



UNIVERSIDADE FEDERAL DE PERNAMBUCO  
CENTRO DE TECNOLOGIA E GEOCIÊNCIAS  
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA  
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

GUILHERME GADELHA DE SOUSA FIGUEIREDO

**DESENVOLVIMENTO DA MANUFATURA ADITIVA POR DEPOSIÇÃO A ARCO  
PELO PROCESSO GMAW-PULSADO ROBOTIZADO DE MULTICAMADAS DE  
AÇO INOXIDÁVEL 316LSi**

Recife

2024

GUILHERME GADELHA DE SOUSA FIGUEIREDO

**DESENVOLVIMENTO DA MANUFATURA ADITIVA POR DEPOSIÇÃO A ARCO  
PELO PROCESSO GMAW-PULSADO ROBOTIZADO DE MULTICAMADAS DE  
AÇO INOXIDÁVEL 316LSi**

Tese apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Pernambuco com parte dos requisitos necessários à obtenção do grau de Doutor em Engenharia Mecânica.

**Área de concentração:** Engenharia de Materiais e Fabricação.

**Orientador:** Prof. Dr. Tiago Felipe de Abreu Santos.

**Coorientador:** Prof. Dr. Edwar Andrés Torres López.

Recife

2024

Catálogo na fonte  
Bibliotecário Gabriel Luz, CRB-4 / 2222

F475d Figueiredo, Guilherme Gadelha de Sousa.  
Desenvolvimento da manufatura aditiva por deposição a arco pelo processo GMAW-pulsado robotizado de multicamadas de aço inoxidável 316LSi / Guilherme Gadelha de Sousa, 2024.  
149 f.: il.

Orientador: Prof. Dr. Tiago Felipe de Abreu Santos.  
Coorientador: Prof. Dr. Edwar Andrés Torres López.  
Tese (Doutorado) – Universidade Federal de Pernambuco. CTG.  
Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica. Recife, 2024.  
Inclui referências, apêndices e anexo.

1. Engenharia mecânica. 2. GMAW pulsado. 3. MADA. 4. Teor de ferrita. 5. Aços inoxidáveis. 6. Bandeamento microestrutural. I. Santos, Tiago Felipe de Abreu (Orientador). II. López, Edwar Andrés Torres (Coorientador). III. Título.

621 CDD (22. Ed.)

UFPE  
BCTG / 2024 - 89

GUILHERME GADELHA DE SOUSA FIGUEIREDO

**DESENVOLVIMENTO DA MANUFATURA ADITIVA POR DEPOSIÇÃO A ARCO  
PELO PROCESSO GMAW-PULSADO ROBOTIZADO DE MULTICAMADAS DE  
AÇO INOXIDÁVEL 316LSi**

Tese apresentada ao Programa de Pós Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Pernambuco, Centro de Tecnologia e Geociências, como requisito para a obtenção do título de Doutor em Engenharia Mecânica. Área de concentração: Engenharia de Materiais e Fabricação.

Aprovado em: 10/05/2024.

**BANCA EXAMINADORA**

---

Prof. Dr. Tiago Felipe de Abreu Santos (Orientador)  
Universidade Federal de Pernambuco - UFPE

---

Prof. Dr. Oscar Olímpio de Araújo Filho (Examinador Interno)  
Universidade Federal de Pernambuco - UFPE

---

Prof. Dr. Ricardo Artur Sanguinetti Ferreira (Examinador Interno)  
Universidade Federal de Pernambuco - UFPE

---

Prof. Dr. Aureliano Xavier dos Santos (Examinador Externo)  
Universidade Federal Rural de Pernambuco – UFRPE

---

Prof. Dr. Milton Sergio Fernandes de Lima (Examinador Externo)  
Instituto de Estudos Avançados - IEAv/Universidade Federal de Ouro Preto

## **AGRADECIMENTOS**

À Universidade Federal de Pernambuco (UFPE) e ao Instituto Nacional de Tecnologia em União e Revestimento de Materiais (INTM), pela infraestrutura e recursos disponibilizados para o desenvolvimento da pesquisa e formação acadêmica relacionadas à presente tese de doutorado.

Ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica (PPGEM) da Universidade Federal de Pernambuco e seus professores e colaboradores.

Ao Prof. Dr. Tiago Felipe de Abreu Santos, pela orientação, transmissão de conhecimento, e compartilhamento de ideias durante o doutoramento.

Ao Prof. Dr. Edwar Andrés Torres López pela coorientação e discussão dos resultados durante o doutoramento.

Aos membros da banca de defesa da tese de doutorado, Prof. Dr. Oscar Olímpio, Prof. Dr. Ricardo Sanguinetti, Prof. Dr. Aureliano Xavier e Prof. Dr. Milton Lima, por compartilhar das suas experiências, conhecimento e considerações para o aprimoramento do atual trabalho.

Aos membros do SoldaMat, pelo apoio cotidiano, incentivo e recíproca colaboração para o desenvolvimento deste trabalho.

À minha família e amigos por todo o incentivo nesta jornada, em especial a minha companheira Amanda, com quem divido os desafios diários da vida.

A todos os demais que me apoiaram diretamente ou de forma indireta, no âmbito profissional e pessoal, contribuindo para a realização e conclusão deste trabalho.

## RESUMO

A Manufatura aditiva vem se tornando uma tecnologia de fabricação mecânica que permite atender aos requisitos mecânicos de peças e componentes de grande porte utilizados na indústria naval. Mais especificamente, a manufatura aditiva por deposição a arco tem o potencial de ser aplicada na fabricação de componentes de propulsão náuticas, visto que esta fornece elevadas taxas de deposição e peças com melhores propriedades mecânicas do que aquelas resultantes de processos tradicionais de fabricação. Atualmente, a fabricação e montagem de componentes navais são realizadas por processos tradicionais de manufatura, incluindo processos manuais, que impactam negativamente na qualidade e na produtividade de peças de embarcações. O objetivo deste trabalho é avaliar as propriedades mecânicas, metalúrgicas e de resistência a corrosão de estruturas multicamadas fabricadas via manufatura aditiva por deposição a arco, utilizando o processo GMAW-Pulsado. A parametrização se deu via deposições alternadas e sucessivas com seleção de diferentes parâmetros de frequência, velocidade de soldagem e velocidade de alimentação, resultando em distintas condições de altura, de largura, de aportes térmicos e teor de ferrita diversos. Foram realizadas medidas de microdureza e avaliações de aspectos superficial das deposições para cada condição. A influência de cada parâmetro escolhido foi avaliada por meio de um delineamento de experimentos, obtendo-se uma condição otimizada para a fabricação de uma parede de 74 camadas, a qual foi utilizada para conduzir os ensaios de tração, resistência ao impacto e resistência à corrosão. Observou-se morfologias diversificada de ferritas, sendo verificado um processo no qual as ferritas vermiculares, lacy e acicular são transformadas em morfologias globulares. Isso influencia diretamente as propriedades mecânicas de tração e de impacto, na qual se identificou uma anisotropia de fabricação entre as amostras vertical e horizontalmente orientadas. Os aspectos de fratura dos corpos de ensaio Charpy foram caracterizados como dúctil. A resistência à corrosão da parede foi analisada, encontrando-se uma relação não linear entre o teor de ferrita e o potencial de passivação.

**Palavras-chave:** GMAW Pulsado, MADA, Teor de Ferrita, Aços inoxidáveis, Bandeamento microestrutural.

## ABSTRACT

Additive Manufacturing has become a mechanical production technology that allows meeting mechanical requirements of large parts and components used in the naval industry. More specifically, wire arc additive manufacturing has the potential to be applied in the manufacture of nautical propulsion components, as it provides high deposition rates and parts with better mechanical properties than those resulting from traditional manufacturing processes. Currently, production and assembly of marine components are carried out by traditional manufacturing processes, including manual processes, which negatively impact the quality and productivity of vessel parts. The objective of this work is to evaluate the mechanical, metallurgical properties, as well as corrosion resistance of multilayer structures manufactured via wire arc additive manufacturing, using the Pulsed-GMAW process. The parameterization took place via alternating and successive depositions with the selection of different parameters of frequency, operating speed and feeding speed, resulting in different conditions of height, width, heat input and ferrite number. Microhardness measurements and evaluations of surface aspects of the build-ups were carried out for each condition. The influence of each chosen parameter was evaluated through a design of experiments, seeking an optimized condition for the manufacture of a 74-layer wall, which was used to conduct tensile, impact toughness and corrosion resistance tests. Modified ferrite morphologies were observed, in which vermicular, lacy and acicular ferrites were transformed into globular morphologies. This directly influences the tensile and impact mechanical properties, in which manufacturing anisotropy occurs between the vertical and horizontally oriented samples. The fracture aspects of the Charpy test specimens were characterized as ductile. The corrosion resistance of the multilayer structure was analyzed and compared, finding a non-linear relationship between the ferrite content and the passivation potential.

**Keywords:** Pulsed GMAW, WAAM, Ferrite Number, Stainless steels, Microstructural banding.

## LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Processos mais amplamente empregados na manufatura aditiva de ligas metálicas: a) MADA; b) DED-Laser ou DED-Feixe de Elétrons; e c) PBF–Laser ou PBF–Feixe de Elétrons.....	20
Figura 2 – Variações do processo MADA a) MADA-GMAW; b) MADA-PAW e; c) MADA-GTAW .....	22
Figura 3 – Exemplo de peças com geometria curvas necessárias à fabricação de embarcações: a) perfis externos curvos (proa bulbosa), b) chapas duplamente curvadas e c) presilhas e escoras curvadas .....	24
Figura 4 – Exemplo de componentes fabricados por manufatura aditiva a arco - a) Hélice para sistemas de propulsão em embarcações e b) Parte das pás de turbina Pelton – ambos fabricados via MADA.....	25
Figura 5 – Diferença entre a distribuição de calor entre os processos de a) soldagem e b) manufatura aditiva a arco (MADA).....	26
Figura 6 – Características da corrente pulsada do processo GMAW-P .....	30
Figura 7 – Classificação dos aços inoxidáveis de acordo com teor de Cr e Ni .....	31
Figura 8 – Diagrama WRC - 1992 para previsão do teor de ferrita na soldagem de aços inoxidáveis com valores de Creq e Nieq esperados e seus valores máximas e mínimas tolerados para o aço AISI 316LSi segundo a norma ISO 14343 (2017) .....	33
Figura 9 – Exemplo de curva de polarização potenciodinâmica (curva de Tafel) para um depósito multicamadas do aço 316L .....	36
Figura 10 – Exemplo de superfície de resposta para variáveis selecionadas com obtenção de a) máximo, b) mínimo e c) superfície de sela .....	37
Figura 11 – Fluxograma da metodologia do trabalho .....	40
Figura 12 – Robô YASKAWA-Motoman MA 1440 (à frente) e fonte de energia Aristo™ 4004i Pulse (ao fundo).....	41
Figura 13 – Controlador da fonte Aristo™ U82 .....	43
Figura 14 – Marcações dos locais onde foram realizadas as aferições de altura e largura dos corpos de prova .....	45
Figura 15 - Esquema da região escolhida para microdureza e ensaios de teor de ferrita .....	46
Figura 16 – Esquema de extração das amostras destinadas aos ensaios mecânicos – de Tração (azul) e de Charpy (vermelho) – e de caracterização microestrutural e corrosão (verde) .....	47
Figura 17 - Regiões consideradas para o ensaio de polarização potenciodinâmica da seção transversal da parede.....	48
Figura 18 – Montagem das amostras para o ensaio de polarização potenciodinâmica – regiões: a) frontal e; b) traseira do perfil transversal da parede; c) acoplamento à célula eletroquímica.....	49
Figura 19 – Fotografias feitas durante o processo de fabricação utilizando a) baixa frequência (40 Hz) e alta frequência (80 Hz) .....	51

Figura 20 – Diagrama WRC - 1992 com valor de FN calculado de acordo com a composição química informada pelo fabricante .....	54
Figura 21 – Susceptibilidade à trinca de solidificação de acordo com os valores de $Cr_{eq}/Ni_{eq}$ presentes no diagrama WRC-1992.....	55
Figura 22 – Gráfico de Pareto da influência da frequência (Freq.), velocidade de soldagem ( $V_s$ ) e velocidade de alimentação ( $Val$ ) no teor de ferrita (FN) .....	56
Figura 23 – Efeitos principais para os valores médios de teor de ferrita (FN) – médias ajustadas.....	57
Figura 24 – Efeito de interação dos fatores para os valores médios de teores de ferrita (FN) .....	60
Figura 25 – Superfície de resposta do teor médio de ferrita (FN) <i>versus</i> a) Frequência e $V_s$ e b) Frequência e $Val$ . .....	61
Figura 26 – Perfil lateral dos corpos de prova do grupo 5 e grupo 4.....	63
Figura 27 - Comparação entre o acabamento superficial dos grupos 1, 3, 5 e 7 não favoráveis à utilização para fabricação da parede multicamadas.....	64
Figura 28 – Aspectos visuais do corpo de prova de parametrização do grupo 6 .....	66
Figura 29 – Aspecto superficial dos corpos de prova dos grupos 7 e 8 com as vistas – a) lateral e b) superior .....	69
Figura 30 – Comparação entre o acabamento superficial dos grupos 2, 4, 6 e 8 favoráveis à utilização para fabricação do corpo de ensaio .....	70
Figura 31 – Efeitos da frequência, velocidade de soldagem e velocidade de alimentação nos valores de H/L .....	71
Figura 32 – Gráfico dos efeitos principais para os valores médios da razão H/L – médias ajustadas.....	72
Figura 33 – Efeito da interação dos fatores nos valores médios de H/L .....	73
Figura 34 – Superfície de resposta do valor médio de H/L <i>versus</i> a) Frequência e $V_s$ e b) Frequência e $Val$ . .....	75
Figura 35 – Aquisição de sinais instantâneos de corrente e tensão para a condição otimizada de fabricação da parede multicamadas .....	78
Figura 36 – Corpo de ensaios fabricado com 74 camadas sucessivas e alternadas.....	80
Figura 37 – Parede multicamadas com medidas de alturas mensuradas ao final das 74 deposições sucessivas e alternadas .....	81
Figura 38 – Registro do peso do substrato – a) antes das deposições das 74 camadas e b) depois das deposições – peso mensurado de 4,12 kg. ....	82
Figura 39 – Filme radiográfico indicando as regiões de início e fim dos depósitos e os tipos de discontinuidades internas encontradas na parede multicamadas. A inclusão de filme vítreo presente possui 28 mm de comprimento.....	83
Figura 40 – Macroscopia do perfil transversal da parede multicamadas na amostra 1 – evidenciando as macroestruturas periódicas	

ascendentes dos depósitos sucessivos - ataque com solução de ácido oxálico 10%.....	84
Figura 41 – Macroscopia do perfil transversal da parede – exemplos de áreas de maior penetração e estrutura de tonalidades alternadas nas amostras a) 2 e b) 3 – ataque com solução de ácido oxálico 10%.....	85
Figura 42 – Micrografias de uma região de depósito, contemplando uma porção da interface entre camadas – ataque com água régia.....	86
Figura 43 – Detalhe da região de uma camada previamente depositada próxima à interface, evidenciando a morfologia vermicular da fase ferrítica – ataque com água régia.....	87
Figura 44 – Micrografia exibindo detalhe da região interfacial entre camadas consecutivas, ressaltando diferentes morfologias da fase ferrítica – ataque com água régia.....	88
Figura 45 – Micrografia de uma região lateral entre depósitos, evidenciando morfologias vermiculares, aciculares e globulares – ataque com água régia.....	89
Figura 46 – Microscopia eletrônica de varredura mostrando detalhes da interface de solidificação e a obtenção de diferentes morfologias de ferrita próximas umas às outras - ataque com solução aquosa de ácido oxálico 10%.....	90
Figura 47 – Microscopia eletrônica de varredura da interface de solidificação e da fronteira de diferentes formas de globulização das morfologias de ferrita adjacentes - ataque com solução aquosa de ácido oxálico 10%.....	92
Figura 48 – Microscopia eletrônica de varredura da interface entre duas camadas sucessivas N e N+1 evidenciando o processo de globulização – ataque com solução aquosa de ácido oxálico 10%.....	93
Figura 49 – Microscopia eletrônica de varredura evidenciando a globulização quase que completa das morfologias da ferrita globular – ataque com solução aquosa de ácido oxálico 10%.....	94
Figura 50 – Microscopia eletrônica de varredura com detalhes (em azul) que evidenciam a globulização dos ramos dendríticos principais da $\delta$ vermicular – ataque com solução aquosa de ácido oxálico 10%.....	95
Figura 51 – Microscopia eletrônica de varredura que evidencia um ramo dendrítico da ferrita parcialmente transformado – ataque com solução aquosa de ácido oxálico 10%.....	96
Figura 52 – Microscopia eletrônica de varredura evidenciando detalhes da morfologia da fase $\delta$ lacy na matriz de austenita ( $\gamma$ ) – a) diversos ramos paralelos e b) detalhe para a fragmentação dos ramos primários (em amarelo) - ataque com solução aquosa de ácido oxálico 10%.....	97
Figura 53 – Microscopia eletrônica de varredura mostrando detalhes do contorno de grão de solidificação e a obtenção de diferentes	

morfologias de ferrita - ataque com solução aquosa de ácido oxálico 10% .....	98
Figura 54 – Detalhe para as estruturas de bandeamento – ataque com solução aquosa de ácido oxálico 10%.....	100
Figura 55 – Bandeamento microestrutural na amostra 4 – a) e c) região de interface entre duas camadas consecutivas; b) e d) detalhes da região de interface com grãos epitaxiais - ataque com solução aquosa de ácido oxálico 10%.....	102
Figura 56 – Valores de teores de ferrita (FN) mensurados (em vermelho) para o perfil longitudinal da parede multicamadas – dimensões em milímetros.....	105
Figura 57 – Valores de teores de ferrita (FN) mensurados para o perfil transversal da parede multicamadas.....	106
Figura 58 – Detalhe para obtenção do contorno de grão de solidificação e faixas indicando alteração de tamanho da ferrita globular (em preto) – magnificação: 1000x - ataque com solução aquosa de ácido oxálico 10% .....	107
Figura 59 – Perfil de composição química ao longo da interface entre 2 camadas – magnificação: 2000x - ataque com solução aquosa de ácido oxálico 10%.....	108
Figura 60 – Composição química da região entre 2 camadas consecutivas que destaca os teores de Fe, Ni, Cr, Mo – magnificação: 2000x - ataque com solução aquosa de ácido oxálico 10%.....	109
Figura 61 – Micrografia das regiões laterais e periféricas dos depósitos – magnificação: 1000x - ataque com solução aquosa de ácido oxálico 10% .....	110
Figura 62 – Curvas de tensão <i>versus</i> deformação para as amostras horizontais ...	110
Figura 63 – Curvas de tensão <i>versus</i> deformação para as amostras verticais .....	111
Figura 64 – Microscopia eletrônica de varredura da interface entre camadas ressaltando a dificuldade de propagação de trincas devido a globulização .....	113
Figura 65 – Fractografias dos corpos de ensaio de impacto Charpy a) 1H e b) 4V evidenciando microvazios coalescidos (amarelo), microvazios isolados (setas vermelhas) e microcavidades/alvéolos (setas verdes) ..	116
Figura 66 – Curva de polarização potenciodinâmica para a amostra 1.....	118
Figura 67 – Curva de polarização potenciodinâmica para a amostra 2.....	119
Figura 68 – Curva de polarização potenciodinâmica para a amostra 3.....	120
Figura 69 – Curva de polarização potenciodinâmica para a amostra 4.....	121
Figura 70 – Verificação de relação linear entre o teor de ferrita (FN) e o potencial de passivação ( $E_{pass}$ ) .....	123
Figura 71 – Densidade de Kernel para os valores de $E_{pass}$ em função dos valores de FN .....	125

## LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Composição química, razão $Cr_{eq}/Ni_{eq}$ equivalente e teor de ferrita (FN) do arame de soldagem ER316L-Si em comparação com a norma AWS A5.9.....	39
Tabela 2 – Parâmetros selecionados para os testes experimentais .....	42
Tabela 3 – Grupo de parâmetros selecionados para o teste inicial de estabilidade .....	43
Tabela 4 – Valores de teor de ferrita (FN) mensurados para os corpos de prova de parametrização .....	55
Tabela 5 – Valores de altura dos corpos de prova de parametrização .....	62
Tabela 6 – Valores de largura média dos corpos de prova de parametrização .....	65
Tabela 7 – Valores de razão altura/largura (H/L) dos corpos de prova de parametrização.....	67
Tabela 8 – Valores de aporte térmico dos corpos de prova de parametrização.....	68
Tabela 9 – Médias das características dos grupos que forneceram resultados favoráveis para fabricação da parede multicamadas – grupos 2, 4, 6 e 8 .....	75
Tabela 10 – Valores de dureza Vickers $HV_{0,3/15}$ dos grupos pré-selecionados .....	77
Tabela 11 – Otimização do design de experimentos com soluções hierárquicas para as respostas de máximo valor de H/L e valores de FN maiores que 4 .....	78
Tabela 12 – Valores de espaçamento interdendrítico primário ( $\lambda$ ), taxas de resfriamento ( $G \times R$ ) calculadas e morfologias de ferritas encontradas em diferentes regiões dos depósitos multicamadas .....	104
Tabela 13 – Valores de tensão de escoamento, limite de resistência à tração e deformação máxima para as amostras horizontais e verticais provenientes do ensaio de tração.....	112
Tabela 14 – Valores de energia impacto para os corpos de ensaio Charpy. ....	114
Tabela 15 – Valores de potencial de passivação, potencial de corrosão e densidade de corrente de corrosão das amostras 1, 2, 3 e 4 no ensaio de polarização.....	123

## LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

CDEN	Corrente direta e eletrodo negativo
CDEP	Corrente direta e eletrodo positivo
DED-FE	Deposição de Energia Direcionada - Feixe de Elétrons
DED-L	Deposição de Energia Direcionada – Laser
$f_a$	Frequência de Arco Pulsado / Frequência de Pulso
FN	Teor de Ferrita
GMAW	Gas Metal Arc Welding
GMAW-P	Gas Metal Arc Welding - Pulsado
GTAW	Gas Tungsten Arc Welding
$I_b$	Corrente de base
$I_p$	Corrente de pico
$I_m$	Corrente média
MA	Manufatura Aditiva
MADA	Manufatura Aditiva por Deposição a Arco
MALM	Manufatura Aditiva de Ligas Metálicas
MIG	Metal Inert Gas
PAW	Plasma Arc Welding
$t_b$	Tempo de base
$t_p$	Tempo de pico
Val	Velocidade de alimentação
Vs	Velocidade de soldagem
WRC-92	Diagrama Welding Research Council (1992)

## SUMÁRIO

<b>1</b>	<b>INTRODUÇÃO</b>	<b>16</b>
1.1	<i>Objetivo Geral</i>	18
1.1.1	<i>Objetivos específicos</i>	18
<b>2</b>	<b>REVISÃO DA LITERATURA</b>	<b>19</b>
2.1	<i>Manufatura aditiva de ligas metálicas</i>	19
2.2	<i>Manufatura aditiva por deposição a arco aplicada à construção de componentes náuticos</i>	24
2.3	<i>Aplicação do processo GMAW pulsado na manufatura aditiva por deposição a arco</i>	26
2.4	<i>O aço inoxidável AISI 316L e sua utilização na manufatura aditiva por deposição a arco</i>	30
2.5	<i>Solidificação FA do aço inoxidável 316LSi</i>	34
2.6	<i>Resistência à corrosão do aço inoxidável 316LSi fabricado por manufatura aditiva</i>	36
2.7	<i>Delineamento de experimentos (DoE)</i>	37
<b>3</b>	<b>MATERIAIS E MÉTODOS</b>	<b>39</b>
3.1	<i>Materiais</i>	39
3.2	<i>Métodos</i>	40
<b>4</b>	<b>RESULTADOS E DISCUSSÕES</b>	<b>51</b>
4.1	<i>Comportamento do processo durante a manufatura aditiva por deposição a arco</i>	51
4.2	<i>Efeito dos parâmetros nos valores dos teores de ferrita encontrados para os corpos de prova</i>	53
4.3	<i>Efeito dos parâmetros nos aspectos geométricos e na relação altura versus largura (H/L) dos corpos de prova</i>	61
4.4	<i>Valores de microdureza Vickers encontrados para os grupos pré-selecionados</i>	76
4.5	<i>Fabricação da parede multicamadas para avaliação das propriedades mecânicas, metalúrgicas e de resistência à corrosão</i>	77
4.6	<i>Caracterização Microestrutural</i>	83
4.6.1	<i>Microestrutura de solidificação</i>	83
4.6.2	<i>Bandeamento microestrutural</i>	99
4.7	<i>Resistência mecânica e Resistência ao impacto</i>	110
4.8	<i>Ensaio de resistência à corrosão</i>	117
<b>5</b>	<b>CONCLUSÕES</b>	<b>126</b>
<b>6</b>	<b>SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS</b>	<b>130</b>
	<b>REFERÊNCIAS</b>	<b>131</b>
	<b>APÊNDICE A – Matriz experimental completa para o estudo paramétrico inicial – detalhes de cada corrida e seu respectivo fator e nível</b>	<b>144</b>
	<b>APÊNDICE B - Perfil transversal dos DEPÓSITOS DE DIFERENTES grupos paramétricos</b>	<b>145</b>

<b>APÊNDICE C – Resultados da análise de variância (anova) para as respostas consideradas na etapa de parametrização .....</b>	<b>146</b>
<b>ANEXO A – Relatório de ensaio de Gamagrafia do corpo de ensaio.....</b>	<b>148</b>

## 1 INTRODUÇÃO

Nos últimos 20 anos, observa-se um aumento na procura por processos inovadores de manufatura e por rotas de produção que sejam de maior sustentabilidade, que utilizem insumos com maior eficiência, tal como a possibilidade de reciclagem de seus produtos, apresentando novas soluções ao ponto de substituir ou, no mínimo, diversificar estratégias de produção já consolidadas. Adicionalmente, a 4ª Revolução Industrial trouxe consigo o emprego massivo da robótica e da utilização de dados em nuvem, gerando uma demanda tecnológica que reforça o emprego de processos produtivos digitalmente integrados e com maior precisão em escala global.

A manufatura aditiva (MA) é uma categoria de processos de fabricação que se apresenta como a principal precursora das necessidades supracitadas. Este tipo de manufatura se apresenta como uma alternativa aos meios de produção já alicerçados na indústria, sendo estes, tradicionalmente, de natureza subtrativa, tais como o corte, a usinagem e a laminação por desbaste. Contrariamente aos processos subtrativos, os quais se utilizam da retirada ou remoção da matéria prima processada para obter o produto, a manufatura aditiva implementa técnicas de aplicação de energia (térmica, luminosa ou elétrica) para dar forma ao produto a partir de sua matéria prima.

A manufatura aditiva por deposição ao arco (MADA) apresenta potencial para fabricação de componentes tridimensionais de grandes volumes, especialmente aqueles que possuem geometria intrincada e que são aplicáveis ao setor naval, aeronáutico e aeroespacial, tais como sistemas de hélices com cavidades internas, paleta de turbinas e materiais gradientes funcionais (Queguineur *et al.*, 2018; Bajaj *et al.*, 2020). Em relação à cadeia produtiva, a MADA também possibilita a otimização de custos de produção, diminuindo etapas de processamento de matéria-prima e reduzindo a necessidade de manutenção de grandes estoques.

Para os aços, os quais são utilizados pelas indústrias de componentes de propulsão de grande porte, a utilização da MADA cada vez mais possibilita a obtenção de peças com propriedades mecânicas desejáveis e de resistência a corrosão apropriada e, muitas vezes, superiores àqueles que são obtidos pelas rotas convencionais (subtrativas). Esta possibilidade faz com que a MADA seja um dos processos de MA com maior potencial de aplicação das ligas ferrosas para a

fabricação de sistemas de propulsão direcionados à indústria naval (Williams *et al.*, 2016; Taşdemir; Nohut, 2021).

No caso dos aços inoxidáveis, a rota convencional de produção de componentes navais de propulsão se dá por meio da fundição, cuja operação necessita de uma matriz de grandes dimensões e de um elevado volume de matéria prima para a obtenção de hélices, pás e paletas de turbinas que tenham geometrias excêntricas.

De modo alternativo, a MADA ocorre por um princípio similar à soldagem por arco elétrico, no qual um arame metálico é fundido através da energia térmica proveniente de um arco voltaico. Assim, mediante à fusão e a deposição progressiva de sucessivas camadas, forma-se a geometria da peça e obtém-se o produto desejado, o qual ainda pode passar por operações posteriores de tratamento superficial (lixamento, polimento, decapagem ou pintura) ou usinagem (corte e fresamento).

Dentre os processos de MADA, o Gas Metal Arc Welding - Pulsado (GMAW-P) se apresenta como uma alternativa à tradicional utilização do GMAW, bem como do Gas Tungsten Arc Welding (GTAW) e do Plasma Arc Welding (PAW), por apresentar características intrínsecas que auxiliam no controle de aporte térmico e na redução da distorção geométrica e das tensões residuais, favorecendo a obtenção de maiores taxas de deposição durante trajetórias complexas (Kühne *et al.*, 2019; Chakkravarthy; Jerome, 2020).

Há evidências de limitações quanto à aplicação de GMAW para produzir e obter componentes de propulsão naval de aço inoxidável, sobretudo relacionadas à baixa resistência à corrosão e a menores resistências mecânicas do produto resultante deste processo, comprometendo a sua aplicabilidade (Hajro; Tasić, 2020; Taşdemir; Nohut, 2021). Portanto, o presente trabalho considera a hipótese de que a parametrização otimizada das condições de operação de arco pulsado na fabricação de componentes de propulsão naval via GMAW-P pode fornecer produtos com resistência mecânica apreciável e de resistência à corrosão adequada neste contexto, produzindo características metalúrgicas intrincadas e únicas à manufatura aditiva de componentes de aço 316L.

## 1.1 Objetivo Geral

Avaliar a fabricação via manufatura aditiva por deposição a arco usando GMAW-P de componentes de propulsão naval de aço inoxidável 316LSi de elevado desempenho mecânico e de corrosão, segundo a avaliação de parâmetros de fabricação: frequência de arco, velocidade de alimentação e velocidade de soldagem.

### 1.1.1 Objetivos específicos

- Caracterizar aspectos geométricos de depósitos preliminares *bead on plate* de aço 316LSi produzidos via GMAW-P, referentes à altura, largura e razão altura/largura (H/L);
- Verificar a estabilidade de deposição das multicamadas de aço 316LSi por meio de aspectos visuais relacionados à quantidade de respingos, à integridade das camadas, e à continuidade dos depósitos;
- Relacionar os efeitos da variação dos parâmetros trabalhados com o teor de ferrita dos depósitos multicamadas;
- Identificar a condição paramétrica otimizada para a fabricação da parede multicamadas via GMAW-P de aço 316LSi por meio da implementação de um design de experimentos;
- Fabricar uma estrutura de parede multicamadas de aço 316LSi com a condição otimizada de fabricação via GMAW-P;
- Caracterizar microestruturalmente a parede multicamadas de aço 316L presentes;
- Relacionar as microestruturas obtidas na estrutura multicamadas com as características do processo GMAW-P;
- Avaliar as propriedades mecânicas da estrutura multicamadas de aço 316LSi de fabricado via GMAW-P, referente à resistência à tração (longitudinal e transversal) e resistência ao impacto;
- Avaliar a resistência à corrosão da parede multicamadas de aço 316LSi;
- Correlacionar microestrutura, propriedades mecânicas e resistência à corrosão dos corpos de prova produzidos por MADA via GMAW-P.

## 2 REVISÃO DA LITERATURA

Apresenta-se nesta seção uma síntese de tópicos correlatos à manufatura aditiva de ligas metálicas, especialmente sobre a aplicação do processo GMAW-P, bem como a aplicação do processo de manufatura aditiva a arco em componentes de grandes dimensões e aplicados à indústria naval. Além disso, encontra-se uma revisão sobre os aços inoxidáveis, especialmente o aço 316L e suas particularidades.

### 2.1 Manufatura aditiva de ligas metálicas

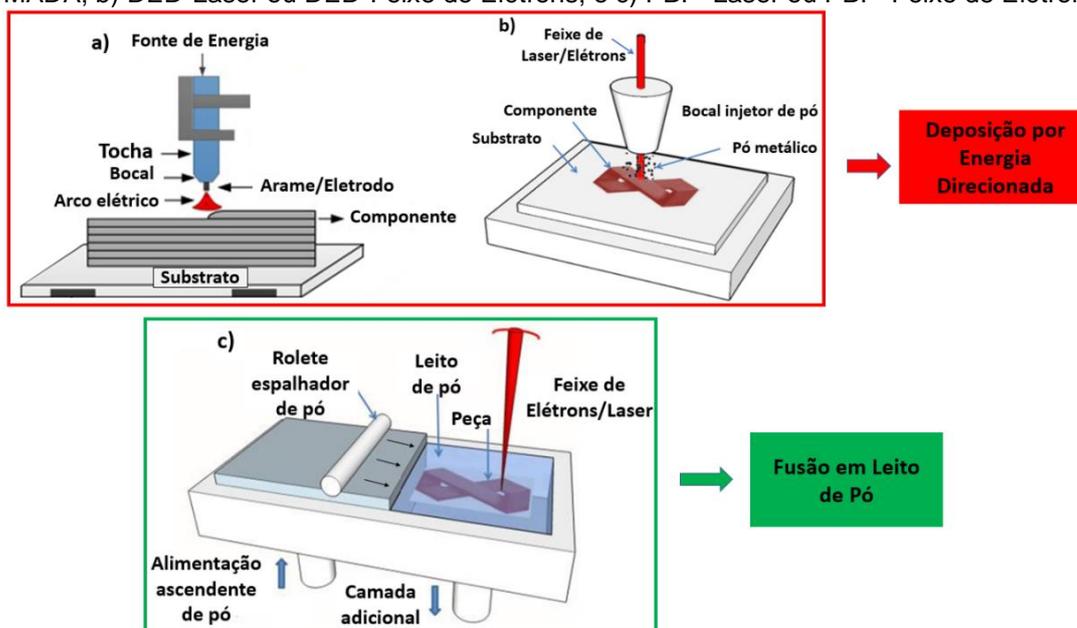
A Manufatura Aditiva (MA), do inglês Additive Manufacturing (AM), denomina um conjunto de processos de manufatura e fabricação de componentes com formato definitivo (*net-shape*), ou próximo ao formato definitivo (*near-net-shape*), através da deposição ou consolidação de camadas sucessivas de materiais específicos (ISO/ASTM52900, 2021). Nos últimos 20 anos, a MA se consolidou como uma alternativa viável aos processos de fabricação convencionais de natureza subtrativa, nos quais as formas das partes e dos componentes são obtidas por sucessivas remoções de camadas de material até que se obtenha o produto desejado (Demirsöz *et al.*, 2021; Singla *et al.*, 2021). Os processos de MA possibilitam uma maior liberdade geométrica e topológica na fabricação, sem a necessidade de moldes e nem de ferramentais de punção e matrizes, diminuindo ou eliminando a quantidade de etapas convencionais para a remoção de material, tais como o corte e a usinagem. De modo contrário à popularidade contemporânea da impressão 3D, na qual há utilização de polímeros para construção de válvulas e até corpos de drones, os primeiros processos de MA, em meados de 1980, operavam com resinas poliméricas fotocuráveis e eram mais voltados à prototipagem rápida e a fabricação de componentes em escalas reduzidas (Wong; Hernandez, 2012; DebRoy *et al.*, 2018).

Os processos contemplados pelo termo MA são capazes de produzir peças e partes de componentes tridimensionais de grandes dimensões, em escala real e com a utilização de ligas metálicas, sendo empregados em vários setores estratégicos, tais como as indústrias automotiva, aeronáutica e aeroespacial, naval, biomédica, eletrônica e militar (Vora *et al.*, 2022). Segundo Vora *et al.* (2022), os processos de manufatura aditiva de ligas metálicas (MALM) têm o potencial de reduzir

significativamente os custos de fabricação pelo uso sob demanda de insumos, conseqüente redução de estoques, e da otimização de estágios da cadeia produtiva.

De acordo com a norma ISO/ASTM:52900 (2021), os processos ligados à MALM podem ser divididos em duas principais categorias: MALM de Deposição por Energia Direcionada, do inglês “*Directed Energy Deposition*” (DED), e MALM por Fusão em Leito de Pó, do inglês “*Powder Bed Fusion*” (PBF), conforme ilustrado na Figura 1. A MALM de Deposição por Energia Direcionada utiliza o arame ou o pó metálico como matéria prima que será conduzido a interagir com a fonte de energia (luz/calor) para, em momento posterior, ser depositado por sucessivas camadas em um substrato. No processo por Fusão em Leito de Pó a consolidação da estrutura é feita a partir da fusão, ou sinterização em alguns casos, das camadas de pó acumuladas em um leito.

Figura 1 – Processos mais amplamente empregados na manufatura aditiva de ligas metálicas: a) MADA; b) DED-Laser ou DED-Feixe de Elétrons; e c) PBF-Laser ou PBF-Feixe de Elétrons



Fonte: Adaptado de DebRoy *et al.* (2018)

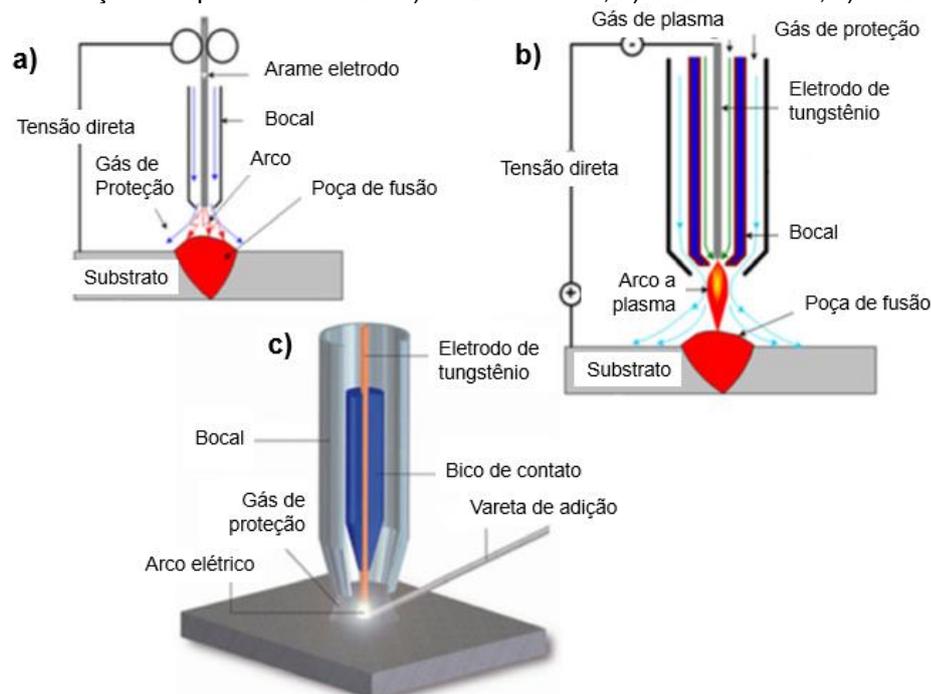
Em geral, os processos por fusão em leito de pó (FLP) e alguns processos DED-Laser (DED-L) e DED-Feixe de Elétrons (DED-FE) se destacam pelo acabamento superficial de alta qualidade, diminuindo ou eliminando operações de usinagem superficial a posteriori, e pela possibilidade de se produzir geometrias de menores dimensões com detalhes intrincados (elevada resolução de fabricação) devido ao pequeno tamanho das partículas de pó utilizadas, do diâmetro do feixe utilizado, e

do tamanho da poça de fusão (DebRoy *et al.*, 2018). Entretanto, estes processos demandam maior tempo de fabricação devido às limitações da taxa de alimentação de pó e da baixa espessura de camada escaneada. Além disso, a FLP tem limitações dimensionais de fabricação devido ao volume máximo do leito (reservatório) de pó. Mesmo com a possibilidade de reutilização de pó metálico após a fabricação, tanto os processos FLP como os DED-L e DED-FE apresentam uma operação dispendiosa pelo alto custo de obtenção da matéria-prima pulverizada e pela necessidade de manter uma atmosfera inerte durante a fabricação dos componentes (Tang *et al.*, 2015; DebRoy *et al.*, 2018; Pinto *et al.*, 2020).

Alternativamente, os processos que se utilizam de arames metálicos oferecem uma maior espessura de camada depositada e, logo, um maior volume depositado, sendo mais aplicáveis à fabricação de componentes maiores de 10 quilogramas e de dimensões maiores que aqueles fabricados via pó metálico (Williams *et al.*, 2016). Todavia, os processos que utilizam arames metálicos fornecem uma baixa resolução e acabamento superficial mais rugoso quando comparados com aqueles que empregam pós metálicos, sendo geralmente necessário a usinagem ao fim da fabricação. Além disso, os processos que usam arames metálicos, mas que fazem uso da fonte de energia laser (DED-L) ou feixe de elétrons (DED-FE), ainda possuem elevado custo de operação em função do valor de aquisição do equipamento.

A Manufatura Aditiva por Deposição a Arco (MADA) é um dos processos que permite um elevado volume de fabricação de peças agregado a um baixo custo da fonte de energia, se utilizando de sistemas autônomos mecânicos ou robóticos que são mais baratos em relação a fontes laser e feixe de elétrons (Haden *et al.*, 2017). A MADA é um termo abrangente para denominar todos os processos de MALM que se utilizam do arco de soldagem. Como ilustrado na Figura 2, a fonte de energia utilizada para depositar o material é um arco elétrico gerado pelos mesmos princípios e equipamentos dos processos de soldagem Gas Metal Arc Welding (GMAW), Gas Tungsten Arc Welding (GTAW) e Plasma Arc Welding (PAW).

Figura 2 – Variações do processo MADA a) MADA-GMAW; b) MADA-PAW e; c) MADA-GTAW



Fonte: Adaptado de Li *et al.* (2019)

Diante do exposto, a MADA pode ser apresentada como uma viável substituta das convencionais rotas de fabricação subtrativa ao considerar as seguintes questões: a similaridade de operação com os processos de soldagem a arco estabelecidos na indústria, podendo ser utilizada de maneira mais ampla do que os processos baseados em leito de pó e do que aqueles dependentes de fonte a laser ou feixe de elétrons; o emprego do conhecimento técnico-científico acumulado relacionado aos processos de soldagem de revestimentos e união, os quais podem ser transferidos e empregados para formar um forte alicerce na pesquisa relacionada à MADA e; o baixo custo operacional e de aquisição para os principais equipamentos utilizados no processo quando comparados aos processos DED-L e DED-FL (Oliveira; Santos; Miranda, 2020).

Embora a MADA tenha sido patenteada para a fabricação de reservatórios e artigos de decoração em 1925 e, posteriormente, tenha evoluído para a aplicação de soldagem multicamadas (do inglês *weld overlay*) em 1930, nos últimos 15 anos esse processo vem sendo pesquisado por diversos autores e utilizado em segmentos industriais de transportes na obtenção de componentes aeronáuticos, aeroespaciais e navais que necessitem de elevada resistência mecânica em componentes com áreas superficiais de até 15 m<sup>2</sup> (Baker, 1925; Heilig, 1930; Williams *et al.*, 2016).

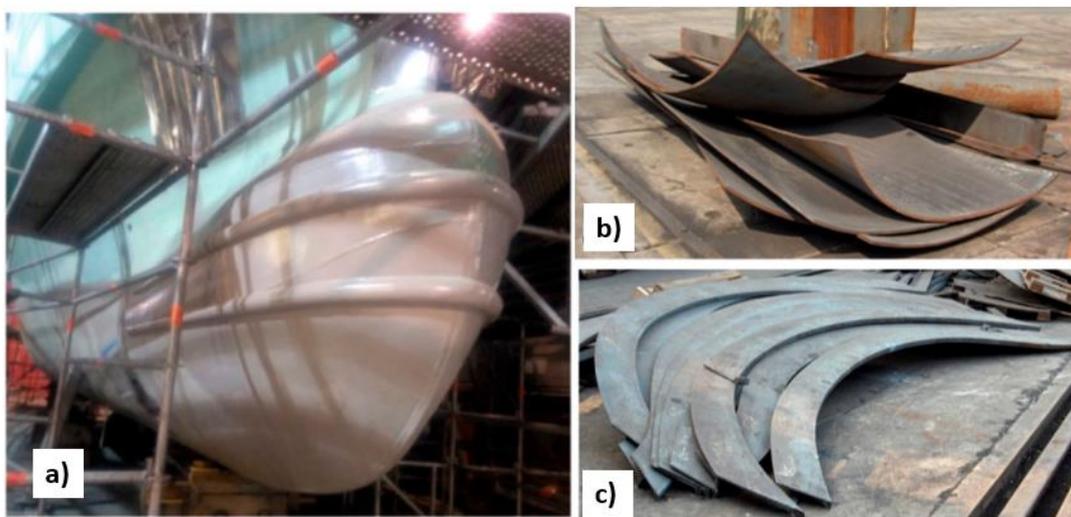
Williams *et al.* (2016) relatam que, dentre os três processos mostrados na Figura 2, o GMAW é uma das variações mais empregadas na MADA, principalmente pelo fato de se tratar de um processo semiautomático por conta que a alimentação do arame-eletrodo ocorre de maneira automática e coaxial ao arco elétrico, o que mantém o comprimento do arco (tensão) constante. Para o caso dos processos manuais GTAW e PAW a alimentação é mais complexa, pois não está relacionada com nenhum dos parâmetros de soldagem, e requerem elementos tecnológicos adicionais como alimentadores e sistema fixação do arame perto do arco. Outros elementos importantes em favor da utilização do processo GMAW estão relacionados com a polaridade do eletrodo e, conseqüentemente, à taxa de fusão e ao formato dos depósitos. Como o processo GMAW geralmente emprega corrente direta com eletrodo positivo (CDEP), grande parte do calor do arco está direcionado para o substrato, o que aumenta a penetração dos depósitos. Ademais, a operação do processo GMAW em CDEP possibilita a obtenção de tipos distintos de transferências metálicas (globular, curto-circuito e spray) e restringe o arco às vizinhanças da gota metálica que é formada (Scotti; Ponomarev, 2008).

O contrário acontece com os processos GTAW e PAW, que operam preferencialmente com corrente direta e eletrodo negativo (CDEN), em que o calor é principalmente dirigido ao eletrodo, diminuindo a penetração nas camadas anteriores e reduzindo a possibilidade de controlar a transferência metálica. Essa diferença no tipo de corrente também influencia o formato do depósito, já que para CDEN o arco é mais comprido, pois este se forma acima da gota metálica (nas regiões laterais do eletrodo), o que origina uma poça de fusão larga e pouco profunda, produzindo cordões mais convexos. Contrariamente, a operação em CDEP possibilita maior eficiência de fusão e promove maior controle dos respingos, obtendo-se depósitos com aparências menos convexas e mais homogêneos (Scotti; Ponomarev, 2008). Portanto, a operação em CDEP fornece características processuais que auxiliam no controle de variáveis de deposição, tais como tensão e corrente de depósito, sendo estas essenciais à garantia de qualidade do aspecto superficial do depósito e relacionadas à manutenção da estabilidade de transferência metálica. Deste modo, observa-se que há vantagens inerentes à utilização do processo GMAW na MADA, permitindo o controle dos aspectos geométricos e da homogeneidade dos depósitos a partir da transferência metálica durante o processo de manufatura.

## 2.2 Manufatura aditiva por deposição a arco aplicada à construção de componentes náuticos

Durante a fabricação de um navio, segundo Taşdemir e Nohut (2021), é necessário a confecção de blocos e peças com geometrias sinuosas e excêntricas que serão utilizadas para a fabricação de hélices, lemes, cascos, proa bulbosa e outros elementos estruturais que são responsáveis pelo deslocamento da embarcação na água e pela manutenção do seu equilíbrio hidrodinâmico. Porém, tradicionalmente, a montagem dessas estruturas se dá de forma manual, por meio de conformação por linhas de calor das chapas (utilização de linhas de oxigás) e união por soldagem de partes curvas (Figura 3), o que torna este procedimento laborioso e oneroso, além de influenciar na qualidade da produção por depender da experiência e qualificação dos operadores (Taşdemir; Nohut, 2021).

Figura 3 – Exemplo de peças com geometria curvas necessárias à fabricação de embarcações: a) perfis externos curvos (proa bulbosa), b) chapas duplamente curvadas e c) presilhas e escoras curvadas



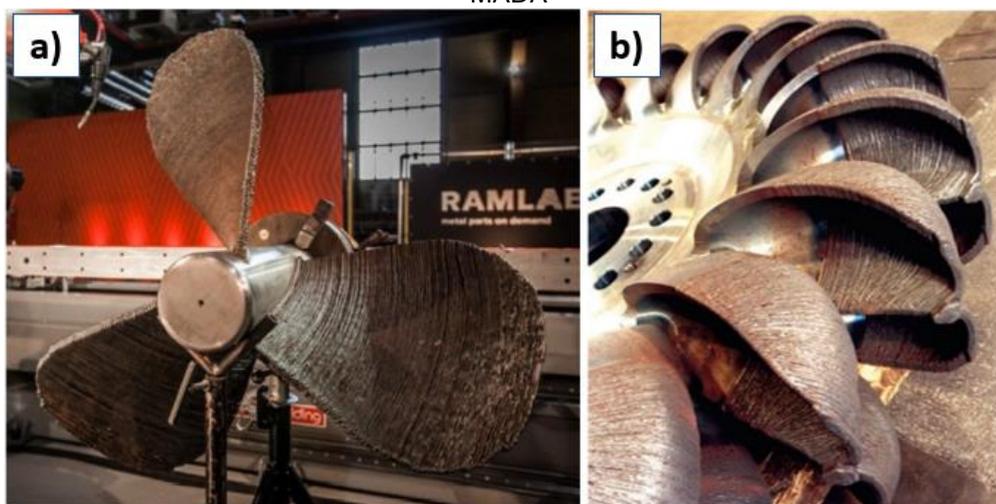
Fonte: Adaptado de Taşdemir e Nohut (2021)

Devido à grande variedade de geometrias e aos múltiplos projetos de embarcações, a MADA pode ser inserida em um contexto que atende a crescente demanda por rotas de fabricação mais sustentáveis e menos dispendiosas. As rotas de fabricação de estruturas navais ainda dependem de técnicas tradicionais de produção, nas quais são utilizados elevados volumes de matéria-prima (como a fundição), limitando o design e as aplicações quando se exige baixo peso para a estrutura fabricada. A MADA, entretanto, tem um vasto potencial para a fabricação de

componentes de aplicações náuticas, aliando redução de custos operacionais de montagem com a diminuição de operações de usinagem. Por sua característica de fabricação sob demanda, os processos de MADA podem ser utilizados para a fabricação de componentes náuticos tanto em estaleiros como em sistemas móveis de produção alocados em embarcações.

