



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

IVAN BEZERRA DE MELLO PICCHI

**EFEITO DO DUPLO PULSO NA MANUFATURA ADITIVA POR DEPOSIÇÃO A
ARCO COM ALIMENTAÇÃO CONTÍNUA DE ARAME-ELETRODO DE AÇO
INOXIDÁVEL AUSTENÍTICO 347LSI**

Recife

2025

IVAN BEZERRA DE MELLO PICCHI

**EFEITO DO DUPLO PULSO NA MANUFATURA ADITIVA POR DEPOSIÇÃO A
ARCO COM ALIMENTAÇÃO CONTÍNUA DE ARAME-ELETRODO DE AÇO
INOXIDÁVEL AUSTENÍTICO 347LSI**

Tese apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Pernambuco, como requisito parcial à obtenção do título 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

2025

.Catalogação de Publicação na Fonte. UFPE - Biblioteca Central

Picchi, Ivan Bezerra de Mello.

Efeito do duplo pulso na manufatura aditiva por deposição a arco com alimentação contínua de Arame-eletrodo de aço inoxidável austenítico / Ivan Bezerra de Mello Picchi. - Recife, 2025.

182f.: il.

Tese (Doutorado)- Universidade Federal de Pernambuco, Centro de Tecnologia e Geociências - CTG, Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica - PPGEM, 2025.

Orientação: Tiago Felipe de Abreu Santos.

Coorientação: Edwar Andrés Torres López.

1. DSD; 2. Box-Behnken; 3. GMAW Duplo Pulsado; 4. WAAM; 5. Aço inoxidável 347LSi. I. Santos, Tiago Felipe de Abreu. II. López, Edwar Andrés Torres. III. Título.

UFPE-Biblioteca Central

IVAN BEZERRA DE MELLO PICCHI

**EFEITO DO DUPLO PULSO NA MANUFATURA ADITIVA POR DEPOSIÇÃO A
ARCO COM ALIMENTAÇÃO CONTÍNUA DE ARAME-ELETRODO DE AÇO
INOXIDÁVEL AUSTENÍTICO 347LSi**

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.

Aprovada em: ____/____/____.

BANCA EXAMINADORA

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

Prof. Dr. Severino Leopoldino Urtiga Filho (Examinador Interno)
Universidade Federal de Pernambuco – UFPE

Profª. Dra. Dayanne Diniz de Souza (Examinadora Interna)
Universidade Federal de Pernambuco – UFPE

Prof. Dr. Edval Gonçalves de Araújo (Examinador Externo)
Universidade Federal de Pernambuco – UFPE

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

Dedico o trabalho ao meu grupo de pesquisa SOLDAMAT, no qual o mesmo não existiria sem a sincronia e perseverança dessa família adquirida.

AGRADECIMENTOS

Como sempre, agradeço primeiramente a minha família pelo suporte em um período tão turbulento no qual passei durante a realização dessa pesquisa.

Aos professores Tiago e Edwar por uma orientação em toda essa jornada científica, não apenas como aluno e pesquisador, mas que também me transformou em um professor, profissional e humano focado na ética e coletividade. Mais uma vez, espero que ambos não se iludam achando que finalmente se livraram de minha pessoa. Agradeço também ao professor Edval, que me sequestrou e orientou para esse universo do delineamento de experimentos.

Ao grupo e família SOLDAMAT, no qual eu dedico essa pesquisa feita com tanto carinho e por tantas mãos, ouvidos e mentes disponibilizados sem nunca titubear em suas ajudas. Gostaria de agradecer especialmente a João Lucas, Rubens e aos professores Mathews, Helen e meu irmão de pesquisa e principal concorrente (rival, jamais), Guilherme Gadelha.

Agradeço à ANP e FINEP e ao INTM pela disponibilização de espaço físico e equipamentos necessários para realização deste trabalho.

Agradeço ao CNPq/CAPES/FACEPE pelo apoio financeiro e à Universidade Federal de Pernambuco pela oportunidade da realização deste projeto. Nunca me canso de repetir que o apoio à ciência, além de fundamental, atua na erradicação da desinformação e ignorância tão presentes e - infelizmente - enraizados na nossa nação.

"Se você vai tentar, vá até o fim, caso contrário, nem comece." Charles Bukowski

RESUMO

A manufatura aditiva por deposição a arco (MADA), utilizando o processo *Gas Metal Arc Welding* com modo de transferência Duplo Pulso (GMAW-DP), representa um avanço significativo para o desenvolvimento de componentes metálicos com propriedades mecânicas otimizadas, especialmente relevantes para a Indústria 4.0. Este estudo focou no aço inoxidável austenítico 347Si e buscou otimizar parâmetros do processo para garantir transferência metálica estável no modo spray, minimizar o aporte térmico e reduzir distorções geométricas. O Definitive Screening Design foi aplicado com sucesso na triagem simultânea de 16 variáveis, identificando três fatores críticos influentes sobre todas as respostas estudadas. Posteriormente, o planejamento Box-Behnken determinou as condições otimizadas de operação, gerando modelos preditivos robustos para predição e para estabelecer condições de contorno e tendências para o processo: redução da microdureza, minimização do aporte térmico e uniformidade dimensional das camadas depositadas. Uma parede com 160 cordões sobrepostos foi fabricada nas condições otimizadas, apresentando ausência de descontinuidades superficiais e alta precisão geométrica. A microestrutura obtida revelou grãos equiaxiais refinados e homogêneos, com teor controlado de ferrita- δ entre 4 FN e 8 FN, mitigando a suscetibilidade à trinca a quente. A previsão das fases e precipitados foi realizada por meio de diagramas de transformação, direcionando técnicas de caracterização por microscopia eletrônica, DRX e microscopia óptica. Análises dos planos de orientação K-S e micrografias permitiram identificar morfologias predominantes e compreender suas influências nas propriedades mecânicas. A microscopia eletrônica de varredura identificou fases como NbC e permitiu analisar a segregação de elementos durante a solidificação, possibilitando sua caracterização química e morfológica. Ensaio mecânicos, incluindo microdureza, tração e impacto Charpy, mostraram resultados superiores em comparação com a literatura, sendo a direção diagonal a mais resistente. O tamanho médio dos grãos foi estimado através da relação de Hall-Petch, confirmando o refinamento microestrutural proporcionado pelo processo WAAM GMAW-DP. Os resultados demonstram a eficácia do processo para produção de componentes metálicos com desempenho mecânico otimizado e estabilidade térmica, adequados para aplicações industriais como sistemas automotivos e trocadores de calor.

