRT (MPa)	LE (MPa)	$\epsilon$ (%)	Dureza (HV)
1	DebRoy et al. (2018)	Forjado	596 $\pm$ 16	365 $\pm$ 22	69 $\pm$ 9	-
2	DebRoy et al. (2018)	Recozido	586	241	50	215-225
3	Sugavaneswaran et al. (2018)	FSL	-	-	-	231
4	Montuori et al. (2020)	FSL	-	483 – 522	-	219 - 222
5	Sander et al. (2021)	FSL	620 – 688	520 - 577	62-75	-
6	Zhong et al. (2016)	FSL	594 $\pm$ 4	487 $\pm$ 3	49 $\pm$ 4	219 - 239
7	Zae <i>et al.</i> (2020)	FSL	500 $\pm$ 3	570 $\pm$ 12	42 $\pm$ 9	-



## CAPÍTULO III

### METODOLOGIA E EQUIPAMENTOS

#### 3.1 Corpos de Prova

##### 3.1.1 Tubo Aço Inoxidável 316L - Convencional

Para fim de comparação e validação das técnicas adotadas foi analisado um tubo de 3" de aço inoxidável 316L sem costura recozido, como descrito na norma ASTM A312 (ASTM INTERNATIONAL, 2021a). As especificações de composição química e propriedades mecânicas fornecidas pelo fabricante do tubo (Açotubo) estão descritas na Tab. 3.1.

Tabela 3.1 – Informações fornecidas pelo fabricante da composição química e propriedades mecânicas do tubo convencional de aço inoxidável AISI 316L.

Composição química (%)								
Cr	Ni	Mo	Mn	Si	Cu	C	P	S
16,270	10,060	2,050	0,640	0,390	-	0,016	0,033	0,002
Propriedades mecânicas								
LRT (MPa)			LE (MPa)			E (%)		
563			283			56		

##### 3.1.2 Tubo Aço Inoxidável 316L - MADA

A construção do tubo por manufatura aditiva por deposição a arco foi realizada a partir do depósito de múltiplas camadas em formato cilíndrico utilizando arame ER316LSi, cuja composição química é apresentada na Tab. 3.2. O processo de impressão foi realizado utilizando um manipulador de soldagem composto por um robô, com seis graus de liberdade,

sendo o mesmo integrado a um software de fatiamento tridimensional, que pode ser observado na Fig. 3.1.

Tabela 3.2 - Composição química do arame metálico ER316LSi utilizado para deposição do tubo de aço inoxidável 316L pelo processo MADA.

Composição química (%)								
Cr	Ni	Mo	Mn	Si	Cu	C	P	S
18,400	12,100	2,500	1,700	0,860	0,190	0,010	0,024	0,012

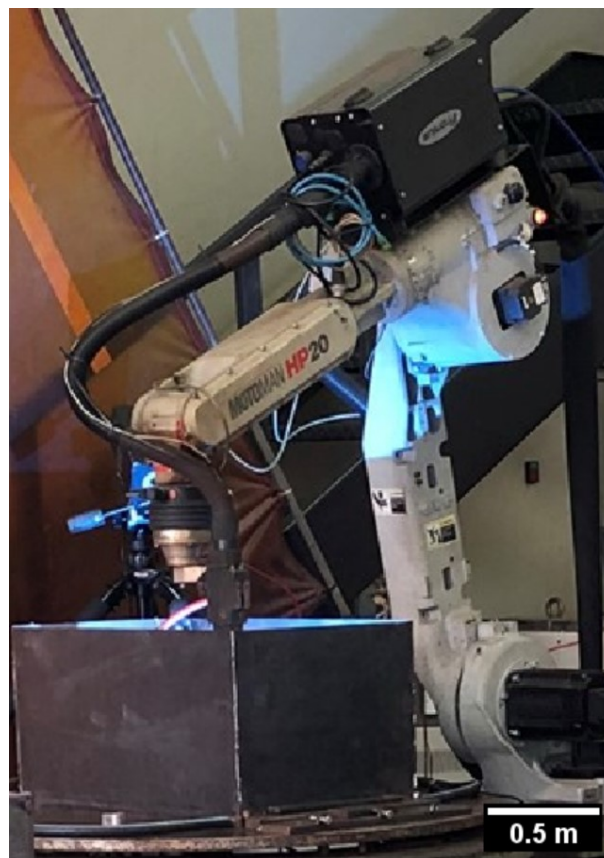


Figura 3.1- Manipulador de MA utilizado na fabricação do tubo de aço inoxidável 316L por MADA.

O percurso da ferramenta de MA foi direcionado por um modelo CAD que seguiu estratégia de deposição em espiral contínua. O depósito foi realizado sobre um substrato com composição química semelhante, resultando em um tubo com diâmetro nominal de 3" com 200 mm de comprimento e 11 mm de espessura média. Os parâmetros utilizados no processo são apresentados na Tab. 3.3. Para o resfriamento e controle de temperatura durante a fabricação do tubo, foi utilizada a técnica de resfriamento ativo por quase imersão (NIAC) (SILVA, 2019).

Após o procedimento de deposição, o tubo passou por processos de usinagem. Sendo primeiramente removido do substrato com o uso de serra de fita convencional, e por conseguinte, submetido ao processo de usinagem por torneamento para a redução da rugosidade superficial interna e externa, deixada pelo processo de deposição, para ajuste do diâmetro internos e espessura em conformidade ao Schedule 80 (ASME B36.10M, 2004).

Tabela 3.3 – Parâmetros utilizados na fabricação do tubo de aço inoxidável 316L por MADA

Número de Camadas	120,00
Tempo de Deposição (h)	0,85
Taxa de Fusão (kg/h)	4,09
Taxa de Deposição (kg/h)	4,03
Rendimento de Deposição (%)	98,50
Energia de Deposição Monitorada (média $\pm$ $\sigma$ ; J/mm)	631,00 $\pm$ 22,00

### 3.1.3 Tubo Aço Inoxidável 316L - FSL

O tudo produzido pelo processo de fusão seletiva a laser foi adquirido através do fabricante GE Additivie, também possuindo diâmetro nominal de 3" e comprimento de 200 mm. O pó metálico 316L utilizado na fabricação do componente analisado possui a composição química nominal descrita na Tab. 3.4 segundo informado pelo fabricante. O material foi construído com espessura de camada de 50  $\mu$ m e em atmosfera de Nitrogênio em uma máquina multilaser M2 / M2.

Tabela 3.4- Composição química nominal do pó metálico 316L utilizado para deposição do tubo de aço inoxidável 316L pelo processo FSL.

Composição química (%)								
Cr	Ni	Mo	Mn	Si	Cu	C	P	S
16,500- 18,000	10,000- 13,000	2,000- 2,500	2,000	1,000	-	0,030	0,045	0,030

### 3.2 Retiradas dos Corpos de Prova

A partir dos tubos foram retiradas chapas retangulares, como apresentado no esquema da Fig. 3.2, possuindo 200 mm de comprimento por 20 mm de largura. Por se tratar de um corpo cilíndrico, foi feito aplainamento da região interna e externa da amostra retirada

para que as faces ficassem paralelas e com espessura final de 5 mm. Todas as operações de usinagem necessárias para obtenção desses materiais foi realizado no LAPROSOLDA, por um técnico responsável.

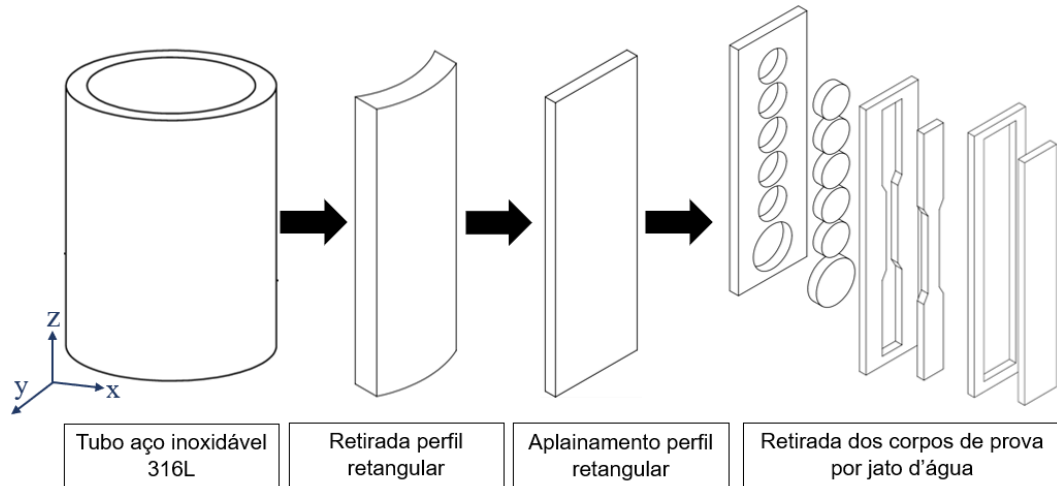


Figura 3.2 – Representação esquemática do processo para retirada dos corpos de provas dos tubos de aço inoxidável 316L.

Das chapas retangulares foram removidos (por corte com jato d'água) corpos de prova circular com 13,5 mm de diâmetro, para análises microestruturais e de 18 mm de diâmetro para ensaio de composição química. Também foram retiradas amostras para ensaio de tração, na direção longitudinal, confeccionadas obedecendo o formato padrão para ensaios *subsize* descrito na norma ASTM E-8M (ASTM INTERNATIONAL, 2021b). Semelhantemente foram fabricados corpos de prova para ensaio de dobramento, na direção longitudinal. As dimensões finais de cada corpo de prova podem ser visualizadas na Fig. 3.3.

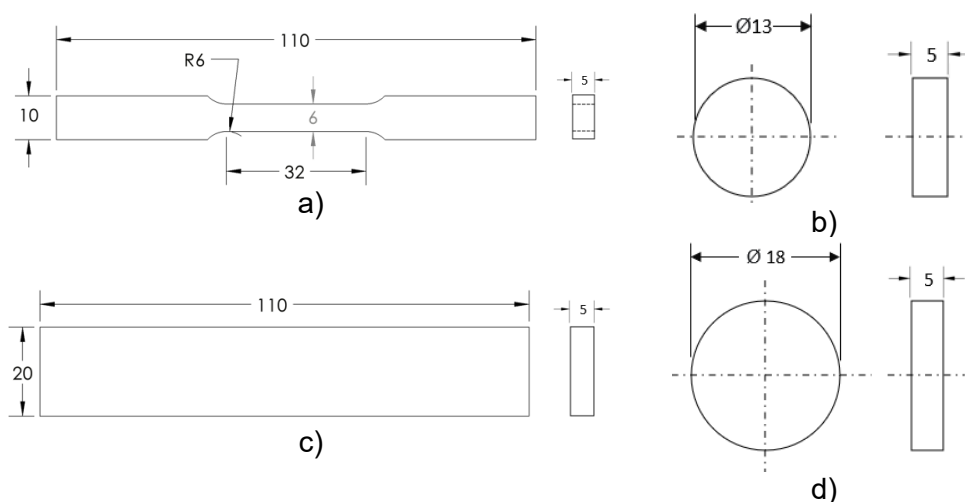


Figura 3.3 - Dimensões corpos de prova a) tração b) Análise microestrutural c) dobramento e d) Composição química.

### 3.3 Caracterização

Após usinagem, os corpos de prova para análise microestrutural (Fig. 3.3b) que consistiu nos ensaios de microscopia óptica, microscopia eletrônica de varredura, difração de raios-X e microdureza foram preparados metalograficamente. A preparação das superfícies foi realizada, inicialmente com lixamento em lixa d'água, obedecendo a sequência: 120, 220, 320, 400, 600 e 1200 mesh. Em seguida, as amostras foram submetidas ao polimento com pasta de diamante 1  $\mu\text{m}$  e posteriormente atacadas com solução de água régia. Os corpos de prova para análise de composição química (Fig. 3.3d) foram preparados metalograficamente com lixamento até 320 mesh.

#### 3.3.1 Composição Química

Com o objetivo de verificar se a composição química dos tubos adquiridos corresponde ao especificado pelos fornecedores, e a composição final do tubo depositada por MADA, foi realizada ensaio via espectrometria de descarga de massa (*Glow Discharge Spectrometer – GDS*), com equipamento LECO GDS500A.

#### 3.3.2 Fases

Para identificação das fases presentes, as amostras foram analisadas via espectroscopia por difração de raios-X, realizada com  $2\theta$  variando de  $30^\circ$  a  $100^\circ$  a uma taxa de  $2^\circ/\text{min}$  e radiação Cu-K $\alpha$ . Foi utilizado difratômetro de raios-X, Shimadzu modelo XRD6000. A identificação das fases foi realizada por comparação com as cartas cristalográficas das fases austenita (Fe FCC) e ferrita (Fe BCC), cujos valores de ICSD (*Inorganic Crystal Structure Database*) são respectivamente 108132 e 103560.

A fim de validar os resultados, foi realizada determinação precisa dos parâmetros de rede ( $a$ ) de cada fase para cada ensaio realizado (CULLITY, 1987). Sendo o valor de  $a$  determinado a partir da Eq. (3.1), em que  $\lambda$  refere-se ao valor do comprimento de onda relativo ao Cu-K $\alpha$ , e vale 1,54 Å.  $h$ ,  $k$  e  $l$  correspondem aos índices de miller do plano difratado. Para cálculo do  $\sin(\theta)$  foi utilizado o valor do ângulo obtido experimentalmente.

Após os cálculos foram plotados gráficos de  $a$  em função de  $\cos^2(\theta)/\sin(\theta)$  para cada fase de cada amostra, sendo atribuída uma linha de tendência, com uma equação linear, com apresentado na Eq. (3.2), para cada gráfico. Assim, o valor de  $f(x=0)$  corresponde ao parâmetro de rede obtido de forma precisa. Os valores calculados foram comparados com os apresentados por Cullity (1987) para o Fe com estrutura cúbica de face centrada (Austenita,

$a_{\text{aust}} = 3,571 \text{ \AA}$ ) e o Fe com estrutura cúbica de corpo centrado (ferrita,  $a_{\text{ferr}} = 2,866 \text{ \AA}$ ). Assim, com base na diferença relativa (Eq. (3.3)) entre os valores reais e experimentais foi possível verificar se a fase identificada corresponde à esperado. Para determinar se havia equivalência entre os valores encontrados foi estipulado um limite de 10% na diferença relativa. Logo, se o cálculo realizado obteve diferença relativa abaixo disso, os dados foram considerados equivalentes.

$$a = \sqrt{\frac{\lambda^2(h^2+k^2+l^2)}{4*\text{sen}(\theta)^2}} \quad (3.1)$$

$$f(x) = \beta_0 + \beta_1 x \quad (3.2)$$

$$\text{diferença relativa} = \frac{|a_{\text{teórico}} - a_{\text{experimental}}|}{a_{\text{teórico}}} \quad (3.3)$$

### 3.3.3 Microestrutura

As imagens micrográficas foram realizados com auxílio do Microscópio Óptico (MO) Leica, modelo DM750 com câmera Leica MC120 HD com conexão a um computador para captura das imagens. E do Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV) Tescan, modelo LMU. A determinação de algumas dimensões, como altura da camada na amostra depositada por MADA ou tamanho do grão, foram realizadas com auxílio do software ImageJ. Esta mesma ferramenta foi utilizada para estimar a fração de ferrita presente nas imagens obtidas via MEV, dos corpos de prova MADA.

## 3.4 Comportamento mecânico

### 3.1.1 Microdureza

A microdureza das amostras foi medida com auxílio do microdurômetro automático da Struers DURAMIN-40 AC1. Foram realizadas 50 indentações com espaçamento de 0,25 mm entres as medições ao longo da superfície, seguindo a direção de construção, realizadas com uma carga de HV0,5 (5 N).

Com o objetivo de ter uma representação da simetria dos valores obtidos foi elaborado gráfico do tipo *blox pot*. Foi feita divisão dos dados em 4-quartis,  $q(0,25)$  ( $q_1$  - 1° quartil),  $q(0,50)$  ( $q_2$  - 2° quartil),  $q(0,75)$  ( $q_3$  - 3° quartil),  $q(1,0)$  ( $q_4$  - 4° quartil), como apresentado na Fig. 3.4. A dispersão dos dados ( $d_p$ ) foi definida como a diferença entre o primeiro e o terceiro quartil. O diagrama também apresenta limite superior (LS, Eq. (3.4)) e limite inferior (LI Eq.

(3.5)) e os valores que estiverem acima do LS ou abaixo do LI são conhecidos por pontos exteriores e podem ou não serem caracterizados como *outliers*. Para verificar a assimetria dos dados analisados, utilizou-se as Eq. (3.6) ( $d_{pi}$  – dispersão inferior) e Eq. (3.7) ( $d_{ps}$  – dispersão superior), em que  $x_{\min}$  corresponde ao valor mínimo dos dados e  $x_{\max}$  o valor máximo obtido, excetuando-se os valores considerados *outliers*. Dessa forma, para uma distribuição aproximadamente simétrica os valores de  $d_{pi}$  e  $d_{ps}$  devem ser aproximadamente iguais (BUSSAB e MORETTIN, 2010, p. 41–50).

$$LS = q3 + 1,5 * d_p \quad (3.4)$$

$$LI = q1 - 1,5 * d_p \quad (3.5)$$

$$d_{pi} = q2 - x_{\min} \quad (3.6)$$

$$d_{ps} = x_{\max} - q2 \quad (3.7)$$

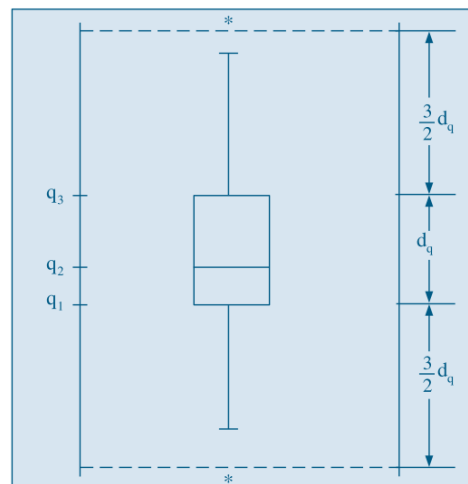


Figura 3.4 - Exemplo *box plot* (BUSSAB; MORETTIN, 2010, p. 48).