Os materiais mais utilizados para fabricação de componentes náuticos são as ligas de alumínio, cobre, titânio, níquel e as ligas ferrosas como os aços inoxidáveis (Queguineur *et al.*, 2018; Taşdemir; Nohut, 2021). Estes últimos podem ser empregados para a confecção de paletas de turbinas, hélices e propulsores navais e até comportas de distribuição de água de lastro. A fim de exemplificar uma das aplicações supracitas, destaca-se a recente implementação da primeira hélice de bronze fabricada via MADA para compor sistemas de propulsão, a qual foi manufaturada pelo RAMLAB (do inglês *Rotterdam Additive Manufacturing Lab*), em parceria com as empresas Autodesk, Damen e Bureau Veritas (Figura 4a). Adicionalmente, a Central Hidrelétrica de Bieudron, na Suíça, utilizou-se da MADA para realizar a manutenção de suas turbinas Pelton, fabricando parte das pás com aço AISI 415 (Figura 4b).

Figura 4 – Exemplo de componentes fabricados por manufatura aditiva a arco - a) Hélice para sistemas de propulsão em embarcações e b) Parte das pás de turbina Pelton – ambos fabricados via MADA



Fonte: Adaptado de Feldmann *et al.* (2019) e Appleyard (2012)

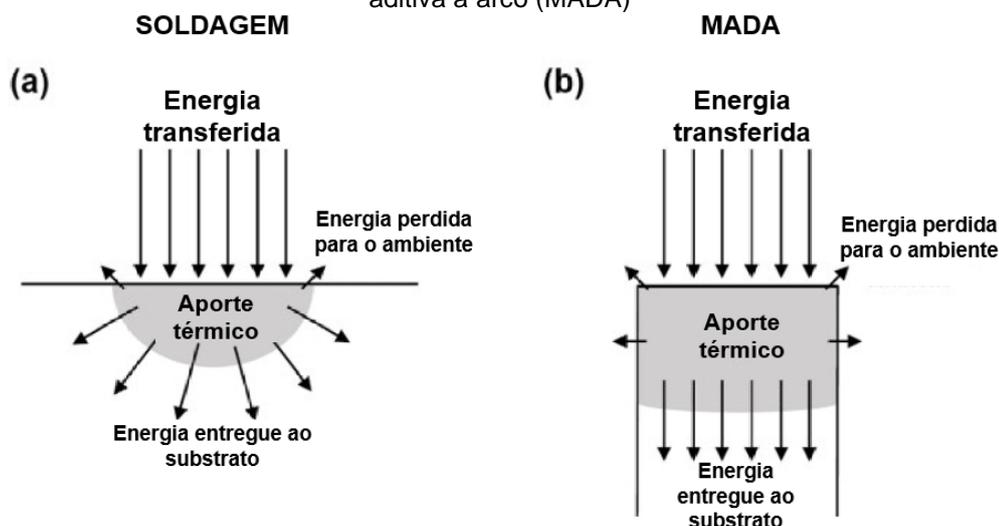
Queguineur *et al.* (2018) e Cunningham *et al.* (2018) exploram a utilização dos aços inoxidáveis na fabricação via MADA de componentes de grandes dimensões aplicáveis à indústria marinha. Entretanto, a utilização de GMAW-P nestes trabalhos

é mínima, preferindo os autores a utilizarem a MADA com GMAW tradicional em decorrência de uma menor quantidade de parâmetros operacionais nesta última (Marques; Modenesi; Bracarense, 2011). Apesar disto, a soldagem por GMAW-P oferece algumas vantagens em relação à tradicional, tais como uma melhor estabilidade de transferência metálica e um melhor controle de aporte térmico (Scotti; Ponomarev, 2008).

### 2.3 Aplicação do processo GMAW pulsado na manufatura aditiva por deposição a arco

Dentre os processos de manufatura aditiva de ligas metálicas, o processo de MADA entrega maiores aportes térmicos e, conseqüentemente, menores taxas de resfriamento durante a fabricação dos componentes (Wei *et al.*, 2019; Treutler; Wesling, 2021). Em termos qualitativos, a distribuição de calor na MADA ocorre diferentemente dos processos de soldagem a arco, sendo direcionada para o volume inferior das camadas previamente depositadas, fazendo com que se atinja uma preservação de maiores temperaturas durante as deposições. Entretanto, na soldagem o calor é distribuído para o volume disponível do metal-base de uma forma mais divergente, conforme ilustra a Figura 5 (Mohebbi; Kühl; Ploshikhin, 2020; Klobčar *et al.*, 2020).

Figura 5 – Diferença entre a distribuição de calor entre os processos de a) soldagem e b) manufatura aditiva a arco (MADA)



Fonte: Adaptado de Mohebbi, Kuhl e Ploshikhin (2020)

O processo de soldagem GMAW, também conhecido como MIG/MAG – Metal Inert Gas/Metal Active Gas, é uma das variantes da MADA mais utilizada, principalmente na fabricação de componentes de grandes dimensões (1000 a 3000 mm), chamada de soldagem de forma (do inglês *shape welding*) entre os anos de 1970 a 1980, a qual é atualmente aplicada nas operações de revestimento, amanteigamento e recuperações de estruturas metálicas (Venturini *et al.*, 2016; Williams *et al.*, 2016; Kühne *et al.*, 2019; Treutler e Wesling, 2021). Algumas das características deste processo que permitem e justificam o seu emprego na MADM são: proporcionar elevadas taxas de deposição (de 0,9 a 9,5 kg/h); possibilitar controle automático e preciso dos parâmetros principais de soldagem, tais como tensão, corrente e velocidade de alimentação; entregar uma elevada estabilidade de arco; oferecer integração quase absoluta à automação e à robotização do processo de manufatura e; possuir custo relativo menor que as fontes a laser empregadas para MA (Williams *et al.*, 2016; Liberini *et al.*, 2017; Martina *et al.*, 2019; Rodrigues *et al.*, 2019; Huang *et al.*, 2020; Bourlet *et al.*, 2020).

Entretanto, há algumas fragilidades com a utilização do processo GMAW na MADA. Dependendo do aporte térmico empregado, há um risco de se obter grandes distorções geométricas e elevadas tensões residuais nas peças fabricadas e no substrato, exigindo operações de usinagem e tratamentos térmicos pós manufatura (Lee *et al.*, 2018; Jafari; Vaneker; Gibson, 2021; Seo; Lee, 2021). Além disso, o tipo habitual de transferência metálica utilizada é a curto-circuito, o que gera uma excessiva quantidade de respingos, acarretando grandes perdas de material de adição e diminuindo a taxa de deposição do processo (Xue *et al.*, 2019). Portanto, observa-se que o controle da microestrutura obtida, bem como o monitoramento das temperaturas das deposições durante o processo, e a minimização das distorções são fatores cruciais para o sucesso e implementação desta tecnologia.

Shukla *et al.* (2020) e Gomes *et al.* (2018) relatam que, nos últimos 15 anos, o desenvolvimento de tecnologias de novos sistemas de controle para as fontes de soldagem possibilitou novas características de arco e transferências metálicas, tais como uma coluna de arco mais estável e de menor comprimento, e um melhor controle de transferência metálica a elevadas tensões e correntes. Dessa forma, estas características tecnológicas propiciaram um melhor controle no aporte térmico e, conseqüentemente, influenciaram positivamente na obtenção de componentes com menores tensões residuais e maior resistência mecânica produzidas pelo processo

GMAW. Além disso, as ferramentas e os sistemas de controle tornaram o processo GMAW mais diversificado e melhor aplicável à MALM (Gomes *et al.*, 2018; Shukla *et al.*, 2020).

Araújo *et al.* (2022) descrevem distintas tecnologias que são empregadas para o controle do arco durante a mencionada transferência por curto-circuito, baseadas nas tecnologias conhecidas como a de controle de forma de onda (do inglês, *waveform control*), para assim aproveitar as características intrínsecas dessa transferência –principalmente o baixo aporte térmico–, com uma transferência mais suave da gota. Por essa via, procura-se o melhor controle no aumento súbito da corrente durante a deposição, que provoca o destacamento da gota da ponta do arame pelo efeito *pinch*. No entanto, essas tecnologias são mais complexas de implementar por conta de seu elevado custo, pela dificuldade da parametrização do sistema e pela multiplicidade de variáveis envolvidas, tal como é descrito de forma ampla nos trabalhos de Mvola, Kah e Layus (2018) e Silva *et al.* (2021).

Uma maneira de minimizar os desafios do emprego do GMAW convencional e usufruir dos modernos sistemas que empregam controle de onda é utilizar o processo conhecido como GMAW-Pulsado (GMAW-P). Neste processo, as transferências metálicas são controladas a partir da possibilidade de ajustes finos em múltiplos parâmetros de deposições, o que promovem uma maior regulação do aporte térmico e da transferência metálica durante a deposição (Scotti; Ponomarev, 2008). Segundo ainda Scotti e Ponomarev (2008), o GMAW-P possui uma maior tensão de arco efetiva e, com isso, um maior comprimento de arco relacionado ao processo. Esta característica intrínseca promove o surgimento e a estabilidade de transferência metálica por spray em valores de tensões menores do que aquelas utilizadas no processo GMAW convencional. Adicionalmente, a regulação precisa de parâmetros associados à pulsação do arco promovem um caso particular de transferência metálica por spray, categorizado como spray pulsado ou, ainda, spray controlado (Scotti; Ponomarev, 2008; Scotti; Ponomarev; Lucas, 2012), a qual é extremamente desejável pela sua estabilidade de fusão, regularidade de destacamento e projeção da gota para a poça de fusão.

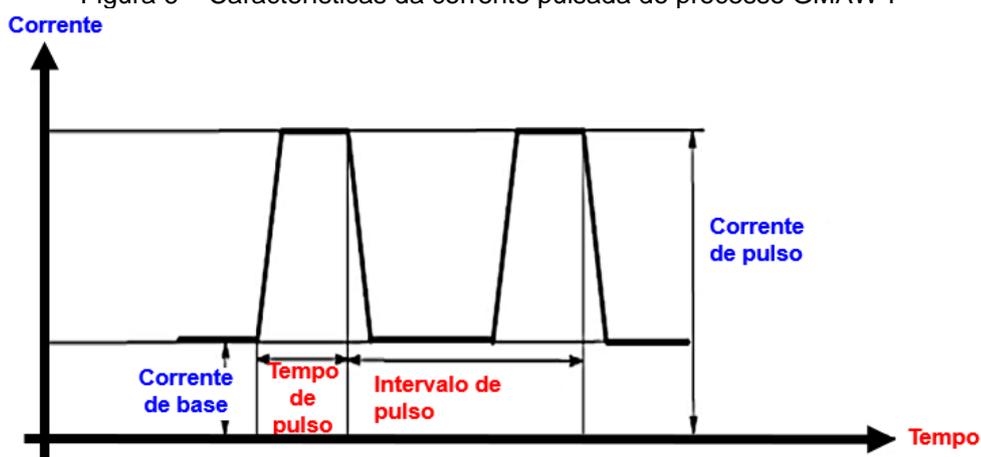
O GMAW-P oferece um controle ainda maior do arco de soldagem e do aporte térmico, proporcionando também múltiplos modos de transferência metálica, sendo o curto-circuito controlado, o supracitado spray controlado, e a intercalação destes. O tamanho da poça de fusão também é controlado indiretamente a partir dos modos de

transferência metálica envolvidos, o que permite sua aplicação em todas as posições de soldagem (Scotti; Ponomarev, 2008). Comparado ao processo GMAW por curto-circuito tradicional ou com controle da forma da onda, o processo GMAW-P consegue proporcionar menores gotas metálicas e maiores frequências de transferência destas para o substrato, aumentando a taxa de deposição, sem respingos. Além disso, a regulação precisa do aporte térmico é extremamente indicada para realizar a MADA em ligas metálicas de difícil soldabilidade – com ligas de alumínio ou cobre que possuem elevada condutividade térmica - pois se garante a consolidação das camadas, sendo dificilmente realizada pela utilização da transferência por curto-circuito devido ao baixo aporte térmico associado a este tipo de transferência metálica (Luo *et al.*, 2018).

Em geral, o processo GMAW-P é regido por um arco pulsado de corrente direta, no qual um elevado valor de corrente (corrente de pico) é utilizado para aquecer e fundir o arame, promovendo o efeito “pinça” (do inglês, *pinch effect*) para destaque da gota metálica, enquanto que um valor menor de corrente (corrente de base) é utilizado para diminuir o aporte térmico sem que haja a extinção do arco voltaico (Dos Santos; Pistor; Gerlich, 2017b; Luo *et al.*, 2018; Wu *et al.*, 2018; Xue *et al.*, 2019; Derekar *et al.*, 2020; Araújo *et al.*, 2022).

A corrente de base ( $I_b$ ), a corrente de pico ( $I_p$ ), o tempo de base ( $t_b$ ), o tempo de pico ( $t_p$ ) e a frequência do arco ( $f_a$ ) são importantes parâmetros a serem considerados para o processo GMAW-P e parte destes podem ser visualizados na Figura 6. A mudança destes parâmetros afeta o aporte térmico e, portanto, a taxa de resfriamento e a temperatura final das camadas depositadas, influenciando a precisão geométrica e o processamento subsequente dos componentes fabricados (Wu *et al.*, 2018; Ikram; Chung, 2022).

Figura 6 – Características da corrente pulsada do processo GMAW-P



Fonte: Elaboração própria (2024)

Ofertando a vantagem da familiaridade de parametrização dos sistemas GMAW com o adicional controle da forma da onda empregada, o GMAW-P conta com mais de 20 anos de aplicação com sucesso na indústria, o que garante maior experiência com o emprego desta tecnologia. Além disso há uma maior capacidade de implementação, pelo fato de grandes fábricas ou oficinas contarem com os ditos sistemas, o que evita o custo da compra de novas fontes de soldagem e oferece customização do processo sem depender de licenças ou patentes (Ghosh, 2017; Kah; Suoranta; Martikainen, 2013; Mvola; Kah; Layus, 2018).

Estima-se que o emprego do processo GMAW-P possa reduzir em até 60% o custo de produção de componentes navais, tais como rotores e eixos de turbinas, propulsores helicoidais, partes inferiores e laterais que compõem o casco, portas estanques e outras partes de grandes dimensões de aços inox (Derekar, 2018; Rodrigues *et al.*, 2019; LI *et al.*, 2019; Taşdemir e Nohut, 2021). Portanto, são necessários estudos mais aprofundados para melhor elucidar a influência das variáveis e parâmetros do processo GMAW-P nas propriedades mecânicas, microestruturais e de corrosão dos corpos manufaturados aditivamente, em especial para aqueles voltados às aplicações de grandes dimensões.

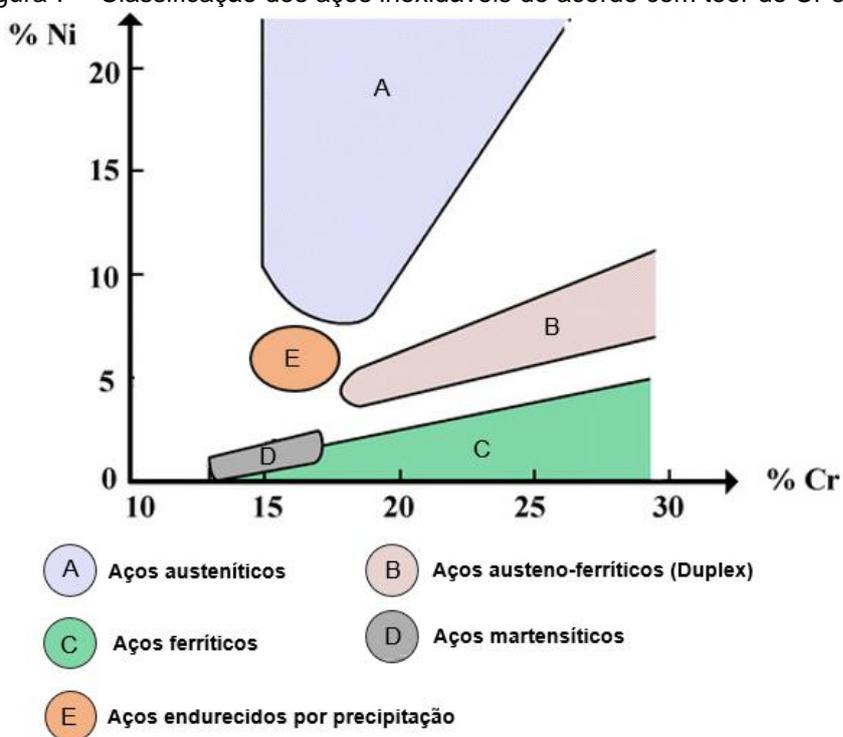
#### 2.4 O aço inoxidável AISI 316L e sua utilização na manufatura aditiva por deposição a arco

De acordo com Treutler e Wesling (2021), o aço é um dos materiais mais utilizados na fabricação de componentes de elevada resistência em múltiplos setores

industriais dentre as ligas metálicas e, portanto, um dos materiais mais estudados para aplicações em MADA. Entretanto, os aços ligados, assim como os aços inox, são alguns dos mais utilizados para a fabricação de componentes marítimos e aeronáuticos que exijam simultaneamente elevada resistência mecânica, alta resistência à corrosão e excelente soldabilidade (Lo; Shek; Lai, 2009; Astafurov; Astafurova, 2021).

Devido ao vasto ramo de aplicação dos diferentes aços inox, passando pelas aplicações nucleares até dispositivos e componentes empregados na indústria alimentícia, há um aumento no número de trabalhos e estudos sobre os efeitos da parametrização, a modelagem computacional, a microestrutura obtida e as propriedades físico-químicas dos aços inoxidáveis na MADA, sejam estes do tipo austenítico (301, 304, 316, etc.), ferrítico (409, 430), martensítico (420, 431 e etc.), duplex (2205, 2209, 2304 etc.) ou endurecido por precipitação (PH, do inglês *precipitation hardening*) (Davis, 1994). A classificação dos aços inoxidáveis pode se dar pela relação entre o teor de Ni e Cr, sendo dividida nos cinco grupos supracitados e visualizadas na Figura 7.

Figura 7 – Classificação dos aços inoxidáveis de acordo com teor de Cr e Ni



Fonte: Adaptado de Shen e Chacón (2019)

Fayazfar *et al.* (2018) e Herzog *et al.* (2016) observam a necessidade de ponderar o uso de manufatura aditiva dos aços inoxidáveis em função do elevado custo da sua matéria-prima, tanto de pó como de arame metálico, de modo que se considere o custo-benefício e a utilização de aços inoxidáveis aplicáveis à fabricação de componentes que demandem elevada resistência mecânica e à corrosão. Contudo, esses materiais têm as suas microestruturas e, portanto, as suas propriedades mecânicas e físico-químicas alteradas pelos ciclos de aquecimento e resfriamento dos processos de fabricação tradicionais subtrativos, assim como pelos ciclos de deposição de camadas alternadas do processo MADA (Herzog *et al.*, 2016; Fayazfar *et al.*, 2018).

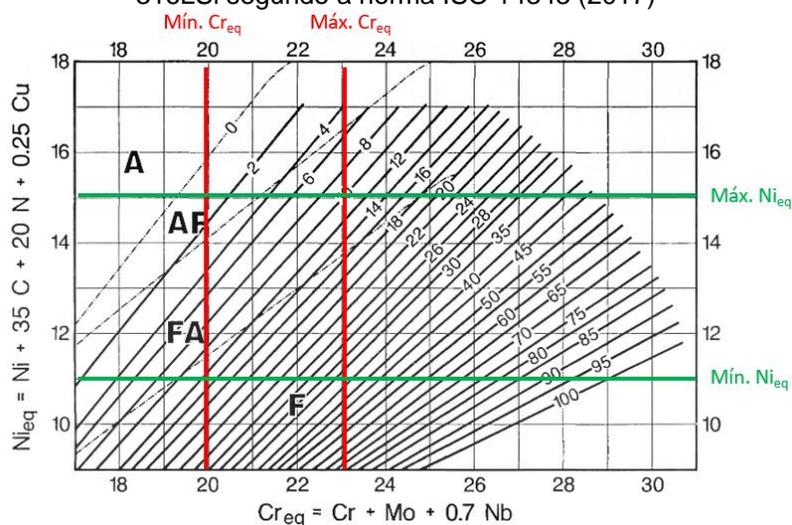
Para os aços inoxidáveis austeníticos, a MADA possibilita o emprego de arames consumíveis estabelecidos no mercado, tais como os aços austeníticos (da série 300), os quais são amplamente empregados nos processos de soldagem a arco devido às suas conhecidas propriedades de ótima soldabilidade, elevada resistência à corrosão e ductilidade (Jin *et al.*, 2020). Segundo DebRoy *et al.* (2018) e Li *et al.* (2019), os aços da série 300 estão entre os mais utilizados na MALM, devido a sua aplicação em diferentes ramos industriais. Dentre os aços da série AISI 300, destaca-se o aço AISI 316L pela sua vasta aplicabilidade em ferramentas cirúrgicas, componentes para usinas nucleares, estruturas de instalações petroquímicas e mecanismos e peças para a indústria naval e portuária com baixo custo relativo (Salman *et al.*, 2019; Pinto *et al.*, 2020; Isquierdo *et al.*, 2022). Além disso, há uma grande familiaridade da indústria e dos centros de pesquisas em soldagem com a utilização e o processamento do aço AISI 316L (Ozsoy *et al.*, 2021). Essas características fazem com que o 316L seja um dos principais materiais empregados e investigados na MADA atualmente (Queguineur *et al.*, 2018; Bajaj *et al.*, 2020; Gardner *et al.*, 2020; Astafurov; Astafurova, 2021).

Porém, uma constante preocupação durante a soldagem do 316L e o processamento deste material é a alteração da sua razão  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$ , a qual impacta na obtenção de propriedades mecânicas desejáveis e de resistência à corrosão que permitam a aplicação do material processado em ambientes agressivos às ligas ferrosas, tais como o setor petroquímico, a indústria sucroalcooleira e naval. Tais aplicações dependem fortemente da microestrutura de solidificação final que, por sua vez, pode variar de acordo com a razão  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  em decorrência do surgimento de fases que sejam mais duras, ou que reajam formando regiões mais propensas à

corrosão (Lippold; Kotecki, 2005). A solidificação dos aços inoxidáveis pode ocorrer de quatro modos diferentes: completamente austenítico (modo A), austenítico-ferrítico (modo AF), ferrítico-austenítico (modo FA), ou completamente ferrítico (modo F), conforme representado na Figura 8.

O diagrama WRC-1992 provém de uma combinação de esforços anteriores para prever as microestruturas e o teor de ferrita na composição final de solidificação dos aços inoxidáveis, uma vez que a presença de elevados teores de ferrita está relacionada à baixa resistência à corrosão e à baixa tenacidade das estruturas obtidas pós-soldagem. Todavia, a presença de certos teores de ferrita ( $FN \geq 4$ ) está relacionada à diminuição da susceptibilidade às trincas a quente para o 316L, devido a maior solubilidade de elementos que contribuem para a obtenção destes defeitos (enxofre e fósforo) na ferrita do que na austenita (ASM Handbook, 2016). A obtenção de diferentes estruturas de solidificação está associada ao aporte térmico nas deposições, sendo o seu controle uma característica comutável entre os processos que integram as variações da MADA.

Figura 8 – Diagrama WRC - 1992 para previsão do teor de ferrita na soldagem de aços inoxidáveis com valores de  $Cr_{eq}$  e  $Ni_{eq}$  esperados e seus valores máximas e mínimas tolerados para o aço AISI 316LSi segundo a norma ISO 14343 (2017)



De acordo com Yao *et al.* (2021), devido a demanda e potencial de aplicação do aço 316L na MADA, observa-se uma tendência atual de trabalhos que focam em utilizar este material em processos de deposição com tecnologias patenteadas de controle de arco, tais como o CMT® (processo do grupo Fronius®) e o TopTIG® (processo do grupo Lincoln Electric's®). De maneira complementar, outros trabalhos

utilizaram fontes de soldagem com controle de correntes específicas de pulso, emprego de corrente alternada e regulação avançada de potência da fonte (Kah, Suoranta; Martikainen, 2013).

Em geral, esses trabalhos propõem investigações sobre a estabilidade do processo pulsado, a dissolução de hidrogênio durante a fabricação de peças, as propriedades mecânicas obtidas pelos componentes fabricados, os efeitos de tratamentos térmicos, a acumulação de calor em deposições subsequentes, a aplicação de componentes fabricados via MADA no setor aéreo e aeroespacial e, por fim, aplicações na fabricação de peças para o setor naval (Chen *et al.*, 2017; Queguineur *et al.*, 2018; Cunningham *et al.*, 2018, 2019, 2021; Rodriguez *et al.*, 2018; Akbari; Kovacevic, 2018; Wang; Xue; Wang, 2019; Chen *et al.*, 2019; Gisario *et al.*, 2019; He *et al.*, 2019; Lee, 2020; Derekar *et al.*, 2020; Wang *et al.*, 2020; Xie; Xue; Ren, 2020; Park; Lee, 2021; Rodrigues *et al.*, 2021; Palmeira Belotti *et al.*, 2022; Xu; Zhou e Zhu, 2022; Ikram e Chung, 2022; Vora *et al.*, 2022).

Entretanto, há uma escassez de evidências quanto à aplicação do processo GMAW-P para a fabricação por MADA de componentes multicamadas, e ainda mais inédito, o uso desse processo para fabricar peças para a indústria náutica utilizando o aço AISI 316LSi. Logo, torna-se necessário o estudo e a caracterização dos componentes de aço inox 316LSi obtidos pela rota de fabricação via MADA aplicável no segmento em questão. Neste contexto, o presente trabalho se desenvolve no intuito de oferecer uma perspectiva paramétrica e experimental do GMAW-P a fim de discutir a viabilidade de produção de componentes de propulsão marinha com uso do aço 316LSi via MADA.

## 2.5 Solidificação FA do aço inoxidável 316LSi

A solidificação do tipo FA (ferrita – austenita) para o aço inoxidável 316LSi é desejável devido a uma série de fatores. A ferrita primária possui uma maior solubilidade de impurezas, tais como o enxofre e o fósforo, fazendo com que estes elementos não sejam rejeitados para o espaço interdendrítico e, portanto, diminuem consideravelmente a formação de intermetálicos com pontos de fusão menor que o 316LSi, diminuindo a possibilidade de ocorrências de trincas de solidificação (Lippold; Kotecki, 2005). Além disso, o crescimento e a estabilização da ferrita primária traz benefícios mecânicos aos depósitos pela formação de interfaces tortuosas entre a

ferrita e a austenita, as quais dificultam a propagação de trincas (Lippold; Kotecki, 2005; Sriba; Vogt; Amara, 2018).

Entretanto, o surgimento da ferrita nos depósitos pode diminuir a resistência à corrosão destes devido a formação de regiões com teores gradientes de cromo, o que facilita a nucleação de pits e a consecutiva dissolução da camada passiva protetora de óxido de cromo -  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  (Sander *et al.*, 2020). Adicionalmente, a fase ferrítica é precursora nucleante de compostos intermetálicos deletérios, tais como as fases sigma ( $\sigma$ ) e chi ( $\chi$ ), as quais, durante a sua formação, empobrecem quimicamente as regiões interfaciais  $\delta/\gamma$  de Mo e Cr, facilitando o início da corrosão localizada (Sander *et al.*, 2020; Cunningham *et al.*, 2019, 2021).

Korinko e Malene (2001) sugerem que um teor entre 4 e 21% de ferrita seja aceitável para se obter tanto a resistência de trincas de solidificação como uma elevada resistência à corrosão. Entretanto, para teores de ferrita maiores que 15% há a predominância do tipo de solidificação do tipo F (ferrita), comprometendo a soldabilidade destes depósitos devido à maior possibilidade de formação dos intermetálicos supracitados (Kotecki; Siewert, 1992). Ademais, de acordo com as normas ISO 8249:2018 e A5.9/A5 0,9M:2022, para valores mensurados de FN de até 10 ( $\text{FN} \leq 10$ ), há uma proporcionalidade direta relacionada ao teor percentual de ferrita do depósito, ou seja, um valor mensurado de FN de 4 corresponde a um teor de ferrita de 4% no depósito.

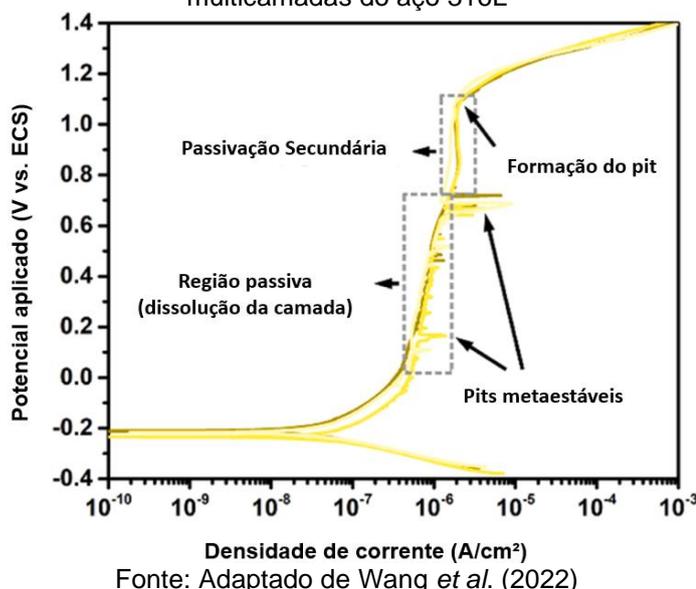
Adicionalmente, sabe-se que o teor de ferrita dos depósitos é dependente do aporte térmico, uma vez que a sequência de solidificação e transformação da poça de metal líquido nas estruturas ferríticas e austeníticas se dá devido à processos termicamente dependentes (Lippold; Kotecki, 2005). Uma vez que as condições de aporte térmico do GMAW-P são variáveis de acordo com a frequência de pulsação, este processo de deposição pode induzir a formação de microestruturas ou arranjo morfológico diferentes daquelas obtidas com a utilização do GMAW convencional na MADA (Chen *et al.*, 2019; Derekar *et al.*, 2020).

Logo, observa-se que há a necessidade de um controle do teor de ferrita (FN) na solidificação do tipo FA do aço 316LSi e, por sua vez, um estudo aprofundado dos parâmetros de deposição e da microestrutura depositada, uma vez que a variabilidade deste teor pode promover tanto características desejáveis quanto indesejáveis aos depósitos deste material durante o processamento por MADA via GMAW-P.

## 2.6 Resistência à corrosão do aço inoxidável 316LSi fabricado por manufatura aditiva

De acordo com Brand, Moeini e Mărginean (2023), as propriedades de resistência à corrosão dos depósitos multicamadas realizadas com a MADA precisam ser mais amplamente estudadas uma vez que se a sua aplicação industrial se faz cada vez mais crescente e ampla. Para estas aplicações, ensaios de polarização potenciodinâmica são necessários para avaliar a resistência à corrosão através do potencial de formação de pit e da corrente de corrosão, os quais são aferidos a partir da curva de Tafel (Chen *et al.*, 2018), conforme apresentado na Figura 9.

Figura 9 – Exemplo de curva de polarização potenciodinâmica (curva de Tafel) para um depósito multicamadas do aço 316L



Estas propriedades compreendem a resistência de dissolução da camada passiva de óxido de cromo ( $\text{Cr}_2\text{O}_3$ ), presente na superfície dos depósitos multicamadas, sendo monitorada de acordo com a formação de regiões de corrosão localizada, também chamados de pits (Penot *et al.*, 2023; Wang *et al.*, 2022). De acordo com a Figura 9, a dissolução da camada passiva começa a partir do súbito aumento do potencial registrado com pouca variação de densidade de corrente. A partir deste momento, podem haver eventos consecutivos de dissolução e reformação da camada passiva, os quais são associados à formação dos pits metaestáveis que surgem com a elevação do potencial, sendo relacionados à regeneração ou reformação consecutiva da camada protetora.

Seguindo o perfil superior da curva de polarização na Figura 9, chega-se nos valores de potencial de formação de pits, relacionados ao rompimento da camada passiva de óxido de cromo. Podem ser registrados eventos de passivação secundária, os quais são associados à reformação da camada passiva para alguns valores de potencial, influenciando positivamente na resistência à corrosão do material avaliado. Entretanto, a passivação secundária logo dá lugar à dissolução da camada protetora, sendo registrado o potencial de pit ou, ainda, potencial de dissolução.

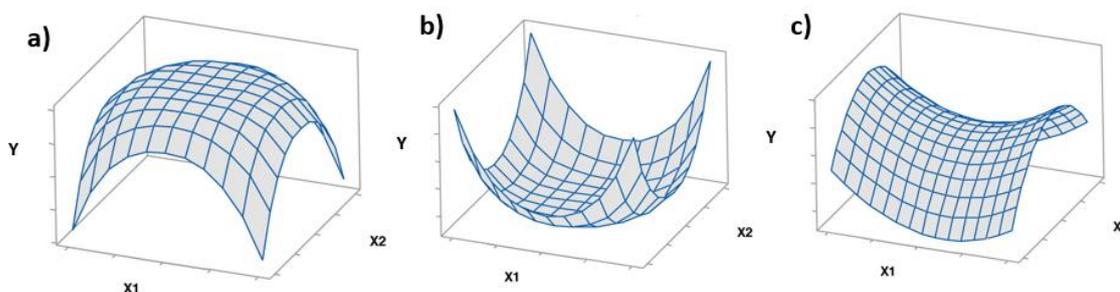
Atualmente, poucos trabalhos já reportaram a resistência à corrosão de depósitos do 316LSi produzidos pela MADA via GMAW-P, de maneira que este estudo visa completar as lacunas operacionais deste processo de manufatura aditiva pelas características metalúrgicas obtidas nas estruturas multicamadas.

## 2.7 Delineamento de experimentos (DoE)

A metodologia do delineamento de experimentos ou, ainda, design de experimentos (do inglês *Design of Experiments-DoE*), compreende uma avaliação paramétrica de respostas que dependam de uma ou mais variáveis, permitindo o estudo da influência multifatorial em uma resposta escolhida, além de verificar a influência combinada entre os fatores analisados (Montgomery, 2017).

A análise multifatorial completa (do inglês *full factorial design*) é uma abordagem de DoE que possibilita a obtenção de superfícies de resposta, exemplificada a partir da Figura 10, as quais levam em consideração intervalos de interação das variáveis estudadas e promovem o estudo da otimização de respostas (Myers; Montgomery; Anderson-Cook, 2016).

Figura 10 – Exemplo de superfície de resposta para variáveis selecionadas com obtenção de a) máximo, b) mínimo e c) superfície de sela



Fonte: Adaptado de De Oliveira *et al.* (2019)

No contexto deste trabalho, a análise multifatorial completa se torna indispensável devido à quantidade de fatores (parâmetros de deposição) utilizados no GMAW-P, os quais podem interagir mutualmente no momento do processo de fabricação das múltiplas camadas. Em concordância com a variabilidade de parâmetros, este trabalho tem o intuito de realizar a otimização das condições de deposição de modo a fabricar uma estrutura multicamadas com condições paramétricas otimizadas

### 3 MATERIAIS E MÉTODOS

Nesta seção serão abordados os materiais de insumo utilizados para parametrização dos corpos de provas e a fabricação de uma parede multicamadas, bem como as metodologias empregadas para a caracterização mecânica e de resistência à corrosão da estrutura multicamada.

#### 3.1 Materiais

O material utilizado para a manufatura aditiva dos corpos de prova foi o aço inoxidável ER316LSi (AWS A5.9), na forma de arame sólido bobinado de 1,2 mm (0,045 in) de diâmetro, do fabricante Voestalpine, possuindo a composição química presente na Tabela 1. A composição química do arame utilizado foi aferida através de um ensaio de fluorescência de Raios-X (FRX), com o equipamento MESA 50 da fabricante Horiba.

Tabela 1 – Composição química, razão  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  equivalente e teor de ferrita (FN) do arame de soldagem ER316L-Si em comparação com a norma AWS A5.9

Composição	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Cu	Fe	$Cr_{eq}/Ni_{eq}$ (WRC 1992)	FN
Arame utilizado	0,02	0,96	2,20	18,04	12,11	2,67	-	Em balanço	1,62	5 - 8 (WRC-92)
AWS A5.9	0,03 (máx.)	0,65 – 1,00	1,0 – 2,5	18,0 – 20,0	11,0 – 14,0	2,0 – 3,0	0,75 (máx.)	Em balanço	Variado	5

Fonte: Elaboração própria (2024)

A adição de silício é feita de modo a melhorar a soldabilidade do arame, de forma a aumentar a fluidez da poça de fusão, promover a desoxidação da poça de fusão, diminuir a incidência de trincas de solidificação, enquanto atua como um estabilizante da ferrita e mantém uma baixa quantidade desta fase na poça de fusão (Nakano *et al.*, 2004; Saluja; Moeed, 2019).

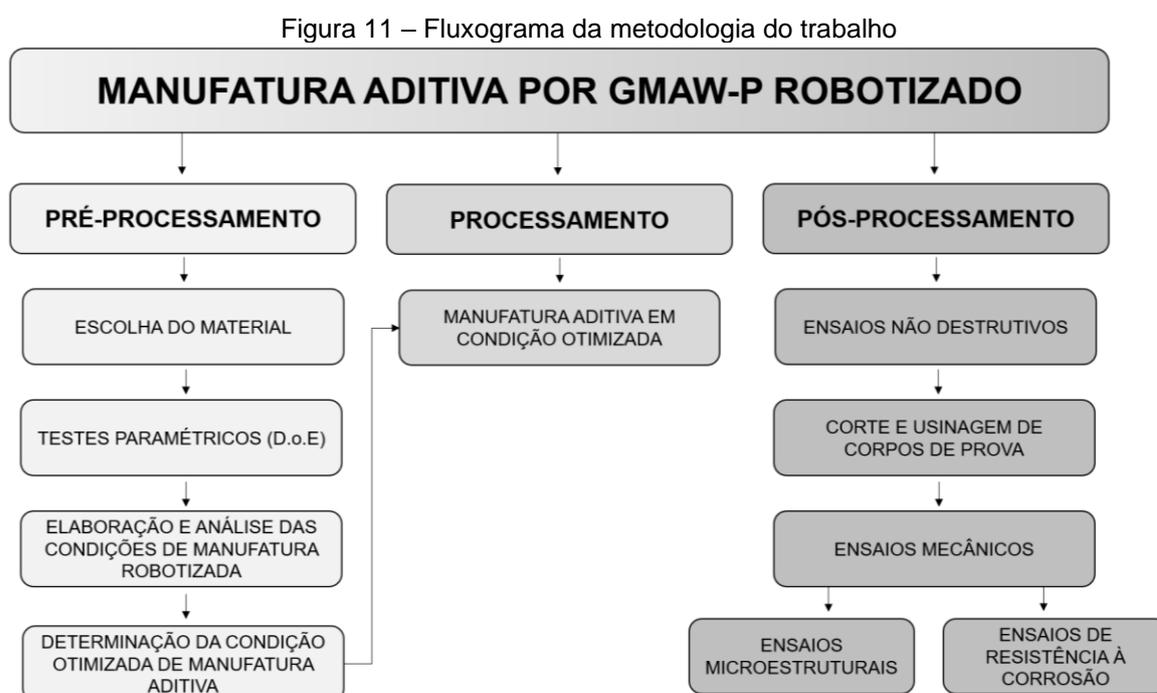
O gás de proteção utilizado foi uma mistura M12 de 98% de Argônio e 2% de CO<sub>2</sub>. Esta mistura gasosa é utilizada frequentemente em soldagens de aços inox, facilitando a transferência metálica por spray e, conseqüentemente, produzindo um

cordão de solda mais homogêneo e de melhor qualidade de acabamento, ajudando a controlar o teor de ferrita (Lippold; Kotecki, 2005).

O material de substrato para a realização das deposições via arco foi o aço carbono ASTM A36. Este material tem ótima soldabilidade e pode ser aplicado na maioria dos processos de fabricação. O ASTM A36 é somente utilizado como substrato de deposição, sendo (usinado) cortado e descartado ao fim da deposição das camadas.

### 3.2 Métodos

A metodologia do trabalho seguiu o fluxograma exibido na Figura 11.



Fonte: Elaboração própria (2024)

A metodologia de impressão dos corpos de prova seguiu a parametrização via delineamento de experimentos (*design of experiments* – DoE), utilizando-se a variação de 3 fatores com 2 níveis ( $2^3$ ), fornecendo 8 condições de deposição referente ao fatorial completo. Foram feitas triplicatas de cada condição experimental de forma a se obter valores médios de altura, largura, razão altura/largura (H/L) e teor de ferrita. Além disso, realizou-se uma deposição final com dados do ponto médio de todos os fatores, totalizando 27 corpos de prova.

A fabricação dos corpos de prova foi realizada utilizando a fonte de energia Aristo™ 4004i Pulse, sendo escolhida o processo GMAW-P, no qual a frequência de pulso é alterada a partir do controlador Aristo™ U82. A movimentação da tocha de deposição se deu de forma robotizada, por coordenadas cartesianas, utilizando-se o robô seis eixos YASKAWA-Motoman MA 1440, ilustrado na Figura 12.

Figura 12 – Robô YASKAWA-Motoman MA 1440 (à frente) e fonte de energia Aristo™ 4004i Pulse (ao fundo)



Fonte: Elaboração própria (2024)

A Tabela 2 contém os valores mínimos, máximos e médios de frequência, velocidade de alimentação e velocidade de soldagem utilizados para realizar as deposições dos corpos de prova de parametrização. Tais valores paramétricos foram escolhidos baseados em referências anteriores (Queguineur *et al.*, 2018; Cunningham *et al.*, 2018, 2019, 2021; Xie; Xue; Ren, 2020; Yao *et al.*, 2021).

Tabela 2 – Parâmetros selecionados para os testes experimentais

Frequência (Hz)	Velocidade de alimentação (m/min)	Velocidade de soldagem (cm/min)
40	1,50	10
80	3,00	18
60 (ponto médio)	2,25	14

Fonte: Elaboração própria (2024)

As deposições dos corpos de prova ocorreram com tensão de arco pulsado de 22,5 V, distância do bico de contato à peça (DBCP) de 15 mm. Os valores de corrente de base e pico foram 20 e 276 A, respectivamente, com tempo de pico de 3,2 ms. O comprimento de todos os corpos de prova impressos foi de 180 mm, com alturas e larguras variando conforme os diferentes conjuntos de parâmetros de fabricação utilizados. Para o estudo da influência dos parâmetros, foram feitas 10 deposições verticais consecutivas e alternadas (zig-zag ascendente). Essa direção de deposição de camadas foi escolhida de modo a minimizar distorções geométricas e falhas de deposição das camadas provenientes da dissipação de calor no momento da operação de manufatura aditiva (Chen *et al.*, 2017; Queguineur *et al.*, 2018; Jin *et al.*, 2020; Lee, 2020; Chakkravarthy; Jerome, 2020; Derekar *et al.*, 2020; Wen *et al.*, 2020; Cunningham *et al.*, 2021).

Os experimentos de parametrização foram conduzidos e organizados em sequência a partir do delineamento de experimentos. Adicionalmente, de modo a verificar o gradiente dos efeitos dos parâmetros selecionados, um nono grupo de experimentos foi conduzido, no qual foram utilizados os valores médios de cada fator considerado. Os experimentos foram numerados e divididos em grupos a partir da sequência em que foram conduzidos, podendo ser visualizados na Tabela 3.

A aquisição, registro e cálculo dos aportes térmicos foram operacionalizados pelo controlador eletrônico Aristo™ U82 da fonte de soldagem, presente na Figura 13, e empregando a Equação 1.

$$AT = \frac{U.I}{V_s} \eta, \quad AT = \frac{P}{V_s} \eta, \quad P = \sum_{i=1}^n \frac{I_i V_i}{n} \quad (1)$$

Tabela 3 – Grupo de parâmetros selecionados para o teste inicial de estabilidade

Grupo	Frequência de Arco (Hz)	Velocidade de Alimentação (m/min)	Velocidade de Soldagem (cm/min)
1	40	1,5	10
2	80	1,5	10
3	40	1,5	18
4	80	1,5	18
5	40	3,0	10
6	80	3,0	10
7	40	3,0	18
8	80	3,0	18
9 (ponto médio)	60	2,25	14

Fonte: Elaboração própria (2024)

Em que  $U$  representa a tensão de soldagem,  $I$  é a corrente de soldagem,  $V_s$  é a velocidade de soldagem e  $\eta$  é a eficiência térmica do processo de soldagem, o qual para o GMAW pode variar entre 70% e 85% entre o processo tradicional e as suas variantes pulsadas (Xue *et al.*, 2019; Chen. *et al.*, 2019; Lee, 2020; Zhai *et al.*, 2020; Hajro; Tasić, 2020; Park; Lee, 2021).

Figura 13 – Controlador da fonte Aristo™ U8<sub>2</sub>

Fonte: Elaboração própria (2024)

A escolha do conjunto de parâmetros otimizado de manufatura foi baseada em referências que consideram que as relações mais adequadas a serem analisadas para a construção de componentes de grande porte são: a maximização da razão altura/largura (H/L), a qual se torna importante devido à possibilidade de depositar camadas que favoreçam o crescimento vertical com baixa penetração e com isso diminuir o tempo de fabricação dos componentes. Portanto, o intuito é encontrar conjuntos de parâmetros que forneçam o máximo valor da razão H/L. Além disso, os depósitos devem possuir continuidade geométrica das camadas (isentos de falta de fusão ou deposição) e ausência de defeitos durante o processo de fabricação (como pouco ou nenhum respingo ocorrendo durante a soldagem). Os valores de FN foram considerados adequados quando maiores que 4 e menores que 10 ( $4 \leq FN \leq 10$ ), visando manter a soldabilidade do material e minimizar a suscetibilidade de trincas de solidificação (Kotecki; Siewert, 1992). Essas características estão frequentemente associadas, respectivamente, a valores baixos ( $FN < 4$ ) e altos ( $FN > 10$ ) de teor de ferrita (Chen *et al.* 2017; Sriba; Vogt; Amara, 2018; Korinko; Malene, 2001; Cunningham *et al.*, 2019, 2021)

O estudo da influência de cada parâmetro, bem como a otimização das respostas (FN, H/L e microdureza), foi conduzido no software Minitab®.

A aferição da altura e da largura dos corpos de prova se deu em 5 regiões do cordão, igualmente espaçadas em 28 mm, e foi realizada ao longo do sentido longitudinal, ao final da deposição de 10 camadas em cada condição paramétrica ensaiada, utilizando um paquímetro Mitutoyo® com precisão de 0,02 mm. Para fins de consideração de estabilidade de arco, 20 mm iniciais e finais do comprimento dos corpos de prova foram descartados da medição por refletirem momentos de instabilidade do arco elétrico, possuindo características de descontinuidades superficiais aparentes. A Figura 14 mostra as marcações onde as medidas de altura e largura foram realizadas.

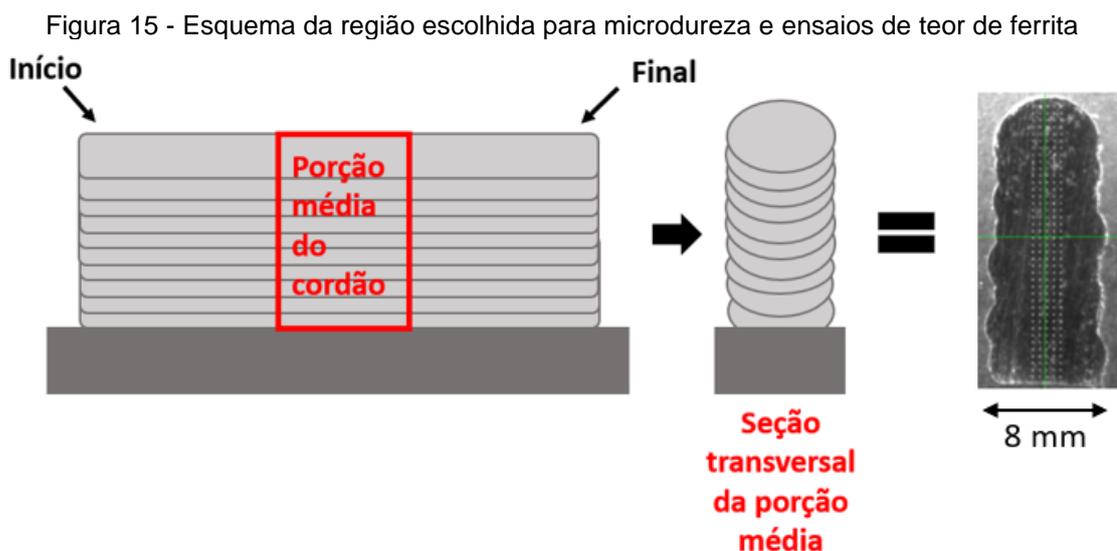
Figura 14 – Marcações dos locais onde foram realizadas as aferições de altura e largura dos corpos de prova



Fonte: Elaboração própria (2024)

Os ensaios de teor de ferrita foram conduzidos nas condições selecionadas como favoráveis à fabricação do corpo de ensaio, seguindo a norma ISO 8249 (2018). O teor de ferrita dos corpos de prova foi mensurado com o equipamento Feritscope FMP30, da fabricante Fischer®, sendo realizado 10 vezes ao longo da seção transversal da porção média dos corpos de prova, mostradas na Figura 13. O valor médio de teor de ferrita de cada grupo foi calculado considerando a média entre os valores mensurados ao final das 10 deposições em cada ensaio conduzido. Posteriormente, os valores médios de teores de ferrita obtidos foram comparadas com outros trabalhos presentes na literatura.

