



REDEMAT

REDE TEMÁTICA EM ENGENHARIA DE MATERIAIS

UFOP - UEMG



UFOP

Dissertação de Mestrado

**“AVALIAÇÃO DO RESFRIAMENTO ATIVO POR QUASE-
IMERSÃO (RAQI) SOBRE A MICROESTRUTURA E AS
PROPRIEDADES MECÂNICAS DE UM AÇO INOXIDÁVEL
ABNT 316LSI OBTIDO COM MANUFATURA ADITIVA
POR DEPOSIÇÃO AO ARCO ELÉTRICO COM O
PROCESSO GMAW”**



Autora: Júlia Nascimento Costa

Orientador: Prof. Rodrigo Rangel Porcaro, D. Sc.

Coorientador: Prof. Igor César Pereira, D. Sc.

Ouro Preto, 2024



REDEMAT

REDE TEMÁTICA EM ENGENHARIA DE MATERIAIS

UFOP - UEMG

JÚLIA NASCIMENTO COSTA

“AVALIAÇÃO DO RESFRIAMENTO ATIVO POR QUASE-IMERSÃO
(RAQI) SOBRE A MICROESTRUTURA E AS PROPRIEDADES
MECÂNICAS DE UM AÇO INOXIDÁVEL ABNT 316LSI OBTIDO COM
MANUFATURA ADITIVA POR DEPOSIÇÃO AO ARCO ELÉTRICO COM
O PROCESSO GMAW”

Dissertação de Mestrado apresentada à
REDEMAT da Universidade Federal de
Ouro Preto como parte dos requisitos para
obtenção do Grau de Mestre em
Engenharia de Materiais.

Orientador: Prof. Rodrigo Rangel Porcaro, D. Sc.

Coorientador: Prof. Igor César Pereira, D. Sc.

Ouro Preto

Escola de Minas – UFOP

2024

SISBIN - SISTEMA DE BIBLIOTECAS E INFORMAÇÃO

C837a Costa, Julia Nascimento.

Avaliação do resfriamento ativo por quase-imersão (RAQI) sobre a microestrutura e as propriedades mecânicas de um aço inoxidável ABNT 316LSI obtido com manufatura aditiva por deposição ao arco elétrico com o processo GMAW. [manuscrito] / Julia Nascimento Costa. - 2024.
122 f.: il.: color., gráf., tab..

Orientador: Prof. Dr. Rodrigo Rangel Porcaro.

Coorientador: Prof. Dr. Igor César Pereira.

Dissertação (Mestrado Acadêmico). Universidade Federal de Ouro Preto. Rede Temática em Engenharia de Materiais. Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais.

Área de Concentração: Análise e Seleção de Materiais.

1. Manufatura aditiva. 2. Aço inoxidável - Resfriamento. 3. Aço inoxidável - Propriedades mecânicas. 4. Engenharia de estruturas. I. Porcaro, Rodrigo Rangel. II. Pereira, Igor César. III. Universidade Federal de Ouro Preto. IV. Título.

CDU 620(043.3)

Bibliotecário(a) Responsável: Michelle Karina Assuncao Costa - SIAPE: 1.894.964



MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO
UNIVERSIDADE FEDERAL DE OURO PRETO
REITORIA
ESCOLA DE MINAS
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA METALURGICA E DE
MATERIAIS



FOLHA DE APROVAÇÃO

Júlia Nascimento Costa

Avaliação do resfriamento ativo por quase-imersão (RAQI) sobre a microestrutura e as propriedades mecânicas de um aço inoxidável ABNT 316LSi obtido com manufatura aditiva por deposição ao arco elétrico com o processo GMAW

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais (REDEMAT) da Universidade Federal de Ouro Preto como requisito parcial para obtenção do título de Mestre

Aprovada em 12 de (abril) de 2024

Membros da banca

- [Dr.] - Rodrigo Rangel Porcaro - Orientador (Universidade Federal de Ouro Preto)
- [Dr.] - Igor Cezar Pereira - (Universidade Federal de Ouro Preto)
- [Dr.] - Luiz Cláudio Cândido - (Universidade Federal de Ouro Preto)
- [Dr.] - Rodolfo Lisboa Batalha - (ISQ - Portugal)

Rodrigo Rangel Porcaro, orientador do trabalho, aprovou a versão final e autorizou seu depósito no Repositório Institucional da UFOP em 24/04/2024



Documento assinado eletronicamente por **Rodrigo Rangel Porcaro, PROFESSOR DE MAGISTERIO SUPERIOR**, em 24/04/2024, às 14:48, 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 http://sei.ufop.br/sei/controlador_externo.php?acao=documento_conferir&id_orgao_acesso_externo=0, informando o código verificador **0703808** e o código CRC **88EF8B82**.

Referência: Caso responda este documento, indicar expressamente o Processo nº 23109.005209/2024-32

SEI nº 0703808

R. Diogo de Vasconcelos, 122, - Bairro Pilar Ouro Preto/MG, CEP 35402-163
Telefone: 3135591561 - www.ufop.br

“Só se vê bem com o coração. O essencial é invisível aos olhos.”

(Antoine de Saint-Exupéry)

AGRADECIMENTOS

Agradeço a Universidade Federal de Ouro Preto e à REDEMAT pelo ensino gratuito e de qualidade.

Ao meu orientador Porcaro o qual sempre esteve presente com muita paciência e atenção.

Ao laboratório de usinagem da Escola de Minas pelo suporte nas fabricações, em especial ao meu coorientador Igor.

Ao laboratório do CEFET pelo apoio nos ensaios de tração e MEV.

Ao meu companheiro de trabalho e, também, amigo: Geovane. Nada teria sido possível sem seu suporte, presença, carisma e dedicação.

Ao Antônio (Pão) que sempre me suportou e esteve presente desde o TCC.

RESUMO

A Manufatura Aditiva por deposição ao arco elétrico (*Directed Energy Deposition Arc* – DED – Arc ou *Wire Arc Additive Manufacturing*– WAAM) tem sido muito utilizada para desenvolver peças metálicas com diversas complexidades próxima ao seu local de uso. Apesar de todos os avanços, existem diversos desafios, sobretudo, em relação aos materiais envolvidos, no que se refere ao controle da microestrutura, tensões residuais e propriedades mecânicas dados os ciclos térmicos envolvidos no processo de fabricação. Para os aços inoxidáveis austeníticos na Manufatura Aditiva (MA), um grande desafio é o acúmulo de calor. Devido à sua condutividade térmica relativamente baixa, esses aços necessitam de grandes tempos de paradas entre as deposições, a fim de se obter propriedades mais homogêneas. Técnicas de Resfriamento Ativo por Quase Imersão (RAQI) têm sido desenvolvidas para garantir maior produtividade a partir da extração de calor e melhorando as propriedades mecânicas desses materiais. Dessa forma, este trabalho teve como objetivo caracterizar a microestrutura e as propriedades mecânicas de paredes delgadas de aço inoxidável ABNT 316LSi, fabricadas por MA sob diferentes condições de resfriamento. As amostras obtidas foram submetidas à análise macro e microestrutural, ensaios de tração e dureza com a finalidade de avaliar as diferentes condições de deposição. Além disso, avaliou-se o efeito do resfriamento ativo por quase-imersão em água sobre o refino microestrutural – a partir de medidas de espaçamento interdendrítico secundário e fração de fase ferrítica – e sobre a tendência de formação de descontinuidades relacionadas à eventual presença de vapor de água na atmosfera do arco elétrico. A utilização da técnica RAQI mostrou-se promissora para aumentar a produtividade, obtendo-se amostras com espessura e condições de solidificação/resfriamento mais uniformes das camadas ao longo da altura sem a necessidade de tempos de parada. A microestrutura das amostras obtidas com resfriamento ativo mostrou-se mais refinada que aquela oriunda de resfriamento natural, obtendo-se redução no espaçamento interdendrítico secundário e maior fração volumétrica de ferrita delta. As alterações microestruturais resultaram em aumento da dureza e da resistência mecânica do material obtido com a técnica RAQI. Por fim, dificuldades em um controle preciso do nível de água e da sua distância à região da poça resultaram em um aumento da porosidade com o uso da técnica RAQI.

Palavras-chave: Manufatura Aditiva. Deposição ao Arco Elétrico. Resfriamento Ativo por Quase-Imersão. RAQI. Aço ABNT316LSi.

ABSTRACT

Directed Energy Deposition Arc (DED-Arc or Wire Arc Additive Manufacturing – WAAM) has been widely used to develop metal parts with various complexities close to their place of use. Despite all the advances, there are several challenges, especially concerning the materials involved, concerning the control of the microstructure, residual stresses and mechanical properties given the thermal cycles involved in the manufacturing process. For austenitic stainless steels in Additive Manufacturing (AM), a major challenge is the heat build-up. Due to their relatively low thermal conductivity, these steels require long downtimes between depositions in order to obtain more homogeneous properties. Near-Immersion Active Cooling (NIAC) techniques have been developed to ensure higher productivity from heat extraction and improve the mechanical properties of these materials. Thus, this work aimed to characterize the microstructure and mechanical properties of thin walls of AISI 316LSi stainless steel, manufactured by AM under different cooling conditions. The samples obtained were submitted to macro and microstructural analysis, tensile and hardness tests in order to evaluate the different deposition conditions. In addition, the effect of near immersion active cooling in water on microstructural refining was evaluated – based on measurements of secondary interdendritic spacing and ferritic phase fraction – and on the tendency of discontinuities to form related to the eventual presence of water vapour in the electric arc atmosphere. The use of the NIAC technique revealed promising to increase productivity, obtaining samples with more uniform thickness and solidification/cooling conditions of the layers along the height without the need for downtimes. The microstructure of the samples obtained with active cooling was more refined than that derived from natural cooling, obtaining a reduction in the secondary interdendritic spacing and a higher volumetric fraction of delta ferrite. The microstructural changes increased the hardness and mechanical strength of the material obtained with the NIAC technique. Finally, difficulties in accurately controlling the water level and its distance from the puddle region resulted in an increase in porosity with the use of the NIAC technique.

Keywords: Direct Energy Deposition Arc. Ded-Arc. NearImmersion Active Cooling. NIAC. Stainless steel. AISI 316LSi.

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
AISI	<i>American Iron and Steel Institute</i>
AP	Arco a Plasma
ASTM	<i>American Society for Testing and Materials</i>
CMT	<i>Cold Metal Transfer</i>
CNC	Controle Numérico por Computador
CRAS	Com Resfriamento Ambos os Sentidos
CRUS	Com Resfriamento Único Sentido
DED-Arc	<i>Directed Energy Deposition by Arc</i>
FE	Feixe de Elétrons
GMAW	<i>Gas Metal Arc Welding</i>
GTAW	<i>Gas-Shielded Tungsten Arc Welding</i>
HWAAM	<i>Hot-wire arc additive manufacturing</i>
L	<i>Laser</i>
L	Comprimento total do braço primário
MA	Manufatura Aditiva
MEV	Microscópio Eletrônico de Varredura
MIG/MAG	<i>Metal Inert Gas/Metal Active Gas</i>
N	Número de braços secundários
NIAC	<i>Near Immersion Active Cooling</i>
PBF	<i>Powder Bed Fusion</i>
PPM	Partes Por Milhão
RAQI	Resfriamento Ativo por Quase-Imersão
SDAS	<i>Secondary dendrite arm spacing</i>
SRAS	Sem Resfriamento Ambos os Sentidos
SRUS	Sem Resfriamento Único Sentido
TIG	<i>Tungsten Inert Gas</i>
WAAM	<i>Wire Arc Additive Manufacturing</i>
ZTA	Zona Termicamente Afetada

LISTA DE FIGURAS

Figura 3.1 - Técnica de Manufatura Aditiva: (a) modelo CAD 3D, (b) divisão do modelo em camadas e (c) fabricação do objeto.....	20
Figura 3.2 - Perfil térmico de uma camada da liga Ti-6Al-4V no processo de Manufatura Aditiva.	21
Figura 3.3 - Classificação dos processos de Manufatura Aditiva de metais. PBF – <i>Powder bed fusion</i> ; DED – <i>Directed Energy Deposition</i>	24
Figura 3.4 - Diagrama esquemático do sistema WAAM experimental e os principais componentes que fazem parte da técnica: computador, controlador de robô, soldadora, robô e tocha.	25
Figura 3.5 - Peça em colapso estrutural após fabricação por Manufatura Aditiva WAAM.....	27
Figura 3.6 - Paredes de uma liga Ti6Al4V fabricadas por Manufatura Aditiva. À direita, uma parede feita por Manufatura Aditiva a arco elétrico com controle térmico; e à esquerda, uma parede com resfriamento natural até a temperatura entre passes equivalente.	28
Figura 3.7 - Temperatura após a extinção do arco elétrico na última camada depositada por MA usando diferentes modos de transferência e diferentes tempos ociosos entre as camadas.....	29
Figura 3.8 - Comparação do tamanho da Zona de Elevada Temperatura entre as camadas dos processos via Manufatura Aditiva usando aço ABNT ER309LSi (a) CMT e (b) Pulse CMT.	30
Figura 3.9 - Amostra de uma figura após fabricação usando Manufatura Aditiva a arco elétrico.	30
Figura 3.10 - Microestrutura da camada superior de um aço inoxidável ABNT 316L obtido por Manufatura Aditiva contendo dendritas e manchas de tonalidade escura as quais são, provavelmente, óxidos.....	31
Figura 3.11 - Diagrama esquemático da estrutura fabricada por MA de uma liga de Ti6Al4V: a) região onde foram retirados os corpos de prova para o ensaio de tração e b) dimensões dos corpos de prova das amostras de tração extraídas.	33
Figura 3.12 - Microestruturas de peças fabricadas por MA de um a liga de Ti6Al4V sob diferentes condições de processo e em quatro temperaturas: 100 °C, 200 °C, 300 °C e com resfriamento com CO ₂	33
Figura 3.13 - Perfis de microdureza dos corpos de prova produzidos por MA de uma liga Ti6Al4V, sendo (a) Dureza encontrada para diferentes locais de medição da peça fabricada e em diferentes temperaturas e (b) Dureza média encontrada em cada temperatura.	34
Figura 3.14 - Propriedades mecânicas dos corpos de prova produzidos por MA de uma liga	

TI6Al4V obtidas de diferentes lugares da parede fabricada. (a) Resistência mecânica, (b) Alongamento dos corpos de prova e (c) Consolidado da resistência mecânica em diferentes	35
Figura 3.15 - Fluxo de calor para as abordagens de controle térmico, na Manufatura Aditiva, Natural e Passivo (as setas são proporcionais à intensidade do dissipador de calor), onde: Q_{cond} = dissipador de calor de condução; Q_{conv} = dissipador de calor por convecção.	36
Figura 3.16 - Representação das mudanças de temperatura de diferentes formas de deposição por MA: (a)-(d) deposição em zigue-zague, (e)-(h) deposição bidirecional e (i)-(l) deposição unidirecional. Resultados de simulação numérica computacional (Simufact Welding).	38
Figura 3.17 - Representação das mudanças de deformação de diferentes formas de deposição: a-d deposição em zigue-zague, e-h deposição bidirecional e i-l deposição unidirecional.	39
Figura 3.18 - Simulação do processo de Manufatura Aditiva em que é possível identificar a temperatura (K) e o campo de velocidade do fluxo do fluido da poça de fusão na seção transversal longitudinal da peça fabricada ($y=0$) em (a) $t=0,32s$ e (b) $1,64s$	41
Figura 3.19 - (a) altura da seção longitudinal dos cordões de solda fabricados a partir dos (b) parâmetros de soldagem. Foram variados os parâmetros de: corrente, tensão e velocidade de deslocamento nas deposições.	42
Figura 3.20 - Deformação encontrada no início e no fim da deposição de um cordão de solda obtido a partir dos parâmetros listados em 8 na Figura 3.21. P1 representa o ponto de ignição do arco (quando a tocha ainda estava na região A). Quando a tocha atingiu P2, a poça de fusão atingiu um regime quase estacionário que se estendeu até o final da região B.	42
Figura 3.21 - Cordões de solda fabricado com (a) corrente de 250A e (b) 150 A.	43
Figura 3.22 - Deposição de cordões de solda com (a) sem controle de velocidade variável e (b) com controle de velocidade variável.	44
Figura 3.23 - Paredes fabricadas por Manufatura Aditiva com deposições: (a) unidirecional e (b) bidirecional.	45
Figura 3.24 - Representação esquemática dos cinco métodos utilizados para medição das SDAS.	46
Figura 3.25 - Aços inoxidáveis série 300: ABNT 304 – base para as outras ligas (ao centro) e as diferenças em relação à composição dos principais tipos de aços inoxidáveis para a liga ABNT 304.	50
Figura 3.26 - Construção de uma parede de um aço ABNT 316LSi e sistema de coordenadas usado empregando-se a técnica de Manufatura Aditiva.	51
Figura 3.27 - Crescimento de grãos colunares visíveis a partir da macroestrutura em a) LIT-LHI	

(baixa temperatura entre camadas com alta entrada de calor) e b) paredes finas experimentais HIT-HHI (alta temperatura entre camadas com alta entrada de calor) em cordões de um aço inoxidável tipo ABNT 316LSi fabricados por WAAM. Os grãos colunares LIT-LHI exibiram uma maior proporção do aspecto devido ao forte gradiente térmico. A amostra de HIT-HHI experimentou maiores temperaturas de construção e por isso teve uma grande tendência ao crescimento de grãos.	52
Figura 3.28 - Morfologia da parede à 15mm do substrato para a) LIT-HHI, b) LIT-LHI, c) HIT-HHI e d) HIT-LHI. Os recortes de microdureza são visíveis em c) e d) e estão circulos em preto.	53
Figura 3.29 - Microdureza Vickers em a) primeiros 25mm da altura da parede, b) últimos 25mm da altura da parede e c) média de ambas as seções - Microdureza Vickers em a) primeiros 25mm da altura da parede fabricada, b) últimos 25mm da altura da parede fabricada e c) média de ambas as seções.	55
Figura 3.30 - Micrografias das superfícies fraturadas nas diferentes condições de deposição: LIT-LHI (baixa temperatura entre camadas com baixa entrada de calor), LIT-HIT (baixa temperatura entre camadas com alta entrada de calor), HIT-HHI (alta temperatura entre camadas com alta entrada de calor) e HIT-LHI (alta temperatura entre camadas com baixa entrada de calor).	55
Figura 3.31 - Parede retangular fabricada por MA feita com um fio de arame de aço inoxidável do tipo ABNT 308L,.....	56
Figura 3.32 - Microestruturas de um aço que foi submetido ao procedimento de Manufatura Aditiva ao arco elétrico: a) fotografia da seção transversal cortada, lixada e polida com 115mm de largura seção da forma retangular, b) fotografia do cordão de solda e detalhe da estrutura do grão, e c) microestrutura de ferrita delta e austenita.....	57
Figura 3.33 - Representação esquemática da localização dos corpos de prova para ensaios mecânicos e análise microscópica, que foram extraídos de uma parede fabricada pela técnica WAAM usando um aço inoxidável do tipo ABNT 316L como os modos de arco elétrico Speed Pulse e SpeedArc (a) Localizações das amostras de metalografia e (b) Dimensão do corpo de prova de tração.....	59
Figura 3.34 - (a) Micrografias ópticas ao longo da seção transversal de uma camada específica de um componente produzido pela técnica WAAM usando um aço inoxidável ABNT 316L. As Figuras (b) e (c) ilustram micrografias de maior ampliação das localizações superior e inferior da camada específica.	60

Figura 3.35 - Parede fabricada com aço ABNT 316L usando o processo WAAM com GMAW.	61
Figura 3.36 - Fração volumétrica de ferrita (δ) medida em três regiões de uma parede fabricada por Manufatura Aditiva.	62
Figura 3.37 - Amostras extraídas de um tubo fabricado por WAAM usando um arame de ABNT 316L a) Macrografia corpo de prova e b) microestrutura obtida por microscópio ótico do	63
Figura 3.38 - Micrografia obtida por microscópio ótico: a) camada 1 b) intercamada (1-2) e c) camada 2.	64
Figura 4.1 - Fluxograma para elaboração da pesquisa.	65
Figura 4.2- Método para deposição de camadas utilizado para fabricação das paredes: Camadas unidirecionais- a deposição é feita sempre na mesma direção	67
Figura 4.3 - Método para deposição de camadas utilizado para fabricação das paredes: Camadas bidirecionais- a deposição é feita em direções alternadas.	68
Figura 4.4 - Representação esquemática do método RAQI na qual é possível verificar o posicionamento da tocha, que realiza a deposição do arame eletrodo, a geometria sendo construída e o nível da água, o qual cresce em altura junto com a parede fabricada.	69
Figura 4.5 - Fotografia da montagem experimental para deposição de Manufatura Aditiva ao arco elétrico – em destaque os medidores de vazão de água na entrada (1) e saída (2) da cuba de resfriamento.	70
Figura 4.6 – Representação esquemática dos locais onde foram realizadas as medições de altura nas paredes fabricadas por Manufatura Aditiva. Os pontos 1 e 3 representam as medidas de altura nas extremidades (esquerda e direita, respectivamente) e o ponto 2 representa o centro da parede.....	71
Figura 4.7 - Representação esquemática dos locais onde foram realizadas as medições de espessura nas paredes fabricadas por Manufatura Aditiva. Os pontos 1 e 3 representam as medidas de altura nas extremidades (esquerda e direita, respectivamente) e o ponto 2 representa o centro da parede.....	71
Figura 4.8 - Representação esquemática da região para análise metalográfica das paredes fabricadas por MA. Nota-se que a largura adotada foi de 25mm, o comprimento e a espessura adotados foram definidos pela geometria da parede fabricada. O plano de análise adotado foi o centro da pré-forma.	72
Figura 4.9 - Esquema representativo de como as análises foram realizadas: a) fotografia realizada sem ampliação, aumentos: b) 10x, c) 20x e d) 100x realizado em microscópio óptico.	

A região em destaque (a) corresponde à posição central de um cordão – ponto de análise metalográfica.	73
Figura 4.10 - Representação da forma de medição do espaçamento interdendrítico secundário, que possui menor erro associado. L representa o comprimento paralelo ao braço primário, que se estende do centro da primeira dendrita até o centro da última dendrita contabilizada.	74
Figura 4.11 - Representação esquemática de amostra retirada na região central das paredes fabricadas usada para ensaios de Dureza Brinell. Foi realizado um perfil de dureza da base até o topo com espaçamento de 4mm.....	76
Figura 4.12 - Representação dos locais de onde foram extraídos os corpos de prova a partir das paredes fabricadas por MA. Destaque para o posicionamento dos corpos de prova em diferentes orientações: ao longo da direção de deposição (horizontal) e perpendicular à direção de deposição das camadas (vertical).	77
Figura 4.13 - Dimensões dos corpos de prova usados nos ensaios de tração.....	77
Figura 5.1 – Paredes fabricadas por Manufatura Aditiva a partir das condições de deposição: (A) Sem resfriamento e deposição unidirecional, (B) Sem resfriamento e deposição bidirecional, (C) Com RAQI unidirecional e (D) Com RAQI bidirecional.	81
Figura 5.2 - Média das alturas das paredes fabricadas por Manufatura Aditiva com: A- Deposições Unidirecionais com e sem resfriamento ativo e B- Deposições Bidirecionais com e sem resfriamento ativo.....	82
Figura 5.3 - Efeito “ <i>stair-step</i> ” – ondulação superficial – na Manufatura Aditiva por DED-Arc.	84
Figura 5.4 - Região das paredes fabricadas por Manufatura Aditiva, nas quais foram obtidos os corpos de prova para análise metalográfica (A). A região escolhida busca evitar as regiões reaquecidas – analisou-se o centro das camadas.	86
Figura 5.5 - Micrografias ópticas obtidas na região central das paredes fabricadas por Manufatura Aditiva adotando aumentos de 50, 100 e 200 vezes para as condições de fabricação: (A) unidirecional sem a cuba e (B) unidirecional com a cuba de resfriamento.	87
Figura 5.6 - Micrografias ópticas realizadas na região central das paredes fabricadas por Manufatura Aditiva adotando aumentos de 50, 100 e 200 vezes para as condições de fabricação: (A) bidirecional sem cuba e (B) bidirecional com a cuba de resfriamento.	89
Figura 5.7 - Análises metalográficas em microscópio óptico (micrografias) na região central das paredes fabricadas por Manufatura Aditiva pela deposição unidirecional com resfriamento natural (condição I) e com resfriamento ativo (condição III) adotando aumentos de 200, vezes	

para: (A) topo da parede e (B) base da parede.	90
Figura 5.8 - Análises metalográficas em microscópio óptico (micrografias) na região central das paredes fabricadas por Manufatura Aditiva pela deposição unidirecional com resfriamento ativo (condição II) e bidirecional com resfriamento ativo (condição IV) adotando aumentos de 200, vezes para: (A/C) topo da parede e (B/D) base da parede.....	91
Figura 5.9 - Médias dos espaçamentos interdendríticos secundários (SDAS) encontrados na base, centro e topo das paredes fabricadas por deposição unidirecional com e sem resfriamento ativo.....	93
Figura 5.10 - Médias dos espaçamentos interdendríticos secundários (SDAS) encontrados na base, centro e topo das paredes fabricadas por deposição bidirecional com e sem resfriamento ativo.....	93
Figura 5.11 - Fração volumétrica de ferrita delta identificadas nas micrografias obtidas na base centro e topo das paredes fabricadas por Manufatura Aditiva nas quatro condições avaliadas: SRUS, CRUS, SRAS e CRAS.	97
Figura 5.12 - Médias de Dureza Brinell encontradas nas amostras extraídas das paredes fabricadas nas quatro condições ensaiadas: CRAS (Com resfriamento ativo e ambos os sentidos), CRUS (Com resfriamento ativo e único sentido), SRAS (Sem resfriamento ativo e ambos os sentidos) e SRUS (Sem resfriamento ativo e único sentido).....	99
Figura 5.13 - Perfis de Dureza Brinell ao longo da altura das paredes fabricadas segundo as diferentes condições de resfriamento: CRAS, CRUS, SRAS e SRUS.....	100
Figura 5.14 - Fotografia dos passes depositados por Manufatura Aditiva após o ataque eletrolítico, na qual se observa uma heterogeneidade macroestrutural ao longo dos cordões depositados na construção de uma pré-forma.....	101
Figura 5.15 - Corpos de prova para ensaio de tração extraídos das paredes fabricadas em diferentes condições de deposição: SRUS- sem resfriamento ativo unidirecional; CRUS- com resfriamento ativo unidirecional; SRAS- sem resfriamento ativo bidirecional e CRAS- com resfriamento ativo bidirecional.....	104
Figura 5.16 - Comparação entre os valores de limite de escoamento (LE), limite de resistência (LR) e alongamento (%) obtidos nos ensaios de tração dos corpos de prova extraídos de paredes fabricadas por MA nos sentidos longitudinal e transversal para as quatro condições de deposição propostas.....	106
Figura 5.17 - Superfície de fratura de um corpo de prova de tração obtido a partir de uma parede fabricada por Manufatura Aditiva na condição II extraído na direção transversal. (A) Superfície	

ampliada em 60x e em (B) 1.000x no MEV.....	108
Figura 5.18 - Poros identificados em cortes das paredes fabricadas pela condição III – Unidirecional com resfriamento – sentido longitudinal na região da base. Os poros estão associados com a dificuldade do controle do nível de água nas fabricações com resfriamento ativo.	109
Figura 5.19 - Superfície de fratura de um corpo de prova de tração na Condição III (Unidirecional com resfriamento ativo) na direção longitudinal. (A) Superfície ampliada em 1000x, (B) 500x e (C) em 60x. Em (B), destaca-se a superfície de uma descontinuidade, com estruturas dendríticas.	110

LISTA DE TABELAS

Tabela 3.1 - Matérias-primas usadas na Manufatura Aditiva e suas aplicações.	23
Tabela 3.2 - Composição dos principais tipos de aços inoxidáveis austeníticos.....	48
Tabela 3.3 - Módulo de elasticidade, limite de escoamento, limite de resistência e alongamento (%) dos corpos de prova extraídos na horizontal e vertical das paredes fabricadas.....	53
Tabela 4.1 - Composição química para o aço ABNT 316LSi.	66
Tabela 4.2 - Propriedades mecânicas para AISI 316LSi.	66
Tabela 4.3 - Parâmetros de deposição para fabricação das paredes por Manufatura Aditiva. .	67
Tabela 4.4 - Condições gerais para a construção das paredes por Manufatura Aditiva contemplando o método de deposição, o modo de resfriamento e o detalhamento da deposição.	68
Tabela 5.1 - Comparação entre o tempo de fabricação da parede via Manufatura Aditiva, o tempo real de deposição e a eficiência entre as quatro condições de deposição propostas.....	79
Tabela 5.2 - Média das espessuras medidas nas pré-formas nas posições central, extremidade direita e extremidade esquerda no topo e na base das quatro condições de deposição propostas, aplicando Manufatura Aditiva.	85
Tabela 5.3 - Teste T de <i>Student</i> para comparação das médias de SDAS encontradas nas microestruturas das paredes fabricadas com deposição unidirecional com e sem resfriamento ativo.	95
Tabela 5.4 - Teste T de <i>Student</i> para comparação das médias de SDAS encontradas nas microestruturas das paredes fabricadas com deposição bidirecional com e sem resfriamento ativo.	96

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	17
2	OBJETIVOS	19
2.1	Objetivo Geral	19
2.2	Objetivos Específicos.....	19
3	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	20
3.1	Manufatura Aditiva – um breve histórico	20
3.2	Manufatura Aditiva em Metais.....	23
3.3	Manufatura Aditiva por Arco Elétrico	24
3.4	Processo de Deposição de Energia Direcionada por Arco Elétrico	26
3.4.1	Controle da Geometria na Manufatura Aditiva	37
3.4.2	Espaçamento Interdendrítico Secundário	46
3.5	Manufatura Aditiva em Aços Inoxidáveis Austeníticos.....	47
4	MATERIAIS E MÉTODOS EXPERIMENTAIS	65
4.1	Materiais.....	66
4.2	Métodos Experimentais	66
4.2.1	Condições de Deposição	66
4.2.4	Preparação de Amostras e Caracterização Microestrutural.....	72
4.2.5	Ensaio de Dureza Brinell.....	75
4.2.6	Ensaio de Tração	77
4.2.7	Microscopia Eletrônica de Varredura.....	78
5	RESULTADOS E DISCUSSÃO	79
5.1	Análise da Produtividade das Fabricações por Manufatura Aditiva.....	79
5.2	Análise da Geometria das paredes.....	80
5.3	Caracterização Microestrutural	85
5.3.1	Microscopia Óptica	85
5.3.2	Cálculo do Espaçamento Interdendrítico Secundário	92
5.4	Ensaio de Dureza Brinell.....	98

5.5	Ensaio de Tração.....	103
5.6	Análise Fractográfica	108
6	CONCLUSÕES	111
7	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	113
	REFERÊNCIAS	114

1 INTRODUÇÃO

A Manufatura Aditiva (*Additive Manufacturing* ou MA) é definida pela Norma ASTM-F2792-12A (2012) (*American Society for Testing and Materials*) como um processo de união de materiais para fabricação de componentes a partir de dados de um modelo 3D, com deposição camada por camada, diferente das metodologias da manufatura convencional subtrativa, como a usinagem.

Esse processo de fabricação tem sido considerado capaz de revolucionar os processos produtivos das empresas e de alterar as estratégias de produção atualmente empregadas. Há uma tendência de que, à medida que o processo seja aperfeiçoado, as peças consigam ser fabricadas com maior precisão dimensional e melhor acabamento (FERRARESI, 2018).

A MA pode ter como matéria-prima componentes metálicos. Nesse caso, a deposição de material pode ser feita pela fusão/sinterização de metais em forma de pó ou pela deposição de arame metálico fundido sobre um substrato, o qual usa como fonte de energia o feixe de *laser*, feixe de elétrons, ou arco elétrico (o mesmo utilizado em processos de soldagem convencionais) (SILVA *et al.*, 2019). 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).

Os processos de Manufatura Aditiva usando arco elétrico, denominado por Deposição de Energia Direcionada ao Arco Elétrico (do inglês *Directed Energy Deposition by Arc*, *DED-Arc*), ou WAAM (*Wire Arc Additive Manufacturing*), usam fios comercializados para a indústria de soldagem, os quais são disponibilizados como diferentes metais ou ligas. Dentre as principais matérias-primas usadas na técnica, é possível citar: ligas de titânio, alumínio e aços, e superligas de níquel dentre outras (WU *et al.*, 2018b). Dentre os processos de soldagem, que podem ser aplicados na Manufatura Aditiva, destacam-se o TIG (*Tungsten Inert Gas*) e o MIG/MAG (*Metal Inert Gas/Metal Active Gas*) como os mais utilizados.

No contexto das matérias-primas usadas na MA, os aços inoxidáveis austeníticos são, no geral, materiais que possuem muitas aplicações na indústria naval, de construção, nuclear, mineral, alimentícia e farmacêutica dentre outras. Tal fato está relacionado com sua alta resistência à corrosão localizada (por pites), boa resistência mecânica em temperaturas criogênicas, boa formabilidade e boa soldabilidade (BRYTAN; BOREK; TANSKI, 2017). Na Manufatura Aditiva ao arco elétrico, o uso do aço inoxidável do tipo ABNT 316L tem sido amplamente investigado e tem demonstrado uma boa relação entre resistência mecânica e

ductilidade para uma ampla faixa de variáveis de processamento (CUNNINGHAM *et al.*, 2019).

Com o objetivo de produzir peças com alta qualidade e garantir o desempenho dos materiais obtidos por MA, Cunningham *et al.* (2019) ressaltam a importância do entendimento das relações processo-microestrutura-propriedades. Os aços inoxidáveis austeníticos apresentam condutividade térmica limitada em comparação aos aços ao carbono, o que impõe mais um desafio sob o ponto de vista do controle térmico durante a deposição ao arco (SILVA *et al.*, 2020).

É de suma importância destacar a necessidade de um controle térmico efetivo do processo DED-Arc, visto que, na deposição de camadas sucessivas, o calor se acumula na peça que está sendo construída. Dessa forma, observa-se a variação das propriedades físicas da poça fundida, como sua viscosidade e tensão superficial, causando inconstância na geometria e da microestrutura de cada camada, uma vez que estas se solidificam com diferentes taxas de resfriamento (SILVA *et al.*, 2019).

A técnica de Resfriamento Ativo por Quase Imersão (RAQI), do inglês *Near Immersion Active Cooling* (NIAC), tem se mostrado bastante promissora para a extração eficiente e uniforme do calor durante a deposição. Nesse processo, o componente é fabricado dentro de uma cuba e o nível de água dentro do recipiente se eleva à medida que as camadas são depositadas, trazendo diversos benefícios para o produto (SILVA *et al.*, 2019).

Nesse contexto, o presente trabalho avaliou os efeitos da técnica RAQI sobre a microestrutura e as propriedades mecânicas de um aço inoxidável austenítico ABNT 316LSi. Para isso, pré-formas (geometrias simples – paredes delgadas) foram fabricadas por DED-Arc com e sem resfriamento ativo. A microestrutura e as propriedades mecânicas convencionais (dureza e tração) foram caracterizadas em diferentes seções das peças e comparadas entre as condições impostas. Os resultados indicaram que a técnica de controle térmico RAQI é promissora para a obtenção de peças por DED-Arc, uma vez que a alteração da taxa de resfriamento imposta ao material resultou em impactos significativos sobre a microestrutura e as propriedades mecânicas.

2 OBJETIVOS

2.1 Objetivo Geral

O objetivo principal do estudo foi a investigação do efeito do resfriamento ativo por quase-imersão (RAQI) sobre a microestrutura e as propriedades mecânicas de um aço inoxidável ABNT 316LSi fabricado pelo processo Deposição de Energia Direcionada ao Arco Elétrico (DED-Arc).

2.2 Objetivos Específicos

- Realizar a construção de componentes com geometria simples (paredes delgadas) a partir de Manufatura Aditiva por DED-Arc em duas condições comparativas: com resfriamento natural e com resfriamento ativo por quase-imersão;

- Avaliar os efeitos do controle térmico com aplicação do resfriamento ativo por quase-imersão, sobre a microestrutura do material depositado, por meio de análises macrográficas e micrográficas em microscópio óptico (MO) e microscópio eletrônico de varredura (MEV);

- Avaliar os efeitos da técnica RAQI sobre as propriedades mecânicas do material depositado por meio de ensaios de tração e perfis de dureza Brinell.

- Avaliar a influência da técnica RAQI sobre o tempo de fabricação ao arco elétrico para o aço inoxidável em estudo, comparando tempos de fabricação dos componentes pela abordagem ativa (RAQI) e pela abordagem natural.

- Investigar a formação de descontinuidades devido ao vapor de água nas deposições que adotaram a técnica RAQI.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Manufatura Aditiva – um breve histórico

Segundo Frazier (2014), MA é um processo de fabricação em que uma única camada de metal é “fundida” ou sinterizada sobre uma camada anterior, fato que resulta em perfis de temperatura complexos e dependentes do tempo dentro da peça. Como consequência, a liga pode passar por repetidas transformações no estado sólido e na interface líquido-sólido durante o processo de fabricação. A Figura 3.1 exemplifica a técnica.

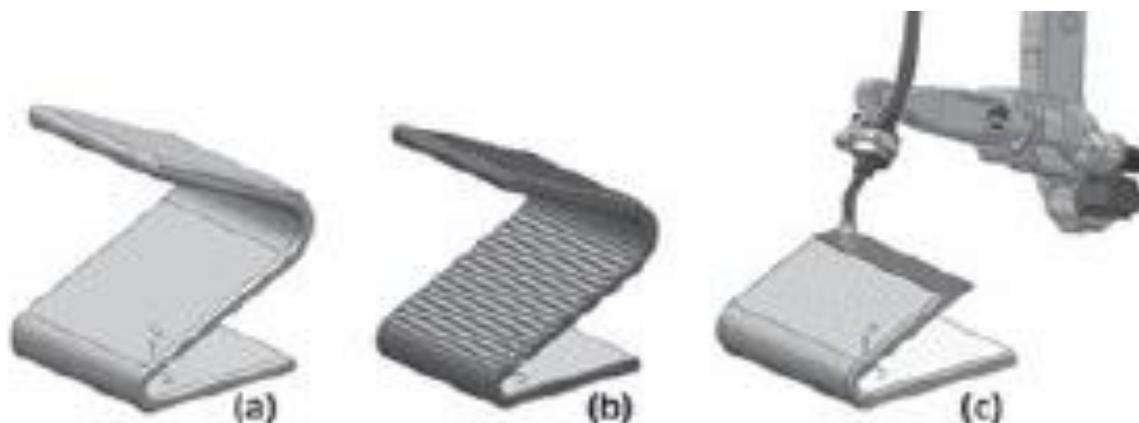


Figura 3.1 - Técnica de Manufatura Aditiva: (a) modelo CAD 3D, (b) divisão do modelo em camadas e (c) fabricação do objeto.

Fonte: Alberti, Silva e D'Oliveira (2014).

A Figura 3.2 apresenta o perfil térmico de uma única camada de uma geometria fabricada por MA utilizando a liga Ti-6Al-4V como matéria-prima. As ligas Ti-6Al-4V têm, em sua composição, o Ti, metal alotrópico (na temperatura ambiente, possui estrutura hexagonal compacta – Ti_{α} e, acima de 882 °C, possui estrutura cúbica de corpo centrado – Ti_{β}). É possível verificar que a liga passou por duas transformações líquido-sólido (refusão) e duas transformações de fase alfa-beta na fabricação da geometria (FRAZIER, 2014).

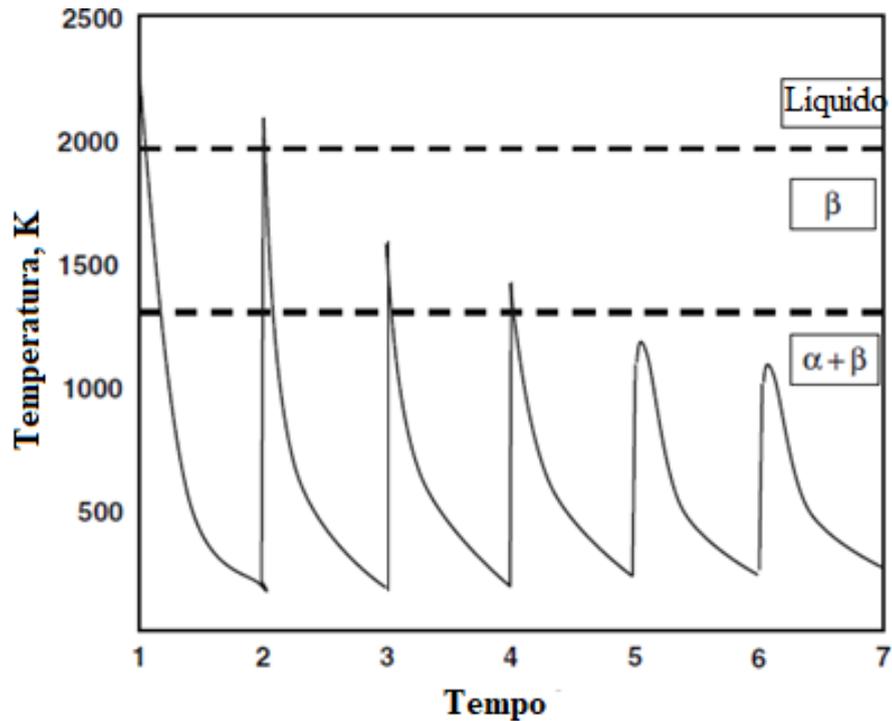


Figura 3.2 - Perfil térmico de uma camada da liga Ti-6Al-4V no processo de Manufatura Aditiva.
 Fonte: Adaptada de Frazier (2014).