### 3.1.2 Tração

A fim de verificar se os tubos fabricados por manufatura aditiva possuem resistência mecânica desejável, segundo a especificação da norma ASTM A312 (ASTM INTERNATIONAL, 2021a), foi realizado ensaio de tração com auxílio da máquina Shimadzu Autograph AG-X 300 kN, com uma velocidade de 1 mm/min. Os testes foram realizados em duplicata. A partir dos dados obtidos foi traçado o gráfico tensão-deformação para a liga em cada uma das condições de fabricação.

Por definição, o máximo valor de tensão alcançado corresponde ao limite de resistência à tração. O valor do limite de escoamento foi determinado graficamente. A Fig. 3.5 ilustra o método aplicado, que consiste em marcar no eixo da deformação o ponto de 0,2%.

Deste ponto é traçada uma linha paralela ao trecho retilíneo da curva tensão-deformação, até encontrá-la, no ponto "B". O valor de tensão encontrado nesse ponto é então considerado como valor do limite de escoamento. A deformação (ou alongamento) dos corpos de prova (aumento do comprimento até ruptura) também foi verificado com o objetivo de determinar a ductilidade do material (CHIAVERINI, 1986b, p. 93).

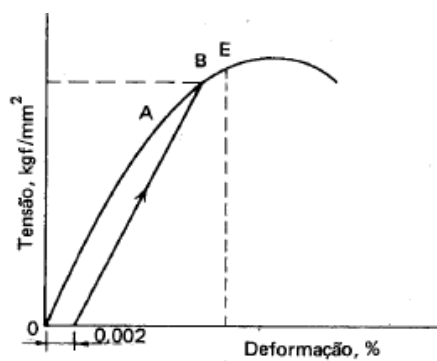


Figura 3.5 - Determinação gráfica do limite de escoamento em uma curva tensão x deformação (CHIAVERINI, 1986b, p. 100).

### 3.1.3 Dobramento

Foi realizado o ensaio de dobramento livre em amostras retangulares, com as dimensões apresentadas na Fig. 3.3c, dos tubos de aço inoxidável 316L convencional, por MADA e por FSL. Os testes foram reproduzidos em duplicata para cada uma das condições descritas na Tab. 3.5. O objetivo da análise foi realizar uma avaliação qualitativa da ductilidade do material e observar como este se comporta ao ter uma face tracionada e outra comprimida. O equipamento utilizado foi a Shimadzu Autograph AG-X 300 kN. A Fig. 3.6 apresenta montagem realizada para o ensaio de dobramento.

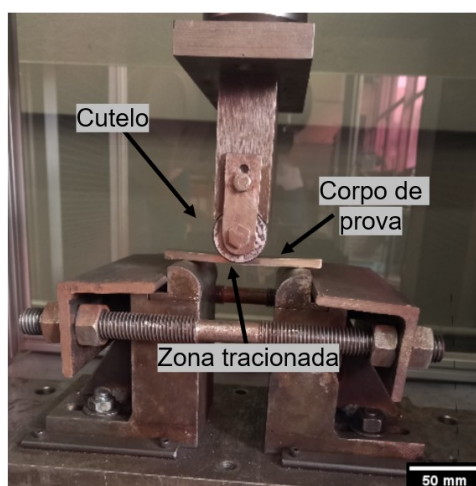


Figura 3.6 - Esquema ensaio de dobramento.



Tabela 3.5 – Condições dos corpos de prova e nomenclatura destes para ensaio de dobramento.

Fabricação	Face tracionada	Face tracionada
Convencional	Interna	Externa
MADA	Interna	Externa
FSL	Interna	Externa

## CAPÍTULO IV

### RESULTADOS E DISCUSSÕES

#### 4.1 Caracterização

##### 4.1.1 Composição Química

Os resultados das análises de composição química, via GDS, do aço inoxidável 316L produzido pelos três processos de fabricação analisados são apresentados na Tab. 4.1. Para o material convencional, os dados encontrados correspondem aos fornecidos pelo fabricante, com exceção do teor de cromo, inferior na amostra analisada, como pode ser observado na Fig. 4.1a. O valor obtido é inferior também ao mínimo previsto para a liga analisada. Essa diferença pode ser melhor visualizada na Fig. 4.2, que apresenta, além da composição química dos tubos analisados, os valores máximos e mínimos de alguns elementos esperados para a liga AISI 316L, segundo a ASTM A312 (ASTM International, 2021a). A redução no teor de cromo pode comprometer, principalmente, a resistência à corrosão da liga. No entanto, ao calcular a diferença relativa entre o valor experimental encontrado e a quantidade mínima esperada para o Cr na liga AISI 316L, encontra-se um valor menor que 3%. Diferença essa que pode ser considerada insignificante e ter ocorrido devido erros sistemáticos inerentes ao ensaio realizado para determinação da composição química.

No caso da liga fabricada por MADA, a partir da Fig. 4.1b, pode-se observar uma redução nos teores de cromo e níquel na peça, após a deposição. Essa diferença, no entanto, não afeta de forma significativa a composição química final do componente depositado. Estando os valores encontrados entre os máximos e mínimos especificados para a liga AISI 316L, como pode ser visualizado na Fig. 4.2. Para o componente fabricado por FSL, há divergências nos teores de todos os elementos químicos analisados, em comparação com a composição nominal do pó metálico utilizado, fornecido pelo fabricante (ver Fig. 4.1c). Entretanto, assim como na MADA, a composição química final do tubo está de acordo com a

composição nominal da liga em questão, como pode ser observado na Fig. 4.2. Assim, pode-se concluir que, seja pela manufatura aditiva por deposição a arco ou pela fusão seletiva a laser, pode-se obter uma liga com composição química equivalente à produzida por processos convencionais a partir da seleção correta da matéria prima – arame ou pó metálico.

Apesar da equivalência na composição química, ainda com base na Fig. 4.2, é possível notar uma concentração maior, na quantidade de Mo, Si e Cr na amostra produzida por manufatura aditiva por deposição a arco, quando comparado a liga convencional. Como apresentado anteriormente, estes são os elementos presentes na liga AISI 316L com maior poder ferritizante. Assim, essa maior concentração, associada às condições do processo MADA, pode promover uma maior quantidade de ferrita ( $\delta$ ) na liga depositada por essa técnica. Entretanto, elementos austenitizantes como Ni e Mn também se apresentaram em maiores quantidades na amostra fabricada via MADA, o que expande o campo austenítico. Maiores teores de cromo e molibdênio podem provocar um aumento na resistência mecânica da liga, e assim como o Ni, favorecer uma maior dureza do material produzido por MA à arco.

Tabela 4.1 - Composição química, obtida via GDS, da liga AISI 316L fabricado convencionalmente e por manufatura aditiva a arco e a laser.

Elemento	Processo de fabricação		
	Convencional (Wt%)	MADA (Wt%)	FSL (Wt%)
C	0,02	0,02	0,01
Mn	0,98	1,72	0,90
Cr	15,57	17,40	17,82
Ni	10,09	11,90	12,24
Mo	2,09	2,54	2,36
Si	0,46	0,81	0,75
P	0,02	0,02	0,01
S	0,00	0,01	0,00
Cu	0,18	0,07	0,03

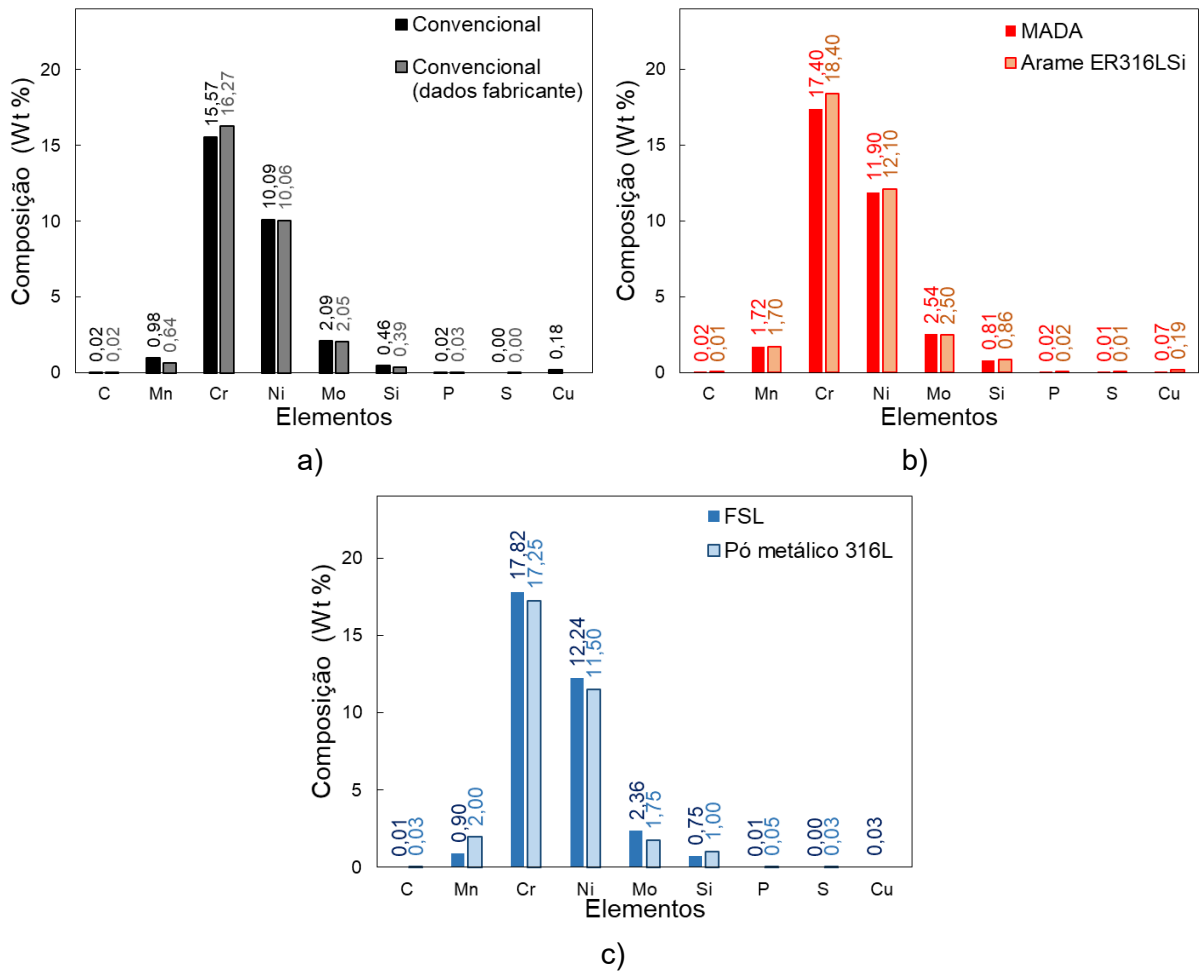


Figura 4.1 - Gráficos comparativos da composição química dos tubos de aço inoxidável 316L de a) convencional experimental x fornecido pelo fabricante para os tubos b) MADA experimental x arame metálico e c) FSL experimental x pó metálico.

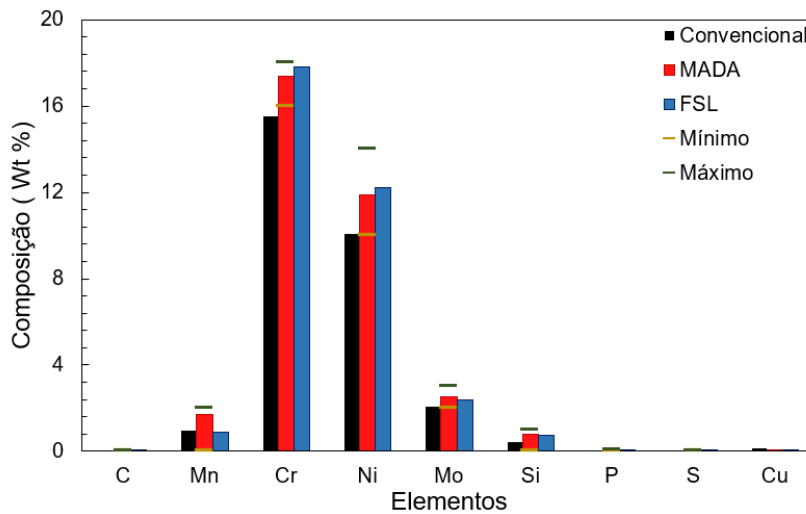


Figura 4.2 - Composição química do aço inoxidável 316L convencional, depositado por MADA e por FSL e valores máximos e mínimos para cada elemento.

Entre os três processos de fabricação, a liga obtida por fusão seletiva a laser é a que apresenta maiores concentrações de cromo e níquel, o que indica que esta amostra pode possuir os maiores valores de dureza e maior ductilidade. A liga nessa condição apresenta menor quantidade de Mn de todas as amostras, forte elemento austenitizante, e uma maior concentração de Mo e Si, quando comparada à liga depositada por MADA. Sendo estes dois últimos, respectivamente, os elementos com maior poder ferritizante. Podendo então haver uma menor concentração de ferrita ( $\delta$ ) nessa amostra do que na depositada por MADA.

Uma previsão da quantidade desta fase presente nos componentes analisados foi realizada utilizando a Eq. (2.3) e os valores obtidos são apresentados na Tab. 4.2. A partir destes, com base apenas na composição química, presume-se que as amostras produzidas pelos dois processos MA aqui investigados, devem apresentar maior concentração de ferrita ( $\delta$ ) do que a convencional. A fim de validar os valores encontrados, utilizando o diagrama de Schaeffler (Fig. 4.2), segundo a composição química da liga nas três condições de fabricação, prevê-se um teor de ferrita próximo aos 10%, nos três tubos analisados, semelhante aos valores calculados.

Na Tabela 4.2 também são apresentados os valores de cromo e níquel equivalente, assim como da relação  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$ , calculados para o aço inoxidável 316L na condição depositado por MADA e FSL. Os dados indicam uma solidificação do tipo III (Ferrítica-Austenítica) para a liga em ambos os processos de manufatura aditiva e na condição convencional. Mais detalhes sobre a morfologia dessa microestrutura FA serão discutidos na sequência.

Tabela 4.2 - Quantidade de  $Cr_{eq}$ ,  $Ni_{eq}$ , %ferrita e relação  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  para a liga AISI 316L fabricada convencionalmente e por manufatura aditiva a arco e a laser.

	Ferrita (%)	$Cr_{eq}$ (%)	$Ni_{eq}$ (%)	$Cr_{eq}/Ni_{eq}$ (%)	Modo de solidificação
Convencional	9,29	20,16	11,15	1,81	III
MADA	12,34	23,29	13,41	1,74	III
FSL	12,26	22,99	13,12	1,75	III

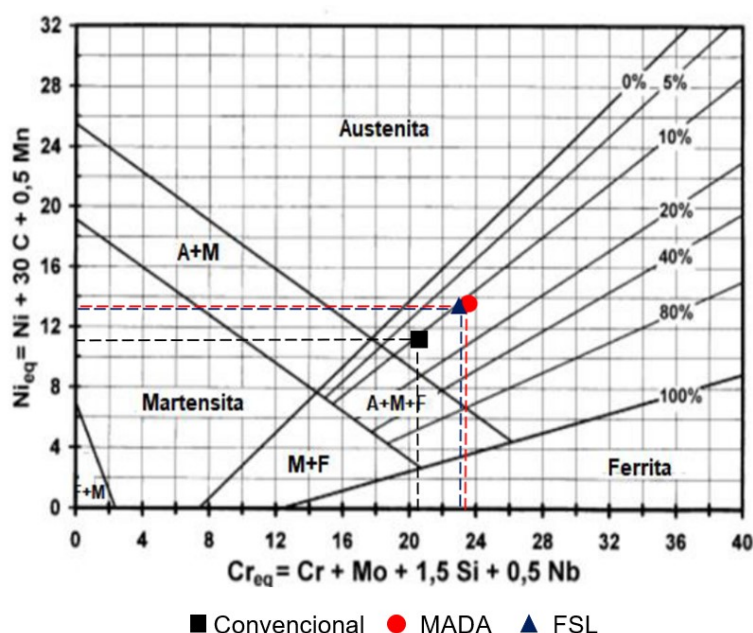


Figura 4.3 - Diagrama de Schaeffler com valores de  $Cr_{eq}$  e  $Ni_{eq}$  do aço inoxidável 316L convencional, depositado por MADA e por FSL.

#### 4.1.2 Fases

A partir do ensaio de difração de raios-X foram obtidos os espectros apresentados na Fig. 4.4, que contém também os difratogramas referentes ao ferro CFC (austenita) e ao ferro CCC (ferrita). Os valores de  $2\theta$  para as fases de referência que difrataram (picos com maior intensidade) são apresentados na Tab. 4.3, bem como os valores dos índices de miller de cada plano que sofreu difração. Comparando esses valores com os ângulos que apresentaram picos em cada uma das amostras, foi feita a identificação das fases presentes, como apresentado na Tab. 4.4.

As análises indicam que todos os picos observados nas amostras correspondem com as fases esperadas (Fe - CCC e Fe - CFC), não havendo a formação de picos referentes a outras fases ou precipitações. Nas amostras do aço inoxidável 316L convencional e depositado por MADA foram identificadas as fases ferrita e austenita, como previsto pela composição química e modo de solidificação (Tab. 4.2). No entanto, no caso da peça fabricada por FSL, apenas a fase austenita apresentou difração, apesar da composição química indicar o modo de solidificação III (FA) e a presença da ferrita, em teores próximos a 10%. Resultado semelhante foi apresentado também por Pinto et al. (2020) e Saeidi et al. (2015a), que identificaram apenas a fase austenita na liga AISI 316L produzida via FSL.