A microdureza Vickers dos corpos de prova foi realizada em um microdurômetro EMCOTEST, modelo DuraScan 70, considerando-se a seção transversal da porção média dos corpos de provas fabricados, utilizando 0,3 kgf durante 15 segundos ( $HV_{0,3/15}$ ) e totalizando 140 medições. A Figura 15 ilustra a região na qual foi realizado o ensaio de microdureza dos corpos de prova. Somente as condições consideradas favoráveis à fabricação da parede multicamadas foram ensaiadas por microdureza Vickers.



Fonte: Elaboração própria (2024)

Em seguida, ao se otimizar as respostas dos parâmetros experimentais considerados, realizaram-se as deposições da condição otimizada para fabricação da parede multicamadas (estrutura multicamadas). Estas deposições ocorreram via trajetória alternada e sucessiva de 74 cordões ao longo de 330 mm de comprimento no mesmo tipo de substrato (aço A36). As camadas foram completamente escovadas ao final de cada deposição. A aquisição dos dados de corrente e tensão foram realizadas pelo sistema de aquisição portátil SAP V4TI da fabricante IMC®.

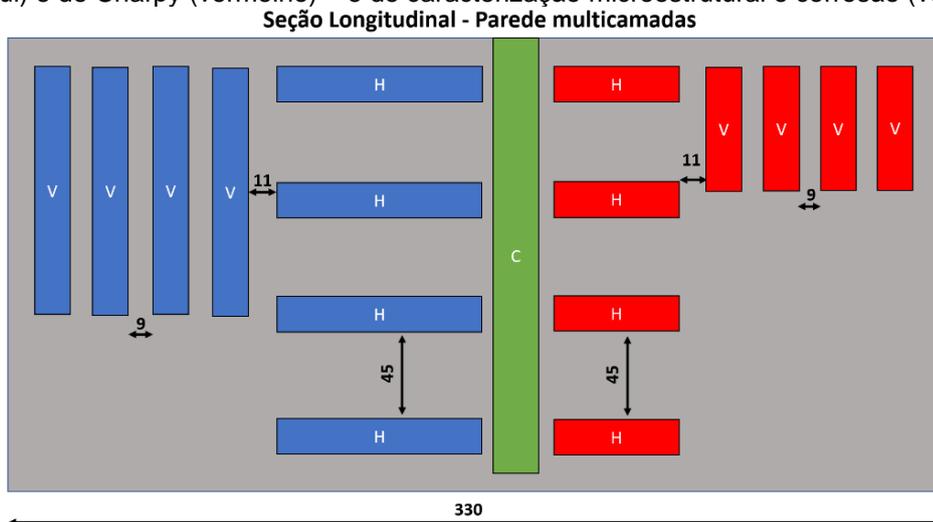
Ao final deste procedimento, a estrutura multicamadas teve a sua altura mensurada similarmente em 5 pontos, ao longo de seu sentido longitudinal. Realizou-se também a pesagem da chapa de substrato para o corpo de ensaios, antes e depois das deposições realizadas, em uma balança eletrônica de capacidade máxima de 101 kg, com precisão de 20 g, da fabricante MARTE, modelo LS100.

Ao finalizar as deposições, a parede multicamadas seguiu para ser analisada de maneira não-destrutiva por gamagrafia, utilizando uma fonte de Ir-192, com tempo de revelação de filme de 5 minutos. O ensaio foi realizado na empresa GMAC, situada em Pernambuco, no município de Cabo de Santo Agostinho.

Após a inspeção, o corpo de ensaio foi seccionado em partes a serem conduzidas para os ensaios mecânicos e de resistência à corrosão. O esquema que mostra as partes seccionadas é apresentado na Figura 16. Todos os ensaios mecânicos e de caracterização macro e microestrutural foram realizados no Instituto Nacional de Tecnologia em União e Revestimento de Materiais (INTM), na Universidade Federal de Pernambuco (UFPE). A Figura 16 exhibe ainda as orientações

vertical (V) e horizontal (H) considerada para a extração dos corpos de provas dos ensaios mecânicos e a seção transversal (em cor verde) considerada para os ensaios de caracterização e de resistência à corrosão (C).

Figura 16 – Esquema de extração das amostras destinadas aos ensaios mecânicos – de Tração (azul) e de Charpy (vermelho) – e de caracterização microestrutural e corrosão (verde)



Fonte: Elaboração própria (2024)

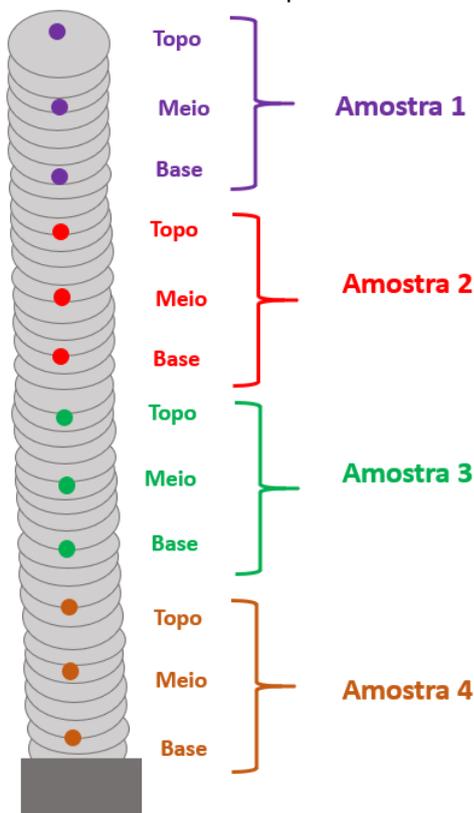
As partes que se destinaram ao ensaio de tração e de tenacidade Charpy foram usinadas em corpos em tamanhos *subsize*, possuindo dimensões de 100 mm x 10 mm x 6 mm e 55 mm x 10 mm x 5 mm, respectivamente. Os ensaios de tração foram conduzidos utilizando-se uma central servo hidráulica de ensaios MTS® modelo 370.25, de 250 kN de carga máxima, a uma taxa de deformação de  $10^{-3}$ /s. Para os ensaios Charpy, utilizou-se uma máquina de ensaios de impacto Time Group® de modelo JB-W500, com um martelo de 500 J acoplado.

Os ensaios de caracterização microestrutural e de resistência à corrosão foram conduzidos no perfil transversal da parede multicamadas, apresentada em cor verde na Figura 16, a qual, para execução apropriada dos ensaios supracitados, foi dividida em 4 amostras de, aproximadamente, 35 mm de altura e 10 mm de comprimento, resultando em amostras de nº 1, 2, 3 e 4.

A resistência à corrosão foi avaliada por meio do ensaio de Polarização Potenciodinâmica (PP), sendo realizada no Laboratório de Corrosão (LabCorr) na Unidade Acadêmica do Cabo de Santo Agostinho (UACSA) da Universidade Federal Rural de Pernambuco (UFRPE). Para estes, cada amostra foi subdividida em 3 regiões distintas (topo, meio e base), distando 10 mm entre si, ao longo dos seus perfis

transversais, conforme ilustrado na Figura 17. Para a execução deste ensaio, foi realizada uma varredura comparativa de perfil ascendente.

Figura 17 - Regiões consideradas para o ensaio de polarização potenciodinâmica da seção transversal da parede

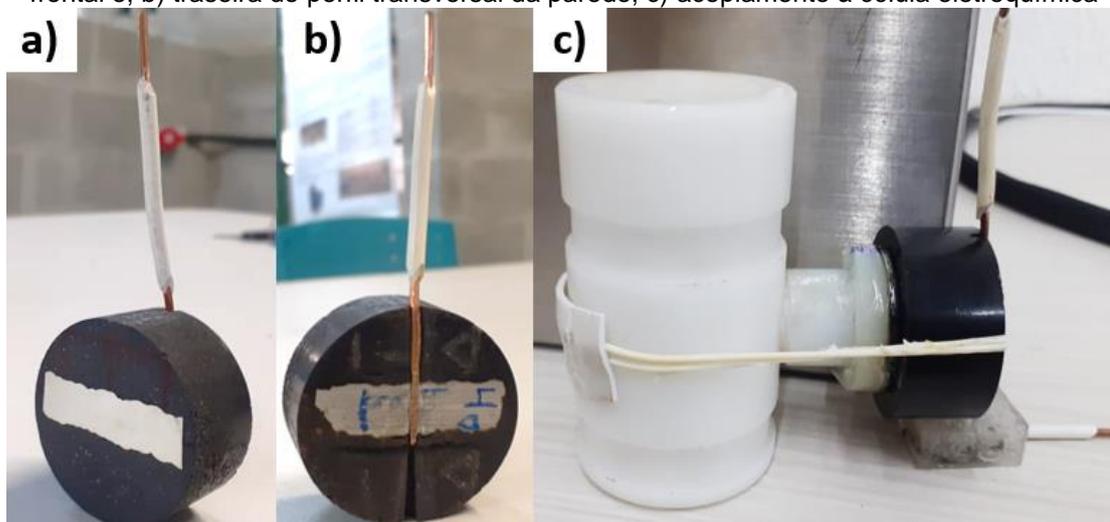


Fonte: Elaboração própria (2024)

O ensaio de Polarização Potenciodinâmica foi conduzido utilizando-se um potenciostato/galvanostato de modelo VersaSTAT 3 conectado ao *software* VersaStudio. Uma célula eletroquímica com três eletrodos foi utilizada para as medições de corrosão, na qual possuíam: um eletrodo de Calomelano Saturado ( $\text{Hg}/\text{Hg}_2\text{Cl}_2$ ) como eletrodo de referência; um eletrodo de platina de  $1\text{ cm}^2$  como contra eletrodo; e a superfície da parede aditivamente manufaturada como eletrodo de trabalho. A superfície de ensaio em contato com a célula eletroquímica possui  $1\text{ cm}^2$ . Ao serem posicionadas na célula eletroquímica, cada amostra foi mantida em repouso durante 30 minutos para aferição do potencial de circuito aberto (do inglês *open circuit potential*). As análises de PP foram realizadas de  $-0,6\text{ V}$  a  $0,6\text{ V}$  referentes aos valores de OCP a uma taxa de varredura de  $1\text{ mV/s}$  e passo de  $1\text{ mV}$ . As análises foram realizadas com uma solução de 3.5% NaCl à temperatura ambiente ( $25\text{ }^\circ\text{C}$ ), no interior

de uma Gaiola de Faraday. A Figura 18 apresenta o esquema de montagem na célula eletroquímica das amostras ensaiadas.

Figura 18 – Montagem das amostras para o ensaio de polarização potenciodinâmica – regiões: a) frontal e; b) traseira do perfil transversal da parede; c) acoplamento à célula eletroquímica



Fonte: Elaboração própria (2024)

A preparação metalográfica se deu com o lixamento e polimento consecutivo das 4 amostras do perfil transversal. Cada amostra foi desbastada sequencialmente com lixas de grana #200, #320, #400, #600, #800, #1000, #1200, #1500, #2000 e, em seguida, polidas com pasta de diamante de 3  $\mu\text{m}$  e 1  $\mu\text{m}$ . Duas soluções de ataque foram utilizadas para obter o contraste microestrutural: em um primeiro momento, uma solução de água régia ( $\text{HCl}:\text{HNO}_3 - 3:1$ ) e, posteriormente, uma solução de ácido oxálico a 10%. Após a etapa de preparação metalográfica, as amostras seguiram para as etapas de caracterização macro e microestrutural.

A caracterização macroestrutural ocorreu utilizando-se um estereoscópio Zeiss® modelo Stemi 2000-C. A caracterização microestrutural foi realizada em um microscópio óptico Zeiss® modelo Axio A1 e em microscópio eletrônico de varredura (MEV) Tescan® modelo MIRA3. O espaçamento interdendrítico primário ( $\lambda$ ) foi calculado partir das micrografias provenientes do MEV, utilizando o programa imageJ para mensurar as distâncias entre os ramos dendríticos primários. A partir disso, as taxas de resfriamento  $G \times R$ , em que  $G$  é o gradiente térmico medido em  $\text{K/m}$  e  $R$  é a taxa de solidificação medido em  $\text{m/s}$ , foram calculadas em diferentes regiões dos depósitos seguindo a Equação 2 que relaciona  $\lambda$  e velocidade de resfriamento ( $G \times R$ ), a qual foi proposta por Katayama e Matsunawa (1984) para o aço 316L:

$$\lambda = 80(G \times R)^{-0,33} \quad (2)$$

no qual  $\lambda$  é mensurado em  $\mu\text{m}$  e  $G \times R$  é mensurado em  $\text{K/s}$ . Foram realizadas cinco aferições de  $\lambda$  de forma a obter o valor médio do espaçamento dendrítico primário e, deste modo, obter o valor de  $G \times R$  correspondente, em diferentes regiões das camadas depositadas.

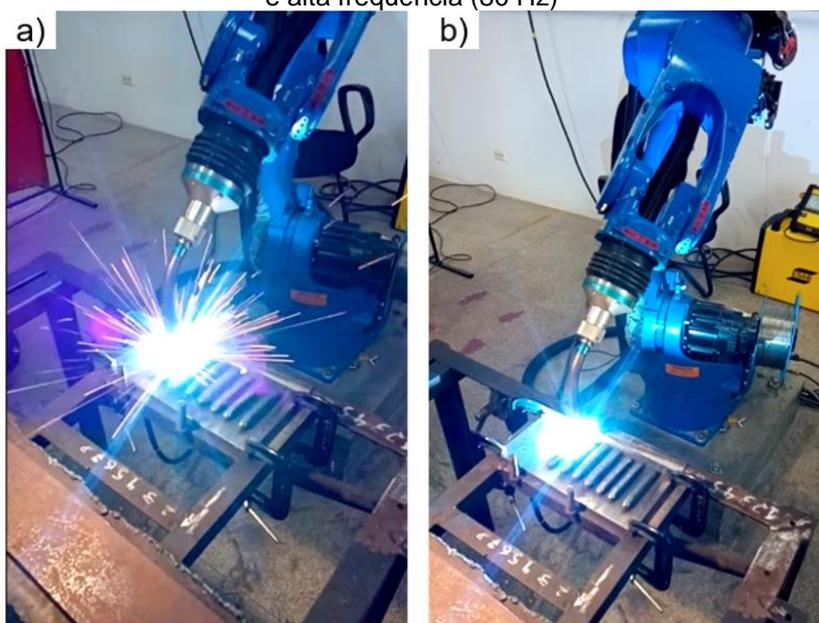
## 4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

Nesta seção, são apresentados e discutidos os resultados obtidos durante os experimentos de parametrização bem como a influência de cada parâmetro nas variáveis geométricas e no teor de ferrita das deposições. Suas características geométricas e aspectos metalúrgicos refletem na condição otimizada de fabricação de acordo com os critérios do autor e da literatura. Alguns destes resultados foram apresentados por De Sousa Figueiredo *et al.* (2023).

### 4.1 Comportamento do processo durante a manufatura aditiva por deposição a arco

A consolidação das camadas ocorreu de modo diferente ao se variarem as condições operacionais. Verificou-se uma elevada formação de respingos ao se utilizar valores de baixa frequência (40 Hz), enquanto que valores de frequências mais elevadas (80 Hz) proporcionam uma eliminação dos respingos. De maneira similar, a estabilidade do arco foi observada, tendendo a se manter regular e durável em frequências maiores, sendo exibido na Figura 19. Este resultado sugere uma mudança no modo de transferência das gotas metálicas.

Figura 19 – Fotografias feitas durante o processo de fabricação utilizando a) baixa frequência (40 Hz) e alta frequência (80 Hz)



Fonte: De Sousa Figueiredo *et al.* (2023)

Segundo Scotti, Ponomarev e Lucas (2012), na prática, existem três modos principais de transferência no processo GMAW convencional: curto-circuito, globular e spray, os quais são controlados a partir dos principais parâmetros de soldagem: tensão, corrente, velocidade de deslocamento e alimentação. De maneira distinta, no GMAW-P os modos de transferência são regulados adicionalmente pelos valores paramétricos citados anteriormente ( $I_p$ ,  $I_b$ ,  $t_p$ ,  $t_b$  e  $f_a$ ) e sua interação mútua, dando origem às transferências de spray controlada/pulsada, de contato controlada/pulsada (curto-circuito controlada/curto-circuito pulsada) e outros tipos (Scotti; Ponomarev; Lucas, 2012). Neste caso, a transferência de spray pulsado, ou spray controlado, é considerada a mais apropriada para as peças fabricadas via MADA do 316LSi devido à possibilidade de regulação suave da transferência de metal e quase nenhuma geração de respingos e, portanto, deve ser garantida (Ghosh, 2017). Neste trabalho, a tensão utilizada está próxima aos intervalos de valores sugeridos pelo fabricante para operação em curto-circuito utilizando o processo GMAW convencional (19 – 22 V). Portanto, espera-se, que a gota metálica entre em contato por curto-circuito caso o tamanho desta seja, eventualmente, maior que o comprimento do arco.

Scotti e Ponomarev (2008) relacionaram, para o processo GMAW-P, que o diâmetro estimado das gotas ( $d_g$ ), em mm, é diretamente proporcional à raiz cúbica do produto entre velocidade de alimentação do arame ( $V_{al}$ ), em m/s, e o diâmetro do arame ( $\theta_e$ ), em mm, e inversamente proporcional à raiz cúbica da frequência de pulso ( $f_a$ ), em Hz, conforme descrito na Equação 3.

$$d_g(mm) \propto \sqrt[3]{\frac{25\theta_e(mm) \times V_{al}\left(\frac{m}{min}\right)}{f_a(Hz)}} \quad (3)$$

Os valores do diâmetro da gota podem então ser estimados para todos os grupos paramétricos, sendo: 1,04 mm para os grupos 1/3/6/8/9; 0,83 mm para os grupos 2/4 e 1,31 mm para os grupos 5/7. Logo, pode-se concluir que, principalmente em frequências de 40 Hz, o tamanho da gota é grande o suficiente para ultrapassar o comprimento do arco, produzindo assim um contato indesejado (curto-circuito). Por outro lado, em frequências de 80 Hz o tamanho das gotas diminui, permitindo o voo das gotas e a transferência em spray pulsado adequada para as deposições.

Isto sugere que, neste caso, o processo de deposição ocorre com maior estabilidade quando o diâmetro das gotas é menor que o diâmetro do arame/eletrodo

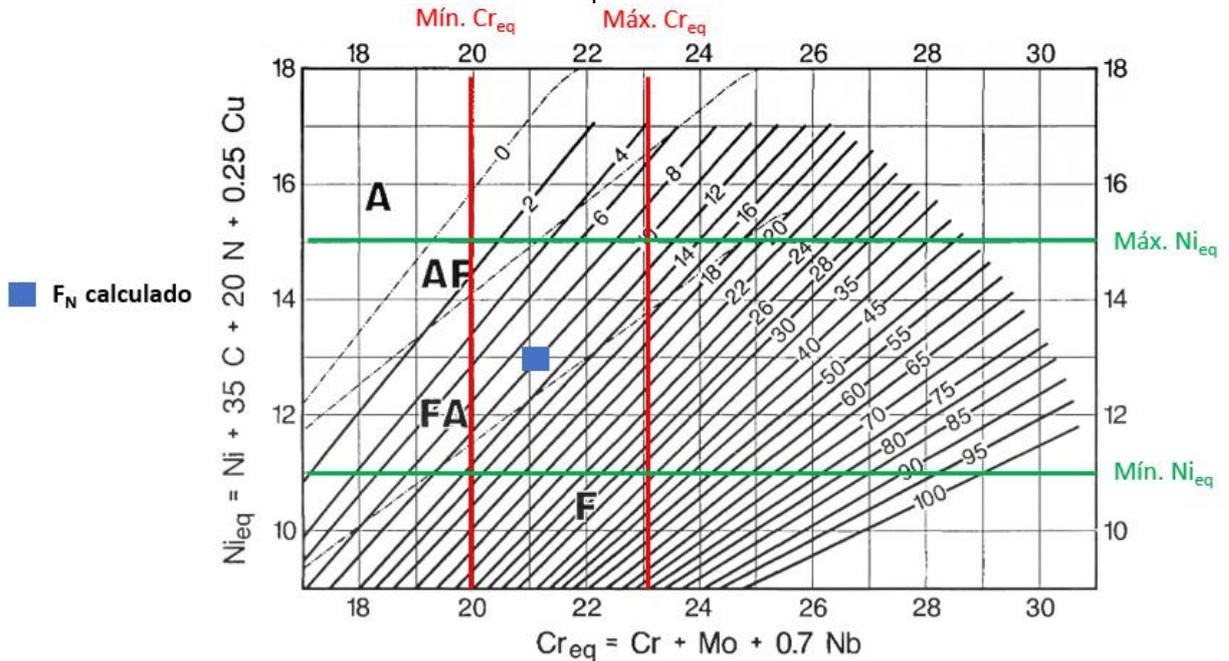
utilizado, pois elimina a possibilidade de ocorrer transferência indesejável por curto-circuito durante o processo de deposição. Esta modificação do diâmetro da gota afeta o modo de transferência metálica e, portanto, as condições operacionais e a estabilidade do GMAW-P. Assim, considerando valores de  $V_{al}$  semelhantes para o mesmo diâmetro de arame ( $\theta_e = 1,2$  mm),  $f_a$  desempenha o papel de alterar a transferência metálica, fazendo com que esta ocorra por curto-circuito ou por spray pulsada, uma vez que o tamanho estimado da gota mudará de 1,31 mm para 1,04 mm, de acordo com a Equação 3. Assim, pode-se concluir que, em 40 Hz, o tamanho da gota é grande o suficiente para ultrapassar o comprimento do arco, produzindo um contato indesejável com a poça fundida, enquanto em 80 Hz a estabilidade da transferência metálica é recuperada.

Entretanto, como será discutido mais adiante, mesmo que a estabilidade das deposições aumente à medida que o tamanho das gotas diminui, uma redução adicional comprometerá os aspectos geométricos das camadas depositadas. Por exemplo, mantendo os valores de  $f_a$  ao alterar os valores de  $V_{al}$  de 3,0 m/min para 1,5 m/min, respectivamente no grupo 8 e 4, o tamanho estimado das gotas é reduzido de 1,04 mm para 0,83 mm, de acordo com a Equação 3. Essa alteração afeta a quantidade de massa depositada, reduzindo a relação altura/largura (H/L) e aumentando o tempo de fabricação (De Sousa Figueiredo *et al.* 2023).

#### *4.2 Efeito dos parâmetros nos valores dos teores de ferrita encontrados para os corpos de prova*

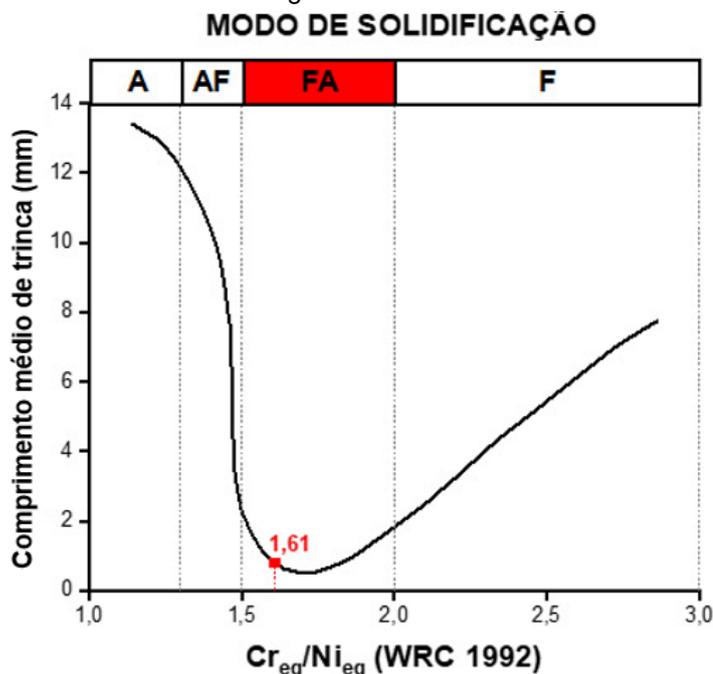
Pelo diagrama WRC -1992, pode se estimar o valor do teor de ferrita para o arame de aço ER 316L a partir de seu teor composicional informado pelo fabricante. Os valores de teor de ferrita calculados para o material de adição, de acordo com o diagrama WRC-1992, foram  $Cr_{eq}$  e  $Ni_{eq}$  de 21,1% e 13,1%, respectivamente, totalizando uma razão  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  de 1,61. Ao inserir esses valores calculados pela composição informada pelo fabricante, obtemos um valor de teor de ferrita FN equivalente a 10, podendo ser observado no diagrama da Figura 20.

Figura 20 – Diagrama WRC - 1992 com valor de FN calculado de acordo com a composição química informada pelo fabricante



O mesmo fabricante indica que o valor de FN está situado entre 5 e 8 para este material. Em ambos os casos, para o FN calculado e o FN informado pelo fabricante, há indicação da prevalência de um tipo de solidificação do tipo Ferrita-Austenita (FA) para este material. Para alguns autores, este tipo de solidificação é preferível em soldagens do 316L devido à maiores resistências à trincas a quente e maior resistência mecânica conferido pela formação de baixas frações de ferrita (Rajasekhar *et al.*, 1997; Somani; Lalwani, 2020). A possibilidade de manutenção das características mecânicas é também alicerçada ao incluirmos o valor da razão  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  calculada na Figura 21.

Figura 21 – Susceptibilidade à trinca de solidificação de acordo com os valores de  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  presentes no diagrama WRC-1992



Fonte: Adaptado de O'Brien e Guzman (1998)

As deposições de metal por camadas alternadas e sucessivas renderam aos corpos de prova uma variabilidade de valores de teor de ferrita. A Tabela 4 relaciona o teor de ferrita médio mensurado para os corpos de provas produzidos durante os experimentos de parametrização. Observa-se, por exemplo, que o menor valor médio aferido para o teor de ferrita provém do conjunto de parâmetros do grupo 4. Já o maior valor médio mensurado é proveniente do grupo 7. Os grupos 3, 5, 7 e PM (ponto médio) resultaram em medições de FN superiores a 6. Adicionalmente, os grupos 1 e 5 obtiveram valores de FN semelhantes, assim como os grupos 6 e 8.

Tabela 4 – Valores de teor de ferrita (FN) mensurados para os corpos de prova de parametrização

Resposta	Grupos	1º ensaio	2º ensaio	3º ensaio	Média	$\sigma$
Teor de Ferrita (FN)	1	5,31	6,00	5,97	5,76	0,32
	2	4,55	4,21	4,02	4,26	0,22
	3	6,42	6,05	6,22	6,23	0,15
	4	3,50	3,49	3,67	3,55	0,08
	5	7,15	5,98	5,98	6,37	0,55
	6	5,04	5,67	5,74	5,48	0,32
	7	6,44	6,44	6,51	6,46	0,03
	8	5,93	3,73	5,47	5,04	0,95
	PM	5,19	6,93	6,63	6,25	0,76

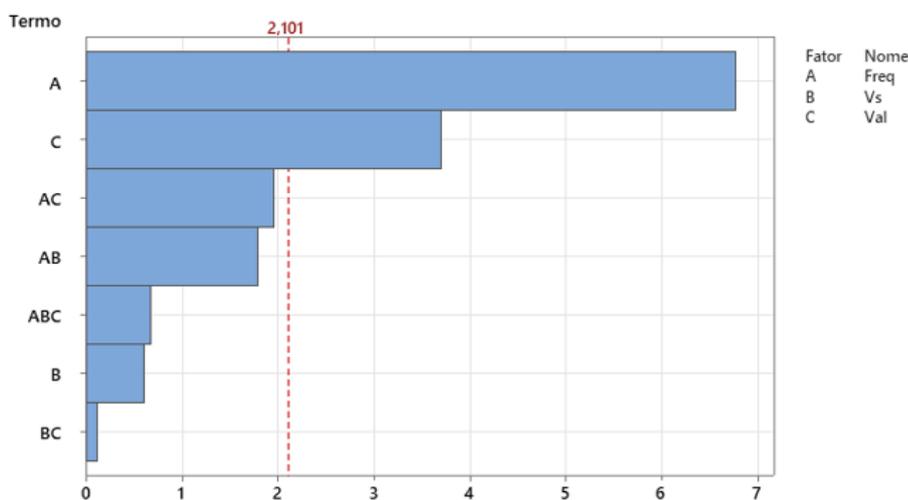
Fonte: Elaboração própria (2024)

Para se avaliar quais fatores são influentes nas respostas consideradas, valores de FN neste caso, um gráfico de Pareto foi criado, o qual pode ser visualizado na Figura 22. Neste gráfico, é possível identificar, a partir de uma linha de referência, quais fatores são estatisticamente significativos, ou seja, quais fatores influenciam de forma a modificar a resposta considerada. Há também um gráfico de Pareto para a razão H/L, presente na seção 4.3.

O valor 2,101 presente na Figura 22 é correspondente ao *logworth* para cada efeito do modelo, definido como  $-\log(\text{valor } p)$ . Esse cálculo ajusta os “valores p” para fornecer uma escala apropriada para os gráficos de efeitos padronizados. Um valor que exceda 2 é significativo ao nível 0,01 (porque  $-\log(0,01) = 2$ ). Portanto, as barras horizontais que ultrapassam a linha pontilhada são correspondentes àqueles fatores que exercem uma influência significativa na resposta analisada.

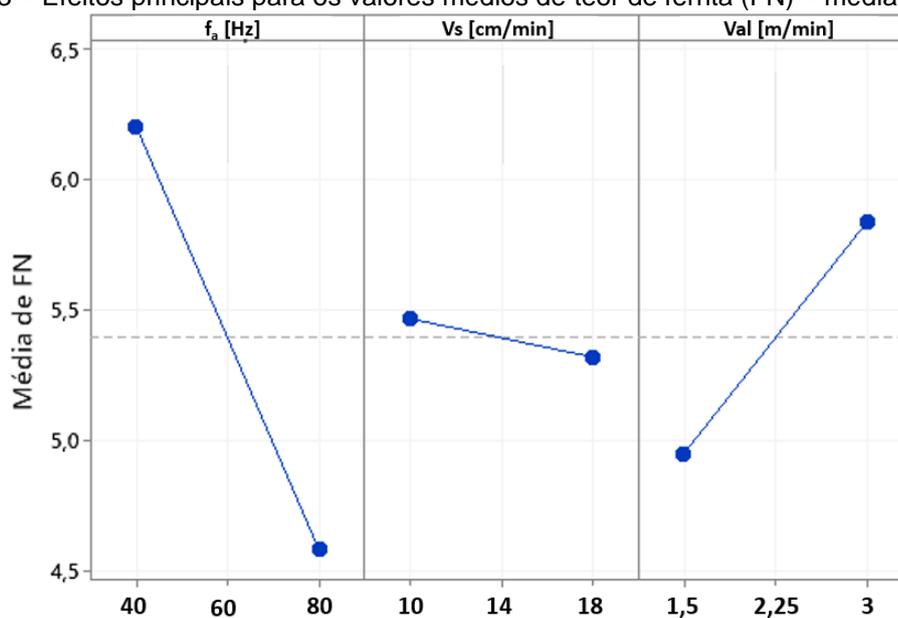
Ainda na Figura 22, observa-se uma influência significativa da frequência sobre o teor de ferrita mensurado em todos os corpos de prova obtido ao final da soldagem. Além disso, pode-se notar um efeito menor (secundário) da velocidade de alimentação nos valores do teor de ferrita mensurados. O efeito da velocidade de soldagem, entretanto, não é significativo, e tampouco é o efeito dos outros fatores combinados.

Figura 22 – Gráfico de Pareto da influência da frequência (Freq.), velocidade de soldagem (Vs) e velocidade de alimentação (Val) no teor de ferrita (FN)



Na Figura 23, pode-se visualizar o efeito negativo da frequência na obtenção dos valores médios de FN.

Figura 23 – Efeitos principais para os valores médios de teor de ferrita (FN) – médias ajustadas



Fonte: Elaboração própria (2024)

A obtenção de microestruturas ferríticas e austeníticas está fortemente ligada à temperatura da poça de fusão e sua posterior velocidade de solidificação: com um maior aporte térmico e, conseqüentemente, maiores temperaturas, a velocidade de resfriamento diminui, o que promove a transformação  $\delta \rightarrow \gamma$ , auxiliado pelo acúmulo de Ni e pela redução de Cr nas regiões de interface entre  $\delta$  e  $\gamma$  (Lippold; Kotecki, 2005). Por hipótese, o efeito negativo da frequência do arco no teor de ferrita pode estar relacionado com o fato de que maiores valores de aportes térmicos são obtidos ao se aumentar a frequência de arco (Scotti; Ponomarev, 2008).

Conforme mostra a Equação 4, a frequência de arco está intimamente ligada ao inverso da soma do tempo de base ( $t_b$ ) e tempo de pulso ( $t_p$ ).

$$f_a = \frac{1}{t_b + t_p} \quad (4)$$

Ao aumentarmos a frequência, o controle eletrônico interno da fonte reduzirá  $t_b$ , pois  $t_p$  já foi escolhido anteriormente no início dos experimentos. Portanto, a fonte controla eletronicamente o valor de  $t_b$ , reduzindo-o de forma a alcançar a frequência desejada a partir do valor escolhido de  $t_p$ , que neste caso foi de 3,2 ms. Como  $t_b$  diminui ao aumentarmos os valores de frequência, o arco tenderá a se manter mais quente pois retornará mais vezes para os valores de  $i_p$ . Além disso, conforme a Equação 5

proposta por Scotti e Polmonarev (2008), é possível notar que os valores de corrente média ( $I_m$ ) são influenciados por valores de  $I_b$ ,  $I_p$ ,  $t_b$ ,  $t_p$ .

$$I_m = \frac{I_b t_b + I_p t_p}{t_b + t_p} \quad (5)$$

Então, se aumentarmos a frequência de pulso, o valor de  $I_b$  controlado pela fonte tenderá a diminuir e, com isso, fornecerá um maior valor de corrente média, o que implicará em aportes térmicos maiores durante as deposições das camadas.

Isto acontece no atual trabalho, pois à medida que mudamos a frequência do arco de 40 Hz para 60 Hz e, finalmente, para 80 Hz, mantendo um valor fixo para  $t_p$ , a corrente média ( $I_m$ ) muda de 52,7 A (em 40 Hz) para 69,2 A (em 60 Hz) e, finalmente, para 85,5 A (em 80 Hz), enquanto a fonte de alimentação muda o tempo base ( $t_b$ ) de 21,8 ms para 13,5 ms, e para 9,3 ms, respectivamente.

Observa-se então que a corrente média obtida é maior para maiores valores de frequências utilizadas. Deste modo, quanto maior a frequência de pulso do arco, mais rapidamente o arco se mantém transitando entre os valores de corrente de pico e de base e, conseqüentemente, maior o aporte térmico entregue à poça de fusão no momento da soldagem. Com isso, a velocidade de resfriamento diminui, permitindo uma maior transformação de ferrita em austenita, e, portanto, interferindo negativamente no valor médio obtido para o FN. AghaAli *et al.* (2014) concluíram que o teor de ferrita do 316LSi em soldas com múltiplos passes tende a diminuir conforme ocorre o reaquecimento de áreas de elevadas concentrações de calor, tais como a zona termicamente afetada e a zona fundida. Comparativamente, isso ocorre no atual trabalho, no qual as deposições do 316LSi são reaquecidas e resfriadas a cada 3 minutos. Observa-se, por exemplo, na Tabela 4 que menores valores de FN foram mensurados nas deposições que foram reaquecidas à maiores frequências de arco, tais como os grupos 2, 4, 6 e 8.

Quanto ao  $V_s$ , seu efeito pode estar ligado a uma menor diluição das deposições ao aumentar os valores de  $V_s$ , o que promoveria menor mistura entre camadas (aumentando  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$ ) e favoreceria valores mais elevados de FN. Outro fator que pode promover menor mistura de materiais é a diminuição da penetração entre camadas consecutivamente depositadas ao se aumentar os valores de  $V_s$  (Prabhu; Alwarsamy, 2017), contribuindo assim para valores mais baixos de FN.

O efeito da velocidade de alimentação ( $V_{al}$ ) na obtenção dos valores de teor de ferrita, entretanto, é positivo, em que maiores valores de  $V_{al}$  favorecem a obtenção de maiores valores de FN. Este resultado é semelhante aos obtidos em trabalhos anteriores (Cheng *et al.* 2021). Quando os valores de  $V_{al}$  aumentam, mais volume de matéria-prima é fornecido e, portanto, mais eventos de curto-circuito estarão presentes, diminuindo o aporte térmico e reduzindo a transformação  $\delta \rightarrow \gamma$ , levando a um maior teor de ferrita não transformada para as camadas previamente depositadas (Cheng *et al.* 2021; Wu *et al.* 2019). Isso pode ser explicado de modo análogo à obtido em trabalhos anteriores, no qual maiores velocidades de alimentação fazem com que mais material seja inserido no arco pulsado, ocasionando uma maior troca de calor entre o arco e o arame, obtendo-se, ao final, um depósito mais frio (Sriba; Vogt; Amara, 2018; Cunningham *et al.*, 2019; Derekar *et al.*, 2020).

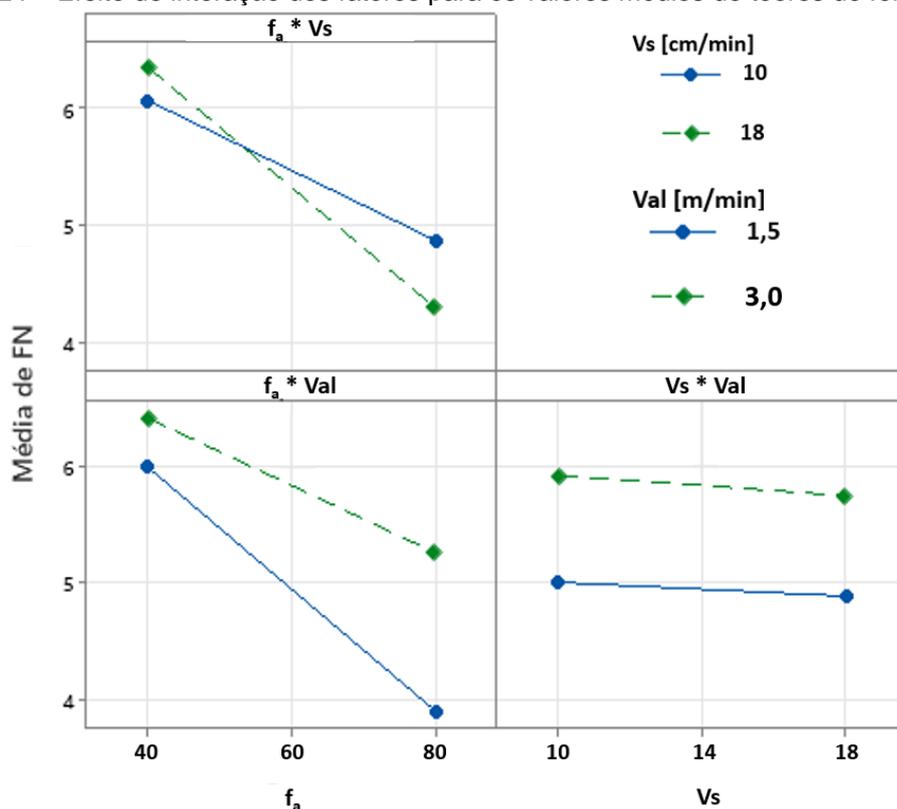
Além disso, comparando diretamente os grupos que diferem apenas nas velocidades de alimentação, tais como os grupos 1 e 5 ( $f_a$  e  $V_s$  de 40Hz e 10 cm/min, respectivamente) os grupos 2 e 6 ( $f_a$  e  $V_s$  de 80Hz e 10 cm/min, respectivamente); os grupos 3 e 7 ( $f_a$  e  $V_s$  de 80Hz e 18 cm/min, respectivamente); os grupos 4 e 8 ( $f_a$  e  $V_s$  de 80Hz e 18 cm/min, respectivamente), observa-se que o teor de ferrita médio aumenta ao elevarmos o valor de  $V_{al}$  de 1,5 m/min para 3,0 m/min. Nestes casos, ao aumentarmos os valores de  $V_{al}$ , o arco pulsado usará mais calor para fundir uma maior quantidade de consumível, resultando em uma diminuição de aporte térmico e, portanto, influenciando em maiores valores de FN (Cheng *et al.*, 2021). Similarmente, outros autores concluíram que menores aportes térmicos resultam em uma maior quantidade de ferrita ao final das deposições (Aghaali *et al.*, 2014; Sriba; Vogt; Amara, 2018).

Pode-se perceber também que mesmo que o efeito dos valores de  $V_s$  sobre os valores médios de ferrita seja negativo, esse efeito não é considerado como relevante no gráfico de Pareto exibido na Figura 22. Entretanto, o aumento da  $V_s$  proporciona um menor aporte térmico pela diminuição do tempo de residência do arco em um mesmo local de depósito. Neste caso, para as deposições, levaria a um resfriamento mais intenso dos depósitos, limitando a transformação  $\delta \rightarrow \gamma$ .

A Figura 24 exibe os gráficos de interação dos fatores para os valores médios de FN. Observa-se, por exemplo, que o efeito negativo da interação entre a frequência e a velocidade de soldagem é mais proeminente em maiores valores de  $V_s$ . Ou seja, para uma mesma velocidade de alimentação, grupos com velocidades de soldagem

iguais a 18 cm/min, que tem frequências de arco de 80 Hz, obtiveram menores valores médios de teor de ferrita do que aqueles que tem frequências de arco de 40 Hz. Isso é verificável ao se comparar os teores de ferrita das amostras 3 e 4, e 7 e 8. De maneira complementar, os efeitos negativos das interações entre a frequência de arco e velocidades de alimentação são mais acentuados para os grupos com menores valores de  $V_a$ . Deste modo, para um mesmo valor de  $V_s$ , grupos com valores de  $V_a$  iguais a 1,5 m/min, que tem frequências de arco de 80 Hz, apresentam menores valores médios de FN do que aqueles que tem frequência de pulso de 40 Hz. Novamente, isso torna-se verificável ao se compararem os teores de ferrita entre as amostras 1 e 2, e 3 e 4. Ainda que pouco negativos, os efeitos combinados da  $V_s$  e da  $V_a$  são semelhantes e não exercem grande influência na obtenção dos valores de FN.

Figura 24 – Efeito de interação dos fatores para os valores médios de teores de ferrita (FN)



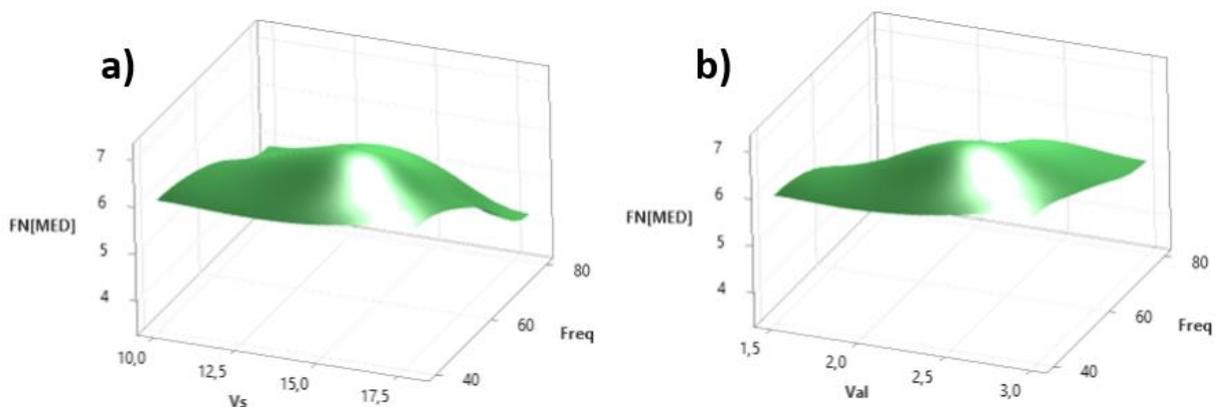
Fonte: Elaboração própria (2024)

O modelo de regressão linear para o valor médio de FN segue a Equação 6, com coeficiente de determinação ( $R^2$ ) igual a 80,25%.

$$\begin{aligned}
 FN[\text{m\u00e9dio}] = & 3,90 + 0,0046Freq + 0,336Vs + 0,86Val \\
 & - 0,00572Freq * Vs - 0,0033 Freq * Val - 0,086Vs \\
 & * Val + 0,00135Freq * Vs * Val + 0,857Pt Ct
 \end{aligned}
 \tag{6}$$

A Figura 25 exibe os gr\u00e1ficos da superf\u00edcie de intera\u00e7\u00e3o entre os fatores de parametriza\u00e7\u00e3o e o valor m\u00e9dio de FN. Observa-se que maiores valores de FN s\u00e3o obtidos ao se utilizarem valores menores de frequ\u00eancia e menores velocidades de soldagem. Entretanto, para a obten\u00e7\u00e3o de valores de FN situados entre 4 e 10, observa-se uma maior quantidade de grupos que fornecem esta resposta. As escolhas das condi\u00e7\u00f5es favor\u00e1veis, por\u00e9m, devem levar em conta os aspectos de acabamento superficial e de maiores raz\u00e3o H/L. A pr\u00f3xima se\u00e7\u00e3o discute sobre a influ\u00eancia desses fatores na obten\u00e7\u00e3o de maiores raz\u00f5es H/L.

Figura 25 – Superf\u00edcie de resposta do teor m\u00e9dio de ferrita (FN) versus a) Frequ\u00eancia e Vs e b) Frequ\u00eancia e Val.



Fonte: Elabora\u00e7\u00e3o pr\u00f3pria (2024)

#### 4.3 Efeito dos par\u00e2metros nos aspectos geom\u00e9tricos e na rela\u00e7\u00e3o altura versus largura (H/L) dos corpos de prova

Os valores de alturas dos corpos de prova podem ser encontrados no Tabela 5. Pode-se observar que os maiores valores de altura m\u00e9dia encontrados foram referentes ao grupo 5, alcan\u00e7ando 34,35 mm. O menor valor m\u00e9dio encontrado foi mensurado no grupo 4, sendo encontrado 16,46 mm. O resultado de maior altura para o grupo 5 \u00e9 condizente com o conjunto de par\u00e2metros utilizados para a deposi\u00e7\u00e3o das camadas, uma vez que este grupo possui valores de frequ\u00eancia ( $f_a = 40$  Hz),

velocidade de soldagem ( $V_s = 10$  cm/min) e velocidade de alimentação ( $V_{al} = 3$  m/min) que favorecem a obtenção de grandes volumes depositados.

Tabela 5 – Valores de altura dos corpos de prova de parametrização

Resposta	Grupo	1º ensaio	2º ensaio	3º ensaio	Média	$\sigma$
Altura (mm)	1	22,80	24,80	23,70	23,80	1,0
	2	21,85	22,59	21,30	21,91	0,6
	3	18,57	18,41	18,54	18,51	0,08
	4	16,93	16,03	16,42	16,46	0,45
	5	36,83	33,45	32,77	34,35	2,18
	6	29,57	29,11	29,57	29,42	0,26
	7	29,11	27,03	27,51	27,88	1,09
	8	24,90	22,84	23,22	23,65	1,10
	PM	23,82	23,69	23,91	23,81	0,11

Fonte: Elaboração própria (2024)

Um valor de  $V_{al}$  de 3 m/min – presente nos grupos 5 ao 8 - promove a entrega de mais arame à poça de fusão quando comparado a 1,5 m/min – utilizados nos grupos 1 a 4. Essencialmente, assumindo que o arame tenha densidade linear constante, para o grupo 5 temos o dobro da quantidade de material depositado quando comparado ao grupo 1. Comparando com o grupo 6, nota-se a redução na altura, sendo coerente com outros grupos em comparação por pares (1-2, 3-4, 5-6, 7-8), onde somente há mudança na frequência.

Portanto, observa-se que o aumento da frequência produz a redução na altura. Junto a isso, tem-se que o valor de  $V_s$  de 10 cm/min, promove o aumento na altura devido à redução na velocidade de locomoção da tocha e, deste modo, depositando um maior volume de material em uma mesma região do cordão. Entretanto, os aspectos visuais dessa condição paramétrica do grupo 5 aparentaram bastante irregularidades geométricas e baixa homogeneidade linear de deposição, além de apresentar uma quantidade de respingos considerável. Na Figura 26, é possível verificar o formato convexo das deposições, sobretudo no início e no fim de cada camada. Este aspecto não é desejável, pois diminui o comprimento e área útil de deposição, além de possuir menor previsibilidade de região alocada para camadas subsequentes (Wu *et al.*, 2018; Jin *et al.*, 2020; Reisch *et al.*, 2020; Chen *et al.*, 2021).