No geral, a Manufatura Aditiva é uma tecnologia que se dispõe a reduzir o desperdício de material e o tempo de colocação no mercado de montagens complexas, que, anteriormente, eram feitas a partir de muitos processos e subcomponentes (WILLIAMS *et al.*, 2016).

De forma simplificada, um sistema para a fabricação aditiva conta com um dispositivo de movimentação, uma fonte de calor e matéria-prima (WILLIAMS *et al.*, 2016). Em um processo de MA, o componente a ser fabricado pode ser feito com apenas uma ferramenta; ou seja, com um único meio de processamento de material, como é o caso das máquinas CNCs (controle numérico por computador) (VOLPATO, 2021).

Os processos de Manufatura Aditiva podem ser classificados em categorias de acordo com a Norma ASTM-F2792-12A (2012), que são: Deposição de Energia Direcionada (*Directed Energy Deposition* – DED), Jateamento de Ligante (*Binder Jetting*) e Fusão de Leito de Pó (*Power Bed Fusion* – PBF). Em relação à fonte de calor usada no processo, podem ser citadas: *Laser* (L), Feixe de Elétrons (FE), Arco de Plasma (AP) e Soldagem MIG/MAG (Metal Inert Gas/ Metal Active Gas) (DEBROY *et al.*, 2018).

Felice *et al.* (2020) descrevem os diferentes processos da MA da seguinte forma:

- **Fusão de leito de pó** (*Powder Bed Fusion* – PBF): materiais em formato de pós são consolidados pela fusão das partículas por uma fonte de calor. Grande parte dos processos está

associada com um mecanismo de espalhamento e alisamento de finas camadas de pó de forma uniforme. A técnica aplica-se em pós-metálicos, plásticos e cerâmicos e destaca-se por sua boa precisão.

- **Jateamento de ligante** (*Binder Jetting*): nesta técnica, um líquido ligante é usado em finas camadas de material em pó, as quais são espalhadas por um mecanismo semelhante ao usado na fusão em leito de pó, para construir peças com camadas sobrepostas, a qual é aquecida para vaporizar o líquido ligante e, em seguida, sinterizada para consolidar, assim, o produto. A técnica é associada à sua alta produtividade, podendo ser usada para materiais diversos, como plásticos, metais e cerâmicas.

- **Deposição por energia direcionada** (*Directed Energy Deposition – DED*): um material em pó ou arame é alimentado em uma poça de fusão, que é gerada na superfície da peça (ou substrato). Como ponto positivo, a técnica tem como destaque a sua alta taxa e deposição associada e a capacidade de mais de um material ser aplicado na construção de uma peça.

A possibilidade da fabricação de peças com geometrias complexas com a Manufatura Aditiva, relacionado à eliminação das restrições impostas por ferramentas (por exemplo, fresas para a usinagem ou moldes para os processos de fundição e injeção) são as principais diferenças da técnica para os processos de fabricação convencionais. Tal fato pode ser exemplificado por peças que necessitam de características internas específicas, as quais são difíceis de serem feitas via processos de fabricação tradicionais, fato que não ocorre no processo de Manufatura Aditiva, visto que este ocorre por deposição de material (SLOTWINSKI, 2014).

Outra vantagem da técnica consiste no melhor aproveitamento de material. Afinal, esta consome apenas o material requerido para a fabricação e, usualmente, excessos de material são reciclados. Nos processos subtrativos tradicionais, o material restante do processo é descartado como sucatas (SLOTWINSKI, 2014).

Assim como as técnicas de fabricação tradicionais, a MA também possui desafios em sua aplicação, como de precisão da peça, velocidade de fabricação, o acabamento da superfície, a necessidade de qualificação de profissionais para realizar o processo, o volume de construção e controle do aporte térmico, dentre outros (SLOTWINSKI, 2014).

Além disso, como o processo de MA é feito pela fabricação de determinado produto pela adição de camadas, a peça final quase sempre possui propriedades anisotrópicas. Tal fato caracteriza a diferença das propriedades dos materiais produzidos por essa técnica em relação aos processos tradicionais. Isso pode ser considerado uma limitação de aplicação da MA para

a produção de peças para determinados processos (VOLPATO, 2021).

3.2 Manufatura Aditiva em Metais

A Manufatura Aditiva pode ser usada na fabricação de peças metálicas, com a matéria prima na forma de pó ou fio, o qual é fundido por um feixe de *laser*, feixe de elétrons ou arco elétrico. A técnica, também, é capaz de produzir um objeto com composições variadas em diferentes camadas (DEBROY *et al.*, 2019). A Tabela 3.1 exemplifica algumas ligas usadas na MA e suas aplicações.

Tabela 3.1 - Matérias-primas usadas na Manufatura Aditiva e suas aplicações.

Ligas / Aplicações	Aço inoxidáveis	Titânio e suas ligas	Cobalto/Cromo	Superligas de níquel
Setor Aeroespacial	X	X	X	X
Medicina	X	X	X	
Energia, óleo e gás	X			
Setor Automotivo	X	X		
Marinha	X	X		X
Usinabilidade/Soldabilidade	X	X		X
Resistência à corrosão	X	X	X	X
Alta Temperatura	X	X		X
Ferramentas e Moldes	X			
Produtos Customizados	X			

Fonte: Debroy *et al.* (2018).

Para Frazier (2014), os principais processos de Manufatura Aditiva usados na fabricação de metais são: sistemas com leito de pó, sistemas com alimentação de pó e sistemas de alimentação de arame, como exemplificado na Figura 3.3.

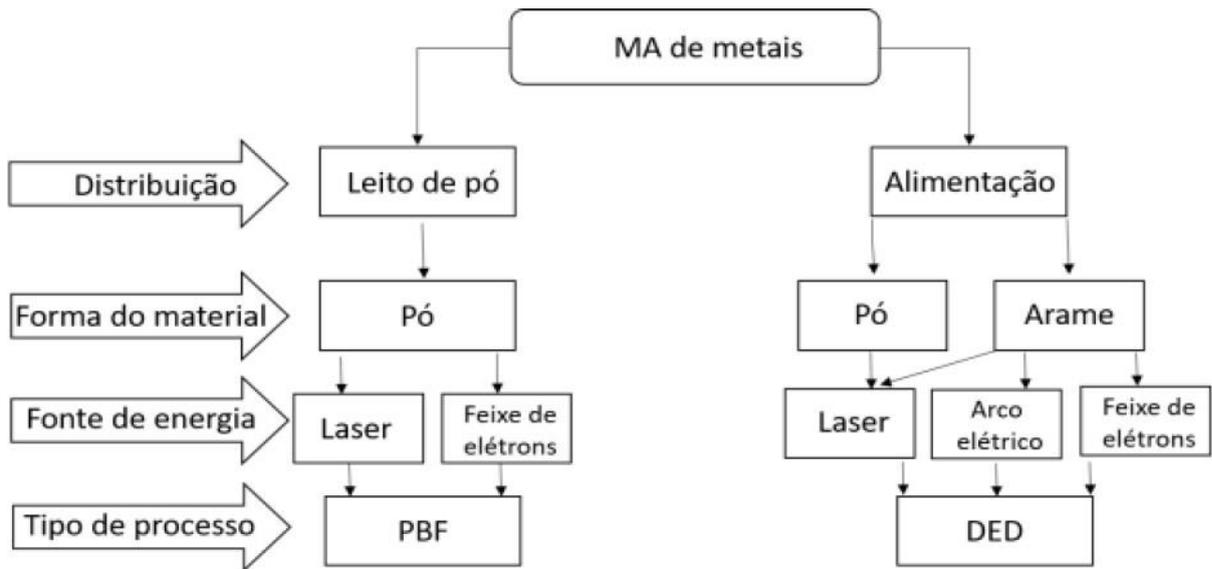


Figura 3.3 - Classificação dos processos de Manufatura Aditiva de metais. PBF – Powder bed fusion; DED – Directed Energy Deposition.

Fonte: Adaptada de Frazier (2014).

Outra classificação da MA de metais é quanto ao estágio em que se utiliza na cadeia de produção, podendo ser na produção direta ou indireta de peças. Na produção direta nenhum processo de finalização é requerido, enquanto na produção indireta o objeto a ser confeccionado passa por etapas intermediárias, como fundição, sinterização ou usinagem (DEBROY *et al.*, 2018).

3.3. Manufatura Aditiva por Arco Elétrico

A tecnologia de manufatura aditiva que utiliza um arco elétrico é denominada de Deposição de Energia Direcionada (DED-Arc). Neste, a matéria-prima usada é o arame-eletrodo, fundido por um arco elétrico gerado por uma fonte de energia de soldagem. Como principais componentes da técnica é possível citar a alimentação do arame-eletrodo, tocha de soldagem, controle numérico do movimento da tocha e trajetória de deposição, o qual controla a deposição de arame e a geração do arco elétrico (VIMAL; SRINIVAS; RAJAK, 2020). Um esboço simples do processo pode ser exemplificado na Figura 3.4.

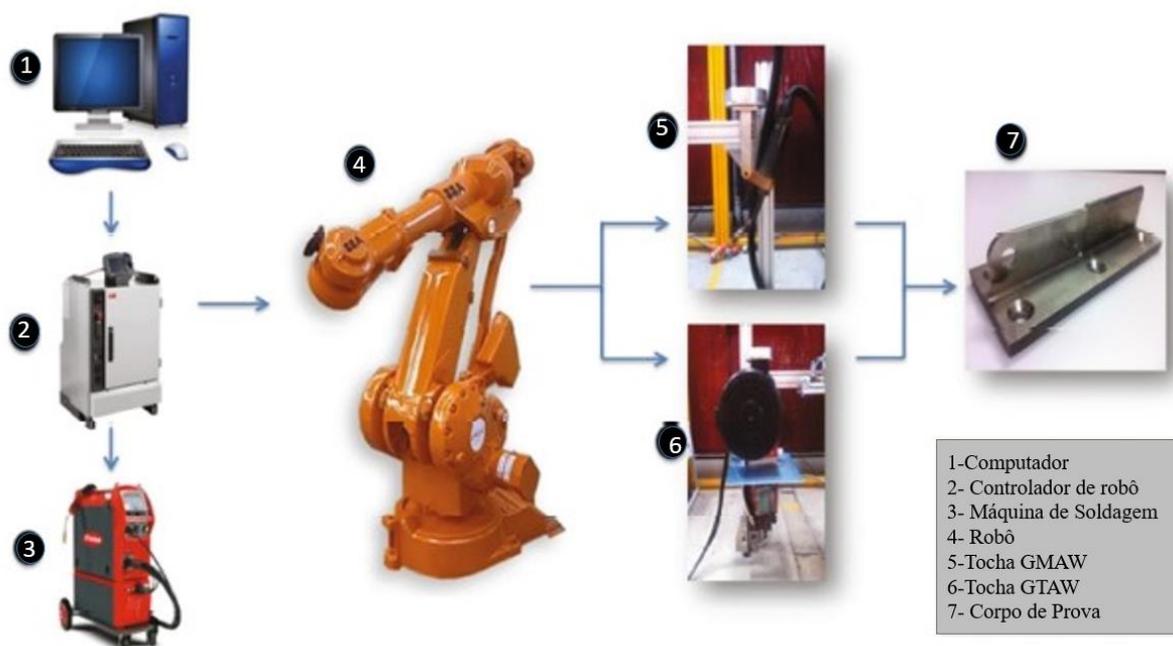


Figura 3.4 - Diagrama esquemático do sistema WAAM experimental e os principais componentes que fazem parte da técnica: computador, controlador de robô, soldadora, robô e tocha.

Fonte: Adaptada de Pan *et al.* (2018).

Como observado na Figura 3.4, uma interface de computador (1) é usada para fazer a programação da trajetória de deposição, além de processar e recolher os resultados experimentais. Em (2), é possível identificar um controlador do robô, que é usado para coordenar os movimentos e os processos de soldagem. Uma fonte de soldagem programável é responsável pelo arco elétrico do processo de soldagem (3). Um robô manipulador industrial (4) faz o movimento da tocha de soldagem GMAW (*Gas Metal Arc Welding*) (5) ou a GTAW (*Gas Tungsten Arc Welding*) (6). Por fim, uma estrutura é obtida a partir da deposição, como exemplificado em (7). Ressalta-se que o exemplo se trata de um sistema robótico, mas é possível usar também um manipulador como nas máquinas CNC.

É importante salientar que o processo de soldagem MIG/MAG ou GMAW é atualmente o principal método aplicado na manufatura aditiva ao arco elétrico. É essencialmente um processo de soldagem por fusão, na qual um arco elétrico é constituído entre a ponta de um eletrodo consumível e a peça. Um gás de proteção inerte ou ativo envolve a poça de fusão e o material adjacente.

A tecnologia DED-Arc com a técnica GMAW possui pontos de desenvolvimento tais como: a necessidade de um conjunto de parâmetros característicos para cada arame (material e diâmetro) e a necessidade do controle da velocidade de alimentação do arame realizado pela fonte de alimentação, a qual possui a finalidade de manter o comprimento do arco constante.

Esse controle de processo evita que se tenha uma diferença entre a velocidade de alimentação do arame ajustada e a real (SILVA *et al.*, 2019).

É também possível utilizar o processo GTAW na Deposição de Energia Direcionada por Arco Elétrico, em que se usa um eletrodo não consumível de tungstênio para estabelecer o arco elétrico com a peça de trabalho, e um gás inerte como gás de proteção, e a adição de material ao arco elétrico (RODRIGUES *et al.*, 2019). Assim, conforme estabelecido na Norma ASTM-F3187-16 (2016), os processos de manufatura aditiva a arco elétrico são baseados nas técnicas de soldagem a arco com gás de proteção.

Na soldagem de uma peça, as variações de temperatura possuem efeitos significativos na microestrutura do material, nas tensões residuais, e na forma dos produtos soldados. A técnica CMT (*Cold Metal Transfer*), a qual é uma variante da técnica de soldagem MIG/MAG, tem sido largamente utilizado no processo DED-Arc. Seu diferencial é possibilitar maior controle da deposição de material associado a um baixo aporte térmico, incorporando um sistema inovador de alimentação de arame acoplado com controle digital de alta velocidade (SELVI; VISHVAKSENAN; RAJASEKAR, 2018).

3.4 Processo de Deposição de Energia Direcionada por Arco Elétrico

Sabe-se que no processo DED-Arc, há um acúmulo de calor considerável nas peças durante a fabricação (SILVA *et al.*, 2019). É de suma importância destacar que cada camada produzida por MA é uma sub-base para a próxima camada a ser depositada. Com o tempo reduzido entre a deposição de camadas, o acúmulo de calor aumenta de forma progressiva à medida que a peça cresce em altura (GENG *et al.*, 2017). Isso resulta em uma variação das propriedades físicas da poça fundida, como viscosidade e tensão superficial, podendo levar a alterações na geometria de cada camada, além de resultar em uma microestrutura heterogênea, uma vez que se solidificam com diferentes taxas de resfriamento. Outrossim, se não houver correções ao longo do processo para compensar a variação da altura de cada camada, observa-se que as primeiras camadas apresentam uma altura maior, enquanto as sucessivas camadas mais quentes tendem a solidificar com largura maior (SILVA *et al.*, 2019).

O elevado aporte térmico associado aos processos DED-Arc faz com que os componentes fabricados pela técnica sejam propensos a gradientes térmicos, que podem levar a tensões residuais excessivas, distorções significativas e até mesmo colapso estrutural da peça (FRAZIER, 2014), como exemplificado pela Figura 3.5.



Figura 3.5 - Peça em colapso estrutural após fabricação por Manufatura Aditiva WAAM.

Fonte: Silva *et al.* (2019).

É primordial pontuar que, na manufatura aditiva a arco elétrico, a temperatura entre passes é considerada a temperatura da peça de trabalho no início da deposição das camadas subsequentes; ou seja, a temperatura da camada anterior antes de um novo ciclo de deposição de material (MONTEVECCHI *et al.*, 2018). Alguns autores estudaram a influência da temperatura de interface no processo DED-Arc. Zhao *et al.* (2013) verificaram que, a partir do aumento dos tempos ociosos (reduzindo a temperatura entre passes), a amplitude das tensões residuais pôde ser reduzida.

Geng *et al.* (2017) certificaram que o controle da temperatura entre passes é crucial para evitar defeitos no cordão e o colapso dos componentes. Eles afirmam também que o estabelecimento da temperatura entre passes adequada é um trabalho difícil, mas de suma importância. Afinal, uma temperatura baixa entre passes é propensa à formação de uma camada com aparência ondulada e uma elevada temperatura pode causar dimensões de seção transversal inconsistentes. Os autores ressaltam, ainda, que não há um método teórico para determinar uma temperatura entre passes adequada. Assim, a técnica da tentativa e erro é a mais usada para a escolha da melhor temperatura de interface.

Silva *et al.* (2019) realizaram uma comparação entre camadas depositadas usando o resfriamento natural até que a temperatura entre passes equivalente fosse alcançada e usando uma técnica de controle térmico, a qual é ilustrada pela Figura 3.6.

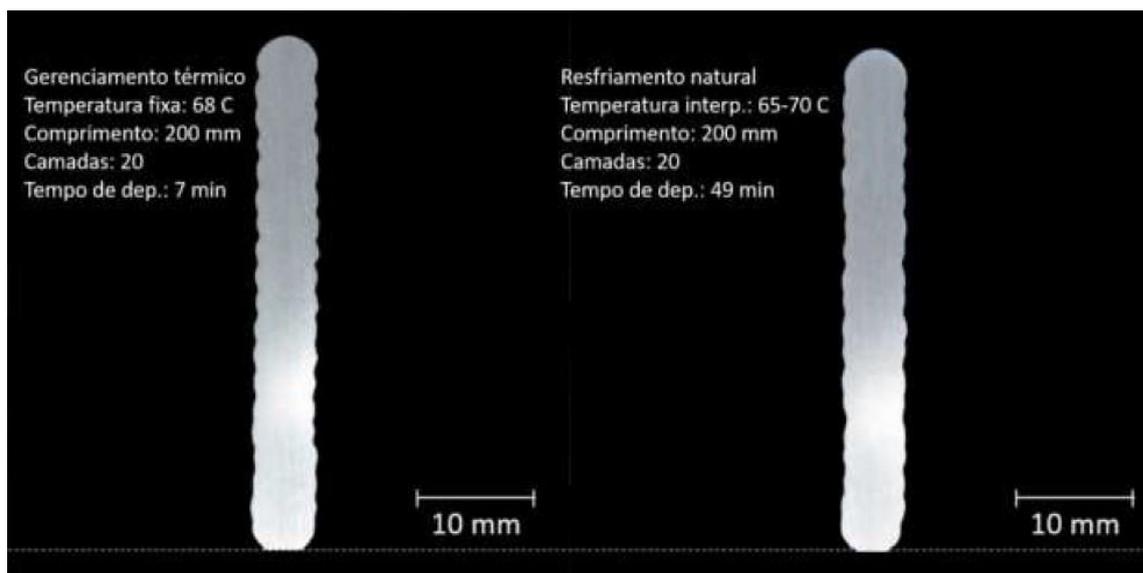


Figura 3.6 - Paredes de uma liga Ti6Al4V fabricadas por Manufatura Aditiva. À direita, uma parede feita por Manufatura Aditiva a arco elétrico com controle térmico; e à esquerda, uma parede com resfriamento natural até a temperatura entre passes equivalente.

Fonte: Silva *et al.* (2019).

Pela observação da Figura 3.6, é possível verificar a semelhança nas camadas depositadas entre as duas técnicas. No entanto, é primordial salientar que a fabricação feita com um controle térmico teve redução no tempo total de produção quando comparada com a outra técnica.

Visto a relevância do controle do aporte térmico na MA, atrelado às vantagens do método associadas ao tempo de fabricação, custo e possibilidade de produção de geometrias complexas, dentre outras, o controle térmico torna-se um fundamental aliado na aplicação da técnica.

Silva *et al.* (2019) propõem uma classificação para as técnicas de controle térmico para paredes (também chamadas de pré-formas) fabricadas por meio de Manufatura Aditiva por DED-Arc:

- **Abordagem natural:** as pré-formas são resfriadas pelo ar até um nível de temperatura desejado antes da deposição da próxima camada;

- **Abordagem intrínseca:** o controle térmico é realizado, modificando ajustes de parâmetros ou mesmo alternando, modificando ou combinando diferentes processos, como, por exemplo, aporte térmico e taxa de deposição de material;

- **Abordagem passiva:** a administração da temperatura da pré-forma é realizada de maneira indireta a partir de um elemento intermediário (plataforma de construção e/ou substrato), que limita o alcance dos efeitos produzidos;

- **Abordagem ativa:** consiste na atuação por meio de contato direto total ou parcial entre a pré-forma e o agente de refrigeração e/ou aquecimento, sendo este um fluido, na maioria dos casos, durante e/ou após o período de construção.

Usando a abordagem natural, Silva *et al.* (2020) realizaram um trabalho com o objetivo de avaliar a influência do tempo ocioso entre camadas como técnica de controle térmico para a Manufatura Aditiva de arame usando as técnicas CMT e CMT *pulse*. Para isso, foram realizados testes com a construção de paredes com oito camadas com aço inoxidável ABNT ER309L, em que o tempo ocioso entre camadas variou de 0 a 300 s. Para captação do perfil térmico durante a fabricação, foi usada uma câmara termográfica infravermelha, as dimensões das paredes produzidas foram definidas com comprimento de 100mm e 15mm de largura e a proteção gasosa usada no processo foi de 95% Ar, 3% CO₂ e 2% N.

O critério usado para análise da influência desses tempos ociosos foi a variação da zona de alta temperatura correspondente à variação do acúmulo de calor na peça. Com o auxílio de um *software* de tratamento de dados térmicos, os valores de temperatura foram medidos em função do comprimento das camadas e do tempo de deposição (SILVA *et al.*, 2020). A Figura 3.7 ilustra a comparação entre o perfil térmico dos dois modos de transferência (CMT e CMT *pulse*) com diferentes tempos ociosos entre camadas.

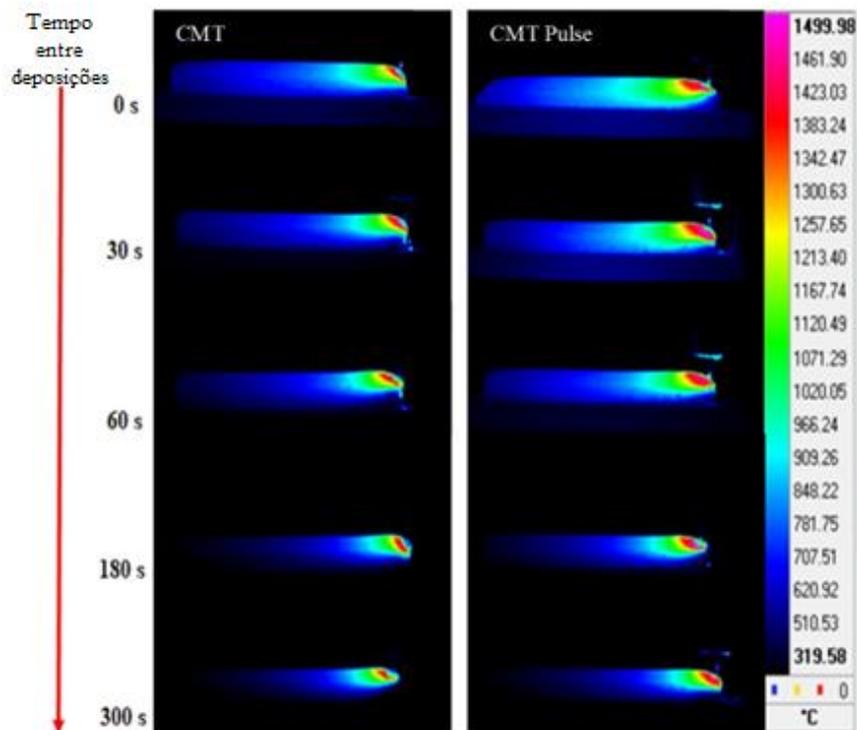


Figura 3.7 - Temperatura após a extinção do arco elétrico na última camada depositada por MA usando diferentes modos de transferência e diferentes tempos ociosos entre as camadas.

Fonte: Silva *et al.* (2020).

Silva *et al.* (2020) usaram, para quantificar a diferença de acúmulo de calor, a medição da zona de alta temperatura, conforme exemplificado na Figura 3.8.

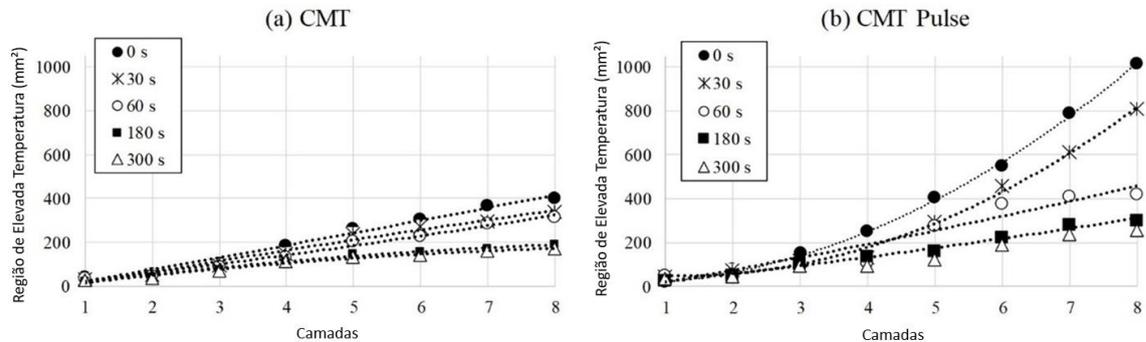


Figura 3.8 - Comparação do tamanho da Zona de Elevada Temperatura entre as camadas dos processos via Manufatura Aditiva usando aço ABNT ER309LSi (a) CMT e (b) Pulse CMT.

Fonte: Silva *et al.* (2020).

Pela avaliação dos gráficos presentes na Figura 3.8, foi possível concluir que, em ambas as técnicas usadas, a redução do tempo ocioso influencia de forma significativa no acúmulo de calor ao longo da construção da peça. Os autores finalizaram o estudo recomendando buscar o tempo ocioso ideal entre camadas para reduzir seu impacto no tempo de fabricação.

Como exemplo de abordagem intrínseca, é possível citar o trabalho de Sharma (2019). O autor usou um arame de aço inoxidável ABNT 316L de 0,8mm transferido pelo método CMT para formar amostras de paredes finas de 25 camadas com 2mm de espessura. Os efeitos de parâmetros, como a velocidade de soldagem e o tempo de resfriamento e suas relações com a estabilidade do processo, estrutura e propriedades das peças fabricadas, foram estudados. A Figura 3.9 representa a amostra de uma parede após fabricação aditiva usando o método CMT.



Figura 3.9 - Amostra de uma figura após fabricação usando Manufatura Aditiva a arco elétrico.

Fonte: Sharma (2019).

Sharma (2019) concluiu que, para a mesma tensão e corrente elétrica, diferentes velocidades de avanço da tocha ou tempos de resfriamento têm pouca influência na profundidade do cordão de solda na amostra. Todavia, nas imagens metalográficas dos cortes transversais, as paredes construídas revelam uma distribuição dendrítica da austenita contendo ferrita delta. O centro da seção transversal era composto por grãos colunares grosseiros, que cresceram na direção do eixo principal (fato que o autor associa, principalmente, às diferentes condições de dissipação do calor).

Como o calor influencia nas camadas subsequentes, parte da ferrita é dissolvida na austenita e a ferrita (δ) exibe uma forma vermicular, dando a formação final de austenita reticular. Esse tipo de contorno de grão é propenso a trincas, o que influencia, de forma negativa, a resistência à tração. Conforme ilustrado na Figura 3.10, em comparação com o tamanho de grãos das amostras, aumentar o tempo entre deposições pode refinar o grão, e, ainda, o acúmulo de calor reduz com o tempo de resfriamento prolongado (SHARMA, 2019).

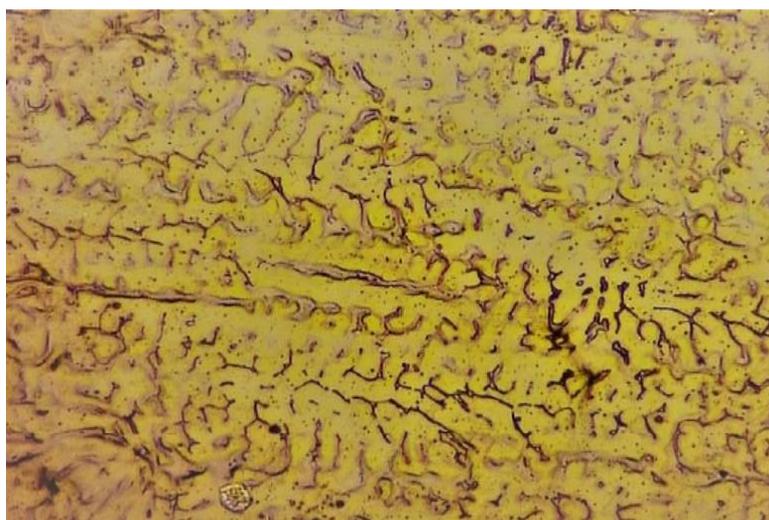


Figura 3.10 - Microestrutura da camada superior de um aço inoxidável ABNT 316L obtido por Manufatura Aditiva contendo dendritas e manchas de tonalidade escura as quais são, provavelmente, óxidos.

Fonte: Sharma (2019).

Por fim, Sharma (2019) concluiu que os parâmetros do processo por MA afetam, principalmente, a morfologia de deposição e têm um efeito de desempenho relativamente menor. O aumento da velocidade de soldagem ou redução do tempo de deposições reduz a taxa de deposição efetiva e influencia, negativamente, no desempenho. Além disso, o autor concluiu que o valor de dureza aumentou um pouco com a alta velocidade de soldagem ou aumento do tempo entre as deposições.

Li *et al.* (2019) usaram a abordagem passiva para elaborar um método, que foi denominado como HWAAM (*hot-wire arc additive manufacturing* – Manufatura Aditiva a arco elétrico com arame aquecido), com o objetivo de verificar o efeito do refino de grãos colunares na fabricação de paredes finas com a liga de titânio TC11. Para isso, a macroestrutura e as propriedades da peça fabricada foram estudadas. A técnica conseguiu diminuir as tensões residuais e a distorção das peças construídas. Além disso, os autores verificaram que, usando a técnica, foi possível reduzir o tamanho dos grãos colunares de forma acentuada. Ademais, o método aplicado tem o potencial de mitigar o problema de temperatura de interpasse, com a possibilidade de mantê-la praticamente constante durante toda a deposição, mas com restrições em relação à geometria do produto.

A partir de uma metodologia ativa, Wu *et al.* (2018a) usaram gás carbônico comprimido (CO₂), com o objetivo de impor um resfriamento forçado entre passes, para obter uma melhor microestrutura e propriedades mecânicas na fabricação de estruturas compostas de paredes finas de uma liga de Ti6Al4V. Um bico de *spray* de resfriamento de CO₂ foi instalado na tocha GTAW e uma taxa de fluxo de 215 g/min foi usada para fornecer um fluxo de resfriamento estável. O *spray* de resfriamento foi iniciado após o término da deposição de cada camada, a fim de evitar o colapso do arco causada pelo fluxo de CO₂ e interrompido quando a temperatura interpasse reduziu para a temperatura ambiente.

Os efeitos de várias temperaturas de interpasse e resfriamento forçado rápido na geometria de deposição, evolução microestrutural e propriedades mecânicas da peça fabricada foram investigados por um perfilômetro a *laser*, microscopia óptica, microscopia eletrônica de varredura (MEV) e ensaios mecânicos de dureza e de tração. A Figura 3.11 ilustra a posição das amostras retiradas para os ensaios de tração da estrutura fabricada (WU *et al.*, 2018b).

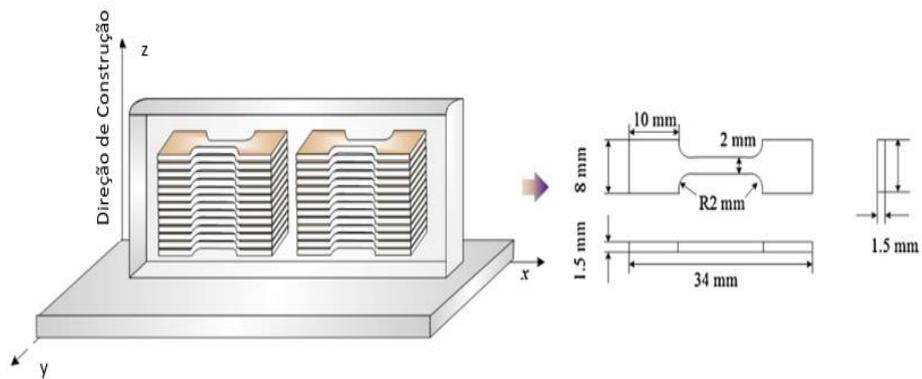


Figura 3.11 - Diagrama esquemático da estrutura fabricada por MA de uma liga de Ti6Al4V: a) região onde foram retirados os corpos de prova para o ensaio de tração e b) dimensões dos corpos de prova das amostras de tração extraídas.

Fonte: Wu *et al.* (2018b).

Pela análise das microestruturas das peças fabricadas, exemplificada na Figura 3.12, foi possível verificar a formação de três regiões (a, b e c) com diferentes microestruturas devido à influência do gradiente térmico e a taxa de solidificação (WU *et al.*, 2018b).

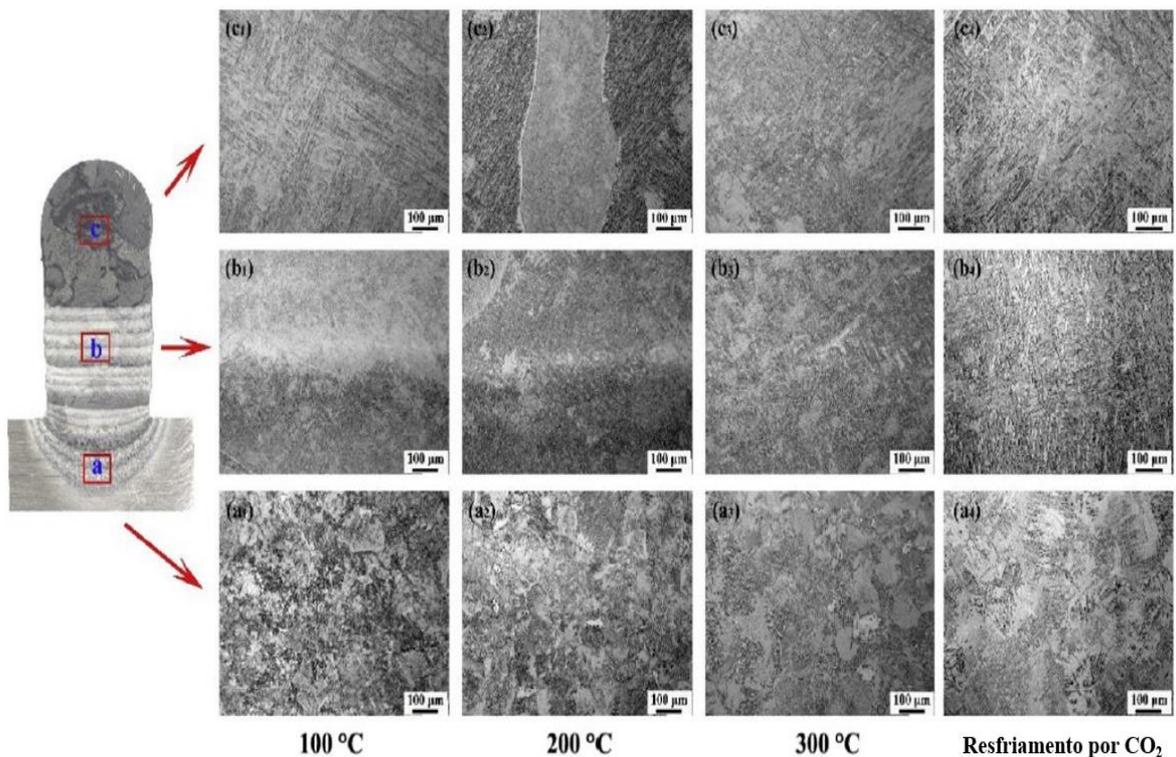


Figura 3.12 - Microestruturas de peças fabricadas por MA de uma liga de Ti6Al4V sob diferentes condições de processo e em quatro temperaturas: 100 °C, 200 °C, 300 °C e com resfriamento com CO₂.

Fonte: Wu *et al.* (2018b).

A Figura 3.13 apresenta a distribuição da microdureza Vickers ao longo de uma linha

vertical central da seção transversal das peças de uma liga Ti6Al4V fabricadas sob diferentes condições. Percebe-se que não há mudança evidente nos valores médios de dureza quando a temperatura de interpasse se eleva de 100 °C para 300 °C. Entretanto, as paredes fabricadas com resfriamento exibem um valor médio de dureza um pouco mais alto, o que é atribuído à fase α e ao refinamento de grãos (WU *et al.*, 2018b).

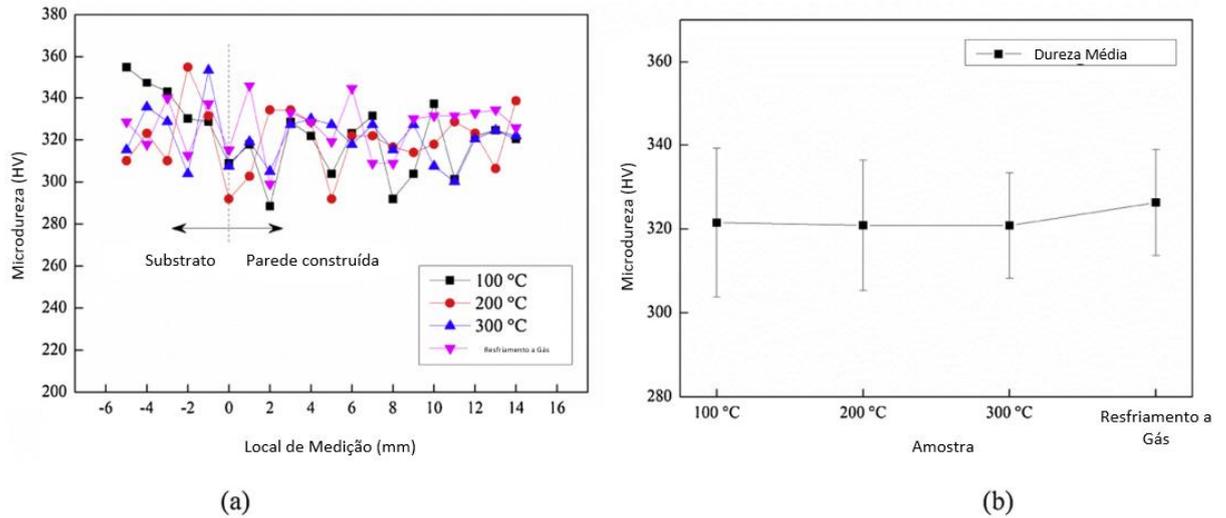


Figura 3.13 - Perfis de microdureza dos corpos de prova produzidos por MA de uma liga Ti6Al4V, sendo (a) Dureza encontrada para diferentes locais de medição da peça fabricada e em diferentes temperaturas e (b) Dureza média encontrada em cada temperatura.

Fonte: Wu *et al.* (2018b).

A Figura 3.14 (a) evidencia a resistência mecânica e o alongamento de amostras de tração retiradas de diferentes locais das paredes fabricadas. A resistência à tração é sensível à região de onde o corpo de prova foi extraído e reduz à medida que a altura da parede aumenta mesmo com o controle da temperatura de interpasse. Na Figura 3.14 (b), é possível verificar que o alongamento dos corpos de prova ensaiados apresenta um pequeno aumento no centro da parede construído, seguida de pequena redução no topo da geometria. Além do mais, é possível verificar, na Figura 3.14 (c), uma redução significativa no limite de resistência e alongamento com o aumento da temperatura de interpasse (WU *et al.*, 2018b).