Dessa forma, entende-se que as características do processo, como a alta densidade de energia e alta taxa de resfriamento possuem grande relevância para formação da

microestrutura do material, evidenciando a dificuldade em prever o teor de ferrita com base em diagramas constitucionais, em processos com elevada taxa de resfriamento, como a soldagem a laser e feixe de elétrons (KOU, 2003, p. 227).

Nos aços inoxidáveis austeníticos, a ferrita ( $\delta$ ) é formada devido à segregação de elementos ferritizantes, como o cromo e molibdênio, na interface de solidificação. E, processos que possuem altas taxas de resfriamento, tendem a apresentar menores teores de ferrita ( $\delta$ ), uma vez que o tempo para redistribuição destes elementos é reduzido (LIPPOLD ; KOTECKI, 2005 e DEBROY et al., 2018). Assim, como a FSL, tende a apresentar maiores taxas de resfriamento, em comparação ao processo MADA, cerca de duas ordens de grandeza maior, como apresentado por Kumar et al. (2021) espera-se que, para uma mesma liga produzida por essas duas técnicas, haja mais ferrita nos componentes produzidos por essa última, dado que, comparativamente, há mais tempo para que haja a transformação líquido  $\rightarrow$  ferrita ( $\delta$ ).

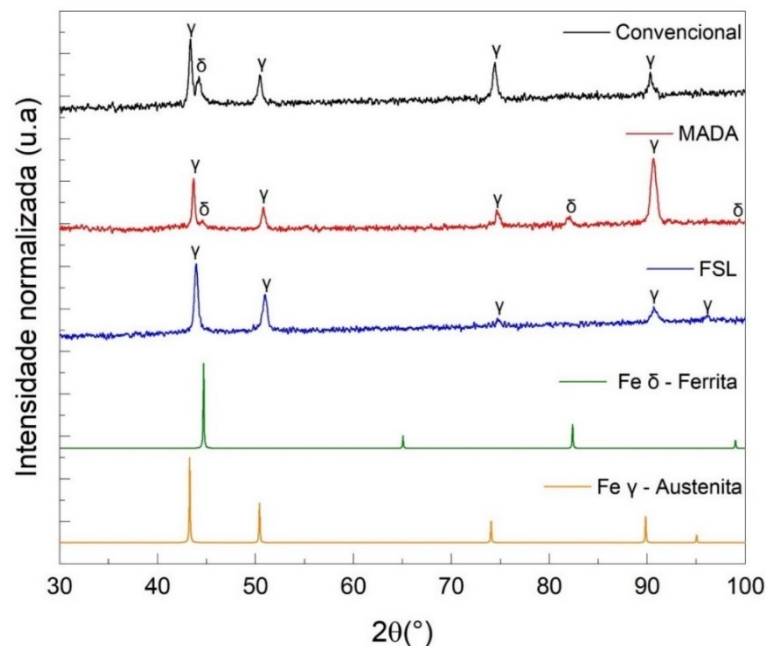


Figura 4.4 – Difratograma da liga AISI 316L fabricado convencionalmente e por manufatura aditiva a arco e a laser e do Fe CFC - Austenita e Fe CCC – ferrita.

Utilizando a Equação (3.1) foi realizado o cálculo do parâmetro de rede para cada fase identificada, sendo esses valores apresentados na Tab. 4.4. A partir desses dados, o gráfico do parâmetro de rede ( $a$ ) em função da razão  $\frac{\text{sen}^2\theta}{\text{cos}\theta}$ , foi plotado e realizado ajuste linear para determinar o parâmetro de rede de cada fase. Na Fig. 45a são apresentadas as curvas para a fase austenita identificada na liga analisada nas três condições de fabricação, e os valores de  $\beta_0$  e  $\beta_1$  do ajuste linear (Eq. (3.2)) são apresentados na Tab. 4.5, em que o valor de  $\beta_0$

representa o parâmetro de rede da fase de forma precisa. Nessa mesma tabela são apresentadas as diferenças relativas entre o parâmetro de rede calculado e o da fase de referência (3,571 Å para a austenita). No caso da amostra recozida e a depositada por MADA uma diferença relativa inferior a 1% indica que há semelhança e os picos analisados correspondem ao Fe - CFC, de maneira satisfatória. O mesmo pode ser inferido para a amostra fabricada via FSL, cuja diferença relativa ficou pouco acima dos 5%.

Tabela 4.3 - Índices de miller e  $2\theta$  dos planos difratados referentes ao Fe CFC - Austenita e Fe CCC – ferrita.

N°	Austenita				Ferrita			
	h	k	l	$2\theta$ (°)	h	k	l	$2\theta$ (°)
1	1	1	1	43,47	1	1	0	44,72
2	2	0	0	50,67	2	0	0	65,09
3	2	2	0	74,68	2	1	1	82,43
4	3	1	1	89,93	2	2	0	99,07
5	2	2	2	95,578				

Tabela 4.4 - Valores de  $2\theta$ , índices de miller e parâmetro de rede para as fases identificadas na liga AISI 316L fabricado convencionalmente e por manufatura aditiva a arco e a laser.

	N°	$2\theta$ (°)	Fase	h	k	l	a (Å)	$\frac{\text{sen}^2\theta}{\text{cos}\theta}$
Convencional	1	43,56	Austenita	1	1	1	3,60	2,32
	2	44,92	Ferrita	1	1	0	2,92	2,30
	3	50,66	Austenita	2	0	0	3,60	1,91
	4	74,56	Austenita	2	2	0	3,60	1,05
	5	90,44	Austenita	3	1	1	3,60	0,70
	6	95,42	Austenita	2	2	2	3,61	0,61
MADA	7	43,66	Austenita	1	1	1	3,59	2,32
	8	44,64	Ferrita	1	1	0	2,87	2,25
	9	50,72	Austenita	2	0	0	3,60	1,91
	10	74,64	Austenita	2	2	0	3,60	1,04
	11	82,10	Ferrita	2	1	1	2,88	0,87
	12	90,64	Austenita	3	1	1	3,60	0,70
	13	99,79	Ferrita	2	2	0	2,85	0,54
FSL	14	43,92	Austenita	1	1	1	3,57	2,30
	15	50,96	Austenita	2	0	0	3,58	1,89
	16	74,72	Austenita	2	2	0	3,59	1,04
	17	90,86	Austenita	3	1	1	3,59	0,69
	18	96,28	Austenita	2	2	2	3,59	0,60



No caso da análise do Fe - CCC para o material convencional, que apresentou apenas um pico difratado correspondente a esta fase, a determinação precisa dos parâmetros de rede não foi realizada. Nesse caso a diferença relativa foi calculada com base no valor de  $a$  encontrado a partir da Eq. (3.1) (item 2 da Tab. (4.4)) e é de aproximadamente 9%, em comparação ao parâmetro de rede da ferrita (2,866 Å). Além da semelhança entre os parâmetros de rede, consultando dados da literatura pode-se concluir que o pico corresponde à difração da ferrita, identificada como Ferrita ( $\alpha$ ), por considerar que esta foi formada devido a uma precipitação secundária da fase austenita (HAN et al., 2010, KUMAR et al., 2021 e ZHANG et al., 2021).

Para a liga depositada por MADA, as curvas de  $a$  em função de  $\frac{\text{sen}^2\theta}{\text{cos}\theta}$ , e do ajuste linear são apresentados na Fig. 4.5b e os parâmetros obtidos podem ser visualizados na Tab. 4.5. Com uma diferença relativa inferior a 1%, (como pode ser observado nesta mesma tabela), conclui-se que os picos identificados correspondem ao Fe CCC. E por se tratar de uma liga que passou por um processo cujo material foi fundido de forma semelhante a soldagem, a ferrita formada será identificada como ferrita ( $\delta$ ).

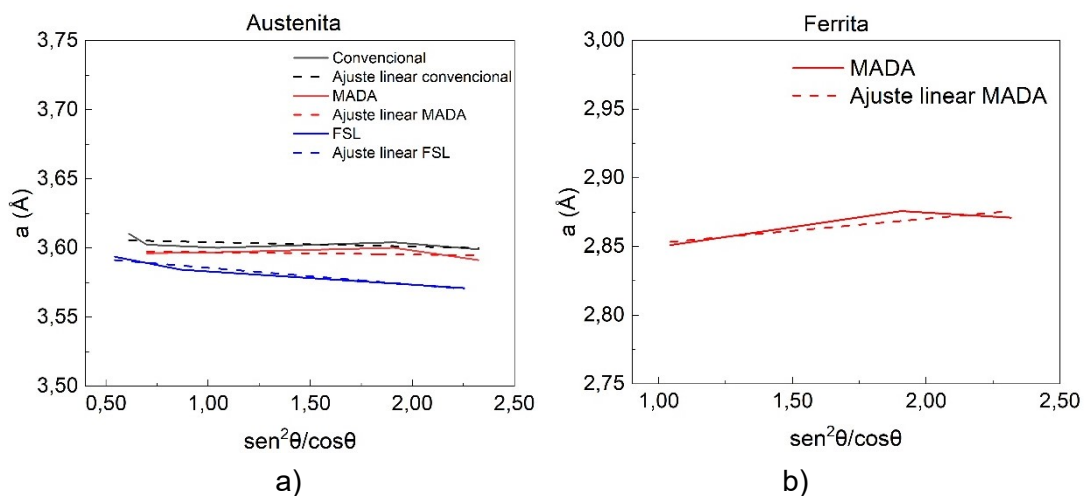


Figura 4.5 – Gráfico para determinação do parâmetro de rede a) da fase austenita e b) da fase ferrita da liga AISI 316L fabricado convencionalmente e por manufatura aditiva a arco e a laser.

Tabela 4.5 - Parâmetros da reta do ajuste linear e diferença relativa entre os parâmetros de rede teórico e experimental.

	Austenita		Diferença relativa (%)	Ferrita		Diferença relativa (%)
	$\beta_0$	$\beta_1$		$\beta_0$	$\beta_1$	
Convencional	3,597	0,002	0,728	-	-	-
MADA	3,593	0,001	0,616	2,886	-	0,684
FSL	3,754	0,003	5,125	-	-	-

### 4.1.3 Microestrutura

A microestrutura do tubo de aço inoxidável austenítico 316L recozido apresenta composição típica esperada para a liga, como pode ser observado na Fig. 4.6a, cujos grãos poligonais austeníticos são vistos. A forma e o tamanho desses grãos variam, como indicado na imagem, podendo medir de 16  $\mu\text{m}$  a 50  $\mu\text{m}$ . Considerando que o material passou por um processo convencional de fabricação em condições de equilíbrio (aquecimento e resfriamento), traçando uma reta sobre o diagrama pseudo-binário do sistema Fe-Cr-Ni no valor de Cr e Ni presente na amostra analisada, pode-se prever a microestrutura da liga, como apresentado na Fig. 4.6b (reta vermelha tracejada).

A partir do diagrama observa-se que o material pode apresentar ferrita em sua microestrutura final, dependendo da temperatura ao qual ele foi submetido durante o processo de fabricação. Fase prevista pela composição química também, como apresentado na Tab. 4.2 e identificada no espectro de difração de raios-X (Fig. 4.4). Porém, as imagens micrográficas realizadas (Fig. 4.6a e Fig. 4.6c) não permitiram observar a presença da ferrita, indicando que esta pode estar presente em baixo teor.

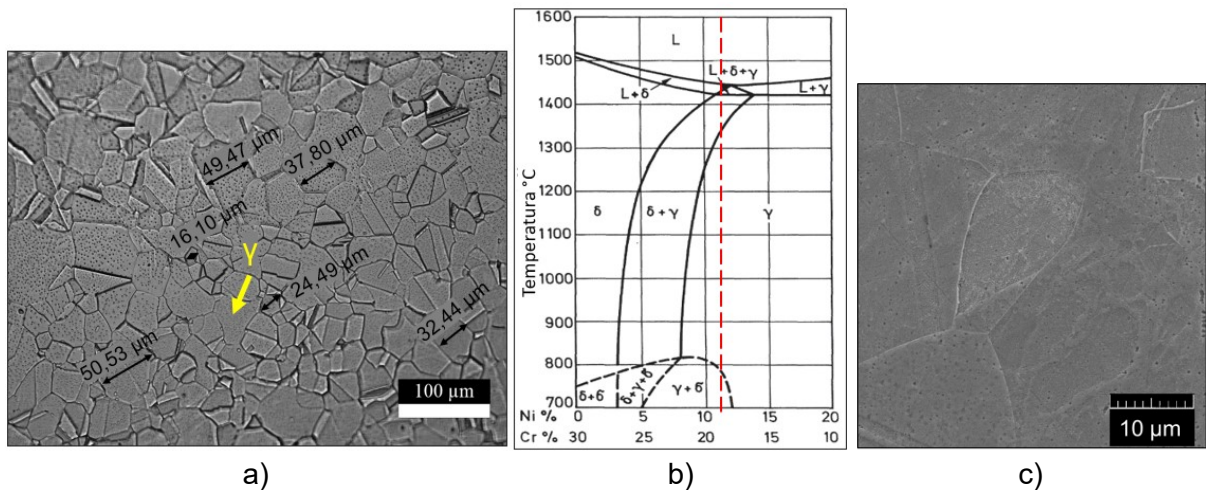


Figura 4.6 – a) Microestrutura via MO b) diagrama pseudo-binário e c) microestrutura via MEV do tubo de aço inoxidável 316L recozido.

Além disso, o modo de solidificação previsto pela composição química, indica uma microestrutura do tipo FA. Porém o processo de recozimento, que normalmente submete o material à uma temperatura levemente acima da temperatura de recristalização, e em seguida a um resfriamento lento, além de remover tensões, regulariza a estrutura bruta de fusão e produz uma estrutura definida (Chiaverini 1986a). No caso do aço inoxidável austenítico, o recozimento pode gerar uma microestrutura completamente austenítica, como observado por

Pinto (2020). Porém, dependendo da temperatura alcançada e do tempo de permanência nesta temperatura pode haver a formação da ferrita ( $\alpha$ ), como apresentado por Saeidi et al., (2015b). O teor desta fase, no entanto, tende a ser baixo, como relatado por Rhouma et al., (2017), que observou 1% de ferrita ( $\alpha$ ), no aço inoxidável 316L recozido. Assim, pode haver ferrita ( $\alpha$ ) no material convencional analisado, como identificado pelo ensaio de difração de raios - X, porém, em pequena quantidade e não sendo visualizada nas imagens realizadas.

Para a amostra do aço inoxidável 316L fabricada por MADA, as diferenças se iniciam a nível macroscópico, sendo possível observar as camadas formadas durante a deposição, como apresentado na Fig. 4.7a, em que os traços horizontais indicam os limites de cada uma dessas. Na imagem é possível observar a formação de 5 camadas completas, cuja altura média é de  $2,08 \pm 0,28$  mm. Da região destacada na figura (quadrado de linhas tracejadas) foi feita uma imagem com microscópio óptico, a fim de observar como seria a microestrutura na região entre duas camadas consecutivas.

Assim, na Fig. 4.7b é apresentada a microestrutura de parte das camadas 1 e 2 sinalizadas na Fig. 4.7a. A partir das imagens não foram identificados poros, rachaduras ou defeitos macroscópicos na amostra. As linhas de fusão de cada camada podem ser visualizadas e são sinalizadas na Fig. 4.7b pelas retas tracejadas amarelas. Dessa forma, a região entre essas retas, corresponde a região intercamada (identificada como região 1-2 na Fig. 4.7b), com altura média de 0,5 mm e possui microestrutura diferente das camadas 1 e 2, como será discutido a seguir.

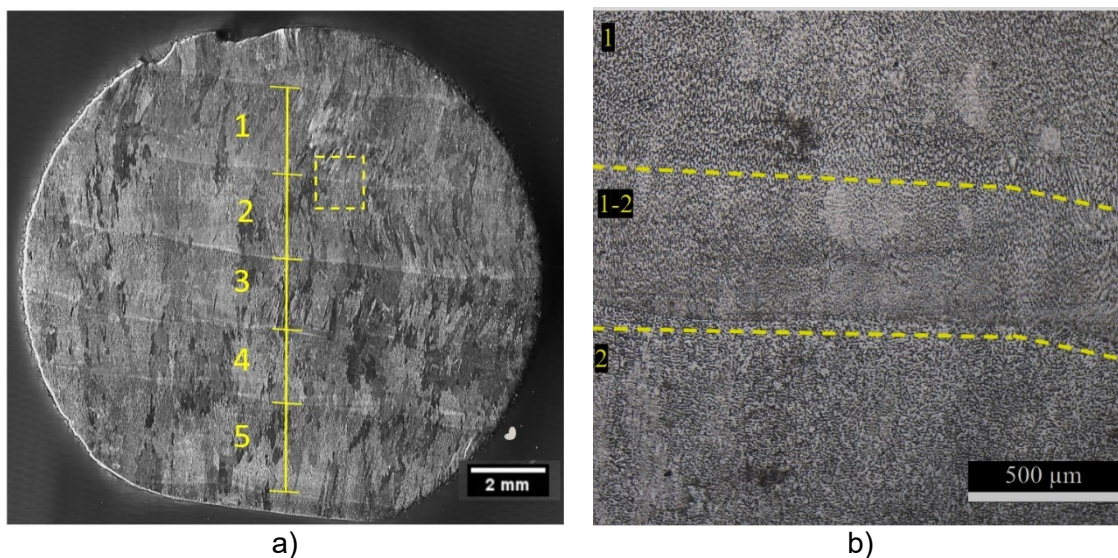


Figura 4.7 - a) Macrografia corpo de prova via MADA e b) microestrutura obtida via MO do aço inoxidável 316L na região entre as camadas 1 e 2.



As microestruturas da camada 1, da intercamada 1-2 e da camada 2, podem ser visualizadas, respectivamente nas Fig. 4.8a, Fig. 4.8b e Fig. 4.8c. Nas três regiões foi possível identificar que a parte mais clara corresponde a austenita e parte mais escura a ferrita ( $\delta$ ), sendo estas as duas únicas fases observadas na amostra depositada por MADA. A partir de análise visual, comparando as morfologias presentes nas imagens da camada 1 (Fig. 4.8a) e da camada 2 (e Fig. 4.8c), com as relatadas por autores como Chen et al. (2018), Belotti et al. (2021) e Wu et al., (2019) observou-se a predominância das morfologias vermicular e lathy. Esses são tipos de ferrita ( $\delta$ ) comumente encontrados no modo de solidificação III, como previsto para este material (LIPPOLD; KOTECKI, 2005).