Palavras-chave: DSD, Box-Behnken, GMAW Duplo Pulsado, WAAM, Aço inoxidável 347LSi

ABSTRACT

Wire Arc Additive Manufacturing (WAAM), using Gas Metal Arc Welding with Double Pulse transfer mode (GMAW-DP), represents a significant advancement in the development of metallic components with optimized mechanical properties, particularly relevant for Industry 4.0. This study focused on austenitic stainless steel 347Si, aiming to optimize process parameters to ensure stable metallic transfer in spray mode, minimize heat input, and reduce geometric distortions. The Definitive Screening Design was successfully applied for simultaneous screening of 16 variables, identifying three critical factors influencing all studied responses. Subsequently, Box-Behnken planning determined the optimized operating conditions, generating robust predictive models for prediction, boundary conditions, and process trends: reducing microhardness, minimizing heat input, and achieving dimensional uniformity of deposited layers. A wall composed of 160 overlapping weld beads was fabricated under optimized conditions, showing no superficial discontinuities and high geometric precision. The resulting microstructure revealed refined and homogeneous equiaxed grains, with a controlled ferrite- δ content between 4 FN and 8 FN, mitigating susceptibility to hot cracking. Prediction of phases and precipitates was performed using transformation diagrams, guiding characterization techniques such as electron microscopy, X-ray diffraction (XRD), and optical microscopy. Analyses of K-S orientation planes and micrographs allowed identification of predominant morphologies and understanding of their influence on mechanical properties. Scanning electron microscopy identified phases such as NbC and allowed analysis of elemental segregation during solidification, enabling chemical and morphological characterization. Mechanical tests, including microhardness, tensile, and Charpy impact tests, showed superior results compared to literature, with the diagonal direction exhibiting the highest resistance. The average grain size was estimated using the Hall-Petch relationship, confirming the microstructural refinement provided by the WAAM GMAW-DP process. The results demonstrate the effectiveness of this process for producing metallic components with optimized mechanical performance and thermal stability, suitable for industrial applications such as automotive systems and heat exchangers.

Keywords: DSD, Box-Behnken, GMAW Double Pulse, WAAM, Stainless Steel 347LSi.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Esquemas dos processos (a) DED-L, (b) DED-EB, (c) DED-GMA e (d) PBF-L....	30
Figura 2 - Diagrama esquemático do formato de onda do processo GMAW-P.....	34
Figura 3 - Esquemático da modulação do pulso do processo GMAW-DP	37
Figura 4 - Aspecto escamado da junta soldada por Superpulse	38
Figura 5 - Esquemático da forma de onda trapezoidal para GMAW-DP.....	39
Figura 6 - Diagrama ternário Fe-Cr-Ni apresentando os modos de solidificação do sistema ..	42
Figura 7 - Diagrama WRC-1992	43
Figura 8 - Cubos fatoriais para a) BBD, b) RCCD e c) FCCD	53
Figura 9 - Mapa de correlação de experimento DSD	55
Figura 10 - Exemplo de Diagrama de Pareto em estudo de respostas para WAAM.....	59
Figura 11 - Modelo reduzido por <i>Stepwise Backward</i> resultante do modelo da Figura 10.....	59
Figura 12 - Simulação de gráficos de dispersão para diversos valores de Coeficiente de Pearson (R).....	60
Figura 13 - Gráfico de dispersão dos resíduos na presença de (a) homocedasticidade e (b) heterocedasticidade.....	62
Figura 14 – Distribuição mundial do número de publicações de WAAM com AISI 347	66
Figura 15 – Gráfico de quantidade de publicações com WAAM com material de adição AISI 347 por ano	66
Figura 16 – Gráfico de quantidade de publicações de WAAM aplicando DOE por ano.....	67
Figura 17 – Nuvem de palavras.....	68
Figura 18 – Fluxograma de metodologia experimental.....	70
Figura 19 - Esquemático das regiões utilizadas na medição a geometria dos experimentos no DSD	73
Figura 20 - Perfil de Predição do DSD.....	74
Figura 21 - Perfil de Predição do Box-Behnken.....	77
Figura 22 - Imagens da 1) Fonte Aristo 4004i Pulse, 2), <i>pendant</i> Aristo™ U82 e 3) YASKAWA-Motoman MA 1440	78
Figura 23 – Representação gráfica da deposição Zig-Zag aplicado na construção da parede final	79
Figura 24 - Mapeamento da numeração dos pontos nas amostras para as imagens obtidas por microscopia óptica.....	80

Figura 25 - Exemplo de medição de dureza dos corpos de prova no Box-Behnken com ER347LSi	81
Figura 26 - Esquemático das marcações de teor de ferrita (FN)	82
Figura 27 - Mapa de pontos de medição do teor de ferrita na parede final	82
Figura 28 - Imagens das corridas 1 até 18 do DSD	84
Figura 29 - Imagens das corridas 19 até 38 do DSD	84
Figura 30 - Perfil de predição da resposta H no DSD	86
Figura 31 - Perfil de predição dos fatores relevantes para reposta L no DSD	88
Figura 32 - Perfil de predição dos fatores relevantes para reposta DP_L no DSD	90
Figura 33 - Experimentos 1 ao 9 do Box-Behnken com ER347LSi	91
Figura 34 - Experimentos 10 ao 17 do Box-Behnken com ER347LSi	92
Figura 35 - Gráfico dos valores medidos vs. Preditos de H/L.....	93
Figura 36 - Gráfico dos valores medidos vs. preditos do modelo reduzido de H/L.....	96
Figura 37 - Gráfico de Resíduos vs. Valores Preditos para modelo reduzido H/L	98
Figura 38 - Gráfico de Resíduos Studentizados para modelo reduzido H/L	98
Figura 39 - Superfície de resposta para H/L reduzida	99
Figura 40 - Perfil de predição da resposta H/L reduzida no Box-Behnken.....	99
Figura 41 - Gráfico dos valores medidos vs. preditos do modelo de dureza.....	101
Figura 42 - Gráfico dos valores medidos vs. preditos do modelo de teor de ferrita.....	104
Figura 43 - Gráfico dos valores medidos vs. preditos do modelo do aporte térmico.....	106
Figura 44 - Gráfico dos valores medidos vs. preditos do modelo reduzido de respingo	108
Figura 45 - Gráfico dos valores medidos vs. preditos do modelo reduzido de escamas	111
Figura 46 - Gráfico dos valores medidos vs. preditos do modelo da aparência.....	113
Figura 47 - ANOVA para modelo da aparência	113
Figura 48 - Imagem da condição otimizada do Box-Behnken	116
Figura 49 - Parede final oriunda da parametrização otimizada	117
Figura 50 - Plano de corte dos corpos de prova	118
Figura 51 - Diagrama WRC-1992 com previsão do modo de solidificação do 347LSi (ponto azul)	119
Figura 52 - Gráfico de susceptibilidade à trinca de solidificação baseado no WRC-1992	120
Figura 53 - Diagrama de Fases com a composição do material de adição 347LSi	121
Figura 54 - Diagrama de solidificação Scheil-Gulliver para o material de adição 347LSi....	122
Figura 55 - Gráficos das medições de FN da parede final nas regiões: esquerda (E01, E02 e E03), meio (M01, M02, M03, M04 e M05) e direita (D01, D02 e D03)	128