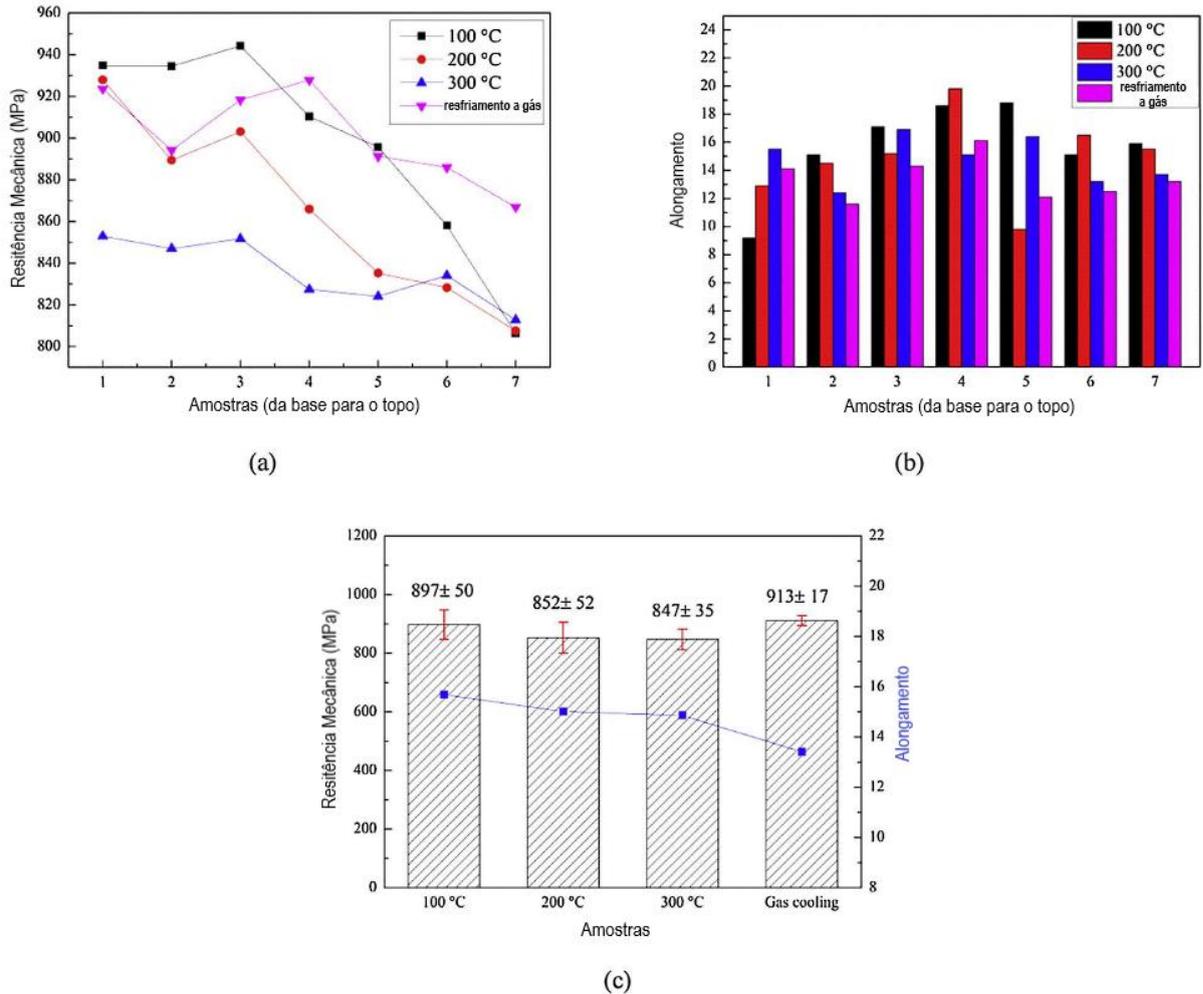


Figura 3.14 - Propriedades mecânicas dos corpos de prova produzidos por MA de uma liga Ti6Al4V obtidas de diferentes lugares da parede fabricada. (a) Resistência mecânica, (b) Alongamento dos corpos de prova e (c) Consolidado da resistência mecânica em diferentes

Fonte: Wu *et al.* (2018b).

Como conclusão do estudo, Wu *et al.* (2018b) verificaram a influência da temperatura de interpasse na fabricação da parede estudada. O uso de resfriamento forçado melhorou as propriedades mecânicas do material, o que sugere que as propriedades gerais do material podem ser mais bem controladas durante a Manufatura Aditiva.

Também usando uma abordagem ativa, Silva *et al.* (2019) desenvolveram uma nova forma de controle térmico denominada de Resfriamento Ativo por Quase-Imersão (RAQI). Nessa abordagem, a pré-forma é depositada dentro de uma cuba, onde o nível de água é incrementado à medida que as camadas são depositadas.

O desenvolvimento do método foi incentivado pelo calor, que se acumula na peça, a qual está sendo construída, durante a deposição de camadas sucessivas. Assim, observa-se a variação das propriedades físicas da poça fundida, como sua viscosidade e tensão superficial, causando inconstância na geometria de cada camada, uma vez que solidificam com diferentes

taxas de resfriamento. Este proporcionou, também, um aumento da produtividade da fabricação por permitir a redução ou até mesmo a eliminação do tempo de parada (FELICE *et al.*, 2020).

Silva *et al.* (2019) validaram sua técnica, fabricando paredes a partir de um arame de AWS ER 5356 com 1mm de diâmetro, respondendo a uma série de perguntas a partir de três condições de controle térmico: resfriamento natural, resfriamento passivo (apenas do substrato) e resfriamento ativo por RAQI, exemplificados pela Figura 3.15.

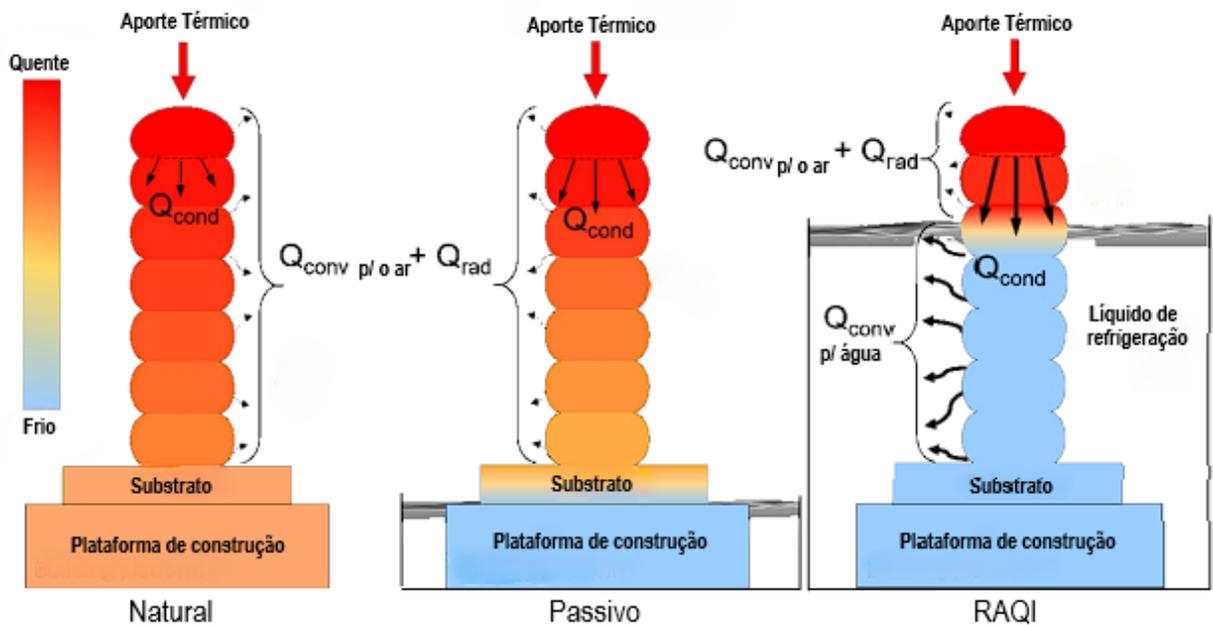


Figura 3.15 - Fluxo de calor para as abordagens de controle térmico, na Manufatura Aditiva, Natural e Passivo (as setas são proporcionais à intensidade do dissipador de calor), onde: Q_{cond} = dissipador de calor de condução; Q_{conv} = dissipador de calor por convecção.

Fonte: Silva *et al.* (2019).

É possível identificar a forma como se comporta o fluxo de calor para as situações simuladas. A técnica de RAQI foi capaz de mitigar, de forma efetiva, o acúmulo de calor nos materiais obtidos na MA por arco elétrico devido ao seu alto poder de dissipação de calor durante todo o tempo de deposição independentemente da altura da pré-forma. A evaporação da camada da água influencia na porosidade da peça fabricada dependendo da distância camada-borda-água. Para distâncias inferiores a 10mm, a porosidade nas amostras tende a aumentar. Todavia, para parâmetros superiores a 10mm, a porosidade foi semelhante à peça feita usando abordagem de resfriamento natural (SILVA *et al.*, 2019).

Adotando a mesma técnica que Silva *et al.* (2019) usaram, Felice *et al.* (2020) avaliaram a influência dos parâmetros velocidade de deposição, velocidade de alimentação do arame e distância entre o topo da camada em deposição e a lâmina d'água do RAQI na geometria, nível

de porosidade e acúmulo de calor em pré-formas fabricadas por Manufatura Aditiva com arco elétrico e arame de AWS ER 5356 com 1mm de diâmetro. Os autores verificaram que menores velocidades de alimentação do arame, maiores velocidades de deposição e menores distâncias entre o topo da camada em deposição e a lâmina d'água reduzem o calor imposto. Com essas condições, foi possível verificar uma redução da ondulação superficial, maior altura e menor largura das pré-formas. Em termos de porosidade, maior volume de vazios foi observado quando a lâmina de água de resfriamento estava mais próxima da poça fundida.

3.4.1 Controle da Geometria na Manufatura Aditiva

Com o objetivo de estudar, e até mesmo minimizar, os efeitos do aporte térmico na geometria de peças fabricadas por Manufatura Aditiva, alguns estudos foram realizados e publicados, dentre eles destacam-se os trabalhos de Xu *et al.* (2023), Hu *et al.* (2018) e Xiong e Zhang (2014).

Xu *et al.* (2023) adotaram a técnica de Manufatura Aditiva de arco duplo com o objetivo de estudar os defeitos e a estratégia de fabricação de componentes de grande porte. Comparando com a Manufatura Aditiva ao arco elétrico, a técnica possui um maior número de fios presentes na fabricação, o que aumenta a eficiência de deposição.

Os autores analisaram a temperatura e a deformação dos fios depositados com mais detalhes pelo método de elementos finitos usando o *software Simufact Welding*. Após obter um caminho de deposição pelo método, os componentes metálicos complexos de grande porte foram fabricados e o mecanismo de formação de defeitos foi explorado.

Para os ensaios, os autores adotaram uma CNC de três eixos e uma tocha de soldagem configurada no equipamento. Dois sistemas de alimentação de arame são configurados simetricamente em ambos os lados da tocha de soldagem e o material utilizado foi uma liga Ti-6Al-4V. Foram usados diferentes tipos de deposição: unidirecional, bidirecional e em zigue-zague.

A Figura 3.16 apresenta as simulações de mudança de temperatura nas três diferentes deposições (zigue-zague, bidirecional e unidirecional) em camadas de deposição distintas.

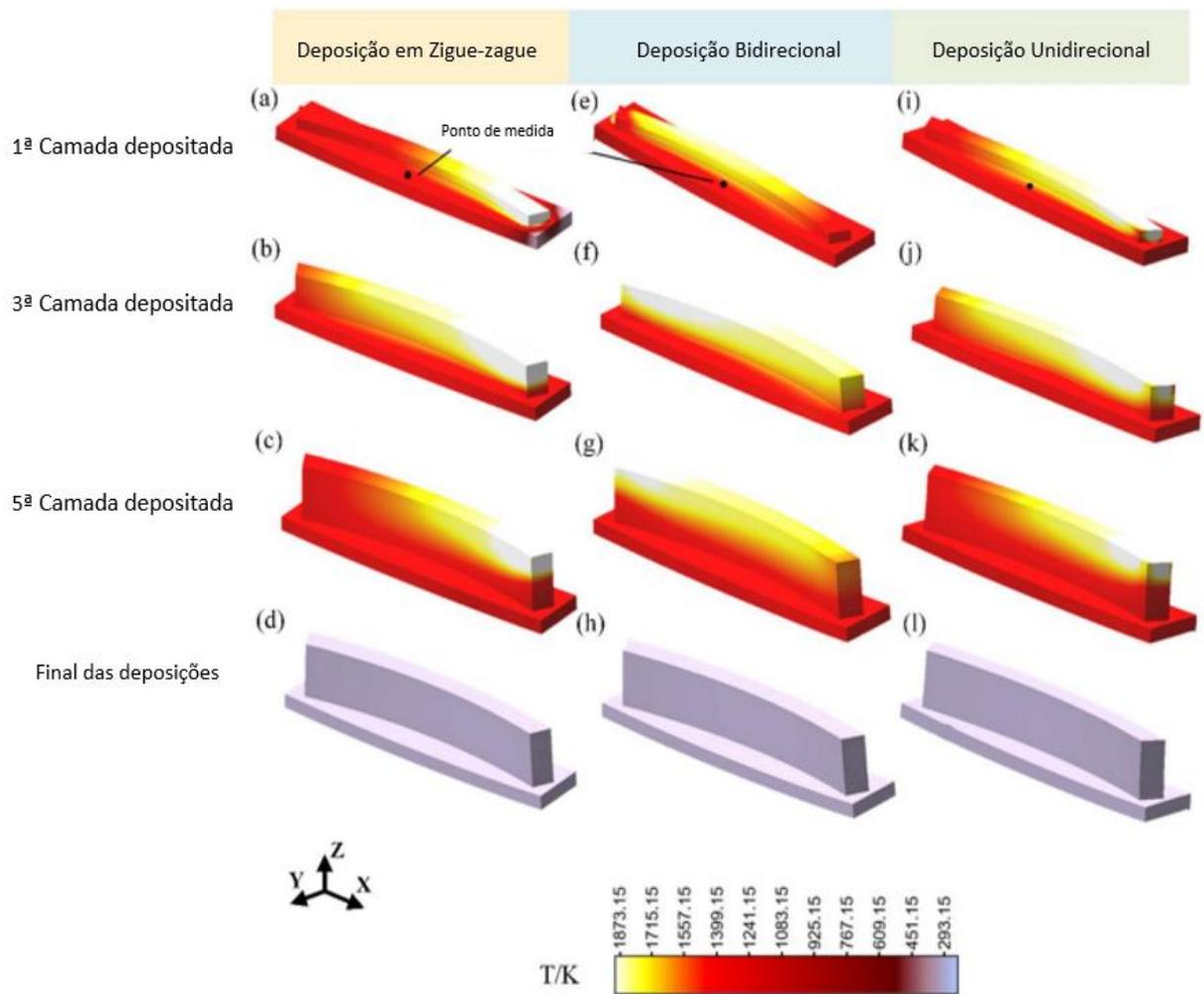


Figura 3.16 - Representação das mudanças de temperatura de diferentes formas de deposição por MA: (a)-(d) deposição em zigue-zague, (e)-(h) deposição bidirecional e (i)-(l) deposição unidirecional. Resultados de simulação numérica computacional (Simufact Welding).

Fonte: Adaptada de Xu *et al.* (2023).

Pela simulação, foi verificado que, quando a primeira camada é depositada, a temperatura do cordão depositado aumenta de forma rápida (exemplificado na Figuras 3.16 *a*, *e* e *i*). O aumento da altura da peça fabricada, com a deposições de mais camadas, leva a um acúmulo de calor devido à entrada de calor de forma contínua e à sua baixa dissipação (Figuras 3.16 *b*, *f* e *j*). Porém, no processo de deposição subsequente na área correspondente às maiores temperaturas, não aumenta, mas permanece. Como justificativa, os autores citam que, com o aumento da altura da peça fabricada, a distância do substrato aumenta, o efeito de dissipação de calor para esta reduz e o campo de temperatura atinge um estado quase estável.

Xu *et al.* (2023) associaram a mudança das zonas térmicas encontradas na Figura 3.16 aos diferentes caminhos de deposição. Na deposição em zigue-zague, há mais acúmulo de calor seguido pelo circuito bidirecional e, por fim, pela deposição unidirecional.

Também para fins comparativos, a Figura 3.17 apresenta as simulações de deformação (*strain*) nas três diferentes deposições (zigue-zague, bidirecional e unidirecional) em camadas de deposição distintas.

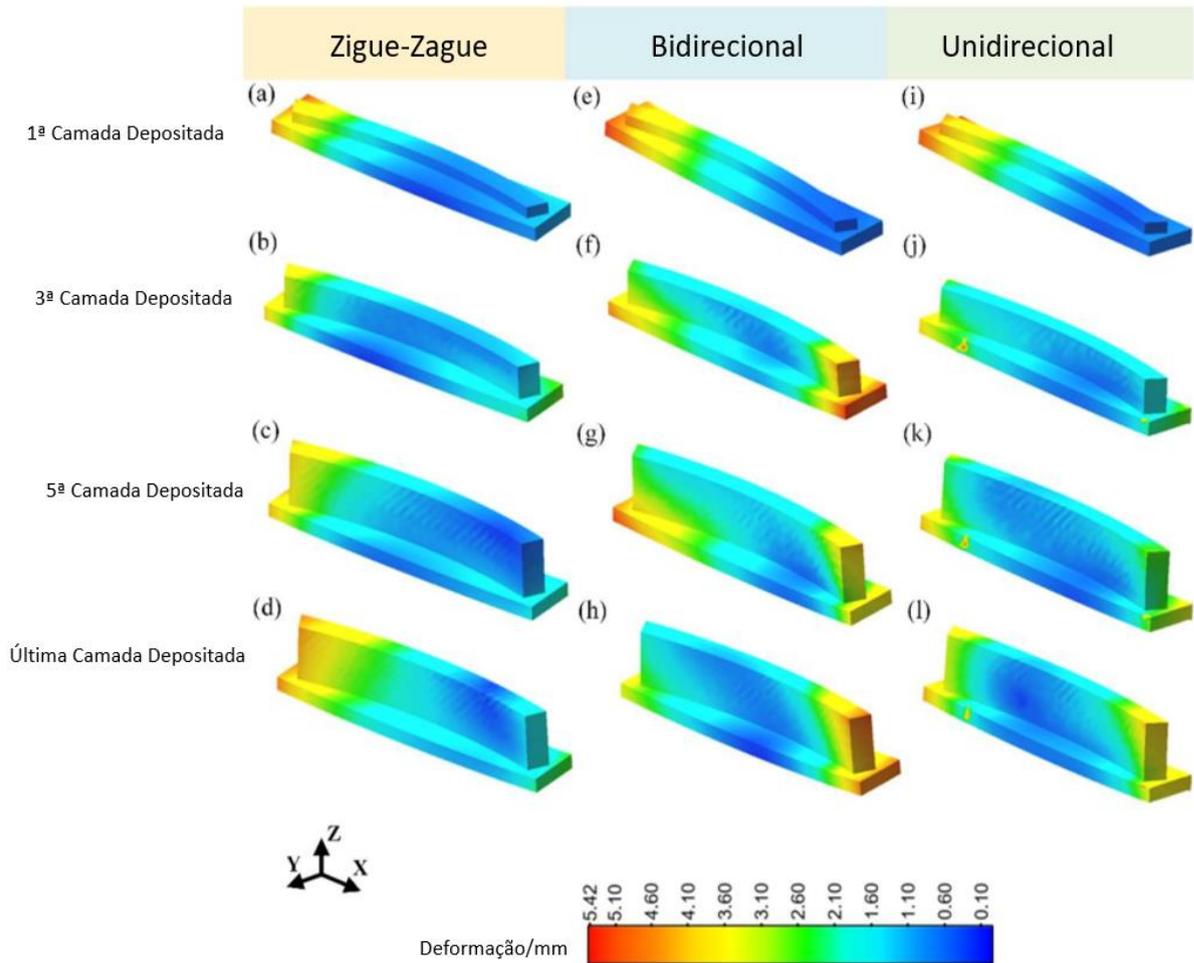


Figura 3.17 - Representação das mudanças de deformação de diferentes formas de deposição: a-d deposição em zigue-zague, e-h deposição bidirecional e i-l deposição unidirecional.

Fonte: Adaptada de Xu *et al.* (2023).

Como observado na Figura 3.17, nas três deposições, verificou-se uma contração do cordão de solda depositado. Na primeira camada depositada, a deformação inicia na região próxima ao arco elétrico devido à elevada entrada de calor na chapa base, o que gera um enorme gradiente de temperatura. Este gera uma grande deformação térmica, o que torna a deformação mais intensa da primeira camada, conforme ilustrado na Figura 3.17 itens (a), (e) e (i).

Xu *et al.* (2023) enfatizaram, também, que, no caminho com deposição em zigue-zague a deformação acontece mais próxima à região de início de deposição, enquanto nas deposições bidirecional e unidirecional a deformação é encontrada em ambas as extremidades, conforme

Figura 3.17 *b, f e j*. Além disso, com o aumento da altura da peça fabricada com a deposição de mais camadas, a distância entre o substrato e os cordões depositados aumenta. Dessa forma, o calor não é transferido para a chapa base de forma rápida e o campo de temperatura tende a ser estável, o que reduz a expansão térmica.

No entanto, nas últimas camadas depositadas, há tempo para que o calor das deposições dissipe. Então, há um aumento do gradiente de temperatura novamente e o grau de deformação aumenta (Figura 3.17 *d, h e i*). Os autores destacam, ainda, que, no processo de deposição unidirecional, a tocha de soldagem retorna à posição inicial após completar a deposição da camada. Durante esse período de retorno, a amostra depositada é resfriada e, assim, o acúmulo de calor é mais lento quando comparado com as demais deposições. Dessa maneira, a expansão térmica é relativamente leve e a deposição mostra a menor expansão térmica em relação às demais formas de deposição estudadas.

Hu *et al.* (2018) usaram a técnica de soldagem GMAW para fabricar uma parede em uma CNC, um arame AWS ER70S-6 de 1,2mm de diâmetro e um gás de proteção 95%Ar e 5%CO₂. O objetivo do estudo foi realizar deposições com diferentes parâmetros (corrente, tensão e velocidade de deslocamento da tocha) em deposições unidirecionais e bidirecionais, para analisar as diferenças geométricas das peças fabricadas. Um modelo computacional tridimensional de dinâmica dos fluidos transiente foi usado para simular o metal fundido fluindo e se solidificando na poça de fusão durante a fabricação.

A partir da simulação do processo de Manufatura Aditiva, os autores observaram que a técnica de soldagem GMAW possuía duas entradas de calor: a transferência de gotas e a entrada de calor do arco (que contribuem para a formação da poça e a fusão do arame). A Figura 3.18 apresenta uma simulação contemplando a temperatura e o campo de velocidade do fluxo do fluido da poça de fusão nas seções transversal e longitudinal.

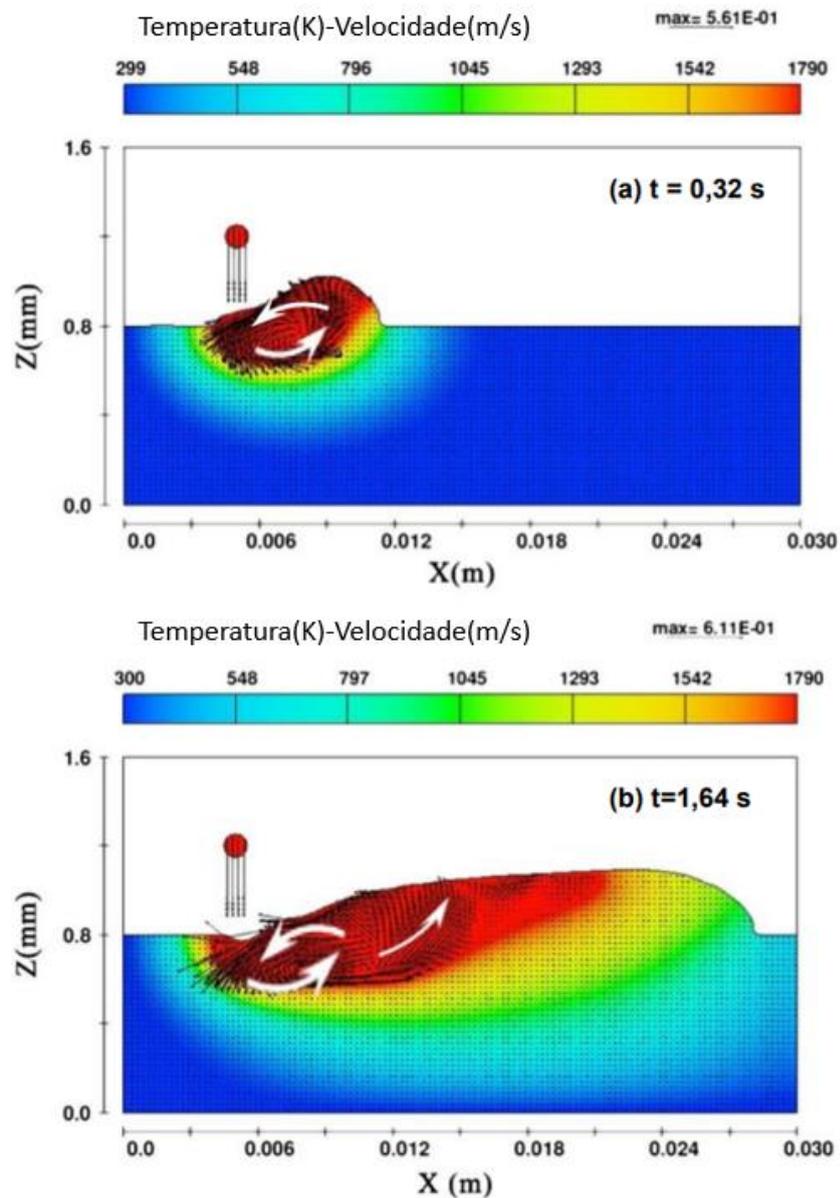


Figura 3.18 - Simulação do processo de Manufatura Aditiva em que é possível identificar a temperatura (K) e o campo de velocidade do fluxo do fluido da poça de fusão na seção transversal longitudinal da peça fabricada ($y=0$) em (a) $t=0,32s$ e (b) $1,64s$.

Fonte: Adaptada de Hu *et al.* (2018).

Como resultado da simulação, os autores verificaram que, após a formação do arco elétrico, a poça de fusão moveu-se com a tocha ao longo do deslocamento. Na primeira camada depositada, o metal fundido se solidificou de forma rápida devido à dissipação de calor por condução, convecção e radiação. Dessa forma, o cordão de solda depositado foi considerado contínuo com largura e altura estáveis.

Todavia, logo em seguida, foram observados uma circulação no sentido anti-horário e um fluxo no sentido contrário à deposição de modo que a altura do acúmulo de metal era menor do que quando a poça de fusão era iniciada, o que causou a geometria volumosa do cordão de

solda no início das camadas depositadas. Como o arco elétrico parou, a poça de fusão, que estava com o formato inclinado, não teve tempo de realizar o processo de refluxo e solidificou de forma rápida devido à interrupção brusca da entrada de calor e a rápida dissipação de calor, resultando, assim, no perfil inclinado no final dos cordões de solda.

Na prática, também, foi percebida por Hu *et al.* (2018) a menor altura na região final da deposição mesmo com a variação de parâmetros, como corrente, tensão e velocidade de deslocamento, como apresentado na Figura 3.19.

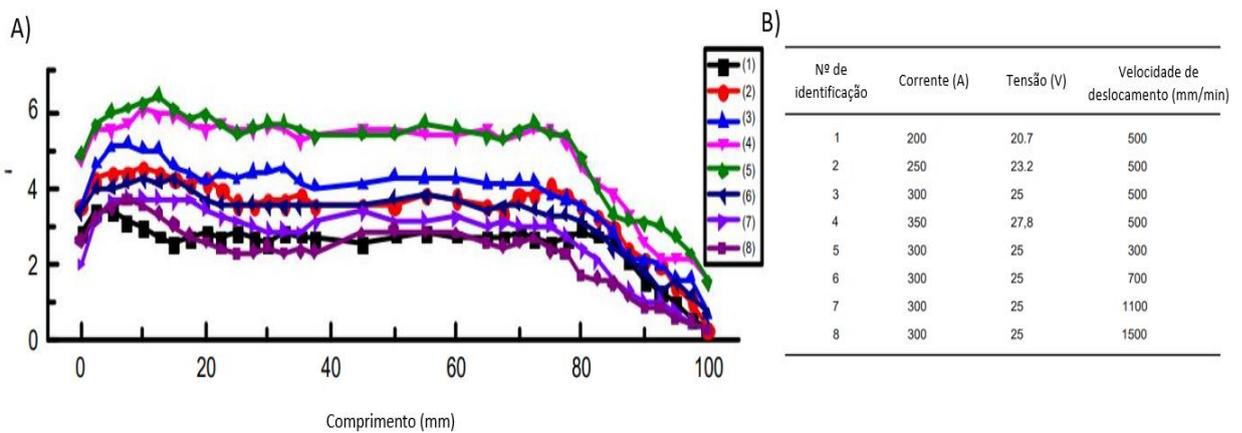


Figura 3.19 - (a) altura da seção longitudinal dos cordões de solda fabricados a partir dos (b) parâmetros de soldagem. Foram variados os parâmetros de: corrente, tensão e velocidade de deslocamento nas deposições.

Fonte: Adaptada de Hu *et al.* (2018).

A Figura 3.20 apresenta a deposição de um cordão de solda, que exemplifica, na prática, os parâmetros encontrados na Figura 3.20 (a).



Figura 3.20 - Deformação encontrada no início e no fim da deposição de um cordão de solda obtido a partir dos parâmetros listados em 8 na Figura 3.21. P1 representa o ponto de ignição do arco (quando a tocha ainda estava na região A). Quando a tocha atingiu P2, a poça de fusão atingiu um regime quase estacionário que se estendeu até o final da região B.

Fonte: Adaptada de Hu *et al.* (2018).

Pelas Figuras 3.19 e 3.20, Hu *et al.* (2018) verificaram que as anormalidades encontradas na região de abertura e parada do arco relacionam-se com a dimensão da poça de fusão e a sua dinâmica, que está sujeita às variáveis de corrente de soldagem e à velocidade de

deslocamento da tocha. Os autores verificaram, também, que a dimensão da poça de fusão era inversamente proporcional à velocidade de deslocamento da tocha, enquanto esta era proporcional à corrente de soldagem.

Além disso, foi observada uma variação na altura da região central dos cordões, o que Hu *et al.* (2018) atribuíram às diferentes correntes de soldagem e velocidade de deslocamento da tocha, resultando em uma taxa de resfriamento diferente.

Como resultado dos estudos comparativos, foi verificado que a corrente de soldagem não afeta apenas a entrada de calor, mas também a força do arco elétrico atuando na poça, o que influencia no fluxo do fluido e na forma inclinada encontrada na extremidade do cordão. A Figura 3.21 apresenta os resultados encontrados na deposição de um cordão de solda com variação de corrente.

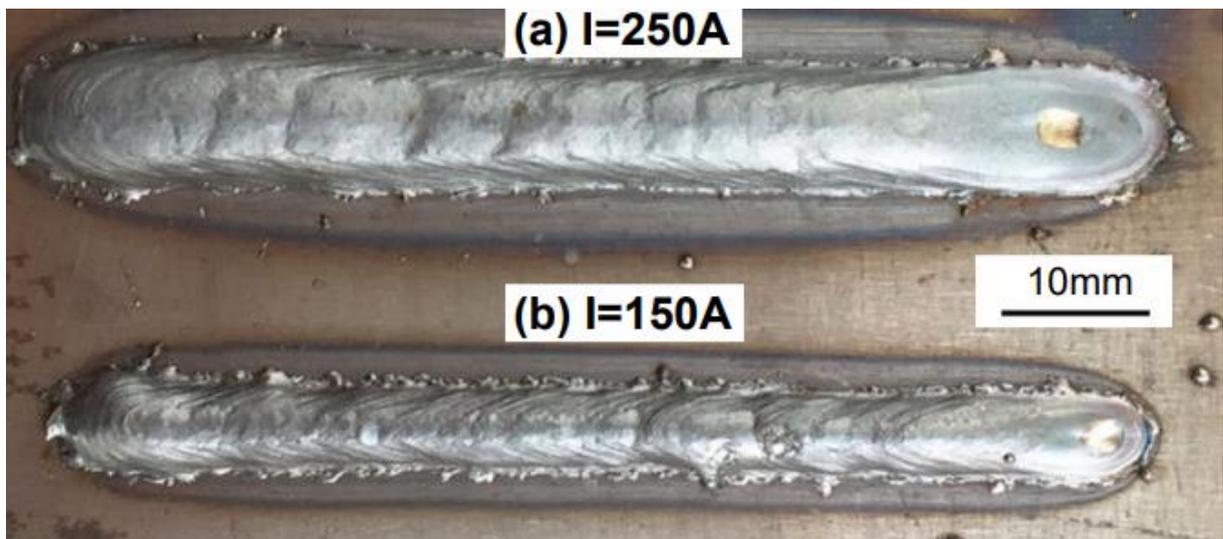


Figura 3.21 - Cordões de solda fabricados com (a) corrente de 250A e (b) 150 A.

Fonte: Adaptada de Hu *et al.* (2018)

Hu *et al.* (2018) concluíram que a alta corrente fornecerá um fluxo de calor maior para a poça de fusão, resultando no atraso da dissipação de calor e no tamanho da poça, o qual será maior. Dessa forma, a anormalidade do cordão de solda será maior, como observado na Figura 3.21 (a). Com isso, os autores recomendam deposição com uma corrente elétrica baixa e em altas velocidades de deslocamento para uma melhor geometria do cordão de solda nas regiões iniciais e finais dos cordões depositados.

A anormalidade do cordão de solda, também, foi atribuída à quantidade inadequada de deposição de material; ou seja, a deposição inadequada de material no início da deposição e o suprimento inadequado de material na região inclinada (posição final do cordão). Os autores

consideraram que a quantidade de arame depositado é inversamente proporcional à velocidade de deslocamento da tocha.

Para confirmar a comparação entre a velocidade de deposição e a geometria do cordão depositado, Hu *et al.* (2018) realizaram a comparação de dois cordões depositados com velocidade de deslocamento constante e adotando a estratégia de controle de velocidade, exemplificado na Figura 3.22.



Figura 3.22 - Deposição de cordões de solda com (a) sem controle de velocidade variável e (b) com controle de velocidade variável.

Fonte: Adaptada de Hu *et al.* (2018).

Para Hu *et al.* (2018), no início do cordão, é necessária uma velocidade de deslocamento mais alta que na parte intermediária do cordão. O objetivo é reduzir a quantidade de metal depositado, para evitar a geometria convexa do cordão, e uma menor velocidade é adotada no final da deposição para compensar a forma inclinada do cordão. Pela Figura 3.22 (b), foi possível verificar que, com a aplicação da velocidade variável, foi possível reduzir a geometria convexa da parte inicial das deposições. Entretanto, a inclinação na região final do cordão, ainda, era presente devido à força do arco elétrico, que não foi afetada pela redução de velocidade do curso da solda.

Uma forma encontrada por Hu *et al.* (2018) para reduzir a inclinação encontrada no final das camadas depositadas foi a mudança na forma de deposição: de unidirecional para bidirecional, ilustrada pela Figura 3.23.

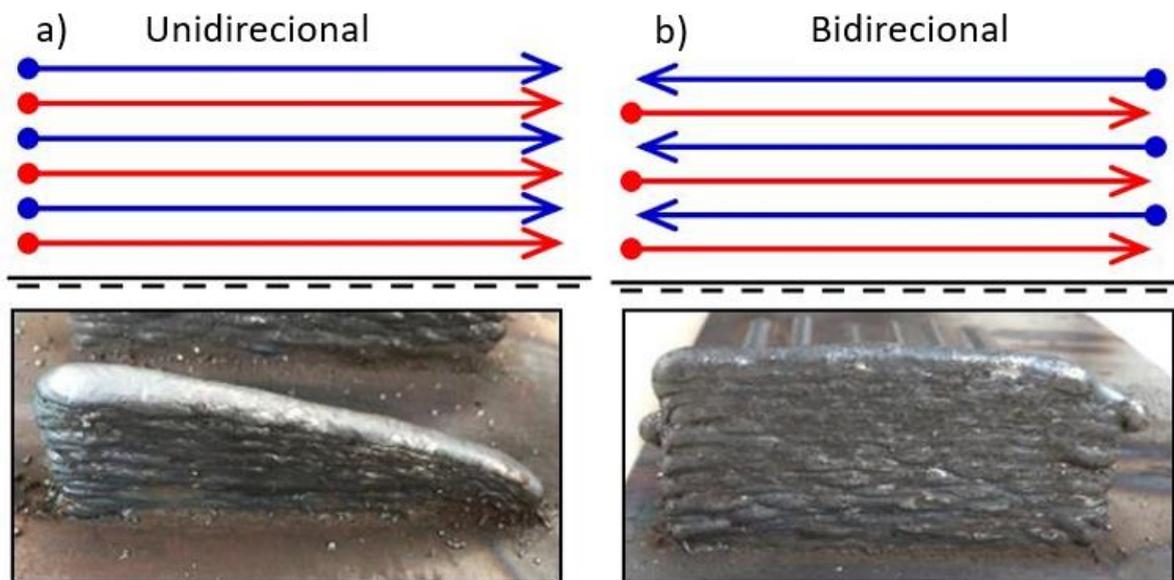


Figura 3.23 - Paredes fabricadas por Manufatura Aditiva com deposições: (a) unidirecional e (b) bidirecional.

Fonte: Adaptada de Hu *et al.* (2018).

Como observado na Figura 3.23, com a mudança na deposição realizada para bidirecional, o cordão mais volumoso no início das deposições compensou a geometria inclinada do final do cordão nas deposições.

Xiong e Zhang (2014), em seu estudo usando uma deposição por soldagem GMAW, enfatizaram que outro ponto crítico para a geometria das peças fabricadas por MA, além do aporte térmico, é distância tocha-peça durante as deposições. A altura do cordão de solda depositado nem sempre é igual à altura de assentamento. A razão pode ser atribuída à alta sensibilidade do processo a pequenas mudanças nos parâmetros de deposição, como: corrente do arco elétrico, taxa de deposição e tensão do arco. Além disso, é importante citar, também, as condições de emissão de calor em diferentes camadas, temperatura entre camadas e deformação da chapa base.

Desse modo, um erro acumulado de altura da camada aumenta durante as deposições. Ou seja, a distância entre o bocal de soldagem e a superfície da última camada depositada é variável. Uma longa distância pode gerar deficiência de proteção com gases inertes, resultando em porosidades, oxidação ou má formação da camada. Por outro lado, uma curta distância entre a peça e tocha faz com que os respingos de solda sofram adesão com o bocal ou até mesmo uma batida entre o bocal e a superfície superior da camada.

3.4.2 Espaçamento Interdendrítico Secundário

O espaçamento interdendrítico secundário (*Secondary Dendrite Arm Spacing – SDAS*) nada mais é que uma medida característica da solidificação do metal de solda, o qual representa um papel essencial na distribuição de solutos e, conseqüentemente, na formação da microestrutura e efeito nas propriedades mecânicas (RAGAVENDRAN; VASUDEVAN, 2020).

Vandersluis e Ravindran (2017) realizaram uma comparação entre diferentes metodologias para cálculo de SDAS disponíveis na literatura, buscando a técnica mais consistente e precisa de medição. A Figura 3.24 apresenta as cinco variações de medições adotadas pelos autores para no estudo.

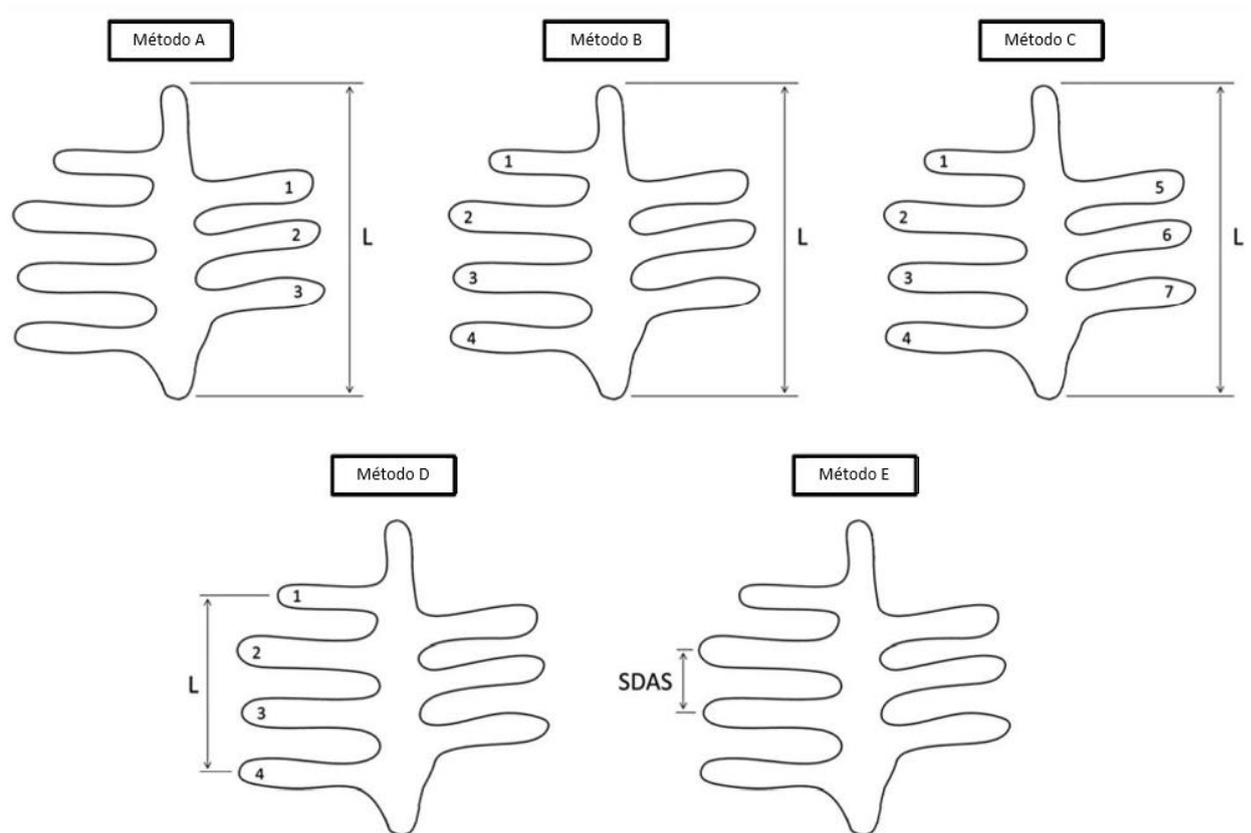


Figura 3.24 - Representação esquemática dos cinco métodos utilizados para medição das SDAS.
Fonte: Adaptada de Vandersluis e Ravindran (2017).