Entretanto, foi identificada uma mudança na morfologia da ferrita ( $\delta$ ) na região de interface. Tal comportamento seria resultado dos diferentes ciclos térmicos que cada local sofreu durante o processo de fabricação, uma vez que ao se depositar uma camada, a que foi previamente fundida e estaria esfriando é reaquecida e parcialmente fundida, causando alterações na microestrutura. Assim, além da ferrita ( $\delta$ ) vermicular e lathy, como apresentado na Fig. 4.8b, foi observada a formação da ferrita ( $\delta$ ) colunar e globular. Indicando assim que pode ter havido alteração do modo de solidificação III (FA) para o II (AF), na zona refundida, como relatado por Wang et al. (2020).

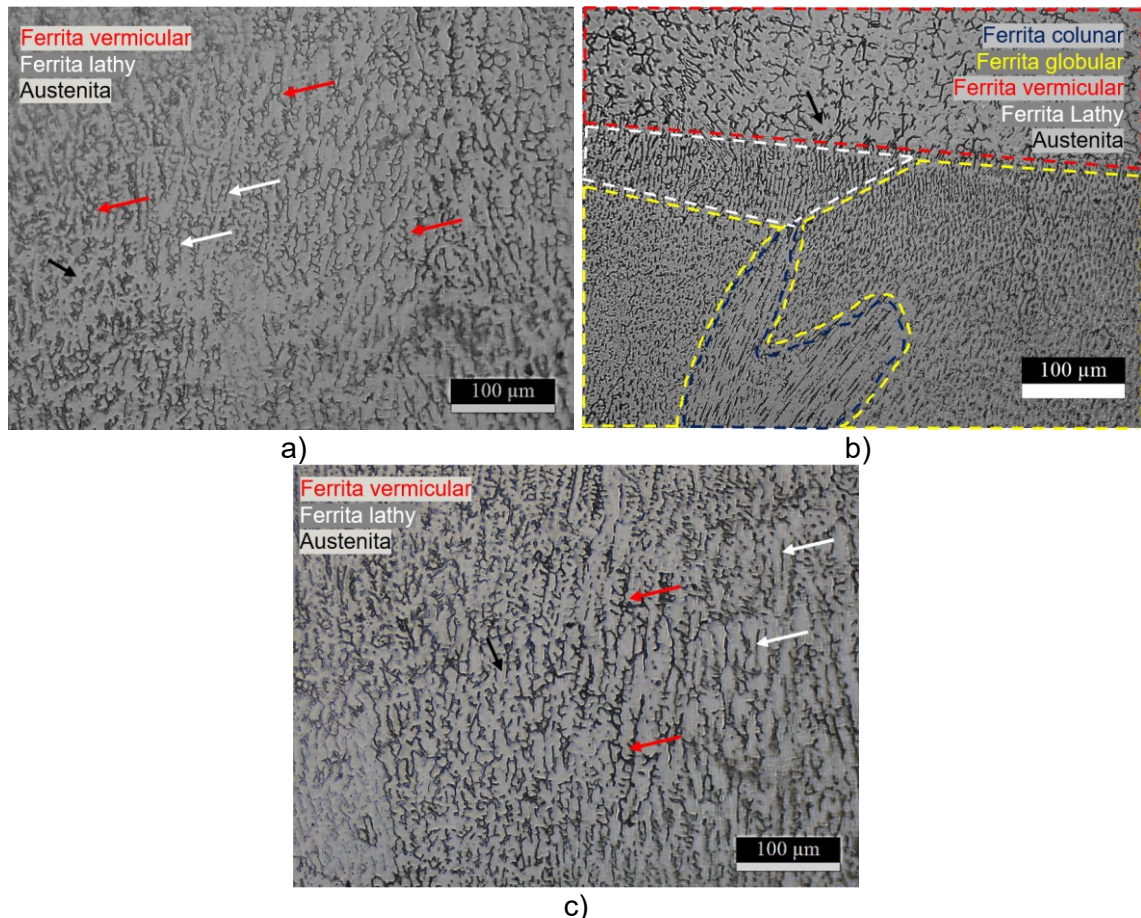


Figura 4. 8 - Micrografia via MO a) camada 1 b) intercamada (1-2) e c) camada 2.

Maiores ampliações das regiões, obtidas via microscopia eletrônica de varredura, permitem observar melhor as morfologias de ferrita ( $\delta$ ) identificadas em cada região, como apresentado nas Fig. 4.9a e Fig. 4.9b, que correspondem, respectivamente à região próxima ao centro de uma camada e da intercamada. A partir das imagens é possível observar maior uniformidade na microestrutura mais distante da linha de fusão, justificada pelo comportamento de peças depositadas, em que o processo de solidificação se inicia na região mais distante da poça fundida, e à medida que a região mais acima resfria, transfere calor em direção à região já cristalizada. Assim, os grãos que se formam primeiro permanecem mais tempo em contato com altas temperaturas, favorecendo o crescimento destes e permitindo que parte da ferrita se decomponha em austenita (SOARES, 2012 e ZHONG et al., 2021).

Portanto, a região mais próxima à linha de fusão, tende a apresentar menor tamanho de grão austenítico e maior concentração de ferrita ( $\delta$ ), do que a região mais próxima ao centro das camadas. O espaçamento entre os grãos de ferrita ( $\delta$ ) são apresentados nas Fig. 4.9a e Fig. 4.9b e permitem observar o que foi afirmado acima, em que a distância dos grãos na camada possuem entre 7  $\mu\text{m}$  e 14  $\mu\text{m}$ . Já para a microestrutura na linha de fusão esse espaçamento pode chegar a 9  $\mu\text{m}$  e apresentar tamanho ainda menor quando a ferrita se precipita em morfologia globular (4  $\mu\text{m}$ ). Percebe-se então, que a distância das dendritas no aço inoxidável 316L manufaturado via MADA é inferior aos grãos poligonais da amostra convencional. As diferentes morfologias e as variações nos espaçamentos dos grãos possuem efeito sobre o comportamento mecânico do aço inoxidável 316L produzido por MADA e será discutido na seção seguinte.

Ainda com base nas imagens das Fig. 4.9a e Fig. 4.9b, foi realizada estimativa do teor de ferrita ( $\delta$ ) presente em cada região, com auxílio do software ImageJ. Os dados encontrados indicam 9% desta fase na região da camada, e 10% na zona intercamada. Os valores obtidos estão próximos aos 12% previsto pela composição química (Tabela 4.2) e os 10% estimado pelo diagrama de Schaeffler (Figura 4.3). E estão de acordo com o esperado para aços inoxidáveis austeníticos fundidos, que segundo Pessanha (2011) podem apresentar entre 5% e 20% de ferrita.

Apesar de existirem poucos trabalhos na literatura em que os autores calculam a fração de ferrita ( $\delta$ ) presente na liga 316L produzida por MADA, Chen et al. (2018) e Wen et al. (2020) obtiveram, respectivamente 7% e 17% desta fase em pré-formas com composição química equivalente à liga em questão e utilizando a técnica MA a arco. Apesar de distintos, esses valores estão dentro da faixa apresentada por Pessanha (2011). Percebe-se então que, apesar da dificuldade em prever a microestrutura e os teores das fases presentes em diversas ligas metálicas produzidas por MA, como relatado por Örnek (2018), a partir de uma correta seleção do arame metálico e dos parâmetros do processo MADA, pode-se obter um

componente com estrutura ferrítica - austenítica com teor de ferrita dentro da faixa esperada para o material fundido.

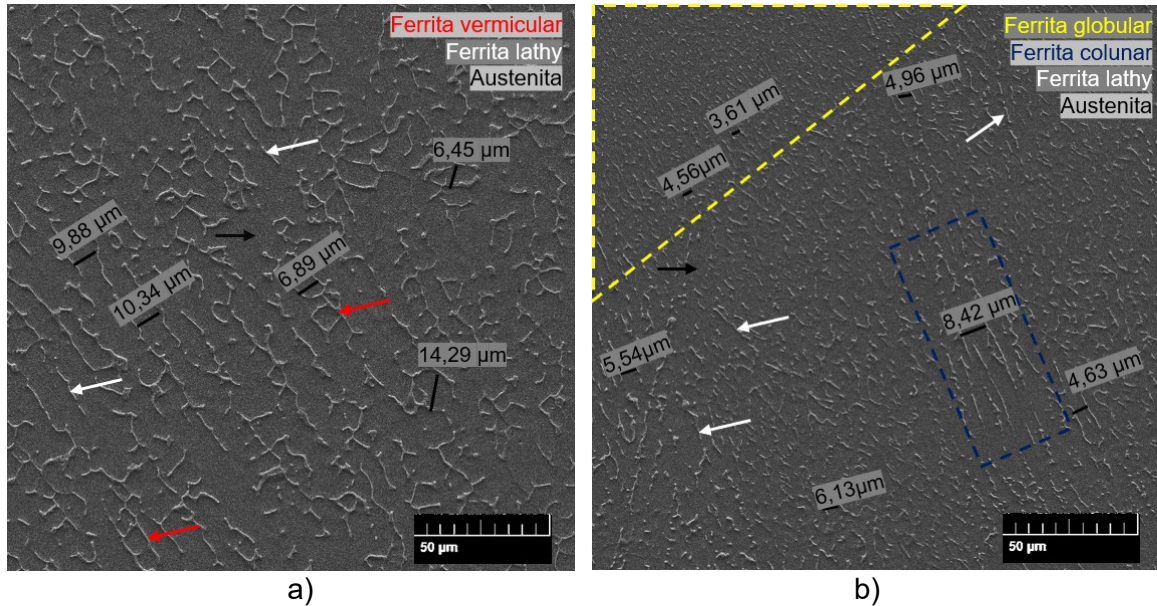


Figura 4.9 - Imagens obtidas via MEV a) centro da camada e b) intercamada.

A microestrutura do aço inoxidável 316L produzido por fusão seletiva a laser pode ser visualizada na Fig. 4.10a, onde são observadas as marcas deixadas pela fonte de calor durante a deposição. As linhas de varredura são destacadas em vermelho na Fig. 4.10b, assim como a altura e a largura de algumas das poças de fusão, que apresentam em média, respectivamente  $89 \pm 18 \mu\text{m}$  e  $170 \pm 24 \mu\text{m}$ . A forma e o tamanho dessas poças depende, em grande parte, do tamanho do ponto focal do laser e da densidade de energia aplicada na fabricação e variam à medida que a fonte de energia se movimenta (ZAE et al., 2020 e ZHONG et al., 2016).

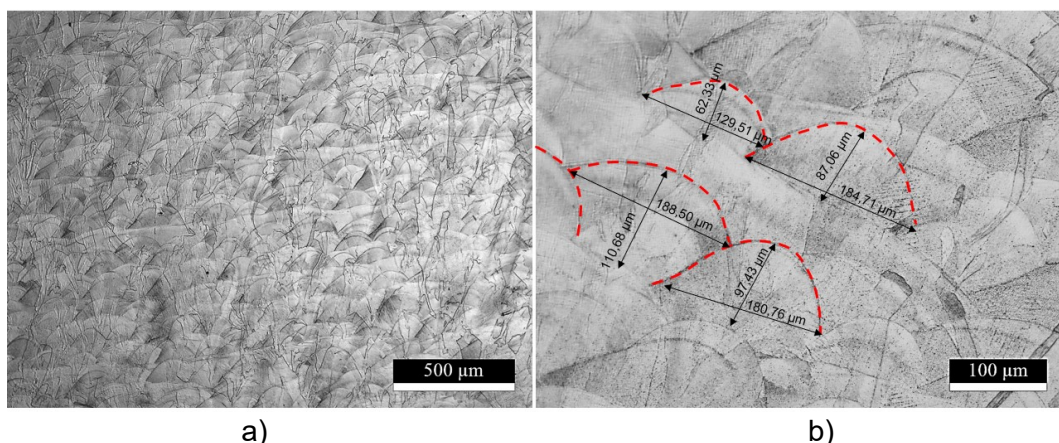


Figura 4.10 - Microestrutura obtida via MO do aço inoxidável 316L produzido por FSL a) ampliação menor e b) ampliação maior com indicação das linhas de varredura.



As imagens obtidas via MEV da liga fabricada por FSL são apresentadas na Fig. 4.11a e Fig. 4.11b, e revelam os grãos colunares com subgrãos celulares, que crescem em diferentes direções. Nessas imagens são destacadas, com linhas tracejadas amarelas, os grãos colunares que crescem com mesma morfologia e orientação. Na Fig. 4.11b, alguns desses são vistos com ampliação maior, sendo visualizadas estruturas celulares com formato hexagonal, que possuem média de  $0,7 \pm 0,06 \mu\text{m}$  e outras estruturas mais alongadas, cujo espaçamento é cerca de  $0,4 \pm 0,09 \mu\text{m}$ .

Os resultados dessas micrografias assemelham-se às apresentadas na literatura para o aço inoxidável 316L produzido por FSL, cujas altas taxas de resfriamento ( $10^6 \text{ K/s}$ ) e alto gradiente térmico ( $10^6 \text{ K/m}$ ) favorecem a formação da estrutura celular, além de gerar uma peça com estrutura completamente austenítica e com menor tamanho, em comparação à liga recozida (KAZEMIPOUR; NASIRI; MOHAMMADI, 2018; PINTO, 2020). DebRoy et al. (2018) apresentam que entre os processos MA mais conhecidos, os de fusão em leito de pó, como a fusão seletiva a laser, são as que apresentam o resfriamento mais rápido, devido à maior velocidade de digitalização. Essas características conferem ao aço inoxidável 316L manufaturado via FSL excelentes propriedades mecânicas.

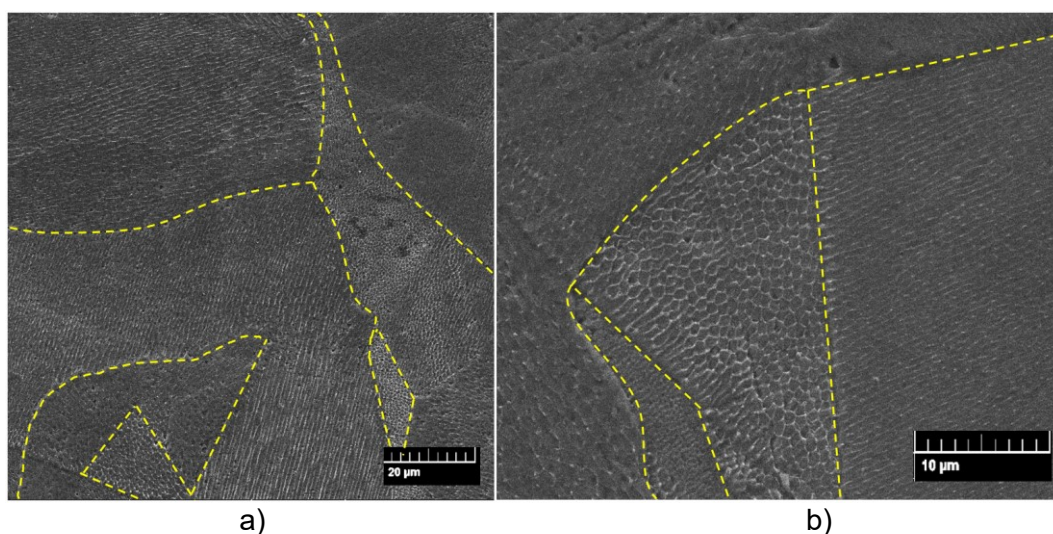


Figura 4.11 - Microscopia obtida via MEV do aço inoxidável 316L produzido por FSL.

A maior uniformidade na microestrutura da liga produzida pelo processo FSL em comparação ao MADA é explicada por DebRoy et al. (2018), como resultado das diferentes formas que as poças de fusão apresentam nos dois processos. Segundo os autores, em processos PBF, a poça de fusão é longa e rasa, o que indica que a solidificação envolve fluxo de calor descendente no limite da poça de fusão, oposta à direção de construção. Assim, devido à alta velocidade de varredura do processo, os grãos tendem a crescer perpendicularmente ao fundo da poça de fusão, que é orientado horizontalmente, em relação

à direção de construção. Já nos processos DED, a poça de fusão costuma ser curta e profunda, caracterizando uma forma curva na interface de solidificação. Dessa forma, os grãos crescem continuamente mudando sua direção de crescimento para se alinhar com o gradiente de temperatura, resultando em uma estrutura final com diferentes orientações.

## 4.2 Comportamento Mecânico

### 4.2.1 Microdureza

Os dados obtidos no ensaio de microdureza foram utilizados para elaboração do gráfico tipo *box plot* (ou diagrama de caixa – Fig. 4.12). Os valores de média, dispersão, dispersão superior e dispersão inferior são apresentados na Tab. 4.6. A partir dos resultados apresentados foi possível observar um aumento significativo na dureza do aço inoxidável 316L quando produzido por manufatura aditiva.

A liga fabricada por MADA apresenta uma microdureza média 45% maior do que a convencional. Esse aumento está relacionado com o menor tamanho de grão, resultado da maior taxa de resfriamento que o processo MA a arco imprime à peça, em comparação ao processo convencional (MICHLA et al., 2021). E também com a presença da ferrita ( $\delta$ ), em maior concentração no componente depositado por MADA, que tende a aumentar a dureza média da liga analisada (GHASEMI; BEIDOKHTI; FAZEL-NAJAFABADI, 2018).

Além disso, as diferentes morfologias de ferrita ( $\delta$ ) na microestrutura do aço depositado por MADA geraram uma grande dispersão dos dados, uma vez que as regiões próximas à linha de fusão apresentaram menor espaçamento dos dendritos e maior concentração de ferrita ( $\delta$ ). Dessa forma, nessas regiões, os valores medidos são maiores do que nas regiões mais distantes da linha de fusão. A dispersão dos dados nesse caso é 118% maior do que nas medidas realizadas na amostra convencional.