Figura 56 – Resultados e difratograma de DRX das regiões da base, meio e topo da parede otimizada	129
Figura 57 - Curvas de tensão versus deformação das amostras na orientação horizontal (H)136	
Figura 58 - Curvas de tensão versus deformação das amostras na orientação vertical (V) ...	136
Figura 59 - Curvas de tensão versus deformação das amostras na orientação diagonal 45° (D)	137
Figura 60 - Esquemático do crescimento da ferrita e austenita para o modo de solidificação FA	142
Figura 61 - Micrografias das regiões 3B-5 (a,b), 3B-3 (c,d) e 3B-1 (e,f) com aumentos de 200X e 500X. Ataque com ácido oxálico.....	143
Figura 62 - Micrografias das regiões 2M-5 (a,b), 2M-3 (c,d) e 2M-1 (e,f) com aumentos de 200X e 500X. Ataque com ácido oxálico.....	145
Figura 63 - Micrografias das regiões 1T-5 (a,b), 1T-3 (c,d) e 1T-1 (e,f) com aumentos de 200X e 500X. Ataque com ácido oxálico.....	146
Figura 64 – Imagens utilizadas no cálculo da fração volumétrica de ferrita e austenita onde: a) 1T-2, b) 1T-3, C) 1T-4; d) 2M-2, e) 2M-3, f) 2M-4; g) 3M-2, h) 3M-3 e i) 3M-4.....	148
Figura 65 - MEV precipitado 2.....	150
Figura 66 – MEV Precipitado 1.....	152
Figura 67 - Linha precipitado	154
Figura 68 - Trinca com mapa	156
Figura 69 - Trinca aumentada com mapa	157
Figura 70 - Fractografia dos corpos de ensaio de tração nas posições a) H, b) V e c) D. Destaques em amarelo para <i>microvoids</i> ; em verde para <i>dimples</i> ; em vermelho para <i>microvoids</i> coalescidos.	158
Figura 71 - Figura 65 - Fractografia dos corpos de ensaio de tração nas posições a) H, b) V e c) D. Destaques em amarelo para <i>microvoids</i> ; em verde para <i>dimples</i> ; em vermelho para <i>microvoids</i> coalescidos.....	160

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Comparação das características de componentes fabricados por MALM e usinagem	26
Tabela 2 - Exemplo aplicações da DED em diversos setores	31
Tabela 3 - Caminho de solidificação para os modos de solidificação de aços inoxidáveis	43
Tabela 4 - Confundimento dos efeitos para resoluções dos experimentos de DOE	48
Tabela 5 - Comparativo entre resoluções de metodologias de DOE	50
Tabela 6 - Comparação entre corridas de CCD e DSD entre 4 e 8 fatores principais	55
Tabela 7 - Tabela de equações para realização da ANOVA	58
Tabela 8 - Quadro de fórmulas de Coeficientes de Determinação	60
Tabela 9 - Interpretação dos valores do coeficiente de determinação (R^2)	61
Tabela 10 - Aplicações de DOE em WAAM para diversos materiais e áreas de aplicação	64
Tabela 11 - Composição química das chapas de ASTM A36	68
Tabela 12 - Composição do material de adição ER70S-6	69
Tabela 13 - Composição do material de adição ER347LSi	69
Tabela 14 - Fatores e níveis utilizados no DSD	71
Tabela 15 - Planejamento experimental do DSD com ER70S-6	72
Tabela 16 – Planejamento experimental do Box-Behnken das paredes com ER347LSi	75
Tabela 17 - Parâmetros fixados no Box-Behnken	76
Tabela 18 - Condição otimizada obtida através do Box-Behnken	76
Tabela 19 - Resumo dos efeitos da resposta H no DSD	85
Tabela 20 - Resumo dos efeitos da resposta L no DSD	88
Tabela 21 - Resumo dos efeitos da resposta DP_L no DSD	90
Tabela 22 - Resumo do ajuste de H/L	93
Tabela 23 - ANOVA para resposta H/L	93
Tabela 24 - PRESS para a resposta H/L	94
Tabela 25 - Resumo dos efeitos para o modelo H/L	95
Tabela 26 - Resumo dos efeitos para o modelo H/L reduzido	95
Tabela 27 - Resumo do ajuste do modelo H/L reduzido	95
Tabela 28 - PRESS para a resposta H/L com modelo reduzido	96
Tabela 29 - ANOVA para modelo reduzido da resposta H/L	97
Tabela 30 - Resumo do ajuste da dureza	100
Tabela 31 - Resumo dos efeitos para o modelo de dureza	101