Nos métodos A e B, presentes na Figura 3.24, foram mensurados o comprimento (L) e o número (N) de braços secundários ao longo de um dos lados. No método A, a medição foi feita no lado com a menor densidade de braços secundários, e no método B, no lado com o

maior número de braços secundários.

No método C, apresentado na Figura 3.24, (L) foi considerado como o comprimento total do braço primário e (N) o número total de braços secundários ao longo de ambos os lados do braço primário. No método denominado pelos autores como D, (N) representa o número de braços secundários contados apenas ao longo de um lado do braço primário. Como diferencial dos demais métodos, nesse (L) é medido como o comprimento paralelo ao braço primário, que se estende de centro a centro dos braços secundários contados.

Por fim, no método E, as medições de SDAS foram consideradas como o comprimento paralelo ao braço primário de centro a centro de apenas dois braços secundários adjacentes. O método que, de acordo com os autores, apresentou como o modelo com os menores erros associados foi o método D.

3.5 Manufatura Aditiva em Aços Inoxidáveis Austeníticos

Os aços inoxidáveis são uma classe importante de materiais de engenharia, que tem sido, cada vez mais, aplicada em uma variedade de indústrias e ambientes. Esse material constitui um grupo de aços de alta liga baseados nos sistemas Fe Cr, Fe-Cr-C e Fe-Cr-Ni. Um aço, para ser considerado como inoxidável, deve conter um mínimo de 10,5% em massa de cromo (LIPPOLD; KOTECKI, 2005).

Esses aços são materiais usados em uma ampla gama de aplicações de consumo, industriais e comerciais. Isso se deve às suas propriedades: alta resistência à corrosão em meios oxidantes, resistência mecânica em altas temperaturas e alta tenacidade ao impacto em temperatura criogênica. Eles são escolhidos quando comparados a muitos materiais devido ao seu elevado desempenho mesmo em ambientes agressivos (A DESIGNERS' HANDBOOK SERIES, 1988).

No geral, na fabricação de peças de aços inoxidáveis, os fabricantes empregam a soldagem como o principal método de união (A DESIGNERS' HANDBOOK SERIES, 1988). A maioria dos aços inoxidáveis é soldável, mas muitos requerem procedimentos especiais. Isso se deve ao fato de que, em quase todos os casos, a soldagem resulta em uma alteração significativa na microestrutura do metal de solda e da zona termicamente afetada (ZTA) em relação ao metal base (LIPPOLD; KOTECKI, 2005).

Os aços inoxidáveis austeníticos, normalmente, possuem alta ductilidade e tenacidade e, portanto, exibem alongamento significativo. Eles são considerados caros quando comparados

com outros aços inoxidáveis devido ao alto teor de Ni em sua composição. Porém, eles oferecem vantagens de engenharia distintas, principalmente no que diz respeito à conformabilidade e soldabilidade, que, muitas vezes, reduzem o custo total das fabricações em comparação com outros grupos de aços inoxidáveis (LIPPOLD; KOTECKI, 2005).

A Tabela 3.2 apresenta os principais elementos de liga e suas respectivas faixas de composição para os principais tipos de aços inoxidáveis austeníticos.

Tabela 3.2 - Composição dos principais tipos de aços inoxidáveis austeníticos.

Tipo	C _{máx}	Mn _{máx}	Si	Cr	Ni	Mo	N _{máx}
ABNT 201	0,15	5,50-7,50	1,00	16,00-18,00	3,50-5,50	-	0,25
ABNT 202	0,15	7,50-10,0	1,00	17,00-19,00	4,0-6,0	-	0,25
ABNT 205	0,12-0,25	14,0-15,5	1,00	16,50-18,00	1,0-1,75	-	0,32-0,40
ABNT 301	0,15	2,00	1,00	16,00-18,00	6,0-8,0	-	-
ABNT 302	0,15	2,00	1,00	17,00-19,00	8,0-10,0	-	-
ABNT 303	0,15	2,00	1,00	17,00-19,00	8,0-10,0	0,6	-
ABNT 304	0,08	2,00	1,00	18,00-20,00	8,0-10,5	-	-
ABNT 304H	0,04-0,10	2,00	1,00	18,00-20,00	8,0-10,5	-	-
ABNT 304L	0,03	2,00	1,00	18,00-20,00	8,0-12,0	-	-
ABNT 304N	0,08	2,00	1,00	18,00-20,00	8,0-10,5	-	0,10-0,16
ABNT 304LN	0,03	2,00	1,00	18,00-20,00	8,0-12,0	-	0,10-0,16
ABNT 308	0,08	2,00	1,00	19,00-21,00	10,0-12,0	-	-
ABNT 309	0,2	2,00	1,00	22,00-24,00	12,0-15,0	-	-
ABNT 310	0,25	2,00	1,00	24,00-26,00	19,0-22,0	-	-
ABNT 316	0,08	2,00	1,00	16,00-18,00	10,0-14,0	2,0-3,0	-
ABNT 316H	0,08	2,00	1,00	16,00-18,00	10,0-14,0	2,0-3,0	-
ABNT 316L	0,03	2,00	1,00	16,00-18,00	10,0-14,0	2,0-3,0	-
ABNT 316LN	0,03	2,00	1,00	16,00-18,00	10,0-14,0	2,0-3,0	0,10-0,16
ABNT 316N	0,08	2,00	1,00	16,00-18,00	10,0-14,0	2,0-3,0	0,10-0,16
ABNT 317	0,08	2,00	1,00	18,00-20,00	11,0-15,0	3,0-4,0	-
ABNT 317L	0,03	2,00	1,00	18,00-20,00	11,0-15,0	3,0-4,0	-
ABNT 321	0,08	2,00	1,00	17,00-19,00	9,0-12,0	-	-
ABNT 321H	0,04-0,10	2,00	1,00	17,00-19,00	9,0-12,0	-	-

Fonte: Plaut *et al.* (2007).

Como representado pela Tabela 3.2, os aços inoxidáveis austeníticos, que possuem cromo e níquel como seus principais elementos de liga (além do ferro), são identificados como a série 300 e aqueles que contêm cromo, níquel e manganês (além do ferro) são identificados

como série 200 (A DESIGNERS' HANDBOOK SERIES, 1988).

Os elementos, que promovem a formação de austenita, principalmente o níquel, são adicionados a esses aços em grandes quantidades (geralmente, acima de 8% em massa). Outros elementos estabilizadores de austenita são C, N e Mn (LIPPOLD; KOTECKI, 2005).

O carbono, usualmente, é incorporado para melhorar a resistência à fluência em altas temperaturas. O nitrogênio é incorporado a algumas ligas para melhorar a resistência mecânica, principalmente em temperatura ambiente e criogênica. As ligas com adição nitrogênio são, geralmente, designadas com um sufixo N adicionado em sua nomenclatura, como, por exemplo, 304LN (LIPPOLD; KOTECKI, 2005).

À medida que o cromo é incorporado a essas ligas, a resistência à oxidação e à corrosão é aumentada. Na adição de molibdênio, a resistência à corrosão é por pites é aumentada, mas a resistência à oxidação não. O silício é usado como elemento de liga para promover a resistência à oxidação e a resistência à corrosão pela oxidação de ácidos. O cobre é usado para garantir a resistência em ácido sulfúrico. E, por fim, o nióbio pode ser adicionado às ligas para aumentar a resistência à fluência (MCGUIRE, 2008).

Embora exista grande variedade de aços inoxidáveis austeníticos, as ligas da série 300 são as mais antigas e mais aplicadas. A maioria dessas ligas é baseada no sistema 18C-8Ni, com elementos de liga adicionais ou modificações para fornecer propriedades únicas ou aprimoradas. O tipo “304” é a base dessa série de ligas e junto com o 304L (aços que recebem a nomenclatura L em seu nome têm teores de C menores que 0,03% de massa ou 300ppm) representam as classes de aço inoxidável austenítico mais utilizadas (LIPPOLD; KOTECKI, 2005). A Figura 3.25 representa um diagrama da diferença de tipos de aços inoxidáveis da série 300 para o ABNT 304.

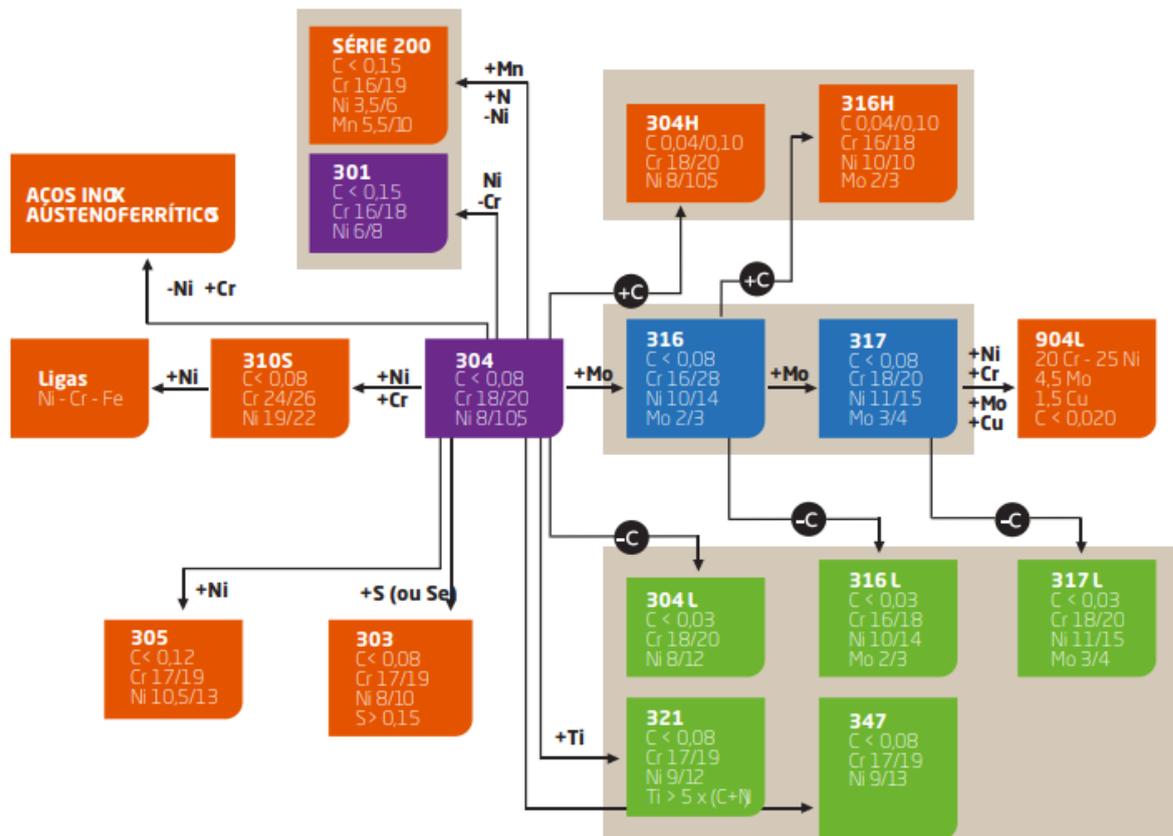


Figura 3.25 - Aços inoxidáveis série 300: ABNT 304 – base para as outras ligas (ao centro) e as diferenças em relação à composição dos principais tipos de aços inoxidáveis para a liga ABNT 304.

Fonte: Cadernos Técnicos APERAM (s.d.).

As ligas, que possuem titânio e nióbio, como os tipos “321” e “347”, são conhecidas como ligas estabilizadas. Afinal, a adição desses dois elementos de liga estabiliza o material contra a formação de carbonetos do tipo $M_{23}C_6$. A adição desses elementos em níveis de até 1,0% em massa reduz, efetivamente, o teor de carbono em solução sólida no ferro e torna a precipitação de carboneto de cromo mais difícil. Isso reduz a possibilidade de sensitização, que pode levar à corrosão intergranular em ligas austeníticas. (LIPPOLD; KOTECKI, 2005).

Chiaverini (2012) ressalta que o aço inoxidável austenítico ABNT 316L nada mais é que um aço ligado ao cromo-níquel com composição nominal, % em massa: 0,03 máx. de C; 2,00 máx. de Mn; 0,045 máx. de P; 0,030 máx. de S; 1,00 máx. de Si; 16,00 – 18,50 de Cr; e 11,00 de Ni; 2,00 – 2,50 de Mo.

O tipo aço “316” substitui, aproximadamente, 2% de Cr por uma quantidade quase igual de Mo para aumentar a resistência à corrosão por pites (LIPPOLD; KOTECKI, 2005). O papel do níquel na liga é aumentar a resistência à corrosão e a resistência à oxidação em altas temperaturas. Afinal, o níquel é capaz de formar uma camada de óxido, que protege o aço espontaneamente (SILVA *et al.*, 2017).

Comparado com o ABNT 304, o aço ABNT 316L possui um melhor desempenho na corrosão sob tensão e na possibilidade de ser aplicado em águas, que possuam até 800ppm (partes por milhão) de cloreto, enquanto em uma aplicação análoga o “304” suportaria até 200ppm de cloreto (CADERNOS TÉCNICOS APERAM, s.d.).

Com a finalidade de averiguar os fatores de temperatura de interpasse e aporte de calor, Cunningham *et al.* (2019) criaram um projeto experimental com paredes construídas a partir de combinações de parâmetros de processo: baixa temperatura entre camadas com alta entrada de calor (LIT-HHI), baixa temperatura entre camadas com baixa entrada de calor (LIT-LHI), alta temperatura entre camadas com alta entrada de calor (HIT-HHI) e alta temperatura entre camadas com baixa entrada de calor (HIT-LHI). Os níveis de entrada de calor investigados derivam-se das velocidades de deslocamento mínima e máxima, que podem ser alcançadas sem acúmulo excessivo no cordão de solda, para evitar instabilidades na deposição geométrica, e foram obtidos variando apenas a velocidade de deslocamento da tocha de soldagem. Uma parede fabricada é ilustrada pela Figura 3.26.



Figura 3.26 - Construção de uma parede de um aço ABNT 316LSi e sistema de coordenadas usado empregando-se a técnica de Manufatura Aditiva.

Fonte: Cunningham *et al.* (2019).

Para examinar a peça construída e suas propriedades, referentes à Figura 3.26, foram feitas análises microestruturais e ensaios de microdureza além de ensaios de tração (com corpos de prova retirados em duas orientações da parede construída: horizontal e vertical).

Nos resultados obtidos, pôde ser verificado que as microestruturas de um aço tipo ABNT

316LSi produzidas pelo emprego da técnica WAAM consistem em uma mistura de dendritas colunares finas e grandes grãos colunares de forma irregular, que cresceram ao longo das bandas de camada na direção de construção, conforme exemplificado na Figura 3.27. As microestruturas variam, periodicamente, ao longo das bandas da camada, com regiões de grãos finos e grosseiros (CUNNINGHAM *et al.*, 2019).

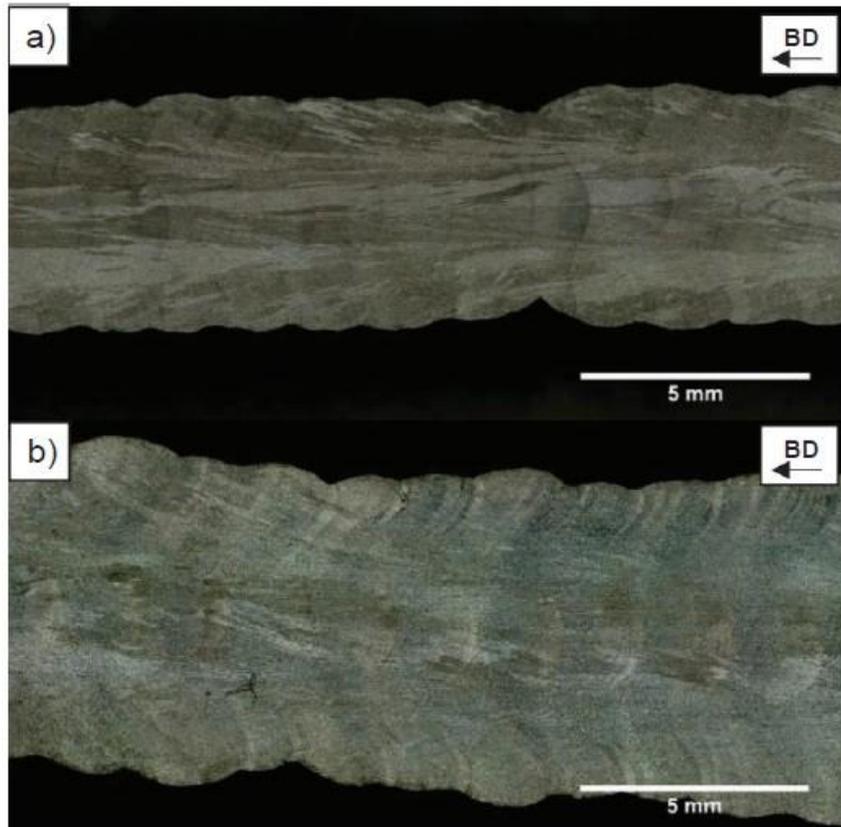


Figura 3.27 - Crescimento de grãos colunares visíveis a partir da macroestrutura em a) LIT-LHI (baixa temperatura entre camadas com alta entrada de calor) e b) paredes finas experimentais HIT-HHI (alta temperatura entre camadas com alta entrada de calor) em cordões de um aço inoxidável tipo ABNT 316LSi fabricados por WAAM. Os grãos colunares LIT-LHI exibiram uma maior proporção do aspecto devido ao forte gradiente térmico. A amostra de HIT-HHI experimentou maiores temperaturas de construção e por isso teve uma grande tendência ao crescimento de grãos.

Fonte: Cunningham *et al.* (2019).

A morfologia da seção transversal construída a 15mm da base é apresentada na Figura 3.28. Pela análise da Figura 3.28, é possível verificar que, em cada um dos experimentos, a ferrita (δ) desenvolvida possuía morfologia dendrítica dentro de uma matriz de austenita. Três zonas periódicas são visíveis, zona de grãos finos (FZ), zona de transição (TZ), a qual apresentou um engrossamento progressivo da microestrutura FZ devido ao aumento do efeito de reaquecimento da deposição de camadas sobrepostas e, por fim, um refinamento progressivo de grãos grosseiros devido à redução do efeito do aquecimento.

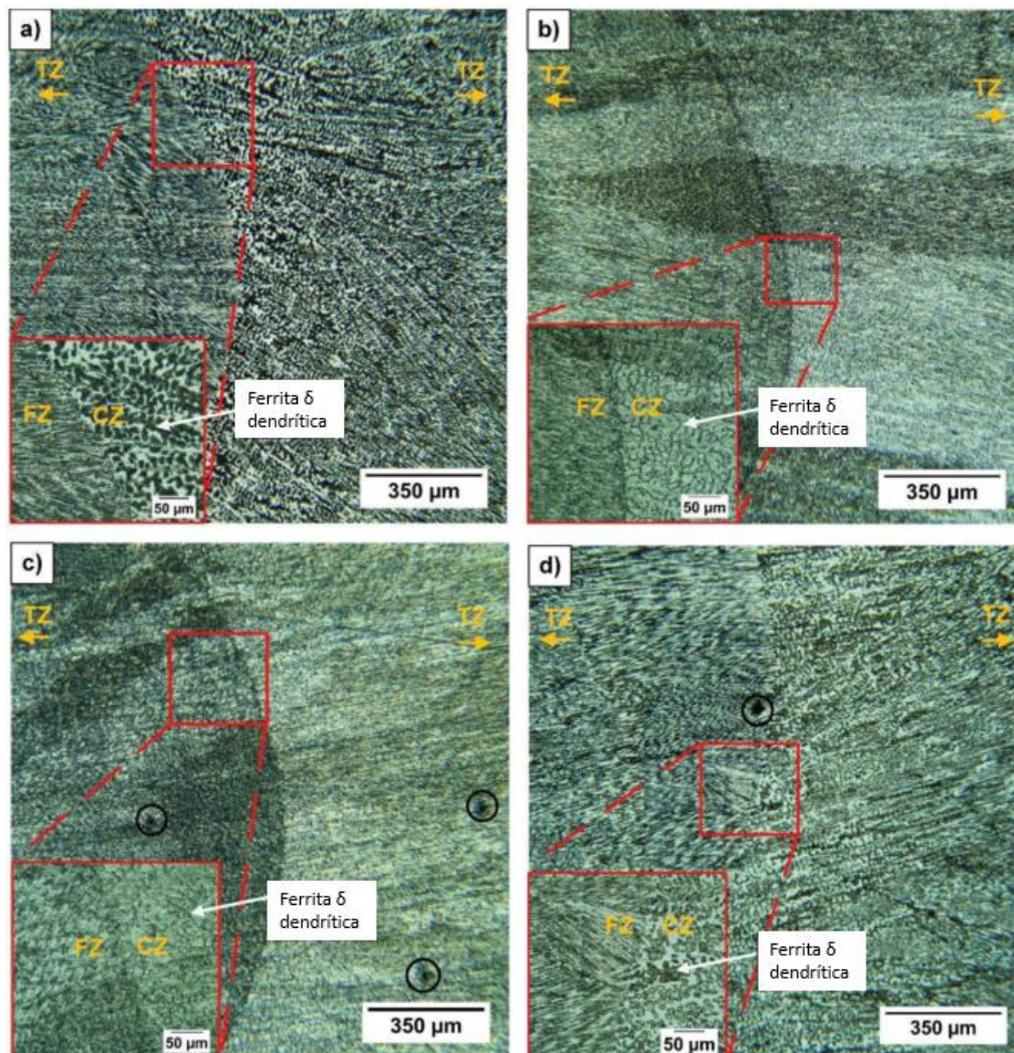


Figura 3.28 - Morfologia da parede à 15mm do substrato para a) LIT-HHI, b) LIT-LHI, c) HIT-HHI e d) HIT-LHI. Os recortes de microdureza são visíveis em c) e d) e estão circulado em preto.
 Fonte: Cunningham *et al.* (2019).

As propriedades de tração encontradas pelos autores nas paredes fabricadas são apresentadas na Tabela 3.3:

Tabela 3.3 - Módulo de elasticidade, limite de escoamento, limite de resistência e alongamento (%) dos corpos de prova extraídos na horizontal e vertical das paredes fabricadas.

Amostra	Local	n	Limite Escoamento	Limite de	Alongamento (%)
			(MPa)	Resistência (MPa)	
LIT-HHI	Média	6	320,2±26,9	570,9±22,1	42,1%±2,3
	Horizontal	3	330,7±34,4	582,2±21,4	42%±2,9
	Vertical	3	330,9±17,08	559,6±19,5	42,2%±2,2
LIT-LHI	Média	6	308,1±16,6	561,2±32,6	41,4%±8,6
	Horizontal	3	313,8±14,8	549,4±34,5	47,3%±8,6

	Vertical	3	302,4±19,2	572,9±32,5	35,5%±2,9
	Média	6	302,6±25,0	579,0±29,9	44,1%±5,2
HIT-HHI	Horizontal	3	302,0±11,4	576,7±10,2	47%±5,9
	Vertical	3	303,1±37,9	581,4±46,0	41,3%±3,0
	Média	6	298,8±5,5	565,2±9,43	43,0%±4,8
HIT-LHI	Horizontal	3	300,1±5,4	551,9±10,2	44,4%±5,5
	Vertical	3	297,5±6,8	578,4±26,5	40,9%±4,1

Fonte: Cunningham *et al.* (2019).

A partir da análise da Tabela 3.3, Cunningham *et al.* (2019) verificaram que a orientação dos corpos de prova possui efeito significativo nas propriedades de alongamento das paredes fabricadas – as amostras horizontais tiveram um alongamento médio de 45,2% comparado com 40,0% das amostras extraídas na orientação vertical –, o que indica que os corpos de prova extraídos na direção horizontal possuem maior ductilidade.

Em relação às medições de microdureza Vickers, foi percebido por Cunningham *et al.* (2019) que há uma redução na microdureza com o aumento da distância do substrato. O elevado índice de entrada de calor juntamente com a elevada temperatura entre camadas reduziu a microdureza nos primeiros 25mm na parede fabricada quando comparado com a parede fabricada com a mesma entrada de calor, mas com um tempo de espera para resfriamento mais longo entre as camadas. Todavia, para as paredes fabricadas com baixa entrada de calor, houve uma menor diferença de microdureza nos primeiros 25mm da altura.

No entanto, com o aumento da altura da parede fabricada, o efeito da alta temperatura entre as camadas torna-se mais aparente com a menor entrada de calor, influenciando na microdureza, conforme apresentado na Figura 3.29.

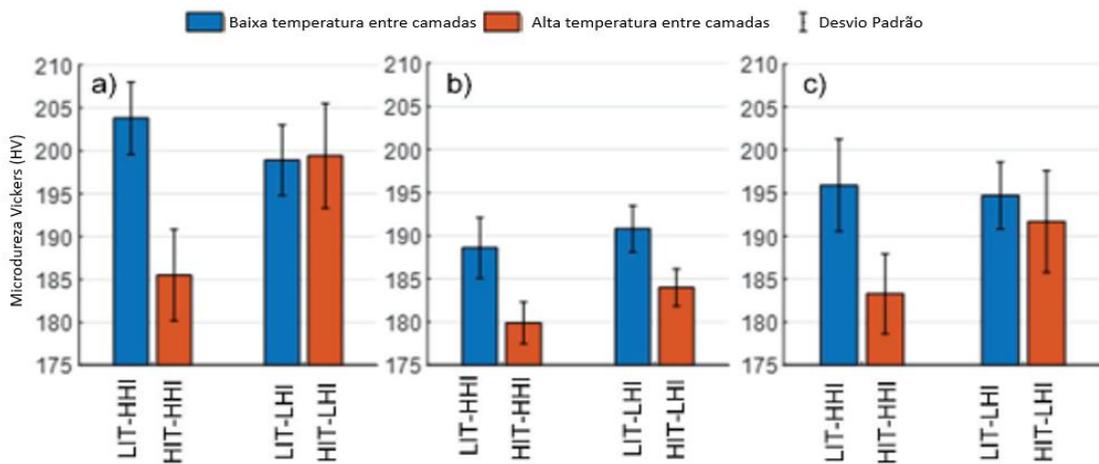


Figura 3.29 - Microdureza Vickers em a) primeiros 25mm da altura da parede, b) últimos 25mm da altura da parede e c) média de ambas as seções - Microdureza Vickers em a) primeiros 25mm da altura da parede fabricada, b) últimos 25mm da altura da parede fabricada e c) média de ambas as seções.
 Fonte: Adaptada de Cunningham et al. (2019).

Por fim, as superfícies de fratura foram observadas em um Microscópio Eletrônico de Varredura. Conforme a Figura 3.30, é possível verificar que todas as fraturas possuem características típicas de fraturas de materiais dúcteis, com *dimples* visíveis em toda a superfície.

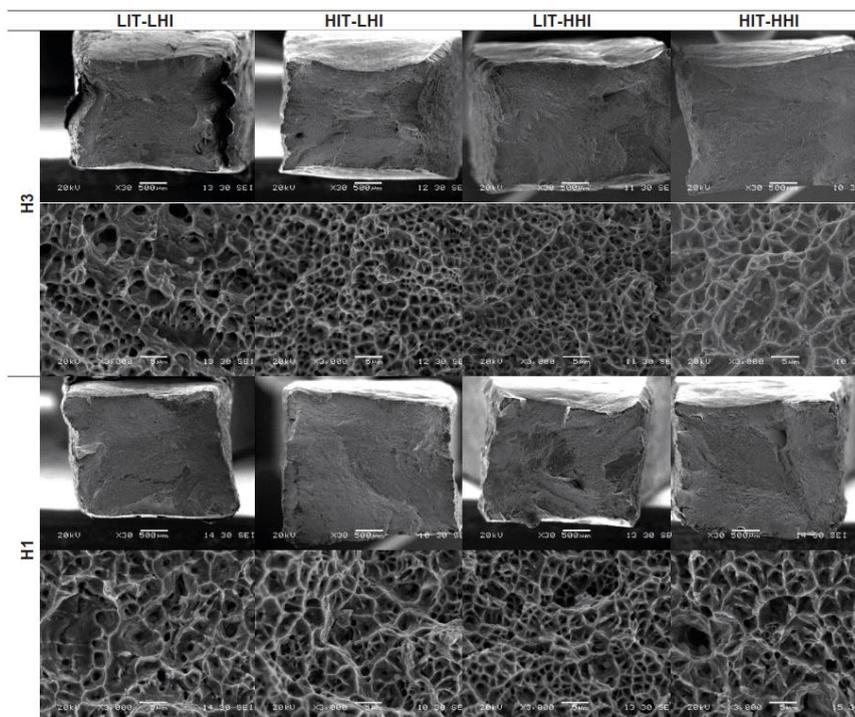


Figura 3.30 - Micrografias das superfícies fraturadas nas diferentes condições de deposição: LIT-LHI (baixa temperatura entre camadas com baixa entrada de calor), LIT-HIT (baixa temperatura entre camadas com alta entrada de calor), HIT-HHI (alta temperatura entre camadas com alta entrada de calor) e HIT-LHI (alta temperatura entre camadas com baixa entrada de calor).
 Fonte: Adaptada de Cunningham et al. (2019).

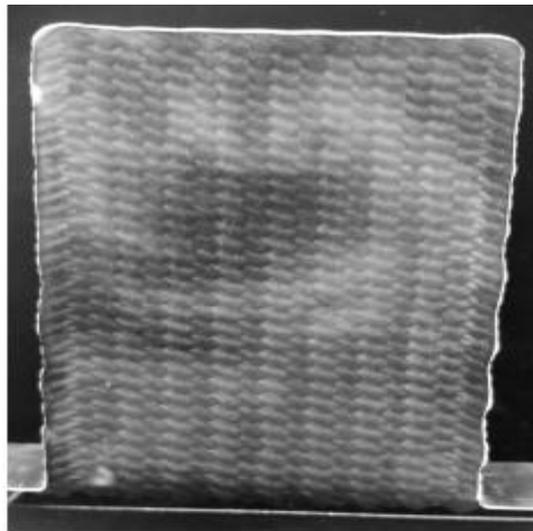
Também usando a abordagem passiva de controle térmico, na qual o controle da temperatura da pré-forma é realizado de maneira indireta a partir de um elemento intermediário, Elmer *et al.* (2020) realizaram experimentos com um aço inoxidável do tipo ABNT 308L. O estudo teve como objetivo comparar as vantagens e as desvantagens de três processos de alimentação de arame. Para isso, os autores avaliaram as propriedades mecânicas e as microestruturas de formas retangulares de tamanho semelhantes fabricadas a partir de um arame de um aço inoxidável ABNT 308L. Para a fabricação aditiva, a fonte foi usada no modo CMT *pulse* com gás de proteção Ar-29,5%He-0,5%CO₂.

As paredes retangulares fabricadas por Elmer *et al.* (2020) aplicando a técnica WAAM foram feitas a uma velocidade de deslocamento de soldagem de 0,32 m/min, o que produziu uma poça de fusão de aproximadamente 9mm de diâmetro. Ao término de cada camada, gás argônio foi soprado sobre a forma retangular, que estava sendo construída, para ajudar a resfriá-la. Uma escova de arame foi usada para limpar a superfície após a deposição de cada camada e minimizar o aprisionamento de óxidos durante a construção. Foi necessário um total de aproximadamente cinco minutos de tempo de soldagem e cinco minutos de tempo de resfriamento/limpeza por camada (ELMER *et al.*, 2020). A Figura 3.31 apresenta a forma retangular construída com os parâmetros citados.

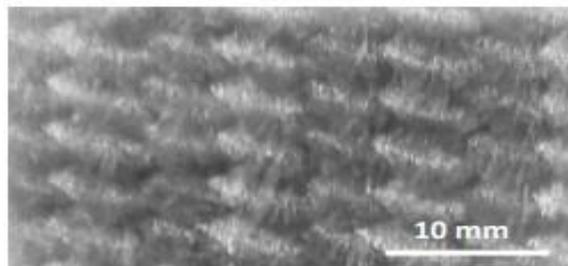


Figura 3.31 - Parede retangular fabricada por MA feita com um fio de arame de aço inoxidável do tipo ABNT 308L,
Fonte: Elmer *et al.* (2020).

Uma avaliação microestrutural foi realizada na parede fabricada, na qual foi observado que dendritas de ferrita (δ) estavam alinhadas verticalmente na direção de construção e a microestrutura de ferrita mostra morfologias vermicular e rendilhada, conforme ilustrado na Figura 3.32-C (ELMER *et al.*, 2020).



(a)



(b)



(c)

Figura 3.32 - Microestruturas de um aço que foi submetido ao procedimento de Manufatura Aditiva ao arco elétrico: a) fotografia da seção transversal cortada, lixada e polida com 115mm de largura seção da forma retangular, b) fotografia do cordão de solda e detalhe da estrutura do grão, e c) microestrutura de ferrita delta e austenita.

Fonte: Elmer *et al.* (2020).

Segundo Elmer *et al.* (2020), para realizar ensaios de tração, corpos de prova foram obtidos da forma retangular fabricada de um aço inoxidável do tipo ABNT 308L pela técnica DED-Arc ao longo das direções transversal, longitudinal e vertical. Os resultados mostraram que a orientação, que obteve os melhores resultados, foi a transversal. O processo de MA ao arco elétrico foi o processo que produziu as maiores taxas de deposição com “boas” propriedades e acabamento superficial, tornando-se vantajoso para peças maiores.

É importante citar, também, o estudo realizado por Wang, Xue e Wang (2019), o qual teve como objetivo realizar experimentos aplicando a técnica DED-Arc em um aço inoxidável do tipo ABNT 316L sob diferentes modos de arco elétrico e uma taxa de deposição constante. Os autores analisaram o impacto do modo de arco na estabilidade do processo de fabricação, integridade estrutural, microestruturas e propriedades mecânicas. Para isso, uma placa comercial de aço inoxidável do tipo ABNT 316L com dimensões de 250 x 100 x 5mm³ foi selecionada como substrato e arame de aço inoxidável ABNT 316L com diâmetro de 1,2mm foi usado para deposição.

Os modos *SpeedPulse* e *SpeedArc* foram os dois tipos de modos de arco elétrico propostos. Foi usado como gás de proteção o Argônio com 99,99% de pureza. O comprimento de uma única camada foi de 150mm e o caminho foi varrido para frente e para trás, o que representa que a direção de varredura na camada superior é oposta à da camada subjacente.

Além disso, o tempo de parada durante a transição para a próxima camada adjacente foi de 20 s. Foram realizadas análises microestruturais e ensaios de tração e dureza para avaliação da peça fabricada. A Figura 3.33 apresenta como foram extraídos os corpos de prova na peça fabricada.

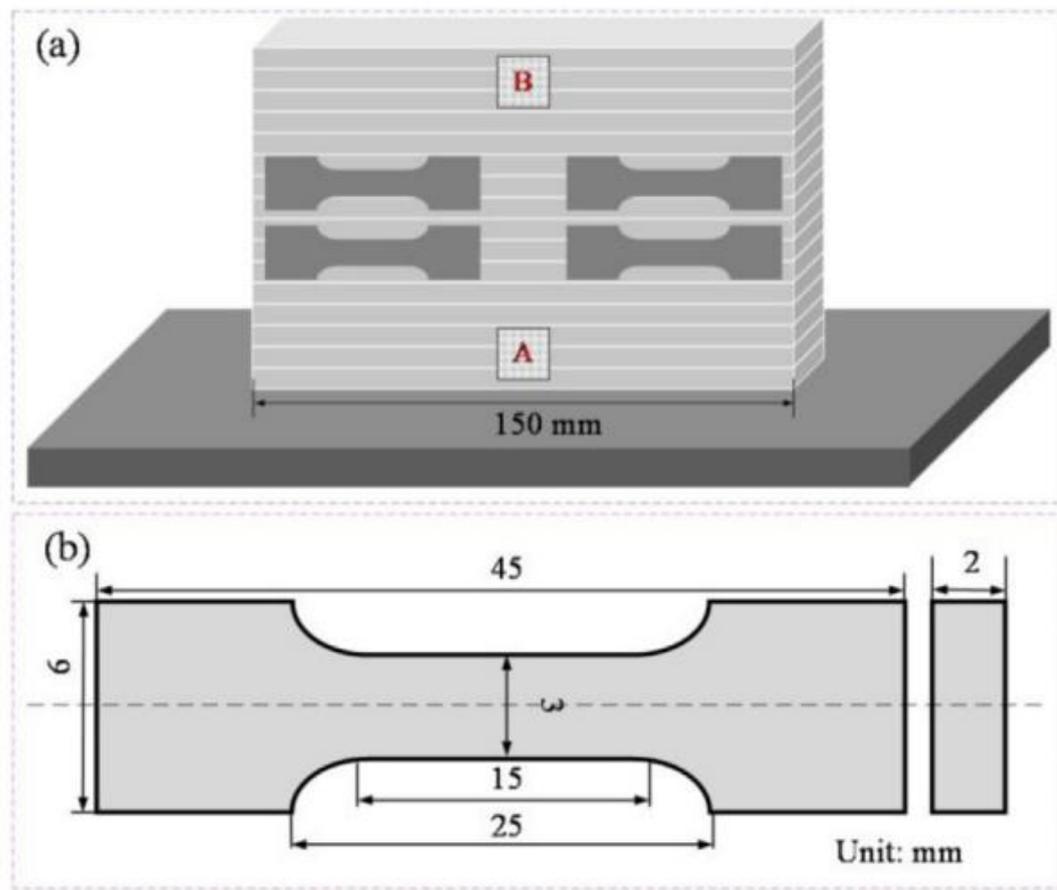


Figura 3.33 - Representação esquemática da localização dos corpos de prova para ensaios mecânicos e análise microscópica, que foram extraídos de uma parede fabricada pela técnica WAAM usando um aço inoxidável do tipo ABNT 316L como os modos de arco elétrico Speed Pulse e SpeedArc (a) Localizações das amostras de metalografia e (b) Dimensão do corpo de prova de tração.

Fonte: Wang, Xue e Wang (2019).

A Figura 3.34 ilustra as microestruturas ao longo da seção transversal de uma camada do componente fabricado pela técnica WAAM. Nesta, é possível identificar a forma como ocorre o crescimento dos grãos durante a fabricação aditiva. A ferrita (δ), que é mostrada em cinza, distribui-se dentro da matriz de austenita (γ), a qual se mostra na cor branca (WANG; XUE; WANG, 2019). A Figura 3.34 (b) e (c) apresenta micrografias de maior ampliação na parte superior e inferior da camada específica. Os grãos crescem ao longo da direção vertical. Podem ser observados grãos adjacentes à linha de fusão, como apresentado na Figura 3.34 (c). Em seguida, os grãos se desenvolvem em finas estruturas colunares distantes da linha de fusão. Finalmente, as estruturas colunares finas se desenvolvem em estruturas colunares grosseiras, e as dendritas secundárias podem ser claramente observadas mais longe da linha de fusão, como ilustrado na Figura 3.34 (b). Para a próxima camada, os grãos crescem da mesma maneira.