A assimetria nos dados é visualizada também pela diferença entre os valores de  $d_{pi}$  e  $d_{ps}$ , que no caso do corpo de prova recozido é de 0,61 HV e apresenta uma diferença relativa de 5%, que permite concluir que as dispersões superior e inferior, são aproximadamente iguais e os valores obtidos são simétricos. Já para a amostra fabricada por MADA, essa diferença é de 8,28 HV, com uma diferença relativa de 26%, alta o suficiente (acima dos 10%) para verificar que não houve simetria nos dados.



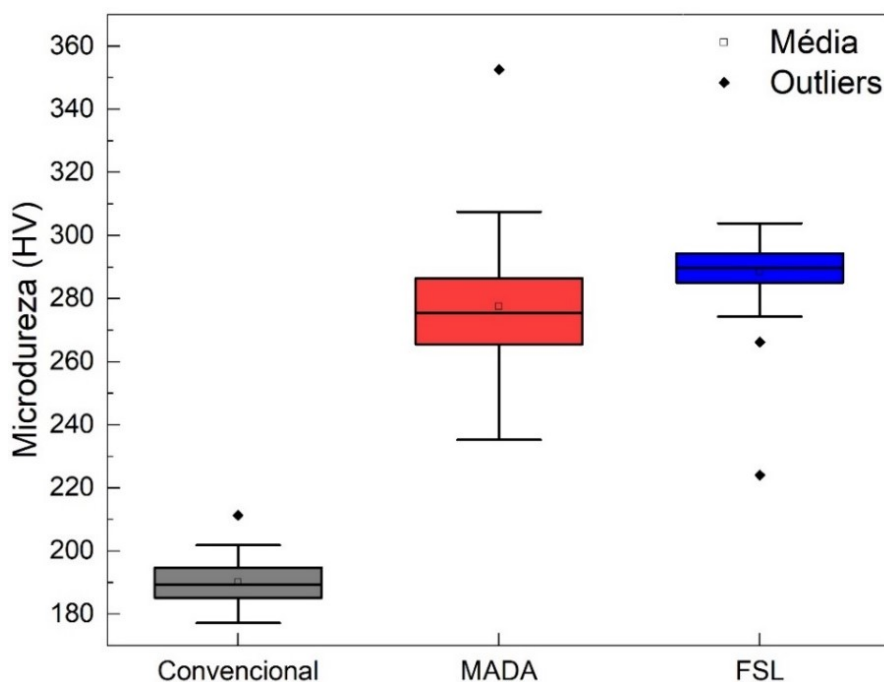


Figura 4.12 - Distribuição dos valores de microdureza em diagrama de caixa da liga de aço inoxidável 316L fabricada por processo convencional, MADA e FSL.

Tabela 4.6 – Média e dispersões das medições de microdureza da liga de aço inoxidável 316L fabricada por processo convencional, MADA e FSL.

	Convencional	MADA	FSL
Média (HV)	189,56	275,94	288,17
Dispersão (HV)	9,43	20,58	9,29
Dispersão inferior (HV)	12,00	40,27	15,41
Dispersão superior (HV)	12,61	31,99	14,13

Para o material fabricado por FSL também foi observado um aumento na microdureza média de 52%, em relação a amostra convencional. Assim como no caso da manufatura aditiva por deposição a arco, a diminuição do tamanho dos grãos foi um fator com grande impacto no aumento na dureza da liga metálica. Assim, por possuir menor tamanho de grão ( $0,5 \mu\text{m}$ ) do que o componente produzido por MADA (entre  $9 \mu\text{m}$  e  $4 \mu\text{m}$ ) esperava-se uma maior dureza na amostra por FSL. Como apresentado por Krakhmalev et al., (2018), que relacionam os valores de microdureza em amostras do aço inoxidável 316L produzidos por diferentes processos de fabricação com o tamanho dos grãos. Os autores apontam que o menor tamanho de grão, resultante do processo FSL gera componentes com maiores valores de microdureza do que o processo MADA.

No entanto, foi observada uma diferença relativa de apenas 4% entre os valores de microdureza média das amostras produzidas por MADA e FSL aqui analisadas. A presença da ferrita ( $\delta$ ) no componente fabricado por MA a arco é um dos fatores que contribuiu para o aumento na microdureza média deste, como apresentado por Ghasemi; Beidokhti; Fazel-Najafabadi, (2018), levando assim à uma equivalência na microdureza média do aço inoxidável 316L em ambos os processos de fabricação por manufatura aditiva.

Apesar da semelhança no valor médio de microdureza, a dispersão dos dados da liga produzida por FSL é consideravelmente menor (55% menor) do que a encontrada no material produzido por MADA. E é apenas 1% menor do que a dispersão na amostra convencional, podendo então, serem considerados valores equivalentes. Indicando que apesar de serem identificadas estruturas celulares hexagonais e alongadas que cresceram em diferentes direções, houve uma uniformidade nas medidas realizadas, assim como na amostra recozida.

Semelhantemente ao realizado nas demais amostras, calculando-se os valores de dispersão inferior e superior no componente fabricado por FSL, obtém-se uma diferença de 1,28 HV e uma diferença relativa de 9%. Dessa forma, assim como na amostra convencional, entende-se que houve simetria nas medições realizadas na amostra produzida por fusão seletiva a laser.

Kumar et al., (2021) apresentam resultados semelhantes ao comparar a microdureza do aço inoxidável 316L forjado e produzido por MADA e por FSL. Os autores relatam que além do aumento dessa propriedade no componente fabricado por manufatura aditiva por deposição a arco, a dispersão dos dados é maior. Estando essa diferença relacionada com a maior heterogeneidade microestrutural na amostra por MADA. Já para o material manufaturado por FSL, os autores encontraram uma microdureza média maior do que a amostra forjada e com uma dispersão baixa, bem próxima do material forjado.

O perfil de microdureza da amostra depositada por MADA e da amostra convencional é apresentado na Fig. 4.13a e permite uma melhor visualização de como os dados variam ao longo da superfície analisada em função das camadas depositadas. Na Fig. 4.13b é apresentada uma imagem macroscópica da amostra em que foram realizadas as medições de microdureza, sendo destacadas 6 camadas completas (1-6) e o início de outra camada (7). Há uma considerável diferença, de 56 HV, entre as medidas do último ponto da camada 1 (8ª medição) e o primeiro da camada 2 (9ª medição).

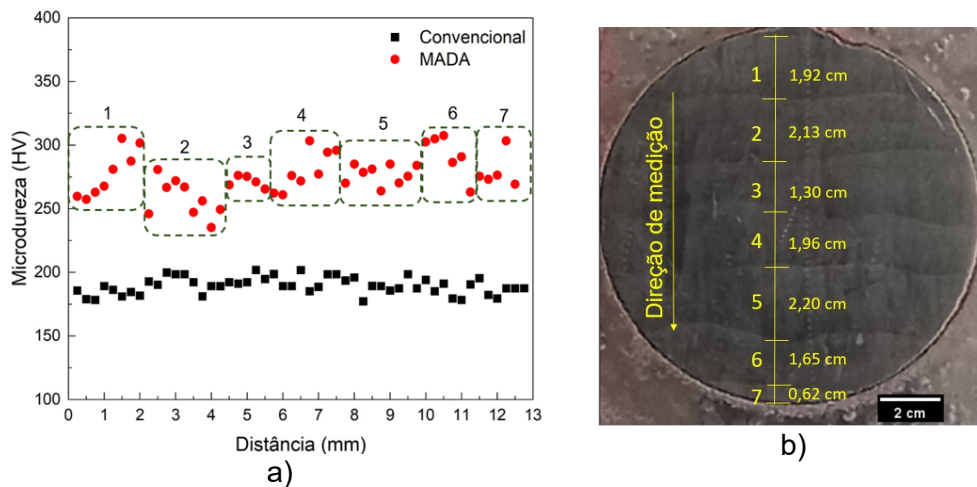


Figura 4.13 – a) Perfil de microdureza da amostra de aço inoxidável 316L fabricada por processo convencional e MADA b) Medições ao longo das camadas da amostra depositada.

A marca da indentação do instrumento em cada um desses pontos é apresentada nas Fig. 4.14a e Fig. 4.14b. A partir destas é possível observar a diferença na microestrutura entre as regiões medidas, em que a parte mais clara corresponde a austenita e a parte mais escura a ferrita ( $\delta$ ). Na Fig. 4.14b, visualmente, é percebido maior espaçamento entre as dendritas da fase  $\delta$ , em comparação à região da Fig. 4.14a. Com auxílio do software imageJ, calculando a fração de ferrita ( $\delta$ ) nessas duas regiões foi estimado 31% a mais desta fase na imagem da Fig. 4.14a. Justificando assim o maior valor de microdureza no ponto correspondente à camada 1, em comparação ao ponto inicial da camada 2. Em contrapartida, entre as camadas 3 e 4 os valores de microdureza são semelhantes (diferença de 3 HV) e a microestrutura também, como pode ser observado nas Fig. 4.14c (ponto 22 – fim da camada 3) e Fig. 4.14 (ponto 23 – fim da camada 4), respectivamente. Sendo observada uma diferença relativa de 8% entre os teores de ferrita ( $\delta$ ) nessas duas regiões. Evidenciando assim, o feito da concentração desta fase e do espaçamento de seus dendritos com a dureza do aço inoxidável 316L.

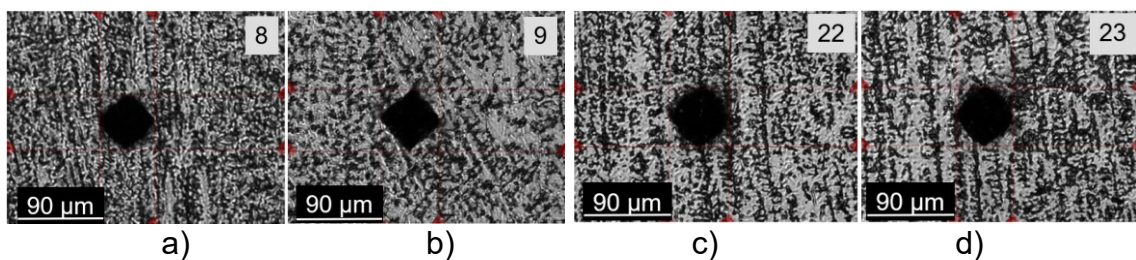


Figura 4.14 - Indentação das medições de microdureza na amostra do aço inoxidável 316L fabricada por MADA nos pontos a) 8 (fim camada 1 – 2,00 cm) b) 9 (início camada 2 - 2,50 cm) c) 22 (fim camada 3 – 5,50 cm) d) 23 (início camada 4 – 5,75 cm).

No caso do aço inoxidável 316L produzido por fusão seletiva a laser, o comportamento das medidas de microdureza é semelhante ao do material convencional, como pode ser visualizado na Fig. 4.15. Não sendo observado tanta variação nas medições como no caso da amostra fabricada por MADA. Analisando as imagens obtidas das indentações do material fabricado por MA a laser, com uma distância média de 2,5 mm, percebe-se que há uniformidade nas poças de fusão, que podem ser visualizadas na Fig. 4.16.

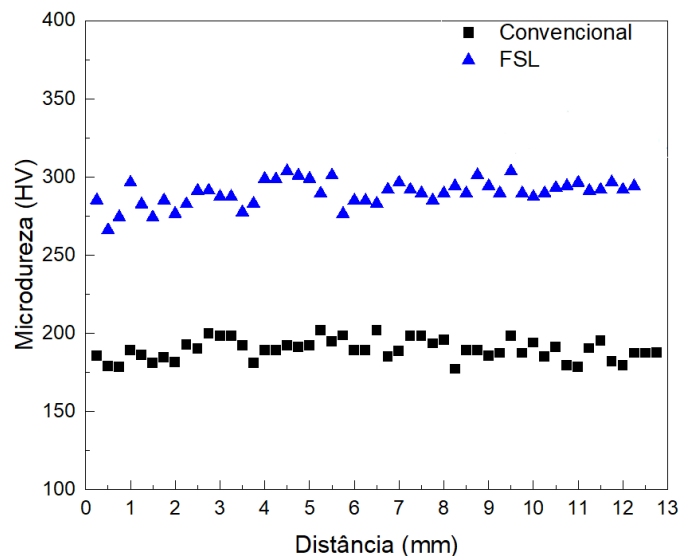


Figura 4.15 - Perfil de microdureza de amostra de aço inoxidável 316L fabricada por processo convencional e FSL.

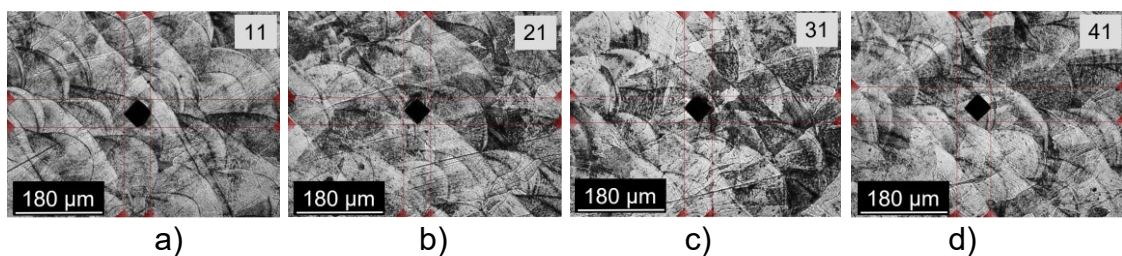


Figura 4.16 - Indentação das medições de microdureza na amostra do aço inoxidável 316L fabricada por FSL nos pontos a) 11 (2,5 cm) b) 21 (5,0 cm) c) 31 (7,5 cm) d) 41 (10 cm).

#### 4.2.2 Tração

Os gráficos tensão-deformação do aço inoxidável 316L recozido, manufacturado via MADA e FSL são apresentados na Fig. 4.17. Foram realizados dois ensaios para cada condição de fabricação, sendo as curvas C1 e C2 correspondentes às amostras convencionais. As curvas M1 e M2 são referentes aos componentes depositados por MADA. E as curvas F1 e F2 representam os corpos de prova fabricados por FSL.

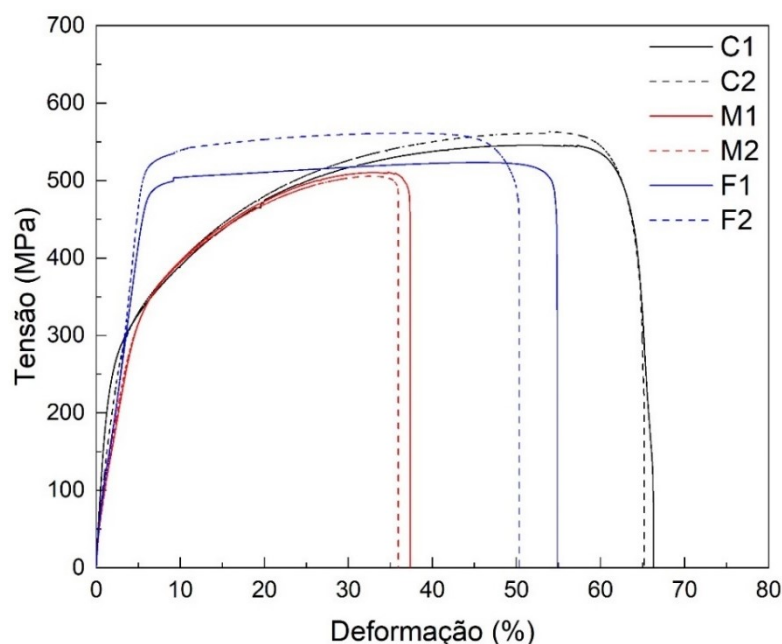


Figura 4.17 - Curvas tensão-deformação do aço inoxidável 316L produzido por processo convencional, MADA e FSL.

Os valores de limite de resistência à tração, limite de escoamento e deformação obtidos dos ensaios podem ser consultados na Tab. 4.7. A partir dos dados coletos, pode-se concluir que em todos os processos de fabricação analisados a liga apresenta valores de LRT, LE e  $\epsilon$  superiores ao da norma de referência (ASTM International A312, 2021a). As médias dos valores de resistência à tração, limite de escoamento e deformação do material na condição convencional, e fabricado por MADA e FSL são apresentadas na Fig. 4.18, que permite uma melhor visualização da diferença entre cada um desses valores para a liga nas três condições de fabricação analisadas.

Tabela 4.7– Valores de limites de resistência à tração e ao escoamento, deformação e estricção para o aço inoxidável 316L produzido por processo convencional, MADA e FSL.

	LRT (MPa)	LE (MPa)	$\epsilon$ (%)
ASTM A312 (ASTM International, 2021a)	Mín. 485,00	Mín. 170,00	Mín. 35,00
C1	545,74	219,11	66,34
C2	565,28	297,31	65,21
M1	511,24	339,04	37,36
M2	505,55	338,30	35,96
F1	523,34	483,66	54,87
F2	561,33	516,94	50,36

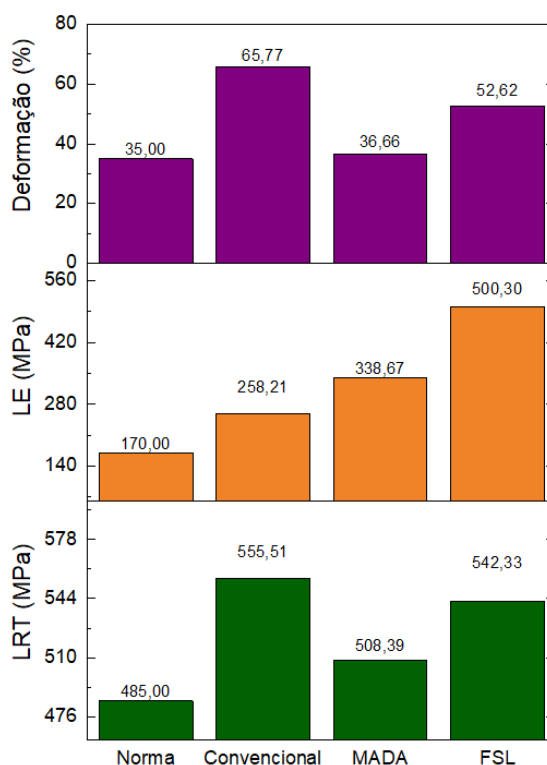


Figura 4.18 - Gráfico dos valores médios de limites de resistência à tração e ao escoamento e de deformação para o aço inoxidável 316L produzido por processo convencional, MADA e FSL.