Figura 26 – Perfil lateral dos corpos de prova do grupo 5 e grupo 4



Fonte: Elaboração própria (2024)

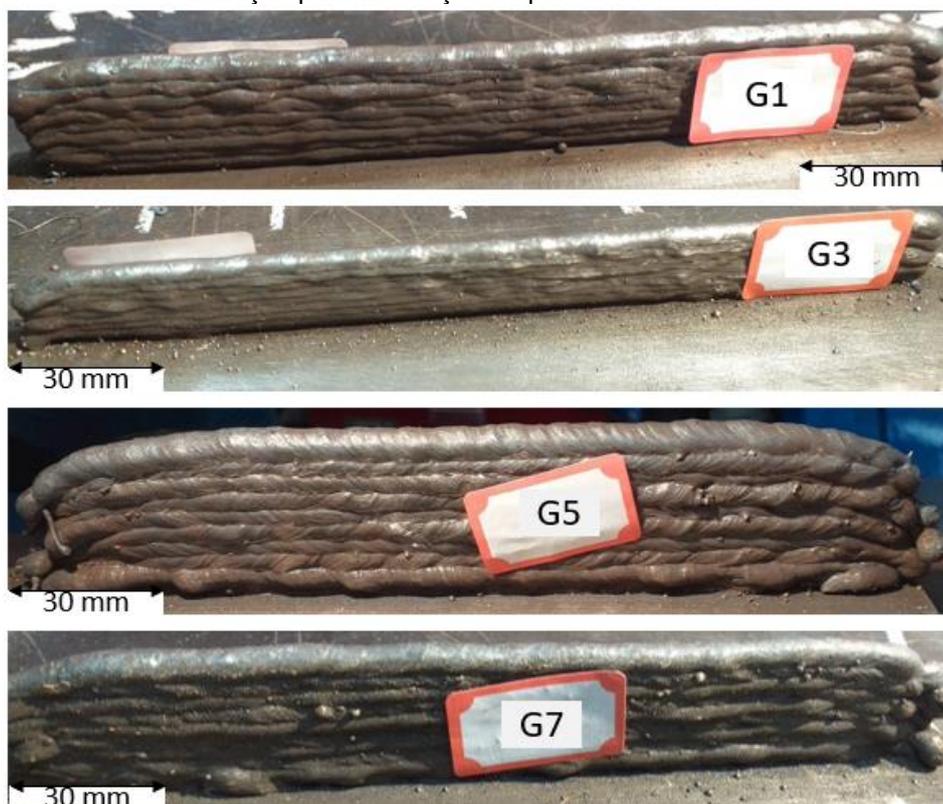
Em contraste com a deposição do grupo 5, na Figura 26 também pode ser observado o formato mais linear das deposições do grupo 4. As condições paramétricas dos grupos 4 resultaram em uma soldagem com poucos respingos em todos os experimentos conduzidos, incluindo em suas duplicatas e triplicatas. Como já se conhece, segundo Scotti e Polmonarev (2008) e Suban e Tušek (2003), os respingos influenciam negativamente nas deposições realizadas. Não somente por diminuírem a qualidade superficial dos cordões, mas também por serem pontos de concentração de trincas e regiões preferenciais de início de corrosão. Além disso, as deposições com muitos respingos acabam diminuindo a eficiência energética de deposição, uma vez que os respingos são parte do arame que não se depositaram no substrato ou nas deposições anteriores (Suban; Tušek, 2003).

Ademais, observou-se visualmente que a presença de uma grande quantidade de respingos ocorreu em todos os grupos que utilizaram o valor de frequência de arco de 40 Hz. Além do que já foi discutido sobre o efeito da frequência no tamanho da gota e, conseqüentemente, na estabilidade das deposições (seção 4.1), Scotti e Polmonarev (2008) afirmam que apesar de um baixo valor de frequência estar associado a um efeito pinça (do inglês *pinch effect*) mais pronunciado, um valor de frequência de arco menor faz com que o arame-eletrodo chegue mais frio na poça de fusão e, ao acender o arco, as gotas metálicas formadas sejam rapidamente aquecidas e fundidas via curto-circuito, aumentando drasticamente a sua energia térmica, o que resulta em um destacamento mais severo de modo a projetar gotas para fora da poça. De acordo com Suban e Tušek (2003), a quantidade de respingos gerada está intimamente associada à estabilidade do arco e, por conseqüência,

relacionadas à soldagem. Neste caso, a quantidade de respingos está também relacionada à estabilidade do arco na MADA.

Segundo ainda Suban & Tušek (2003), os respingos gerados aumentam o custo de produção e aumentam o tempo de limpeza interpasse. Portanto, as parametrizações dos grupos 1, 3, 5 e 7 oferecem condições de depósitos que influenciam negativamente no tempo de fabricação, no aspecto visual qualitativo dos cordões e na estabilidade do processo. A Figura 27 ilustra comparativamente os corpos de provas dos grupos 1, 3, 5 e 7.

Figura 27 - Comparação entre o acabamento superficial dos grupos 1, 3, 5 e 7 não favoráveis à utilização para fabricação da parede multicamadas



Fonte: Elaboração própria (2024)

Adicionalmente, os corpos de prova correspondentes ao grupo de ponto médio também apresentaram muitos respingos durante as deposições sucessivas e alternadas. De modo contrário, os grupos 2, 4, 6 e 8, os quais possuem valores de frequência de arco de 80 Hz, apresentaram bastante estabilidade de arco e poucos respingos. Nos experimentos envolvendo as duplicatas e triplicatas das condições 6 e 8 houve uma notável ausência de respingos e um arco elétrico estável em termos

visuais e acústicos, notando-se um aspecto regular para as transferências metálicas destas condições

Nestes casos, para os grupos 2, 4, 6 e 8, valores de frequência de arco maiores favoreceriam no destacamento das gotas, por diminuir o diâmetro da gota metálica e por promover uma constrição mais frequente no arame-eletrodo no instante em que o arco se apresenta com valores de  $I_p$  (Dos Santos; Pistor; Gerlich, 2017b). Portanto, as condições paramétricas de soldagem desses grupos apresentam-se como favoráveis à utilização para fabricação de componentes via MADA por GMAW-P.

De maneira complementar, a Tabela 6 mostra os valores das larguras médias dos corpos de prova de parametrização.

Tabela 6 – Valores de largura média dos corpos de prova de parametrização

Resposta	Grupo	1º ensaio	2º ensaio	3º ensaio	Média	$\sigma$
Largura (mm)	1	7,15	6,93	6,85	6,98	0,16
	2	7,69	7,47	7,55	7,57	0,11
	3	5,44	5,24	5,22	5,30	0,12
	4	5,54	5,79	5,61	5,65	0,13
	5	8,41	9,16	9,10	8,89	0,42
	6	10,62	10,92	10,91	10,81	0,17
	7	6,00	6,57	6,15	6,24	0,30
	8	8,09	8,10	8,04	8,08	0,03
	PM	7,93	7,87	7,62	7,80	0,16

Fonte: Elaboração própria (2024)

É possível notar que o grupo 6 apresenta os maiores valores de largura média com 10,81 mm, enquanto o grupo 4 apresenta os menores, possuindo 5,65 mm. Adicionalmente, a aparência superficial das deposições do grupo 6 foi satisfatória, como mostrado na Figura 28, não apresentando grande quantidade de respingos.

Figura 28 – Aspectos visuais do corpo de prova de parametrização do grupo 6



Fonte: Elaboração própria (2024)

Na Tabela 7, estão apresentados os valores da relação altura/largura (H/L) para os grupos de parametrização. Pode-se observar que o grupo 7 apresenta o maior valor de H/L, sendo este de 4,48. Contrariamente, o grupo 6 apresenta os menores valores registrados para a razão H/L. Em comparação com o grupo 7, o grupo 6 possui um valor de largura média bem maior, influenciando em um menor valor para a razão H/L, mesmo que os 2 grupos tenham o mesmo valor de Val. Em geral, uma menor frequência de arco produz um arco mais frio enquanto o aumento de Vs gera menor aporte térmico. Tudo isto leva a uma poça de fusão menor, favorecendo a manutenção da altura das camadas depositadas em detrimento de suas larguras (Adebayo; Mehnen; Tonnellier, 2014). Entretanto, um arco elétrico com menor frequência acaba possuindo menor temperatura para a fusão do arame e conseqüentemente, favorece a obtenção de respingos e comprometem a integridade dos cordões depositados (Suban; Tušek, 2003; Dos Santos; Pistor; Gerlich, 2017b). Com relação a velocidade de alimentação, o efeito não é claro, pois para algumas condições H/L aumenta, como acontece ao comparar os grupos 1-5 e 3-7, enquanto em outros diminui, como no caso dos grupos 2-6.

Ao observar novamente a Tabela 7, pode-se perceber que a razão H/L do grupo de experimentos 6 ainda são menores do que os valores mensurados nos grupos 2 e 8. Isso ocorreu devido aos valores médios das larguras dos grupos 2 e 8 serem menores que as larguras médias registradas para o grupo 6. Comparando-se o grupo

2 com o grupo 6, nota-se a influência do valor de Val menor (1,5 m/min) daquele em comparação com este (3 m/min), resultando em uma maior quantidade de material sendo fundido e depositado ao longo dos experimentos do grupo 6. De maneira suplementar, durante a deposição via arco pulsado, Sun *et al.* (2015) concluíram que maiores valores de Val promovem maior regularidade de transferências de gotas e possibilitam a formação de gotas de maior tamanho, algo que explicaria o maior valor médio absoluto de largura encontrado para o grupo 6.

Tabela 7 – Valores de razão altura/largura (H/L) dos corpos de prova de parametrização

Resposta	Grupo	1º ensaio	2º ensaio	3º ensaio	Média	$\sigma$
H/L	1	3,19	3,58	3,47	3,42	0,20
	2	2,84	3,02	2,82	2,89	0,11
	3	3,41	3,51	3,55	3,49	0,07
	4	3,06	2,77	2,92	2,92	0,14
	5	4,38	3,65	3,60	3,88	0,44
	6	2,78	2,67	2,71	2,72	0,06
	7	4,85	4,11	4,47	4,48	0,37
	8	3,08	2,82	2,89	2,93	0,13
	PM	3,00	3,01	3,14	3,05	0,07

Fonte: Elaboração própria (2024)

De acordo ainda com a Tabela 3, na seção 3.2, as condições de soldagem do grupo 8 se deram com uma velocidade de soldagem maior que as conduzidas pelo grupo 6. Devido ao comprimento das deposições de parametrização ser de 180 mm, os experimentos do grupo 6 e do grupo 8 foram conduzidos, respectivamente, em 1,8 min (108 segundos) e 1,0 min.

Neste caso, o menor tempo de deposição do grupo 8 implica em uma maior velocidade de fabricação, favorecendo a sua utilização devido à possibilidade de ofertar um menor tempo de manufatura para os componentes de aço 316LSi. Adicionalmente, maiores valores de Vs implicariam em menores larguras das camadas depositadas, pois a quantidade de material depositado é menor por comprimento total do cordão. Segundo Adebayo (2013) e Adebayo, Mehnen e Tonnellier (2014), maiores velocidades e, conseqüentemente, menores valores de aportes térmicos, promoveria a obtenção de juntas com temperaturas menores na poça de fusão, resultado em uma maior viscosidade de metal líquido. Uma menor viscosidade, então, seria determinante na obtenção de cordões mais estreitos (Adebayo, 2013; Adebayo; Mehnen; Tonnellier, 2014; Ikram; Chung, 2022).

Além disto, os valores de aporte térmico dos grupos, exibidos na Tabela 8, mostram que, entre os grupos 6 e 8, as deposições feitas nos experimentos do grupo 8 forneceram o menor aporte térmico. Devido ao efeito de pré-aquecimento das primeiras camadas depositadas, de acordo com Cunningham *et al.* (2019), condições de fabricação que ofereçam menores valores de aporte térmico previnem colapsos termicamente induzidos das camadas que serão depositadas subsequentes, uma vez que o efeito de condução térmica do substrato se torna menos preponderante. Portanto, um menor aporte térmico contribui com menos distorções geométricas e favorece a manutenção do crescimento da estrutura com deposições subsequentes (Cunningham *et al.*, 2019).

Tabela 8 – Valores de aporte térmico dos corpos de prova de parametrização

Resposta	Grupo	1º ensaio	2º ensaio	3º ensaio	Média	$\sigma$
APORTE TÉRMICO (kJ/mm)	1	0.58	0.57	0.57	0.57	0.01
	2	1.04	1.03	1.04	1.04	0.01
	3	0.32	0.32	0.32	0.32	0.00
	4	0.58	0.60	0.60	0.59	0.01
	5	0.66	0.73	0.73	0.71	0.04
	6	1.02	1.03	1.03	1.03	0.01
	7	0.38	0.41	0.42	0.40	0.02
	8	0.58	0.58	0.58	0.58	0.00
	PM	0.60	0.61	0.62	0.61	0.01

Fonte: Elaboração própria (2024)

A Figura 29 mostra um dos corpos de prova do grupo 8 ao lado de um corpo de prova do grupo 7, podendo-se notar a diferença de acabamento superficial entre estes, ressaltando o aspecto convexo proeminente no começo e ao fim das deposições para o grupo 7. Este baixo acabamento superficial das soldagens do grupo 7 pode também estar atribuído à deposição irregular das primeiras camadas. Geng *et al.* (2017) concluíram que a primeira camada de deposição influencia intensamente o aspecto geométrico das deposições subsequentes, uma vez que estas tenderão a se acomodar e a ser orientar em função das ondulações e características geométricas das primeiras camadas. A severidade das discontinuidades obtidas nas deposições iniciais pode se acumular e afetar negativamente a possibilidade de obtenção de camadas consolidadas e, por consequência, suas integridades estruturais (Geng *et al.*, 2017). A geração excessiva de respingos e a baixa qualidade da superfície surgem de aportes térmicos menores que, por sua vez, provêm dos parâmetros de deposição.

Por exemplo, condições de deposição que oferecem aporte térmico extremo são mais propensas a grandes distorções geométricas e baixa qualidade da superfície devido ao aquecimento excessivo da poça de fusão, enquanto condições de aporte térmico insuficientes levam a respingos excessivos e consolidação inadequada das camadas (Chen *et al.* 2021; Wu *et al.* 2018). Deste modo, evidencia-se que a qualidade da superfície e a geração de respingos podem ser alteradas controlando o aporte térmico através da modificação dos parâmetros operacionais ao longo do processo de deposição.

Figura 29 – Aspecto superficial dos corpos de prova dos grupos 7 e 8 com as vistas – a) lateral e b) superior



Fonte: Elaboração própria (2024)

Dos Santos, Pistor e Gerlich (2017a) afirmam que uma das principais preocupações na utilização do process GMAW-P é a manutenção de uma boa relação entre o aumento de produtividade, o qual está intrinsecamente relacionado com o tempo de fabricação e o acabamento superficial das camadas depositadas e o menor aporte térmico possível (Dos Santos; Pistor; Gerlich, 2017a). Desta maneira, pode-se observar que os parâmetros do grupo 8 conseguem proporcionar resultados que melhor balanceiam produtividade e aporte térmico.

Ainda em relação à Tabela 8, é possível notar que o grupo 2 e o grupo 6 possuem valores similares de aporte térmico, mesmo que os valores de Val em ambos

sejam distintos. Esta similaridade também se repete para os grupos 4 e 8. Isto pode ser explicado pelo fato de o aporte térmico somente depender da tensão, da corrente (neste caso, corrente média para o arco pulsado) e velocidade de soldagem, de acordo com a Equação 1.

Entretanto, as eficiências térmicas para os grupos 2 e 6, e 4 e 8 são as mesmas, pois trata-se do mesmo processo. Ou seja, pôde-se obter características distintas de altura e largura em grupos que utilizam valores similares de aporte térmico. Entretanto, aqueles grupos que proporcionam menores valores de aporte térmico, tais como os grupos 4 e 8, são mais indicados para serem utilizados na MADA via arco pulsado devido a estarem associados a menores valores de temperaturas e provocarem menores distorções geométricas (Geng *et al.*, 2017; Luo *et al.*, 2018).

A Figura 30 exibe os corpos de prova provenientes dos grupos 2, 4, 6 e 8 para efeitos de comparação.

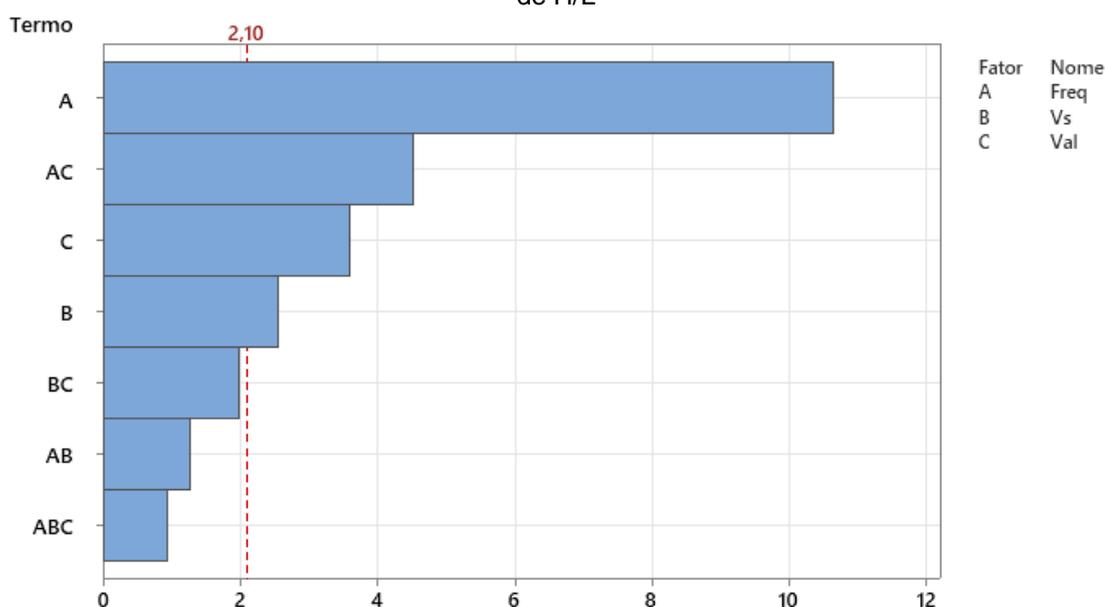
Figura 30 – Comparação entre o acabamento superficial dos grupos 2, 4, 6 e 8 favoráveis à utilização para fabricação do corpo de ensaio



Fonte: Elaboração própria (2024)

De acordo com os parâmetros escolhidos, pode-se observar os efeitos da velocidade de soldagem, velocidade de alimentação e frequência na relação H/L exibidos na Figura 31. Na mesma figura, pode-se notar o efeito predominante da frequência de arco na relação H/L. Observa-se também que o efeito da frequência é maior que o dobro do efeito combinado da velocidade e frequência. De modo secundário, verifica-se o efeito combinado da  $f_a$  e da Val e, posteriormente, o efeito isolado da Val. Por último, o menor efeito a influenciar na obtenção dos valores da relação H/L é o valor de Vs. Contrariamente, observa-se que não há um efeito significativo dos outros fatores combinados. Este resultado mostra que, para a relação H/L os fatores isolados influenciam mais, ou possuem maior peso, do que a maioria dos efeitos combinados.

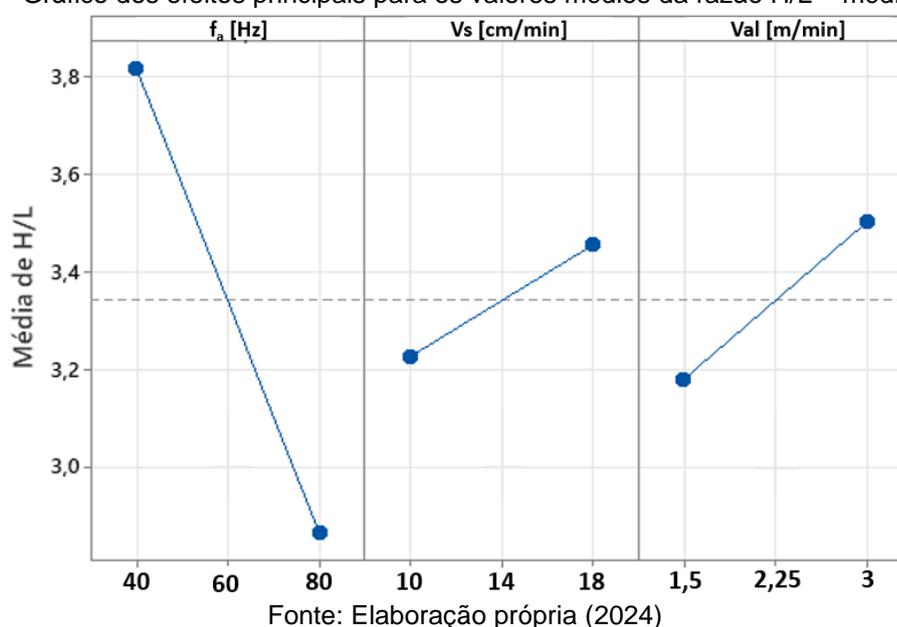
Figura 31 – Efeitos da frequência, velocidade de soldagem e velocidade de alimentação nos valores de H/L



Na Figura 32, pode-se ter uma noção do tipo de efeito, seja positivo, negativo ou neutro, que cada fator possui na obtenção dos valores de razão H/L. É possível notar que, o efeito é negativo para a frequência de arco. Ou seja, quanto maior a frequência de arco menor a razão H/L obtida. Uma razão para isto seria justamente o fato de que a frequência de arco está intrinsecamente relacionada ao tempo de arco aberto (Dos Santos; Pistor; Gerlich, 2017a; Xue *et al.*, 2019; Chen *et al.*, 2019; Zhai *et al.*, 2020; Xie; Xue; Ren, 2020).

Quanto maior a frequência da corrente de arco, maior será o tempo de arco aberto e, portanto, maior será o aporte térmico e a taxa de fusão entregue às camadas previamente depositadas. Por sua vez, este aporte térmico mais intenso está associado a maiores temperaturas da poça de fusão e das camadas pré-depositadas, contribuindo para uma maior molhabilidade da poça de fusão e diminuindo a tensão superficial do metal líquido, favorecendo a obtenção de um cordão mais largo e menos convexo. Além disso, um maior valor de aporte térmico faz com que a camada posteriormente depositada penetre mais na camada previamente depositada, diminuindo ainda mais a altura das camadas subsequentes.

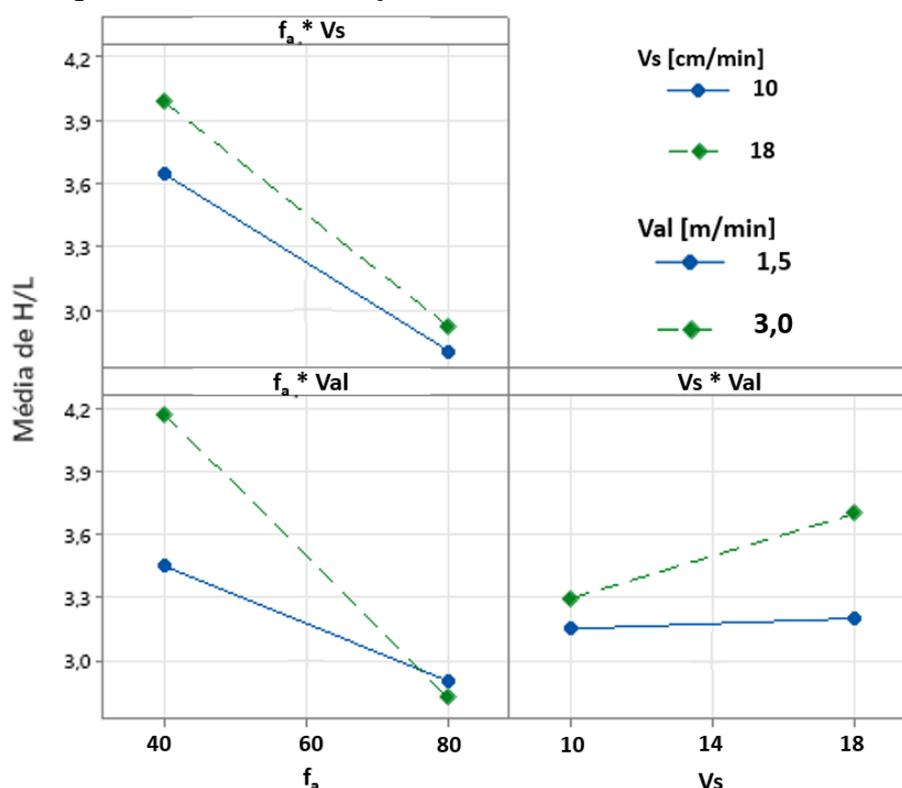
Figura 32 – Gráfico dos efeitos principais para os valores médios da razão H/L – médias ajustadas



Ainda na Figura 32, é possível observar os efeitos positivos dos valores de  $V_s$  e dos valores de Val. Ambos fazem com que os seus aumentos proporcionem em uma maior razão H/L. Para a  $V_s$ , é possível relacionar que maiores valores desta resultam em menores valores de aportes térmicos e, deste modo, contribuem para que o arco não aqueça tanto o substrato prévio, diminuindo o tempo de permanência em cada localidade da camada previamente depositada, reduzindo a largura dos depósitos, pois há um menor tempo disponível para que o metal líquido se expanda lateralmente antes de sua solidificação. No caso da Val, é possível relacionar que um maior valor de Val proporciona um maior compartilhamento de calor entre o arame-eletrodo e as camadas pré-depositadas, fazendo com que o aporte térmico diminua e obtenha-se um cordão com alturas maiores e larguras menores.

A Figura 33 exibe o efeito da frequência associado a  $V_s$  e a  $Val$ , bem como o efeito da interação entre  $V_s$  e  $Val$ . É possível verificar que o efeito da frequência para valores de  $Val$  de 3m/min é mais pronunciado do que para 1,5 m/min. Além disso, este efeito combinado é negativo. Ou seja, para um mesmo valor de  $Val$ , maiores valores de frequência influenciam em menores valores da razão  $H/L$ , sendo este mais notável nos grupos que tem  $Val$  iguais a 3m/min. Este resultado pode ser verificável com a comparação entre os resultados dos grupos 7 e 8. De maneira similar, este efeito pode ser explicado novamente pela repartição de calor entre o arame-eletrodo e o substrato ou camadas previamente depositadas.

Figura 33 – Efeito da interação dos fatores nos valores médios de  $H/L$



Fonte: Elaboração própria (2024)

Para Cadiou *et al.* (2020), os resultados de simulações computacionais para a MADA, utilizando GMAW-P, mostraram que, em relação as camadas previamente depositadas, a principal fonte de energia, que contribui para o aumento de temperatura da poça de fusão, advém das gotas fundidas que se chocam com as camadas previamente depositadas e não do plasma do arco elétrico. De modo que o a camada previamente depositada tem sua fusão consolidada no momento de choque com a gota metálica descendente. Este impacto da gota metálica mais quente nas

camadas pré-depositadas, ou no substrato, provocaria um fluxo convectivo de calor para poções mais inferiores da poça de fusão, aumentando deste modo a penetração do cordão depositado (Hu; Tsai, 2007; Cadiou *et al.*, 2020). Portanto, para velocidades de alimentação maiores (3 m/min), o efeito combinado de maiores valores de frequência de arco (80 Hz) está associado à obtenção de menores valores de alturas devido a maiores penetrações dos cordões que foram depositados com maior energia térmica.

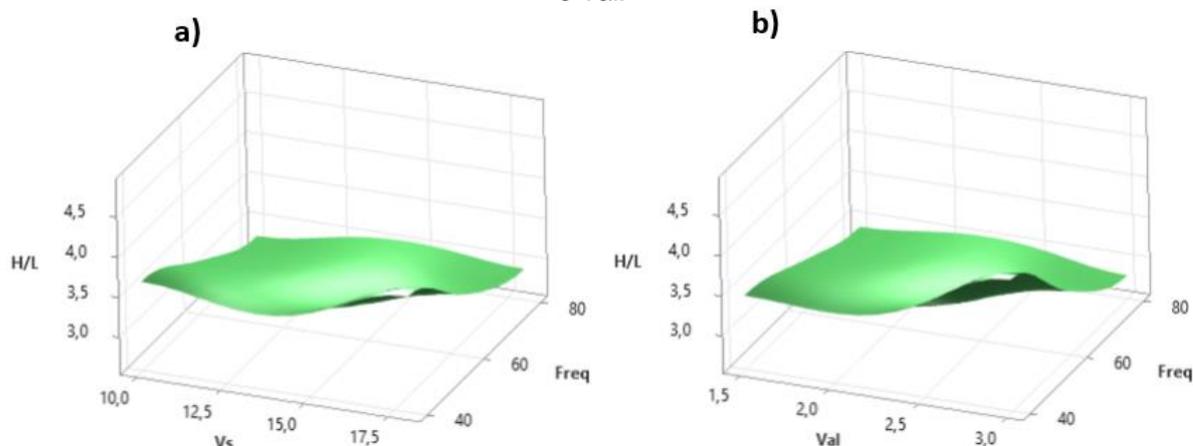
De modo oposto, o efeito combinado da  $V_s$  e da  $Val$ , para uma mesma frequência, influenciam positivamente na obtenção de paredes com maiores razões de H/L ao aumentarmos o valor de  $V_s$  de 10 para 18 cm/min. Entretanto, é válido salientar que estes efeitos combinados são maiores nos grupos que tenham  $Val$  iguais a 3 m/min, tais como os grupos 5, 6, 7 e 8.

O modelo de regressão linear para a razão H/L segue a Equação 7, com coeficiente de determinação ( $R^2$ ) igual a 90,11%.

$$\begin{aligned}
 H/L = & 3,74 - 0,0058Freq - 0,091Vs + 0,015 Val \\
 & + 0,00088 Freq * Vs - 0,0036 Freq * Val \\
 & + 0,0718Vs * Val - 0,000703Freq * Vs * Val \\
 & - 0,290Pt Ct
 \end{aligned} \tag{7}$$

A Figura 34 traz os gráficos de superfície de interação dos fatores utilizados com a resposta de razão H/L. É possível visualizar que ao se desejar maiores razões H/L, devemos priorizar valores de  $V_s$  e  $Val$  que sejam máximos, mas com valores mínimos de frequências. Entretanto, é válido observar que este resultado não está atrelado à qualidade do acabamento superficial e geométrico do cordão, pois menores valores de frequências, para este caso, promovem a instabilidade de soldagem devido à elevada quantidade de respingos.

Figura 34 – Superfície de resposta do valor médio de H/L versus a) Frequência e Vs e b) Frequência e Val.



Fonte: Elaboração própria (2024)

Portanto, uma comparação com o aspecto superficial das deposições com os resultados encontrados pelo delineamento de experimentos deve ser feita ao se obter as respostas finais de maximização da razão H/L. Neste caso, considerou-se que os maiores valores de Vs e Val são melhores agrupados com valores de frequência de 80 Hz.

Conseqüentemente, tendo em vista a comparação entre os aspectos geométricos e valores de aportes térmicos obtidos ao final do delineamento de experimentos, foram selecionados os grupos 2, 4, 6 e 8 como condições favoráveis para fabricação da estrutura multicamadas.

Concomitantemente, a maior parte dos grupos que operaram com estes valores de frequência obteve valores de FN no intervalo estabelecido, estando, portanto, dentro do intervalo de critério para pré-seleção.

Tabela 9 – Médias das características dos grupos que forneceram resultados favoráveis para fabricação da parede multicamadas – grupos 2, 4, 6 e 8

Grupos	FN	H (mm)	L (mm)	H/L	Aporte térmico (kJ/mm)
2	4,3	21,9	7,6	2,9	1,04
4	3,5	16,5	5,6	2,9	0,59
6	5,5	29,4	10,8	2,7	1,03
8	5,0	23,6	8,1	2,9	0,58

Fonte: Elaboração própria (2024)

A partir da Tabela 9 pode-se relacionar os valores das características geométricas obtidas e dos aportes térmicos com os teores de ferrita mensurados pelo

para os corpos de provas dos grupos favoráveis. É possível visualizar, por exemplo, que o menor valor de FN foi obtido pelo grupo 4. Já o maior valor de FN foi mensurado pelo grupo 6. Para comparação, mesmo com aportes térmicos distintos, os grupos 6 e 8 obtiveram valores aproximados de FN. Este resultado é similar ao obtido por Wen *et al.* (2020), no qual os autores concluíram que o teor de ferrita para diferentes valores de aportes térmicos pode ser similar.

Nos grupos 2 e 4, os valores mensurados respectivos de 4,3 e 3,5 de FN para estes corpos de provas não são desejáveis devido às proximidades com o valor mínimo de 4 FN, necessário para evitar o trincamento a quente durante a solidificação, além de promover uma solidificação do tipo AF (austenita-ferrita) ao invés de FA (ferrita-austenita) (Korinko; Malene, 2001).

Adicionalmente, é sabido que pequenas quantidades de enxofre e fósforo durante a solidificação de aços inoxidáveis da série 300 podem levar às trincas de solidificação em casos em que o teor de ferrita aponte para estruturas de solidificação primárias do tipo austenita (solidificação de modo AF ou A). Para o arame ER316LSi utilizado no trabalho, o teor máximo de enxofre somado ao teor máximo de fósforo regulado pela norma ISO 14343 (2017) é igual 0,06 wt%, indicando que há uma maior probabilidade de ocorrências de trincas a quente nos grupos paramétricos experimentais que possuem um menor valor de FN (Brooks; Lippold, 1993; Kotecki, 1997).

Deste modo, considerando a influência dos fatores nos valores de teor de ferrita mensurados e nos valores máximos da razão H/L para o arame ER316LSi, os grupos 6 e 8 são os mais favoráveis à utilização para fabricação do corpo de ensaio, sendo, portanto, considerados pré-selecionados.

#### 4.4 Valores de microdureza Vickers encontrados para os grupos pré-selecionados.

Os valores de microdureza Vickers  $HV_{0,3/15}$  encontrados para as condições pré-selecionadas podem ser visualizados na Tabela 10. Essencialmente, maiores valores de microdureza foram mensurados para os corpos de provas referentes ao grupo 8, obtendo-se  $195,3 \pm 1,3 HV_{0,3/15}$ . O menor valor médio encontrado é correspondente ao grupo 6, sendo encontrado  $181,8 \pm 0,8 HV_{0,3/15}$ .

Tabela 10 – Valores de dureza Vickers HV<sub>0,3/15</sub> dos grupos pré-selecionados

Grupo	1º ensaio	2º ensaio	3º ensaio	Média	$\sigma$
6	182,2	180,9	180,4	181,8	0,8
8	194,7	194,1	197,1	195,3	1,3

Fonte: Elaboração própria (2024)

De modo contrário, os grupos que obtiveram maior aporte térmico apresentaram menores valores de dureza. Conforme identificado por Lippold e Kotecki (2005), as interfaces entre as fases ferrita e austenita dificultam o movimento de discordâncias e trincas, uma vez que a região interfacial não é plana, mas sim sinuosa. Ao se obter uma menor quantidade de ferrita, proveniente de condições de maior aporte térmico, tem-se então uma menor dureza associada. Os resultados de microdureza obtidos demonstram similaridade com a literatura de utilização da MADA com o aço 316L. Todos os valores médios obtidos de microdureza são maiores que os encontrados para o 316L em rotas de fabricação tradicionais, tais como a prensagem à quente (176 HV<sub>0,3/15</sub>) e a fundição (165 HV<sub>0,3/15</sub>), mas menores que os valores obtidos por fusão seletiva a laser (229 HV<sub>0,3/15</sub>) (Bartolomeu *et al.*, 2017). Além disso, os valores de dureza de qualquer grupo pré-selecionado deste trabalho são maiores que os encontrados em trabalhos anteriores que também utilizaram o 316L em processos similares ao GMAW-P (Queguineur *et al.*, 2018; Wang; Xue; Wang, 2019).

#### 4.5 *Fabricação da parede multicamadas para avaliação das propriedades mecânicas, metalúrgicas e de resistência à corrosão*

Ao se verificar no programa Minitab® que as respostas desejadas são tais que os valores de razão altura/largura (H/L) devem ser os maiores possíveis e que, ao mesmo tempo, os valores de teores de ferrita devem obedecer ao intervalo  $4 \leq FN \leq 10$ , obtendo-se os menores valores de aporte térmico para as deposições, podemos obter a condição otimizada para fabricação da parede multicamadas. Ao selecionar as respostas otimizadas obteve-se a Tabela 11.

Tabela 11 – Otimização do design de experimentos com soluções hierárquicas para as respostas de máximo valor de H/L e valores de FN maiores que 4

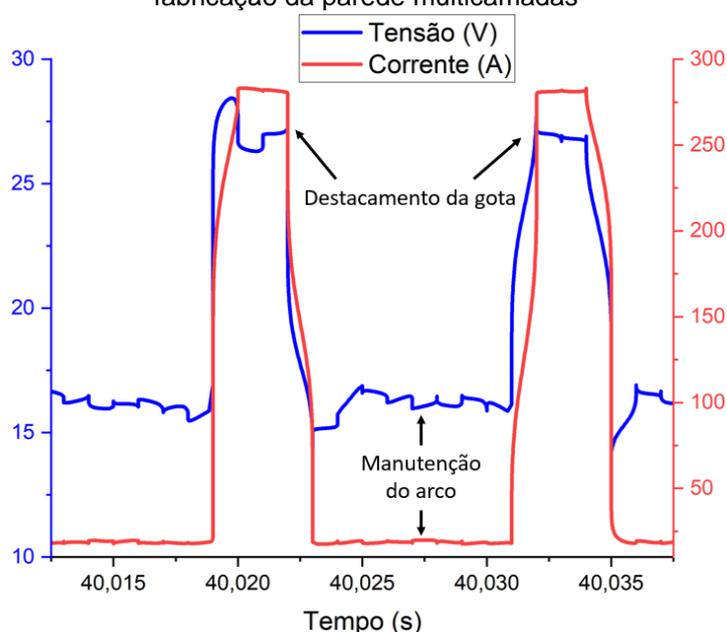
Soluções (ordem)	Grupo	Frequência (Hz)	Vs (cm/min)	Val (m/min)	$4 \leq FN \leq 10$	H/L (máximo)	Aporte térmico (mínimo)
1º	8	80	18	3,0	5,04	2,93	0,58
2º	6	80	10	3,0	5,48	2,72	1,03

Fonte: Elaboração própria (2024)

De acordo com a Tabela 11, o grupo 8 é o que fornece respostas otimizadas para a fabricação da estrutura multicamadas que servirá para a avaliação de resistência mecânica e de resistência à corrosão. Deste modo, prosseguiu-se o experimento para fabricar a parede multicamadas utilizando os parâmetros do grupo 8.

Os valores instantâneos de tensão e corrente, podem ser visualizados na Figura 35. É possível notar que os momentos de maiores valores de corrente e tensão ocorrem de maneira simultânea e periódica, assim como os valores de mínima tensão e mínima corrente. Estes momentos correspondem, respectivamente, ao destacamento da gota para a poça de fusão e a manutenção do arco aceso. Derekar *et al.* (2020) comentam que, enquanto o processo CMT funciona de modo a extinguir completamente o arco através do curto-circuito, o processo GMAW-P opera de modo a manter o arco aceso entre os máximos valores de corrente e tensão.

Figura 35 – Aquisição de sinais instantâneos de corrente e tensão para a condição otimizada de fabricação da parede multicamadas



Fonte: Elaboração própria (2024)

Além disso, é possível perceber a regularidade de transferência metálica pulsada para a poça de fusão. Como Scotti e Ponomarev (2008) e Scotti, Ponomarev e Lucas (2012) discutem, o processo de transferência metálica por spray controlado se dá de maneira que, em milissegundos ( $t_p = 3,2$  ms), atingem-se valores de tensão e de corrente associadas à transferência por spray no processo GMAW convencional. Entretanto, devido à drástica redução da tensão e corrente durante o tempo de base ( $t_b = 9,3$  ms), o arco tende a esfriar e a se concentrar nas localidades próximas à ponta do arame parcialmente fundido (Scotti; Ponomarev, 2008). Isso faz com que se obtenha uma transferência metálica, que é semelhante à spray, com menor aporte térmico e mais controlada, devido a estabilidade do processo e pelo fato do destacamento da gota depender dos parâmetros de pulso.

Ademais, é possível perceber que a cada 12,5 ms ( $f_a = 80$  Hz), há a transferência de uma gota para poça de fusão, de modo que há uma diminuição e aumento consecutivo dos valores de tensão do arco, respectivamente, relacionados ao crescimento e, posteriormente, ao destacamento da gota metálica. A estabilidade também pode ser conferida ao se verificarem os valores de tensão ao longo do processo de deposição. Uma vez que os valores de tensão não tendem a zero, mas sim a um valor fixo de aproximadamente 16 V, pode-se entender que não houve transferência por curto-circuito durante a deposição do arame, mesmo com a utilização de valores de tensão (22,5 V) próximos aos reportados para transferência por contato direto.

Na Figura 36 é possível verificar a estrutura multicamadas (parede) fabricada por MADA via GMAW-P, composta por 74 camadas.

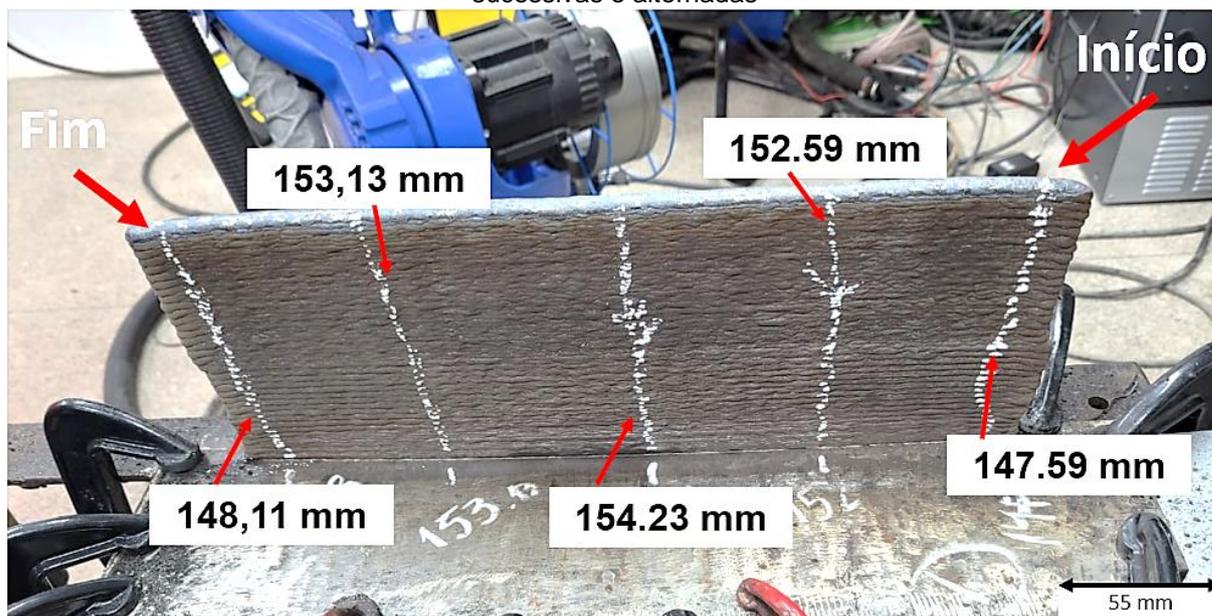
Figura 36 – Corpo de ensaios fabricado com 74 camadas sucessivas e alternadas



Fonte: Elaboração própria (2024)

As alturas mensuradas para a parede multicamadas podem ser verificadas na Figura 37. A estrutura apresentou altura média de  $151,1 \pm 3,0$  mm. De acordo com os valores da Figura 37, nota-se uma parcela mais elevada da parede depositada, localizada na sua região central. Este resultado, os quais estão associados ao comportamento da estabilização do arco elétrico, está relacionado ao formato convexo das deposições, que tendem a diminuir a altura das deposições no início e no final do processo e manter a altura das regiões mais centrais das deposições (Cunningham *et al.*, 2018; Wu *et al.*, 2018; Chen *et al.*, 2021).

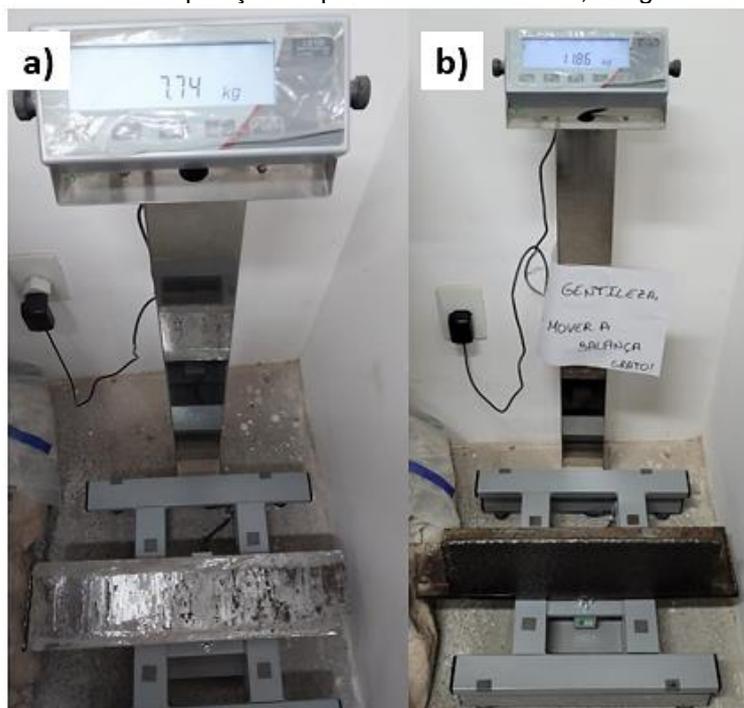
Figura 37 – Parede multicamadas com medidas de alturas mensuradas ao final das 74 deposições sucessivas e alternadas



Fonte: Elaboração própria (2024)

Pode-se notar que o comprimento e a altura média da deposição multicamadas foram maiores do que aqueles alcançados em trabalhos anteriores (Palmeira Belotti *et al.* 2022; Gowthaman; Jeyakumar; Sarathchandra, 2023; Vora *et al.* 2022). Adicionalmente, pode-se constatar a estabilidade estrutural global da parede por não apresentar camadas colapsadas e possuir uma continuidade geométrica das camadas depositadas. Além disso, ocorreu uma deposição uniforme ao longo de todo o processo refletindo também a estabilidade paramétrica do grupo otimizado de fatores, resultando em aproximadamente 4,12 kg de corpo metálico destinado à fabricação de componentes de aço 316L de grande porte. Os valores das massas do substrato e do corpo de ensaio depositado podem ser observados a partir da Figura 38. A partir da massa de arame ER 316LSi utilizado (4,26 kg), a eficiência de deposição é calculada em 96,71%, com perda de material de adição de apenas 0,14 kg ou 140 g.

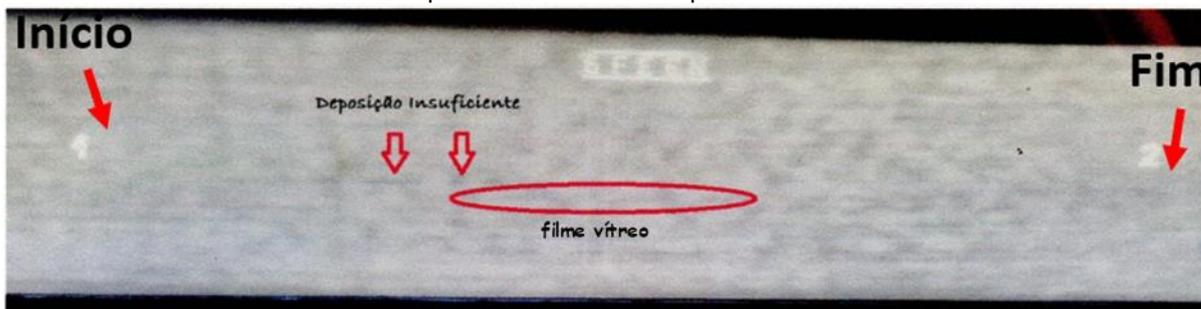
Figura 38 – Registro do peso do substrato – a) antes das deposições das 74 camadas e b) depois das deposições – peso mensurado de 4,12 kg.



Fonte: Elaboração própria (2024)

Os ensaios de gamagrafia conduzidos forneceram detalhes de inclusões e descontinuidades internas no corpo de ensaios. Na Figura 39 é possível verificar o destaque feito pelo inspetor, indicando a presença de pontos de deposições insuficientes e regiões de concentrações de filme vítreo, comumente chamada de escória ou, ainda, escória vítrea. A presença deste filme vítreo é associada à formação de óxidos de silício (silicatos), que podem ser formados em elevadas temperaturas pela reação  $\text{Si} + 2\text{O} \rightarrow \text{SiO}_2$  devido à dissociação de oxigênio da mistura gasosa (Kou, 2002). Com a diminuição de densidade do composto formado, estes filmes são levados à poça de fusão e, por vezes, se aglomeram em regiões periféricas ou superiores dos cordões (Ahsan *et al.* 2017). Mais recentemente, (Ahsan *et al.* 2017) concluíram que os filmes vítreos, em deposições de arames com elevados teores de Si ( $\text{Si} \geq 0,8$ ), tendem a se concentrar nas margens dos cordões depositados. Esta localização, em tese, faria com que a remoção destes filmes vítreos fosse facilitada por processos de usinagem ou acabamento em etapas posteriores de processos de fabricação híbridos.

Figura 39 – Filme radiográfico indicando as regiões de início e fim dos depósitos e os tipos de discontinuidades internas encontradas na parede multicamadas. A inclusão de filme vítreo presente possui 28 mm de comprimento



Fonte: Elaboração própria (2024)

Wu *et al.* (2020) e Gordon e Gary Harlow (2019) consideraram sobre os defeitos mais comuns durante a MADA de ligas ferrosas e suas respectivas causas. Os autores identificaram que deposições insuficientes podem se formar devido às ejeções de material durante respingos excessivos da poça de fusão. Além disso, a limpeza do substrato, ou das camadas prévias, bem como o controle ajustado do ambiente de soldagem/deposição é um fator importante a ser considerado na fabricação de componentes via MADA (Wu *et al.*, 2018; Gordon; Gary Harlow, 2019). É possível que a limpeza incompleta nas camadas iniciais durante as deposições tenha originado a inclusão de filme vítreo presente na Figura 39.