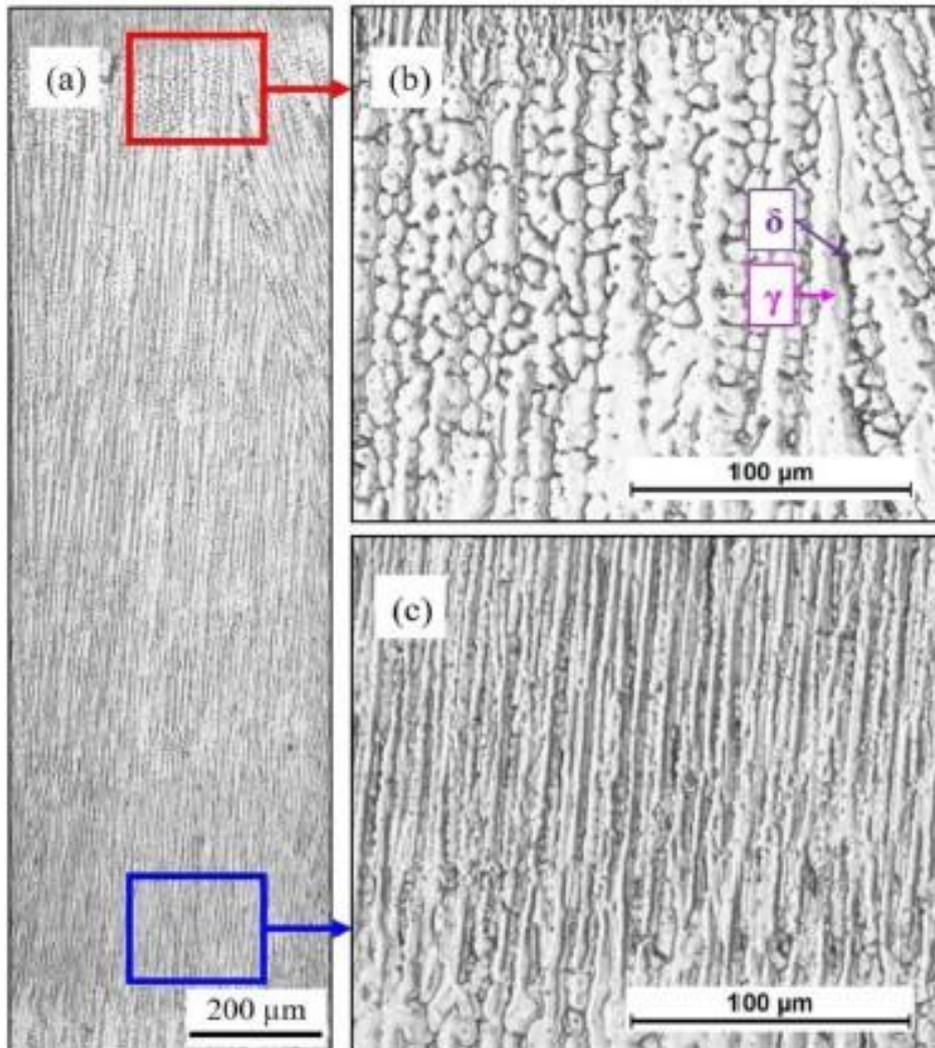


Figura 3.34 - (a) Micrografias ópticas ao longo da seção transversal de uma camada específica de um componente produzido pela técnica WAAM usando um aço inoxidável ABNT 316L. As Figuras (b) e (c) ilustram micrografias de maior ampliação das localizações superior e inferior da camada específica.

Fonte: Wang, Xue e Wang (2019).

Em relação aos resultados do ensaio de tração, foi identificado que o limite de resistência das peças fabricadas com os modos *SpeedPulse* e *SpeedArc* ao longo da direção horizontal foi superior a 540MPa. Alvéolos (*dimples*) distribuídas de forma uniforme foram observadas na superfície de fratura (WANG; XUE; WANG, 2019).

É relevante destacar, também, o estudo realizado por Jafarzad-Shayan *et al.* (2023) sobre as propriedades mecânicas de uma parede de 200mm x 60mm x 7mm fabricada com aço inoxidável ABNT 316L pelo processo GMAW. Com o objetivo de evitar o acúmulo excessivo de calor, a parede, exemplificada na Figura 3.35, foi construída usando deposição unidirecional com tempo de resfriamento natural de dois minutos entre as camadas depositadas.



Figura 3.35 - Parede fabricada com aço ABNT 316L usando o processo WAAM com GMAW.
Fonte: Adaptada de Jafarзад-Shayan *et al.* (2023).

Para mensurar as propriedades da parede fabricada por Manufatura Aditiva, foram realizados ensaios de tração uniaxial a partir de corpos de prova extraídos da região central da geometria. A curva tensão-deformação de engenharia apresentou valores de limite de escoamento de 450 ± 20 MPa, limite de resistência de 749 ± 40 MPa e alongamento de $48,7 \pm 2,1\%$ (JAFARZAD-SHAYAN *et al.*, 2023).

Jafarзад-Shayan *et al.* (2023) ressaltaram no trabalho a importância da ferrita (δ) no fortalecimento do material a partir de dois mecanismos: atuando como uma segunda fase reforçadora e devido à incompatibilidade mecânica com a austenita. Com o objetivo de mensurar a fração de ferrita (δ), os autores realizaram uma análise por difração de raio X e os resultados mostraram que o teor de ferrita delta variou em diferentes regiões da amostra, com valores mais altos na região inferior e mais baixos na região superior, como observado na Figura 3.36.

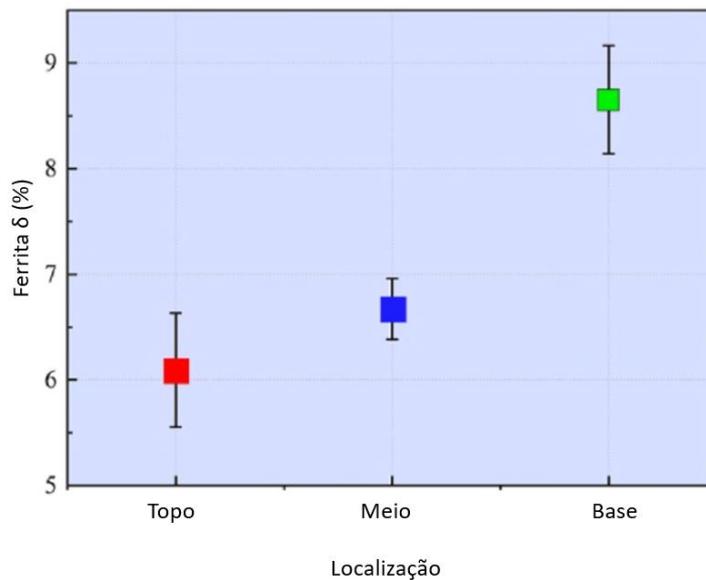


Figura 3.36 - Fração volumétrica de ferrita (δ) medida em três regiões de uma parede fabricada por Manufatura Aditiva.

Fonte: Adaptada de Jafarzad-Shayan *et al.* (2023).

Observou-se que, na região inferior, mais próxima da base, a fração de ferrita foi de $8,65 \pm 0,51\%$, o que está relacionado com as maiores taxas de resfriamento devido à troca térmica com a base. Entretanto na região superior, a fração de ferrita (δ) encontrada pelos autores foi de $6,09 \pm 0,53\%$, o que foi atribuído a uma menor taxa de resfriamento associada ao acúmulo de calor (JAFARZAD-SHAYAN *et al.*, 2023).

Por fim, é importante destacar, também, o trabalho de Souza (2022), o qual realizou uma pesquisa com o objetivo geral de analisar a microestrutura e o comportamento mecânico do aço inoxidável “316L” fabricado por dois diferentes processos de Manufatura Aditiva (técnicas: WAAM e Fusão Seletiva a Laser). Para isso, foram fabricados tubos de diâmetro nominal de 3 polegadas com 200 mm de comprimento e 11 mm de espessura. No tubo fabricado por Manufatura Aditiva, a deposição de material foi realizada sobre um substrato com composição química semelhante adotando uma estratégia de deposição em espiral contínua. Como estratégia de resfriamento, foi adotada a técnica de resfriamento ativo por quase-imersão (RAQI).

Pela análise de uma amostra do tubo de aço ABNT 316L fabricada pela técnica WAAM, os autores identificaram que, em nível macroscópico, exemplificado pela Figura 3.37 (a), foi possível observar as diferentes camadas formadas durante a deposição. Com o auxílio do microscópio ótico, foi realizado um aumento da região destacada na Figura 3.37 (a). A região 1-2 identificada na Figura 3.37 (b) é classificada como região intercamada, a qual possui uma

microestrutura diferente das regiões de camada 1 e 2.

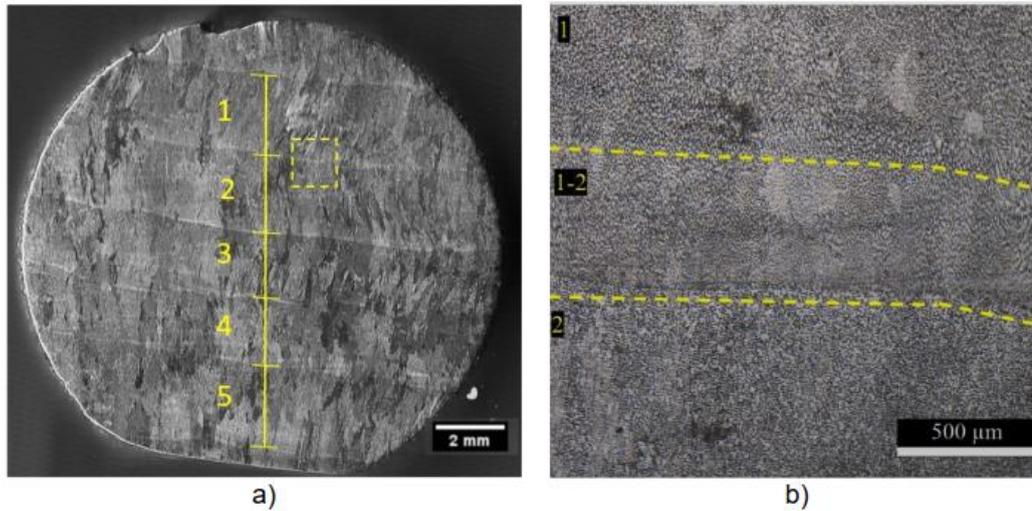


Figura 3.37 - Amostras extraídas de um tubo fabricado por WAAM usando um arame de ABNT 316L a) Macrografia corpo de prova e b) microestrutura obtida por microscópio ótico do aço inoxidável 316L na região entre as camadas 1 e 2.

Fonte: Souza (2022).

Souza (2022) investigou as microestruturas encontradas nas regiões de camadas, identificadas na Figura 3.37 (b) como 1 e 2, e na região intercamada denominada de 1-2. Nas três regiões, foi identificada a presença de ferrita em uma matriz de austenita. Na região intercamada, a autora averigua uma mudança na morfologia de ferrita (δ) encontrada. Assim, além da ferrita (δ) vermicular e *lathy*, foi observada a formação de ferrita (δ) colunar e globular, o que foi associado aos diferentes ciclos térmicos da fabricação, como observado na Figura 3.38.

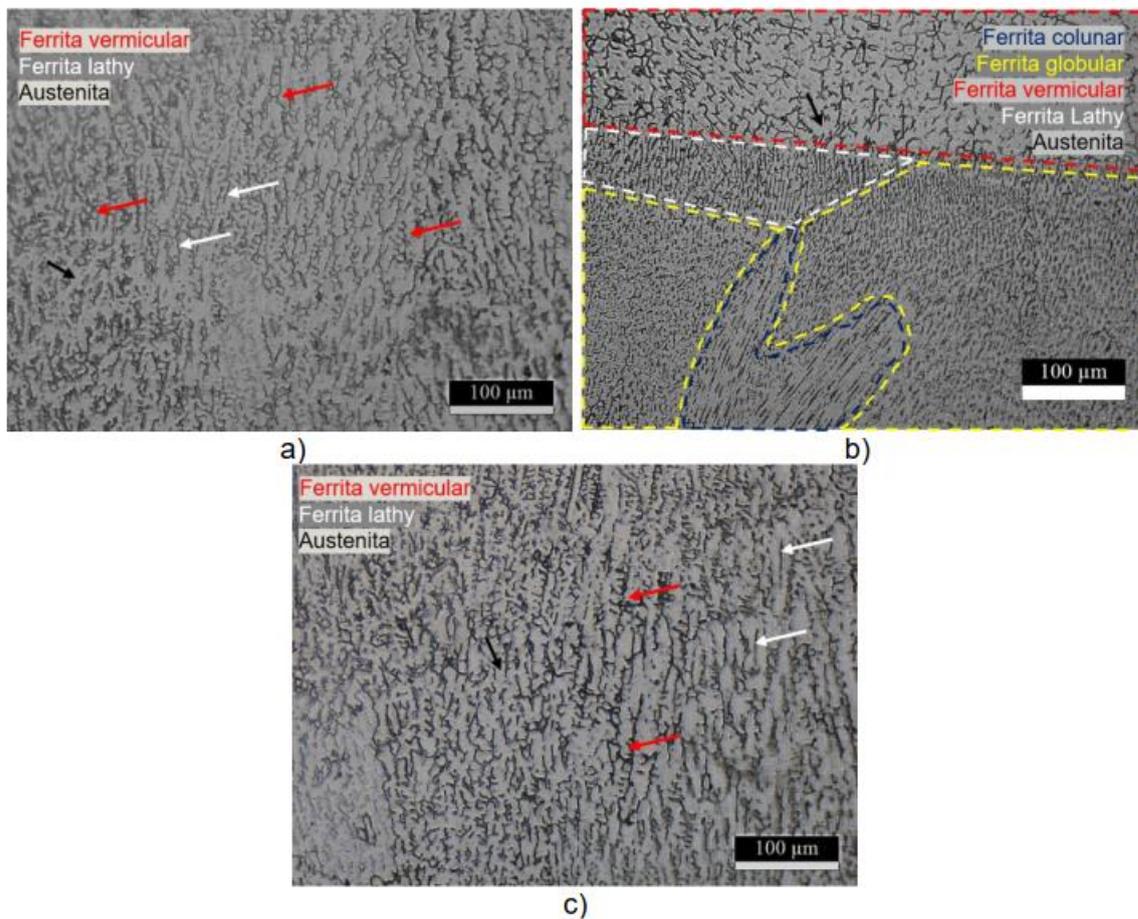


Figura 3.38 - Micrografia obtida por microscópio ótico: a) camada 1 b) intercamada (1-2) e c) camada 2.
 Fonte: Souza (2022).

Com o auxílio de imagens obtidas por MEV das regiões de camada e intercamada e do *software ImageJ*, foi estimado o teor de ferrita (δ) presente em cada região. Os valores encontrados por Souza (2022) foram de 9% de ferrita (δ) na região de camadas e 10% na região intercamada. Quando comparados com a faixa de ferrita (δ) estimada por Pessanha (2018), a qual varia de 5% a 20% de ferrita nos aços inoxidáveis austeníticos fundidos, a autora considerou que os resultados encontrados foram coerentes.

Os resultados obtidos nos ensaios de microdureza, Souza (2022) verificou que o tubo fabricado pela técnica WAAM apresentou uma microdureza maior que a técnica de fabricação convencional, o que foi atribuído à presença de ferrita (δ) e ao menor tamanho de grão associado à maior taxa de resfriamento do processo de MA.

4 MATERIAIS E MÉTODOS EXPERIMENTAIS

O fluxograma da Figura 4.1 apresenta as principais etapas na execução das atividades deste trabalho.

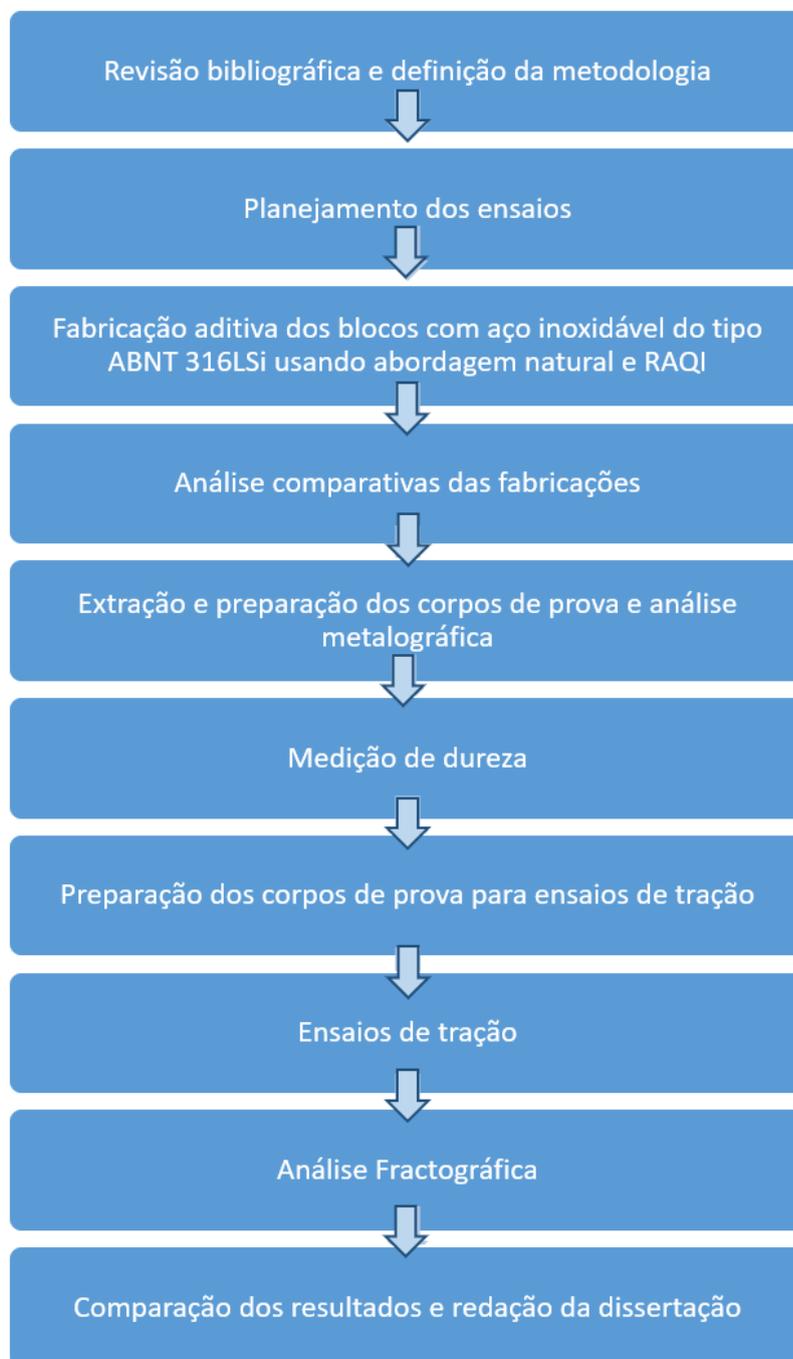


Figura 4.1 - Fluxograma para elaboração da pesquisa.

4.1 Materiais

Para o estudo, o aço inoxidável do tipo ABNT 316LSi foi usado em forma de arame-eletrodo para o processo de DED-Arc. Uma chapa comercial de aço baixo carbono (ABNT 1020) foi selecionada como base para fabricação. Foi usado um arame com 1,0mm de diâmetro e o gás argônio com 99,99% de pureza como gás de proteção.

A composição química do aço ABNT 316LSi pode ser encontrada na Tabela 4.1.

Tabela 4.1 - Composição química para o aço ABNT 316LSi.

Elemento	C	Cr	Ni	Mo	Mn	Si	P	S	N
% peso	0,03	16,0- 18,0	10,0- 14,0	2,0- 3,0	2,0	0,75	0,045	0,03	0,1

Fonte: STEELS (2013).

A Tabela 4.2 apresenta as principais propriedades do AISI 316LSi após passar pelo processo de soldagem.

Tabela 4.2 - Propriedades mecânicas para AISI 316LSi.

Resistência à Tração Min	485 Mpa
Alongamento Min	40%

Fonte: STEELS (2013).

4.2 Métodos Experimentais

4.2.1 Condições de Deposição

A pesquisa foi dividida em quatro condições de deposição comparativas:

- (i) Manufatura Aditiva usando resfriamento natural com deposição unidirecional;
- (ii) Manufatura Aditiva usando resfriamento natural com deposição bidirecional;
- (iii) Manufatura Aditiva usando Resfriamento Ativo por Quase-Imersão (RAQI) com deposição unidirecional;
- (iv) Manufatura Aditiva usando Resfriamento Ativo por Quase-Imersão (RAQI) com deposição bidirecional;

Para ambas as abordagens, com e sem resfriamento ativo, a deposição do material e a

construção da geometria, utilizou-se uma fonte de soldagem MIG/MAG, disponível no Laboratório de Soldagem do DEMET/EM/UFOP. Para a manipulação automática da tocha e construção da geometria (movimento em X, Y e Z), esta foi acoplada ao cabeçote do centro de usinagem programado por comando numérico computadorizado (CNC) presente no Laboratório de Usinagem do DEMEC/EM/UFOP. A Tabela 4.3 apresenta os principais parâmetros do processo DED-Arc usados para a fabricação das amostras.

Tabela 4.3 - Parâmetros de deposição para fabricação das paredes por Manufatura Aditiva.

Fonte de energia	MIG/MAG
Arame de deposição	ABNT 316LSi Ø 1,0mm
Base da deposição	Aço baixo carbono ABNT 1020
Gás de proteção	Argônio com 99,99% de pureza
Líquido de refrigeração do RAQI	Água em temperatura ambiente (~23°C)
Comprimento de deposição no CNC	120mm
Altura da parede programada em CNC	60mm
Corrente de soldagem	140A
Velocidade de alimentação	4mm/s
Tensão	~20V
Distância bico da tocha para a peça	12mm

Foram adotados dois métodos para deposição de camadas: unidirecional e bidirecional. Na deposição unidirecional, a tocha realiza a deposição de arame em apenas uma direção. Na deposição bidirecional, a tocha deposita o arame em direções alternadas, o que torna a fabricação mais produtiva, visto que não há a necessidade de abrir e fechar o arco nas extremidades de cada camada. Os métodos citados são ilustrados pela Figura 4.2 e 4.3.

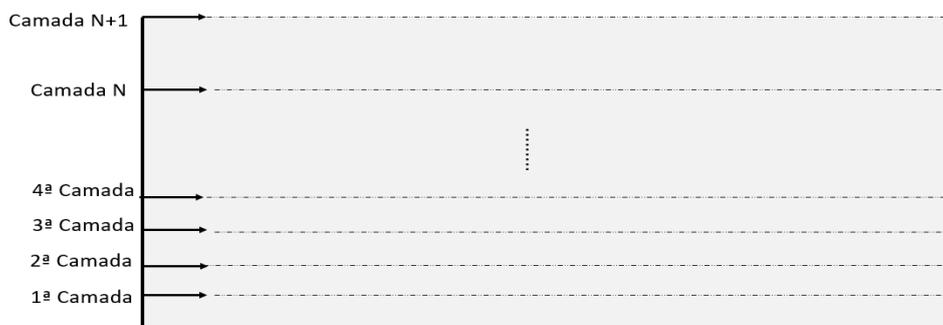


Figura 4.2- Método para deposição de camadas utilizado para fabricação das paredes: Camadas unidirecionais- a deposição é feita sempre na mesma direção

Fonte: Adaptada de Souza (2017).



Figura 4.3 - Método para deposição de camadas utilizado para fabricação das paredes: Camadas bidirecionais- a deposição é feita em direções alternadas.

Fonte: Adaptada de Souza (2017).

Foram adotadas duas condições de resfriamento: cenário 1, com resfriamento natural – nesse caso, as camadas subseqüentes foram depositadas sem uma técnica ativa para resfriamento; e cenário 2, com a deposição de arame-eletrodo em uma cuba (com dimensões de 135 x 220 x 450mm) usando a técnica de resfriamento ativo por quase-imersão (RAQI).

É importante salientar que, para cumprir o objetivo de depositar as 20 camadas por Manufatura Aditiva com resfriamento natural, foi necessário adotar diferentes intervalos entre passes para os dois métodos de deposição propostos. Para isso, um termopar tipo K foi usado para medir a temperatura na região central do material. A utilização da técnica RAQI permitiu a deposição de 20 passes consecutivos sem a necessidade de tempo de espera.

A Tabela 4.4 ilustra o detalhamento da deposição para cada condição proposta.

Tabela 4.4 - Condições gerais para a construção das paredes por Manufatura Aditiva contemplando o método de deposição, o modo de resfriamento e o detalhamento da deposição.

Condição	Método	Resfriamento	Identificação	Detalhamento da deposição
I	Unidirecional	Natural	SRUS	Deposição de 10 passes consecutivos. Adotado tempo de resfriamento para início de novas deposições até totalizar 20 camadas.
II	Bidirecional	Natural	SRAS	Deposição de quatro passes consecutivos. Adotado tempo de resfriamento para início de novas deposições até totalizar 20 camadas.
III	Unidirecional	RAQI	CRUS	Deposição de 20 passes consecutivos.
IV	Bidirecional	RAQI	CRAS	Deposição de 20 passes consecutivos.

Para as condições de deposição que adotaram a técnica de resfriamento ativo por quase-imersão (RAQI), a base de aço carbono foi posicionada dentro de uma cuba com água e o nível do líquido foi elevado à medida que a altura da parede construída aumenta. A Figura 4.4 ilustra

como foi realizada a construção das paredes nas condições listadas usando o resfriamento ativo por quase-imersão (RAQI).

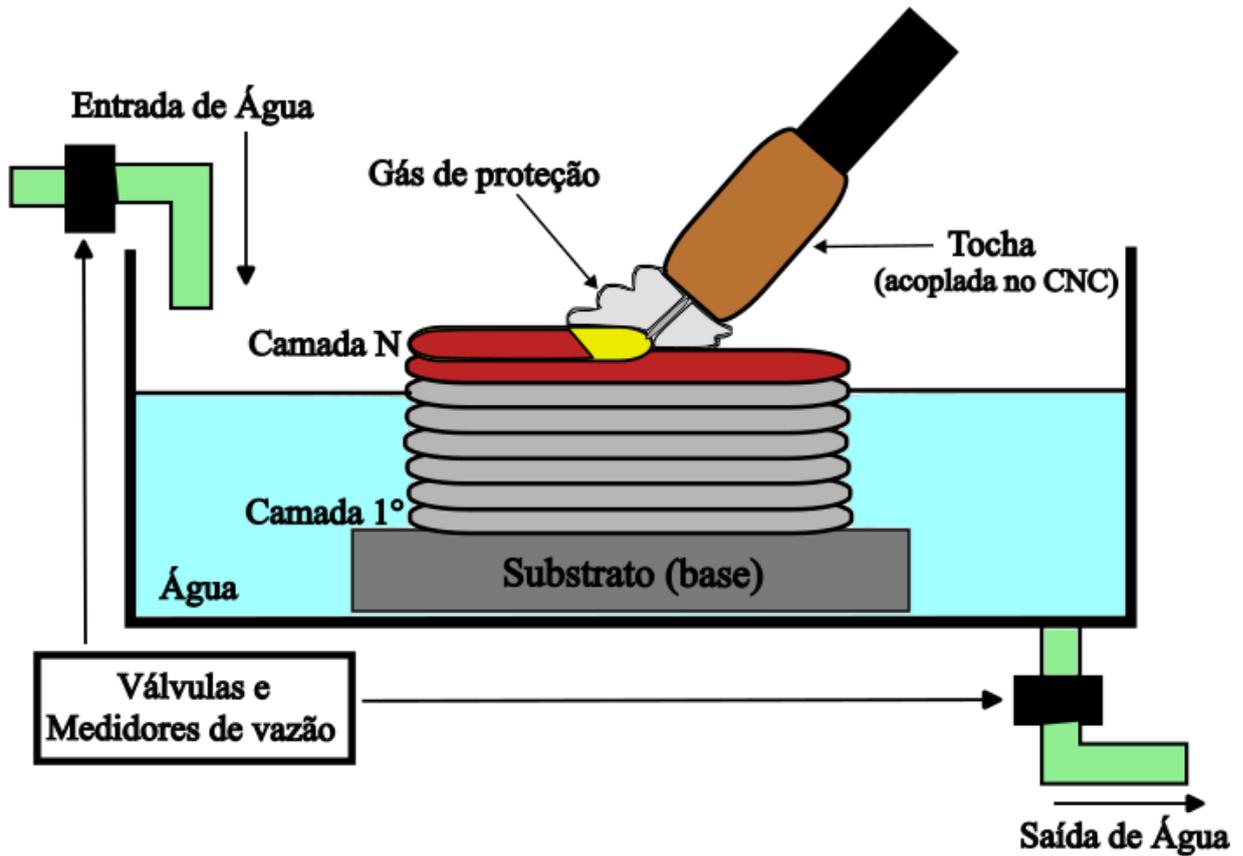


Figura 4.4 - Representação esquemática do método RAQI na qual é possível verificar o posicionamento da tocha, que realiza a deposição do arame eletrodo, a geometria sendo construída e o nível da água, o qual cresce em altura junto com a parede fabricada.

Para controlar a vazão de água na cuba, foram utilizados dois medidores de fluxo e temperatura na entrada e na saída da caixa. O objetivo é controlar a entrada de água na cuba de forma que essa vazão seja superior àquela da saída para garantir, além da recirculação de água, o aumento do nível dentro da cuba de forma controlada e sincronizada com as deposições. Trata-se de um medidor de vazão com uma turbina interna e um controlador digital em destaque na Figura 4.5. Antes dos experimentos, segundo as instruções do fabricante, os dois dispositivos foram calibrados a partir da vazão real.

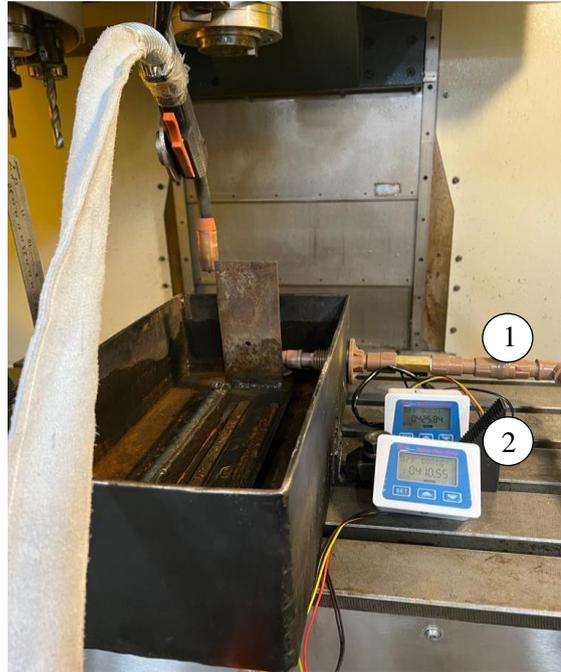


Figura 4.5 - Fotografia da montagem experimental para deposição de Manufatura Aditiva ao arco elétrico – em destaque os medidores de vazão de água na entrada (1) e saída (2) da cuba de resfriamento.

4.2.2 Análise da Produtividade das Fabricações

Com o objetivo de comparar a produtividade das fabricações, foi utilizado um cronômetro para contabilizar o tempo de fabricação das paredes. Ou seja, foram contabilizadas as pausas das deposições, que adotaram resfriamento natural e o tempo de retorno da tocha para a posição inicial nas deposições unidirecionais.

Os tempos de real deposição de material, também, foram mensurados com o auxílio de um cronômetro. Os dados foram usados na construção de uma tabela comparativa para mensurar a eficiência da deposição assim como a produtividade das fabricações.

4.2.3 Análise da Geometria das Pré-formas

Para a avaliação geométrica das paredes fabricadas (pré-formas) por Manufatura Aditiva, foram analisadas e comparadas a altura e a espessura das peças, conforme exemplificado nas Figuras 4.6 e 4.7.

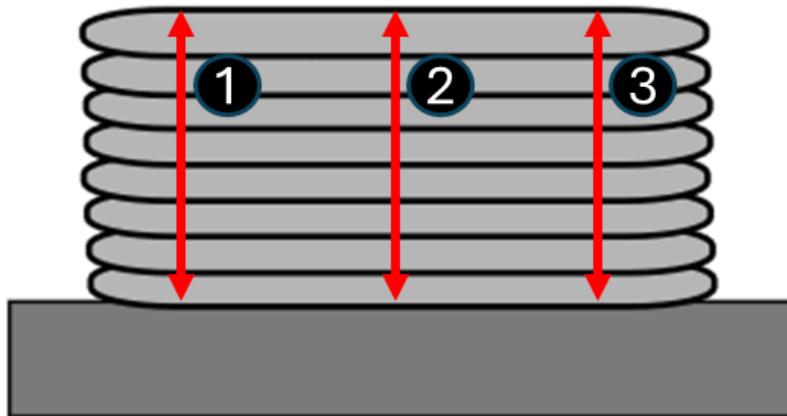


Figura 4.6 – Representação esquemática dos locais onde foram realizadas as medições de altura nas paredes fabricadas por Manufatura Aditiva. Os pontos 1 e 3 representam as medidas de altura nas extremidades (esquerda e direita, respectivamente) e o ponto 2 representa o centro da parede.

Como observado na Figura 4.6, foram definidos três pontos para realizar a medição das alturas das peças fabricadas e utilizou-se um paquímetro em três medições para cada ponto, uma em cada repetição (duplicata de pré-forma depositada). A partir das medições, foram tabeladas a média e o desvio padrão encontrados. De forma análoga, a Figura 4.7 apresenta como foram realizadas as medições de espessura na parede fabricada.

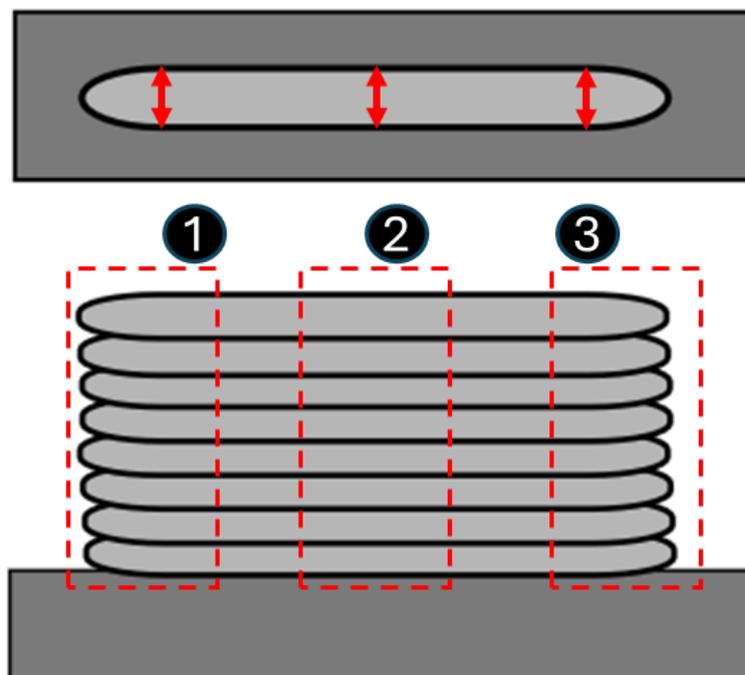


Figura 4.7 - Representação esquemática dos locais onde foram realizadas as medições de espessura nas paredes fabricadas por Manufatura Aditiva. Os pontos 1 e 3 representam as medidas de altura nas extremidades (esquerda e direita, respectivamente) e o ponto 2 representa o centro da parede.

A partir da Figura 4.7, é possível verificar que foram adotadas duas regiões para realizar as medições com o objetivo de identificar diferenças ao longo da parede fabricada. São elas: topo e base. Para cada uma destas regiões, foram medidas as espessuras nas pontas, representadas por 1 e 3, e, na região central, identificada na Figura 4.7 pelo ponto 2. A partir das medições, foram tabeladas a média e o desvio padrão encontrados.

4.2.4 Preparação de Amostras e Caracterização Microestrutural

Para a caracterização microestrutural por meio de microscopia óptica e eletrônica de varredura, foram analisadas amostras retiradas das paredes fabricadas por MA nas quatro condições de fabricação avaliadas.

A posição escolhida para análise foi a porção central da parede, com plano de análise no sentido longitudinal (o qual tornou possível observar as 20 camadas depositadas). A Figura 4.8 apresenta a posição em que foram retirados os corpos de prova para caracterização microestrutural da parede construída por Manufatura Aditiva. As análises no plano longitudinal da Figura 4.8 foram realizadas no centro da parede depositado.

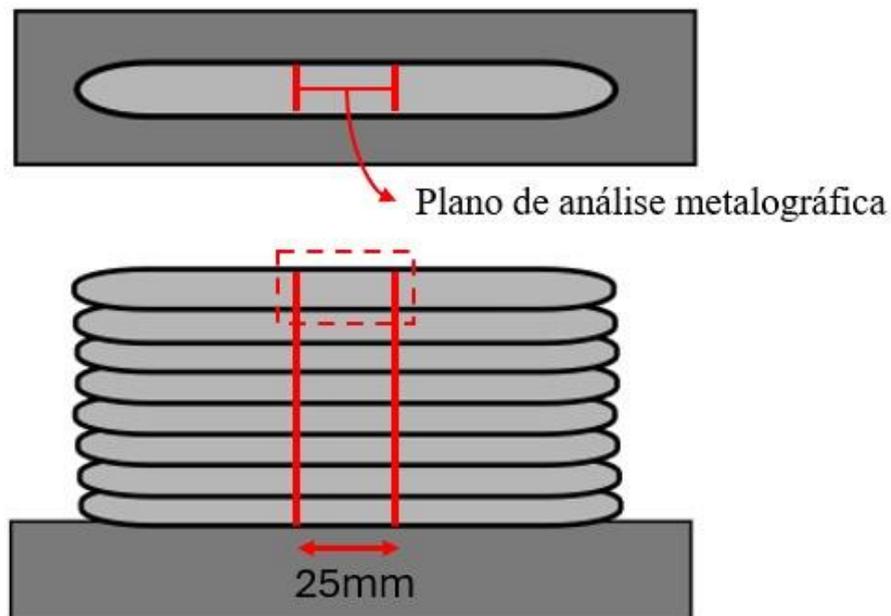


Figura 4.8 - Representação esquemática da região para análise metalográfica das paredes fabricadas por MA. Nota-se que a largura adotada foi de 25mm, o comprimento e a espessura adotados foram definidos pela geometria da parede fabricada. O plano de análise adotado foi o centro da pré-forma.

As análises metalográficas foram realizadas na região da base, centro e topo da parede depositada. Para se evitar as regiões de aquecimento/transição de cordões, todas as análises

metalográficas qualitativas e quantitativas foram realizadas nos centros dos cordões em cada posição correspondente, conforme exemplificado na Figura 4.9.

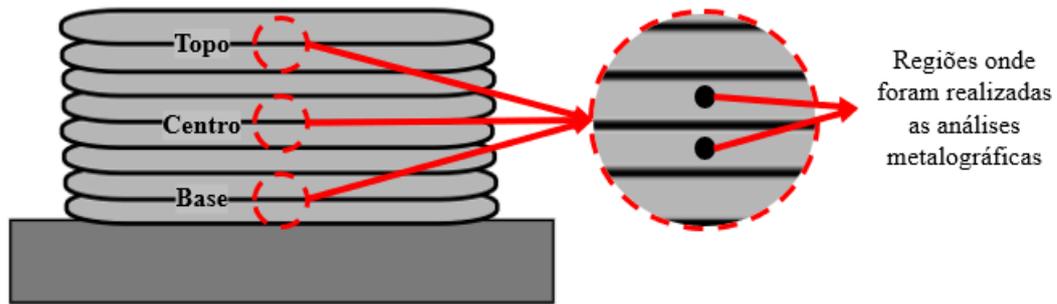


Figura 4.9 - Esquema representativo de como as análises foram realizadas: a) fotografia realizada sem ampliação, aumentos: b) 10x, c) 20x e d) 100x realizado em microscópio óptico. A região em destaque (a) corresponde à posição central de um cordão – ponto de análise metalográfica.

As amostras foram cortadas, embutidas, lixadas na sequência adequada de lixas (80, 120, 240, 320, 400, 600 e 1200 *mesh*) e polidas com Alumina em suspensão 1 μm , pasta de diamante 1 μm e Alumina em suspensão 0,5 μm . Posteriormente, foi realizado um ataque eletrolítico de forma a revelar os tamanhos/contornos de grão e as fases presentes.

O ataque eletrolítico adotado foi de Ácido Oxálico ($\text{C}_2\text{H}_2\text{O}_4$), 10% diluído em água destilada, junto a uma fonte pulsada com valores de potencial de 4V e 1A de corrente por aproximadamente 45 segundos.

4.2.4.1 Microscopia Óptica

As imagens por microscopia óptica foram obtidas em um microscópio Leica DM2700M e foram realizadas no Laboratório de Tratamentos Térmicos e Microscopia Óptica do DEMET/EM/UFOP. Esse equipamento possui um sistema de aquisição de imagens acoplado a um computador provido de um *software*, o qual auxilia a análise das imagens obtidas. Foram adotadas ampliações entre 50 e 200x.

4.2.4.2 Cálculo do Espaçamento Interdendrítico Secundário

A partir das imagens obtidas por microscopia óptica, foi analisado o espaçamento interdendrítico secundário (*Secondary Dendrite Arm Spacing – SDAS*). O método adotado no trabalho foi o modelo D de Vandersluis e Ravindran (2017), apresentado na Figura 3.24, metodologia com os menores erros associados, segundo os autores.

O espaçamento interdendrítico secundário foi medido de forma manual, utilizando cinco campos para cada imagem, sendo, em média, cinco imagens para cada posição: base, centro e topo. Foi adotado o *software ImageJ*, por um método de interceptação linear, que envolve a contagem de braços secundários, os quais cruzam uma linha traçada ao longo de um braço de dendrita primária.