Observa-se então, que a amostra convencional foi a que apresentou maior valor de resistência à tração e ao alongamento. No entanto, considerando a média dos valores do LRT, constatou-se que há uma diferença relativa de 8% entre o componente recozido e o produzido por MADA. No caso do elemento fabricado por FSL, essa diferença é ainda menor, 2%. Dessa forma, pode-se considerar que a tensão máxima suportada pelo aço inoxidável 316L, antes de sua ruptura, é equivalente nas três condições de fabricação analisadas neste trabalho.

Nos processos MA, a estratégia de construção em camadas, pode acomodar inclusões nas interfaces e outros defeitos, como poros ou regiões de baixa densidades que irão deteriorar as propriedades mecânicas dos componentes preparados (ZHONG et al., 2016). Assim, apesar de produzir peças com menor tamanho de grão, que tende a corresponder a materiais com melhor resistência a tração (KRAKHMALOV et al., 2018), a presença desses defeitos, como observado por Wang; Xue; Wang (2019), Chen et al. (2018) e Zae *et al.* (2020) contribui para que haja uma diminuição na resistência da liga, e esta apresente comportamento semelhante ao material convencional.

O menor tamanho de grão no entanto, pode ser responsável pelo aumento no limite de escoamento das peças produzidas pelos dois diferentes processos de MA. Sander et al. (2021), Zhong et al. (2016) e Zae et al. (2020) apresentam que essa variável tem influência direta no LE do aço inoxidável 316L, uma vez que um maior número de contornos de grão

bloquearia os movimentos de discordâncias, causando o aumento nessa propriedade da liga. Justificando assim o fato da amostra produzida por fusão seletiva a laser, que apresenta menor tamanho de grão, ter o maior limite de escoamento. No caso do componente depositado por MADA, que possui tamanho de grão intermediário, os valores do limite de escoamento observados também foram intermediários, entre a peça convencional e a produzida por FSL.

Assim como o LRT, a deformação das amostras fabricadas por manufatura aditiva é menor do que a convencional. Zae et al. (2020) e Wang et al. (2020) apresentam que a alta densidade de discordâncias no material fabricado por MA, que contribui para um aumento do limite de escoamento, favorece também a diminuição do alongamento do aço inoxidável 316L. No caso da amostra depositada por MADA, a presença da ferrita ( $\delta$ ) pode ser responsável pela diminuição considerável na deformação da liga e assim ter sido o componente que apresentou menor ductilidade (LIPPOLD; KOTECKI, 2005, p. 147 e ZAE et al., 2020).

Os resultados encontrados correspondem aos relatados por DebRoy et al. (2018), que apresentam que os aços inoxidáveis austeníticos, na condição como depositado, seja por processos DED ou PBF, costumam apresentar LRT próximo ou superior em comparação aos seus homólogos processados convencionalmente, maior LE e maior dureza e uma diminuição na ductilidade.

As imagens dos corpos de prova após o ensaio de tração são apresentadas na Fig. 4.19. A partir destas observa-se que o material recozido (Fig. 4.19a e Fig. 4.19b) apresentou estrangulamento (redução da área na seção de ruptura) mais evidente do que as amostras fabricadas por manufatura aditiva. Souza (1982, p. 71) relata que metais dúcteis, como o aço inoxidável 316L, ao apresentarem elevada anisotropia ou a presença de inclusões, podem apresentar estricção relativamente pequena, caracterizando a fratura por cisalhamento aparente. Dessa forma, os dois processos de MA, podem ter gerado material com maior anisotropia, que levou à ruptura com menor estricção (caráter menos dúctil). Porém, no caso da MADA, percebe-se que esse efeito foi maior, levando à liga a apresentar comportamento menos dúctil, em comparação aos demais. Isso pode ser percebido pela ruptura com menor estrangulamento, como visto nas Fig. 4.19c e Fig. 4.19d e comparando com as imagens da liga fabricada por FSL, nas Fig. 4.19c e Fig. 4.19d, que apresentou ductilidade intermediária entre o componente convencional e depositado por MADA.



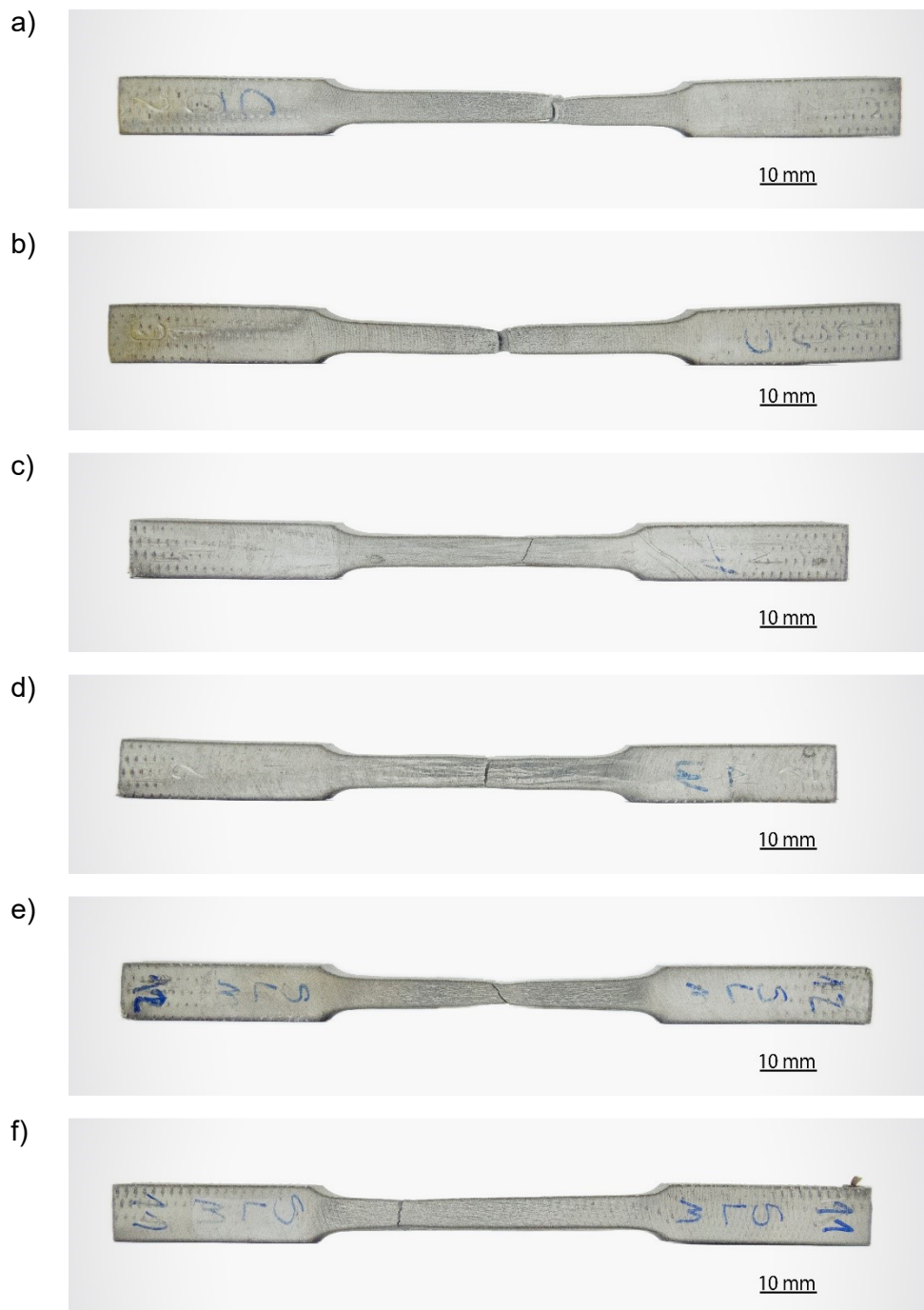


Figura 4.19 - Corpos de prova de tração após ruptura a) C1 b) C2 c) M1 d) M2 e) F1 e f) F2.

#### 4.2.3 Dobramento

A Figura 4.20 apresenta uma visão lateral de um dos corpos de prova após o ensaio de dobramento, indicando que o ângulo final do teste foi próximo aos  $180^\circ$ . A imagem da zona tracionada (visão superior) dos corpos de prova do aço inoxidável 316L recozido, e manufaturado via MADA e FSL após o ensaio de dobramento são apresentados respectivamente nas Fig. 4.21, Fig. 4.22 e Fig. 4.23. Por meio de análise visual, não foram



identificadas trincas ou fissuras nas faces internas ou externas dos tubos estudados. Assim, qualitativamente percebe-se que a manufatura aditiva, seja a arco ou por fusão seletiva a laser, não causou diminuição significativa na ductilidade da liga, de modo a prejudicá-la.

Juntamente com os demais resultados obtidos, observa-se que apesar de haver diminuição em alguns parâmetros do comportamento mecânico da liga AISI 316L quando produzida por MADA e FSL, o material ainda está dentro das especificações mínimas esperadas para o material. Sendo importante mencionar também que as propriedades mecânicas não são o fator crítico na seleção de aços inoxidáveis e sim suas propriedades eletroquímicas (Covert e Tuthill, 2000). Uma vez que uma de suas principais aplicações é em ambientes expostos à atmosfera marinha, fazendo-se necessário que tenha boa resistência à corrosão, especialmente em altas temperaturas (Xin e Li, 2014).

No caso da concentração de ferrita ( $\delta$ ) encontrada na liga depositada por MADA, apesar da diminuição na ductilidade, há relatos na literatura de que essa fase possa melhorar o desempenho eletroquímico da liga AISI 316L em alguns meios corrosivos. Lombardi (1993) realizou um estudo sobre a influência da concentração de ferrita ( $\delta$ ) no comportamento eletroquímico de um aço inoxidável austenítico e relatou um aumento na resistência à corrosão por pite na liga, em diferentes atmosferas (cloreto férrico 10%, ácido clorídrico 0,1M e cloreto de sódio 3,5%), conforme o teor dessa fase aumentava.

Wen et al. (2020), Kale et al. (2020), Atapour et al. (2020), Etefagh e Guo (2018), entre outros, também relatam uma maior resistência à corrosão por pite da liga 316L produzida por MA, em comparação ao material convencional (recozido ou forjado) em diferentes meios. Assim, há grande potencialidade para o uso do aço inoxidável 316L produzido por MADA e FSL em diversos setores da indústria. Mais estudos precisam ser feitos para difundir esses resultados e aumentar a confiabilidade do uso da MA na construção e/ou reparo de componentes.



Figura 4.20 - Perfil corpo de prova após ensaio de dobramento.

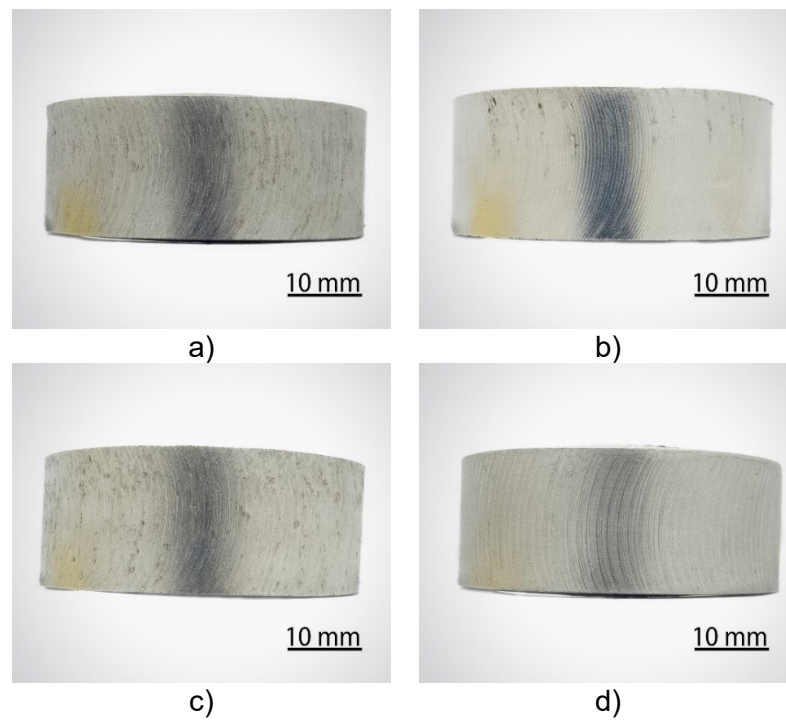


Figura 4.21 - Dobramento aço inoxidável 316L recozido face a) externa 1 b) externa 2 c) interna 1 e d) interna 2.

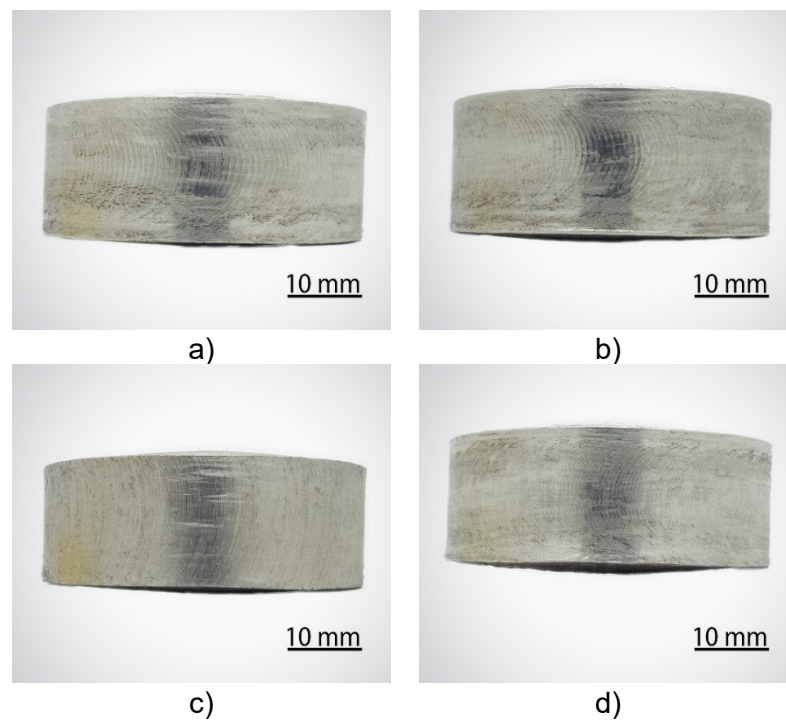


Figura 4.22 - Dobramento aço inoxidável 316L manufactured por MADA face a) externa 1 b) externa 2 c) interna 1 e d) interna 2.

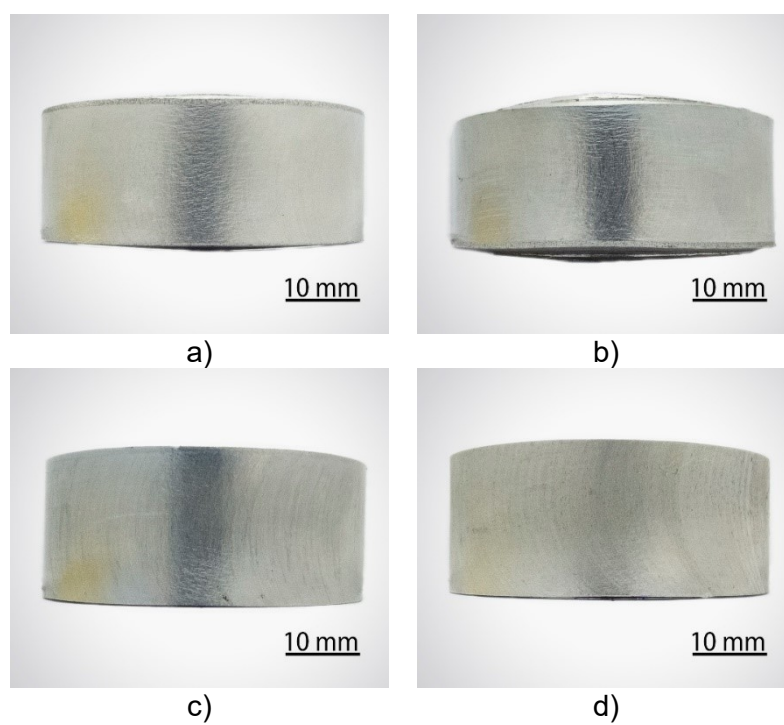


Figura 4.23 - Dobramento aço inoxidável 316L manufactured por FSL face a) externa 1 b) externa 2 c) interna 1 e d) interna 2.