Tabela 32 - ANOVA para modelo de dureza	102
Tabela 33 - PRESS para resposta dureza.....	102
Tabela 34 - Resumo do ajuste do teor de ferrita.....	103
Tabela 35 - Resumo dos efeitos para o modelo de teor de ferrita	103
Tabela 36 - ANOVA para modelo do teor de ferrita.....	104
Tabela 37 - PRESS para resposta teor de ferrita	104
Tabela 38 - Resumo do ajuste do aporte térmico	106
Tabela 39 - ANOVA para modelo do aporte térmico	106
Tabela 40 - Resumo dos efeitos para o modelo do aporte térmico.....	106
Tabela 41 - PRESS para resposta aporte térmico	107
Tabela 42 - Resumo do ajuste do modelo reduzido de respingo	107
Tabela 43 - PRESS para modelo reduzido de respingo.....	107
Tabela 44 - ANOVA para modelo reduzido de respingo	108
Tabela 45 - Resumo dos efeitos para o modelo reduzido de respingo	109
Tabela 46 - Resumo do ajuste do modelo reduzido de escamas	109
Tabela 47 - Resumo dos efeitos para o modelo reduzido de escamas.....	110
Tabela 48 - ANOVA para modelo reduzido de escamas.....	111
Tabela 49 - PRESS para o modelo reduzido de escamas	111
Tabela 50 - Resumo do ajuste do modelo da aparência	112
Tabela 51 - Resumo dos efeitos para o modelo da aparência.....	112
Tabela 52 - Validação das respostas H/L e respingo.....	114
Tabela 53 - Validação das respostas escamas e aparência	115
Tabela 54 - Validação das respostas FN e aporte.....	115
Tabela 55 - Validação da resposta dureza	115
Tabela 56 - Resumo das fases precipitáveis para a solidificação do metal de adição 347LSi.....	124
Tabela 57 - Médias e desvios padrão do teor de ferrita (FN) nas regiões da parede final	129
Tabela 58 - Microdureza e tamanho médio de grão por região para diferentes materiais e processos.....	135
Tabela 59 – Resultado do ensaio de tração para estruturas multicamadas com 347LSi produzidas por WAAM GMAW-DP.....	137
Tabela 60 - Comparativo de propriedades de tração para aços inoxidáveis austeníticos em diversas condições	138
Tabela 61 - Resultado do ensaio de impacto Charpy para WAAM DP GMAW com 347LSi	140

Tabela 62 - Comparativo de energia absorvida no ensaio Charpy para aços inoxidáveis austeníticos em diversas condições	140
Tabela 63 - Percentuais em área de ferrita e austenita calculadas através da Figura 64	147
Tabela 64 - Composição química dos espectros 17 e 18.....	151
Tabela 65 - Composição química dos espectros 9 e 10.....	153

LISTA DE ABREVIACÕES

$1-\beta$ – Poder do teste estatístico

α – Nível de significância

AISI - *American Iron and Steel Institute*

ANOVA – *Analysis of Variance*

BBD – *Box-Behnken Design*

CCD - *Central Composite Design*

CMT - *Cold Metal Transfer*

C_{req}/Ni_{eq} - Razão Cromo equivalente e Níquel equivalente

DBPC – Distância entre o bico de contato à peça

DED - *Directed Energy Deposition*

DED-EB - *Electron Beam Directed Energy Deposition*

DED-GMA - *Directed Energy Deposition with Gas Metal Arc*

DED-L - *Laser Directed Energy Deposition*

DOE – *Design of Experiments*

GMAW-DP - *Double Pulsed Gas Metal Arc Welding*

DSD – *Definitive Screening Design*

FBT – Fase de base térmica

FPT – Fase de pulso térmico

GMAW – *Gas Metal Arc Welding*

GMAW-P – *Pulsed Gas Metal Arc Welding*

GL – Graus de Liberdade

GTAW - *Gas Tungsten Arc Weld*

γ - Austenita

H_a – Hipótese alternativa

H_0 – Hipótese nula

HSLA - *High-strength low-alloy*

IC – Intervalo de confiança

I_b – Corrente Base

I_{BB} – Corrente de base em FBT

I_{PP} – Corrente de pico em FPT

I_m – Corrente média

I_p – Corrente de pico

I_PB – Corrente de pico em FBT
I_PP – Corrente de pico em FPT
MA – Manufatura Aditiva
MAG – *Metal Active Gas*
MADA – Manufatura Aditiva por Deposição a Arco
MALM – Manufatura Aditiva de Ligas Metálicas
OFAT - *One factor at a Time*
PBF - *Powder Bed Fusion*
R - Coeficiente de Pearson
R² - Coeficiente de Determinação
R²adj – Coeficiente de Determinação Ajustado
R²pred – Coeficiente de Determinação Predito
RSM – *Response Surface Methodology*
SLA - *Stereolithography Apparatus*
SLS - *Selective Laser Melting*
Tb – Tempo de base
tbb – tempo de corrente de base em FBT
tbp – tempo de corrente de base em FPT
Tp – Tempo de pico
tpb – tempo de corrente de pico em FBT
tpp – tempo de corrente de pico em FPT
U_BT – Tensão aplicada a FBT
U_PT – Tensão para FPT
Val_BT – Velocidade de alimentação da FBT
Vs – Velocidade de soldagem
WAAM – *Wire Arc Additive Manufacturing*
ZTA – Zona Termicamente Afetada
 δ – Ferrita delta

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO.....	22
1.1	OBJETIVO	23
1.2	OBJETIVOS ESPECÍFICOS	24
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	25
2.1	Manufatura Aditiva de ligas metálicas	25
2.1.1	Manufatura Aditiva por Deposição a Arco - WAAM	26
2.1.2	Principais Processos WAAM	28
2.2	GMAW aplicado a WAAM.....	31
2.2.1	GMAW Pulsado	32
2.2.2	GMAW-DP	36
2.3	Aço inoxidável austenítico 347LSI	39
2.3.1	Solidificação na soldagem do aço inoxidável 347LSi	41
2.4	Delineamento de experimentos	45
2.4.1	Comparativo entre o Delineamento de Experimentos e Um Fator por Vez.....	45
2.4.2	Resolução dos experimentos.....	46
2.4.3	Principais metodologias de Delineamento de Experimentos	48
2.4.4	Superfície de respostas - RSM	50
2.4.5	<i>Definitive Screening Design</i>	53
2.4.6	Principais conceitos e métricas de estatísticas aplicadas ao DOE	56
2.4.7	Aplicações de DOE no WAAM.....	63
3	MATERIAIS E MÉTODOS	65
3.1	Pesquisa Bibliográfica	65
3.2	Materiais utilizados	68
3.3	Metodologia experimental.....	69
3.3.1	Delineamentos dos experimentos – DSD e Box-Behnken.....	70
3.3.2	Soldagem das amostras.....	77