Entretanto, a parede multicamadas foi aprovada segundo norma AWS D1.1:2020 devido à grande proporção de material depositado em comparação à quantidade, à dimensão e ao tipo de defeitos encontrados.

#### 4.6 Caracterização Microestrutural

A caracterização microestrutural das amostras é ampla e contém duas seções: aspectos gerais da microestrutura de solidificação, presente na seção 4.6.1, e aspectos específicos, os quais contemplam o bandeamento microestrutural, localizado na seção 4.6.2.

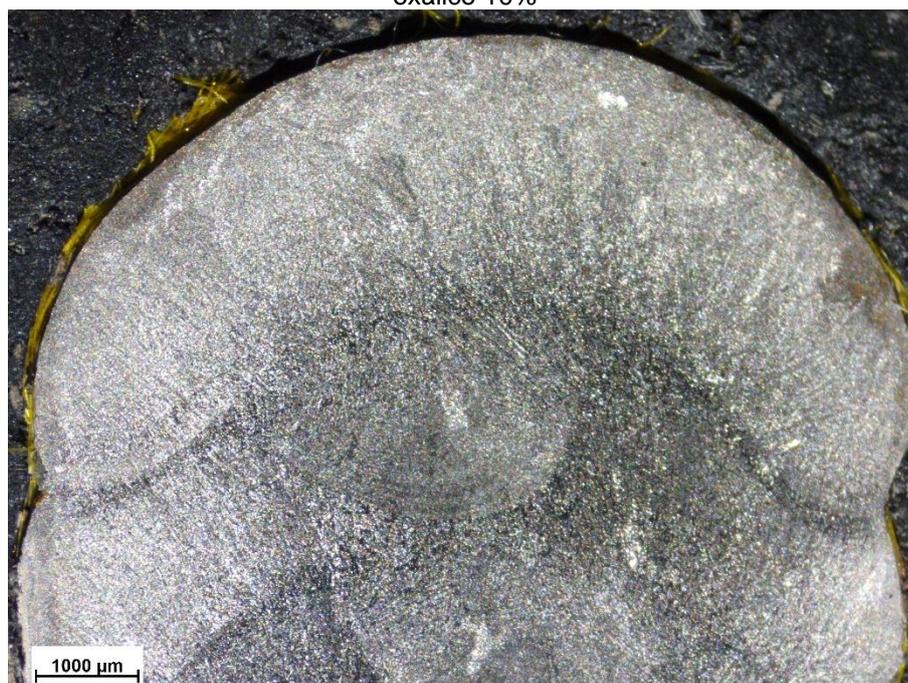
##### 4.6.1 Microestrutura de solidificação

Os ensaios macroscópicos e microscópicos forneceram informações a respeito das fases presentes nos depósitos bem como suas respectivas morfologias.

Inicialmente, nos exames macroscópicos, foi observado a presença de uma macroestrutura de depósitos sucessivos com delimitações aparentes entre camadas consecutivas, sendo apresentado na Figura 40. Essa macroestrutura se apresenta de forma periódica ao longo de todo perfil transversal. Esta periodicidade resulta da alternância do depósito de camadas sucessivas que compõem a parede multicamadas.

Além disso, é possível notar o perfil de deposição particular do processo GMAW-P que fornece uma penetração localizada na região central inferior do cordão. Segundo Derekar *et al.* (2020), este perfil de deposição está associado ao fato de que, no GMAW-P, o arco elétrico se mantém aceso durante todo o processo de deposição, o que provocaria maiores penetrações nas camadas previamente depositadas, somente diminuindo a sua intensidade nos momentos associados à  $I_b$ . Além disso, esse perfil também está associado às transferências metálicas particulares do processo GMAW-P pulsado, principalmente à transferência por spray pulsado (spray controlado), a qual direciona e projeta a gota para a poça de fusão, aumentando a penetração da próxima camada depositada (Derekar *et al.*, 2020; Scotti; Ponomarev, 2008).

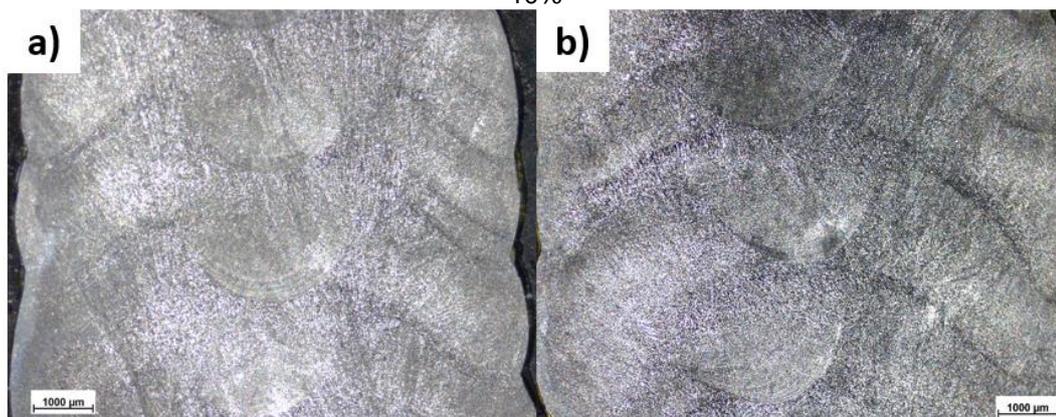
Figura 40 – Macroscopia do perfil transversal da parede multicamadas na amostra 1 – evidenciando as macroestruturas periódicas ascendentes dos depósitos sucessivos - ataque com solução de ácido oxálico 10%



Fonte: Elaboração própria (2024)

Observa-se a presença desta região nas demais amostras analisadas, como por exemplo na amostra 2 e na amostra 3, sendo expostas na Figura 41. Essas regiões de maior penetração, também chamada de ponta-de-dedo (do inglês, *finger-tip*), que se apresentam alinhadas umas às outras, exibem um perfil de faixas de tonalidades alternadas.

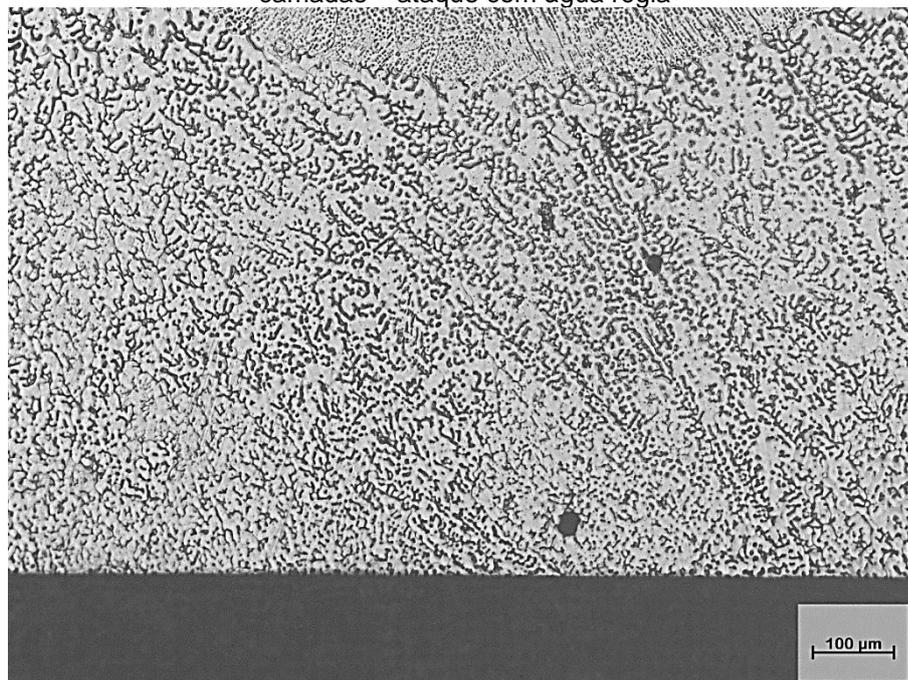
Figura 41 – Macroscopia do perfil transversal da parede – exemplos de áreas de maior penetração e estrutura de tonalidades alternadas nas amostras a) 2 e b) 3 – ataque com solução de ácido oxálico 10%



Fonte: Elaboração própria (2024)

Como o perfil de deposição é periódico, porém diversificado em termos de localização de morfologias, os ensaios microscópicos revelaram diferentes morfologias da fase  $\delta$  localizadas em várias partes dos depósitos. Ao se analisar a região interfacial entre camadas consecutivas, têm-se o perfil exibido na Figura 42, na qual percebe-se que as morfologias da fase ferrítica cresceram na direção da extração de calor. Entretanto, foi observado que este crescimento não é contínuo.

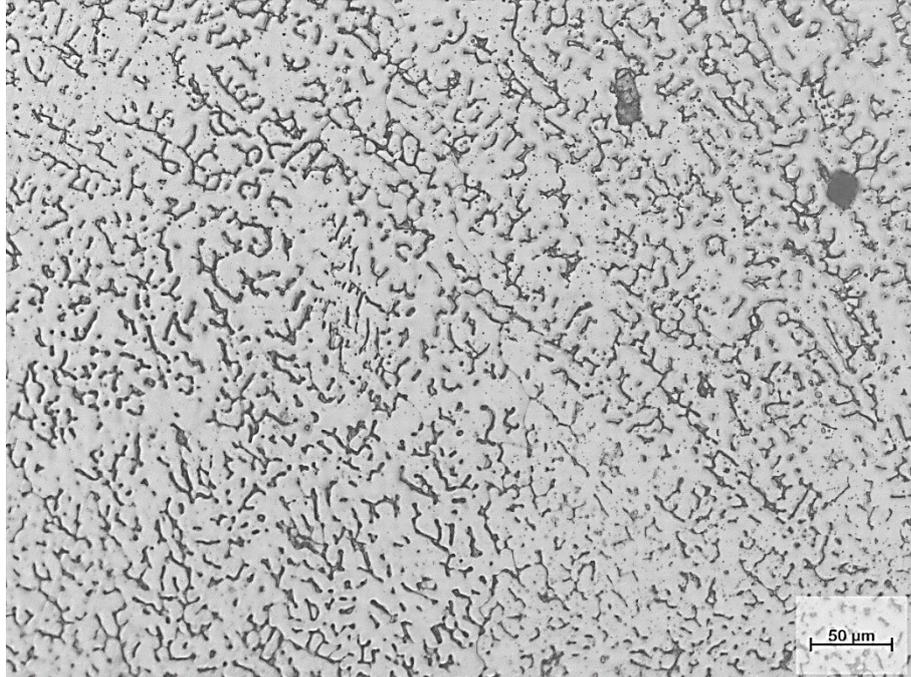
Figura 42 – Micrografias de uma região de depósito, contemplando uma porção da interface entre camadas – ataque com água régia



Fonte: Elaboração própria (2024)

A descontinuidade dos ramos dendríticos é mostrada com mais detalhes na Figura 43. Nela, pode-se reparar a descontinuidade dos ramos primários e a supressão dos ramos secundários. A morfologia de ferrita associada a este tipo de ferrita observada é nomeada vermicular ou, ainda, “skeletal”. Segundo David (1981), o nome é atribuído devido à transformação incompleta  $\delta \rightarrow \gamma$ , fazendo com que seja visível o resquício, ou “esqueleto”, da fase ferrítica que não conseguiu transformar-se completamente na fase austenítica.

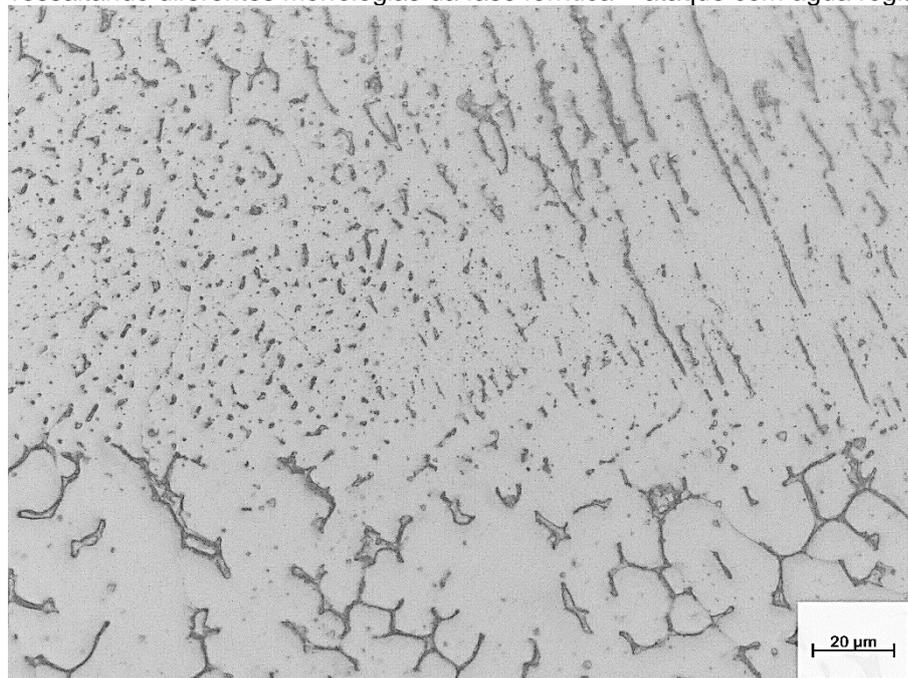
Figura 43 – Detalhe da região de uma camada previamente depositada próxima à interface, evidenciando a morfologia vermicular da fase ferrítica – ataque com água régia



Fonte: Elaboração própria (2024)

Nas regiões mais próximas à interface de camadas consecutivas, é observado que as morfologias da fase  $\delta$  presentes na camada posterior (N+1) possuem tamanhos menores e morfologias distintas das observadas anteriormente, tal como apresentado na Figura 44. Esta morfologia de ferrita é denominada globular ou, ainda, ferrita globulizada. David (1981) descreve que essa morfologia de ferrita pode se originar por: instabilidade de crescimento ocasionada por algum agente perturbador da frente de solidificação ou do processo de deposição; eventual transformação adicional em austenita ou coalescência da ferrita devido aos reaquecimentos dos depósitos ao longo do processamento. É possível observar que essa ferritas globulizadas possuem formato variado, se apresentando em formato linear descontínuo, globular simples (sem ramificações secundárias) e globular ramificada.

Figura 44 – Micrografia exibindo detalhe da região interfacial entre camadas consecutivas, ressaltando diferentes morfologias da fase ferrítica – ataque com água régia



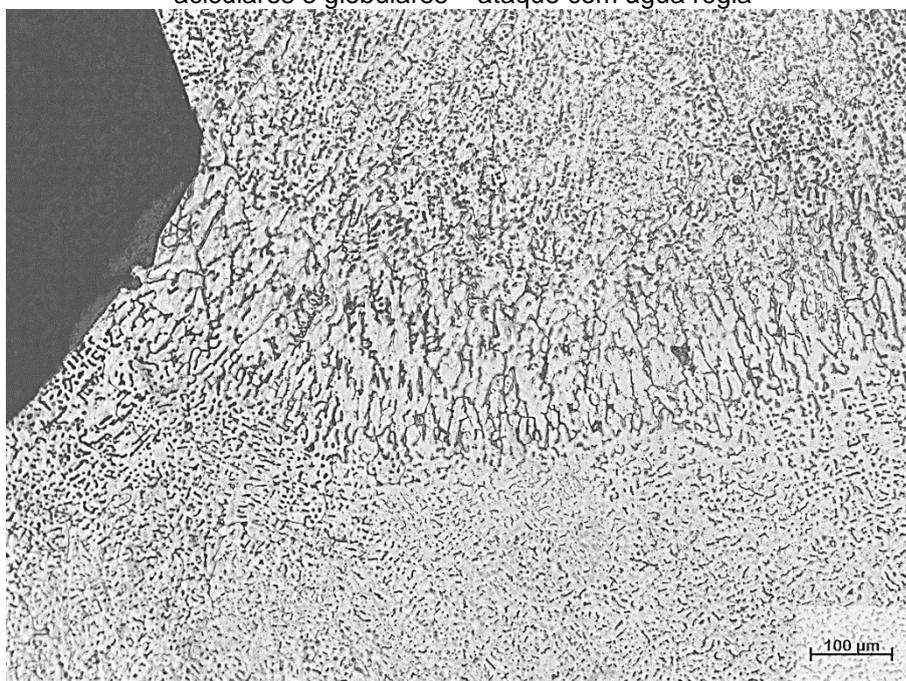
Fonte: Elaboração própria (2024)

A morfologia globular linear descontínua é também conhecida como acicular. David (1981) considera que a ferrita acicular, diferentemente da vermicular, não possui crescimento dependente da fase austenítica. Entretanto, observa-se uma orientação desta morfologia em direção à porção superior do cordão, em sentido ascendente. O surgimento da fase  $\delta$  globular e acicular nesta região de interface da camada posterior está relacionado às perturbações térmicas da poça de fusão, principalmente na consolidação entre 2 camadas sucessivas. Mais especificamente, essas morfologias estão relacionadas ao crescimento celular dendrítico da fase ferrítica, que ao se completar, pode exibir ferritas não transformadas em formato alongado e/ou descontínuo (Lippold, 2015).

Durante o processo de deposição, as camadas N+1 são depositadas na camada N (imediatamente anterior), a qual se encontra em temperatura consideravelmente menor que a poça de fusão, ocasionado, pelo tempo de interpasse de 300 segundos, o qual permite o resfriamento prolongado da estrutura multicamadas entre duas deposições sucessivas e resulta em um resfriamento brusco da camada subsequente no momento em que esta é depositada. O encontro da poça de aço líquido com a camada solidificada previamente faz com que a nucleação da próxima camada aconteça de maneira heterogênea, sendo nucleada a partir de um

substrato prévio, formando frentes de solidificação epitaxiais do tipo celular dendrítica e colunar dendrítica (Lippold; Kotecki, 2005; Lippold, 2015). Um resultado que reforça a obtenção de elevadas taxas de resfriamento é justamente a obtenção da morfologia acicular, uma vez que Lippold e Savage (1980) explicam que as ferritas aciculares são encontradas substituindo as ferritas vermiculares em locais nos quais houve um maior resfriamento da poça de fusão. Essas morfologias podem ser visualizadas na Figura 45.

Figura 45 – Micrografia de uma região lateral entre depósitos, evidenciando morfologias vermiculares, aciculares e globulares – ataque com água régia

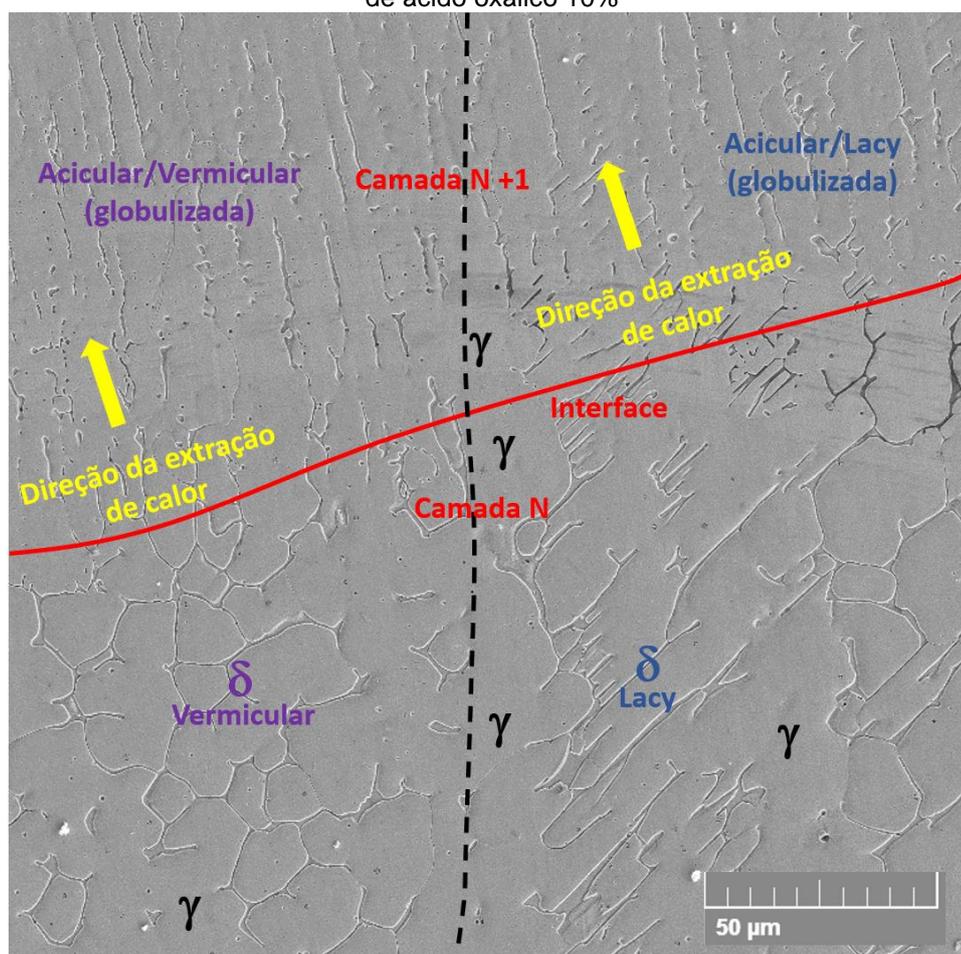


Fonte: Elaboração própria (2024)

Na Figura 46 é exibida a interface entre camadas de uma região lateral dos depósitos. Identifica-se a coexistência das diferentes morfologias de ferrita apresentadas anteriormente com uma morfologia que se assemelha a vermicular, mas possui ramos dendríticos inclinados e, por vezes, ramos secundários fechados. Esta morfologia é intitulada como lacy ou, ainda, lathy. Há, na literatura pertinente à soldagem e manufatura aditiva dos aços inoxidáveis, a utilização irrestrita de ambas nomenclaturas, de maneira que o autor deste texto optou por identificar esta pelo nome reportado tanto em trabalhos de caracterização inicial desta morfologia quanto em estudos mais recentes (David, 1981; Inoue; Koseki, 2017).

À primeira vista, a morfologia lacy se parece com a vermicular. Entretanto, em magnificações superiores, é possível observar as particularidades de cada uma destas morfologias da fase  $\delta$ , tais como a Figura 46. Essa figura mostra a obtenção das duas morfologias – vermicular e lacy – na mesma região de deposição, possibilitando a distinção entre elas.

Figura 46 – Microscopia eletrônica de varredura mostrando detalhes da interface de solidificação e a obtenção de diferentes morfologias de ferrita próximas umas às outras - ataque com solução aquosa de ácido oxálico 10%



Fonte: Elaboração própria (2024)

Além disso, é possível notar que as ferritas globulares e aciculares observadas em regiões da interface da camada N+1 tendem a assumir, em partes, as morfologias encontradas na camada anterior. Quando a camada N apresenta ferrita vermicular nas regiões interfaciais, a camada N+1 apresenta inicialmente uma ferrita globular que se assemelha a um formato vermicular descontínuo acicular descontínuo ou globular ramificada). De maneira análoga, quando a camada anterior apresenta uma morfologia lacy, a camada posterior exhibe inicialmente uma ferrita globular facetada

que se assemelha à morfologia lacy descontínua. As variações morfológicas entre a ferrita vermicular e a lacy já foram associadas às mudanças de taxas de resfriamento, sendo a obtenção de ferrita lacy frequentemente relacionada a um aumento na taxa de resfriamento e, portanto, a uma necessidade de acomodação morfológica devido à difusão de elementos ferritizantes em curtas distâncias (David, 1981; Lippold; Kotecki, 2005).

Porém, atualmente, já se estipula que a morfologia lacy da fase  $\delta$  se apresenta por consequência do estabelecimento da relação de Kurdjumov-Sachs (K-S) entre as fases  $\delta$  e  $\gamma$ , quando estas crescem seguindo direções paralelas de crescimento (Inoue *et al.* 2000). Observa-se ainda que as morfologias apresentadas na Figura 46 corroboram este fato, pois por mais que as condições de resfriamento das deposições variem drasticamente, a distância entre as duas morfologias encontradas é pequena ( $\approx 26 \mu\text{m}$ ) e a hipótese do resfriamento elevado faria com que ambas as morfologias fossem lacy.

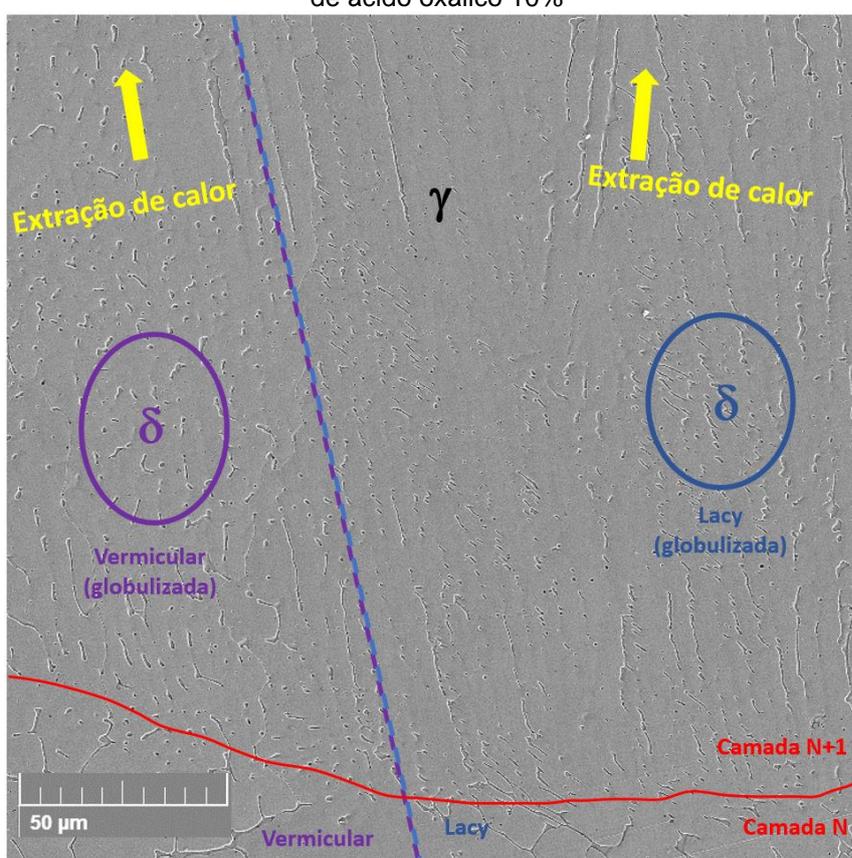
Uma observação adicional da Figura 46 demonstra a influência da relação K-S na obtenção de morfologias da fase  $\delta$ . É possível perceber que as ferritas observadas na camada N+1 se apresentam com morfologias acicular e globular. A primeira se apresenta de maneira descontínua e, por vezes, semelhante à segunda. Entretanto, o formato destas divergem a partir do início da interface entre camadas consecutivas, na qual a ferrita globular ou acicular formada na camada N+1 têm a sua morfologia similar àquela apresentada na camada anterior, mas em formato degenerado ou incompleto. Este resultado também está associado ao crescimento epitaxial (do grego *epitaxis* – crescer a partir de algo) das camadas posteriormente depositadas, pois uma vez que a camada N+1 possui composição química idêntica à da camada N, o crescimento da primeira se dará na mesma orientação cristalográfica da segunda (Lippold, 2015).

A Figura 47 ilustra com mais detalhes a relação de dependência morfológica da fase  $\delta$ . Nela, podemos identificar que, quando a camada N apresenta uma morfologia vermicular, a camada N+1 apresentará inicialmente uma morfologia de ferrita incompleta que se assemelha ao vermicular coalescido (globular ou acicular incompleta). De maneira análoga, quando a camada N exibe a morfologia lacy, a morfologia inicial da camada N+1 tenderá a se apresentar como uma morfologia lacy incompleta, na qual as ferritas globulares e aciculares associadas serão facetadas e

levemente inclinadas em relação à direção de crescimento da camada anterior. De maneira que, há uma delimitação local entre as diferentes morfologias globulizadas.

Portanto, a relação K-S deve se estender nas camadas posteriores de depósito devido à diminuição da energia interfacial entre a ferrita e a austenita, uma vez que o crescimento seguindo esta orientação paralela é termodinamicamente mais propício para a fase  $\delta$  (Inoue; Koseki, 2007; Kadoi; Kogure; Inoue, 2023).

Figura 47 – Microscopia eletrônica de varredura da interface de solidificação e da fronteira de diferentes formas de globulização das morfologias de ferrita adjacentes - ataque com solução aquosa de ácido oxálico 10%



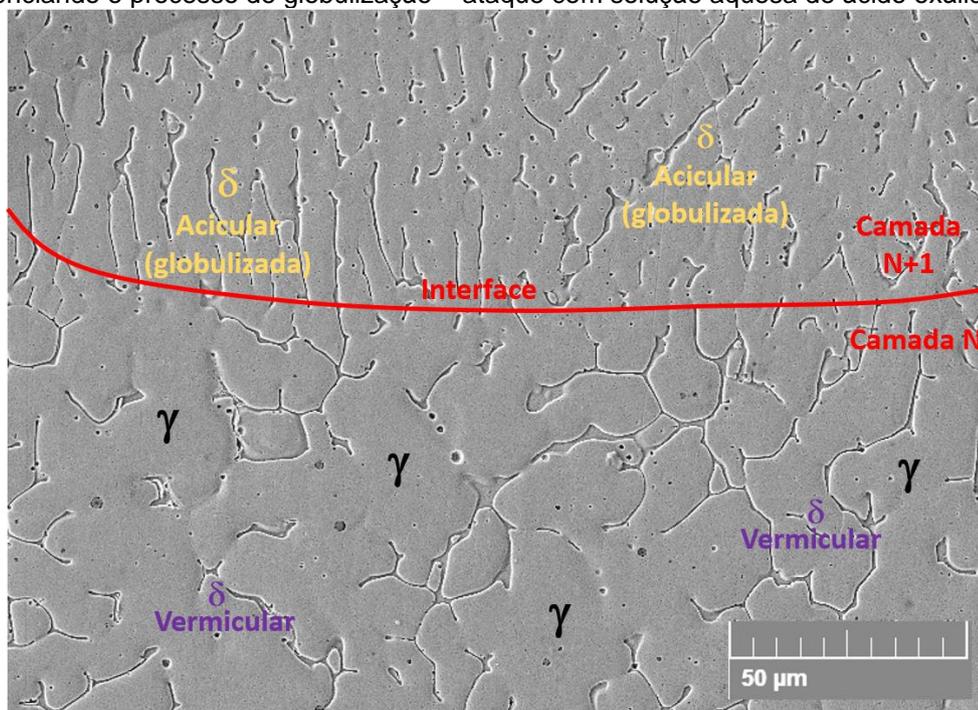
Fonte: Elaboração própria (2024)

Com relação a instabilidade e conseqüente fragmentação dessas morfologias, as origens térmicas das perturbações possuem conexões intrínsecas com o processo de deposição, pois, comparativamente, De Lima *et al.* (2024) não obtiveram variações morfológicas tão diferentes da fase  $\delta$  ao utilizarem o processo GMAW convencional para realizarem deposições multicamadas com o aço 316L.

Esta fragmentação pode ser observada na Figura 48, a qual exibe com mais detalhes o perfil fragmentado nas morfologias presentes na camada N+1. De acordo

com Bilmes *et al.* (1996) e David (1981), a morfologia globular é resultante da instabilidade de crescimento dos ramos celulares dendríticos/columnares dendríticos primários e secundários, resultando em uma fragmentação ou coalescência destes ramos por uma transformação  $\delta \rightarrow \gamma$  em condições que favoreçam a estabilidade da fase austenítica. Entretanto, a ferrita globular possui a sua formação associada às deposições multicamadas, na qual as elevadas temperaturas dos passes subsequentes promovem a instabilidade e a dissolução das fases vermiculares e lacy (Bilmes *et al.* 1996; David 1981). Portanto, o processo de formação da morfologia globular se dá a partir de uma intensa formação de austenita a partir de um crescimento celular dendrítico. Este, por sua vez, tem seu crescimento dado em condições descontínuas de taxas de resfriamento devido ao processo de pulsação do arco, promovendo um aspecto descontínuo e fragmentado àquelas ferritas que não se transformaram completamente em austenita. Como esse aspecto é particular ao processo pulsado no caso da deposição de múltiplas camadas deste trabalho, optou-se por nomear este processo de globulização.

Figura 48 – Microscopia eletrônica de varredura da interface entre duas camadas sucessivas N e N+1 evidenciando o processo de globulização – ataque com solução aquosa de ácido oxálico 10%

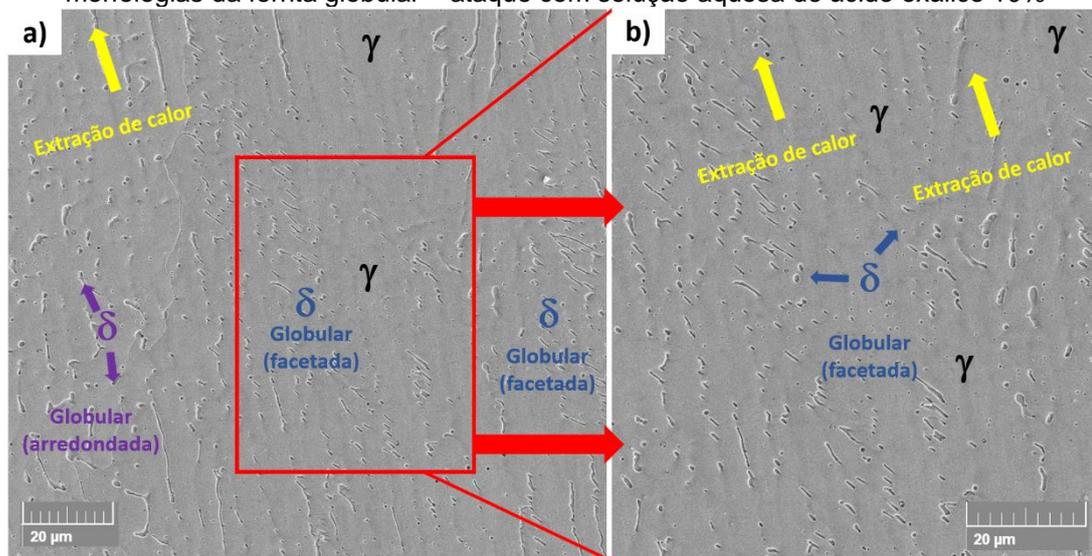


Fonte: Elaboração própria (2024)

Foi verificado que, por vezes, a globulização pode ser ainda mais intensificada, a ponto de serem observadas microrregiões com morfologias quase que totalmente

globulizadas, como exemplificado na Figura 49. Este resultado foi mais frequentemente perceptível nas regiões interfaciais de ponta-de-dedo entre camadas adjacentes.

Figura 49 – Microscopia eletrônica de varredura evidenciando a globulização quase que completa das morfologias da ferrita globular – ataque com solução aquosa de ácido oxálico 10%



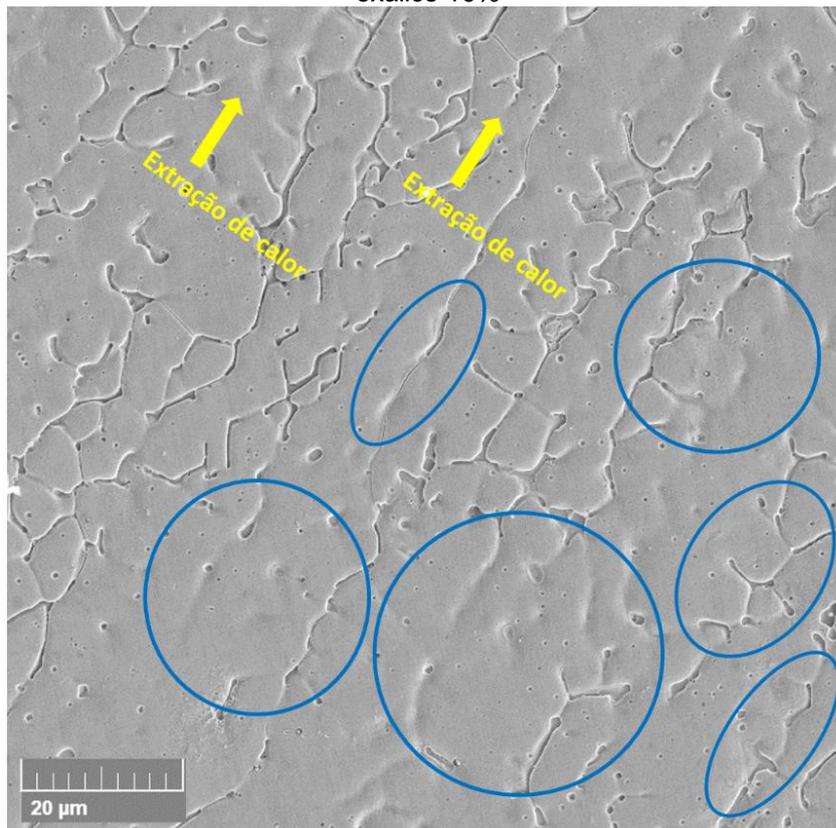
Fonte: Elaboração própria (2024)

Ainda na Figura 49, é possível perceber as particularidades morfológicas da ferrita globular, uma vez que essa morfologia se apresenta ora facetada e inclinada à direção da extração de calor, ora mais arredondada e sem aparente orientação. De acordo com Bilmes *et al.* (1996), essas diferenças se dão devido à instabilidade das morfologias lacy e vermicular, respectivamente, gerando ferritas globulares facetadas e ferritas globulares mais arredondadas. Ademais, nas regiões laterais e superiores dos depósitos, verifica-se que não há o surgimento das morfologias aciculares e globulares, mas sim uma fragmentação parcial dos ramos colunares dendríticos primários e supressão total dos ramos secundários, sendo apresentados na Figura 50. A partir desta figura, nota-se que essa fragmentação acontece de uma maneira que é possível identificar os ramos dendríticos dos quais originou-se a ferrita globular, e por sua vez, a ferrita vermicular ou a ferrita lacy.

Observa-se então que a frente de solidificação celular dendrítica, que se inicia na interface entre 2 camadas consecutivas, é alterada para uma frente colunar dendrítica ao longo do perfil ascendente das camadas. Essa alteração se estabelece a partir da porção central do depósito em direção às porções mais periféricas dos depósitos, as quais são localidades que correspondem ao final do evento de

solidificação e podem ser relacionados à diminuição do gradiente ( $G$ ) e ao aumento da taxa de crescimento ( $R$ ) quando a frente de solidificação se afasta da região entre camadas sucessivas e, portanto, alterando a morfologia da frente de solidificação durante o depósito de uma única camada.

Figura 50 – Microscopia eletrônica de varredura com detalhes (em azul) que evidenciam a globulização dos ramos dendríticos principais da  $\delta$  vermicular – ataque com solução aquosa de ácido oxálico 10%

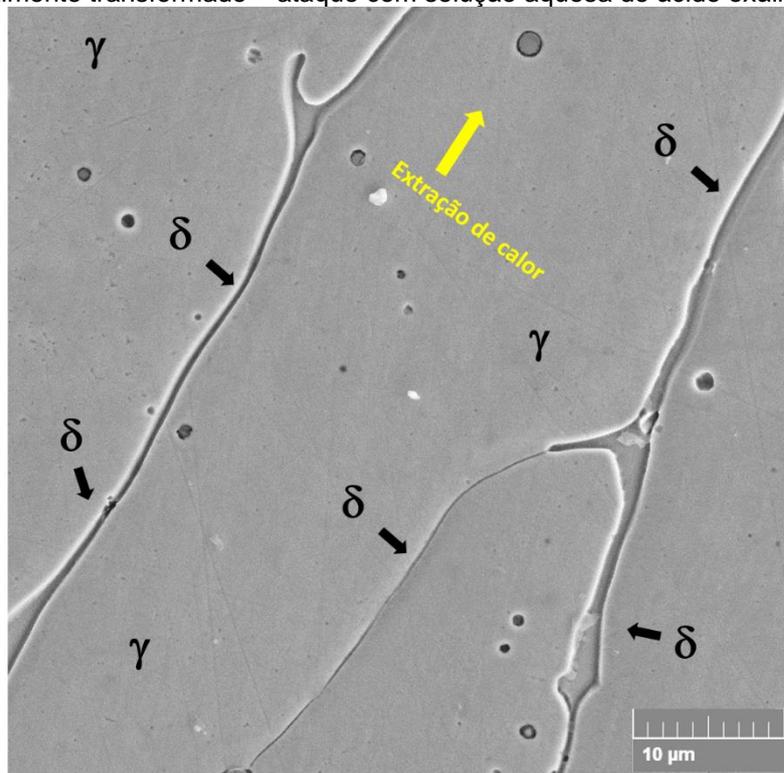


Fonte: Elaboração própria (2024)

A globulização da fase ferrítica está intimamente ligado à utilização do processo GMAW-P para as deposições, uma vez que a pulsação de corrente promove oscilações na coluna do arco e, conseqüentemente, a agitação da poça de fusão, fazendo com que se tenha múltiplos ciclos de aquecimento e resfriamento variando periodicamente, proporcionando múltiplos aquecimentos cumulativos ao longo das deposições (Ghosh, 2017; Pal; Pal, 2011). Essa característica do processo pulsado é novamente evidenciada através da Figura 51, a qual apresenta uma parte do ramo dendrítico da ferrita vermicular parcialmente dissolvido. Estas morfologias de dendritas fragmentadas são encontradas mais frequentemente no topo das deposições, sendo o local no qual a solidificação ocorre por último. Desta maneira,

houveram condições termodinâmicas favoráveis para ocorrer o desenvolvimento e crescimento dos ramos dendríticos, mas também houve condições desfavoráveis de solidificação originadas pela oscilação do arco para a consolidação destes ramos.

Figura 51 – Microscopia eletrônica de varredura que evidencia um ramo dendrítico da ferrita parcialmente transformado – ataque com solução aquosa de ácido oxálico 10%

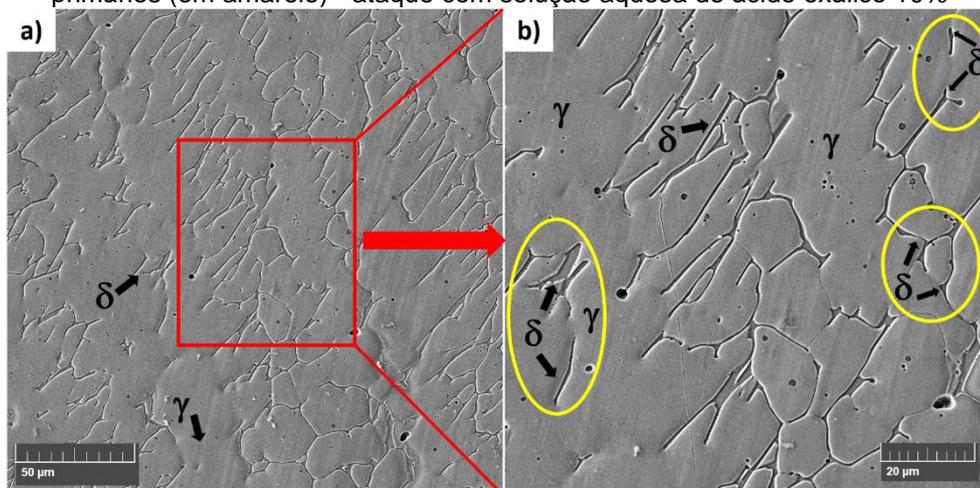


Fonte: Elaboração própria (2024)

Ao se utilizar um processo de deposição que promove oscilações do arco e do ciclo térmico como o GMAW-P, a temperatura da poça de fusão oscilará de acordo com os parâmetros de pulso (Ghosh, 2017). Adicionalmente, segundo Reza Tabrizi *et al.* (2021), a fusão e a solidificação da poça de metal líquido estão intrinsicamente conectadas às correntes de pico ( $I_p$ ) e de base ( $I_b$ ), respectivamente. Ao atingir os valores estabelecidos para  $I_b$ , a poça de fusão esfria repentinamente devido à diminuição de tamanho e resfriamento súbito do arco elétrico, proporcionando um maior super resfriamento da poça de fusão. Esse comportamento, quando aliado à presença dos ramos celular dendríticos parcialmente fragmentados e a uma menor temperatura da camada previamente depositada, fornecem condições cíclicas e favoráveis à nucleação heterogênea para a camada que será depositada posteriormente, proporcionando uma morfologia mais fina do que aquelas depositadas em MA por processos convencionais (Reza Tabrizi *et al*, 2021).

A fragmentação dos braços colunares dendríticos também é observada para a morfologia lacy, apresentada na Figura 52. Assim como na morfologia vermicular fragmentada, pode-se notar a ruptura de ramos principais e secundários associados às interrupções da solidificação dessa morfologia, sendo também associada às oscilações da corrente de pulso entre os valores de  $I_p$  e  $I_b$  estabelecidos.

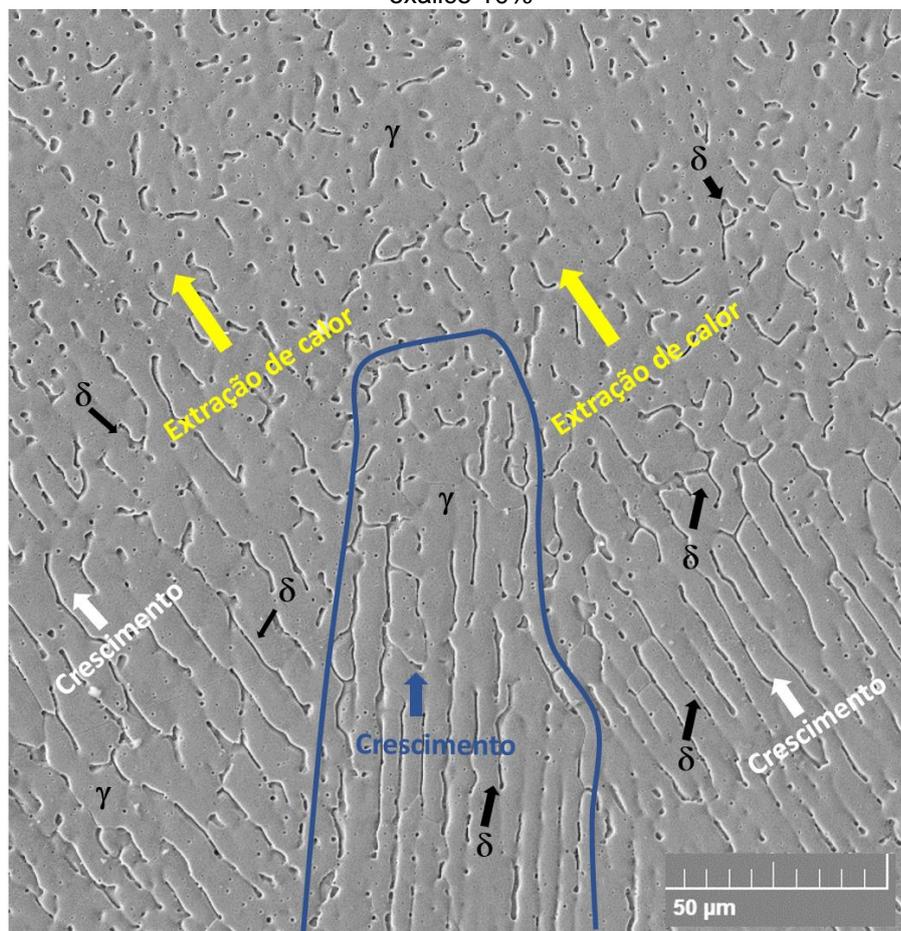
Figura 52 – Microscopia eletrônica de varredura evidenciando detalhes da morfologia da fase  $\delta$  lacy na matriz de austenita ( $\gamma$ ) – a) diversos ramos paralelos e b) detalhe para a fragmentação dos ramos primários (em amarelo) - ataque com solução aquosa de ácido oxálico 10%



Fonte: Elaboração própria (2024)

Outros aspectos ligados à solidificação puderam ser observados na Figura 53. Nela, pode-se perceber o crescimento competitivo entre duas direções de crescimento distintas pertencentes à mesma morfologia de ferrita acicular. Ainda na Figura 53, pode-se observar que uma parte das ferritas aciculares, neste caso o conjunto daquelas destacadas em azul, tem a sua direção de crescimento desfavorecida e, logo, interrompida ao se encontrar com outro conjunto de morfologias que possuem sua direção de crescimento paralela com a direção de extração de calor das camadas.

Figura 53 – Microscopia eletrônica de varredura mostrando detalhes do contorno de grão de solidificação e a obtenção de diferentes morfologias de ferrita - ataque com solução aquosa de ácido oxálico 10%



Fonte: Elaboração própria (2024)

Essa característica morfológica é reportada por diversos autores em soldagem, sendo mais classicamente citada por Lippold (2015) e Kou (2002), nas quais os autores explicam que o crescimento da fase sólida se dá de maneira mais favorável quando esta é orientada na direção da extração de calor. Neste caso, a fase sólida que possui grãos orientados em uma direção diferente daquela paralela à remoção de calor teria o seu crescimento desfavorecido em detrimento daqueles que já estão orientados paralelamente, obtendo-se, eventualmente, uma região fronteira de sólidos de morfologias semelhantes mas com direções de crescimento distintas que se encontram (Kou, 2002; Lippold, 2015). Este encontro de distintas orientações de frente de solidificação é chamado de contorno de grão de solidificação (do inglês *solidification grain boundary*). Devido à diferença de orientação entre estas porções de fase sólida, este tipo de contorno de grão formado é classificado como sendo de

alto ângulo devido a uma rede de discordâncias que é formada ao longo de seu sentido (Lippold, 2015).