## CAPÍTULO V

### CONCLUSÕES

A partir da caracterização microestrutural e da análise de algumas propriedades mecânicas do aço inoxidável 316L, pode-se concluir que há alterações na liga quando essa é fabricada por manufatura aditiva em comparação à liga recozida. No entanto, as diferenças identificadas não inutilizam o material, seja fabricado por manufatura aditiva por deposição a arco, seja por fusão seletiva a laser. Além disso, há diferença no resultado alcançado quando se aplicam as diferentes técnicas de MA para produção desses componentes. Assim, pôde-se alcançar as seguintes conclusões:

- a) Quanto ao material recozido:
  - O material convencional, recozido, possui microestrutura austenítica, com grãos poligonais com tamanhos variados, que podem medir entre 16  $\mu\text{m}$  e 50  $\mu\text{m}$ ;
  - Foi identificada a presença de ferrita na amostra, por meio do ensaio de difração e raios-X. Porém não foi possível observar essa fase nas imagens micrográficas realizadas;
  - A microdureza média do tubo recozido foi de 189,56 HV, com baixa dispersão nos dados coletados;
  - O comportamento mecânico do componente esteve de acordo com o mínimo previsto na norma ASTM A312 (ASTM International, 2021a) designada para tubos de aço inoxidável austenítico sem costura, soldados e altamente trabalhados a frio. Com LRT de 555,51 MPa, LE de 258,21 MPa e deformação de 65,77 %.
- b) Quanto ao material fabricado por MADA:
  - O componente depositado via MADA a partir do arame ER316LSi, apresentou em sua composição química maiores concentrações de Mn, Cr, Ni, Mo e Si que o material convencional. Isso pode ter contribuído para aumento na resistência mecânica da liga;

- A microestrutura desse componente foi predominantemente ferrítica-austenítica, com diferentes morfologias de ferrita ( $\delta$ ), que permitiram a classificação de duas regiões: camada e intercamada;
  - A região da intercamada, é a parte que sofreu refusão e apresentou microestrutura globular e colunar. Já a camada, é a região mais distante da linha de fusão e a ferrita apresentou morfologia predominantemente vermicular e lathy;
  - As diferentes morfologias sugerem diferentes modos de solidificação no processo MADA, que pode ser do tipo II na região intercamada e do tipo III ao longo da camada;
  - O tamanho dos grãos na camada fica em torno de 7  $\mu\text{m}$  a 14  $\mu\text{m}$ , enquanto na região da intercamada entre 9  $\mu\text{m}$  e 4  $\mu\text{m}$ ;
  - O menor tamanho de grão e concentração de ferrita (próximo aos 10%) contribuiu para aumento da dureza, que teve uma média de 275,94 HV. Diminuição do alongamento (36,66 %) e aumento no LE (338,67 MPa), em comparação ao material convencional. Sendo o valor do LRT semelhante ao do componente recozido (508,39 MPa);
  - As diferentes regiões com distintas microestruturas geraram grande dispersão dos valores de microdureza que variavam entre uma camada e outra, à medida que aproxima-se ou afasta-se da linha de fusão;
  - Os maiores valores de microdureza foram identificados na zona da intercamada, região que apresentou menor espaçamento dos dendritos de ferrita ( $\delta$ ) e maior concentração desta fase;
  - A anisotropia resultante da MADA contribuiu para que o material apresentasse comportamento menos dúctil que o convencional, porém com boa resistência ao dobramento e com comportamento mecânico superior ao especificado na norma ASTM A312 (ASTM INTERNATIONAL, 2021a);
  - Assim, pode-se concluir que o aço inoxidável 316L produzido por manufatura aditiva por deposição a arco atende aos requisitos mínimos para a liga. Ainda, devido a presença de ferrita ( $\delta$ ) em sua composição, esse componente apresenta grande potencial para maior resistência à corrosão.
- c) Quanto ao material fabricado por FSL:
- O componente depositado via FSL, apresentou em sua composição química maiores concentrações de Mn, Cr, Ni, Mo e Si que o material convencional. Tal fato pode ter contribuído para aumento na resistência mecânica da liga;
  - O material possui microestrutura final completamente austenítica, apesar da previsão do modo de solidificação III, indicando a dificuldade em prever o modo

de solidificação e a quantidade de ferrita ( $\delta$ ) nesta liga por meio de equações e diagramas constitucionais, devido as elevadas taxas de resfriamento do processo;

- Os grãos austeníticos possuem estrutura colunar e possuem subgrãos celulares com tamanho médio que pode variar entre 0,4  $\mu\text{m}$  e 0,7  $\mu\text{m}$ ;
- O menor tamanho de grão produziu componente com maior microdureza que o material convencional e o fabricado por MADA, com valor médio de 288,17 HV e com baixa dispersão dos dados, semelhante ao material recozido;
- O menor tamanho de grão também contribuiu para diminuição da deformação (52,62%) e aumento do LE (500,30 MPa), em relação ao material convencional. Sendo o valor do LRT semelhante ao do componente recozido (542,33 MPa). E assim como a liga fabricada por MADA apresentou comportamento mecânico superior ao especificado na norma ASTM A312 (ASTM INTERNATIONAL, 2021a).
- A maior uniformidade microestrutural foi um dos fatores determinantes para que o material apresentasse melhor comportamento mecânico que a peça depositada por MADA;
- Semelhante ao componente fabricado por MADA, a FSL produziu um material que apresentou desempenho satisfatório para a liga estudada. A determinação do processo mais eficiente se dará então em termos das características do projeto para construção de uma peça de aço inoxidável por MA. A depender, principalmente, da geometria desejada (complexidade e dimensões) e do aspecto financeiro disponível.

## CAPÍTULO VI

### TRABALHOS FUTUROS

Como forma de contribuir para o aumento da aplicação de processos de manufatura em ligas metálicas, especialmente do aço inoxidável 316L, sugere-se como possibilidade para trabalhos futuros:

- Realizar mesmas análises microestruturais e de comportamento mecânico na liga fabricada por MADA e por FSL após passarem por tratamento térmico de recozimento;
- Analisar o comportamento eletroquímico da liga fabricada por MADA e por FSL na condição como fabricada e após tratamento térmico;
- Analisar a influência das diferentes fases (ferrita ( $\delta$ ) e austenita ( $\gamma$ )) no comportamento eletroquímico do aço inoxidável 316L;
- Analisar a resistência ao desgaste da liga fabricada por MADA e por FSL na condição como fabricada e após tratamento térmico. Buscando entender como as diferentes fases e morfologias destas interferem nessa propriedade do material;
- Analisar soldabilidade da liga fabricada por MADA e por FSL.

## CAPÍTULO VII

### REFERÊNCIAS

AIMARA, C. I. **Caracterização Microestrutural, Mecânica E Eletroquímica De Aços Inoxidáveis Austeníticos Utilizados No Acondicionamento De Rejeitos Radioativos De Alto Nível.**, 2000, 103f. Dissertação de Mestrado. Universidade de São Paulo, São Paulo.

ALBERTI, E. A.; BUENO, B. M. P.; D'OLIVEIRA, A. S. C. M. Processamento De Ligas De Níquel Com Técnica De Manufatura Aditiva Utilizando Plasma Por Arco Transferido. **Soldagem e Inspecao**, v. 20, n. 2, p. 137–147, 2015. <https://doi.org/10.1590/0104-9224/SI2002.02>

ALBERTI, E. A.; SILVA, L. J. DA; D'OLIVEIRA, A. S. C. M. Manufatura Aditiva: O Papel Da Soldagem Nesta Janela De Oportunidade. **Soldagem & Inspeção**, v. 19, n. 2, p. 190–198, 2014. <https://doi.org/10.1590/0104-9224/SI1902.11>

ALKAN, S.; GÖK, M. S. Effect Of Sliding Wear And Electrochemical Potential On Tribocorrosion Behaviour of AISI 316 Stainless Steel In Seawater. **Engineering Science and Technology, an International Journal**, v. 24, n. 2, p. 524–532, 2021. <https://doi.org/10.1016/j.jestch.2020.07.004>

ASME, AMERICAN SOCIETY OF METAL MECHANICAL ENGINEERS. **ASME B36.10M - Welded And Seamless Wrought Steel Pipe**, 2004.

ASTAFUROV, S.; ASTAFUROVA, E. Phase Composition of Austenitic Stainless Steels in Additive Manufacturing : A Review. **Metals**, 2021. <https://doi.org/10.3390/met11071052>

ASTM INTERNATIONAL. **ASTM A 312/A 312M- 21, Standard Specification for Seamless , Welded , and Heavily Cold Worked Austenitic Stainless Steel Pipes**. 2021a.



\_\_\_\_. **ASTM E8/E8M-21 Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials**, 2021b.

ATAPOUR, M.; WANG, X.; FARNLUND, K.; WALLINDER, I. O.; HEDBERG, Y. Corrosion And Metal Release Investigations Of Selective Laser Melted 316L Stainless Steel In A Synthetic Physiological Fluid Containing Proteins And In Diluted Hydrochloric Acid. **Electrochimica Acta**, v. 354, p. 136748, 2020. <https://doi.org/10.1016/j.electacta.2020.136748>

AWS, AMERICAN WELDING SOCIETY. **Welding Handbook: Metals and Their Weldability** v. 4, 2011

\_\_\_\_. **Welding Handbook - Welding Science And Technology**.v. 1, 2001.

BALLA, V. K; DEY, S.; MUTHUCHAMY, A. A.; RAM, G. D. J.; DAS, M.; DANDYOPADYAY, A. Laser Surface Modification of 316L Stainless Steel. **Journal of Biomedical Materials Research - Part B Applied Biomaterials**, v. 106, n. 2, p. 569–577, 2018. <https://doi.org/10.1002/jbm.b.33872>

BELOTTI, L. P.; DOMMELEN, J. A. W. V.; GEERS, M. G. D.; GOULAS, C.; YA, W.; HOEFNAGELS, J. P. M. Microstructural Characterisation of Thick-Walled Wire Arc Additively Manufactured Stainless Steel. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 299, p. 117373, 2021. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2021.117373>

BOTTON, T. **Estudo Comparativo da Resistência à Corrosão em meio Ácido e em Meio Contendo Cloreto dos Aços Inoxidáveis UNS S44400, UNS S31603 Obtidos por Laminação a Quente**. 2008, 160 f. Dissertação de Mestrado. Universidade de São Paulo, São Carlos.

BUSSAB, W. O.; MORETTIN, P. A. **Estatística Básica**. 6. ed, 2010, 540 p.

CANTARINO, S. DE J. **Estudo da corrosão dos aços AISI 1010 e AISI 316L em soluções com elevado teor de cloreto e em ácido naftênico**. 2014, 103 f. Dissertação de Mestrado. Universidade Federal do Espírito Santo, Vitória.

CHAKKRAVARTHY, V.; JEROME, S. Printability af Multiwalled SS 316L By Wire Arc Additive Manufacturing Route With Tunable Texture. **Materials Letters**, v. 260, p. 126981, 2020. <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2019.126981>

CHEN, X. LI, L.; CHENG, X.; WANG, H.; HUANG, Z. Effect of Heat Treatment On Microstructure, Mechanical And Corrosion Properties Of Austenitic Stainless Steel 316l Using

Arc Additive Manufacturing. **Materials Science and Engineering A**, v. 715, n. 2017, p. 307–314, 2018. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.10.002>

CHIAVERINI, V. **Tecnologia Mecânica - Processos de Fabricação e Tratamento**. 2. ed., v.2, São Paulo. 1986a, 315 p.

\_\_\_\_\_. **Tecnologia Mecânica - Estrutura e Propriedades das Ligas Metálicas** 2. ed. v1, São Paulo. 1986b, 266 p.

CHIMMAT, M.; SRINIVASAN, D. Understanding The Residual Stress In DMLS Cromo and SS316L Using X-Ray Diffraction. **Procedia Structural Integrity**, v. 14, p. 746–757, 2019. <https://doi.org/10.1016/j.prostr.2019.05.093>

CHIU, T. M.; MAHMOUDI, M.; DAI, W.; ELWAMY, A.; LIANG, H.; CASTANEDA, H. Corrosion Assessment of Ti-6Al-4V Fabricated Using Laser Powder-Bed Fusion Additive Manufacturing. **Electrochimica Acta**, v. 279, p. 143–151, 2018. <https://doi.org/10.1016/j.electacta.2018.04.189>

CONDE, F. F. **Avaliação Microestrutural e Mecânica de peças de Aço Maraging 300 fabricadas por Manufatura Aditiva usando Fusão Seletiva a Laser e submetidas a Tratamentos Térmicos**. 2019, 86 f. Dissertação de Mestrado. Universidade de São Paulo, São Carlos

COVERT, R. A.; TUTHILL, A. H. Stainless Steels : An Introduction to Their Metallurgy and Corrosion Resistance. **Dairy, Food and Environmental Sanitation**, v. 20, n. 7, p. 506–517, 2000.

CULLITY, B. D. **Elements of X-Ray Diffraction**. 1987, 531 p.

DEBROY, T.; WEI, H. L.; ZUBACYK, J. S.; MUKHERJEE, T.; ELMER, J. W.; MILEWSKI, J. O.; BEESE, A. M.; WILSON-HEID, A.; DE, A.; ZHANG, W. Additive Manufacturing of Metallic Components – Process, Structure and Properties. **Progress in Materials Science**, v. 92, p. 112–224, 2018. <https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2017.10.001>

DELONG, W. T. Ferrite in Austenitic Stainless Steel. *Weld Metal - 2*. **Indian Weld J**, v. 7, n. 3, p. 75–83, 1975.

DEMARQUE, R.; SANTOS, E. P.; SILVA, R. SY.; CASTRO, J. A. Estudo Comparativo Das Transformações Metalúrgicas Da Zona Fundida De Juntas Soldadas Do Aço Aisi 316L Pelo Processo Gmaw E Gtaw Autógeno. **ABM WEEK. Anais**. 2018 <https://doi.org/10.5151/1516->

392X-31163

EMÍLIO, W.; BRANDI, S. D.; MELLO, F. D. **Soldagem - processos e metalurgia**. 2004

ETTEFAGH, A. H.; GUO, S. Electrochemical Behavior of AISI316L Stainless Steel Parts Produced by Laser-Based Powder Bed Fusion Process and the Effect of Post Annealing Process. **Additive Manufacturing**, v. 22, p. 153–156, 2018. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2018.05.014>

FARSHIDIANFAR, M. H.; KHAJEPOUR, A.; GERLICH, A. P. Journal of Materials Processing Technology Effect of Real-Time Cooling Rate on Microstructure In Laser Additive Manufacturing. **Journal of Materials Processing Tech.**, v. 231, p. 468–478, 2016. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2016.01.017>

FERRARESI, H. N. **Efeito Dos Ciclos Térmicos Da Manufatura Aditiva Por Soldagem A Arco Sobre A Dureza E Microestrutura Da ZAC De Um Ferro Fundido Nodular**. 2018, 144 f. Dissertação de Mestrado. Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia.

FOLKHARD, E. **Welding Metallurgy Of Stainless Steels**. 1. ed. 1988, 289 p. [https://doi.org/10.1007/978-3-7091-8965-8\\_1](https://doi.org/10.1007/978-3-7091-8965-8_1)

GHASEMI, R.; BEIDOKHTI, B.; FAZEL-NAJAFABADI, M. Effect Of Delta Ferrite On The Mechanical Properties Of Dissimilar Ferritic-Austenitic Stainless Steel Welds. **Archives of Metallurgy and Materials**, v. 63, n. 1, p. 437–443, 2018.

GIORDANO, C. M.; ZANCUL, E. DE S.; RODRIGUES, V. P. Análise Dos Custos Da Produção Por Manufatura Aditiva EM Comparação A Métodos Convencionais. **Revista Produção Online**, v. 16, n. 2, p. 499, 2016. <https://doi.org/10.14488/1676-1901.v16i2.1963>

GROOVER, M. P. **Fundamentals Of Modern Manufacturing - Materials, Processes And Systems**. 4. ed. 2010, 1025 p.

GUILHERME, L. H.; ROVERE, C. A. D.; KURI, S. E.; OLIVEIRA, M. F. Resistência À Corrosão De Junta Dissimilar Soldada Pelo Processo TIG Composta Pelos Aços Inoxidáveis AISI316L E AISI444. **Soldagem E Inspecao**, v. 19, n. 1, p. 42–50, 2014. <https://doi.org/10.1590/S0104-92242014000100006>

GUILHERME, L. H. **Influência Da Fase Sigma Na Corrosão Em Microrregiões De Juntas Soldadas Por Processos MIG Do Aço Inoxidável AISI 316L**. 2016, 197 f. Tese de Doutorado. Universidade de São Paulo, São Carlos.

GUIMARÃES, R. F. **Efeito Do Teor De Molibdênio Na Microestrutura De Juntas Soldadas Em Ligas Fe-Cr-Mo**. 2011, 206. Tese de Doutorado. Universidade Federal Do Ceará, Fortaleza.

HAN, L.; GUO BIAO, L.; ZIGONG, W.; HONG, Z.; FENG, L.; LONG, Y. Study On Corrosion Resistance Of 316L Stainless Steel Welded Joint. **Rare Metal Materials And Engineering**, v. 39, n. 3, p. 393–396, 2010. [https://doi.org/10.1016/S1875-5372\(10\)60086-0](https://doi.org/10.1016/S1875-5372(10)60086-0)

JEONG, J.; LEE, Y.; PARK, J. M.; LEE, D. J.; JEON, I.; SOHN, H.; KIM, H. S.; NAM, T.; SUNG, H.; SEOL, J. G.; KIM, J. G. Metastable  $\delta$ -Ferrite And Twinning-Induced Plasticity On The Strain Hardening Behavior of Directed Energy Deposition-Processed 304L Austenitic Stainless Steel. **Additive Manufacturing**, v. 47, p. 102363, 2021. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2021.102363>

KALE, A. B.; KIM, B.; KIM, D.; CASTLE, E. G.; REECE, M.; CHOI, S. An Investigation Of The Corrosion Behavior Of 316L Stainless Steel Fabricated By SLM And SPS Techniques. **Materials Characterization**, v. 163, p. 110204, 2020. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2020.110204>

KIM, S. J.; LEE, S. J.; CHONG, S. O. Electrochemical Characteristics Under Cavitation-Erosion For STS 316L In Seawater. **Materials Research Bulletin**, v. 58, p. 244–247, 2014. <https://doi.org/10.1016/j.materresbull.2014.03.029>

KLAPPER, H. S.; MOLODTSOV, N.; BURNS, M.; WANGENHEIM, C. Critical Factors Affecting the Pitting Corrosion Resistance of Additively Manufactured Nickel Alloy in Chloride Containing Environments Helmuth. **NACE - International Corrosion Conference & Expo**, n. 9345, p. 1–8, 2017.

KOU, S. **Welding Metallurgy**. 2003, 466 p <https://doi.org/10.1002/0471434027>.