3.3.3	Cortes e usinagem na parede para confecção dos corpos de prova	79
3.3.4	Preparação metalográfica	79
3.3.5	Caracterizações por técnicas de microscopia	80
3.3.6	Simulações termodinâmicas	81
3.3.7	Dureza por Microidentação	81
3.3.8	Medição de teor de ferrita (FN)	81
3.3.9	Ensaio de Tração e Impacto Charpy	82
3.3.10	Difração de Raios X (DRX)	83
4	RESULTADOS E DISCUSSÃO	83
4.1	Análise dos experimentos do DSD	83
4.1.1	Resposta Altura do cordão (H)	85
4.1.2	Resposta Largura do cordão (L)	86
4.1.3	Resposta Desvio Padrão da Largura (DP_L)	88
4.2	Análise dos experimentos do Box-Behnken	90
4.2.1	Análise da resposta H/L	92
4.2.2	Análise da resposta Dureza	100
4.2.3	Análise da resposta Teor de Ferrita	102
4.2.4	Análise da resposta Aporte Térmico	105
4.2.5	Análise da resposta Respingo	107
4.2.6	Análise da resposta Escamas	109
4.2.7	Análise da resposta Aparência	112
4.3	Validação do modelo Box-Behnken	114
4.4	Condição otimizada	115
4.5	ANÁLISE E Ensaio na amostra DA PAREDE otimizada	118
4.5.1	Previsão da solidificação da amostra otimizada	118
4.5.2	Teor de ferrita (FN) e DRX	126
4.5.3	Microdureza	131

4.5.4	Ensaio de tração	135
4.5.5	Ensaio de impacto Charpy	139
4.5.6	Microscopia Óptica	141
4.5.7	Microscopia Eletrônica de Varredura	149
5	CONCLUSÕES	160
6	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	162
7	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	163

1 INTRODUÇÃO

Entre os métodos de Manufatura Aditiva (MA), o *Wire Arc Additive Manufacturing* – WAAM (em português, Manufatura Aditiva por Deposição a Arco – MADA) destaca-se ao integrar soldagem e deposição de material metálico via arco elétrico, possibilitando a produção de estruturas otimizadas em termos de consumo de material para setores como a indústria naval, automotiva e aeroespacial (Hamrani *et al.*, 2023; Kokare *et al.*, 2024). Com demanda energética eficiente e uso de insumos acessíveis, como os arames metálicos, o WAAM se apresenta como uma alternativa sustentável em relação a outras tecnologias de MA. Sua capacidade de fabricar grandes peças e geometrias complexas sem ferramentas específicas a cada projeto, como moldes de alto custo, promove sua viabilidade econômica e competitividade, inclusive para materiais como os aços inoxidáveis austeníticos (Rashid *et al.*, 2024).

O uso de aços inoxidáveis austeníticos no WAAM, como o 347LSi, alia alta resistência à corrosão e excelentes propriedades mecânicas em elevadas temperaturas, ideal para ambientes agressivos como caldeiras, refinarias, motores de aeronaves e sistema de escapes automotivos (Kannan *et al.*, 2023). No entanto, o controle das microestruturas formadas é crítico, influenciando diretamente as propriedades dos componentes. O modo de transferência Superpulse permite melhor controle microestrutural, resultando em deposições com microestrutura refinadas e, conseqüentemente, com propriedades mecânicas superiores, desde que otimizado para a grande quantidade de fatores presentes no processo (Bellamkonda; Dwivedy; *et al.*, 2024; Zhang, S. *et al.*, 2024).

Em processos de WAAM baseados na soldagem *Gas Metal Arc Welding* (GMAW), existem diversos modos de transferência metálica como a pulsada e a curto-circuito com controle de onda, que permitem um maior controle da poça de fusão, o que possibilita a rápida solidificação, a redução de distorções e a obtenção de estruturas esbeltas. Uma nova alternativa surge com a transferência duplo pulsada, que mantém as características anteriormente mencionadas, além de promover a formação de uma microestrutura mais fina, com a consequente melhora na resposta mecânica. No entanto, para este modo de transferência existe uma quantidade elevada de fatores e interações entre os parâmetros de processamento, o que torna complexa a compreensão do efeito no resultado sem a aplicação de alguma técnica robusta de análise.

A otimização no WAAM enfrenta desafios complexos, onde o Delineamento de Experimentos (do inglês, *Design of Experiments* - DOE) atua como ferramenta eficaz e confiável na definição de fatores que impactam as respostas analisadas dos experimentos,

agregando confiabilidade ao estudo, devido à avaliação do modelo proposto por técnicas estatísticas robustas, como a Análise de Variância (do inglês, *Analysis of Variance* - ANOVA) (Antony, 2023). Técnicas como o *Response Surface Methodology* (RSM) e o *Definitive Screening Design* (DSD) ajudam a identificar fatores críticos e construir modelos preditivos que integram múltiplos parâmetros e suas interações (Jones; Nachtsheim, 2011; Yadav *et al.*, 2024). Portanto, o emprego do DOE para o estudo do processo WAAM-GMAW com transferência duplo pulsada promete replicabilidade, análise e controle da relação entre os fatores principais, interações e as respostas estudadas, elevando a eficiência e reduzindo custos e utilização de recursos associados aos experimentos (Le; Doan; *et al.*, 2022).

Quando comparado aos métodos convencionais, o WAAM pode reduzir o impacto ambiental em até 60% (Baqershahi; Ayas; Ghafoori, 2024). A otimização da MA traz benefícios econômicos e ambientais. A associação de DOE com a otimização topológica pode diminuir a massa das peças construídas em até 50%, contribuindo para a redução de emissões de CO₂ (Priarone *et al.*, 2020). Setores como aeroespacial e automotivo se beneficiam dessas práticas, maximizando o desempenho de peças leves e duráveis (Venturini *et al.*, 2016).

Este trabalho contribui para a parametrização dos processos de WAAM por GMAW com aço inoxidável austenítico, utilizando o modo de transferência duplo pulsado para melhorar o controle do processo e otimizar as propriedades de seus produtos manufaturados. A pesquisa sugere práticas sustentáveis e eficientes, promovendo a eliminação de defeitos como respingos e porosidades, além de reduzir o pós-processamento das peças devido à otimização de características geométricas das deposições (Kokare *et al.*, 2024). Assim, o atual estudo demonstra a viabilidade de reduzir custos e melhorar a competitividade do WAAM, reforçando sua importância para investigações futuras, nas quais estender-se-á a metodologia proposta a outros materiais e processos industriais (D'Andrea, 2023; Rashid *et al.*, 2024).

1.1 OBJETIVO

Identificar e otimizar os fatores e as interações mais significativas no processo de WAAM com GMAW no modo de transferência metálica Duplo Pulsado no aço inoxidável austenítico SAE 347LSi para diversas respostas geométricas e propriedades mecânicas.