Para isso, foram escolhidas imagens com aumento de 200 vezes e o método adotado pode ser representado pela Figura 4.9, exemplificando como foram feitas as medições.

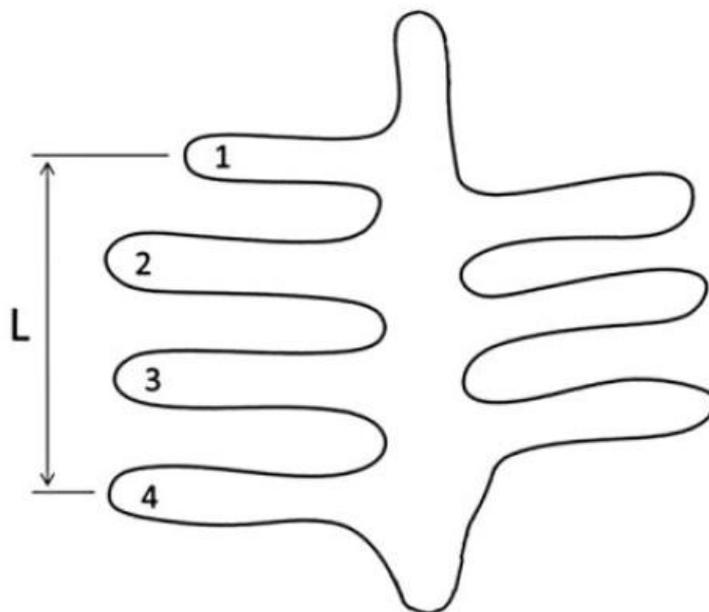


Figura 4.10 - Representação da forma de medição do espaçamento interdendrítico secundário, que possui menor erro associado. L representa o comprimento paralelo ao braço primário, que se estende do centro da primeira dendrita até o centro da última dendrita contabilizada.

Fonte: Vandersluis e Ravindran (2017).

É possível verificar, na Figura 4.10, que foi considerado como L o comprimento do braço dendrítico primário, uma linha que se estende de centro a centro dos braços secundários de um único lado do braço dendrítico primário. Para calcular o espaçamento

interdendrítico secundário (*Secondary dendrite arm spacing -SDAS*), foi utilizada a Equação 4.1:

$$SDAS = \frac{L}{N-1} \quad (1),$$

N representa o número de braços secundários contados apenas de um lado do braço primário e L o comprimento do braço dendrítico primário de referência. Foram adotados, no mínimo, 12 campos para as medidas.

Com o objetivo de comparar os resultados de SDAS obtidos, foram realizadas análises estatísticas (teste T de *Student*) usando o *software Microsoft Excel* para comparar base e topo das paredes fabricadas em cada condição. Foram realizadas, ainda, a comparação entre centros das paredes, que foram fabricados em condições pares; ou seja, mesmo tipo de deposição com e sem resfriamento.

Além disso, foi estimada a fração volumétrica de ferrita (δ) presente nas paredes fabricadas por Manufatura Aditiva usando o *software ImageJ*. Para realizar essas análises, foram adotados três campos em posições diferentes no topo das condições sem resfriamento ativo (I e II) e nove campos para as condições com resfriamento ativo (III e IV). Primeiramente, foi efetuada a calibração da imagem para “8-bits”, a fim de manter, uniformemente, os tons de preto e branco. Em seguida, foi aplicada a técnica de *Threshold* (Limiar), que divide a imagem em duas classes distintas de “pixels” (B&W - *Black and White*). Além disso, foi padronizado o fundo de todas as imagens, mantendo-se o limiar semelhante, e, posteriormente, aplicada a ferramenta de cálculo de área.

4.2.5 Ensaio de Dureza Brinell

Com objetivo de avaliar as propriedades das paredes fabricadas por Manufatura Aditiva, foram realizados ensaios de Dureza Brinell, na forma de perfis de dureza. A escolha da Dureza Brinell se deu devido à maior área de indentação, o que faz do método o mais adequado para uma amostragem mais representativa em material heterogêneo.

Para isso, foram adotados corpos de prova extraídos da região central da parede fabricada e foram realizados perfis de dureza ao longo de toda altura, da base para o topo, adotando espaçamentos de 4mm, como exemplificado na Figura 4.11.

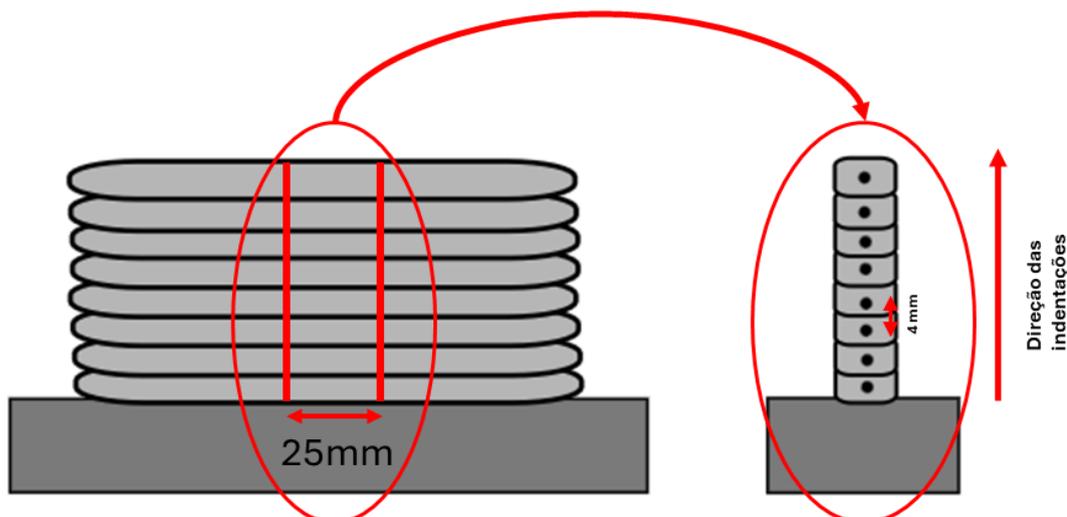


Figura 4.11 - Representação esquemática de amostra retirada na região central das paredes fabricadas usada para ensaios de Dureza Brinell. Foi realizado um perfil de dureza da base até o topo com espaçamento de 4mm.

Os corpos de prova foram preparados na sequência de lixas (80, 120, 240, 320, 400 e 600 *mesh*). A máquina adotada nos ensaios foi a *Emco test*, localizada no Laboratório de Ensaios Mecânicos do Departamento de Engenharia Mecânica, e as durezas foram mensuradas pelo método HBW utilizando uma esfera de 2,5mm de diâmetro e uma carga de 62,5 kgf – definido após ensaios exploratórios.

Após as indentações, os corpos de prova foram levados a um estereoscópio óptico e um aumento de 15 vezes foi adotado para fazer as imagens, que serviram como base para mensurar os diâmetros de penetração. Desse modo, as áreas foram mensuradas. Foram realizadas comparações entre as condições apresentadas na Tabela 4.5.

Tabela 4.5 - Condições nas quais foram realizadas comparações de dureza Brinell aos pares para as condições de deposição.

Comparação	Descrição
CRUSxSRUS	Com Resfriamento e sem resfriamento com deposição em um único sentido
CRASxSRAS	Com Resfriamento e sem resfriamento com deposição em ambos os sentidos
CRUSxSRUS- Topos	Comparação entre topos com resfriamento e sem resfriamento com deposição em um único sentido
CRASxSRAS- Topos	Comparação entre topos com resfriamento e sem resfriamento com deposição em ambos os sentidos
CRUSxSRUS- Bases	Comparação entre bases com resfriamento e sem resfriamento com deposição em único sentido
CRASxSRAS- Bases	Comparação entre bases com resfriamento e sem resfriamento com deposição em ambos os sentidos

CRUSxSRUS- Centros	Comparação entre centros com resfriamento e sem resfriamento com deposição em um único sentido
CRASxSRAS- Centros	Comparação entre centros com resfriamento e sem resfriamento com deposição em ambos os sentidos

4.2.6 Ensaio de Tração

Para realizar os ensaios de tração, corpos de prova foram retirados nas direções transversal e longitudinal da parede obtida. A Figura 4.12 apresenta os locais de onde foram extraídos os corpos de prova das paredes fabricadas.

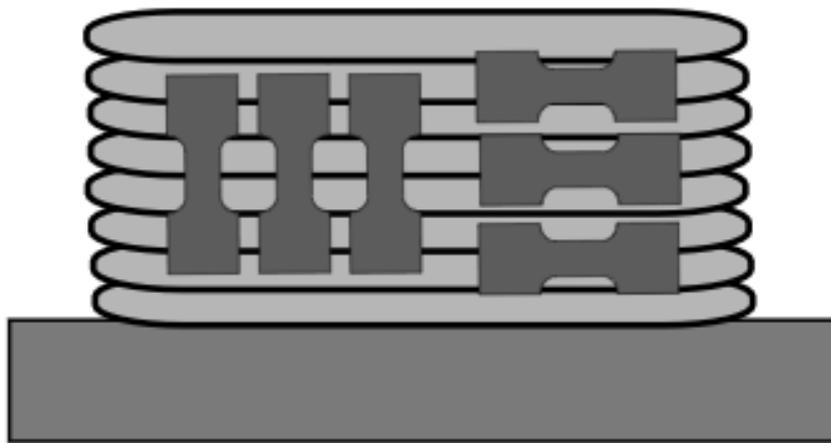


Figura 4.12 - Representação dos locais de onde foram extraídos os corpos de prova a partir das paredes fabricadas por MA. Destaque para o posicionamento dos corpos de prova em diferentes orientações: ao longo da direção de deposição (horizontal) e perpendicular à direção de deposição das camadas (vertical).

Para o corte dos corpos de prova de tração, foi adotado um centro de usinagem CNC do Laboratório de Usinagem do DEMEC/EM/UFOP e as dimensões podem ser observadas na Figura 4.13.

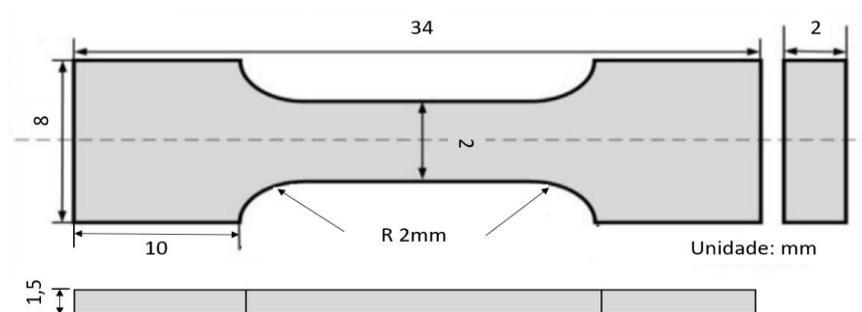


Figura 4.13 - Dimensões dos corpos de prova usados nos ensaios de tração.
Fonte: Adaptada de Wu *et al.* (2018a).

É possível observar na Figura 4.13 que os corpos de prova adotados foram baseados no trabalho de Wu *et al.* (2018a). Ressalta-se que todos os ensaios e análises foram realizados de forma comparativa entre as duas condições de deposição (com e sem resfriamento ativo).

Os ensaios foram realizados em uma máquina de ensaio de tração universal (EMIC) localizada no Laboratório de Ensaios Mecânicos do IFMG unidade Ouro Preto adotando velocidade de 2mm/min e carga de 10 toneladas.

4.2.7 Microscopia Eletrônica de Varredura

Com o objetivo de analisar as fraturas dos corpos de prova do ensaio de tração, foi utilizado um microscópio eletrônico de varredura Vega3 Tescan, presente no Laboratório de Microscopia do IFMG – *Campus* Ouro Preto. Foram adotados aumentos de 500 e 1.000 vezes.

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 Análise da Produtividade das Fabricações por Manufatura Aditiva

O tempo de fabricação da parede na Manufatura Aditiva nada mais é que o tempo total adotado nas fabricações; ou seja, o tempo entre o acionamento inicial do cronometro até a conclusão da deposição da última camada de material. São contabilizados o tempo de retorno da tocha para a posição inicial nas deposições unidirecionais e o tempo de resfriamento adotado nas condições I e II devido à abordagem de resfriamento natural da técnica.

Para obtenção da variável tempo real de deposição, foi contabilizado apenas o tempo em que de fato houve deposição de material na construção das pré-formas. Já a eficiência nada mais é que a relação entre tempo real de deposição pelo tempo de fabricação da parede, conforme Equação 5.1:

$$Eficiência = \frac{Tempo\ real\ de\ deposição}{Tempo\ de\ fabricação\ da\ parede} \times 100 \quad (5.1)$$

Os resultados dos tempos mensurados juntamente com a eficiência das deposições são apresentados na Tabela 5.1.

Tabela 5.1 - Comparação entre o tempo de fabricação da parede via Manufatura Aditiva, o tempo real de deposição e a eficiência entre as quatro condições de deposição propostas.

Condição	Tempo de fabricação da parede (min)	Tempo real de deposição (min)	Eficiência
I	24,2	10	41%
II	20,7	10	48%
III	20,0	10	50%
IV	10	10	100%

É possível observar pela Tabela 5.1 que as condições de deposição unidirecionais (I e III) possuem uma menor eficiência quando comparadas com as deposições bidirecionais, o que se relaciona com o fato de que a tocha retorna para a posição inicial sem depositar material, o que não acontece nas deposições bidirecionais.

Pela comparação das condições que adotaram a cuba de resfriamento (III e IV) com as condições de fabricação análogas com resfriamento natural (I e II), é possível observar a maior eficiência nas deposições com o método RAQI, diferença de, aproximadamente, 9% nas fabricações unidirecionais e 52% nas deposições bidirecionais, o que está associado à não

necessidade de resfriamento durante a construção da parede devido ao menor acúmulo de calor registrado.

5.2 Análise da Geometria das paredes

A partir das condições de deposição definidas na Tabela 4.3, foram construídas as paredes, que foram base para os estudos das quatro condições de deposição propostas.

Para a condição I, foi adotado um resfriamento natural. Foram realizados 10 passes em um único sentido, medindo-se uma temperatura de cerca de 325 °C na camada superior da parede depositada. A partir de então, aguardaram-se aproximadamente 250 segundos até a camada superior alcançar 200 °C para realizar a deposição dos últimos passes até finalizar a deposição de 20 camadas.

Na condição II, foi adotado um resfriamento natural. Nessa condição, há a ausência de tempo com arco fechado em cada camada e, por isso, foi observado um maior acúmulo de calor. A partir de ensaios preliminares, verificou-se que seria viável a realização de quatro passes consecutivos, com um tempo de espera de 120 segundos até completar os 20 passes. Devido à maior da temperatura da última camada depositada, para os últimos quatro passes foi adotado um tempo de 240 segundos de espera.

Para a condição III, foi adotado um resfriamento ativo por quase imersão (RAQI). Na condição, foram realizados 20 passes em um único sentido sem nenhum tempo de espera.

E, por fim, na condição IV, também, foi adotada a técnica RAQI e os 20 passes foram realizados em ambos os sentidos sem nenhum tempo de espera.

A Figura 5.1 representa as paredes construídas a partir das quatro condições de deposição adotadas.

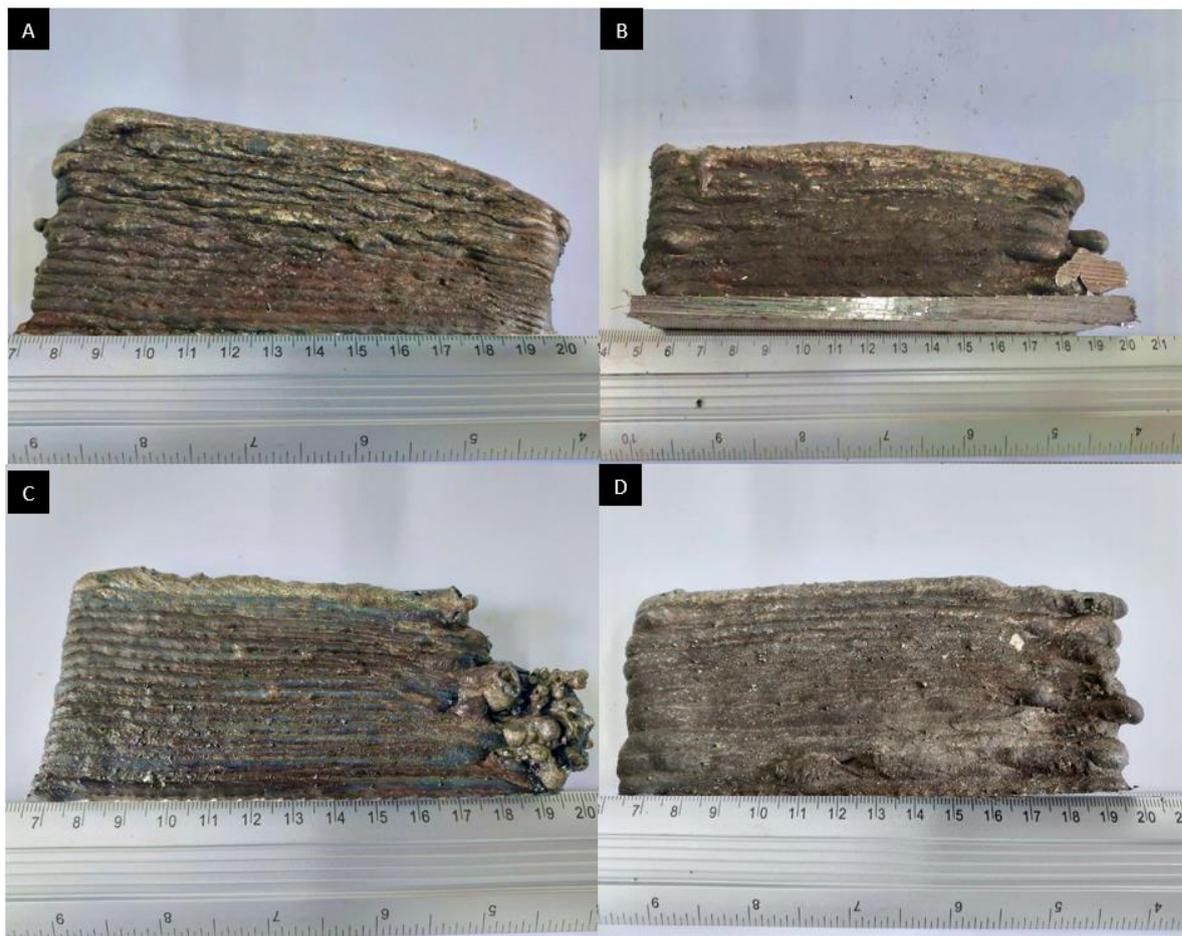


Figura 5.1 – Paredes fabricadas por Manufatura Aditiva a partir das condições de deposição: (A) Sem resfriamento e deposição unidirecional, (B) Sem resfriamento e deposição bidirecional, (C) Com RAQI unidirecional e (D) Com RAQI bidirecional.

Com o objetivo de comparar as alturas das paredes fabricadas, foram medidas as alturas nas extremidades direita e esquerda e na parte central da parede fabricada com um paquímetro. As médias e o desvio padrão dos valores encontrados nas medições das paredes fabricadas para cada condição pode ser observados na Figura 5.2.

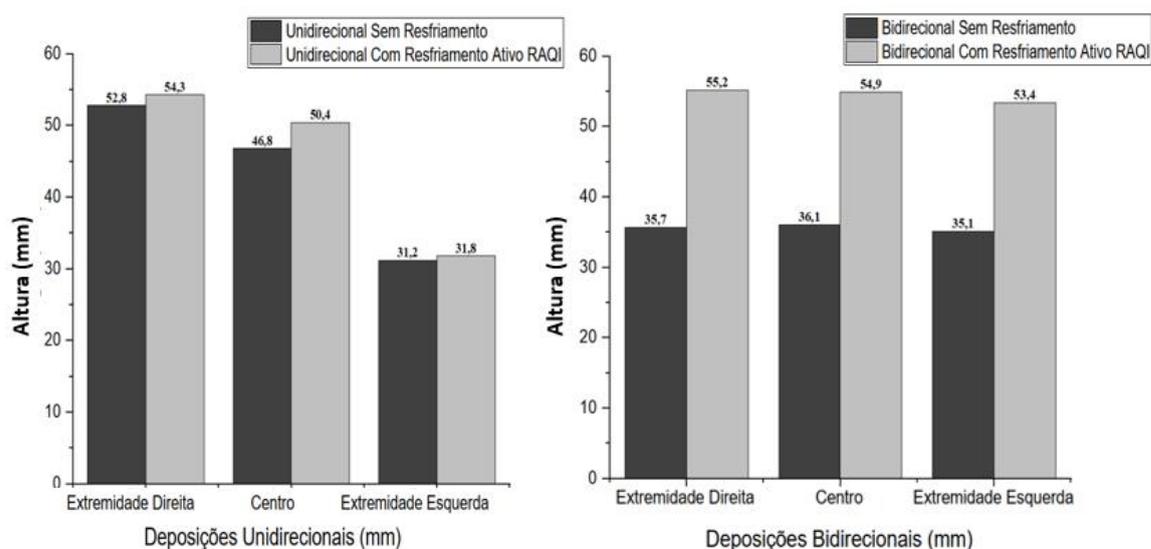


Figura 5.2 - Média das alturas das paredes fabricadas por Manufatura Aditiva com: A- Deposições Unidirecionais com e sem resfriamento ativo e B- Deposições Bidirecionais com e sem resfriamento ativo.

A partir da comparação da região central das duas condições fabricadas sem resfriamento (A) e (B) na Figura 5.1, é possível perceber que as paredes são mais irregulares que (C) e (D). Esse fato está associado ao aumento da poça de fusão oriundo do acúmulo excessivo de calor, resultados similares aos obtidos por Silva *et al.* (2019), que atribuíram o fato ao elevado acúmulo de calor.

Além disso, em comparação com as paredes fabricadas sem resfriamento, as imagens (A) e (B) da Figura 5.1 aparentam uma superfície mais rugosa e a parede (B) possui aspecto mais opaco do que as outras deposições. Essas características citadas, possivelmente, estão associadas ao maior acúmulo de calor durante a fabricação ou até mesmo uma insuficiência na proteção com o gás argônio, que, na DED-Arc, tem potencial para fluir pelas laterais da parede sem espalhar, cenário diferente dos processos de soldagem usuais.

Na condição I – unidirecional sem resfriamento – representada pela Figura 5.1 (A), é possível perceber uma inclinação maior em comparação com as outras condições. Um dos fatores contribuintes foi observado por Hu *et al.* (2018) em seus experimentos e simulações: com o fechamento do arco, a poça de fusão, que estava com o formato inclinado, não teve tempo de realizar o processo de refluxo e solidificou de forma rápida devido à interrupção da entrada de calor e a sua rápida dissipação, o que resulta no perfil inclinado no final das deposições dos cordões de solda.

Além do fator contribuinte estudado por Hu *et al.* (2018), a inclinação foi agravada pelo ângulo de avanço da tocha de soldagem na fabricação, parâmetro que está relacionado de forma

direta com a estabilidade do processo. Como foi a primeira deposição realizada, foi registrada uma dificuldade maior em manter a tocha posicionada de forma perpendicular à poça, o que resultou em um arraste de material pelo arco elétrico, como será discutido a seguir. Esse problema foi atenuado nas demais deposições.

No entanto, comparando as duas condições realizadas usando a cuba de resfriamento, III e IV, representadas na Figura 5.1 (C) e (D), é possível perceber que a parede fabricada com deposição unidirecional (C) possui em sua extremidade direita cordões mais grosseiros e não uniformes, enquanto na extremidade esquerda é possível verificar que os cordões de solda são uniformes. A irregularidade encontrada se deve a um fenômeno denominado sopro magnético do arco elétrico.

Conforme Marques, Modenesi e Bracarene (2005), o sopro magnético é um fenômeno sobre o arco, que consiste no desvio do arco da posição de operação de forma intermitente e de forma análoga a uma chama sendo soprada. Isso, de fato, é identificado de forma clara na parede fabricada sob a condição de resfriamento ativo por quase-imersão com deposição unidirecional e estima-se que o efeito se deu à ligação de um cabo terra em apenas um dos lados da cuba. Para evitar o efeito do sopro magnético em trabalhos futuros, recomenda-se o uso de cabo de aterramento em ambas as extremidades da cuba adotada nas fabricações semelhante ao adotado por Silva *et al.* (2019).

É possível verificar, também, na extremidade direita da Figura 5.1 (C) que uma leve inclinação se faz presente, o que está relacionado ao fenômeno identificado por Hu *et al.* (2018). A inclinação da parede fabricada tornou-se crítica devido à utilização da técnica RAQI na fabricação da condição C. Ao ocorrer a elevação da água, o arco foi atingindo o nível de água crescente, atrapalhado a deposição do material por falha do arco, evidenciado por instabilidades durante a construção da parede. Todavia, a inclinação foi atenuada quando comparada com a parede presente na Figura 5.1 (A). Tal fato se deve ao melhor controle do ângulo de avanço da tocha de soldagem na fabricação.

É importante destacar, ainda, que, nas deposições bidirecionais representadas pelas paredes (B) e (D) da Figura 5.1, foi possível observar que, com a inversão do sentido de deslocamento da tocha sem fechamento do arco, a deposição mais volumosa no início das deposições compensou a geometria inclinada encontrada nas deposições unidirecionais- Figura 5.1 (A) e (C)- resultado análogo ao de Hu *et al.* (2018) apresentado na Figura 3.23.

É importante destacar, ainda, que as ondulações encontradas na Figura 5.1 são inerentes do processo de deposição camada por camada, que foi titulado por Xiong *et al.* (2018) como

“*stair-step*”. As deposições, que adotaram o resfriamento ativo, apresentaram uma ondulação superficial (devido ao efeito de “*stair-step*”) mais regular e mais baixa, como identificado por Silva *et al.* (2019). A Figura 5.3 exemplifica as ondulações, efeito da deposição multicamadas da Manufatura Aditiva, impactando na qualidade da superfície.

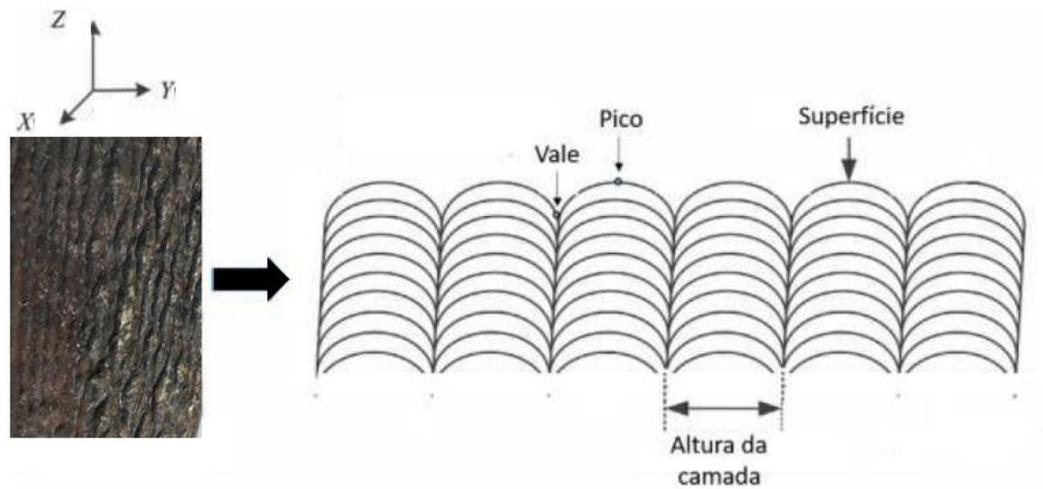


Figura 5.3 - Efeito “*stair-step*” – ondulação superficial – na Manufatura Aditiva por DED-Arc.
Fonte: Adaptada de Xiong *et al.* (2018).

Na Figura 5.2, é possível verificar que, no geral, as maiores alturas centrais foram identificadas nas deposições, que usaram RAQI; fato, também, percebido na Figura 5.1.

Para as deposições unidirecionais, a diferença de altura entre os centros é, aproximadamente, 3,6mm (Figura 5.2-A). No entanto, o efeito da inclinação encontrada no final das deposições foi atenuado com o resfriamento. Ou seja, a parede que usou RAQI teve sua deposição mais uniforme. Tal fato se deve ao melhor controle do ângulo de avanço da tocha de soldagem na fabricação, o que deu mais estabilidade ao processo.

Ademais, é relevante salientar que a condição sem resfriamento bidirecional, condição II, apresentou os menores valores de altura, Figura 5.2-B, com diferença na posição central de 18,8mm para a deposição com resfriamento. Tal fato relaciona-se, provavelmente, ao acúmulo excessivo de calor do processo de fabricação, comprovado pelas medições de temperatura feitas pelo termopar tipo K durante a construção da peça. Devido às elevadas temperaturas encontradas, foi possível realizar apenas quatro passes consecutivos por vez. Além disso, o fato, também, foi evidenciado nos estudos realizados por Xu *et al.* (2023), exemplificados na Figura 3.16 (e-g). Nestas, é possível identificar que as maiores temperaturas encontradas nas deposições bidirecionais ocorrem ao longo de toda a camada depositada.

De forma análoga às medições de altura, foram mensuradas as espessuras em três pontos: extremidades e centro, na região de topo e da base das paredes. As médias dos valores encontrados para cada condição de deposição podem ser observadas na Tabela 5.2.

Tabela 5.2 - Média das espessuras medidas nas pré-formas nas posições central, extremidade direita e extremidade esquerda no topo e na base das quatro condições de deposição propostas, aplicando Manufatura Aditiva.

Condição de resfriamento	Deposição	Topo (mm)	Base (mm)
Sem resfriamento	Unidirecional	13,13	13,73
Sem resfriamento	Bidirecional	12,93	13,40
RAQI	Unidirecional	8,97	9,77
RAQI	Bidirecional	9,13	9,67

A partir da Tabela 5.2, foi possível verificar que, de forma geral, quando comparadas as espessuras das fabricações sem resfriamento e as com resfriamento ativo, as condições de deposição com resfriamento ativo foram caracterizadas por apresentarem cordões de menor espessura tanto na base quanto no topo das paredes.

No geral, as deposições, que adotaram a RAQI, foram caracterizadas por suas maiores alturas no centro das paredes fabricadas e menor espessura tanto no topo quanto na base da parede. Devido a esses fatores, é possível verificar que a qualidade da geometria das paredes fabricadas com MA pode ser melhorada com a adoção do resfriamento ativo por quase-imersão.

5.3 Caracterização Microestrutural

5.3.1 Microscopia Óptica

Com o objetivo de entender os efeitos da influência do resfriamento ativo, foram comparadas as imagens obtidas por microscopia óptica, em condições de deposição semelhantes na região central das paredes fabricadas, com o intuito de evitar as bordas e as regiões reaquecidas entre as camadas. Ou seja, foram comparadas as imagens de deposição unidirecional com e sem resfriamento ativo e, de forma análoga, as deposições feitas em ambas as direções, também, foram analisadas. A Figura 5.4 exemplifica de onde foram retirados os corpos de prova para análise metalográfica.

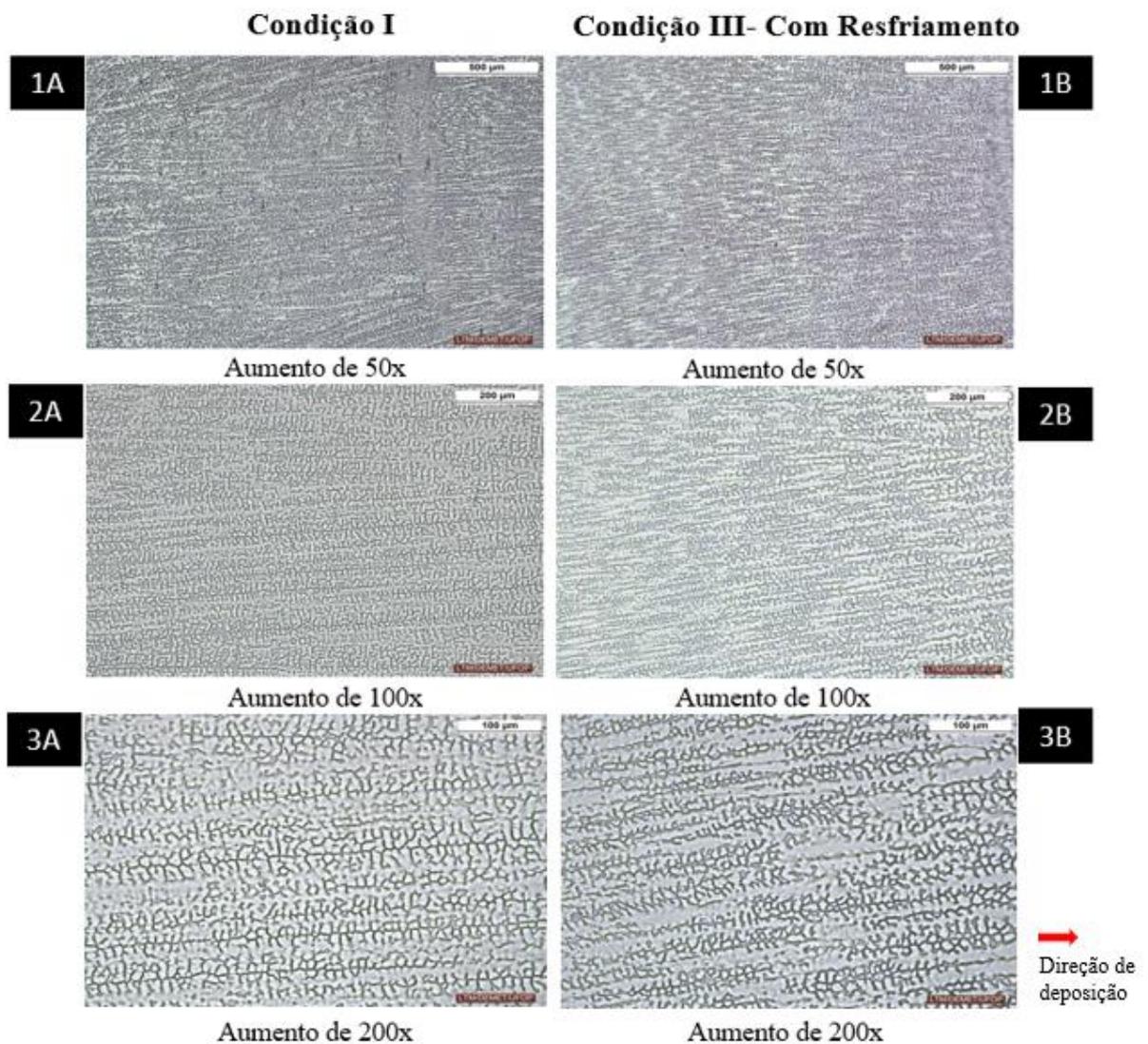


Figura 5.5 - Micrografias ópticas obtidas na região central das paredes fabricadas por Manufatura Aditiva adotando aumentos de 50, 100 e 200 vezes para as condições de fabricação: (A) unidirecional sem a cuba e (B) unidirecional com a cuba de resfriamento.

É possível identificar a presença de ferrita (δ) evidenciada pela cor cinza, a qual é distribuída sobre a matriz de austenita (γ) evidenciada pela cor branca. Descontinuidades, como porosidade e trincas, não foram encontrados nas microestruturas. Ademais, pela Figura 5.5, é verificado que os grãos cresceram ao longo da direção vertical, considerando o sentido de deposição apresentado no canto inferior direito da Figura. Também, é possível identificar os braços interdendríticos secundários, mais evidentes nas microscopias de maior ampliação (3A e 3B).

Conforme Lippold e Kotecki (2005), a microestrutura esperada para os aços inoxidáveis austeníticos, após serem processados termicamente, será totalmente austenítica ou uma mistura

de austenita e ferrita. A ferrita delta presente na microestrutura encontrada neste trabalho é classificada por ser uma ferrita residual de alta temperatura.

A morfologia da ferrita (δ) depende tanto das transformações de solidificação quanto de pós-solidificação, sendo a estrutura vermicular e em ripas as mais comuns para os aços inoxidáveis austeníticos (BELOTTI *et al.*, 2022).

Os resultados encontrados estão análogos aos encontrados por Wang, Xue e Wang (2019), disponíveis na Figura 3.30, ferrita (δ) distribuída dentro de uma matriz de austenita (γ). Os autores analisaram a correlação entre modo de arco, microestrutura e propriedades mecânicas durante a fabricação aditiva por arame de um aço inoxidável ABNT 316L.

Pela comparação das paredes fabricadas com deposição unidirecional, mas com diferentes condições de resfriamento (Figura 5.5 3A e 3B), observa-se uma microestrutura aparentemente mais refinada na condição, que adotou a cuba de resfriamento. Como será apresentado adiante, medidas de metalografia quantitativa confirmaram essa observação.

A Figura 5.6 apresenta a comparação das microestruturas, obtidas de corpos de prova extraídos do centro das paredes fabricadas como exemplificado na Figura 5.4, com aumento de 50, 100 e 200 vezes para as pré-formas fabricadas com deposição bidirecional, com resfriamento natural (condição II) e com resfriamento ativo por quase-imersão (condição IV).

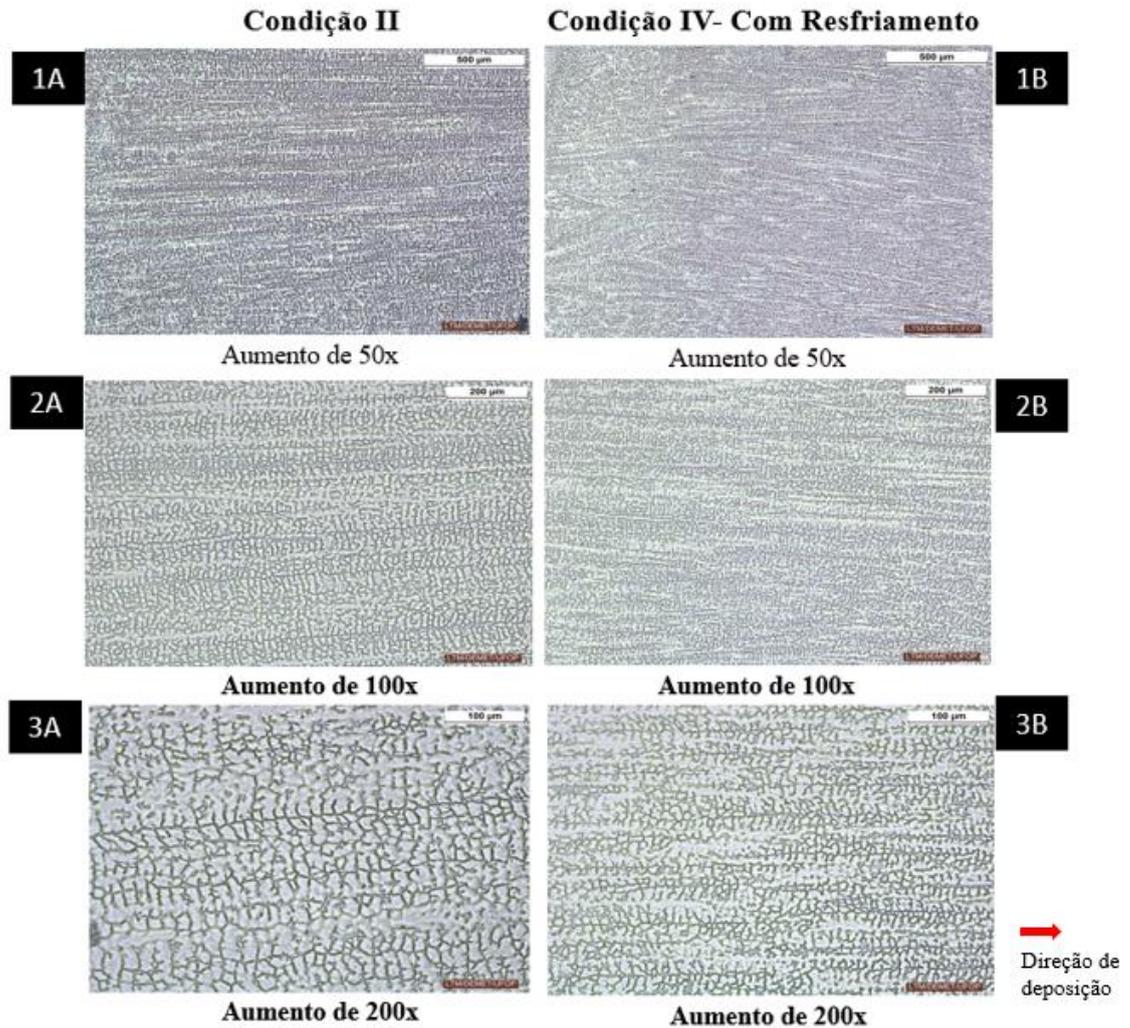


Figura 5.6 - Micrografias ópticas realizadas na região central das paredes fabricadas por Manufatura Aditiva adotando aumentos de 50, 100 e 200 vezes para as condições de fabricação: (A) bidirecional sem cuba e (B) bidirecional com a cuba de resfriamento.