KOVALENKO, O. **Avaliação De Aspectos Da Estabilidade Do Arco E Da Geometria De Pré-Formas Em Manufatura Aditiva Utilizando O Processo MIG / MAG CMT Com Foco Na Liga Ti-6Al-4V**. 2019, 244 f. Tese de Doutorado. Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia.

KRAKHMALIEV, P.; FREDRIKSSON, G.; SVENSSON, K.; YADROISTEV, I.; YADROITSAVA, I.; THUVANDER, M.; PEYNG, R. Microstructure, Solidification Texture, and Thermal Stability of 316 L Stainless Steel Manufactured by Laser Powder Bed Fusion Pavel. **Metals**, v. 8, 2018. <https://doi.org/10.3390/met8080643>

KUMAR, B. M. D.; MANIKANDAN, M. Assessment of Process, Parameters, Residual Stress Mitigation, Post Treatments and Finite Element Analysis Simulations of Wire Arc Additive Manufacturing Technique. **The Korean Institute of Metals and Materials**, 2021.

KUMAR, D.; SINGH, B.; SANDHU, S. S. Mechanisms Controlling Fracture Toughness Of Additively Manufactured Stainless Steel 316L. **International Journal of Fracture**, v. 3, 2021. <https://doi.org/10.1007/s10704-021-00574-3>

LI, R.; DONG, C.; KONG, D.; NI, X.; ZHANG, L.; AO, M.; LI, X. Improved Catalytic Performance And Corrosion Resistance Of Selective Laser Melted 316L SS In A Direct Methanol Fuel Cell By Surface Anodization. **Surface And Coatings Technology**, v. 399, p. 126172, 2020. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2020.126172>

LIBERATO, F. DE M. **Soldagem Subaquática de Aço Baixo Carbono com Eletrodo Inoxidável Austenítico**. 2017, 141 f. Tese de Doutorado. Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte.

LIPPOLD, J. C.; KOTECKI, D. J. **Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels**. 2005.

MA, C.; PENG, Q.; MEI, J.; HAN, YE.; KE, W. Microstructure And Corrosion Behavior Of The Heat Affected Zone Of A Stainless Steel 308L-316L Weld Joint. **Journal Of Materials Science And Technology**, v. 34, n. 10, p. 1823–1834, 2018. <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2017.12.016>

MICHLA, J. R. J.; NAGARAJAN, R.; KRISHNYASAMY, S.; SIENGCHIN, S.; ISMAIL, S. O.; PRABHU, T. R. Conventional and Additively Manufactured Stainless Steels: A Review. **Transactions of the Indian Institute of Metals**, v. 74, n. 6, p. 1261–1278, 2021. <https://doi.org/10.1007/s12666-021-02305-7>

MONTUORI, R. A. M.; FIGUEIRA, G.; CATALDI, T. P.; ALCÂNTARA, N. G.; BOLYYYFARINI, C.; COELHO, R. T.; GARGARELLA, P. Manufatura Aditiva de Aço Inoxidável 316L por Fusão Seletiva a Laser. **Soldagem & Inspeção**, v. 25, p. 1–15, 2020. <https://doi.org/10.1590/0104-9224/si25.30>

MORAIS, V. L. Estudo Comparativo Da Deformação a Frio e Da Resistência à Corrosão Nos Aços Inoxidáveis Austeníticos AISI 201 E AISI 304. 2010, 166 f. Dissertação de Mestrado. Universidade de São Paulo, São Paulo.

MOTESHAKKER, A.; DANAEI, I. Microstructure and Corrosion Resistance of Dissimilar

Weld-Joints between Duplex Stainless Steel 2205 and Austenitic Stainless Steel 316L. **Journal of Materials Science and Technology**, v. 32, n. 3, p. 282–290, 2016. <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2015.11.021>

OLIVEIRA, J. M. **Caracterização De Peça Em Aço Inox 316L Fabricada Por Manufatura Aditiva ( Dmls )**. 2019, 89 f. Trabalho de Conclusão de Curso. Universidade Tecnológica Federal do Paraná, Ponta Grossa.

OLSON, D. L. Prediction of Austenitic Weld Metal Microstructure and Properties. **Welding Journal (Miami, Fla)**, v. 64, n. 10, 1985.

ÖRNEK, C. Additive Manufacturing – A General Corrosion Perspective. **Corrosion Engineering Science and Technology**, v. 53, n. 7, p. 531–535, 2018. <https://doi.org/10.1080/1478422X.2018.1511327>

OZSOY, A.; TUREYEN, E. B.; BASKAN, M.; YASA, E. Microstructure And Mechanical Properties Of Hybrid Additive Manufactured Dissimilar 17-4 PH and 316L stainless Steels. **Materials Today Communications**, v. 28, p. 102561, 2021. <https://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2021.102561>

PADILHA, A. F.; RIOS, P. R. Decomposition of Austenite in Austenitic Stainless Steels. **ISIJ International**, v. 42, n. 4, p. 325–337, 2002. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.42.325>

PEREIRA, K. G. S. **Estudo Da Microestrutura Dos Aços Inoxidáveis Austeníticos AISI 316L e 317L Soldados Pelo Processo TIG**. 2019, 151 f. Dissertação de Mestrado. Universidade Presbiteriana Mackenzie, São Paulo.

PESSANHA, E. D. E. C. **Quantificação Da Ferrita Delta E Avaliação Da Relação Microestrutural/ Propriedades De Um Aço Inoxidável Austenítico 347 Soldado**. 2018, 95 f. Dissertação de Mestrado. Universidade Estadual Do Norte Fluminense Darcy Ribeiro, Campos dos Goytacazes.

PINTO, F. C.; FILHO, I. R. S.; SANDIM, M. J. R.; SANDIM, H. R. Z.. Defects in parts manufactured by selective laser melting caused by  $\delta$ -ferrite in reused 316L steel powder feedstock. **Additive Manufacturing**, v. 31, n. November 2019, p. 100979, 2020. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2019.100979>

PINTO, F. C. **Avaliação da estabilidade microestrutural do aço inoxidável austenítico 316L processado por fusão seletiva a laser**. [s.l.] Universidade de São Paulo, 2020.

PRIETO, C.; Young, D.; Singer, M.; Clum, M.; Cyders, T. J. Pitting Corrosion Resistance of a 316L Stainless Steel Manufactured by the Direct Metal Laser Sintering Process. **NACE - International Corrosion Conference & Expo**, n. 11569, p. 1–17, 2018. <https://doi.org/10.5006/3075>

RAFIEAZAD, M.; GHAFARI, M.; NEMANI, A. V.; NASIRI, A. Microstructural Evolution And Mechanical Properties Of A Low-Carbon Low-Alloy Steel Produced By Wire Arc Additive Manufacturing. **International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 105, n. 5–6, p. 2121–2134, 2019. <https://doi.org/10.1007/s00170-019-04393-8>

RAJASEKHAR, K.; HARENDRANATH, C. S.; RAMAN, R.; KULKARNI, S. D. Microstructural Evolution during Solidification of Austenitic Stainless Steel Weld Metals: A Color Metallographic and Electron Microprobe Analysis Study. **Materials Characterization**, v. 38, n. 2, p. 53–65, 1997. [https://doi.org/10.1016/S1044-5803\(97\)80024-1](https://doi.org/10.1016/S1044-5803(97)80024-1)

RAMKUMAR, T.; SELVAKUMAR, M.; NARAYANASAMY, P.; BEGAM, A. A.; MATHAVAN, P.; RAJ, A. A. Studies On The Structural Property, Mechanical Relationships And Corrosion Behaviour Of Inconel 718 And SS 316L Dissimilar Joints By TIG Welding Without Using Activated Flux. **Journal of Manufacturing Processes**, v. 30, p. 290–298, 2017. <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2017.09.028>

RHOUMA, A. B.; AMADOU, T.; SYIDHOM, H.; BRAHAM, C. Correlation Between Microstructure And Intergranular Corrosion Behavior Of Low Delta-Ferrite Content AISI 316L Aged In The Range 550–700 °C. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 708, p. 871–886, 2017. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2017.02.273>

RODRIGUES, T. A.; DUARTE, V.; AILA, J. A.; SANTOS, T. G.; MIRANDA, R. M.; OLIVEIRA, J. P. Wire And Arc Additive Manufacturing Of HSLA Steel: Effect Of Thermal Cycles On Microstructure And Mechanical Properties. **Additive Manufacturing**, v. 27, p. 440–450, 2019. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2019.03.029>

RON, T.; LEVY, G. K.; DOLEV, O.; LEON, A.; SHIRIZLY, A.; AGHION, E. Environmental Behavior of Low Carbon Steel Produced by a Wire Arc Additive Manufacturing Process. **Metals**, v. 9, n. 8, 2019. <https://doi.org/10.3390/met9080888>

SAEIDI, K.; GAO, X.; LOFAJ, F.; KVETKOVÁ, L.; SHEN, Z. J. Hardened Austenite Steel With Columnar Sub-Grain Structure Formed By Laser Melting. **Materials Science And Engineering A**, v. 625, p. 221–229, 2015a. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2014.12.018>

SAEIDI, K.; GAO, X.; ZHONG, Y.; SHEN, Z. J. 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, 2015b.

<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2015.01.249>

SANDER, G.; BABU, A. P.; GAO, X.; JIANG, D.; BIRBILIS, N. On The Effect Of Build Orientation And Residual Stress On The Corrosion Of 316L Stainless Steel Prepared By Selective Laser Melting. **Corrosion Science**, v. 179, p. 109149, 2021.

<https://doi.org/10.1016/j.corsci.2020.109149>

SHAHRYARI, A.; SZPUNAR, J. A.; OMANOVIC, S. The Influence Of Crystallographic Orientation Distribution On 316LVM Stainless Steel Pitting Behavior. **Corrosion Science**, v. 51, n. 3, p. 677–682, 2009. <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2008.12.019>

SILVA, E. M. F. S.; FONSECA, G. S.; SANTOS, L. R. L.. Análise Microestrutural Da Solda Similar Do Aço Inoxidável Austenítico 316L Com O Aumento Do Aporte Térmico. **ABM WEEK 1 ed.** p. 821–828, 2020. <https://doi.org/10.5151/2594-5327-33294>

SILVA, L. J. **Near-Immersion Active Cooling For Wire + Arc Additive Manufacturing: From Concept To Application**. 2019, 140 f. Tese de Doutorado. Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia.

SINGH, S. R.; KHANNA, P. Materials Today : Proceedings Wire arc additive manufacturing ( WAAM ): A new process to shape engineering materials. **Materials Today: Proceedings**, 2020. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2020.08.030>

SLOTWINSKI, J.; MARTIN, C.; JOHNSON, T. A Survey Of Mechanical Property Variability Of Additively Manufactured Metals. **Journal Of Testing And Evaluation**, v. 50, n. 1, 2022.

SOARES, P. R. S. **Estudo Da Corrosão Em Diferentes Tipos De Aço**. 2012, 78 f. Dissertação de Mestrado. Instituto superior do porto .

SOMANI, C. A.; LALWANI, D. I. Experimental Study Of Some Mechanical And Metallurgical Properties Of TIG-MIG Hybrid Welded Austenitic Stainless Steel Plates. **Materials Today: Proceedings**, v. 26, p. 644–648, 2019. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2019.12.253>

SOUZA, D. M. **Estudo De Diferentes Estratégias De Resfriamento De Paredes De Alumínio Fabricadas Por Manufatura Aditiva A Arco Elétrico**. 2017, 78 f. Trabalho de Conclusão de Curso. Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia.



SOUZA, G. P.; TERRONES, L. A. H. Susceptibilidade À Corrosão Intergranular E Por Pites Do Aço Inoxidável Austenítico AISI 347 Soldado E Solubilizado. **Exatas & Engenharias**, v. 10, n. 29, p. 74–89, 2020. <https://doi.org/10.25242/885X102920202076>

SOUZA, S. A. **Ensaio Mecânicos De Materiais Metálicos - Fundamentos Teóricos E Práticos**. 1998, 286 p.

SUGAVANESWARAN, M.; JEBARAJY, A. V.; KUMAR, M. D.; LOKESH, K.; RAJAN, A. J. Enhancement Of Surface Characteristics Of Direct Metal Laser Sintered Stainless Steel 316L By Shot Peening. **Surfaces And Interfaces**, v. 12, n. December 2017, p. 31–40, 2018. <https://doi.org/10.1016/j.surfin.2018.04.010>

SUN, C.; WANG, Y.; MCMURTREY, M. D.; JERRED, N. D.; LIOU, F.; LI, J. Additive Manufacturing For Energy: A Review. **Applied Energy**, v. 282, 2021. <https://doi.org/10.1016/j.apenergy.2020.116041>

SUN, L.; JIANG, F.; HUANG, R.; YUAN, D.; GUO, C.; WANG, J. Microstructure And Mechanical Properties Of Low-Carbon High-Strength Steel Fabricated By Wire And Arc Additive Manufacturing. **Metals**, 2020a. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.139514>

\_\_\_\_\_. Anisotropic Mechanical Properties And Deformation Behavior Of Low-Carbon High-Strength Steel Component Fabricated By Wire And Arc Additive Manufacturing. **Materials Science And Engineering A**, v. 787, n. April, p. 139514, 2020b. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.139514>

SUN, S.; ISHIMOTO, T.; HAGIHARA, K.; TSUTSUMI, Y.; HANAWA, YT.; NAKANO, T. Excellent Mechanical And Corrosion Properties Of Austenitic Stainless Steel With A Unique Crystallographic Lamellar Microstructure Via Selective Laser Melting. **Scripta Materialia**, v. 159, p. 89–93, 2019. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2018.09.017>

SUN, Z.; TAN, X.; TOR, S. B.; YEONG, W. Y. Selective Laser Melting Of Stainless Steel 316L With Low Porosity And High Build Rates. **Materials and Design**, v. 104, p. 197–204, 2016. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2016.05.035>

SUUTALA, N.; TAKALO, T.; MOISIO, T. Ferritic-Austenitic Solidification Mode In Austenitic Stainless Steel Welds. v. I, p. 717–725, 1980. <https://doi.org/10.1007/BF02661201>

TABRIZI, T. R.; SABIZI, M.; ANIJ DAN, S. H. M.; EIVANI, A. R.; PARK, N.; JAFARIAN, H. R. Comparing The Effect Of Continuous And Pulsed Current In The GTAW Process Of AISI 316L

Stainless Steel Welded Joint: Microstructural Evolution, Phase Equilibrium, Mechanical Properties And Fracture Mode. **Journal Of Materials Research And Technology**, v. 15, p. 199–212, 2021. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2021.07.154>

WANG, C.; LIU, T. G.; ZHU, P.; LU, Y. H.; SHOJI, T. Study On Microstructure And Tensile Properties Of 316L Stainless Steel Fabricated By CMT Wire And Arc Additive Manufacturing. **Materials Science And Engineering A**, v. 796, n. July, 2020. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.140006>

WANG, L.; XUE, J.; WANG, Q. Correlation Between Arc Mode, Microstructure, And Mechanical Properties During Wire Arc Additive Manufacturing Of 316L Stainless Steel. **Materials Science and Engineering A**, v. 751, p. 183–190, 2019. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.02.078>

WEN, D. X.; LONG, P.; LI, J.; HUANG, L.; ZHENG, Z. Effects Of Linear Heat Input On Microstructure And Corrosion Behavior Of An Austenitic Stainless Steel Processed By Wire Arc Additive Manufacturing. **Vacuum**, v. 173, p. 109131, 2020. <https://doi.org/10.1016/j.vacuum.2019.109131>

WU, W.; WANG, L.; ZHANG, Z.; HU, Y.; DONG, C. Forming Process, Microstructure, And Mechanical Properties Of Thin-Walled 316L Stainless Steel Using Speed-Cold-Welding Additive Manufacturing. **Metals**, V. 9, N. 1, 2019. <https://doi.org/10.3390/met9010109>

XIN, S. S.; LI, M. C. Electrochemical Corrosion Characteristics Of Type 316L Stainless Steel In Hot Concentrated Seawater. **Corrosion Science**, v. 81, p. 96–101, 2014. <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2013.12.004>

YAO, P.; YLIN, H.; WU, W.; TANG, H. Influence Of Duty Ratio And Current Mode On Robot 316L Stainless Steel Arc Additive Manufacturing. **Metals**, v. 11, n. 3, p. 1–11, 2021. <https://doi.org/10.3390/met11030508>

ZAE, S.; PODGORNIK B.; MARIO, Š.; TCHERNYCHOVA, E. Materials Characterization Quantitative Multiscale Correlative Microstructure Analysis Of Additive Manufacturing Of Stainless Steel 316L Processed By Selective Laser Melting. **Materials characterization**, v. 160, n. December 2019, p. 110074, 2020. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2019.110074>

ZHANG, W.; LEI, Y.; MENG, W.; MA, Q.; YIN, X.; GUO, L. Effect Of Deposition Sequence On Microstructure And Properties Of 316L And Inconel 625 Bimetallic Structure By Wire Arc Additive Manufacturing. **Journal Of Materials Engineering And Performance**, n. Ref 28,

2021. <https://doi.org/10.1007/s11665-021-06137-w>

ZHANG, X.; ZHOU, Q.; WANG, K.; PENG, Y.; DING, J.; KONG, J.; WILLIAMS, S. Study On Microstructure And Tensile Properties Of High Nitrogen Cr-Mn Steel Processed By Cmt Wire And Arc Additive Manufacturing. **Materials And Design**, v. 166, p. 107611, 2019. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2019.107611>

ZHONG, Y.; LIU, L.; WIKMAN, S.; CUI, D.; SHEN, Z. Intragranular Cellular Segregation Network Structure Strengthening 316l Stainless Steel Prepared By Selective Laser Melting. **Journal Of Nuclear Materials**, v. 470, p. 170–178, 2016. <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2015.12.034>

ZHONG, Y.; ZHENG, Z.; LI, J.; WANG, C. Fabrication Of 316L Nuclear Nozzles On The Main Pipeline With Large Curvature By CMT Wire Arc Additive Manufacturing And Self-Developed Slicing Algorithm. **Materials Science And Engineering**, v. 820, n. June, p. 141539, 2021. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.141539>