1.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS

- Identificar os principais fatores e interações que influenciam as respostas obtidas em peças manufaturadas por WAAM DED-GMA no modo de transferência duplo pulsado, utilizando técnicas de DOE de triagem e RSM.
- Validar a metodologia de DOE aplicada ao processo WAAM, verificando sua capacidade de produzir resultados equivalentes ou superiores aos métodos tradicionais.
- Utilizar técnicas de microscopia óptica (MO), microscopia eletrônica de varredura (MEV) e Espectroscopia de Energia Dispersiva (EDS, do inglês *Energy Dispersive X-ray Spectroscopy*) para caracterização microestrutural das condições otimizadas.
- Analisar as propriedades mecânicas das amostras fabricadas após a otimização dos parâmetros, utilizando ensaios de microdureza, tração e de impacto Charpy.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

A revisão bibliográfica tratará dos avanços e desafios relacionados à manufatura aditiva de ligas metálicas, com ênfase no processo de deposição a arco com arame eletrodo. Inicialmente, serão discutidos os conceitos fundamentais da MA e suas vantagens, como a capacidade de produzir geometrias complexas e a eficiência no uso de materiais. Em seguida, abordar-se-ão as dificuldades técnicas do processo WAAM, incluindo o controle de parâmetros e a formação de microestruturas. Por fim, será apresentada a importância do delineamento de experimentos na otimização dos processos e a influência do aço inoxidável austenítico 347LSi na formação microestrutural e nas características mecânicas das peças fabricadas.

2.1 MANUFATURA ADITIVA DE LIGAS METÁLICAS

De acordo com as normas ASTM 52900 (2021) e ASTM F2792 (2015), a MA é definida como um processo de união de materiais para a produção de peças a partir de um modelo tridimensional, geralmente por meio de deposição camada a camada. Essa técnica permite a fabricação de geometrias complexas, otimizando o uso de material e minimizando a geração de resíduos, sendo aplicada em diversos setores como o aeroespacial, marítimo e médico (Palmeira Belotti *et al.*, 2022; Silva, 2020).

O desenvolvimento da MA teve início na década de 1980, com a invenção da estereolitografia (SLA - *Stereolithography Apparatus*) por Charles Hull, a qual possibilitou a criação de objetos tridimensionais utilizando polímeros e metais como materiais de adição (Rivera; Arciniegas, 2020). Na década de 1990, surgiram tecnologias como a Deposição de Energia Dirigida, a Sinterização Seletiva a Laser e a Fusão Seletiva a Laser, expandindo o uso da MA para a produção de peças metálicas com maior grau de complexidade nos projetos. A partir dos anos 2000, melhorias em controle dimensional, eficiência e escalabilidade consolidaram a MA como uma tecnologia relevante para indústrias que demandam alta precisão e personalização, como as indústrias aeroespacial, automotiva e de energia (Gibson *et al.*, 2021).

A Manufatura Aditiva de Ligas Metálicas (MALM) apresenta diversas vantagens em relação aos processos convencionais, como a produção de peças com geometrias complexas, maior eficiência no uso de materiais, customização de produtos, aprimoramento das propriedades mecânicas e otimização da cadeia de suprimentos (Guo; Leu, 2013; Körner, 2016). Diferente de processos como a usinagem, que envolve a remoção de material, a MALM utiliza uma abordagem de adição progressiva, permitindo a fabricação de peças próximas às

suas formas finais sem a necessidade de ferramentas ou moldes dispendiosos, possibilitando a produção direta a partir de projetos digitais (DebRoy *et al.*, 2018; Silva, 2020).

Entretanto, a MALM enfrenta obstáculos significativos, como o controle de porosidade, tensões residuais, anisotropia das propriedades mecânicas e microestruturas das peças produzidas, além da complexidade na parametrização dos processos (Astafurov; Astafurova, 2021). O contínuo desenvolvimento e otimização da MA objetiva mitigar essas limitações por meio do controle preciso dos parâmetros de fabricação, promovendo vantagens como a produção de geometrias complexas com alta precisão e personalização, além da redução de resíduos e dos impactos ambientais associados às técnicas convencionais (Lambiase; Scipioni; Paoletti, 2022). A Tabela 1 apresenta um comparativo entre as características da MALM e dos métodos tradicionais de manufatura.

Tabela 1 - Comparação das características de componentes fabricados por MALM e usinagem

Características	Manufatura Aditiva	Usinagem
Geometria das peças	Permite design inteligente de componentes complexos e customizados	Limitações geométricas, ângulos de saída de moldes e tolerâncias dimensionais restritas
Desperdício de material	Mínimo	Alto índice de desperdício de material na forma de cavacos, aparas e retalhos
Tempo de produção	Demorado, porém resulta em componentes próximos a condição final de uso com redução nas etapas produtivas	Embora seja um processo mais rápido, peças complexas exigem diversas etapas de usinagem e operações adicionais.
Ferramental	Não se faz necessária a utilização de moldes e ferramentaria similar	Alto custo de ferramentas, especialmente para peças complexas
Customização	Fácil e econômica, permitindo a criação de peças sob medida	Difícil e onerosa, com custos adicionais para alterar o ferramental
Impacto estrutural	Integração de múltiplas peças em um único componente, reduzindo o peso e a complexidade da montagem	Montagem de diversas peças, aumentando o peso e a complexidade da estrutura

Fonte: Autor (2024)

2.1.1 Manufatura Aditiva por Deposição a Arco - WAAM

Dentre as várias modalidades de MALM, a WAAM destaca-se por utilizar um arco elétrico para fundir arames metálicos, que são depositados controladamente na construção das peças manufaturadas (Votruba *et al.*, 2024). Esta tecnologia é notavelmente vantajosa para a produção de grandes estruturas metálicas e no reparo de componentes, sendo valorizada por sua alta produtividade entre os métodos de MALM e pela capacidade de gerar peças com propriedades mecânicas equivalentes aos métodos tradicionais (Du *et al.*, 2023; Nakrani *et al.*, 2024).

A WAAM permite a produção de componentes metálicos complexos em grandes dimensões, potencializando a produtividade em função da economia de material associada ao processo. Em comparação com processos convencionais como a usinagem, possibilita a fabricação de peças com geometrias intrincadas sem necessidade de ferramentas e acessórios especiais. Sua elevada taxa de deposição acelera a produção, diminuindo o tempo total de fabricação em relação a diversos processos MALM (Hüner *et al.*, 2022), sendo essa eficiência benéfica em setores como o aeroespacial, onde a redução de peso e a personalização são fundamentais (Froes; Boyer, 2019). A tecnologia também permite otimização topológica, contribuindo para a sustentabilidade. A flexibilidade de design facilita a produção local e sob demanda, reduzindo a necessidade de estocagem (Mobarak *et al.*, 2023). A compatibilidade com diversos materiais permite fabricar componentes com propriedades mecânicas otimizadas (Nyika; Dinka, 2024). A integração com processos subtrativos na Manufatura Híbrida combina a precisão da usinagem com a flexibilidade da WAAM, resultando em componentes de alta qualidade (Del-Río *et al.*, 2023).