De forma semelhante ao que foi observado na Figura 5.5, na Figura 5.6, também, é possível identificar a presença de ferrita (δ) evidenciada pela cor cinza, a qual é distribuída sobre a matriz de austenita (γ) evidenciada pela cor branca. O sentido de crescimento dos grãos, também, foi na direção vertical em relação ao sentido de deposição.

Na condição de deposição bidirecional, o aparente refino dos grãos é percebido de forma mais evidente, como observado pela comparação das imagens 3A e 3B na Figura 5.6.

Com o objetivo de comparar a base das paredes fabricadas com o topo para averiguar possíveis efeitos do aporte térmico nas camadas superiores, foi realizada a microscopia óptica nas duas regiões. Foi escolhida a região central das paredes fabricadas, a fim de evitar bordas, para extração das amostras para análise microestrutural, como exemplificado na Figura 5.7.

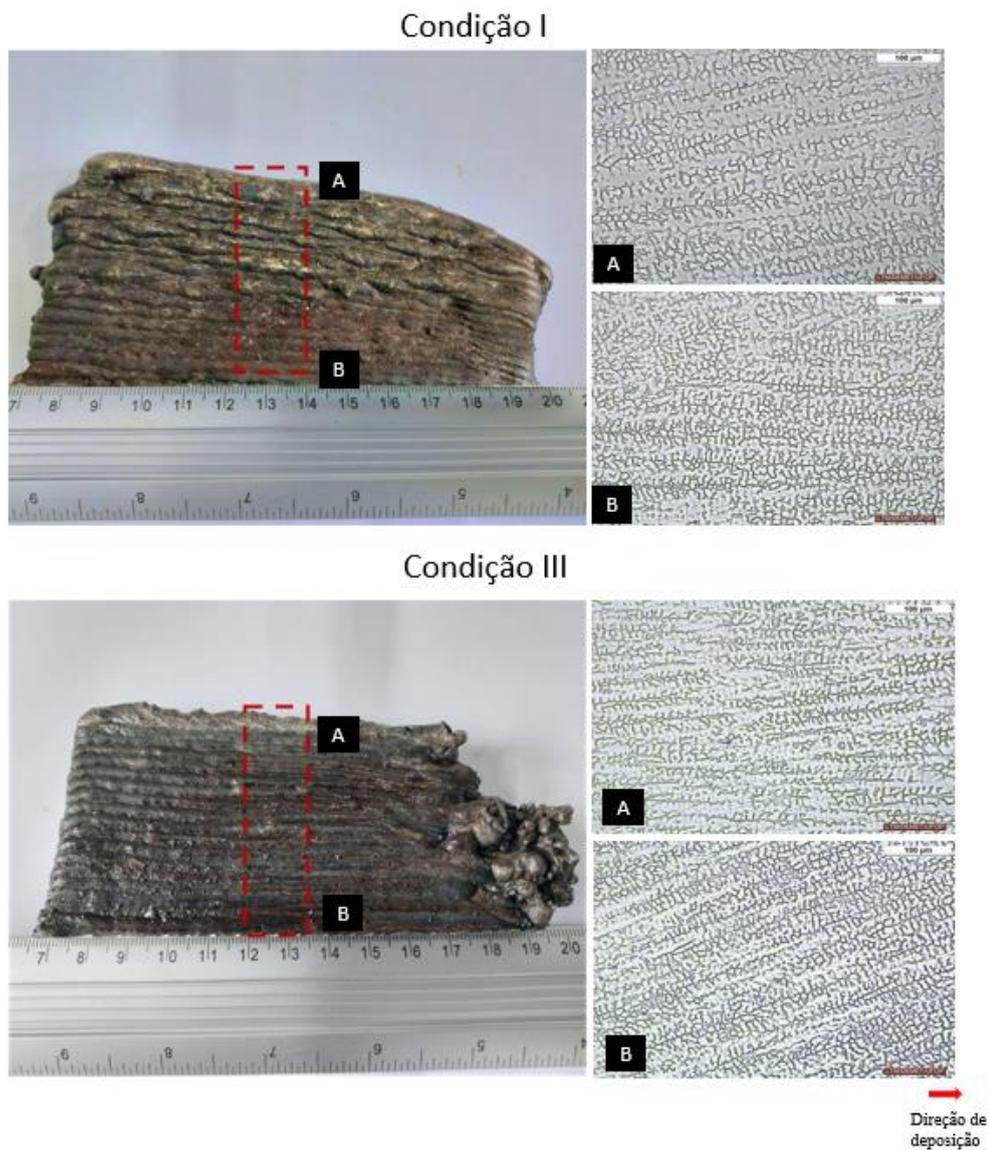


Figura 5.7 - Análises metalográficas em microscópio óptico (micrografias) na região central das paredes fabricadas por Manufatura Aditiva pela deposição unidirecional com resfriamento natural (condição I) e com resfriamento ativo (condição III) adotando aumentos de 200, vezes para: (A) topo da parede e (B) base da parede.

De forma análoga, as micrografias obtidas do topo e da base das paredes fabricadas por deposições bidirecionais com e sem resfriamento ativo, também, foram comparadas na Figura 5.8.

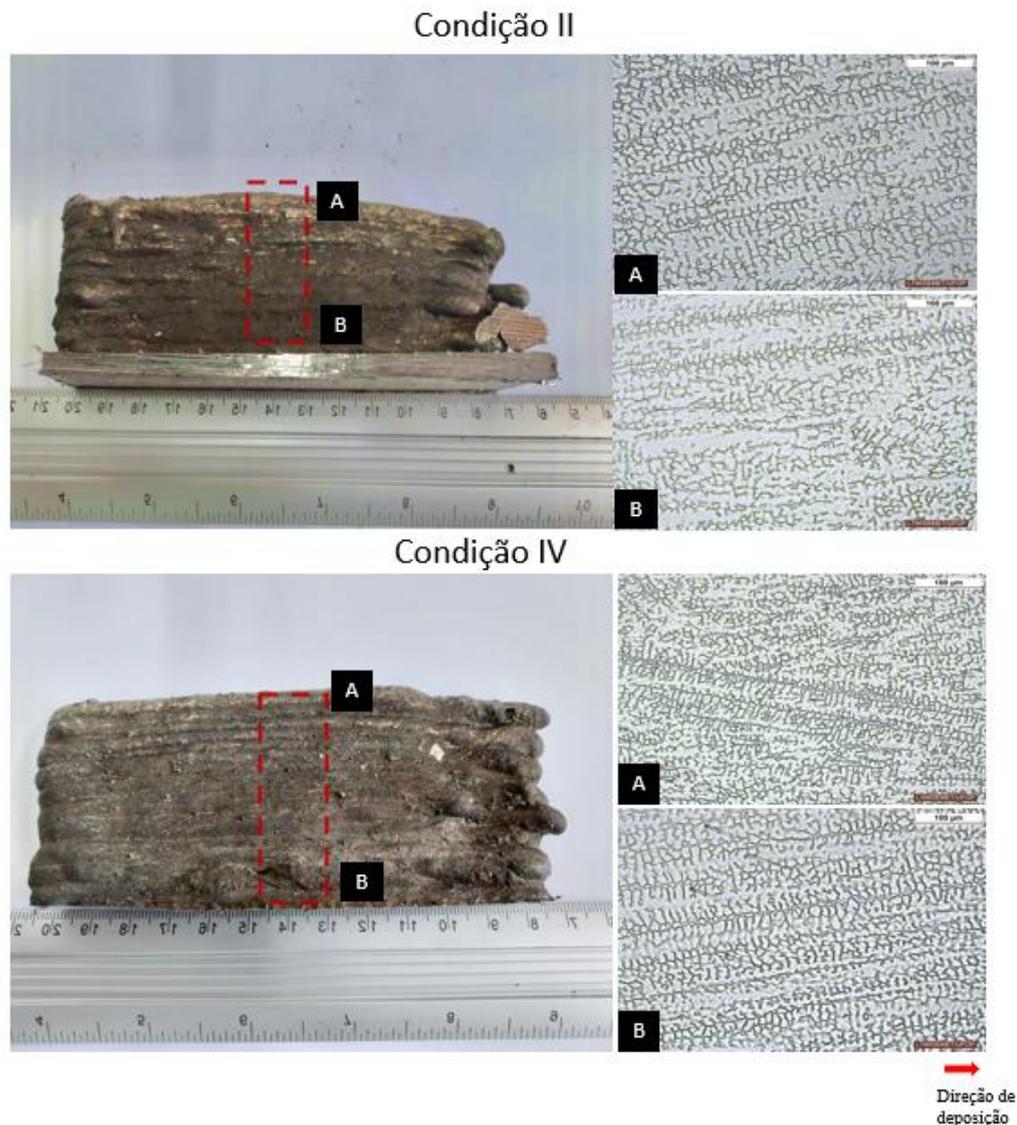


Figura 5.8 - Análises metalográficas em microscópio óptico (micrografias) na região central das paredes fabricadas por Manufatura Aditiva pela deposição unidirecional com resfriamento ativo (condição II) e bidirecional com resfriamento ativo (condição IV) adotando aumentos de 200, vezes para: (A/C) topo da parede e (B/D) base da parede.

Pela análise das Figuras 5.7 e 5.8, é possível identificar que, semelhante às observações reportadas por Wang, Xue e Wang (2019) entre as microestruturas encontradas na base e no topo das deposições feitas, os grãos crescem na direção vertical em relação à direção de deposição.

É possível perceber, também, que os grãos encontrados na microscopia do topo da parede fabricada aparentam ser mais grosseiros em ambas as condições de deposição. Tal fato associa-se à transferência térmica menos eficaz no topo das paredes fabricadas, o que está relacionado com a redução da área de condução de calor e as sucessivas deposições, que

resultam em uma menor taxa de resfriamento.

A microestrutura aparentemente mais refinada observada na base das paredes fabricadas associa-se com as maiores trocas térmicas, que ocorrem na base da parede (condução com o substrato, que está em temperatura ambiente e convecção com o ar), que proporcionam microestruturas mais refinadas, como foi evidenciado por Silva *et al.* (2019) e exemplificado na Figura 3.15.

Pela comparação das microscopias da base e topo das paredes fabricadas com e sem resfriamento ativo nas Figuras 5.7 e 5.8, é possível verificar que, para ambos os sentidos de deposição, as fabricações, que foram feitas com resfriamento ativo, possuem microestruturas mais homogêneas. Isso se relaciona com o uso da cuba de resfriamento com o aumento do nível de água de forma progressiva, promovendo uma troca térmica por convecção ao longo das camadas depositadas.

5.3.2 Cálculo do Espaçamento Interdendrítico Secundário

Para o cálculo do espaçamento interdendrítico secundário foram usadas imagens com um aumento de 200 vezes com um apoio do *software ImageJ*. A técnica de medição adotada foi apresentada na Figura 4.8. A partir dos cálculos feitos com o apoio da Equação 4.1, foram mensuradas os *Secondary dendrite arm spacing* (SDAS) das amostras para as micrografias das regiões: topo, base e centro das paredes fabricadas nas quatro condições de deposição.

A Figura 5.9 apresenta a comparação entre as médias dos espaçamentos interdendríticos secundários encontrados na base, centro e topo das deposições unidirecionais sem e com resfriamento ativo.

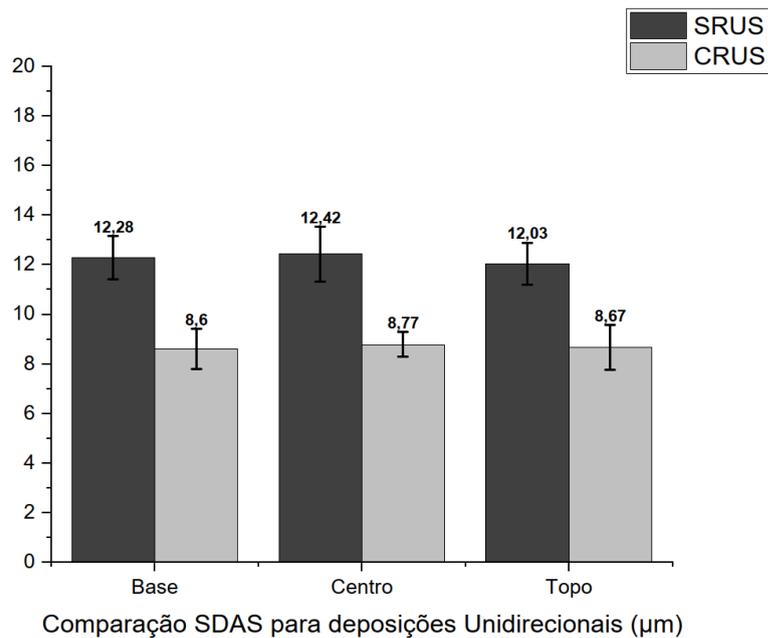


Figura 5.9 - Médias dos espaçamentos interdendríticos secundários (SDAS) encontrados na base, centro e topo das paredes fabricadas por deposição unidirecional com e sem resfriamento ativo.

Da mesma forma como foram feitas as análises para as deposições unidirecionais, a Figura 5.10 apresenta a comparação entre as médias dos espaçamentos interdendríticos secundários encontrados na base, centro e topo das deposições bidirecionais sem e com resfriamento ativo.

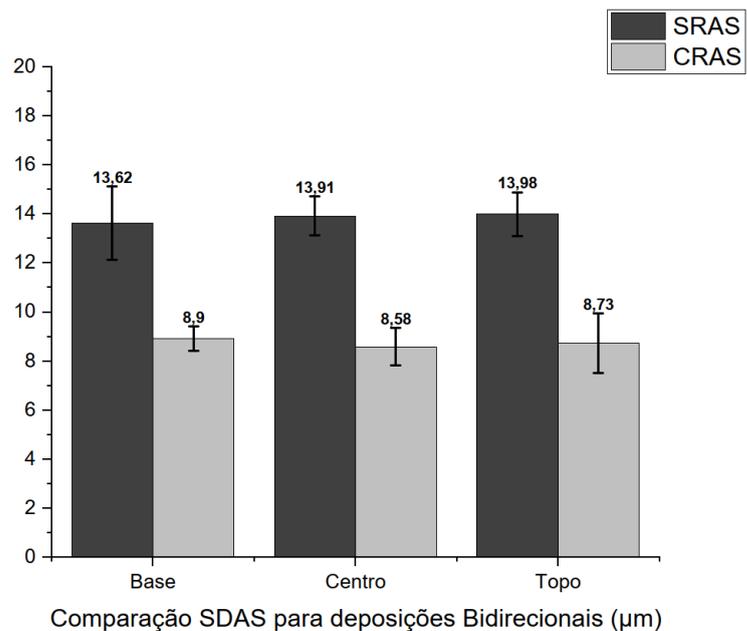


Figura 5.10 - Médias dos espaçamentos interdendríticos secundários (SDAS) encontrados na base, centro e topo das paredes fabricadas por deposição bidirecional com e sem resfriamento ativo.

É possível identificar pela Figura 5.9 que os maiores valores de espaçamento interdendríticos secundários nas deposições unidirecionais foram encontrados na deposição sem resfriamento ativo (SRUS), o que confirma que o uso da cuba é responsável pelo maior refinamento da microestrutura. Tal fato relaciona-se com uma taxa de resfriamento maior nas deposições, que adotaram o método RAQI, o que implica em uma microestrutura mais refinada e maiores teores de ferrita (δ), o que, também, foi evidenciado nos trabalhos de Santos (2017) e Silva *et al.* (2009).

De forma análoga, na Figura 5.10, os maiores valores de espaçamento interdendríticos secundários, também, foram encontrados na deposição sem resfriamento ativo, sendo registrada uma diferença significativa de até 5,25 μm na comparação entre as médias encontradas nos topos das paredes fabricadas com deposição bidirecional.

É importante destacar, ainda, que, quando se comparam as Figuras 5.9 e 5.10, é possível perceber que as médias das SDAS encontradas nas paredes fabricadas por deposição bidirecional – com e sem resfriamento ativo – foram maiores que aquelas medidas nas deposições unidirecionais. Esse resultado se associa a uma taxa menor de resfriamento nas deposições bidirecionais. Isso acontece, pois, ao contrário das deposições unidirecionais, não há parada de deposição nas extremidades da parede fabricada para retorno da tocha para a posição inicial.

Desse modo, nas deposições bidirecionais, há um menor tempo para resfriar e mais calor fica acumulado na parede. Como os espaçamentos dendríticos primários e secundários variam de acordo com os parâmetros térmicos de solidificação, como a taxa de resfriamento e a taxa de crescimento da frente de solidificação, como evidenciado nos estudos de Antonello (2022), pode-se justificar as diferenças encontradas nos SDAS das deposições uni e bidirecionais.

Foram realizadas análises estatísticas (teste T de *Student*) para comparar base e topo e centros das paredes fabricadas em cada condição. O teste T de *Student* é um teste de hipóteses, que adota conceitos estatísticos para rejeitar ou não uma hipótese nula, o qual é muito utilizado para testar hipóteses sobre diferenças entre até duas médias.

Foi adotado o *software Microsoft Excel* para realizar as análises e foi realizado o teste T de *Student* para observações independentes, o qual é aplicado para variâncias supostamente iguais ou diferentes.

Para verificar se as variâncias são, de fato, supostamente iguais, foi realizado um teste F, também com o auxílio do *Microsoft Excel*, para identificar qual o tipo de teste T seria adotado. Para o teste F, considera-se que as variâncias são supostamente iguais sempre que o P

valor, resultado obtido pelo *software* após o teste, é maior que a significância de 0,05; ou seja, aceita-se H_0 . De forma análoga, quando o P valor for menor que a significância de 0,05, rejeita-se H_0 e as duas variâncias são consideradas supostamente diferentes.

Dessa maneira, a Tabela 5.3 apresenta os testes comparativos feitos nas paredes fabricadas por deposição unidirecional com e sem resfriamento ativo. Foram adotadas as comparações:

- 1- Base e topo sem resfriamento ativo;
- 2- Base e topo com resfriamento ativo;
- 3- Centro sem resfriamento ativo e centro com resfriamento ativo.

Tabela 5.3 - Teste T de *Student* para comparação das médias de SDAS encontradas nas microestruturas das paredes fabricadas com deposição unidirecional com e sem resfriamento ativo.

1) Base e topo sem resfriamento ativo		
Teste F	0,425	P significância de 0,05, como o resultado é maior- não rejeito H_0 (Comparação de variâncias = variância iguais)
Teste T	0,035	P menor que 0,05- Rejeito H_0 (<i>existe diferença significativa entre os dois grupos</i>)
2) Base e topo com resfriamento ativo		
Teste F	0,501	P significância de 0,05, como o resultado é maior- não rejeito H_0 (Comparação de variâncias = variância iguais)
Teste T	0,237	P menor que 0,05- Rejeito H_0 (<i>existe diferença significativa entre os dois grupos</i>)
3) Centro sem resfriamento ativo e centro com resfriamento ativo		
Teste F	0,748	$0,748 > 0,05$ - Aceito H_0 . Variâncias supostamente iguais
Teste T	0,000	$5,30E-19 < 0,05$ - Rejeito H_0 (<i>existe diferença significativa entre os dois grupos</i>)

É possível verificar, pela Tabela 5.3, que, pelo teste T de *Student*, as médias dos espaçamentos interdendríticos secundários mensurados na base e no topo das paredes fabricadas sem e com resfriamento ativo podem ser consideradas diferentes estatisticamente, enfatizando a diferença encontrada pela análise das microestruturas das respectivas regiões embasadas na Figura 5.7.

Por fim, quando comparadas as médias das SDAS das duas regiões centrais das paredes fabricadas com deposição unidirecional, com e sem resfriamento ativo, os resultados dos testes T de *Student* identificaram que há diferença significativa entre as microestruturas. Isso

confirma, estatisticamente, que os espaçamentos dendríticos secundários variam com a taxa de resfriamento da fabricação, como enfatizado por Antonello (2022).

De forma equivalente, a Tabela 5.4 apresenta o resultado dos testes comparativos feitos nas paredes fabricadas por deposição bidirecional com e sem resfriamento ativo.

Tabela 5.4 - Teste T de *Student* para comparação das médias de SDAS encontradas nas microestruturas das paredes fabricadas com deposição bidirecional com e sem resfriamento ativo.

1) Base e topo sem resfriamento ativo		
Teste F	0,015	0,015 < 0,05- Rejeito Ho. Variâncias supostamente diferentes
Teste T	2,080E-25	2,080E-25 < 0,05- Rejeito Ho (<i>existe diferença significativa entre os dois grupos</i>)
2) Base e topo com resfriamento ativo		
Teste F	0,023	P significância de 0,05, como o resultado é maior- não rejeito Ho (Comparação de variâncias= variância iguais)
Teste T	0,159	P menor que 0,05- Rejeito Ho (<i>existe diferença significativa entre os dois grupos</i>)
3) Centro sem resfriamento ativo e centro com resfriamento ativo		
Teste F	6,03E-04	6,03E-04 < 0,05- Rejeito Ho. Variâncias diferentes
Teste T	3,48E-21	3,48E-21 < 0,05- Rejeito Ho (<i>existe diferença significativa entre os dois grupos</i>)

Pela análise da Tabela 5.4, é possível verificar que, na deposição bidirecional sem resfriamento, pelo teste T de *Student*, as médias das SDAS mensuradas na base e no topo das paredes podem ser consideradas diferentes estatisticamente, enfatizando a diferença visual na análise das microestruturas na Figura 5.8.

Semelhante aos testes realizados nas deposições unidirecionais usando o resfriamento ativo, é possível verificar, pela Tabela 5.4, que houve diferenças estatisticamente significativas entre as médias de SDAS nas comparações feitas entre a base e o topo das paredes fabricadas com deposição bidirecional usando a técnica RAQI. No entanto, observa-se que há menor dispersão nos valores de desvio padrão em comparação à condição sem o resfriamento ativo.

Pela comparação de ambos os centros das paredes, é possível verificar que os testes T de *Student* enfatizam que existem diferenças estatísticas significativas entre as duas paredes. Isso confirma que o uso do resfriamento ativo possui efeitos nas microestruturas das paredes fabricadas com deposição unidirecional e bidirecional.

Por fim, destaca-se que o resfriamento ativo contribuiu para uma uniformidade microestrutural maior ao longo da altura das paredes depositadas devido ao resfriamento

promovido pela troca térmica com a água. Isso resultou em médias menores de SDAS com menor desvio padrão.

Além das medidas de espaçamento interdendrítico secundário, foi realizado o cálculo da fração volumétrica de ferrita (δ). Para mensurar a fração volumétrica de ferrita (δ) nas paredes, imagens da microestrutura presente no base, centro e topo das paredes fabricadas para as quatro condições foram analisadas com auxílio do *software ImageJ*. Os resultados podem ser encontrados na Figura 5.11.

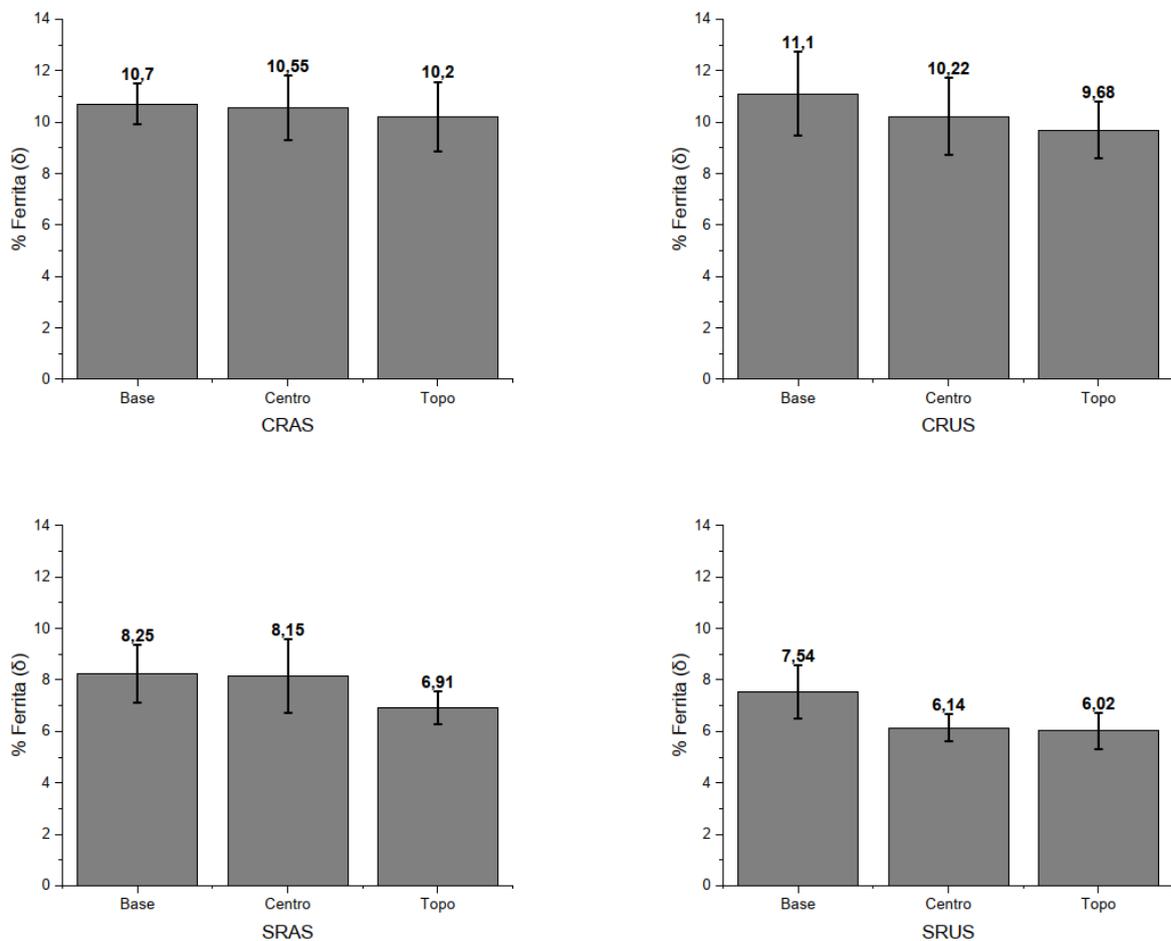


Figura 5.11 - Fração volumétrica de ferrita delta identificadas nas micrografias obtidas na base centro e topo das paredes fabricadas por Manufatura Aditiva nas quatro condições avaliadas: SRUS, CRUS, SRAS e CRAS.

Pela análise comparativa dos valores encontrados na Figura 5.11, é possível verificar que as condições com resfriamento pela técnica RAQI apresentam maior fração volumétrica de ferrita (δ) quando comparados com as paredes fabricadas com deposições sem resfriamento.

A faixa de ferrita (δ) encontrada nas quatro condições de deposição foi coerente com a faixa estimada por Pessanha (2018), a qual varia de 5% a 20% de ferrita nos aços inoxidáveis

austeníticos fundidos. Além disso, as faixas de fração volumétrica de ferrita (δ) encontradas foram semelhantes ao trabalho de Souza (2022), o qual, também, adotou o *ImageJ* para estimar a fração volumétrica desse constituinte em tubo de aço ABNT 316LSi obtido com a técnica WAAM.

O aumento na fração de ferrita (δ) encontrado nas condições com resfriamento ativo está relacionado com a maior taxa de resfriamento oriunda da técnica RAQI (JAFARZAD-SHAYAN *et al.*, 2023). Os resultados são coerentes com os valores de SDAS encontrados, já que houve um aumento da fração volumétrica de ferrita nas condições, que adotaram a técnica RAQI.

No geral, para as condições sem resfriamento ativo, semelhante ao encontrado nos estudos de Jafarzag-Shayan *et al.* (2023), as maiores frações volumétricas de ferrita (δ) foram encontradas na região da base das paredes. Esse resultado está relacionado com a maior troca térmica com a base, nas quais as paredes foram construídas. A região central apresentou valores intermediários e o topo com uma menor fração volumétrica de ferrita (δ), consequência de uma menor taxa de resfriamento pelo maior acúmulo de calor à medida que a altura da parede aumenta.

5.4 Ensaios de Dureza Brinell

A análise de dureza das paredes fabricadas por Manufatura Aditiva possui fundamental importância na avaliação das propriedades mecânicas oriundas da fabricação. Essa propriedade relaciona-se com os fenômenos de transformações de fase e microestruturais, que são causados pelos diferentes gradientes térmicos, a que a liga foi submetida na técnica WAAM.

A partir das análises dos tamanhos das indentações, foram obtidos os valores de dureza para as quatro condições ensaiadas. As médias calculadas e seus respectivos desvios padrões podem ser encontrados na Figura 5.12.

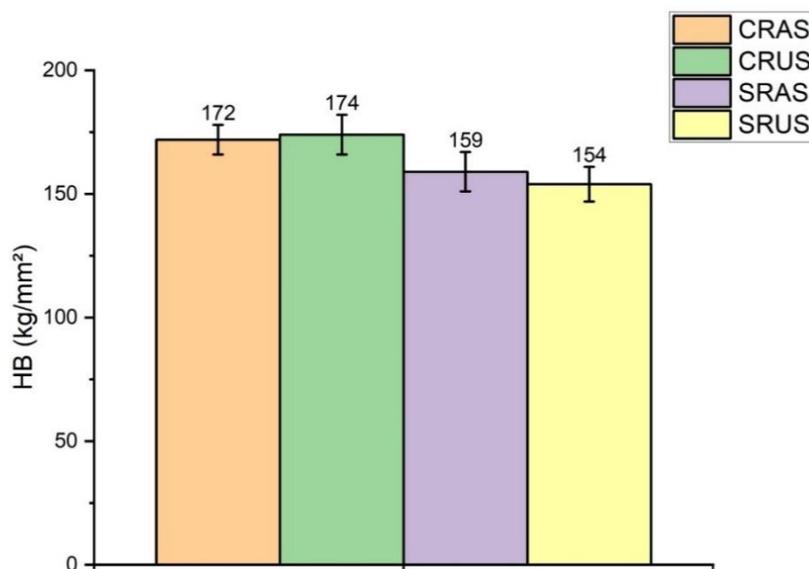


Figura 5.12 - Médias de Dureza Brinell encontradas nas amostras extraídas das paredes fabricadas nas quatro condições ensaiadas: CRAS (Com resfriamento ativo e ambos os sentidos), CRUS (Com resfriamento ativo e único sentido), SRAS (Sem resfriamento ativo e ambos os sentidos) e SRUS (Sem resfriamento ativo e único sentido).

A partir da análise do gráfico presente na Figura 5.12, foi identificado que houve uma diferença nas médias de dureza encontrada nas paredes fabricadas com e sem resfriamento ativo: 13HB para as fabricações feitas com deposição em ambos os sentidos e 20 HB para as fabricações feitas em um único sentido.

A partir dos dados obtidos, foram realizados testes T de *Student* para comparar estatisticamente as condições de resfriamento adotadas nos ensaios. Primeiramente, foram comparadas as condições de deposição com e sem resfriamento ativo para paredes fabricadas com deposição em ambos os sentidos e em um único sentido. Os resultados obtidos são encontrados na Tabela 5.5.

Tabela 5.5 - Testes T de *Student* comparando as condições de deposição (1) CRUS- Com Resfriamento e Único Sentido x (2) SRUS- Sem Resfriamento e único Sentido e (2) SRAS- Sem Resfriamento Ambos os Sentidos e CRAS- Com Resfriamento Ambos os Sentidos.

1- CRUS X SRUS		
Teste F	0,780	0,780 > 0,05- Aceito Ho. Variâncias supostamente iguais
Teste T	7,37E-06	7,37E-06 < 0,05- Rejeito Ho. <i>Existe diferença significativa entre os dois grupos</i>
2- CRAS X SRAS		
Teste F	0,257	0,189 > 0,05- Aceito Ho. Variâncias supostamente iguais
Teste T	1,62E-04	2,89E-06 < 0,05- Rejeito Ho. <i>Existe diferença significativa entre os dois grupos</i>

Pelas análises estatísticas apresentadas na Tabela 5.5, é possível verificar que, comparando ambas as deposições realizadas adotando um único sentido, com e sem resfriamento ativo, houve diferença significativa entre as médias de dureza. De forma análoga, quando comparadas às deposições feitas em ambos os sentidos, sem e com resfriamento ativo, também foi identificada diferença significativa entre as medições de Dureza Brinell.

É importante salientar que os valores de dureza encontrados nas paredes fabricadas com resfriamento ativo foram superiores aos encontrados nas paredes, que foram fabricadas com resfriamento natural, fato que acontece para a deposição em um único e em ambos os sentidos.

Tal fato pode estar ligado ao maior refino microestrutural encontrado nas deposições com resfriamento pela técnica RAQI – espaçamento interdendrítico secundário, o que está associado com a taxa de resfriamento nessas fabricações como salientado por Michla *et al.* (2021). As Figuras 5.9 e 5.10, apresentadas anteriormente, comprovam, pelas medições das SDAS, essas diferenças microestruturais relacionadas ao refino. Outro ponto, que pode contribuir com a diferença de dureza entre as fabricações, é a concentração de ferrita (δ), a qual tende a elevar a média de dureza da parede fabricada, como destacado nos estudos de Ghasemi, Beidokhti e Fazel-Najafabadi (2018).

Além disso, foram realizados perfis de dureza ao longo da altura das pré-formas em relação à altura das paredes fabricadas nas condições de deposição propostas, apresentado na Figura 5.13. O perfil foi traçado da base em direção ao topo com uma distância de 4mm entre as indentações. Desse modo, foi considerado como zero o início do material nas proximidades da base.

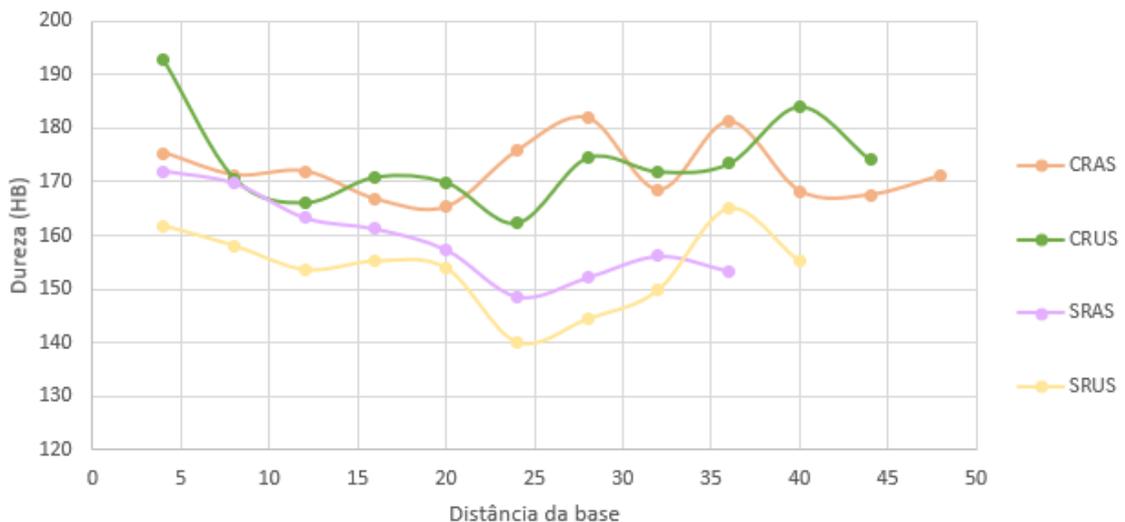


Figura 5.13 - Perfis de Dureza Brinell ao longo da altura das paredes fabricadas segundo as diferentes condições de resfriamento: CRAS, CRUS, SRAS e SRUS.

Pela análise das Figuras 5.12 e 5.13, é possível concluir que, embora o desvio padrão seja bastante similar para todas as deposições, observou-se uma dispersão nos valores de dureza ao longo da altura das paredes. Ressalta-se, também, que, diferentemente do procedimento adotado nas análises metalográficas quantitativas, não foi possível garantir que as indentações de dureza fossem realizadas em regiões mais uniformes dos cordões. Em outras palavras, conforme pode ser observado na Figura 5.14, há uma heterogeneidade macroestrutural ao longo da altura das paredes depositadas, conforme discutido por Cunningham *et al.* (2019).



Figura 5.14 - Fotografia dos passes depositados por Manufatura Aditiva após o ataque eletrolítico, na qual se observa uma heterogeneidade macroestrutural ao longo dos cordões depositados na construção de uma pré-forma.

De forma complementar, foram realizados testes T de *Student* comparando as médias entre a base e o topo (quatro primeiros e quatro últimos pontos de medição) das condições aos pares, com e sem resfriamento ativo, para as deposições realizadas em um único sentido e em ambos os sentidos.

A Tabela 5.6 apresenta os testes F e T de *Student* para a comparação entre as bases, primeiras quatro camadas depositadas, entre as condições com e sem resfriamento ativo para as deposições unidirecionais e bidirecionais.

Tabela 5.6 - Análises estatísticas comparativas entre os valores de Dureza Brinell nos quatro pontos mais próximos da base nas pré-formas obtidas com e sem resfriamento ativo para as deposições unidirecionais e bidirecionais.

CRUS X SRUS-4 Base		
Teste F	0,081	0,081 > 0,05- Aceito Ho. Variâncias supostamente iguais
Teste T	1,40E-02	1,40-02 < 0,05- Rejeito Ho. <i>Existe diferença significativa entre os dois grupos</i>
CRAS X SRAS-4 Base		
Teste F	0,571	0,078 > 0,05- Aceito Ho. Variâncias supostamente iguais
Teste T	8,76E-02	2,82E-01 < 0,05- Rejeito Ho. <i>Existe diferença significativa entre os dois grupos</i>

Conforme a Tabela 5.6, foi possível verificar que, em ambas as deposições, foram identificadas diferenças significativas entre as durezas encontradas nos quatro pontos próximos à base das paredes fabricadas. Tal fato evidencia que as durezas encontradas são, de fato, diferentes estatisticamente.

De forma similar, a comparação estatística entre os quatro pontos mais distantes da base foi realizada para as condições de deposição, com e sem resfriamento ativo, para as deposições unidirecionais e bidirecionais. Os resultados podem ser observados na Tabela 5.7.

Tabela 5.7 - Análises estatísticas comparativos entre os valores de Dureza Brinell nos quatro pontos de medições mais distantes da base nas pré-formas obtidas com e sem resfriamento ativo para as deposições unidirecionais e bidirecionais.

CRUS X SRUS-4 Topo		
Teste F	0,081	0,081 > 0,05- Aceito Ho. Variâncias supostamente iguais
Teste T	1,40E-02	1,40-02 < 0,05- Rejeito Ho. <i>Existe diferença significativa entre os dois grupos</i>
CRUS X SRUS- 4 Topo		
Teste F	0,459	0,459 > 0,05- Aceito Ho. Variâncias supostamente iguais
Teste T	2,60E-03	2,60E-03 < 0,05- Rejeito Ho. <i>Existe diferença significativa entre os dois grupos</i>

Pela análise da Tabela 5.7, foi possível identificar que as comparações estatísticas feitas com os quatro pontos mais distantes da base possuem diferença significativa para as condições de deposição semelhantes, com e sem resfriamento ativo.

Por fim, foi realizada uma comparação estatística entre os pontos do centro das paredes fabricadas por Manufatura Aditiva. Os resultados são apresentados na Tabela 5.8.

Tabela 5.8 - Análises estatísticas comparativos entre os valores de Dureza Brinell nos quatro pontos de medições centrais nas pré-formas obtidas com e sem resfriamento ativo para as deposições unidirecionais e bidirecionais.

CRUS X SRUS-4 Central		
Teste F	0,564	0,564 > 0,05- Aceito Ho. Variâncias supostamente iguais
Teste T	1,68E-03	1,68E- 3 < 0,05- Rejeito Ho. <i>Existe diferença significativa entre os dois grupos</i>
SRAS X CRAS- 4 Central		
Teste F	0,635	0,577 > 0,05- Aceito Ho. Variâncias supostamente iguais
Teste T	4,08E-03	2,56E-01 < 0,05- Rejeito Ho. <i>Existe diferença significativa entre os dois grupos</i>

As comparações estatísticas realizadas na Tabela 5.8 permitem concluir que, de forma semelhante às comparações feitas entre os pontos mais próximos e mais distante das bases das paredes, a região central, também, possui diferença significativa de dureza entre condições com e sem resfriamento ativo.

É importante salientar que essa dispersão nos valores obtidos para cada região é resultado da heterogeneidade microestrutural presente para cada condição, que são afetadas por características microestruturais, tais como ferrita (δ), carbonetos e fases intermetálicas, entre outros (SOUZA, 2022; VACH *et al.*, 2008).

Em seu trabalho, Souza (2022) relata que a dispersão dos dados está relacionada com as diferentes morfologias de ferrita (δ) presentes no material e com a concentração dessa fase próxima à linha de fusão, que tem menores espaçamentos interdendríticos secundários.

5.5 Ensaios de Tração

Para realizar os ensaios de tração, foram extraídos corpos de prova nas direções transversal e longitudinal das paredes fabricadas, conforme exemplificado na Figura 4.12. A Figura 5.15 ilustra algumas geometrias obtidas para as quatro diferentes condições de deposição.



Figura 5.15 - Corpos de prova para ensaio de tração extraídos das paredes fabricadas em diferentes condições de deposição: SRUS- sem resfriamento ativo unidirecional; CRUS- com resfriamento ativo unidirecional; SRAS- sem resfriamento ativo bidirecional e CRAS- com resfriamento ativo bidirecional.