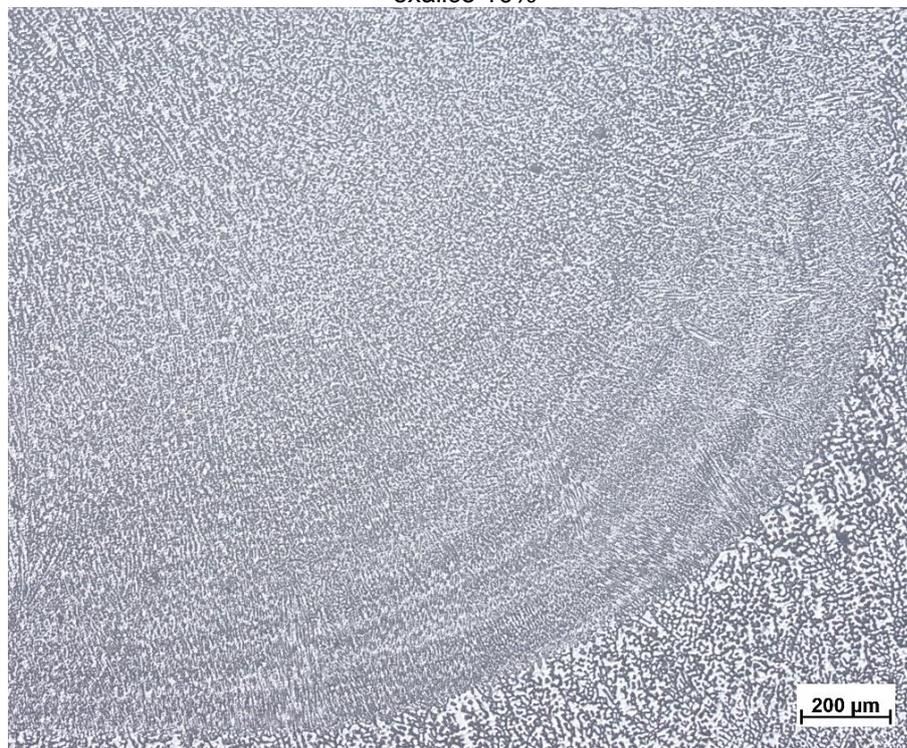
Similarmente ao que foi observado por Inoue e Koseki (2017) durante a solidificação do tipo FA, mudanças na direção do fluxo de calor levarão ao crescimento de frentes dendríticas de ferritas que estejam mais proximamente orientadas com a nova direção de extração de calor estabelecida durante a soldagem, eventualmente substituindo aquelas frentes que estavam alinhadas com a direção de extração de calor anterior. Como alterações e oscilações na direção das frentes de solidificação são previstas para os processos de arco pulsado, é possível relacionar que o refino das microestruturas ferríticas se dê também, em parte, por mudanças de orientações nas frentes de solidificação, já citadas anteriormente, provenientes da pulsação da corrente do arco.

Lippold e Kotecki (2005) explicam que a formação deste tipo de contorno de grão, que possui uma mistura de interfaces entre as fases ferrítica e austenítica, atrapalha a propagação de trincas devido à necessidade de esta percorrer um caminho mais tortuoso ao longo das regiões interfásicas. Isso, portanto, seria uma das razões para a obtenção de maiores resistências mecânicas para este tipo de solidificação nos aços inoxidáveis. Essa questão será mais discutida na seção 4.7 deste trabalho.

#### 4.6.2 Bandeamento microestrutural

Concentrando-se nas regiões centrais dos depósitos, foi observada a presença de faixas alternadas ao longo do perfil transversal que tendem a ser localizadas nas regiões da ponta-de-dedo do cordão, tais como as exibidas na Figura 54.

Figura 54 – Detalhe para as estruturas de bandeamento – ataque com solução aquosa de ácido oxálico 10%



Fonte: Elaboração própria (2024)

As faixas alternadas são características de microestruturas de bandeamento, ou também chamado de bandeamento microestrutural (Kurz; Trivedi, 1996). As origens do bandeamento podem ser agrupadas em dois principais tipos: aquelas provenientes de influências externas, em que alteram momentaneamente a interface sólido-líquido devido ao tipo de fonte de calor usado nas etapas de fabricação, e outras advindas de influências internas, as quais se originam a partir de um desequilíbrio químico na interface sólido-líquido (Kurz; Trivedi, 1996).

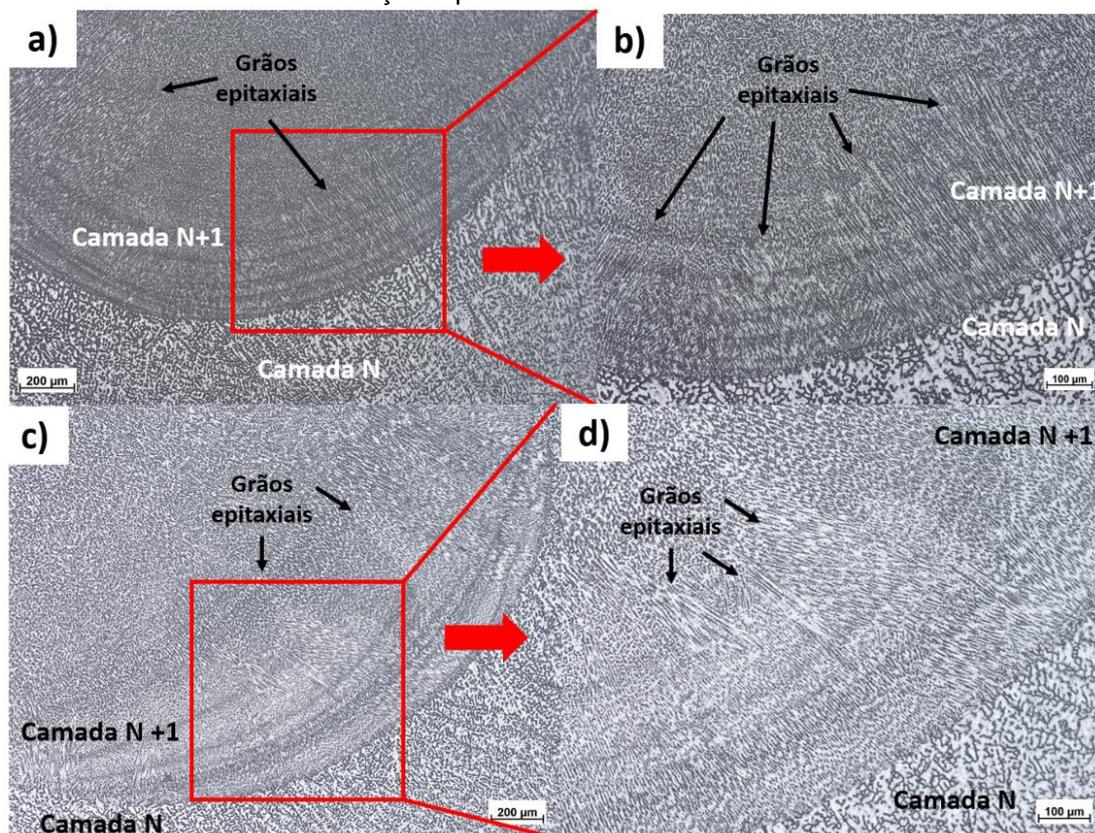
Segundo ainda Kurz e Trivedi (1996), o bandeamento microestrutural pode se apresentar em 5 modos: 1- diferentes tamanhos da mesma microestrutura; 2- variações periódicas de diferentes composições químicas; 3- diferentes microestruturas da mesma fase; 4- fases distintas e alternadas e; 5- microestruturas e fases diferentes. O bandeamento do tipo 1 – caracterizado por diferentes tamanhos da mesma estrutura - é o tipo de bandeamento mais reportado para o aço 316L em trabalhos anteriores, sendo proveniente de influências externas presentes na fabricação deste material (Apolinário *et al.*, 2019; Torres *et al.*, 2021; Hwa *et al.*, 2021; Zhang *et al.*, 2014).

Kurz e Trivedi (1996) e Sastry e Suryanarayana (1981) relatam que o bandeamento pode se dar em estágios de processamento no qual haja a utilização de fontes de calor de alta intensidade de energia, tais como o laser ou o feixe de elétrons. Adicionalmente, o bandeamento do tipo 1 se daria ainda pela baixa taxa de solidificação ocasionado por velocidades de translações baixas. Portanto, percebe-se que as causas para a origem do bandeamento são multivariadas. Até o presente momento, não se tem resultados comparativos de bandeamento microestrutural na MADA via GMAW-P para o aço 316L.

É possível visualizar ainda, através de detalhes mostrados na Figura 55, que o bandeamento microestrutural se inicia nas porções mais próximas da interface entre duas camadas adjacentes e se estende até porções superiores da interface. Adicionalmente, pode-se notar que o bandeamento não se estende para regiões superiores dos depósitos, sendo limitado às porções centrais e inferiores das camadas recém depositadas. A distância entre duas interfaces, nas quais se dá o início do bandeamento, em cordões sucessivos são tais que não há interação ou dissolução do bandeamento com a deposição da camada sequente. Portanto, durante a etapa de fabricação da parede de 316LSi por GMAW-P com a condição otimizada, são oferecidas condições para o desenvolvimento e manutenção das estruturas sequenciais e periódicas de bandeamento.

Assim como observado por Torres *et al.* (2021) o surgimento do bandeamento é observado conjuntamente ao crescimento epitaxial dos grãos solidificados nas regiões de interface sólido-líquido, correspondente às regiões entre duas camadas consecutivas. Nestas regiões, há um máximo valor de gradiente térmico ( $G_{m\acute{a}x.}$ ) associado à solidificação e uma baixa taxa de crescimento (R), promovendo uma estrutura celular dendrítica orientada paralelamente à extração de calor do depósito. Adicionalmente, a estrutura celular dendrítica é evidenciada a partir da epitaxialidade das microestruturas presentes na interface, a qual, posteriormente, dá lugar a um crescimento colunar dendrítico nas regiões mais superiores do depósito e, portanto, cessam o bandeamento a partir da estabilização de uma frente de solidificação com velocidade mais estável que aquela presente na região entre 2 camadas consecutivas.

Figura 55 – Bandeamento microestrutural na amostra 4 – a) e c) região de interface entre duas camadas consecutivas; b) e d) detalhes da região de interface com grãos epitaxiais - ataque com solução aquosa de ácido oxálico 10%



Fonte: Elaboração própria (2024)

Devido às oscilações da corrente, Kou (2002) propõe que o arco pulsado de soldagem, ou outras condições de deposição que introduzam perturbações na poça de fusão, tais como variações periódicas de aporte térmico, variação de fluxo de gás descendente localizado e turbulência na poça de fusão devido a efeitos eletromagnéticos, podem ser causas de origem do bandejamento. Além disso, a formação de bandejamento causada pelo efeito de fluxo de gás descendente localizado foi reportada utilizando diferentes processos em épocas distintas. Para Kotecki, Cheever e Howden (1972) a pressão oscilante do gás de plasma no processo pulsado produz agitações na poça de fusão que levam ao bandejamento. Além disso, a corrente pulsada produz pequenas flutuações no aporte térmico, o que levaria às taxas de crescimento do sólido variadas (Kotecki; Cheever; Howden, 1972). Mais recentemente, Hwa *et al.* (2021) argumentam que diferentes tipos de bandeamentos podem vir a surgir em amostra fabricada pelo processo DED-Laser: o tipo 3, formado pelos jatos direcionados de gás de arraste em direção à poça de fusão e; o tipo 2, formado pela variação periódica de soluto rejeitado ao líquido durante a solidificação.

A ocorrência do bandeamento microestrutural na MADA do aço inoxidável 316L é intrigante, pois conecta estudos microestruturais conduzidos a partir da década de 80 (Sastry; Suryanarayana, 1981) com processos de fabricações que empregam tecnologias modernas e operações intrincadas, tais como a soldagem e manufatura aditiva via laser, feixe de elétrons e ao arco elétrico. Além disso, o bandeamento não é um fenômeno microestrutural exclusivo das ligas ferrosas, pois já foi reportado previamente em ligas de Al-Cu, Zn-Cu, Sn-Sb e Pb-Bi (Kurz; Trivedi, 1996).

O mecanismo de origem para o bandeamento é explicado por Conti (1998), Kurz e Trivedi (1996) e Carrard *et al.* (1992), nos quais se estabelece que há intervalos de valores de velocidade da interface sólido-líquido que a torna instável, pois a frente de solidificação tende a diminuir ou aumentar a sua velocidade, respectivamente, ao se aproximar ou se distanciar da fonte de calor. Neste caso, a solidificação em condições de estabilidade oscilatória gera um comportamento cíclico de aumento e diminuição da velocidade de avanço da interface sólido-líquido que, portanto, geraria o bandeamento. Entretanto, esse mecanismo explica o surgimento do bandeamento, mas não explica a sua presença localizada na região de ponta-de-dedo dos depósitos. Uma explicação para isso é que esta região específica tem a sua extração de calor diferenciada em relação ao resto da camada devido ao seu tamanho. Para esta região, a extração de calor no processo GMAW-P se equipararia, localmente, às regiões da poça de fusão de processos que utilizam fontes de alta densidade de energia, tais como o laser e o feixe de elétrons.

Como essa região tem seu tamanho menor em comparação ao resto do depósito, pode-se compreender que ali estejam acontecendo fenômenos de extração de calor e, portanto, ocorrências de taxas de resfriamento maiores do que aquelas sofridas em soldagem, sendo cerca de  $10^3$  K/s para a MADA (DeRoy *et al.* 2018). Isso proporcionaria a obtenção de morfologias específicas na região mais inferior das camadas. Algumas das possíveis causas para isso seria a hipótese da convergência entre a utilização de um processo de deposição capaz de induzir e provocar perturbações no arco com uma região geométrica específica dos depósitos, que está sujeita às condições de aquecimento e resfriamento periódicos e cumulativos, porém distintos da região superior dos depósitos.

Outro resultado que evidencia as altas taxas de resfriamento obtidas na região de ponta de dedo são as medições de espaçamento interdendrítico primário ( $\lambda$ ) e

valores da taxa de resfriamento ( $G \times R$ ) calculados em múltiplas regiões dos depósitos, os quais são apresentados na Tabela 12.

Tabela 12 – Valores de espaçamento interdendrítico primário ( $\lambda$ ), taxas de resfriamento ( $G \times R$ ) calculadas e morfologias de ferritas encontradas em diferentes regiões dos depósitos multicamadas

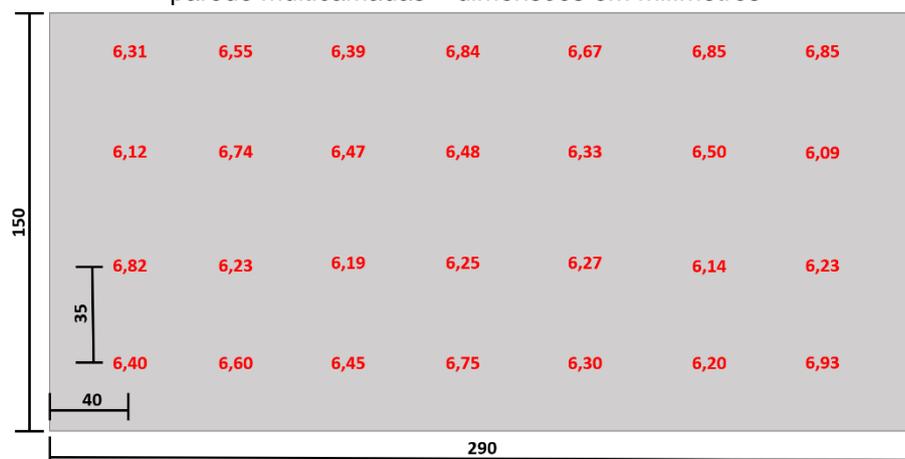
Regiões	$\lambda$ ( $\mu\text{m}$ )	$\lambda$ médio ( $\mu\text{m}$ )	$G \times R$ (K/s)	Morfologia da fase $\delta$
Interface entre camadas e zonas centrais	4,61	4,43	$6,44 \times 10^3$	Globular (Vermicular, Lacy e Acicular fragmentadas)
	4,49			
	3,92			
	4,39			
	4,73			
Zonas superiores dos depósitos	11,02	9,39	$6,59 \times 10^2$	Vermicular/Lacy (ocasionalmente fragmentadas)
	11,28			
	8,48			
	8,65			
	7,52			
Zonas laterais dos depósitos	14,34	11,60	$3,48 \times 10^2$	Vermicular (ocasionalmente fragmentadas)
	10,75			
	14,58			
	9,01			
	9,33			

Fonte: Elaboração própria (2024)

Observa-se, por exemplo, que o valor de  $G \times R$  obtidos para a região interfacial é de aproximadamente  $6,44 \times 10^3$  K/s, possuindo ordem de grandeza similar àquela verificadas pelos processos de união a laser conduzidas em trabalhos anteriores (Katayama; Matsunawa, 1984; DebRoy *et al.*, 2018). Além disso, nota-se a obtenção de diferentes morfologias em regiões com taxas de resfriamento similares. Cabe ressaltar que, embora haja uma elevada taxa de resfriamento para as multicamadas, o tipo de solidificação não foi alterado, uma vez que o valor de  $V_s = 18$  cm/min utilizado é considerada baixa, sendo mantido a sequência da solidificação FA para o aço 316L.

A obtenção de taxas de resfriamento elevadas para todos os depósitos é reforçada ainda pela obtenção de morfologias refinadas e de diminuição do tamanho dos braços celulares dendríticos, conforme encontrado por David e Vitek (1989). Além disso, medições do teor de ferrita (FN) ao longo do perfil longitudinal e transversal da parede multicamadas, mostrados na Figura 56 e 57, indicam um aumento do valor de FN, diferente dos valores mensurados durante a etapa de condução das corridas relativas ao DOE.

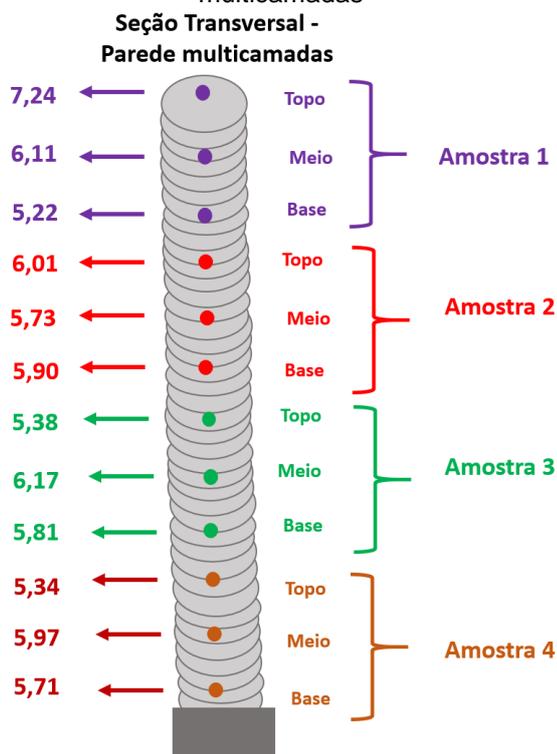
Figura 56 – Valores de teores de ferrita (FN) mensurados (em vermelho) para o perfil longitudinal da parede multicamadas – dimensões em milímetros



Fonte: Elaboração própria (2024)

Uma causa para isso seria a prevalência de maiores frações da fase ferrítica obtidas ao final da solidificação das camadas. Como o modo de solidificação deste material é FA, a obtenção de maiores valores de FN para a parede está conectada a maiores taxas de resfriamento, as quais desfavorecem a transformação  $\delta \rightarrow \gamma$  fazendo com que sejam obtidas mais frações da fase  $\delta$ . De acordo ainda com Vicente *et al.* (2024), a intensificação das taxas de resfriamento em eletrodos que tendem a se solidificar com modo FA faz com que os valores de FN aumentem devido a inibição da reação peritética  $L + \delta \rightarrow \gamma$  e, por sua vez, ao desenvolvimento da reação eutética  $L \rightarrow \delta \rightarrow \gamma$ , diminuindo assim a transformação da ferrita primária em austenita.

Figura 57 – Valores de teores de ferrita (FN) mensurados para o perfil transversal da parede multicamadas



Fonte: Elaboração própria (2024)

Na Figura 58, consegue-se perceber segmentos de destaque (segmentos de reta em preto) nos quais as ferritas globulares e aciculares encontram-se fragmentadas e tem os seus comprimentos alternados em determinadas faixas. Dessa sequência sucessiva de morfologias de ferrita globulares e aciculares, nas quais apresentam-se ora fragmentadas (quase) completamente, ora fragmentadas parcialmente e alinhadas com a direção de crescimento, é que provém o bandeamento do tipo 1, em que há uma alternância de tamanhos da mesma microestrutura da fase  $\delta$ .

A largura das bandas de solidificação está relacionada à Equação 8, proposta por Fukumoto e Kurz (1999),

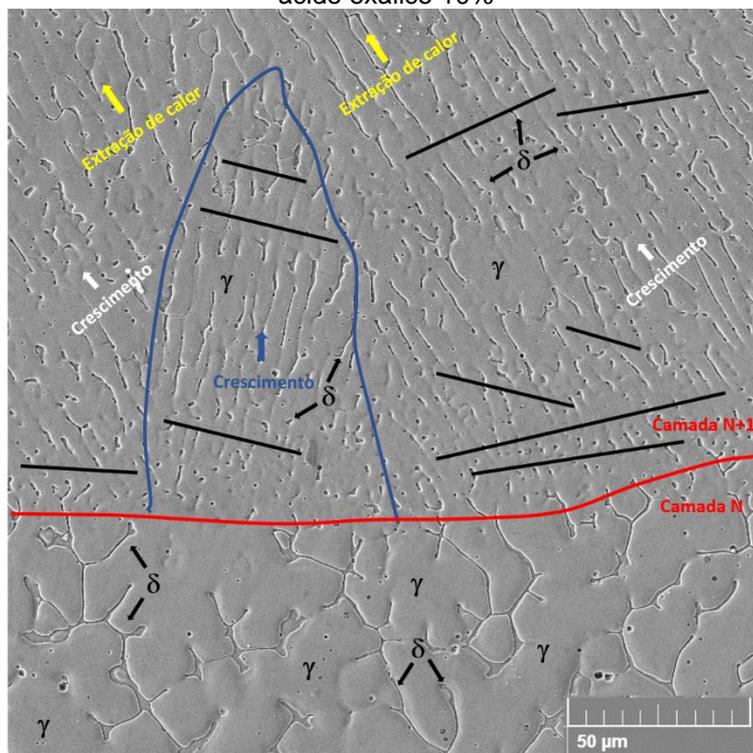
$$\Lambda = \frac{1,95}{R} \quad (8)$$

em que  $\Lambda$  é a largura das bandas e  $R$  é a taxa de crescimento. O aporte térmico oscilante do processo GMAW-P faz com que  $R$  varie localmente de maneira periódica

na região entre duas camadas consecutivas, promovendo, deste modo, diferentes larguras de bandas microestruturais.

Pode-se ainda estimar os valores de  $G$  nas regiões entre dois depósitos consecutivos, a partir da Tabela 12. Como  $G \times R$ , nestas regiões, possui valores médios de  $6,44 \times 10^3$  K/s e a velocidade de crescimento ( $R$ ) é, no máximo, igual à velocidade de deposição ( $V_s = 3$  mm/s), os menores valores de  $G$  serão aproximadamente iguais  $2,15 \times 10^6$  K/m, sendo estes valores próximos aqueles registrados durante o processamento a laser (David; Vitek, 1989). Esta estimativa explica o porquê de o bandeamento microestrutural observado ser do tipo 1 e estar localizado nas regiões mais inferiores do cordão, pois mesmo com oscilações do valor de  $R$ , o parâmetro  $G/R$  não varia o suficiente para ocorrer mudanças de frentes de solidificação de celular dendrítico para colunar dendrítico, uma vez que  $G$  é muito elevado nas regiões entre camadas consecutivas durante a solidificação. Portanto, a oscilação dos valores de  $R$  promovem uma oscilação dos valores de  $G \times R$  de modo que a frente de solidificação celular dendrítica fornece periodicamente morfologias mais finas e mais grosseiras de maneira alternada.

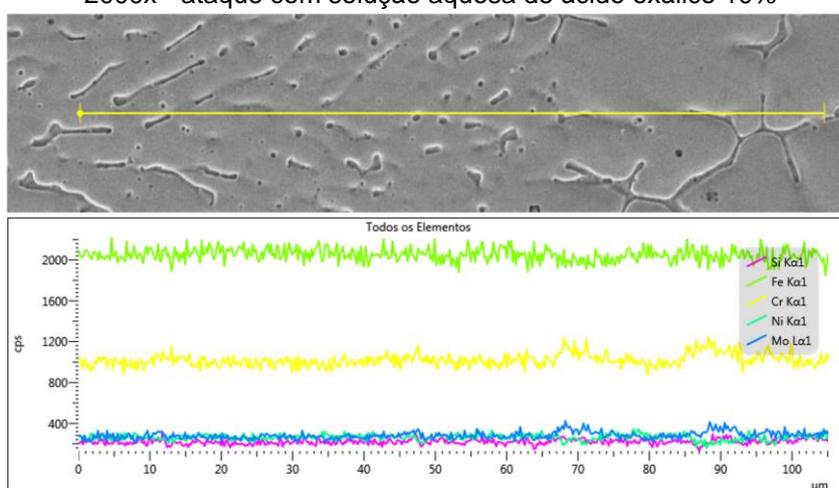
Figura 58 – Detalhe para obtenção do contorno de grão de solidificação e faixas indicando alteração de tamanho da ferrita globular (em preto) – magnificação: 1000x - ataque com solução aquosa de ácido oxálico 10%



Fonte: Elaboração própria (2024)

Ao se analisar o perfil de composição química linear desta região, ilustrado na Figura 59, entre o contorno de grão de solidificação e a fronteira entre as camadas sucessivas, previamente apresentado na Figura 58, obtêm-se um perfil aparentemente homogêneo dos elementos Fe, Cr, Ni, Mo e Si, exceto nas regiões que cruzam as ferritas de diferentes morfologias. Este resultado destaca que o bandeamento microestrutural obtido não possui origem na microsegregação dos elementos presentes no aço 316L.

Figura 59 – Perfil de composição química ao longo da interface entre 2 camadas – magnificação: 2000x - ataque com solução aquosa de ácido oxálico 10%



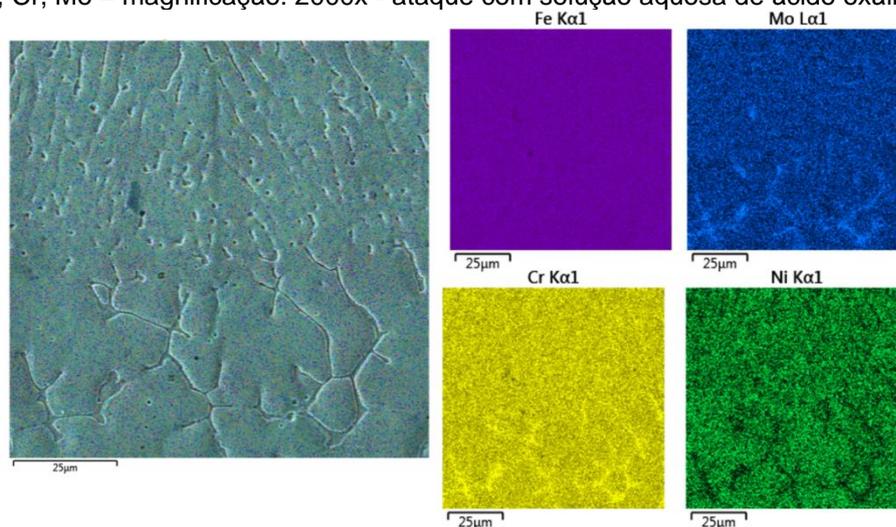
Fonte: Elaboração própria (2024)

Durante a solidificação da ferrita, obtêm-se o particionamento de elementos químicos favoráveis à estabilização dessa fase, sendo estes o Cr e o Mo. Adicionalmente, observar uma diminuição dos perfis de composição química para o Ni ao se transpassar a ferrita. Isso pode ser explicado pelo rejeito de Ni para o espaço interdendrítico, o qual promove a formação da fase austenítica.

O particionamento de elementos químicos que ocorre durante a solidificação das fases pode ser observado com ainda mais detalhes na Figura 60, que expõe os mapas de composição química para a região ampliada da Figura 59. O perfil de composição química de Fe mantém-se estável, mas é possível notar que as morfologias da fase  $\delta$  apresentadas são ricas em Cr e Mo, e pobre em Ni. Contrariamente, a austenita é rica em Ni e pobre em Cr e Mo. A distribuição desses elementos se dá de maneira que a ferrita ( $\delta$ ), já previamente formada, é mais rica em Cr do que as regiões interdendríticas, que são pobres em Cr (Kou, 2002). O empobrecimento de Cr, concomitante à presença de Ni, dessas regiões promovem

condições quimicamente mais favoráveis à nucleação e, posteriormente ao crescimento da fase austenítica ( $\gamma$ ) adjacente à fase ferrítica (Lippold; Kotecki, 2005; Kou, 2002).

Figura 60 – Composição química da região entre 2 camadas consecutivas que destaca os teores de Fe, Ni, Cr, Mo – magnificação: 2000x - ataque com solução aquosa de ácido oxálico 10%



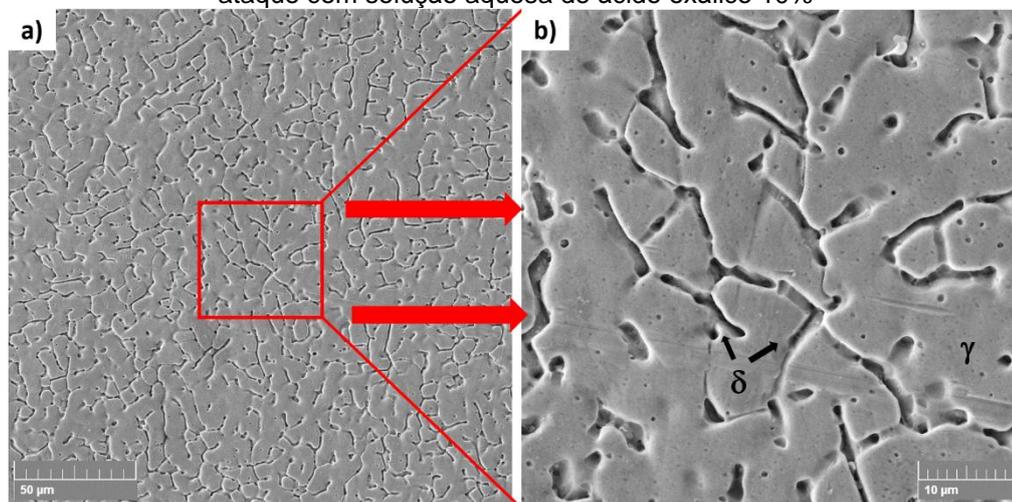
Fonte: Elaboração própria (2024)

As regiões mais periféricas e laterais dos depósitos apresentam uma distribuição de ferritas vermiculares diferentes das apresentadas até este momento para a região central, interfacial e de ponta-de-dedo. A Figura 61 exibe uma micrografia das regiões mais laterais dos depósitos, na qual visualiza-se ferritas com aspecto vermicular em transição para o globular. Nesta região, as ferritas, que ainda conservam certos aspectos vermiculares, não apresentam, visualmente, orientação definida, mas exibem ramos colunares dendríticos primários parcialmente fragmentados. Esse conjunto de ferritas vermiculares parcialmente globulizadas é presente em todas as regiões superiores e laterais, as quais se distanciam da região de ponta-de-dedo dos depósitos, indicando uma globulização de menor intensidade nesta região.

Durante a solidificação destas regiões mais periféricas (superiores e laterais) do depósito, o gradiente térmico é menor e a taxa de crescimento é maior, levando a um superresfriamento constitucional ( $G/R$ ) menor. Isso promove a mudança das estruturas celulares dendríticas em colunares dendríticas, permitindo o surgimento das morfologias vermiculares e lacy da ferrita. Adicionalmente, como a poça de fusão ainda está agitada pela pulsação do arco, o crescimento das estruturas colunares é

periodicamente interrompido e, portanto, ainda promove a fragmentação dos ramos dendríticos.

Figura 61 – Micrografia das regiões laterais e periféricas dos depósitos – magnificação: 1000x - ataque com solução aquosa de ácido oxálico 10%

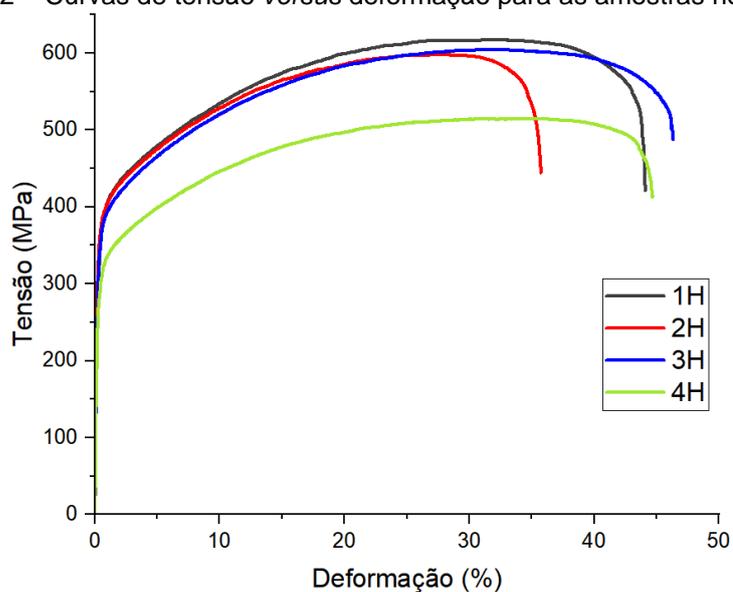


Fonte: Elaboração própria (2024)

#### 4.7 Resistência mecânica e Resistência ao impacto

As curvas de tensão *versus* deformação provenientes do ensaio de tração são exibidas na Figura 62 e 63, para as amostras horizontais e verticais, respectivamente. Em se tratando das amostras horizontais, pode-se observar maiores valores de tensão de escoamento e de limite de resistência à tração para a amostra 1H.

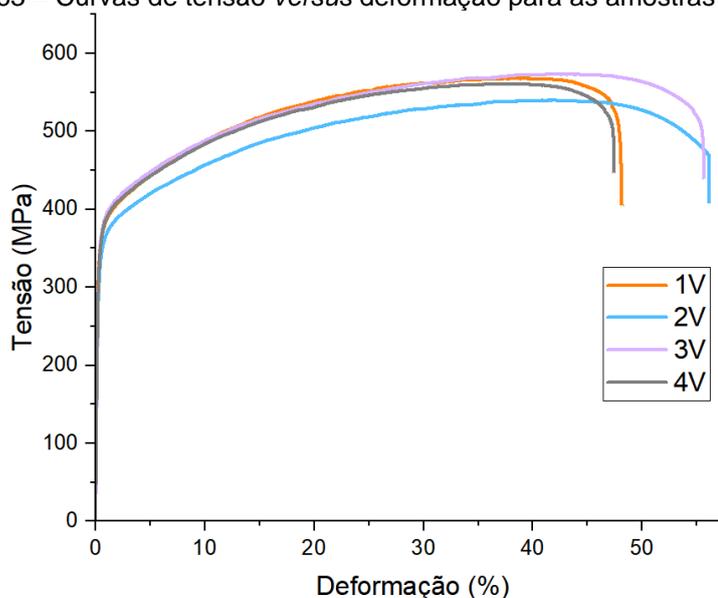
Figura 62 – Curvas de tensão *versus* deformação para as amostras horizontais



Fonte: Elaboração própria (2024)

A respeito das amostras verticais, maiores valores de limite de resistência à tração foram encontrados para a amostra 3V. Nota-se, portanto, maiores valores de tensão de escoamento e limite de resistência à tração para as amostras horizontais em comparação com as amostras verticais. Esse resultado alicerça o que já foi obtido em trabalhos anteriores, nos quais apresentam uma anisotropia em relação à orientação das amostras consideradas para o ensaio (Andrade *et al.*, 2024; Gowthaman; Jeyakumar; Sarathchandra, 2023; Vora *et al.*, 2022). Segundo estes autores, a anisotropia encontrada pode ser proveniente de múltiplos fatores, incluindo a uniformidade de depósito das camadas, a densidade de poros e defeitos encontrados ao longo das camadas, e aos ciclos de aquecimento e resfriamento das camadas durante o processo de fabricação.

Figura 63 – Curvas de tensão *versus* deformação para as amostras verticais



Fonte: Elaboração própria (2024)

Além destas razões, Palmeira Belotti *et al.* (2022) apontam que o crescimento dos grãos dos depósitos na MADA se dá de maneira mais estável e proeminente na direção longitudinal, fazendo com que os grãos fiquem orientados paralelamente à direção de deslocamento da tocha.

A Tabela 13 apresenta, de forma resumida, os valores de tensão de escoamento, limite de resistência à tração (LRT) e deformação máxima para as amostras verticais e horizontais. Estes resultados se mostraram superiores a múltiplos trabalhos anteriores reportados na literatura (Gowthaman; Jeyakumar; Sarathchandra, 2023; Kumar *et al.*, 2022; Reza Tabrizi *et al.*, 2021; Vora *et al.*, 2022;).

Observa-se que, comparativamente, os corpos de prova horizontais possuem maiores valores de tensão de escoamento e limite de resistência à tração, mas, ao mesmo tempo, possuem uma maior dispersão destes valores. De modo contrário, a deformação máxima obtida para os corpos de prova horizontais ( $32,6 \pm 4,5$ ) foi menor quando comparada aos verticais ( $41,7 \pm 4,6$ ).

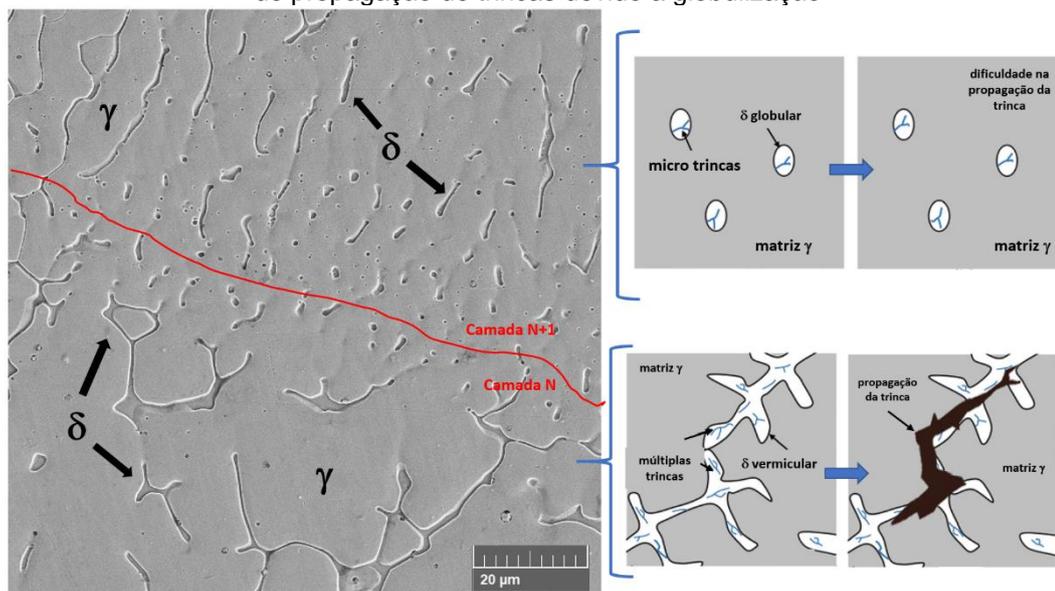
Tabela 13 – Valores de tensão de escoamento, limite de resistência à tração e deformação máxima para as amostras horizontais e verticais provenientes do ensaio de tração

Amostras	Escoamento (MPa)	Escoamento - médio (MPa)	LRT (MPa)	LRT - médio (MPa)	Deformação máxima (%)	Deformação máxima - média (%)
1H	371,7	$357,3 \pm 30,1$	639,8	$602,3 \pm 47,2$	33,9	$32,6 \pm 4,5$
2H	382,1		616,5		25,9	
3H	361,4		619,5		36,1	
4H	313,9		533,2		34,7	
1V	357,8	$353,2 \pm 13,4$	584,7	$575,8 \pm 14,4$	38,0	$41,7 \pm 4,6$
2V	333,6		555,5		45,9	
3V	363,7		587,4		45,6	
4V	357,8		575,8		37,3	

Fonte: Elaboração própria (2024)

Podem-se traçar relações entre a microestrutura obtida para os depósitos e as suas propriedades mecânicas. Por exemplo, a diminuição e a dissolução dos ramos dendríticos e interdendríticos é em parte responsável pela obtenção de maiores valores de tensões de escoamento e limite de resistência à tração das amostras ensaiadas. Além disso, segundo Wang, Chen e Rong (2020), a mudança de morfologia obtida para a ferrita, de vermicular ou lacy para globular, promove o aumento de resistência de dois (2) modos diferentes. As ferritas globulares dificultam o alinhamento e a propagação das micro trincas que necessitam se propagar pelos ramos dendríticos das ferritas vermiculares ou lacy; a mudança morfológica contribui para restringir o movimento de discordâncias devido a maior quantidade de ferritas espalhadas ao longo das camadas. Além disso, os autores afirmam que um maior espalhamento das ferritas globulares dificulta a propagação de micro trincas já presentes na fase  $\delta$  devido à necessidade de mudanças de orientação durante a propagação destas. Um perfil microscópico comparativo entre as morfologias da fase  $\delta$  é apresentado na Figura 64.

Figura 64 – Microscopia eletrônica de varredura da interface entre camadas ressaltando a dificuldade de propagação de trincas devido a globulização



Fonte: Adaptado de Wang, Chen e Rong (2020)

Similarmente encontrado por Reza Tabrizi *et al.* (2021), a utilização do arco pulsado, na deposição do aço 316L, está relacionada à obtenção de maiores energias de ruptura devido à alteração das morfologias de ferrita, de vermicular para globular, encontradas após a etapa de deposição e redução do tamanho de grão, ambos fenômenos causados pela agitação da poça de fusão no processo pulsado. O aumento do valor de FN mensurado também possui relação com valores mais elevados de tensão de escoamento e de limite de resistência à tração quando comparados com os valores do aço 316L fabricado via rota convencional. Isso porque o aumento dos valores de FN estão relacionados a um maior percentual de ferrita, a qual possui menos sistemas de escorregamento do que a austenita e, portanto, ofereceria uma maior resistência mecânica para as amostras ensaiadas (Reza Tabrizi *et al.*, 2021; Weinberger; Boyce; Battaile, 2013).

Além disso, as propriedades de tensão de escoamento, limite de resistência à tração e deformação obtidas para a parede multicamadas são superiores às exigidas para os depósitos de 316L na norma ISO 14343 (2017) e para os produtos fundidos de aço inox de acordo com a norma ASTM A473-15 (2016).

Mais recentemente, Wallin (2020) explica da necessidade de se converter os valores de energias de impacto dos corpos de prova sub-size do ensaio de impacto utilizando uma relação não linear apresentada na Equação 9. Nesta equação,  $KV_{10-US}$

é o valor aproximado equivalente de energia de impacto para a amostra de tamanho *full-size*.

$$KV_{10-US} \approx 2,04 \cdot KV_{5-US} + \left( \frac{KV_{5-US}}{62,6} \right)^{14} \quad (9)$$

O motivo para isso é que a extrapolação linear, geralmente utilizada, é limitada à obtenção de energias de impacto a partir de 27 J para corpos de provas de 10 × 5 mm, o que corresponderia a 54 J para o corpo de prova *full size*. A Tabela 13 apresenta os valores das energias de impacto calculadas segundo o processo convencional sugerido pela norma ASTM A473-15 (2016).

Tabela 14 – Valores de energia impacto para os corpos de ensaio Charpy.

Amostras	Energia absorvida – sub-size 10 × 5 (J)	Energia absorvida – full size corrigido (J)
1H	55	112,3
2H	52,5	107,1
3H	51	104,1
4H	46	93,8
1V	62,5	128,5
2V	55	112,3
3V	58	118,6
4V	58	118,6

Fonte: Elaboração própria (2024)

Diferentemente do que foi obtido por Vora *et al.* (2022), as amostras horizontais localizadas nas regiões superiores (1H, 2H) apresentaram maiores valores de energias de impacto do que as amostras horizontais localizadas nas regiões inferiores da parede multicamadas (3H, 4H). Uma das razões para isso é a associação com a presença de maiores valores de teores de ferrita (FN) para as porções horizontais mais superiores da parede multicamadas. Kumar *et al.* (2022) concluíram que os mecanismos de aumento de resistência para os corpos multicamadas de aço 316L provenientes da MADA estão relacionados à presença da ferrita ( $\delta$ ), que contribui simultaneamente para: obtenção de uma fase com menos planos de escorregamento ( $\delta$ ) distribuída em uma matriz de fase mais dúctil ( $\gamma$ ); e a formação de discordâncias geometricamente necessárias na região interfásica para acomodar o desalinhamento entre as fases  $\delta$  e  $\gamma$  durante a solidificação. Portanto, a presença de uma maior

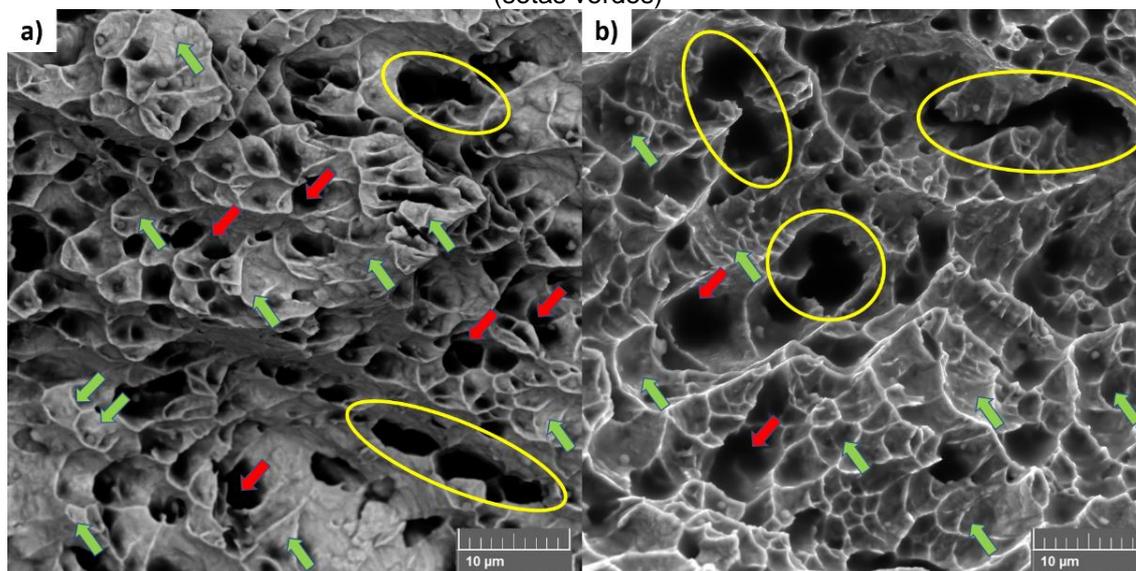
quantidade de ferrita nas regiões superiores horizontalmente distribuídas contribuiu para a obtenção de maiores valores de resistência ao impacto uma vez que uma maior quantidade de regiões de interfase  $\gamma/\delta$  está relacionada ao aumento de resistência das estruturas manufaturadas aditivamente pela MADA.

Nota-se ainda que as maiores energias de impacto foram obtidas, neste caso, para as amostras verticais. Neste caso, vale lembrar que o entalhe dos corpos de ensaio com orientação vertical é perpendicular à direção transversal da estrutura multicamadas, ou seja, o entalhe é paralelo à direção longitudinal dos depósitos. Deste modo, a consolidação e continuidade horizontal contribuíram para que a resistência ao impacto das amostras verticais fosse maior do que as horizontais. Observa-se que a diferença entre o menor (93,8 J) e o maior valor (128,5 J) de resistência ao impacto diferem cerca de 37%, algo que pode vir a se tornar um fator preponderante em aplicações que exigem elevada tenacidade (Wallin, 2020)

A anisotropia das propriedades de impacto para a MADA do 316L já foi relatada em outros trabalhos considerando apenas diferentes porções dos depósitos, ou seja, comparando-se amostras de mesma orientação em porções variadas das multicamadas (Vora *et al.*, 2022). Deste modo, os resultados deste trabalho trazem à tona as diferenças de resistência ao impacto obtida pelas distintas orientações das camadas.

Embora haja uma diferença na resistência ao impacto entre as amostras horizontais e verticais, a fratura de ambos apresenta aspectos dúcteis. As fractografias das amostras 1H e 4V podem ser visualizadas, respectivamente, nas imagens a) e b) da Figuras 65. Ambas figuras apresentam o coalescimento de microvazios (detalhes em amarelo) formados a partir dos espaços vazios originais (setas vermelhas), que se originaram durante a ruptura do corpo de ensaio, e a presença de microcavidades (setas verdes) ou, ainda, alvéolos com aspecto fibroso e facetado.

Figura 65 – Fractografias dos corpos de ensaio de impacto Charpy a) 1H e b) 4V evidenciando microvazios coalescidos (amarelo), microvazios isolados (setas vermelhas) e microcavidades/alvéolos (setas verdes)



Fonte: Elaboração própria (2024)

É possível notar ainda que as microcavidades possuem formato parabólico, o que possibilita inferir que o processo de ruptura se deu na forma de cisalhamento ou rasgamento (ASM Handbook, 1996). Tanto para os corpos de ensaio verticais como para os horizontais, a aparência das microcavidades é influenciada pela direção de deformação do material, tornando-se paralelas com a direção de cisalhamento ou rasgamento (ASM Handbook, 1996). As microcavidades se originam a partir da progressiva deformação plástica e, eventualmente, aumentam em quantidade pela coalescência dos microvazios ao longo da superfície de fratura (ASM Handbook, 1996). O tamanho das microcavidades encontradas na superfície dos corpos verticais e horizontais situa-se entre 2 e 4  $\mu\text{m}$ . Segundo Andrade *et al.* (2024) e Wang, Xue e Wang (2019), este tamanho, considerado elevado, está associado à elevada ductilidade das estruturas multicamadas do 316L.