Apesar de suas vantagens, a WAAM enfrenta limitações que dificulta sua adoção em larga escala. O controle preciso do processo e a manutenção de microestrutura uniforme exigem parâmetros rigorosos e gestão térmica (Saha, 2023). As rápidas taxas de solidificação podem causar defeitos como porosidade e trincas, comprometendo a integridade dos componentes (Ghosh *et al.*, 2023). Em comparação com métodos convencionais como a usinagem, que oferece alta precisão e excelente acabamento sem tratamentos adicionais, a WAAM frequentemente requer pós-processamento para melhorar a qualidade superficial e precisão dimensional (Del-Río *et al.*, 2023). Necessidades de tratamentos pós-processo aumentam tempo e custo, prejudicando as vantagens citadas (Ngo *et al.*, 2018). Por outro lado, o elevado aporte térmico pode provocar distorções e tensões residuais, alterando a geometria da peça fabricada e reduzindo o desempenho em fadiga (Mobarak *et al.*, 2023). A contaminação do arame e fusão insuficiente em deposições complexas podem gerar descontinuidades estruturais como porosidades e falta de fusão (Ghosh *et al.*, 2023; Saha, 2023). Apesar do potencial apresentado pela WAAM, avanços técnicos e otimização nos controles são necessários para consolidá-la como alternativa superior aos métodos convencionais (Froes; Boyer, 2019).

Diversos estudos comprovam as vantagens do WAAM sobre métodos convencionais como fundição e usinagem. Gürol *et al.* (2023) mostram que o WAAM oferece maior resistência à corrosão e microestruturas refinadas com aumento da ferrita- δ , alcançando uma tensão de escoamento 1,5 vezes superior à fundição, ideal para componentes de grandes dimensões nas indústrias aeroespacial e automotiva. Hanwen Xu *et al.* (2024) destacam que o

WAAM não só aprimora a flexibilidade de *design*, como também aumenta a rigidez estrutural global das junções em 14,3%, superando os métodos tradicionais em desempenho mecânico. Zhang *et al.* (2023) comprovam que o WAAM com aço de alta resistência baixa liga (HSLA) ER120S-G refina grãos e reduz porosidade, enquanto a fundição gera maior segregação na solidificação. Apesar da tensão de escoamento no WAAM ser inferior à da fundição, o processo oferece maior alongamento, equilibrando resistência e ductilidade. Fu *et al.* (2023) demonstram que o WAAM com TiC no alumínio AA7075 apresentou refinamento dos grãos, resultando em resistência de 435 MPa e alongamento de 7,8% nos corpos de prova. Kokare *et al.* (2024) reportam uma redução de 40% no uso de material com WAAM em relação à usinagem CNC, alcançando resistência à tração de 1002 MPa, cujas propriedades mecânicas estão dentro dos intervalos reportados na literatura científica tanto para WAAM quanto para CNC, além de reduzir custos de produção em grandes lotes e apresentar menor impacto ambiental.

2.1.2 Principais Processos WAAM

O processo de Sinterização Seletiva a Laser (SLS - *Selective Laser Sintering*) utiliza um laser para fundir seletivamente camadas de pó metálico, permitindo a fabricação de peças com geometrias complexas, alta precisão dimensional e acabamento superficial refinado. Este método é adequado para a produção de protótipos, ferramentas e pequenas séries de componentes personalizados, como peças de reposição no setor automotivo. No entanto, o SLS requer um controle rigoroso dos parâmetros de processo para garantir a qualidade das peças e apresenta limitações na fabricação de peças de grande tamanho (Salonitis; Saeed Al Zarban, 2015; Yadroitsev *et al.*, 2012). Por sua vez, o processo de Fusão Seletiva a Laser (SLM - *Selective Laser Melting*) aplica um feixe de laser de alta potência para fundir o pó com maior precisão que o SLS, sendo indicado para a produção de componentes com geometrias complexas, como peças estruturais na indústria aeroespacial, proporcionando maior liberdade de projeto, mas também exigindo um controle mais rigoroso dos parâmetros de processo (Seifi *et al.*, 2016; Uhlmann *et al.*, 2015).

A fusão em leito de pó (PBF - *Powder Bed Fusion*) e a Deposição de Energia Direcionada (DED - *Directed Energy Deposition*) são dois dos principais processos de manufatura de peças metálicas (Picariello, 2017). O PBF utiliza uma fonte térmica, como laser ou feixe de elétrons, para fundir seletivamente camadas de pó metálico, promovendo a coalescência do material por solidificação (Gibson *et al.*, 2021). Embora ofereça alta precisão e menor rugosidade superficial, a taxa de deposição é baixa (cerca de 50 g/h), tornando o

processo lento. A necessidade de atmosfera inerte ou vácuo evita oxidação e fissuração, mas limita o tamanho das peças produzidas (Buchanan; Gardner, 2019).