Para cada condição, foram ensaiados três corpos de prova nos sentidos transversal e longitudinal. Os valores médios de limite de resistência à tração, limite de escoamento e deformação obtidos nos ensaios são apresentados na Tabela 5.9.

Tabela 5.9 - Resultados obtidos nos ensaios de tração das quatro condições de deposição usando Manufatura Aditiva: limite de resistência à tração, limite de escoamento e deformação obtidos.

Único sentido longitudinal						
Resfriamento natural			RAQI			
LE (MPa)	LR (MPa)	Alongamento (%)	LE (MPa)	LR (MPa)	Alongamento (%)	
365	556	44	445	607	45	
394	582	45	352	445	18	
346	552	47	450	607	44	
Média	369	563	45	416	553	36
Desvio	24,3	16,3	1,3	55,0	93,8	15,0

Único sentido transversal						
Resfriamento natural			RAQI			
LE (MPa)	LR (MPa)	Alongamento (%)	LE (MPa)	LR (MPa)	Alongamento (%)	
377	589	39	434	526	35	
341	566	43	413	585	26	

	300	517	43	440	591	30
Média	339	557	42	429	567	30
Desvio	38,2	36,6	2,2	14,1	36,1	4,4

Ambos sentidos Longitudinal						
Resfriamento natural			RAQI			
LE (MPa)	LR (MPa)	Alongamento (%)	LE (MPa)	LR (MPa)	Alongamento (%)	
	414	569	48	364	566	36
	396	562	48	422	600	38
	394	543	45	399	572	43
Média	402	558	47	395	579	39
Desvio	11,0	13,5	1,7	29,3	17,9	3,8

Ambos sentidos Transversal						
Resfriamento natural			RAQI			
LE (MPa)	LR (MPa)	Alongamento (%)	LE (MPa)	LR (MPa)	Alongamento (%)	
	397	594	44	420	598	37
	370	616	39	407	623	44
	382	634	39	394	557	31
Média	383	615	41	407	593	37
Desvio	13,6	19,7	3,0	12,7	33,3	6,7

Para fins comparativos, os valores médios de limite de resistência à tração, limite de escoamento e deformação obtidos dos ensaios são apresentados na Figura 5.16.

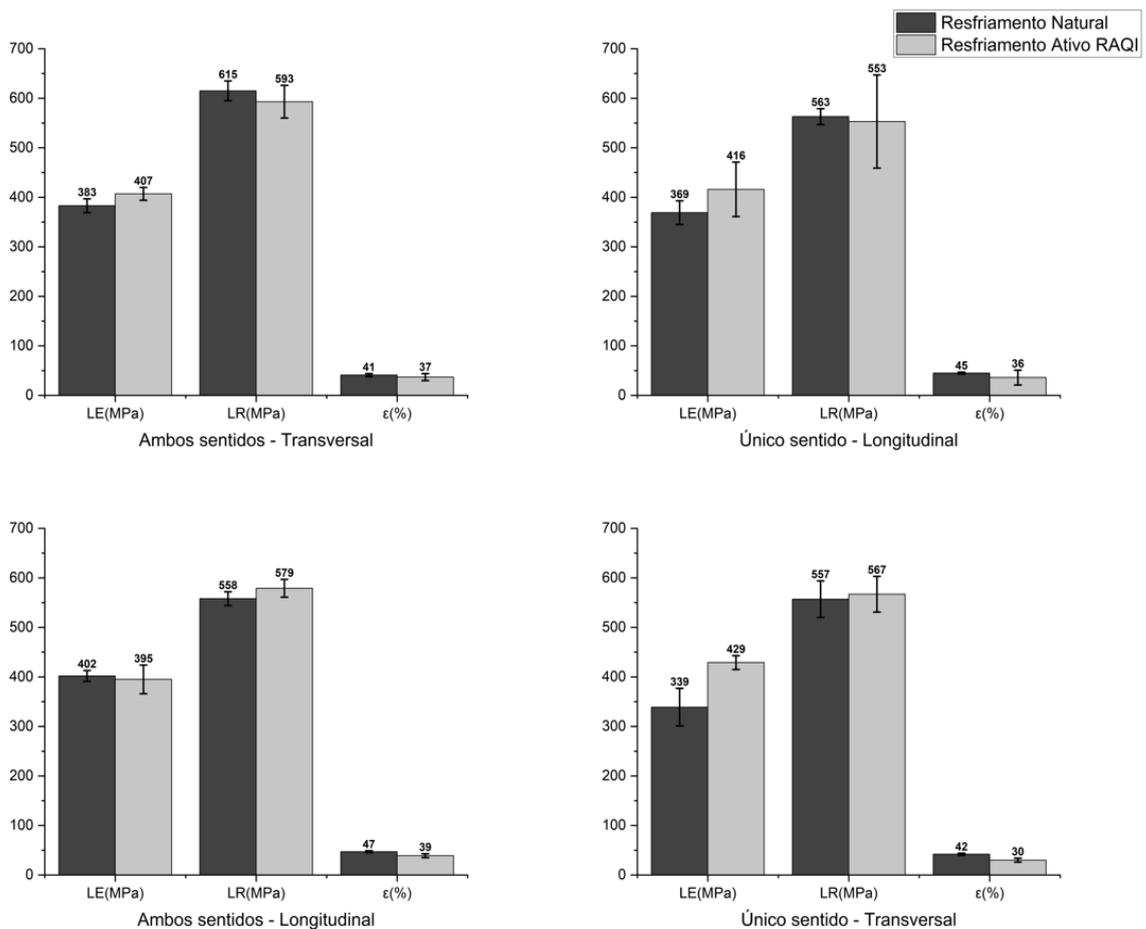


Figura 5.16 - Comparação entre os valores de limite de escoamento (LE), limite de resistência (LR) e alongamento (%) obtidos nos ensaios de tração dos corpos de prova extraídos de paredes fabricadas por MA nos sentidos longitudinal e transversal para as quatro condições de deposição propostas.

É possível observar, pela Figura 5.16, que os limites de escoamento das paredes fabricadas com resfriamento ativo foram, em geral, superiores aos encontrados nas paredes fabricadas com resfriamento natural, exceto para a condição bidirecional longitudinal, a qual, considerando o desvio padrão apresentado Tabela 5.9, também, é superior.

Um dos fatores responsáveis pelo aumento do limite de escoamento nas peças fabricadas por resfriamento ativo por quase imersão pode ser a redução do espaçamento interdendrítico secundário, como apresentado nas Figuras 5.9 e 5.10.

Estudos conduzidos por Sander *et al.* (2021), Zhong *et al.* (2016) e Godec *et al.* (2020) destacam a influência direta dessa variável no limite de escoamento do aço inoxidável ABNT 316L. Isso ocorre porque há um maior número de contornos de grão, que tendem a bloquear os movimentos das discordâncias, resultando no aumento de resistência mecânica.

No entanto, é possível observar que, para as quatro condições de deposição, os corpos de prova de tração, obtidos a partir das paredes fabricadas com resfriamento ativo, obtiveram

os menores alongamentos quando comparados com os corpos de prova das paredes obtidas com resfriamento natural.

No trabalho de Wang *et al.* (2020), os autores destacam a influência das heterogeneidades das microestruturas obtidas pela MA de um aço ABNT 316L, onde nas linhas de refusão, que apresentaram estruturas mais refinadas, o crescimento dendrítico, de forma perpendicular ao ensaio de tração transversal, apresentou limitações de expansão das bandas de deslizamento. Por consequência da direção de crescimento dendrítico, apresentaram menor alongamento e maior resistência mecânica à tração.

Além disso, é possível identificar, pela análise da Tabela 5.9, que os maiores valores de alongamento obtidos foram nas condições de fabricação, que adotaram resfriamento natural. Wu *et al.* (2018a) observaram uma tendência semelhante em sua pesquisa ao depositar uma parede fina de um aço ABNT 316L.

No estudo, os autores analisaram a morfologia dos grãos na fratura e observaram que, durante o teste de tração na direção longitudinal, a fratura ocorreu após a deformação dos grãos colunares. Já na direção transversal, os grãos não sofreram deformação significativa, e os limites dos grãos colunares se revelaram como os pontos mais fracos durante a tração. Como resultado, a amostra com maior quantidade de contornos de grão na direção longitudinal apresentou uma resistência à tração inferior em comparação com a amostra na direção transversal.

Por fim, é importante concluir que os valores obtidos pelos ensaios de tração foram coerentes com a literatura, como encontrado no trabalho de Koppu *et al.* (2023), para as condições de resfriamento natural. Já os valores de alongamento muito baixos, os quais foram identificados nas deposições unidirecionais, que adotaram resfriamento ativo, podem ser explicados pela heterogeneidade do material, presença de descontinuidades e dificuldades no controle do nível de água, que resultaram em poros, como será apresentado na próxima seção.

Também, em relação à comparação entre as médias de limite de escoamento, limite de resistência e alongamento entre as direções longitudinal e transversal para avaliar eventuais anisotropias, não puderam ser realizados de forma completa. Como será apresentado na próxima seção, alguns dos corpos de prova apresentaram descontinuidades típicas de MA nas superfícies de fratura, como falta de fusão e porosidade. Portanto, as propriedades medidas nos ensaios de tração não se devem somente às alterações microestruturais ao se compararem as diferentes condições de resfriamento e sentido de deposição.

5.6 Análise Fractográfica

Após os ensaios de tração, as superfícies fraturadas foram analisadas em microscópio eletrônico de varredura. A Figura 5.17 apresenta um exemplo de uma superfície de fratura obtida no ensaio de um corpo de prova obtido a partir de uma parede fabricada por Manufatura Aditiva com deposição bidirecional e resfriamento natural (Condição II).

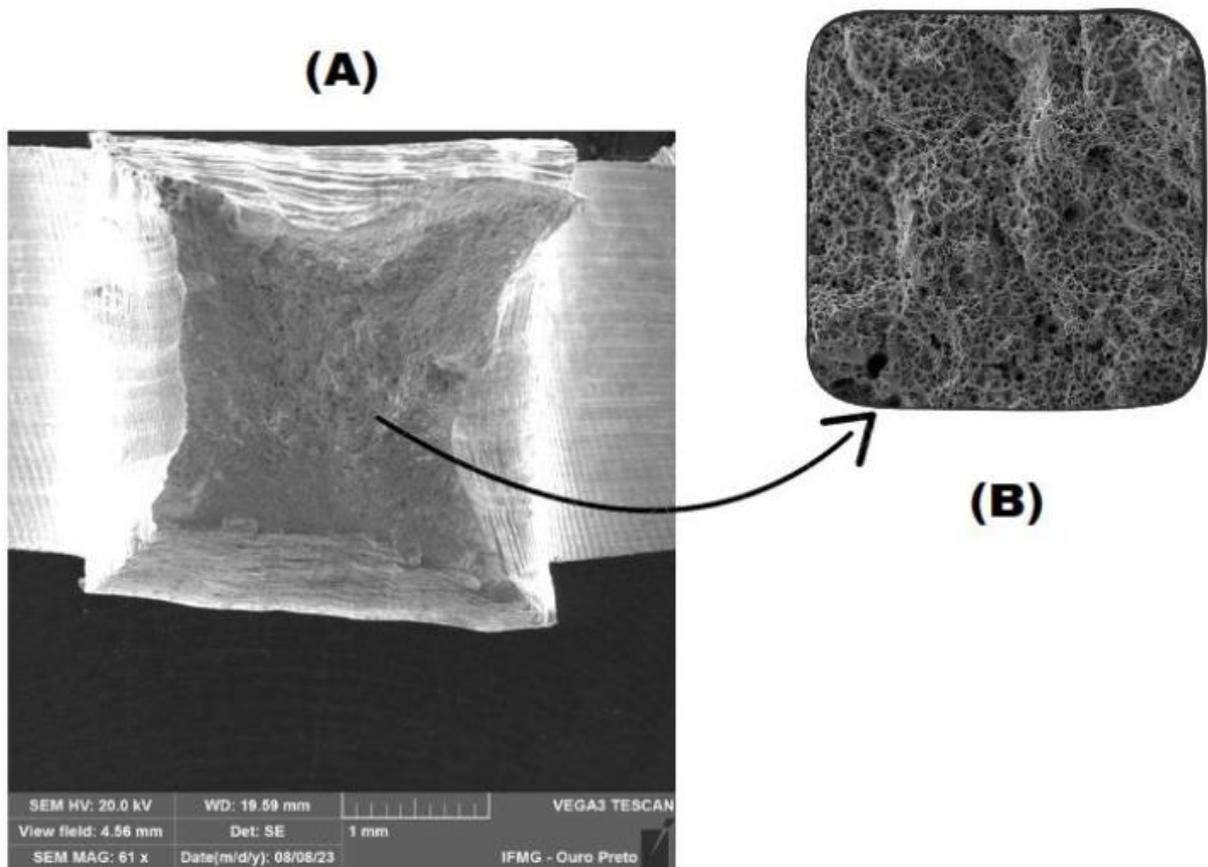


Figura 5.17 - Superfície de fratura de um corpo de prova de tração obtido a partir de uma parede fabricada por Manufatura Aditiva na condição II extraído na direção transversal. (A) Superfície ampliada em 60x e em (B) 1.000x no MEV.

Todas as amostras apresentaram característica de fratura dúctil, com a presença de *dimples* ou alvéolos, que são visíveis em toda a superfície. É possível observar, também, uma grande deformação plástica, característica dos aços inoxidáveis ABNT 316L, que apresentam grande ductilidade, conforme os estudos de Michla Jr *et al.* (2021) e Cunningham *et al.* (2019).

Algumas amostras exibiram descontinuidades, muitas das quais caracterizadas pela falta de fusão ou pela formação de porosidades, as quais estão relacionadas, principalmente à dificuldade do controle do nível de água. A Figura 5.18 apresenta os poros identificados nas

paredes fabricadas na condição III.



Figura 5.18 - Poros identificados em cortes das paredes fabricadas pela condição III – Unidirecional com resfriamento – sentido longitudinal na região da base. Os poros estão associados com a dificuldade do controle do nível de água nas fabricações com resfriamento ativo.

A superfície dessas discontinuidades revelou a presença de estruturas dendríticas, que são características típicas do processo de solidificação, conforme reportado por Wang, Xue e Wang (2019) e Santos (2017).

Além disso, fora das áreas afetadas pelas discontinuidades, a fratura apresentou um aspecto dúctil, com a presença de pequenas cavidades conhecidas como *dimples*. A Figura 5.19 apresenta a análise fractográfica da condição III.

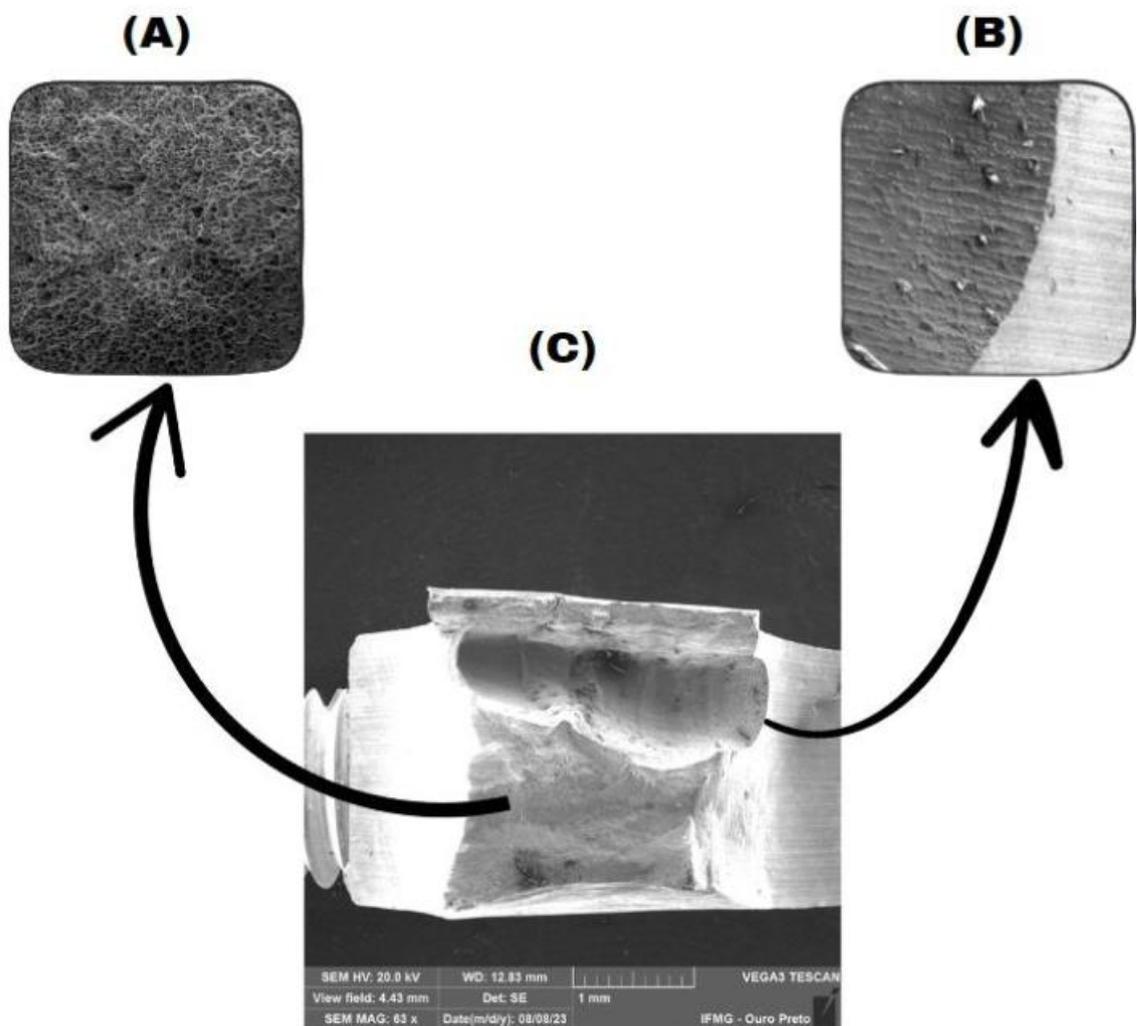


Figura 5.19 - Superfície de fratura de um corpo de prova de tração na Condição III (Unidirecional com resfriamento ativo) na direção longitudinal. (A) Superfície ampliada em 1000x, (B) 500x e (C) em 60x. Em (B), destaca-se a superfície de uma descontinuidade, com estruturas dendríticas.

Como observado na Figura 5.19, a fratura ocorreu na região, que contém um poro, identificado na Figura 5.18, devido à concentração de tensão. O efeito da porosidade, também, foi perceptível nos resultados disponíveis na Figura 5.16 e na Tabela 5.9, nas quais é possível identificar que a condição de deposição III longitudinal apresenta um desvio padrão superior às demais condições, que adotaram resfriamento ativo.

6 CONCLUSÕES

O presente trabalho avaliou quatro condições de deposição para a fabricação de pré-formas pela técnica WAAM em aço inoxidável ABNT 316LSi: resfriamento natural e resfriamento ativo por quase-imersão (RAQI) ambos com deposição unidirecional e bidirecional.

Após análises comparativas por caracterização microestrutural, ensaios de dureza, ensaios de tração e análise fractográfica, foi possível concluir que:

- As condições, que adotaram resfriamento ativo, tiveram um menor tempo de deposição associado juntamente com uma eficiência maior. ou seja, não foi necessário realizar pausas para redução de temperatura entre passes;
- A construção de paredes com deposição unidirecional resultou em inclinação no final da região de deposição; ou seja, região de fechamento do arco elétrico. Esse efeito foi atenuado nas deposições que adotaram o resfriamento ativo;
- As deposições bidirecionais com resfriamento ativo proporcionaram a criação de paredes com maior altura e o efeito da inclinação na região final das deposições foi atenuado com as deposições bidirecionais;
- Pela análise macrográfica, foi possível verificar quão heterogênea é a microestrutura típica desse tipo manufatura;
- Todas as condições de deposição resultaram em microestruturas bifásicas com a presença de ferrita (δ) distribuída sobre uma matriz de austenita (γ);
- A adoção de resfriamento ativo por quase imersão resultou em redução dos espaçamentos interdendríticos secundários. Na condição de deposição unidirecional, a redução foi de, aproximadamente, 16,5% e para a condição bidirecional de, aproximadamente, 34% em comparação aos materiais obtidos por resfriamento natural;
- A adoção da técnica RAQI e a consequente redução do espaçamento interdendrítico secundário resultaram em um aumento da dureza em, aproximadamente, 10%;
- Os ensaios de tração mostraram uma tendência de aumento da resistência mecânica, sobretudo o limite de escoamento, como consequência do menor espaçamento interdendrítico secundário, além da redução na ductilidade;
- Algumas amostras exibiram descontinuidades nas superfícies de fratura de corpos de prova ensaiados em tração, muitas das quais caracterizadas pela falta de fusão ou pela formação de porosidades, as quais estão relacionadas, principalmente, com a dificuldade

do controle do nível de água na técnica RAQI;

- Por fim, é importante destacar que a técnica RAQI se mostrou promissora para controle de temperatura, condicionamento microestrutural e aumento de resistência mecânica do aço ABNT 316LSi na Manufatura Aditiva por DED-Arc.

7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Para mitigar o efeito do sopro magnético, recomenda-se usar um cabo de aterramento em ambas as extremidades da cuba adotada nas fabricações;
- Realizar um aperfeiçoamento no controle do nível da água na cuba de resfriamento, o qual pode trazer resultados expressivos para entender melhor o refinamento de grão;
- Avaliar os efeitos da técnica sobre a microestrutura e as propriedades mecânicas não convencionais (tenacidade e fadiga) em aços estruturais e inoxidáveis;
- Avaliar as características comportamentais em corrosão de um aço do tipo ABNT 316 sem e com Manufatura Aditiva em meios contendo cloretos. Particularmente em corrosão sob tensão, correção por pites, corrosão intergranular e fadiga-corrosão;
- Substituir a base usada nas fabricações por ligas de cobre ou outro aço inoxidável.

REFERÊNCIAS

A DESIGNERS' HANDBOOK SERIES. **Welding of stainless steels and other joining methods**. Washington: American Iron and Steel Institute, 1988.

ALBERTI, E. A.; SILVA, L. J.; D'OLIVEIRA, A. S. Manufatura aditiva: o papel da soldagem nesta janela de oportunidade. **Soldagem & Inspeção**, v. 19, n. 2, p. 190–198, 2014.

ANTONELLO, M. G. **Construção e expansão eletromagnética do arco elétrico no processo GTAW aplicada na manufatura aditiva**. 2022. Tese (Doutorado) – Curso de Engenharia Mecânica, Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2022.

ASTM-F2792-12A. Standard Terminology for Additive Manufacturing Technologies. **ASTM International**: West Conshohocken, PA. 2012.

ASTM-F3187-16. Standard Guide for Directed Energy Deposition of Metals. **ASTM International**: West Conshohocken, PA, 2016.

BELOTTI, L. P.; VAN DOMMELEN, J.A.W.; 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**, Eindhoven, Holanda, v. 299, p. 1-13, 2022.

BRYTAN, Z.; BOREK, W.; TAŃSKI, T. Why Austenitic Stainless Steels are Continuously Interesting for Science? In: BRYTAN, Z.; BOREK, W.; TAŃSKI, T. **Austenitic Stainless Steels - New Aspects**. Londres, Reino Unido: Intechopen, 2017. p. 1-6.

CADERNOS TÉCNICOS APERAM. **Aços inoxidáveis – Aplicações e Especificações**, v. 1, p. 12, s.d.

CHIAVERINI, V. **Aços e Ferros Fundidos**. 7. ed. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia, Materiais e Mineração, 2012. 599 p.

COTTELEER, M.; JOYCE, J. 3d opportunity: Additive manufacturing paths to performance, innovation, and growth. **Deloitte Review**, v. 14, p. 5–19, 2014.

CUNNINGHAM, C. R.; WANG, J.; DHOKIA, V.; SHROKANI, A.; NEWMAN, S. T. Characterisation of Austenitic 316 LSi Stainless Steel Produced by Wire Arc Additive Manufacturing with Interlayer Cooling. **2019 International Solid Freeform Fabrication Symposium**, Austin, Texas., v. 30, p. 426-439, 2019.

DEBROY, T.; WEI, H.L.; ZUBACK, 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**, Pensilvânia, Eua, v. 92, p. 112-224, mar. 2018. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.pmatsci.2017.10.001>.

DEBROY, T.; MUKHERJEE, T.; MILEWSKI, J. O.; ELMER, J. W.; RIBIC, B.; BLECHER,

J. J.; ZHANG, W. Scientific, technological and economic issues in metal printing and their solutions. **Nature Materials**, Pensilvânia, EUA, v. 18, n. 10, p. 1026-1032, 1 jul. 2019. Springer Science and Business Media LLC. <http://dx.doi.org/10.1038/s41563-019-0408-2>.

DING, J.; COLEGROVE, P.; MEHNEN, J.; GANGULY, S.; ALMEIDA, P.M. Sequeira; WANG, F.; WILLIAMS, S. Thermo-mechanical analysis of Wire and Arc Additive Layer Manufacturing process on large multi-layer parts. **Computational Materials Science**, Cranfield, Inglaterra, v. 50, n. 12, p. 3315-3322, dez. 2011. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.commatsci.2011.06.023>.

ELMER, J. W.; GIBBS, G.; CARPENTER, J. S.; COUGHLIN, D. R.; HOCHANADEL, Pat; VAJA, Jay; GURUNG, Parogya; JOHNSON, Andy; DVORNAK, Matthew J. Wire-Based Additive Manufacturing of Stainless Steel Components. **Welding Journal**, Livermore, Califórnia, v. 99, n. 1, p. 8-24, 1 jan. 2020. American Welding Society. <http://dx.doi.org/10.29391/2020.99.002>.

FELICE, I. O. **Avaliação Geométrica, térmica e de porosidade de pré-formas em manufatura aditiva por deposição a arco com resfriamento ativo por quase-imersão**. 2020. 150 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia, 2020. DOI <http://doi.org/10.14393/ufu.di.2020.3612>

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 (Mestrado) – Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia, 2018.

FRAZIER, W. E. Metal additive manufacturing: a review. **Journal of Materials Engineering and performance**, v. 23, n. 6, p. 1917–1928, Springer 2014.

GARCÍA, C.; MARTÍN, F.; TIEDRA, P. de; CAMBRONERO, L. G. Pitting corrosion behaviour of PM austenitic stainless steels sintered in nitrogen–hydrogen atmosphere. **Corrosion Science**, Valladolid, Espanha, v. 49, n. 4, p. 1718-1736, abr. 2007. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.corsci.2006.10.009>.

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**, Karkow, Polônia, v. 63, p. 437-443, 2018.

GENG, H.; LI, J.; XIONG, J.; LIN, X. Optimisation of interpass temperature and heat input for wire and arc additive manufacturing 5A06 aluminium alloy. **Science And Technology of Welding and Joining**, Xianxim, China, v. 22, n. 6, p. 472-483, ago. 2017. SAGE Publications. <http://dx.doi.org/10.1080/13621718.2016.1259031>.

GODEC, M.; ZAEFFERER, S.; B. PODGORNIK; HINKO, M.; TCHERNYCHOVA, E. Quantitative multiscale correlative microstructure analysis of additive manufacturing of stainless steel 316L processed by selective laser melting. **Materials Characterization**, Liubliana, Eslovênia, v. 160, p. 1-9, 2020.

Z.HU; QIN, X.; SHAO, T.; LIU, H. Understanding and overcoming of abnormality at start and end of the weld bead in additive manufacturing with GMAW. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, Wuhan, China, v. 95, n. 5-8, p. 2357-2368, 22 nov.

2017. Springer Science and Business Media LLC. <http://dx.doi.org/10.1007/s00170-017-1392-9>.

JAFARZAD-SHAYAN, M.M.; ZAREI-HANZAKI, A.; MOSHIRI, A.; KIM, H. Seop; HAFTLANG, F.; TAHAGHOGHI, M.; MAHMOUDI, M.; MOMENI, M.; ABEDI, H.R. Microstructural heterogeneity and exceptional mechanical properties in a wire-arc additively manufactured stainless steel. **Materials Science and Engineering: A**, Teerão, Irã, v. 882, p. 145473, ago. 2023. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2023.145473>.

KOPPU, A. K.; LAUTRE, N. K.; MOTWANI, A.; PURI, Y. Mechanical and Microstructure Investigation of TiC-inoculated SS316LSi Thin Wall Deposited by CMT-WAAM. **Transactions of the Indian Institute of Metals**, Alemanha, v. 76, n. 8, p. 2307–2314, 18 abr. 2023. Springer Science and Business Media LLC. <http://dx.doi.org/10.1007/s12666-023-02943-z>

LI, Z.; LIU, C.; XU, T.; L. JI; WANG, D.; LU, J.; MA, S.; FAN, H. Reducing arc heat input and obtaining equiaxed grains by hot-wire method during arc additive manufacturing titanium alloy. **Materials Science and Engineering: A**, Pequim, China, v. 742, p. 287-294, jan. 2019. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2018.11.022>.

LI, Y.; LUO, Y.; LI, J.; SONG, D.; XU, B.; CHEN, X. Ferrite formation and its effect on deformation mechanism of wire arc additive manufactured 308 L stainless steel. **Journal Of Nuclear Materials**, Tianjin, China, v. 550, p. 152933, jul. 2021. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jnucmat.2021.152933>.

LIPPOLD, J. C.; KOTECKI, D. J. **Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels**. Hoboken, Nova Jersey: Wiley, 2005. 376 p.

MALEKI, E.; BAGHERIFARD, S.; BANDINI, M.; GUAGLIANO, M. Surface post-treatments for metal additive manufacturing: progress, challenges, and opportunities. **Additive Manufacturing**, Milão, Itália, v. 37, p. 1-22, 2021.

MARQUES, P. V.; MODENESI P. J.; BRACARENSE, A. Q. **Soldagem Fundamentos e Tecnologia**. Editora UFMG, 3a edição, Belo Horizonte, MG, 2009.

MARTIN, J. H.; YAHATA, B. D.; HUNDLEY, J. M.; MAYER, Justin A.; SCHAEGLER, T. A.; POLLOCK, T. M. 3D printing of high-strength aluminium alloys. **Nature**, California, Eua, v. 549, n. 7672, p. 365-369, set. 2017. Springer Science and Business Media LLC. <http://dx.doi.org/10.1038/nature23894>.

MCGUIRE, M. F. **Stainless Steels for Design Engineers**. West Conshohocken, Pensilvânia: Astm International, 2008. 304 p.

MICHLA, J. R. J.; NAGARAJAN, R.; KRISHNASAMY, S.; SIENGCHIN, S.; ISMAIL, S. Ol.; PRABHU, T. R. Conventional and Additively Manufactured Stainless Steels: a review. **Transactions Of The Indian Institute Of Metals**, Srivilliputhur, Índia, v. 74, n. 6, p. 1261-1278, jun. 2021. Springer Science and Business Media LLC. <http://dx.doi.org/10.1007/s12666-021-02305-7>.

MILEWSKI, J. O. Additive manufacturing of metals. **Applied Mechanics and Materials**,

Springer, 2017.

MONTEVECCHI, F.; VENTURINI, G.; GROSSI, N.; SCIPPA, A.; CAMPATELLI, G. Idle time selection for wire-arc additive manufacturing: a finite element-based technique. **Additive Manufacturing**, Florença, Itália, v. 21, p. 479-486, maio 2018. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.addma.2018.01.007>.

MUKHERJEE, T.; DEBROY, T. A digital twin for rapid qualification of 3d printed metallic components. **Applied Materials Today**, v. 14, p. 59–65, 2019.

MUKHERJEE, T.; ZHANG, W.; DEBROY, T. An improved prediction of residual stresses and distortion in additive manufacturing. **Computational Materials Science**, v. 126, p. 360–372, 2017.

MUKHERJEE, T.; ZUBACK, J. S.; DE, A.; DEBROY, T. Printability of alloys for additive manufacturing. **Scientific Reports**, Pensilvânia, Eua, v. 6, n. 1, p. 1-8, 22 jan. 2016. Springer Science and Business Media LLC. <http://dx.doi.org/10.1038/srep19717>.

PAN, Z.; DING, D.; WU, B.; CUIURI, D.; LI, H.; NORRISH, J. Arc Welding Processes for Additive Manufacturing: a review. **Transactions On Intelligent Welding Manufacturing**, Wollongong, Austrália, p. 3-24, 3 ago. 2017. Springer Singapore. http://dx.doi.org/10.1007/978-981-10-5355-9_1.

PESSANHA, E. D. E. C. **Quantificação da ferrita delta e avaliação da relação microestrutura / Propriedades de um Aço Inoxidável Austenítico 347 Soldado**. 2018. 95 f. Dissertação (Mestrado) – Universidade Estadual do Norte Fluminense Darcy Ribeiro, Campos dos Goytacazes, 2018.

PHAM, M.; DOVGYI, B.; HOOPER, P. Twinning induced plasticity in austenitic stainless steel 316l made by additive manufacturing. **Materials Science and Engineering: A**, v. 704, p. 102–111, 2017.

PLAUT, R. L.; HERRERA, C.; ESCRIBA, D. M.; RIOS, P. R.; PADILHA, A. F. A Short review on wrought austenitic stainless steels at high temperatures: processing, microstructure, properties and performance. **Materials Research**, São Paulo, Brasil, v. 10, n. 4, p. 453-460, dez. 2007. FapUNIFESP (SciELO). <http://dx.doi.org/10.1590/s1516-14392007000400021>.

RAGAVENDRAN, M.; VASUDEVAN, M. Laser and hybrid laser welding of type 316L (N) austenitic stainless-steel plates. **Materials and Manufacturing Processes**, v. 35, n. 8, p. 922–934, 2020.

RODRIGUES, T. A.; DUARTE, V.; MIRANDA, R.M.; SANTOS, T. G.; OLIVEIRA, J.P. Current Status and Perspectives on Wire and Arc Additive Manufacturing (WAAM). **Materials**, Lisboa, Portugal, v. 12, n. 7, p. 1121, 4 abr. 2019. MDPI AG. <http://dx.doi.org/10.3390/ma12071121>.

SAMES, W. J.; LIST, F. A.; PANNALA, S.; DEHOFF, R. R.; BABU, S. S. The metallurgy and processing science of metal additive manufacturing. **International Materials Reviews**, College Station, Eua, v. 61, n. 5, p. 315-360, 7 mar. 2016. SAGE Publications. <http://dx.doi.org/10.1080/09506608.2015.1116649>.

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**, Clayton, Austrália, v. 179, p. 109149, fev. 2021. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.corsci.2020.109149>.

SANTOS, E. P. **Estudo comparativo das transformações microestruturais e termometalúrgicas de juntas soldadas dos aços inoxidáveis AISI 316 e AISI 316L pelos processos TIG autógeno**. 2017. 100 f. Dissertação (Mestrado) – Curso de Engenharia Metalúrgica, Programa de Pós-graduação em Engenharia Metalúrgica, Universidade Federal Fluminense, Volta Redonda, 2017.

SELVI, S.; VISHVAKSENAN, A.; RAJASEKAR, E. Cold metal transfer (cmt) technology-an overview. **Defence Technology**, v. 14, n. 1, p. 28–44, 2018.

SHARMA, N. K. **Analysis of Single-walled and Multi-walled Stainless Steel 316 L samples manufactured using CMT based WAAM technique**. 2019. Tese (Doutorado) – National Institute of Technology, Tiruchirappalli, 2019.

SILVA, L. J. **Resfriamento ativo por quase-imersão para manufatura aditiva por deposição a arco: do conceito à aplicação**. 2019. 116 f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) - Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia, 2018. DOI <http://dx.doi.org/10.14393/ufu.te.2019.2422>

SILVA, R. H. G.; ROCHA, P. C. J.; RODRIGUES, M. B.; PEREIRA, M.; GALEAZZI, D. Analysis of Interlayer Idle Time as a Temperature Control Technique in Additive Manufacturing of Thick Walls by Means of CMT and CMT Pulse Welding Processes. **Soldagem & Inspeção**, Florianópolis, Santa Catarina, v. 25, p. 1-8, 2020.

SILVA, S. P.; CAMPOS, T. R.; ARAÚJO, C. R. de; PALLADINO, F. ESTUDO DO COMPORTAMENTO ELETROQUÍMICO DO AÇO INOXIDÁVEL ABNT 316L NITRETADO POR DESCARGAS ELÉTRICAS. **Anais do IX Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação**, Joinville, Brasil, p. 1-10, 2017. ABCM. <http://dx.doi.org/10.26678/abcm.cobef2017.cof2017-0233>.

SLOTWINSKI, J. A. Additive manufacturing: Overview and nde challenges. **American Institute of Physics. AIP Conference Proceedings**, v. 1581, n. 1, p. 1173–1177, 2014.

SOUZA, D. M. **Estudo de diferentes estratégias de resfriamento de blocos de alumínio fabricadas por manufatura aditiva a arco elétrico**. Uberlândia: Universidade Federal de Uberlândia, 2017.

SOUZA, L. B. O. **Correlação entre processos de fabricação convencional e por manufatura aditiva com as propriedades do aço inoxidável 316L**. 2022. 104 f. Dissertação (Mestrado) – Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia, 2022.

STEELS, Atlas. Stainless steel grade datasheets. **Atlas Steels Technical Department, Melbourne**, Australia, p. 1-57, 1 ago. 2013. Disponível em: <<https://www.atlassteels.com.au/documents/Atlas%20Grade%20datasheet%20-%20all%20datasheets%20rev%20Aug%202013.pdf>>. Acesso em: 22 set. 2023.

THIJS, L.; VERHAEGHE, F.; CRAEGHS, T.; HUMBEECK, J. V.; KRUTH, J. P. A study of

the microstructural evolution during selective laser melting of Ti–6Al–4V. **Acta Materialia**, Lovaina, Bélgica, v. 58, n. 9, p. 3303-3312, maio 2010. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.actamat.2010.02.004>.

VACH, Marián *et al.* Evolution of secondary phases in austenitic stainless steels during long-term exposures at 600, 650 and 800 C. **Materials Characterization**, v. 59, n. 12, p. 1792–1798, 2008.

VANDERSLUIS, E.; RAVINDRAN, C. Comparison of measurement methods for secondary dendrite arm spacing. **Metallography, Microstructure, and Analysis**, v. 6, n. 1, p. 89–94, 2017.

VIMAL, K.E.K.; SRINIVAS, M. N.; RAJAK, S. Wire arc additive manufacturing of aluminium alloys: a review. **Materials Today: Proceedings**, Patna, Índia, v. 41, p. 1139-1145, 2021.

VOLPATO, N. **Manufatura aditiva: tecnologias e aplicações da impressão 3D**. Editora Blucher, 2021.

XIONG, J.; LI, Y; LI, R; YIN, Z. Influences of process parameters on surface roughness of multi-layer single-pass thin-walled parts in GMAW-based additive manufacturing. **Journal Of Materials Processing Technology**, Chengdu, China, v. 252, p. 128-136, 2018.

XIONG, J.; ZHANG, G. Adaptive control of deposited height in GMAW-based layer additive manufacturing. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 214, n. 4, p. 962–968, 2014.

XU, T.; LIU, J.; LU, T.; JING, C.; WANG, J.; MA, S.; LIU, C. Correction to: fabrication strategy and macroscopic defect control of large size component based on double wire arc additive manufacturing. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, Pequim, China, v. 125, n. 5-6, p. 2627-2628, 1 fev. 2023. Springer Science and Business Media LLC. <http://dx.doi.org/10.1007/s00170-023-11010-2>.

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**, Pequim, China, v. 796, p. 1-12, out. 2020.

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.

WILLIAMS, S. W.; MARTINA, F.; ADDISON, A. C.; DING, J.; PARDAL, G.; COLEGROVE, P. Wire + Arc Additive Manufacturing. **Materials Science and Technology**, Cranfield, Reino Unido, v. 32, n. 7, p. 641-647, maio 2016. SAGE Publications. <http://dx.doi.org/10.1179/1743284715y.0000000073>.

WU, B.; PAN, Z.; DING, D.; CUIURI, D.; LI, H.; XU, J.; NORRISH, J. A review of the wire arc additive manufacturing of metals: properties, defects and quality improvement. **Journal Of Manufacturing Processes**, Wollongong, Austrália, v. 35, p. 127-139, out. 2018. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmapro.2018.08.001>.

WU, B.; PAN, Z.; DING, D.; CUIURI, D.; LI, H.; FEI, Zhenyu. The effects of forced interpass cooling on the material properties of wire arc additively manufactured Ti6Al4V alloy. **Journal Of Materials Processing Technology**, Wollongong, Austrália, v. 258, p. 97-105, ago. 2018. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2018.03.024>.

ZHAO, H.; ZHANG, G.; YIN, Z.; WU, L. Effects of Interpass Idle Time on Thermal Stresses in Multipass Multilayer Weld-Based Rapid Prototyping. **Journal Of Manufacturing Science and Engineering**, Heilongjiang, China, v. 135, n. 1, p. 1-6, 2013. ASME International. <http://dx.doi.org/10.1115/1.4023363>.

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>