Gowthaman, Jeyakumar e Sarathchandra (2023), Vora *et al.* (2022) e Wang, Xue e Wang (2019) relatam a conexão entre excelente ductilidade e resistência ao impacto dos corpos de 316L provenientes da MADA através do surgimento de microcavidades distribuídas de forma uniforme ao longo da superfície de fratura dos corpos de prova de impacto. Entretanto, os mesmos autores não relatam a diferença de amostras verticais e horizontais nos valores de energia de impacto para o 316L. A comparação entre as orientações e das superfícies de fratura das amostras é feita por Waqas *et al.* (2018). Embora tenham trabalho com material de adição diferente

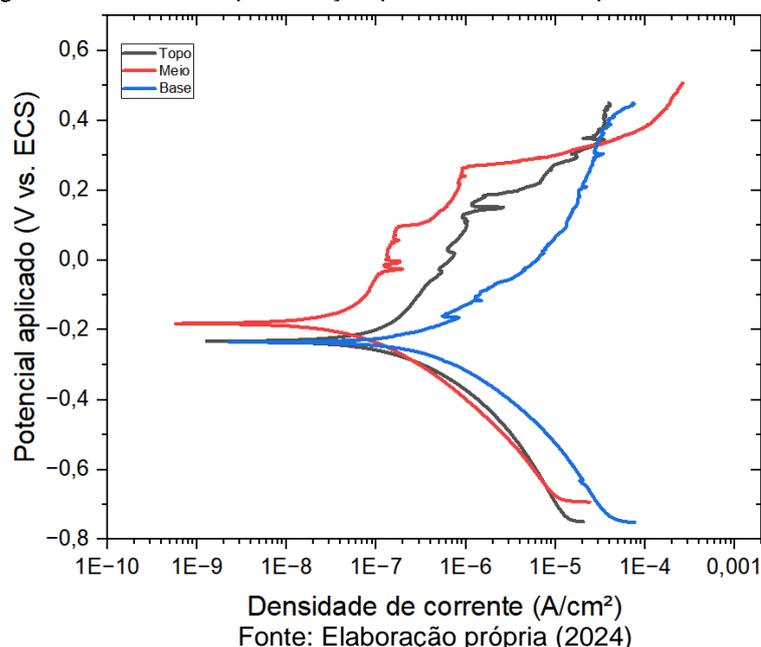
(ER70S-6), os autores também concluíram que as amostras verticais apresentaram maiores valores de energia de impacto e que, em ambas orientações, a fratura foi caracterizada como dúctil (apresentaram sinais de cisalhamento e rasgamento). As diferenças entre as energias de impacto já foram reportadas com valores menores (10%).

Logo, é possível perceber a potencialidade da aplicação do GMAW-P na MADA do 316L para a obtenção de estruturas multicamadas de elevadas propriedades mecânicas e resistência, sendo superiores às obtidas por processos convencionais de fabricação desta liga.

#### 4.8 *Ensaio de resistência à corrosão*

Os ensaios de polarização forneceram dados comparativos relacionados à corrente de corrosão, ao potencial de passivação e ao potencial de corrosão da superfície transversal das amostras. Neste caso, buscou-se entender o comportamento de exposição à solução salina e verificou-se a continuidade das propriedades de resistência à corrosão das superfícies transversais expostas do corpo multicamadas. Os ensaios de polarização potenciodinâmica forneceram resultados diversificados de potenciais de passivação ( $E_{pass}$ ) e densidade de corrente de corrosão ( $I_{corr}$ ) para cada amostra. Os resultados de polarização podem ser vistos na Figuras 66 a 69, as quais apresentam as curvas de Tafel das regiões de topo, de meio e de base para cada amostra ensaiada.

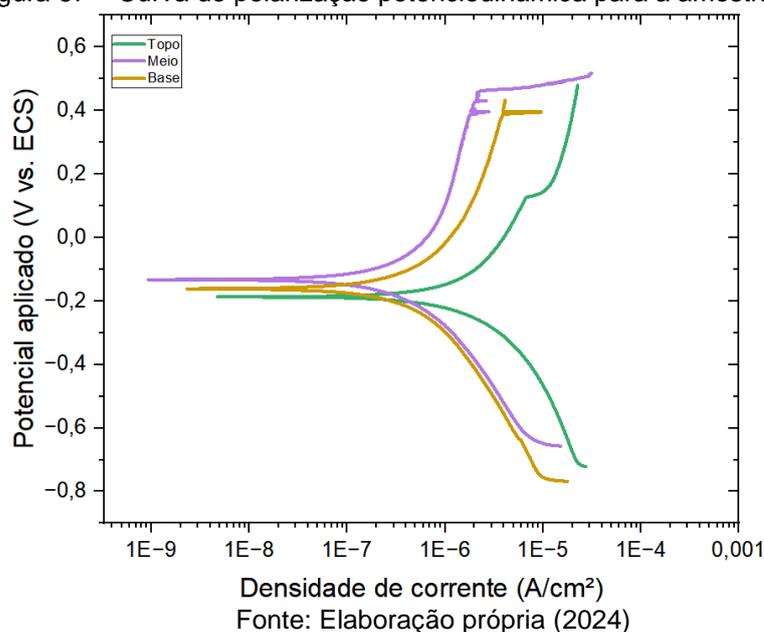
Figura 66 – Curva de polarização potenciodinâmica para a amostra 1



Na Figura 66, verifica-se pelo formato da curva que há a formação de pits metaestáveis, a partir de valores de potenciais entre 0,110 V e 0,180 V, nas três regiões consideradas para a amostra 1. A formação de pits metaestáveis está associada à sucessivas dissoluções e reformações da camada de óxido de cromo – composta principalmente de  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  – na superfície do 316L (Sander *et al.*, 2020). Para a amostra 1, a dissolução da camada passiva ocorre a partir do aumento da densidade de corrente, em potenciais de -0,207 V, -0,154 V e -0,174 V, respectivamente para as regiões de base, meio e de topo. Os valores de potenciais de passivação ( $E_{\text{pass}}$ ), associados à dissolução efetiva da camada passiva, foram de 0,421 V, 0,268 V e 0,221 V, nessa ordem, para as regiões de base, meio e de topo.

Para a amostra 2 (Figura 67), foram registrados, respectivamente, valores de potenciais de -0,187 V, -0,132 V e -0,162 para as regiões de topo, meio e de base, os quais indicam o início do aumento da densidade de corrente associada à dissolução anódica do material. Para esta amostra, a passivação começa em valores de potenciais de -0,160V, -0,115 V e -0,120V respectivamente, nas localidades de topo, meio e de base. Novamente, estes valores estão associados à dissolução camada passiva de óxido de cromo ( $\text{Cr}_2\text{O}_3$ ), a qual é compacta, fina e aderente à superfície do material depositado (Sander *et al.*, 2020).

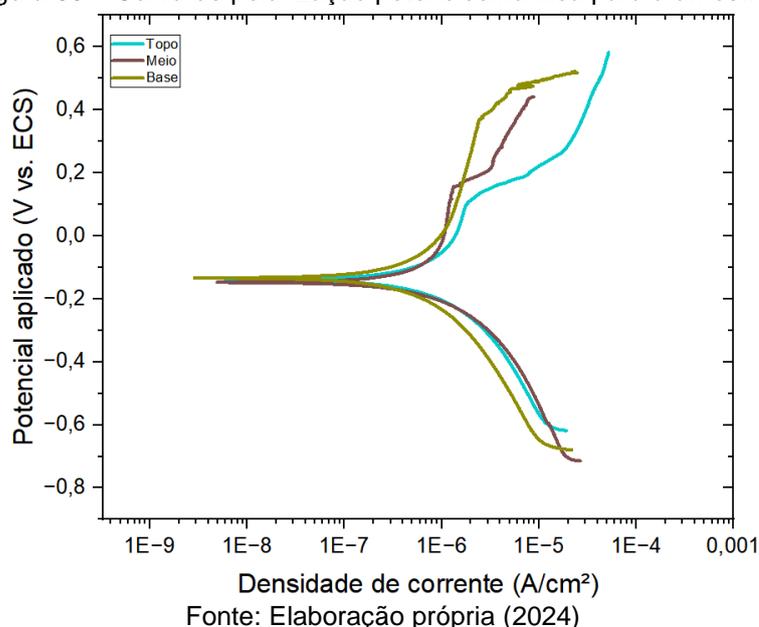
Figura 67 – Curva de polarização potenciodinâmica para a amostra 2



O processo de passivação estende-se ao longo da curva, atingindo valores de  $E_{\text{pass}}$  de 0,126 V, 0,459V e 0,388V, respectivamente nas regiões de topo, do meio e de base. Além disso, analisando a curva relativa à porção média e de base da amostra 2, é possível notar regiões de súbito aumento da densidade de corrente correspondente aos valores de, aproximadamente, 0,39V. Novamente, é possível constatar a formação de pits metaestáveis para esta amostra. A presença de pits metaestáveis também é reportada por Brand, Moeini e Mărginean (2023), Penot *et al*, (2023) e Wang *et al.* (2022), os quais utilizaram GMAW convencional para fabricação de blocos multicamadas de 316L e identificaram a presença de pits metaestáveis em diferentes seções de consecutivas deposições. Para o aço 316L, a origem dos pits metaestáveis está associada à múltiplos fatores e alguns autores divergem quanto às principais causa para o seu surgimento utilizando a MADA. Para Brand, Moeini e Mărginean (2023), em certas condições, a formação dos pits metaestáveis é induzida pela presença de inclusões, tal como o MnS que, ao se dissolverem, promovem o aparecimento de regiões com elevados gradientes de Mn, Cr e outros metais. Estas inclusões são bastante presentes nos componentes provenientes de rotas convencionais de fabricação, mas não são comuns na MADA devido aos elevados gradientes térmicos do processo. Mais recentemente, Wang *et al.* (2022) afirmam que as inclusões de MnS têm pouco efeito na formação dos pits metaestáveis nas amostras fabricadas via MADA, sendo mais proeminente o efeito da microsegregação

de Cr e Ni ocorrida durante a solidificação e transformações de fases ocorridas no estado sólido entre ferrita e a austenita, as quais ocorrem principalmente nas consecutivas regiões de interface entre camadas adjacentes.

Figura 68 – Curva de polarização potenciodinâmica para a amostra 3

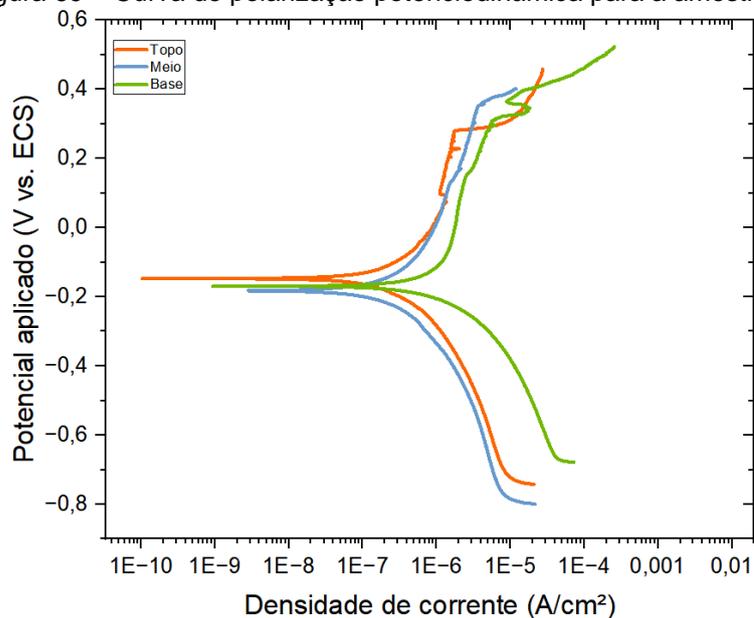


Na Figura 68, observa-se que há pouco registro de pits metaestáveis, senão aquele presente na região final a região de rompimento da camada passiva para a região de base ( $E_{\text{pass}} = 0,466$  V). Para as regiões de meio e de topo, observa-se uma possível repassivação, ou passivação secundária, acontecendo em valores de 0,228 V e 0,284 V, respectivamente. Este fenômeno, pode estar associado, não exclusivamente, à presença de Mo no aço 316L, o qual atua na formação e estabilização da camada passiva e contribui para menor propagação dos pits por diminuir a microsegregação de Cr e Ni (Sander *et al.*, 2020). A região de base foi a que apresentou o maior valor de  $E_{\text{pass}}$  como sendo 0,482 V.

Na Figura 69 é apresentada as curvas de polarização para a amostra 4. Assim como observado anteriormente nas amostras 1, 2 e 3, também se observa a formação de pits metaestáveis na amostra 4. Verifica-se que os potenciais associados a estes eventos se dão em 0,105 V, 0,165 V e 0,263 V para as regiões de topo, de meio e de base, nesta ordem. Como anteriormente observado, há alguns eventos de possíveis passivações secundárias para as regiões de topo e base, iniciando em 0,310 V e 0,371

V respectivamente. Para esta amostra, os valores associados a  $E_{\text{pass}}$  foram de 0,249 V, 0,334 V e 0,321 V.

Figura 69 – Curva de polarização potenciodinâmica para a amostra 4



Fonte: Elaboração própria (2024)

Em se tratando do processo utilizado para a deposição das camadas, observa-se que o GMAW-P também pode induzir comportamentos metaestáveis de surgimento de pits. De uma maneira geral, os potenciais anódicos associados à formação de pits metaestáveis registrados neste trabalho são maiores que alguns daqueles encontrados por Wang *et al.* (2022), os quais fabricaram blocos multicamadas utilizando o processo CMT. Esse resultado indica que as amostras desse trabalho apresentam maiores resistência à formação de pits metaestáveis, sendo possível passivações secundárias. O trabalho de Wang *et al.* (2022) aponta ainda que a formação de pits tende a acontecer na região de interfase  $\gamma/\delta$  das estruturas multicamadas, devido à maior energia superficial disponível à nucleação destes. Portanto, uma maior dissolução dos ramos dendríticos primários e secundários da ferrita, ocasionado pelo processo GMAW-P, diminuindo a quantidade de interfases propícias à formação de pits, pode afetar positivamente a resistência à corrosão. Adicionalmente, a formação de morfologias descontínuas de ferrita, favorecida pelo processo de oscilações do arco, proporciona uma menor instabilidade da camada passiva de óxido, a qual é causada pelos diferentes teores de cromo das fases  $\delta$  e  $\gamma$ , presentes nos depósitos multicamadas (Penot *et al.* 2023).

A relação entre as diferentes morfologias de ferrita e a resistência à corrosão das estruturas de 316L fabricadas pela MADA não é reportada na literatura, até o presente momento. Entretanto, mais recentemente, os resultados de Kadoi, Kogure e Inoue (2023) possibilitaram uma melhor compreensão sobre a relação entre as morfologias da ferrita – lathy e vermicular – e a resistência à corrosão do aço 304L. Este estudo aponta que maiores quantidades de ferrita lathy, em comparação com a morfologia vermicular, pode influenciar positivamente na resistência à corrosão dos aços inoxidáveis devido à menor possibilidade de precipitação de  $Cr_{23}C_6$  nas interfaces entre a fase  $\delta$ -lacy e a fase  $\gamma$ , sendo limitada a partir do estabelecimento da relação de Kurdjumov-Sachs entre estas fases durante após a solidificação dos aços inoxidáveis. Consequentemente, fatores que influenciem na obtenção de menores quantidades de ferrita ou que alterem a morfologia desta fase de modo a diminuir a energia interfacial com a fase austenítica, são favoráveis à obtenção de maiores resistência à corrosão. Deste modo, nota-se que a utilização do processo GMAW-P na MADA do aço 316L está, novamente, associada a um aumento de resistência à corrosão pela globulização das morfologias vermiculares e lacy, sendo ambos causados pelos efeitos de pulsação e oscilações de corrente do arco, os quais dissolvem as morfologias de ferrita e promovem maiores taxas de resfriamento.

A Tabela 15 apresenta, de forma resumida, os valores de potencial de corrosão ( $E_{corr}$ ), potencial de passivação ( $E_{pass}$ ) e densidade de corrosão ( $J_{corr}$ ) para as amostras ensaiadas. Ao se comparar todas as regiões das amostras ensaiadas, observa-se que as amostras 2 e 3 apresentaram maiores valores de resultados de  $J_{corr}$ .

Brand, Moeini e Mărginean (2023) e Penot *et al.* (2023) apontam que, mesmo com a presença do comportamento metaestável dos pits, as estruturas multicamadas fabricadas por MA possuem potencial anódico de formação de pits maiores que os produtos de 316L oriundos da rota convencional. Para uma diminuição da corrente de corrosão e aumento dos valores de  $E_{pass}$ , Chen *et al.* (2018) e Penot *et al.* (2023) indicam a utilização de tratamentos térmicos que promoveriam a dissolução adicional dos ramos dendríticos.

Entretanto, os principais parâmetros dos tratamentos térmicos - tempo e temperatura – da fabricação via MADA do aço 316L ainda estão sendo pesquisados, por se tratar de um recente processo de fabricação. Neste contexto, as pesquisas em curso, visam evitar a precipitação indesejada de fases deletérias, as quais prejudicam

a resistência à corrosão dos componentes manufacturados (Chen *et al.*, 2018; Penot *et al.*, 2023).

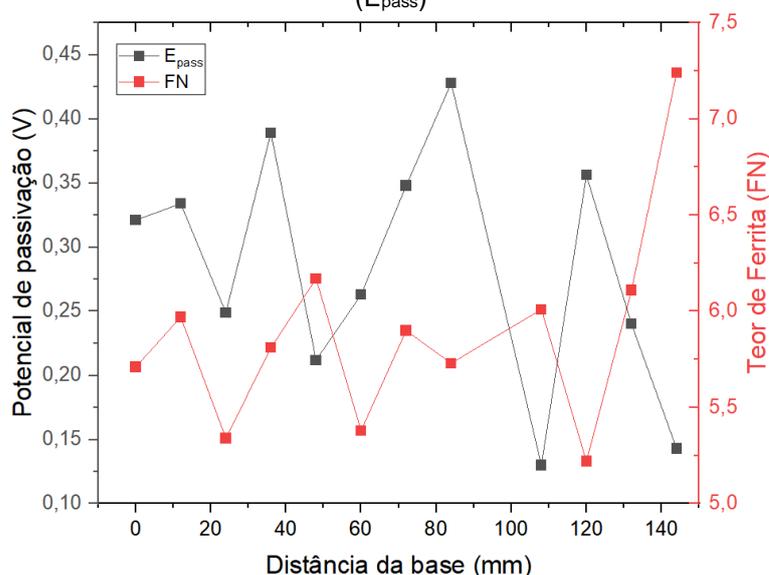
Tabela 15 – Valores de potencial de passivação, potencial de corrosão e densidade de corrente de corrosão das amostras 1, 2, 3 e 4 no ensaio de polarização

Amostra	Região	$E_{pass}$ - médio (V)	$E_{corr}$ - médio (V)	$J_{corr}$ - médio ( $\mu A/cm^2$ )
1	Topo	0,143	-0,222	0,176
	Meio	0,240	-0,161	0,059
	Base	0,356	-0,233	0,383
2	Topo	0,130	-0,186	3,958
	Meio	0,428	-0,132	1,012
	Base	0,348	-0,162	1,227
3	Topo	0,263	-0,136	0,724
	Meio	0,212	-0,145	1,321
	Base	0,389	-0,133	1,437
4	Topo	0,249	-0,155	0,640
	Meio	0,334	-0,181	0,801
	Base	0,321	-0,167	2,069

Fonte: Elaboração própria (2024)

A Figura 70 ilustra a comparação entre o teor de ferrita mensurado para as regiões de topo meio e base e seus respectivos potenciais de passivação. Neste caso, identifica-se que a região de topo da amostra 1, a qual corresponde ao topo da parede multicamadas, possui menor resistência à corrosão em comparação com as outras regiões na mesma amostra.

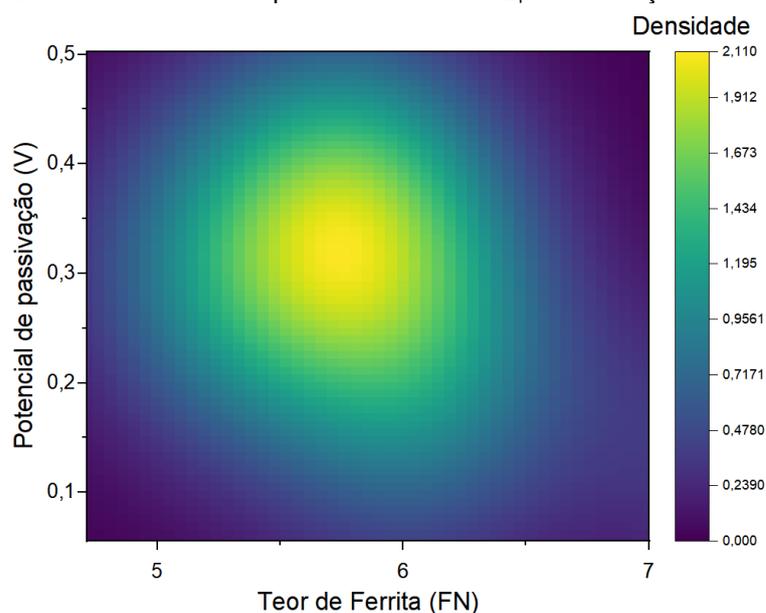
Figura 70 – Verificação de relação linear entre o teor de ferrita (FN) e o potencial de passivação ( $E_{pass}$ )



Fonte: Elaboração própria (2024)

É possível verificar que o potencial de passivação acompanha a variação do teor de ferrita até distâncias de 50 mm da base. Após isso, observa-se um comportamento contrário à tendência de aumento e diminuição do potencial de passivação. Mais especificamente, entre 60 a 140 mm da superfície, o valor de  $E_{pass}$  oscila de maneira contrária aos valores de FN, de modo que o aumento do teor de ferrita a partir de 6 FN faz com que o  $E_{pass}$  diminua, sendo registrado um dos menores valores  $E_{pass}$  na região de topo da parede multicamadas. Além disso, ao compararmos os coeficientes de variação (C.V) de ambas as medidas, verifica-se que as superfícies possuem uma maior variabilidade para os valores de  $E_{pass}$  (C.V = 33,1%) do que para os valores de FN (8,9%). Este resultado demonstra que o teor de ferrita é mais homogêneo e que o seu controle se daria de maneira mais acessível do que o controle do  $E_{pass}$  ao longo das deposições.

Observa-se, portanto, um comportamento não uniforme de resistência à corrosão presente no perfil transversal representado pelas amostras 1, 2, 3 e 4. Além disso, é possível notar que há uma relação não linear entre FN e  $E_{pass}$ , a qual não se é reportada na literatura. Com o auxílio da Figura 71, consegue-se notar que, embora o teor de ferrita das amostras esteja no intervalo recomendado pela literatura ( $3 \leq FN \leq 10$ ), as amostras que apresentaram um valor de FN situados entre 5,5 e 6 ( $5,5 < FN < 6$ ) atingiram maiores valores de  $E_{pass}$ , representando uma resistência mais elevada à dissolução da camada passiva. Neste caso, sugere-se que as estruturas multicamadas de aço 316L fabricadas pela MADA via GMAW-P tenham intervalos de teores de ferrita ainda mais restritos ( $5 \leq FN \leq 6,5$ ), visando a obtenção de maiores potenciais de passivação e, ao mesmo tempo, mantendo maior controle para solidificação FA nestes materiais.

Figura 71 – Densidade de Kernel para os valores de  $E_{\text{pass}}$  em função dos valores de FN

Fonte: Elaboração própria (2024)

Principalmente, é possível perceber a influência do processo GMAW-P na obtenção de resistência à corrosão oriundas das morfologias encontradas durante a etapa de caracterização. A dissolução dos ramos primários e secundários das ferrita é positivamente associada ao aumento de resistência das amostras através da diminuição de regiões de interfase mais propícias à nucleação dos pits. Além disso, a obtenção de morfologias globulares, aciculares e lacy fragmentadas da fase  $\delta$ , obtidas neste trabalho, contribuem para uma maior resistência à corrosão através da diminuição da região interfacial entre as fases  $\delta$  e  $\gamma$ , ocasionados pela globulização da fase ferrítica.

## 5 CONCLUSÕES

Este trabalho permite elencar as seguintes conclusões:

- Os maiores valores de altura média encontrados foram referentes ao grupo 5, alcançando 34,35 mm. O menor valor médio encontrado foi mensurado no grupo 4, sendo encontrado 16,46 mm.
- Observou-se de forma visual que a presença de uma grande quantidade de respingos ocorreu em todos os grupos que utilizaram o valor de frequência de arco de 40 Hz, sendo estes os grupos 1, 3, 5 e 7.
- As parametrizações dos grupos 1, 3, 5, 7 e PM oferecem condições de soldagens que influenciam negativamente no tempo de fabricação, no aspecto visual qualitativo dos cordões e na estabilidade do processo de deposição das camadas. Portanto, estes grupos não são favoráveis à utilização de seus parâmetros para fabricação do corpo de ensaios.
- O grupo 6 apresenta os maiores valores de largura média, com 10,81 mm enquanto o grupo 4 apresenta os menores valores, possuindo 5,65 mm.
- O menor valor aferido para o teor de ferrita provém do conjunto de parâmetros do grupo 4. Já o maior valor mensurado é proveniente do grupo 7. Os grupos 3, 5, 7 e PM (ponto médio) resultaram em medidas de FN superiores a 6.
- Os grupos 1 e 5, assim como os grupos 6 e 8, obtiveram valores de FN semelhantes. Os valores de teores de ferrita mensurados para os grupos 2 e 6 foram diferentes, mesmo possuindo valores de aportes térmicos similares.
- Nos grupos pré-selecionados (2,4,6 e 8), o valor de microdureza Vickers foi maior para o grupo 8, obtendo um valor de  $195,28 \pm 1,29 \text{ HV}_{0,3/15}$ .
- O grupo paramétrico 8 apresentou valores de respostas favoráveis à sua seleção como condição otimizada de fabricação da parede, o que permitiu a deposição de uma estrutura multicamadas de altura média de 151,13 mm, com 96,71% de eficiência
- Os ensaios de gamagrafia verificaram a presença de descontinuidades internas de tamanhos aceitáveis, qualificando como aceita as deposições multicamadas realizadas.
- A relação H/L não é suficiente para avaliar de maneira completa a integridade geométrica dos depósitos de múltiplas camadas e, portanto, deve ser

conduzida conjuntamente à avaliação visual crítica do processo MADA por vários meios, incluindo, mas não limitado a: monitoramento da estabilidade do arco durante a deposição processo: observando a presença de respingos durante e após a deposição; e verificação da presença de descontinuidades na camada (falta de fusão ou penetração, respingos, rebaixos, saliências ou trincas no cordão).

- As condições mais estáveis de deposição são aquelas que proporcionam a obtenção de gotas mais próximas ao diâmetro do arame, promovendo a estabilidade da transferência metálica por spray controlado. Ao se utilizar condições paramétricas que forneçam diâmetros de gotas menores, ocorre uma diminuição de material depositado e, conseqüentemente, um aumento do tempo de deposição.
- Através dos valores de tensão e corrente aquisitados, observa-se a estabilidade da transferência metálica por spray controlado, de modo que a gota é direcionada à poça metálica a cada ciclo, que dura 12,5 ms. Deste modo, temos a transferência de 80 gotas por segundo para a poça de fusão. Além disso, os valores de tensão denotam a ausência de eventos de curto-circuito, reforçando a estabilidade de transferência da condição otimizada.
- As microestruturas da parede multicamadas apresentaram morfologias de ferritas vermiculares, lacy, acicular e globular, as quais são características de depósitos com solidificação do tipo FA. Entretanto, tais morfologias estão dispostas, em sua vasta maioria, de maneira parcialmente ou totalmente fragmentadas ou transformadas na matriz austenítica, sendo este processo nomeado de globulização.
- A globulização é mais preponderante em regiões interfaciais entre camadas adjacentes, na quais os efeitos de pulsação do arco e da nucleação heterogênea agem conjuntamente para modificar as morfologias da fase  $\delta$ .
- A dissolução dos ramos dendríticos primários e secundários das morfologias de ferrita obtidas é atribuída à utilização do processo GMAW-P empregado na deposição das camadas, o qual é capaz de promover perturbações e oscilações no aquecimento e resfriamento de maneira periódica e cumulativa, durante a manufatura aditiva do aço 316L.

- Devido à junção entre as oscilações e alterações causadas pela pulsação do arco no processo GMAW-P com elevadas taxas de resfriamento do processo DED, há a ocorrência de bandeamento microestrutural em uma região inferior e localizada do depósito (chamada de ponta-de-dedo). Nesta região, ocorre o fenômeno do bandeamento microestrutural do tipo 1, o qual se dá pela alternância periódica de tamanhos da fase ferrítica.
- Este trabalho permite explicar os possíveis mecanismos causais do bandeamento do aço 316L no processo GMAW-P, se tratando de um achado atual e inovador, visto que até o momento não se encontra na literatura evidências de bandeamento com utilização do material e processo utilizados.
- As propriedades mecânicas encontradas para os corpos de prova foram superiores às encontradas em trabalhos anteriores. Devido à anisotropia do processo de deposição, que favorece a manutenção de crescimento dos grãos no sentido longitudinal observou-se que os corpos de provas horizontais apresentam maiores, valores de tensão de escoamento e de limite de resistência à tração. De modo contrário, os corpos de prova verticais apresentaram maiores valores de deformação total.
- A resistência ao impacto calculadas para as amostras não variaram de maneira expressiva. Entretanto, as amostras verticais apresentaram os maiores valores de energia. Devido às limitações da norma ASTM A473-15 (2016), os valores obtidos nos ensaios tiveram que ser convertidos utilizando uma relação diferente. Isto faz com que as propriedades mecânicas obtidas para as estruturas fabricadas via MADA sejam objetos de estudos. Os corpos de ensaios de impacto apresentaram fratura de aspecto dúctil, com a presença de microcavidades parabólicas e microvazios coalescidos em múltiplas localidades. Este resultado ressalta a ductilidade obtida para as estruturas multicamadas fabricadas pelo processo GMAW-P.
- As resistências à corrosão das amostras selecionadas foram variadas, atingindo valores maiores do que aqueles em trabalhos anteriores, apresentando o comportamento de pits metaestáveis antes de atingir o potencial de passivação associado à dissolução da camada.

- O teor de FN e o potencial de passivação ( $E_{pass}$ ) não possuem relação linear direta, embora haja uma associação entre o maior valor de FN e menor valor de  $E_{pass}$  para a amostra 1.
- Neste caso, sugere-se que as estruturas multicamadas de aço inoxidável austeníticos fabricadas pela MADA via GMAW-P tenham intervalos de teores de ferrita ainda mais restritos ( $5 \leq FN \leq 6,5$ ), visando a obtenção de maiores potenciais de passivação e, ao mesmo tempo, mantendo o tipo de solidificação FA para estes materiais.

## 6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Sugere-se comparar as microestruturas obtidas a partir do processo GMAW-P com aquelas obtidas utilizando-se o processo GMAW-DP (double pulse) na MADA do aço 316L, de modo a comparar as morfologias de ferrita e o refino de grão de ambos processos. Além disso, deve-se verificar o teor de ferrita das estruturas multicamadas produzidas por ambos os processos.

Adicionalmente, recomenda-se modelar computacionalmente a transferência de calor e massa do processo de deposição das camadas na MADA do 316L a partir da perspectiva do processo GMAW-P, utilizando propriedades termofísicas e medidas geométricas das camadas para retroalimentar o modelo e, assim, aumentar a acurácia da simulação computacional.

Sugere-se ainda avaliar a resistência à fadiga, mensurar a resistência à propagação de trincas em direção ortogonal aos defeitos encontrados e avaliar a tensão residual na parede multicamadas a partir da condição otimizada de fabricação.

Posteriormente, propõe-se diferenciar e caracterizar as especificidades dos mecanismos de globulização da ferrita, sendo por transformação  $\delta \rightarrow \gamma$  ou por simples fragmentação das morfologias vermicular, lacy e acicular. Recomenda-se analisar as orientações cristalográficas, via EBSD, entre as morfologias de ferrita encontradas.

Uma futura investigação concernente à orientação cristalográfica das camadas é necessária, de modo que se possa avaliar a textura cristalográfica das morfologias encontradas neste trabalho e, deste modo, relacionar com as diferentes propriedades mecânicas dependentes da orientação.

Em relação a resistência à corrosão das amostras, sugere-se realizar ensaio de polarização cíclica e de imersão de modo a verificar o comportamento intermitente da passivação e, possivelmente, uma passivação secundária das amostras e averiguar a taxa de corrosão dos depósitos consolidados.

Há ainda a possibilidade de pesquisar e desenvolver os parâmetros de tratamentos térmicos que promoveriam o aumento da resistência à corrosão das amostras produzidas por GMAW-P. De modo que, deve-se levar em consideração e evitar os intervalos para a precipitação de carbonetos de cromo com efeitos deletérios à resistência à corrosão.

## REFERÊNCIAS

ADEBAYO, A. Characterisation of integrated WAAM and machining processes. dez. 2013.

ADEBAYO, A.; MEHNEN, J.; TONNELIER, X. Effects of solid lubricants on wire and arc additive manufactured structures. **Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture**, v. 228, n. 4, p. 563–571, 1 abr. 2014.

ANDRADE, D. G. et al. Mechanical properties of 3D printed CMT-WAAM 316LSi stainless steel walls. **Journal of Constructional Steel Research**, v. 215, p. 108527, abr. 2024.

AGHAALI, I.; FARZAM, M.; GOLOZAR, M. A.; DANAEE, I. The effect of repeated repair welding on mechanical and corrosion properties of stainless steel 316L. **Materials & Design (1980-2015)**, v. 54, p. 331–341, fev. 2014.

AHSAN, MD. R. . U. et al. Mechanisms of weld pool flow and slag formation location in cold metal transfer (CMT) gas metal arc welding (GMAW). **Welding in the World**, v. 61, n. 6, p. 1275–1285, nov. 2017.

AKBARI, M.; KOVACEVIC, R. An investigation on mechanical and microstructural properties of 316LSi parts fabricated by a robotized laser/wire direct metal deposition system. **Additive Manufacturing**, v. 23, p. 487–497, 1 out. 2018.

AMERICAN WELDING SOCIETY (Org.). **Structural welding code - steel: AWS D1.1/D1.1M:2020: an American national standard**. 24th edition, second printing. Miami, FL: AWS, American Welding Society, 2022.

APOLINARIO, L. H. R. et al. Predominant Solidification Modes of 316 Austenitic Stainless Steel Coatings Deposited by Laser Cladding on 304 Stainless Steel Substrates. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 50, n. 8, p. 3617–3628, 15 ago. 2019.

APPLEYARD, D. **Welding Pelton Runners Hydro Review**, 1 jul. 2012. Disponível em: <<https://www.hydroreview.com/business-finance/welding-pelton-runners/>>. Acesso em: 4 fev. 2023.

ARAÚJO, H.R.; TORRES, E.A.; APOLINÁRIO, L.H.R.; VICENTE, A.A.; SILVA JUNIOR, D. C.; SANTOS, T.F.A. Evaluation of mechanical performance and microstructural aspects of AISI 304 stainless steel welded joints produced by controlled short circuit GMAW and GTAW. **Welding in the World**, v. 66, p. 2443–2459, 23 set. 2022.

ASTAFUROV, S.; ASTAFUROVA, E. Phase Composition of Austenitic Stainless Steels in Additive Manufacturing: A Review. **Metals**, v. 11, n. 7, p. 1052, jul. 2021.

ASM INTERNATIONAL (Org.). **ASM Handbook Volume 3: Alloy Phase Diagrams**. 10th editon. Materials Park, Ohio: ASM International, 2016.

ASM INTERNATIONAL (Org.). **ASM Handbook Volume 19: Fatigue and Fracture**. 10th editon. Materials Park, Ohio: ASM International, 1996.

BAJAJ, P.; HARIHARAN, A.; KINI, A.; KÜRNSTEINER, P.; RAABE, D.; JÄGLE, E. A. Steels in additive manufacturing: A review of their microstructure and properties. **Materials Science and Engineering: A**, v. 772, p. 138633, 20 jan. 2020.

BARTOLOMEU, F.; BUCIUMEANU, M.; PINTO, E.; ALVES, N.; CARVALHO, O.; SILVA, F. S.; MIRANDA, G. 316L stainless steel mechanical and tribological behavior—A comparison between selective laser melting, hot pressing and conventional casting. **Additive Manufacturing**, v. 16, p. 81–89, 1 ago. 2017.

BILMES, P.; GONZALEZ, A.; LLORENTE, C.; SOLARI, M. Effect of  $\delta$  ferrite solidification morphology of austenitic stainless steel weld metal on properties of welded joints. **Welding International**, v. 10, n. 10, p. 797–808, jan. 1996.

BOURLET, C.; ZIMMER-CHEVRET, S.; PESCI, R.; BIGOT, R.; ROBINEAU, A.; SCANDELLA, F. Microstructure and mechanical properties of high strength steel deposits obtained by Wire-Arc Additive Manufacturing. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 285, p. 116759, 1 nov. 2020.

BRAND, M.; MOEINI, G.; MĂRGINEAN, G. Corrosion behavior of 316L additively produced by Directed Energy Deposition-Arc. **Materials Today: Proceedings**, v. 78, p. 242–250, 2023.

BROOKS, J.A; LIPPOLD, J.C. **Metals Handbook, vol. 6, Welding, Brazing, and Soldering**. 10th editon. Materials Park, Ohio: ASM International, 1993. (ASM Handbooks).

CADIOU, S.; COURTOIS, M.; CARIN, M.; BERCKMANS, W.; LE MASSON, P. Heat transfer, fluid flow and electromagnetic model of droplets generation and melt pool behaviour for wire arc additive manufacturing. **International Journal of Heat and Mass Transfer**, v. 148, p. 119102, 1 fev. 2020.

CARRARD, M. et al. About the banded structure in rapidly solidified dendritic and eutectic alloys. **Acta Metallurgica et Materialia**, v. 40, n. 5, p. 983–996, maio 1992.

CHAKKRAVARTHY, V.; JEROME, S. Printability of multiwalled SS 316L by wire arc additive manufacturing route with tunable texture. **Materials Letters**, v. 260, p. 126981, 1 fev. 2020.

CHEN, N.; MA, G.; ZHU, W.; GODFREY, A.; SHEN, Z.; WU, G.; HUANG, X. Enhancement of an additive-manufactured austenitic stainless steel by post-manufacture heat-treatment. **Materials Science and Engineering: A**, v. 759, p. 65–69, 24 jun. 2019.

CHEN, T.; XUE, S.; WANG, B.; ZHAI, P.; LONG, W. Study on Short-Circuiting GMAW Pool Behavior and Microstructure of the Weld with Different Waveform Control Methods. **Metals**, v. 9, n. 12, p. 1326, dez. 2019.

CHEN, X.; KONG, F.; FU, Y.; ZHAO, X.; LI, R.; WANG, G.; ZHANG, H. A review on wire-arc additive manufacturing: typical defects, detection approaches, and multisensor data fusion-based model. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 117, n. 3, p. 707–727, 1 nov. 2021.

CHEN, X.; LI, J.; CHENG, X.; WANG, H.; HUANG, Z. Effect of heat treatment on microstructure, mechanical and corrosion properties of austenitic stainless steel 316L using arc additive manufacturing. **Materials Science and Engineering: A**, v. 715, p. 307–314, fev. 2018.

CHEN, X.; LI, J.; CHENG, X.; HE, B.; WANG, H.; HUANG, Z. Microstructure and mechanical properties of the austenitic stainless steel 316L fabricated by gas metal arc additive manufacturing. **Materials Science and Engineering: A**, v. 703, p. 567–577, 4 ago. 2017.

CHENG, S.; CHENG, F.; LI, L.; LI, F.; SHAO, Z.; ZHANG, Y.; WU, S. Relationship Analysis between Multi-Parameters and Ferrite Number in GTAW Based on ANN Model. **Metals**, v. 11, n. 9, 1429, 4 set. 2021.

CONTI, M. Heat diffusion and banding in rapid solidification. **Physical Review E**, v. 58, n. 5, p. 6166–6172, 1 nov. 1998.

CUNNINGHAM, C. R.; DHOKIA, V.; SHOKRANI, A.; NEWMAN, S. T. Effects of in-process LN2 cooling on the microstructure and mechanical properties of type 316L stainless steel produced by wire arc directed energy deposition. **Materials Letters**, v. 282, p. 128707, 1 jan. 2021.

CUNNINGHAM, C. R.; FLYNN, J. M.; SHOKRANI, A.; DHOKIA, V.; NEWMAN, S. T. Invited review article: Strategies and processes for high quality wire arc additive manufacturing. **Additive Manufacturing**, v. 22, p. 672–686, 1 ago. 2018.

CUNNINGHAM, C.; WANG, J.; DHOKIA, V.; SHOKRANI, A.; NEWMAN, S. **Characterisation of austenitic 316LSi stainless steel produced by wire arc additive manufacturing with interlayer cooling**. 2019.

DAVID, S. A. Ferrite morphology and variations in ferrite content in austenitic stainless steel welds. **Welding Journal**, v. 60, n. 4, p. 63s-71s, 1981.

DAVID, S. A.; VITEK, J. M. Correlation between solidification parameters and weld microstructures. **International Materials Reviews**, v. 34, n. 1, p. 213–245, jan. 1989.

DAVIS, J. R.; ASM INTERNATIONAL (Orgs.). **Stainless steels**. Materials Park, Ohio: ASM International, 1994. (ASM specialty handbook).

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**, v. 92, p. 112–224, 1 mar. 2018.

DE LIMA, J. S. et al. Effect of wire arc additive manufacturing parameters on geometric, hardness, and microstructure of 316LSi stainless steel preforms. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, 5 mar. 2024.

DEMIRSÖZ, R.; KORKMAZ, M. E.; GUPTA, M. K.; COLLADO, A. G.; KROLCZYK, G. M. Erosion characteristics on surface texture of additively manufactured AISi10Mg alloy in SiO<sub>2</sub> quartz added slurry environment. **Rapid Prototyping Journal**, v. 28, n. 5, p. 916–932, 1 jan. 2021.

DE OLIVEIRA, L. G.; PAIVA, A. P.; BALESTRASSI, P. P.; FERREIRA, J. R.; COSTA, S. C.; CAMPOS, P. H. S. Response surface methodology for advanced manufacturing technology optimization: theoretical fundamentals, practical guidelines, and survey literature review. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 104, n. 5–8, p. 1785–1837, out. 2019.

DEREKAR, K. S. A review of wire arc additive manufacturing and advances in wire arc additive manufacturing of aluminium. **Materials Science and Technology**, v. 34, n. 8, p. 895–916, 24 maio 2018.

DEREKAR, K. S.; ADDISON, A.; JOSHI, S. S.; ZHANG, X.; LAWRENCE, J.; XU, L.; MELTON, G.; GRIFFITHS, D. Effect of pulsed metal inert gas (pulsed-MIG) and cold metal transfer (CMT) techniques on hydrogen dissolution in wire arc additive manufacturing (WAAM) of aluminium. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 107, n. 1, p. 311–331, 1 mar. 2020.

DE SOUSA FIGUEIREDO, G. G. et al. Parametric study and response optimization for the wire + arc additive manufacturing of 316LSi via pulsed GMAW. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 129, n. 7–8, p. 3073–3092, dez. 2023.

DOS SANTOS, E. B. F.; PISTOR, R.; GERLICH, A. P. High frequency pulsed gas metal arc welding (GMAW-P): The metal beam process. **Manufacturing Letters**, v. 11, p. 1–4, 1 jan. 2017a.

DOS SANTOS, E. B. F.; PISTOR, R.; GERLICH, A. P. Pulse profile and metal transfer in pulsed gas metal arc welding: droplet formation, detachment and velocity. **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 22, n. 7, p. 627–641, 3 out. 2017b.

FAYAZFAR, H.; SALARIAN, M.; ROGALSKY, A.; SARKER, D.; RUSSO, P.; PASERIN, V.; TOYSERKANI, E. A critical review of powder-based additive manufacturing of ferrous alloys: Process parameters, microstructure and mechanical properties. **Materials & Design**, v. 144, p. 98–128, 15 abr. 2018.

FUKUMOTO, S.; KURZ, W. Solidification Phase and Microstructure Selection Maps for Fe-Cr-Ni Alloys. **ISIJ International**, v. 39, n. 12, p. 1270–1279, 1999.

GARDNER, L.; KYVELOU, P.; HERBERT, G.; BUCHANAN, C. Testing and initial verification of the world's first metal 3D printed bridge. **Journal of Constructional Steel Research**, v. 172, p. 106233, 1 set. 2020.

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**, v. 22, n. 6, p. 472–483, 18 ago. 2017.

GISARIO, A.; KAZARIAN, M.; MARTINA, F.; MEHRPOUYA, M. Metal additive manufacturing in the commercial aviation industry: A review. **Journal of Manufacturing Systems**, v. 53, p. 124–149, 1 out. 2019.

GHOSH, P.K. **Pulse current gas metal arc welding**. New York, NY: Springer Berlin Heidelberg, 2017.

GOMES, B. F.; MORAIS, P. J.; FERREIRA, V.; PINTO, M.; ALMEIDA, L. H. DE. Wire-arc additive manufacturing of Al-Mg alloy using CMT and PMC technologies. **MATEC Web of Conferences**, v. 233, p. 00031, 2018.

GORDON, J. V.; GARY HARLOW, D. Statistical Modeling of Wire and Arc Additive Manufactured Stainless Steel 304: Microstructure and Fatigue. **International Journal of Reliability, Quality and Safety Engineering**, v. 26, n. 04, p. 1950016, ago. 2019.

GOWTHAMAN, P. S.; JEYAKUMAR, S.; SARATHCHANDRA, D. Effect of Heat Input on Microstructure and Mechanical Properties of 316L Stainless Steel Fabricated by Wire Arc Additive Manufacturing. **Journal of Materials Engineering and Performance**, 26 maio 2023.

HADEN, C. V.; ZENG, G.; CARTER, F. M.; RUHL, C.; KRICK, B. A.; HARLOW, D. G. Wire and arc additive manufactured steel: Tensile and wear properties. **Additive Manufacturing**, v. 16, p. 115–123, 1 ago. 2017.

HAJRO, I.; TASIĆ, P. Influence of Heat Input and Welding Position on Geometrical Properties of GMAW Fillet Welds of Unalloyed Steel. **TEM Journal**, p. 496–500, 27 maio 2020.

HE, T.; YU, S.; SHI, Y.; DAI, Y. High-accuracy and high-performance WAAM propeller manufacture by cylindrical surface slicing method. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 105, n. 11, p. 4773–4782, 1 dez. 2019.

HEILIG, M. L. United States Patent Office: stereoscopic-television apparatus for individual use. **ACM SIGGRAPH Computer Graphics**, v. 28, n. 2, p. 131–134, maio 1994.

HERZOG, D.; SEYDA, V.; WYCISK, E.; EMMELMANN, C. Additive manufacturing of metals. **Acta Materialia**, v. 117, p. 371–392, 15 set. 2016.

HU, J.; TSAI, H. L. Heat and mass transfer in gas metal arc welding. Part II: The metal. **International Journal of Heat and Mass Transfer**, v. 50, n. 5, p. 808–820, 1 mar. 2007.

HUANG, J.; YUAN, W.; YU, S.; ZHANG, L.; YU, X.; FAN, D. Droplet transfer behavior in bypass-coupled wire arc additive manufacturing. **Journal of Manufacturing Processes**, v. 49, p. 397–412, 1 jan. 2020.

HWA, Y. et al. Microstructural banding of directed energy deposition-additively manufactured 316L stainless steel. **Journal of Materials Science & Technology**, v. 69, p. 96–105, abr. 2021.

IKRAM, A.; CHUNG, H. Computational analysis of metal transfer mode, dynamics, and heat transfer under different pulsating frequencies in pulsed wire-arc additive manufacturing. **Journal of Computational Design and Engineering**, v. 9, n. 3, p. 1045–1063, 1 jun. 2022.

INOUE, H; KOSEKI, T. Clarification of solidification behaviors in austenitic stainless steels based on welding process. **Nippon steel technical report**, v. 95, p. 62-70, jan. 2007.

INOUE, H.; KOSEKI, T. Solidification mechanism of austenitic stainless steels solidified with primary ferrite. **Acta Materialia**, v. 124, p. 430–436, fev. 2017.

INOUE, H.; KOSEKI, T.; OHKITA, S.; FUJI, M. Formation mechanism of vermicular and lacy ferrite in austenitic stainless steel weld metals. **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 5, n. 6, p. 385–396, dez. 2000.

ISQUIERDO, D. V.; SIQUEIRA, R. H. M.; CARVALHO, S. M.; LIMA, M. S. F. Effect of the initial substrate temperature on heat transfer and related phenomena in austenitic stainless steel parts fabricated by additive manufacturing using direct energy deposition. **Journal of Materials Research and Technology**, v. 18, p. 5267–5279, 1 maio 2022.

JAFARI, D.; VANEKER, T. H. J.; GIBSON, I. Wire and arc additive manufacturing: Opportunities and challenges to control the quality and accuracy of manufactured parts. **Materials & Design**, v. 202, p. 109471, 1 abr. 2021.

JIN, W.; ZHANG, C.; JIN, S.; TIAN, Y.; WELLMANN, D.; LIU, W. Wire Arc Additive Manufacturing of Stainless Steels: A Review. **Applied Sciences**, v. 10, n. 5, p. 1563, jan. 2020.

KADOI, K.; KOGURE, M.; INOUE, H. Effect of ferrite morphology on pitting corrosion resistance of austenitic stainless steel weld metals. **Corrosion Science**, v. 221, p. 111356, ago. 2023.

KAH, P.; SUORANTA, R.; MARTIKAINEN, J. Advanced gas metal arc welding processes. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 67, n. 1, p. 655–674, 1 jul. 2013.

KATAYAMA, S., MATSUNAWA, A. Solidification microstructure of laser welded stainless steels. **Proc. International Congress on Applications of Laser and Electro-Optics 84**, v. 44, p. 60–67, 1984.

KLOBČAR, D.; BALOS, S.; BAŠIĆ, M.; DJURIC, A.; LINDIČ, M.; ŠČETINEC, A. WAAM and Other Unconventional Metal Additive Manufacturing Technologies. **Advanced Technologies & Materials**, v. 45, p. 1–9, 15 dez. 2020.

KORINKO, P. S.; MALENE, S. H. Considerations for the weldability of types 304L and 316L stainless steel. **Practical Failure Analysis**, v. 1, n. 4, p. 61–68, 1 ago. 2001.

KOTECKI, D. Ferrite determination in stainless steel welds -- Advances since 1974. **Welding Journal**, 1997.

KOTECKI, D.J.; CHEEVER, D.L.; HOWDEN, D.G. Mechanism of Ripple Formation During Weld Solidification Ripples. **Welding Journal**, 1972.

KOTECKI, D.; SIEWERT, T. WRC-1992 constitution diagram for stainless steel weld metals: a modification of the WRC-1988 diagram. **Welding Journal**, 1992.

KOU, S. **Welding Metallurgy**. 1. ed. Hoboken, New Jersey: John Wiley & Sons Inc, 2002.

KÜHNE, R.; FELDMANN, M.; CITARELLI, S.; REISGEN, U.; SHARMA, R.; OSTER, L. 3D printing in steel construction with the automated Wire Arc Additive Manufacturing. **ce/papers**, v. 3, n. 3–4, p. 577–583, 2019.

KUMAR, D. et al. Mechanisms controlling fracture toughness of additively manufactured stainless steel 316L. **International Journal of Fracture**, v. 235, n. 1, p. 61–78, maio 2022.

KURZ, W.; TRIVEDI, R. Banded solidification microstructures. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 27, n. 3, p. 625–634, mar. 1996.

LEE, S. H. CMT-Based Wire Arc Additive Manufacturing Using 316L Stainless Steel: Effect of Heat Accumulation on the Multi-Layer Deposits. **Metals**, v. 10, n. 2, p. 278, fev. 2020.

LEE, S. H.; KIM, E. S.; PARK, J. Y.; CHOI, J. Numerical analysis of thermal deformation and residual stress in automotive muffler by MIG welding. **Journal of Computational Design and Engineering**, v. 5, n. 4, p. 382–390, 1 out. 2018.

LI, J. L. Z.; ALKAHARI, M. R.; ROSLI, N. A. B.; HASAN, R.; SUDIN, M. N.; RAMLI, F. R. Review of Wire Arc Additive Manufacturing for 3D Metal Printing. **International Journal of Automation Technology**, v. 13, n. 3, p. 346–353, 5 maio 2019.

LI, N.; HUANG, S.; ZHANG, G.; QIN, R.; LIU, W.; XIONG, H.; SHI, G.; BLACKBURN, J. Progress in additive manufacturing on new materials: A review. **Journal of Materials Science & Technology**, Recent Advances in Additive Manufacturing of Metals and Alloys. v. 35, n. 2, p. 242–269, 1 fev. 2019.

LIBERINI, M. et al. Selection of Optimal Process Parameters for Wire Arc Additive Manufacturing. **Procedia CIRP**, 10th CIRP Conference on Intelligent Computation in Manufacturing Engineering - CIRP ICME '16. v. 62, p. 470–474, 1 jan. 2017.

LIPPOLD, J. C. **Welding metallurgy and weldability**. Hoboken, New Jersey: John Wiley & Sons Inc, 2015.

LIPPOLD, J.; KOTECKI, D. **Welding metallurgy and weldability of stainless steels**. Choice Reviews Online, v. 43, n. 04, p. 43-2230, 2005.

LIPPOLD, J. C., SAVAGE, F.: Solidification of Austenitic Stainless Steel Weldment. Part 2: The Effect of Alloy Composition on Ferrite Morphology. **Welding Journal** 79, Res. Suppl., 48s-58s (1980).

LO, K. H.; SHEK, C. H.; LAI, J. K. L. Recent developments in stainless steels. **Materials Science and Engineering: R: Reports**, v. 65, n. 4, p. 39–104, 29 maio 2009.

LUO, Y.; LI, J.; XU, J.; ZHU, L.; HAN, J.; ZHANG, C. Influence of pulsed arc on the metal droplet deposited by projected transfer mode in wire-arc additive manufacturing. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 259, p. 353–360, 1 set. 2018.

MARQUES, P.V; MODENESI, P.J; BRACARENSE, A. Q. **Soldagem - Fundamentos e Tecnologia**. Minas Gerais: Editora UFMG, 2011.

MARTINA, F.; DING, J.; WILLIAMS, S.; CABALLERO, A.; PARDAL, G.; QUINTINO, L. Tandem metal inert gas process for high productivity wire arc additive manufacturing in stainless steel. **Additive Manufacturing**, v. 25, p. 545-550, jan. 2019.

MOHEBBI, M. S.; KÜHL, M.; PLOSHIKHIN, V. A thermo-capillary-gravity model for geometrical analysis of single-bead wire and arc additive manufacturing (WAAM). **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 109, n. 3, p. 877–891, 1 jul. 2020.

MONTGOMERY, D. C. **Design and Analysis of Experiments**. 8. ed. New Jersey: John Wiley & Sons Inc, 2017.

MVOLA, B.; KAH, P.; LAYUS, P. Review of current waveform control effects on weld geometry in gas metal arc welding process. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 96, n. 9–12, p. 4243–4265, jun. 2018.

MYERS, R. H.; MONTGOMERY, D. C.; ANDERSON-COOK, C. M. **Response Surface Methodology: Process and Product Optimization Using Designed Experiments**. 4. ed. New Jersey: John Wiley & Sons Inc, 2016.

NAKANO, J.; MIWA, Y.; KOHYA, T.; TSUKADA, T. Effects of silicon, carbon and molybdenum additions on IASCC of neutron irradiated austenitic stainless steels, **Journal of Nuclear Materials**, v. 329–333, p 643-647, Part A, 1 ago. 2004.

O'BRIEN, Annette; GUZMAN, Carlos (Orgs.). **Welding handbook. Materials and applications. Part 1**. Eighth edition. Miami, FL: American Welding Society, 1998.

OLIVEIRA, J. P.; SANTOS, T. G.; MIRANDA, R. M. Revisiting fundamental welding concepts to improve additive manufacturing: From theory to practice. **Progress in Materials Science**, v. 107, p. 100590, 1 jan. 2020.

OZSOY, A.; TUREYEN, E. B.; BASKAN, M.; YASA, E. Microstructure and mechanical properties of hybrid additive manufactured dissimilar 17-4 PH and 316L stainless steels. **Materials Today Communications**, v. 28, p. 102561, 1 set. 2021.

PAL, K.; PAL, S. K. Effect of Pulse Parameters on Weld Quality in Pulsed Gas Metal Arc Welding: A Review. **Journal of Materials Engineering and Performance**, v. 20, n. 6, p. 918–931, ago. 2011.

PALMEIRA BELOTTI, L.; DOMMELEN, J. A. W. VAN; GEERS, M. G. D.; GOULAS, C.; YA, W.; HOEFNAGELS, J. P. M. Microstructural characterisation of thick-walled wire arc additively manufactured stainless steel. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 299, p. 117373, 1 jan. 2022.

PARK, J.; LEE, S. H. CMT-Based Wire Arc Additive Manufacturing Using 316L Stainless Steel (2): Solidification Map of the Multilayer Deposit. **Metals**, v. 11, n. 11, p. 1725, nov. 2021.

PENOT, C. et al. Heat treatment effects on the corrosion performance of wire arc additively manufactured ER316LSi stainless steel. **npj Materials Degradation**, v. 7, n. 1, p. 48, 9 jun. 2023.

PINTO, F. C.; SOUZA FILHO, I. R.; SANDIM, M. J. R.; SANDIM, H. R. Z. Defects in parts manufactured by selective laser melting caused by  $\delta$ -ferrite in reused 316L steel powder feedstock. **Additive Manufacturing**, v. 31, p. 100979, 1 jan. 2020.

PRABHU, R.; ALWARSAMY, T. Effect of process parameters on ferrite number in cladding of 317L stainless steel by pulsed MIG welding. **Journal of Mechanical Science and Technology**, v. 31, n. 3, p. 1341–1347, mar. 2017.

QUEGUINEUR, A.; RÜCKERT, G.; CORTIAL, F.; HASCOËT, J. Y. Evaluation of wire arc additive manufacturing for large-sized components in naval applications. **Welding in the World**, v. 62, n. 2, p. 259–266, 1 mar. 2018.

RAJASEKHAR, K.; HARENDRANATH, C. S.; RAMAN, R.; KULKARNI, S. D. Microstructural evolution during solidification of austenitic stainless steel weld metals: A color metallographic and electron microprobe analysis study. **Materials Characterization**, v. 38, n. 2, p. 53–65, 1 fev. 1997.

BAKER, R. **Method of making decorative articles**, 14 abr. 1925. Disponível em: <<https://patents.google.com/patent/US1533300A/en>>. Acesso em: 4 fev. 2023.

REZA TABRIZI, T. et al. Comparing the effect of continuous and pulsed current in the GTAW process of AISI 316L stainless steel welded joint: microstructural evolution,

phase equilibrium, mechanical properties and fracture mode. **Journal of Materials Research and Technology**, v. 15, p. 199–212, nov. 2021.

REISCH, R.; HAUSER, T.; KAMPS, T.; KNOLL, A. Robot Based Wire Arc Additive Manufacturing System with Context-Sensitive Multivariate Monitoring Framework. **Procedia Manufacturing**, 30th International Conference on Flexible Automation and Intelligent Manufacturing (FAIM2021). v. 51, p. 732–739, 1 jan. 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**, v. 12, n. 7, p. 1121, jan. 2019.

RODRIGUES, T. A.; ESCOBAR, J. D.; SHEN, J.; DUARTE, V. R.; RIBAMAR, G. G.; AVILA, J. A.; MAAWAD, E.; SCHELL, N.; SANTOS, T. G.; OLIVEIRA, J. P. Effect of heat treatments on 316 stainless steel parts fabricated by wire and arc additive manufacturing Microstructure and synchrotron X-ray diffraction analysis. **Additive Manufacturing**, v. 48, p. 102428, 1 dez. 2021.

RODRIGUEZ, N.; VÁZQUEZ, L.; HUARTE, I.; ARRUTI, E.; TABERNERO, I.; ALVAREZ, P. Wire and arc additive manufacturing: a comparison between CMT and TopTIG processes applied to stainless steel. **Welding in the World**, v. 62, n. 5, p. 1083–1096, 1 set. 2018.

SALMAN, O. O.; BRENNE, F.; NIENDORF, T.; ECKERT, J.; PRASHANTH, K. G.; HE, T.; SCUDINO, S. Impact of the scanning strategy on the mechanical behavior of 316L steel synthesized by selective laser melting. **Journal of Manufacturing Processes**, v. 45, p. 255–261, 1 set. 2019.

SALUJA, R.; MOEED, K.M. Experimental Investigation Of Solidification-Mode And Response Surface Modeling Of Ferrite-Content In Grade 304L Pulse GMA Welded Plates, **Materials Today: Proceedings**, v. 18, p. 3876-3890, Part 7, 2019,

SASTRY, G. V. S.; SURYANARAYANA, C. Metastable effects in melt-quenched Al-Pd alloys. **Materials Science and Engineering**, v. 47, n. 3, p. 193–208, mar. 1981.

SILVA, R. H. G. E. et al. Multiple output analysis for advanced waveform and controlled short-circuit MIG/MAG variants. **Welding in the World**, v. 65, n. 12, p. 2267–2282, dez. 2021.

SCOTTI, A; PONOMAREV, V. **Soldagem MIG/MAG: melhor entendimento, melhor desempenho**. São Paulo: Artliber, 2008.

SCOTTI, A.; PONOMAREV, V.; LUCAS, W. A scientific application oriented classification for metal transfer modes in GMA welding. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 212, n. 6, p. 1406–1413, jun. 2012.

SEO, H.-D.; LEE, J. M. Novel welding distortion analysis method for large welded structures using orthotropic thermal expansion coefficients. **Journal of Computational Design and Engineering**, v. 8, n. 4, p. 1115–1124, 1 ago. 2021.

SHEN, Y.; CHACÓN, R. Effect of Uncertainty in Localized Imperfection on the Ultimate Compressive Strength of Cold-Formed Stainless Steel Hollow Sections. **Applied Sciences**, v. 9, n. 18, p. 3827, jan. 2019.

SHUKLA, P.; DASH, B.; KIRAN, D. V.; BUKKAPATNAM, S. Arc Behavior in Wire Arc Additive Manufacturing Process. **Procedia Manufacturing**, 48th SME North American Manufacturing Research Conference, NAMRC 48. v. 48, p. 725–729, 1 jan. 2020.

SINGLA, A. K.; BANERJEE, M.; SHARMA, A.; SINGH, J.; BANSAL, A.; GUPTA, M. K.; KHANNA, N.; SHAHI, A. S.; GOYAL, D. K. Selective laser melting of Ti6Al4V alloy: Process parameters, defects and post-treatments. **Journal of Manufacturing Processes**, v. 64, p. 161–187, 1 abr. 2021.

SOMANI, C. A.; LALWANI, D. I. Experimental study of some mechanical and metallurgical properties of TIG-MIG hybrid welded austenitic stainless steel plates. **Materials Today: Proceedings**, 10th International Conference of Materials Processing and Characterization. v. 26, p. 644–648, 1 jan. 2020.

SRIBA, A.; VOGT, J.-B.; AMARA, S.-E. Microstructure, Micro-hardness and Impact Toughness of Welded Austenitic Stainless Steel 316L. **Transactions of the Indian Institute of Metals**, v. 71, n. 9, p. 2303–2314, 1 set. 2018.

Standard Specification for Stainless Steel Forgings, **ASTM A473-15**, ASTM International, (West Conshohocken, PA 2016)

Standard Terminology for Additive Manufacturing – General Principles – Terminology, **ISO/ASTM52900**, ASTM International, (West Conshohocken, PA 2021)

SUBAN, M.; TUŠEK, J. Methods for the determination of arc stability. **Journal of Materials Processing Technology**, Proceedings of the International Conference on the Advanced Materials Processing Technology, 2001. v. 143–144, p. 430–437, 20 dez. 2003.

TANG, H. P.; QIAN, M.; LIU, N.; ZHANG, X. Z.; YANG, G. Y.; WANG, J. Effect of Powder Reuse Times on Additive Manufacturing of Ti-6Al-4V by Selective Electron Beam Melting. **JOM**, v. 67, n. 3, p. 555–563, 1 mar. 2015.

TAŞDEMİR, A.; NOHUT, S. An overview of wire arc additive manufacturing (WAAM) in shipbuilding industry. **Ships and Offshore Structures**, v. 16, n. 7, p. 797–814, 9 ago. 2021.

TORRES, E. A. et al. Banding and microstructural features in laser cladding of a 304 substrate using 316 powder. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 112, n. 7–8, p. 2327–2339, fev. 2021.

TREUTLER, K.; WESLING, V. The Current State of Research of Wire Arc Additive Manufacturing (WAAM): A Review. **Applied Sciences**, v. 11, n. 18, p. 8619, jan. 2021.

VENTURINI, G.; MONTEVECCHI, F.; SCIPPA, A.; CAMPATELLI, G. Optimization of WAAM Deposition Patterns for T-crossing Features. **Procedia CIRP**, 5th CIRP Global

Web Conference - Research and Innovation for Future Production (CIRPe 2016). v. 55, p. 95–100, 1 jan. 2016.

VORA, J.; PARMAR, H.; CHAUDHARI, R.; KHANNA, S.; DOSHI, M.; PATEL, V. Experimental investigations on mechanical properties of multi-layered structure fabricated by GMAW-based WAAM of SS316L. **Journal of Materials Research and Technology**, v. 20, p. 2748–2757, 1 set. 2022.

WALLIN, K. Sub-sized and miniature CVN specimen conversion methodology. **International Journal of Pressure Vessels and Piping**, v. 183, p. 104080, jun. 2020.

WANG, Q.; CHEN, S.; RONG, L.  $\delta$ -Ferrite Formation and Its Effect on the Mechanical Properties of Heavy-Section AISI 316 Stainless Steel Casting. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 51, n. 6, p. 2998–3008, jun. 2020.

WANG, C.; LIU, T. G.; ZHU, P.; LU, Y. H.; SHOJI, T. Study on microstructure and tensile properties of 316L stainless steel fabricated by CMT wire and arc additive manufacturing. **Materials Science and Engineering: A**, v. 796, p. 140006, 7 out. 2020.

WANG, C. et al. Anisotropy of microstructure and corrosion resistance of 316L stainless steel fabricated by wire and arc additive manufacturing. **Corrosion Science**, v. 206, p. 110549, set. 2022.

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, 28 mar. 2019.

WAQAS, A. et al. Impact toughness of components made by GMAW based additive manufacturing. **Procedia Structural Integrity**, v. 13, p. 2065–2070, 2018.

WEI, H. L.; BHADESHIA, H. K. D. H.; DAVID, S. A.; DEBROY, T. Harnessing the scientific synergy of welding and additive manufacturing. **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 24, n. 5, p. 361–366, 4 jul. 2019.

WEINBERGER, C. R.; BOYCE, B. L.; BATTAILE, C. C. Slip planes in bcc transition metals. **International Materials Reviews**, v. 58, n. 5, p. 296–314, jun. 2013.

WEN, D.; LONG, P.; LI, J.; HUANG, L.; ZHENG, Z. Effects of linear heat input on microstructure and corrosion behavior of an austenitic stainless steel processed by wire arc additive manufacturing. **Vacuum**, v. 173, p. 109131, 1 mar. 2020.

Welding — Determination of Ferrite Number (FN) in austenitic and duplex ferritic-austenitic Cr-Ni stainless steel weld metals, **ISO 8249**, ASTM International, (West Conshohocken, PA 2018)

Welding consumables — Wire electrodes, strip electrodes, wires and rods for arc welding of stainless and heat resisting steels — Classification, **ISO 14343**, ASTM International, (West Conshohocken, PA 2017)

WILLIAMS, S. W.; MARTINA, F.; ADDISON, A. C.; DING, J.; PARDAL, G.; COLEGROVE, P. Wire + Arc Additive Manufacturing. **Materials Science and Technology**, v. 32, n. 7, p. 641–647, 2 maio 2016.

WONG, K. V.; HERNANDEZ, A. A Review of Additive Manufacturing. **International Scholarly Research Network**, v. 2012, Article ID 208760, ago. 2012

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**, v. 35, p. 127–139, out. 2018.

WU, W. et al. Forming Process, Microstructure, and Mechanical Properties of Thin-Walled 316L Stainless Steel Using Speed-Cold-Welding Additive Manufacturing. **Metals**, v. 9, n. 1, p. 109, 21 jan. 2019.

XIE, B.; XUE, J.; REN, X. Wire Arc Deposition Additive Manufacturing and Experimental Study of 316L Stainless Steel by CMT + P Process. **Metals**, v. 10, n. 11, p. 1419, nov. 2020.

XU, J.; ZHOU, X.; ZHU, D. Effect of Arc Length on Oxygen Content and Mechanical Properties of Weld Metal during Pulsed GMAW. **Crystals**, v. 12, n. 2, p. 176, fev. 2022.

XUE, J.; XU, M.; HUANG, W.; ZHANG, Z.; WU, W.; JIN, L. Stability and Heat Input Controllability of Two Different Modulations for Double-Pulse MIG Welding. **Applied Sciences**, v. 9, n. 1, p. 127, jan. 2019.

YAO, P.; LIN, H.; WU, W.; TANG, H. Influence of Duty Ratio and Current Mode on Robot 316L Stainless Steel Arc Additive Manufacturing. **Metals**, v. 11, n. 3, p. 508, mar. 2021.

ZHAI, P.; XUE, S.; WANG, J.; TAO, Y.; CHEN, W.; CHEN, T.; JI, S. Comparative Study of Droplet Transfer Modes on Appearance, Microstructure, and Mechanical Properties of Weld during Pulsed GMAW. **Metals**, v. 10, n. 5, p. 611, maio 2020.

ZHANG, K. et al. Characterization of stainless steel parts by Laser Metal Deposition Shaping. **Materials & Design**, v. 55, p. 104–119, mar. 2014.

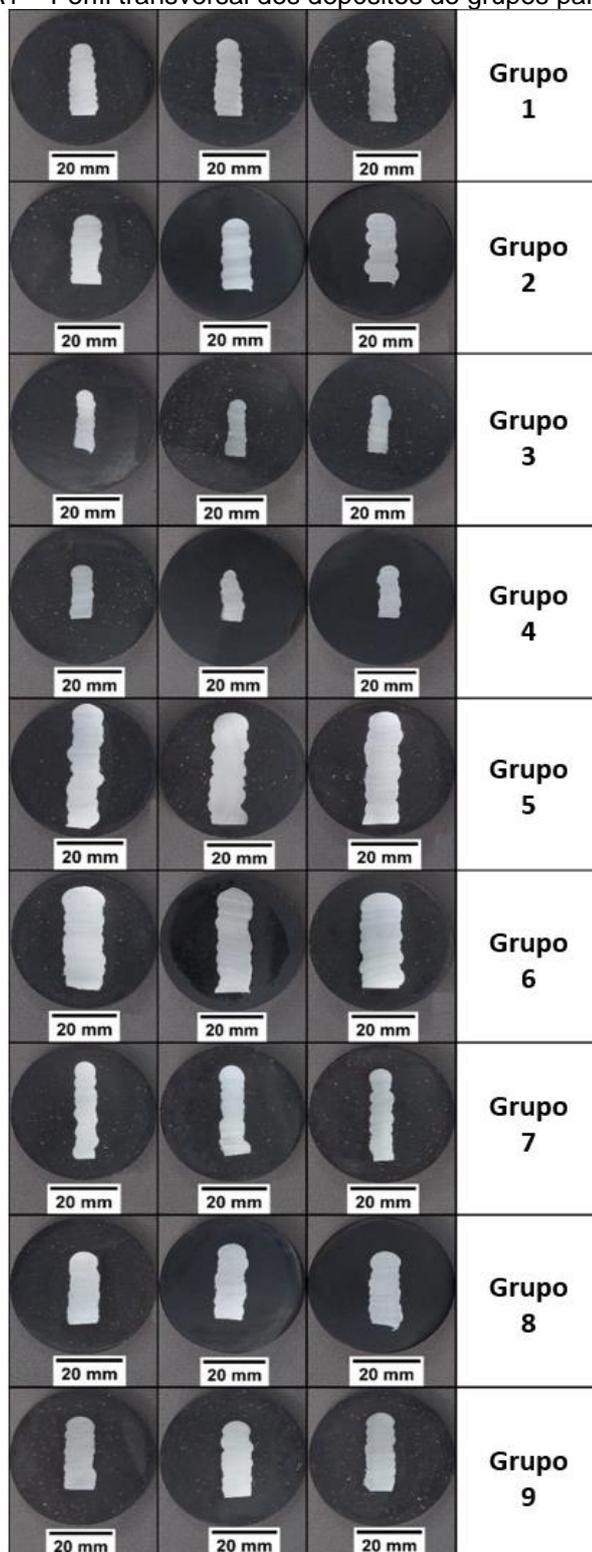
**APÊNDICE A – MATRIZ EXPERIMENTAL COMPLETA PARA O ESTUDO PARAMÉTRICO INICIAL – DETALHES DE CADA CORRIDA E SEU RESPECTIVO FATOR E NÍVEL**

Tabela A1 – Matriz experimental das corridas com seus respectivos valores de frequência de pulso, velocidade de alimentação e velocidade de deslocamento

Grupo	Corrida	Freq.	Vs	Val	Corrente Média (A)	Freq. (Hz)	Vs (cm/min)	Val (m/min)
7	1	-1	1	1	52.7	40	18	3.00
2	2	1	-1	-1	85.5	80	10	1.50
9	3	0	0	0	69.2	60	14	2.25
1	4	-1	-1	-1	52.7	40	10	1.50
3	5	-1	1	-1	52.7	40	18	1.50
2	6	1	-1	-1	85.5	80	10	1.50
5	7	-1	-1	1	52.7	40	10	3.00
7	8	-1	1	1	52.7	40	18	3.00
1	9	-1	-1	-1	52.7	40	10	1.50
3	10	-1	1	-1	52.7	40	18	1.50
5	11	-1	-1	1	52.7	40	10	3.00
6	12	1	1	1	85.5	80	18	3.00
2	13	1	-1	-1	85.5	80	10	1.50
4	14	1	1	-1	85.5	80	18	1.50
9	15	0	0	0	69.2	60	14	2.25
8	16	1	1	1	85.5	80	18	3.00
7	17	-1	1	1	52.7	40	18	3.00
8	18	1	1	1	85.5	80	18	3.00
6	19	1	-1	1	85.5	80	10	3.00
6	20	1	-1	1	85.5	80	10	3.00
5	21	-1	-1	1	52.7	40	10	3.00
1	22	-1	-1	-1	52.7	40	10	1.50
9	23	0	0	0	69.2	60	14	2.25
6	24	1	-1	1	85.5	80	10	3.00
4	25	1	1	-1	85.5	80	18	1.50
4	26	1	1	-1	85.5	80	18	1.50
3	27	-1	1	-1	52.7	40	18	1.50

## APÊNDICE B - PERFIL TRANSVERSAL DOS DEPÓSITOS DE DIFERENTES GRUPOS PARAMÉTRICOS

Figura A1 – Perfil transversal dos depósitos de grupos paramétricos



Fonte: Adaptado de De Sousa Figueiredo *et al.* (2023)

## APÊNDICE C – RESULTADOS DA ANÁLISE DE VARIÂNCIA (ANOVA) PARA AS RESPOSTAS CONSIDERADAS NA ETAPA DE PARAMETRIZAÇÃO

Tabela A2 – Análise de Variância (ANOVA) para o valor médio da razão H/L

Source	DF	Adj SS	Adj MS	F-Value	P-Value
Model	8	7.86386	0.98298	20.51	0.000
<i>Linear</i>	3	6.35498	2.11833	44.20	0.000
Freq [Hz]	1	5.42477	5.42477	113.19	0.000
Vs [cm/min]	1	0.31073	0.31073	6.48	0.020
Val [m/min]	1	0.61949	0.61949	12.93	0.002
<i>2-factor interaction</i>	3	1.24159	0.41386	8.64	0.001
Freq [Hz]*Vs [cm/min]	1	0.07603	0.07603	1.59	0.224
Freq [Hz]*Val [m/min]	1	0.97594	0.97594	20.36	0.000
Vs [cm/min]*Val [m/min]	1	0.18961	0.18961	3.96	0.062
<i>3-factor interaction</i>	1	0.04271	0.04271	0.89	0.358
Freq [Hz]*Vs [cm/min]*Val [m/min]	1	0.04271	0.04271	0.89	0.358
Curvature	1	0.22458	0.22458	4.69	0.044
Error	18	0.86270	0.04793	-	-
Total	26	8.72656	-	-	-

Fonte: Adaptado de De Sousa Figueiredo *et al.* (2023)

Tabela A3 – Coeficientes de correlação para a razão H/L e o valor médio de FN – coeficientes ajustados e de predição

Response	Standard Deviation	R <sup>2</sup>	R <sup>2</sup> (adj)	R <sup>2</sup> (pred)
H/L	0.218924	90.11%	85.72%	77.76%
FN	0.586242	80.25%	71.47%	55.56%

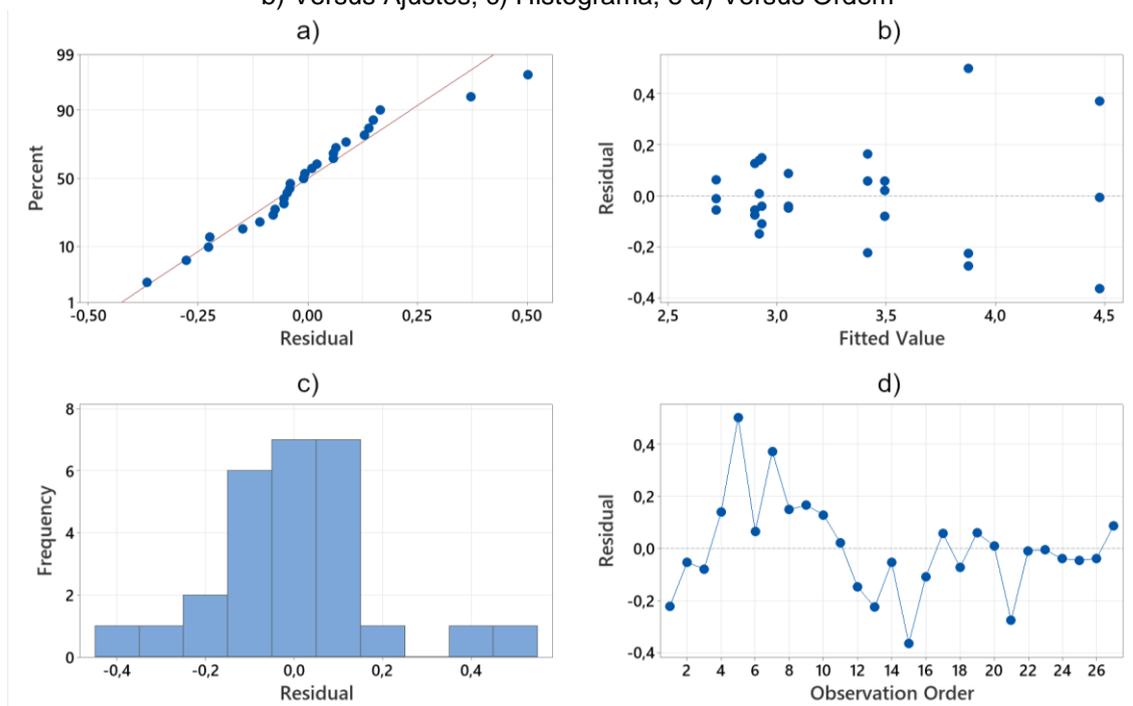
Fonte: Adaptado de De Sousa Figueiredo *et al.* (2023)

Tabela A4 – Análise de Variância (ANOVA) para o valor médio de FN

Source	DF	Adj SS	Adj MS	F-Value	P-Value
Model	8	25,1363	3,1420	9,14	0,000
<i>Linear</i>	3	20,6004	6,8668	19,98	0,000
Freq [Hz]	1	15,7518	15,7518	45,83	0,000
Vs [cm/min]	1	0,1286	0,1286	0,37	0,548
Val [m/min]	1	4,7200	4,7200	13,73	0,002
<i>2-factor interaction</i>	3	2,4209	0,8070	2,35	0,107
Freq [Hz]*Vs [cm/min]	1	1,1080	1,1080	3,22	0,089
Freq [Hz]*Val [m/min]	1	1,3082	1,3082	3,81	0,067
Vs [cm/min]*Val [m/min]	1	0,0047	0,0047	0,01	0,908
<i>3-factor interaction</i>	1	0,1574	0,1574	0,46	0,507
Freq [Hz]*Vs [cm/min]*Val [m/min]	1	0,1574	0,1574	0,46	0,507
Curvature	1	1,9576	1,9576	5,70	0,028
Error	18	6,1862	0,3437	-	-
Total	26	31,3225	-	-	-

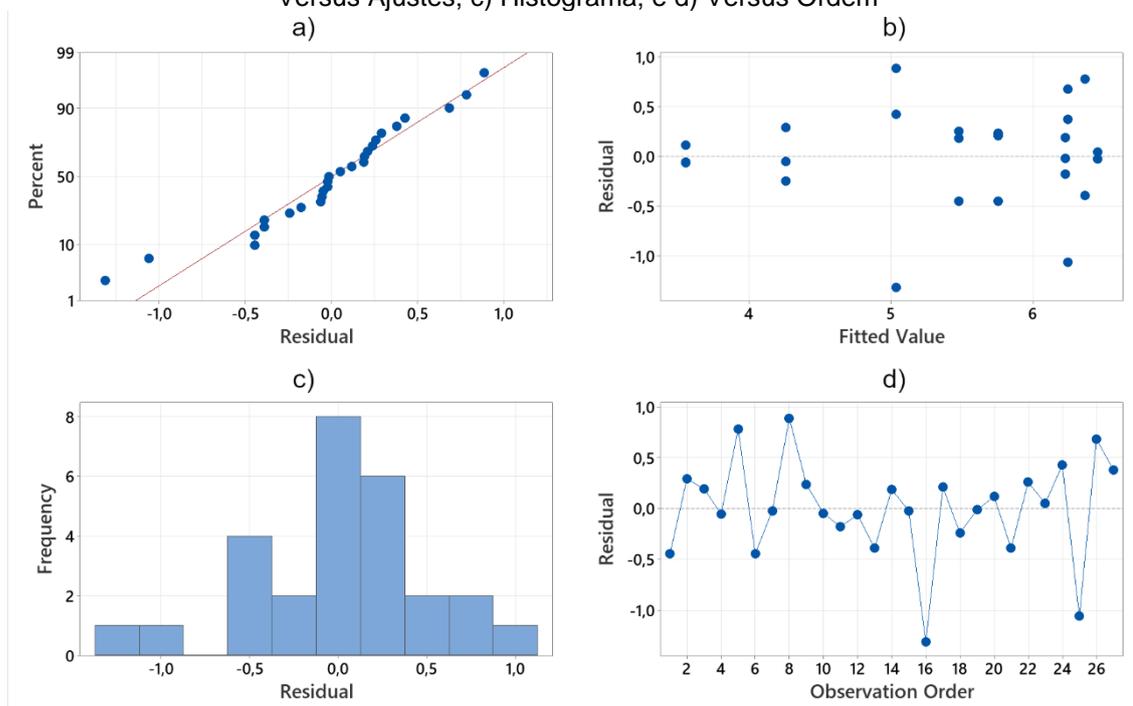
Fonte: Adaptado de De Sousa Figueiredo *et al.* (2023)

Figura A2 – Gráficos residuais para resposta média da razão H/I: a) Gráfico de Probabilidade Normal; b) Versus Ajustes; c) Histograma; e d) Versus Ordem



Fonte: Adaptado de De Sousa Figueiredo *et al.* (2023)

Figura A3 – Gráficos residuais para resposta média de FN: a) Gráfico de Probabilidade Normal; b) Versus Ajustes; c) Histograma; e d) Versus Ordem

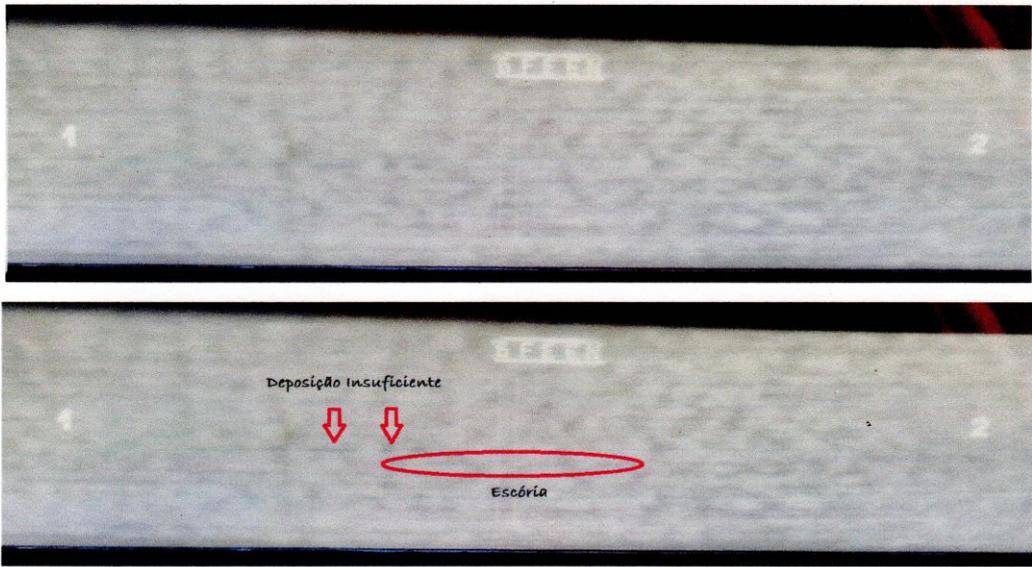


Fonte: Adaptado de De Sousa Figueiredo *et al.* (2023)

## ANEXO A – RELATÓRIO DE ENSAIO DE GAMAGRAFIA DO CORPO DE ENSAIO

 <b>GMAC</b> SOLUÇÕES INDUSTRIAIS E INSPEÇÕES	<b>ENSAIO RADIOGRÁFICO / RADIOGRAPHIC TESTING</b>		NÚMERO DO RELATÓRIO / REPORT NUMBER		<b>RG 001/2021</b>					
			NÚMERO DE PÁGINAS / NUMBER OF PAGES		<b>FL 1/2</b>					
	NORMA DE INTERPRETAÇÃO DO ENSAIO / INTERPRETATION STANDARD <b>ASME IX / AWS D1.1</b>		DATA DE EMISSÃO / DATE OF ISSUE		<b>04/01/2023</b>					
CLIENTE / CUSTOMER <b>UFPE</b>		EQUIPAMENTO A SER INSPECIONADO / EQUIPMENT TO BE INSPECTED <b>CORPO DE PROVA SUBSTRATO</b>		PROCEDIMENTO DE ENSAIO / EXAMINATION PROCEDURE <b>PR-ER-01</b>						
FABRICANTE / MANUFACTURER <b>UFPE</b>		LOCAL DE EXECUÇÃO DO ENSAIO / TEST EXECUTION PLACE <b>Bunker - Cabo de Santo Agostinho-PE</b>		OBRA_OS DO SERVIÇO / JOB_ORDER OF SERVICE -						
TIPO DE MATERIAL / TYPE OF MATERIAL <b>316L Si</b>		PROCESSO DE SOLDAGEM / WELDING PROCESS <b>MIG / MAG PULSADO</b>		TIPO DE CHANFRO / CHANFRO TYPE -						
				IDENTIFICAÇÃO OPERADOR / OPERATOR IDENTIFICATION <b>SNQC 1512</b>						
EPS		DISTÂNCIA FONTE FILME / DISTANCE SOURCE FILM <b>0,005"</b>		ECRAN ANTERIOR / FRONT SCREEN <b>0,010"</b>						
				INDICADOR DE QUALIDADE (IQ) / QUALITY INDICATOR <b>DIN 06 ISO 12 FE</b>						
NÚMERO DO IRRADIADOR / IRRADIATOR NUMBER <b>S3514</b>		TIPO DE FONTE RADIOATIVA / TYPE OF SOURCE <b>IR-192</b>		NÚMERO DA FONTE / SOURCE NUMBER <b>IRS-9237</b>						
				ATIVIDADE (Ci) / ACTIVITY (Ci) <b>5,3</b>						
				DIMENSÃO / DIMENSION <b>3,0 mm x 3,0 mm</b>						
APARELHO DE RX - MARCA / BRAND X-RAY APPLIANCE <b>S3514</b>		APARELHO RX - MODELO / MODEL X-RAY APPLIANCE <b>IR-192</b>		APARELHO RX - KV, Ma / RX APPLIANCE - KV, mA <b>IRS-9237</b>						
				APARELHO RX - DIMENSÃO / RX APPLIANCE - DIMENSION <b>3,0 mm x 3,0 mm</b>						
TIPO DE FILME - CLASSE / FILM TYPE CLASS <b>CLASSE II</b>		TEMPO DE REVELAÇÃO / REVELATION TIME <b>5 MINUTOS</b>		TEMPERATURA DE REVELAÇÃO / TEMPERATURE <b>20°C</b>						
				FAIXA DE DENSIDADE / ACCEPTABLE DENSITY <b>2.0 A 4.0 HD</b>						
<b>EQUIPE DE RADIOGRAFIA EXECUTANTE DO SERVIÇO</b> <b>Fábio Santos / Chirstian Pacheco</b>										
NÚMERO FILME FILM NUMBER	DIMENSÃO FILME FILM DIMENSION	IDENTIFICAÇÃO DO FILME FILM IDENTIFICATION	JUNTA JOINT	POSIÇÃO POSITION	DIÂMETRO DIAMETER	ESPESSURA THICKNESS	DESCONTINUIDADES DISCONTINUITIES	RESULTADOS RESULTS	SOLDADORES WELDERS	TÉCNICA ENSAIO TECHNIQUE TEST
001	F	CORPO DE PROVA SUBSTRATO	CP-01	01	-	12mm	-	AP	N.A	PS-VS
002	F	CORPO DE PROVA SUBSTRATO	CP-01	02	-	12mm	IE (28mm)	AP	N.A	PS-VS
<b>INFORMAÇÕES LEGENDAS - RELATÓRIO DE ENSAIO RADIOGRÁFICO / INFORMATION SUBTITLES - RADIOGRAPHIC TEST REPORT</b>										
TÉCNICAS DE ENSAIO / TEST TECHNIQUE		DIMENSÕES DO FILME / FILM DIMENSION		DESCONTINUIDADES / DISCONTINUITIES				RESULTADOS RESULTS		
PD-V0 - PAREDE DUPLA / VISTA DUPLA		TIPO / TYPE A 3.1/2" x 5.1/2"		TR - TRINCA / CRACK				CI - CONCAVIDADE / CONCAVITY		
DW-DV - DOUBLE WALL / DOUBLE VIEW		TIPO / TYPE B 3.1/2" x 8.1/2"		FF - FALTA DE FUSÃO / LACK OF FUSION				AP - APROVADO		
PD-VS - PAREDE DUPLA / VISTA SIMPLES		TIPO / TYPE C 3.1/2" x 17"		IE - INCLUSÃO DE ESCORIA / SLAG INCLUSION				AP - APROVADO		
DW-SW - DOUBLE WALL / SIMPLE VIEW		TIPO / TYPE D 4.1/2" x 5.1/2"		PE - PENETRAÇÃO EXCESSIVA / EXCESSIVE PENETRATION				RP - REPROVADO		
PS-VS - PAREDE SIMPLES / VISTA SIMPLES		TIPO / TYPE E 4.1/2" x 8.1/2"		IT - INCLUSÃO DE TUNGSTENIO / TUNGSTEN INCLUSION				RP - REPROVADO		
SW-SV - SIMPLE WALL SIMPLE VIEW		TIPO / TYPE F 4.1/2" x 17"		SD - SEM DESCONTINUIDADES / NO DISCONTINUITIES				RE - REPETIR		
VP - VISTA PANORÂMICA		TIPO / TYPE G 14" x 17"		MR - MORDEDURA RAIZ / ROOT UNDERCUT				RE - REPETIR		
PV - PANORAMIC VIEW				IA - INDICAÇÃO ALONGADA / STRETCHED INDICATION				RE - REPETIR		
				PC - PASSE OCO / HOLLOW BEAD				RE - RECHUPE		
				FP - FALTA DE PENETRAÇÃO / LACK OF PENETRATION				RE - REPETIR		
				PU - POROSIDADE / POROSITY				MU - MORDEDURA / UNDERCUT		
OBSERVAÇÃO / NOTE										
INSPECTOR GAMATRON / INSPECTOR GAMATRON <b>FÁBIO HENRIQUE G. SANTOS</b> <b>ER-N2-S-IL</b> <b>SNQC 25699</b>			ASSINATURA DO CLIENTE / CUSTOMER'S SIGNATURE				ASSINATURA DA FISCALIZAÇÃO / SUPERVISORY SIGNATURE			

04/01/2023  
 Fábio H. G. dos Santos  
 ER-N2-S-IL  
 SNQC - 25699

 <b>GMAC</b> SOLUÇÕES INDUSTRIAIS E INSPEÇÕES	<b>ENSAIO RADIOGRÁFICO / RADIOGRAPHIC TESTING</b>		NÚMERO DO RELATÓRIO / REPORT NUMBER <b>RG 001/2021</b>
	NORMA DE INTERPRETAÇÃO DO ENSAIO / INTERPRETATION STANDARD <b>ASME IX / AWS D1.1</b>		NÚMERO DE PÁGINAS / NUMBER OF PAGES <b>FL 2/2</b>
			DATA DE EMISSÃO / DATE OF ISSUE <b>04/01/2023</b>
CLIENTE / CUSTOMER <b>UFPE</b>	EQUIPAMENTO A SER INSPECIONADO / EQUIPMENT TO BE INSPECTED <b>CORPO DE PROVA SUBSTRATO</b>		PROCEDIMENTO DE ENSAIO / EXAMINATION PROCEDURE <b>PR-ER-01</b>
FABRICANTE / MANUFACTURER <b>UFPE</b>	LOCAL DE EXECUÇÃO DO ENSAIO / TEST EXECUTION PLACE <b>Bunker - Cabo de Santo Agostinho-PE</b>		OBRA_OS DO SERVIÇO / JOB_ORDER OF SERVICE -
TIPO DE MATERIAL / TYPE OF MATERIAL <b>316L Si</b>	PROCESSO DE SOLDAGEM / WELDING PROCESS <b>MIG / MAG PULSADO</b>	TIPO DE CHANFRO / CHANFRO TYPE -	IDENTIFICAÇÃO OPERADOR / OPERATOR IDENTIFICATION <b>SNQC 1512</b>
EPS -	DISTÂNCIA FONTE FILME / DISTANCE SOURCE FILM -	ECRAN ANTERIOR / FRONT SCREEN <b>0,005"</b>	ECRAN POSTERIOR / BACK <b>0,010"</b>
INDICADOR DE QUALIDADE (IQ) / QUALITY INDICATOR <b>DIN 06 ISO 12 FE</b>			
NÚMERO DO IRRADIADOR / IRRADIATOR NUMBER <b>S3514</b>	TIPO DE FONTE RADIOATIVA / TYPE OF SOURCE <b>IR-192</b>	NÚMERO DA FONTE / SOURCE NUMBER <b>IRS-9237</b>	ATIVIDADE (Ci) / ACTIVITY (Ci) <b>5,3</b>
APARELHO DE RX - MARCA / BRAND X-RAY APPLIANCE *****		APARELHO RX - DIMENSÃO / RX APPLIANCE - DIMENSION *****	
TIPO DE FILME - CLASSE / FILM TYPE CLASS <b>CLASSE II</b>		TEMPO DE REVELAÇÃO / REVELATION TIME <b>5 MINUTOS</b>	TEMPERATURA DE REVELAÇÃO / TEMPERATURE <b>20°C</b>
		FAIXA DE DENSIDADE / ACCEPTABLE DENSITY <b>2.0 A 4.0 HD</b>	
<b>EQUIPE DE RADIOGRAFIA EXECUTANTE DO SERVIÇO</b> <b>Fábio Santos / Chirstian Pacheco</b>			
			
<b>INFORMAÇÕES LEGENDAS - RELATÓRIO DE ENSAIO RADIOGRÁFICO / INFORMATION SUBTITLES - RADIOGRAPHIC TEST REPORT</b>			
<b>TÉCNICAS DE ENSAIO / TEST TECHNIQUE</b>	<b>DIMENSÕES DO FILME / FILM DIMENSION</b>	<b>DESCONTINUIDADES / DISCONTINUITIES</b>	<b>RESULTADOS RESULTS</b>
PD-VD - PAREDE DUPLA / VISTA DUPLA DW-DV - DOUBLE WALL / DOUBLE VIEW PD-VS - PAREDE DUPLA / VISTA SIMPLES DW-SW - DOUBLE WALL / SIMPLE VIEW PS-VS - PAREDE SIMPLES / VISTA SIMPLES SW-SV - SIMPLE WALL SIMPLE VIEW VP - VISTA PANORÂMICA PV - PANORAMIC VIEW	TIPO / TYPE A 3.1/2" x 5.1/2" TIPO / TYPE B 3.1/2" x 8.1/2" TIPO / TYPE C 3.1/2" x 17" TIPO / TYPE D 4.1/2" x 5.1/2" TIPO / TYPE E 4.1/2" x 8.1/2" TIPO / TYPE F 4.1/2" x 17" TIPO / TYPE G 14" x 17"	TR - TRINCA / CRACK FF - FALTA DE FUSÃO / LACK OF FUSION IE - INCLUSÃO DE ESCÓRIA / SLAG INCLUSION PE - PENETRAÇÃO EXCESSIVA / EXCESSIVE PENETRATION IT - INCLUSÃO DE TUNGSTÊNIO / TUNGSTEN INCLUSION SD - SEM DESCONTINUIDADES / NO DISCONTINUITIES MR - MORDEDURA RAIZ / ROOT UNDERCUT IA - INDICAÇÃO ALONGADA / STRETCHED INDICATION PC - PASSE OCO / HOLLOW BEAD RE - RECHUPE FP - FALTA DE PENETRAÇÃO / LACK OF PENETRATION PU - POROSIDADE / POROSITY MU - MORDEDURA / UNDERCUT CI - CONCAVIDADE / CONCAVITY	AP - APROVADO AP - APPROVED RP - REPROVADO RP - DISAPPROVED RE - REPETIR RE - REPEAT
OBSERVAÇÃO / NOTE INSPEÇÃO GAMATRON / INSPECTOR GAMATRON <b>FÁBIO HENRIQUE G. SANTOS</b> <b>ER-N2-S-IL</b> <b>SNQC 25699</b>	ASSINATURA DO CLIENTE / CUSTOMER'S SIGNATURE	ASSINATURA DA FISCALIZAÇÃO / SUPERVISORY SIGNATURE	

04/01/2023  
 Fábio H. G. dos Santos  
 ER-N2-S-IL  
 SNQC - 25699