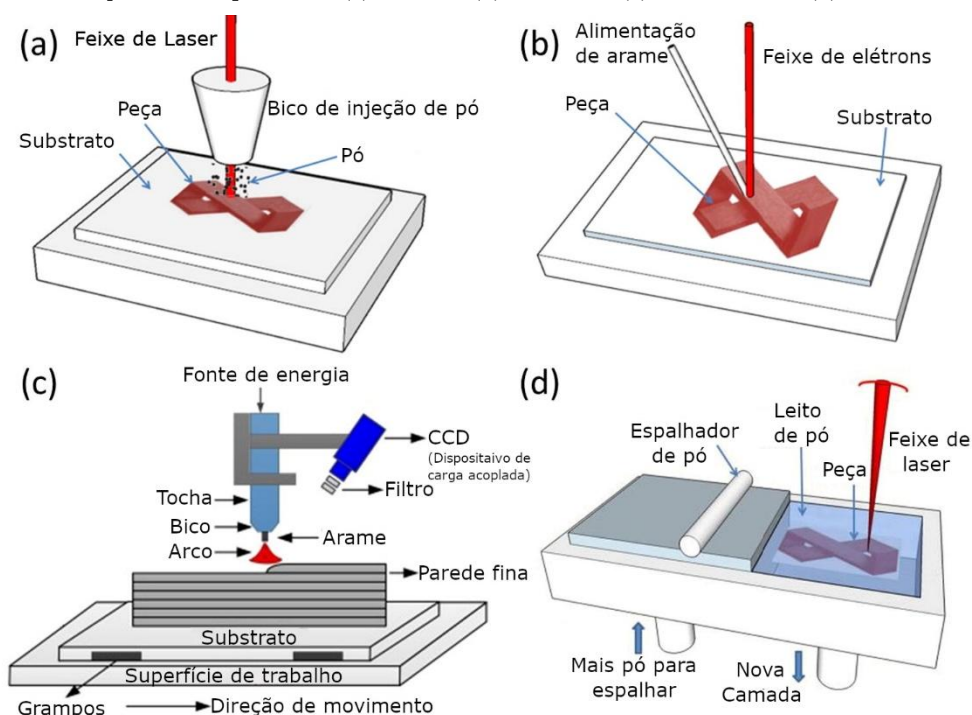
O DED utiliza um feixe de laser ou arco elétrico para fundir e depositar material diretamente sobre um substrato, sendo adequado para a reparação e revestimento de componentes, como equipamentos do setor petrolífero, automotivo, naval e aeroespacial (Ding *et al.*, 2015b; Gu *et al.*, 2012). Esse processo permite uma grande gama de aplicações de materiais de adição, como ligas de titânio, aços inoxidáveis, ligas de níquel e alumínio. Além disso, o processo apresenta maior taxa de deposição entre os métodos citados, sendo indicado para a fabricação de componentes de maior porte. Em contrapartida, apresenta precisão dimensional e acabamento superficial inferiores quando comparado aos processos SLS e o SLM, sendo frequentemente necessário operações de acabamento pós processamento, como a usinagem, resultando em uma manufatura híbrida (Ding *et al.*, 2015b).

O PBF utiliza pós-metálicos, que são menos suscetíveis à oxidação e contaminação em comparação aos arames usados no DED, embora sejam mais onerosos. Em ambos os processos, a rugosidade superficial é um fator crítico para a vida útil em fadiga das peças, pois a usinagem da superfície melhora significativamente o desempenho em fadiga, minimizando a nucleação de trincas (DebRoy *et al.*, 2018)

Existem diferentes variantes do processo DED, cada uma com características e aplicações próprias. O DED-L (*Laser Directed Energy Deposition*) utiliza um feixe de laser para fundir o material em pó, permitindo a fabricação de peças com alta precisão dimensional, mas com uma taxa de deposição relativamente baixa (Ding *et al.*, 2015a). Já o DED-EB (*Electron Beam Directed Energy Deposition*) emprega um feixe de elétrons de alta energia para produzir peças com excelentes propriedades mecânicas, mas sua exigência de um ambiente a vácuo eleva consideravelmente o custo do equipamento (Frazier, 2014). Utilizando o processo de soldagem GMAW na deposição do metal de adição, o DED-GMA oferece uma alta taxa de deposição e flexibilidade de materiais com custo reduzido de equipamentos e insumos, em comparação ao DED-L e DED-EB (Brandl *et al.*, 2010).

A Figura 1 apresenta os esquemáticos dos processos DED-L, DED-EB, DED-GMA e PBF-L.

Figura 1 - Esquemas dos processos (a) DED-L, (b) DED-EB, (c) DED-GMA e (d) PBF-L



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

O DED-GMA - processo aplicado neste estudo - apresenta diversas vantagens em relação a outros processos de MA. Como dito anteriormente, a alta taxa de deposição do processo GMAW permite a fabricação de peças em um tempo reduzido, aumentando assim a produtividade (Ding *et al.*, 2015a). O processo possibilita a utilização de uma ampla gama de materiais metálicos, incluindo aços, ligas de alumínio e titânio, expandindo as possibilidades de aplicação. Como desvantagens, o DED-GMAW perde em resolução, precisão dimensional e acabamento superficial em relação ao DED-L e DED-EB, ainda sendo suscetível às mesmas discontinuidades inerentes ao processo de soldagem GMAW, como possibilidade de presença de porosidades, trincas, tensões residuais e distorções. Para redução e controle de tais discontinuidades, se faz necessário a otimização da parametrização das variáveis envolvidas no sistema (Brandl *et al.*, 2010; Frazier, 2014).

A Tabela 2 apresenta diversas aplicações e trabalhos científicos de DED para a MALM, demonstrando a versatilidade do processo em diversos setores.

Tabela 2 - Exemplo aplicações da DED em diversos setores

Setor	Aplicações da DED	Trabalhos Relacionados
Aeroespacial	- Componentes estruturais leves e de alta resistência (ex: carcaças de motores, suportes estruturais); - Peças complexas com geometrias otimizadas para melhor desempenho aerodinâmico; - Protótipos rápidos e personalizados para testes e desenvolvimento de novas aeronaves.	(Blakey-Milner <i>et al.</i> , 2021; Froes; Boyer, 2019; Liu <i>et al.</i> , 2021; Pant <i>et al.</i> , 2023),
Médico	- Implantes personalizados e biocompatíveis para cirurgias ortopédicas e odontológicas; - Próteses e órteses personalizadas para pacientes com necessidades específicas - Modelos anatômicos realistas para planejamento cirúrgico e treinamento médico.	(Bg <i>et al.</i> , 2023; Mobarak <i>et al.</i> , 2023; Torre <i>et al.</i> , 2021)
Naval	- Fabricação de hélices; - Componentes personalizados para sistemas de propulsão e manobra; - Ferramentas e moldes personalizados para construção naval; - Produção de partes do leme.	(Nota <i>et al.</i> , 2023; Taş; Şener, 2019; Taşdemir; Nohut, 2021)
Automotivo	- Chapas metálicas da carroceria; - Chassis integrados; - Veículos elétricos; - Topologia em componentes.	(Josten; Höfemann, 2020; Li <i>et al.</i> , 2024; Petersson, 2022; Stavropoulos <i>et al.</i> , 2023)
Outras Industriais	- Ferramentas e moldes personalizados por MA; - Otimização topológica e <i>design</i> inteligente; - Componentes de máquinas personalizadas para aplicações específicas; - Elementos estruturais de engenharia.	(Chantzis <i>et al.</i> , 2020; Elhamy; Elselmy, 2024; Riegger; Wenzler; Zaeh, 2024)

Fonte: Autor (2024)

2.2 GMAW APLICADO A WAAM

A diferença entre soldagem e WAAM está na aplicação de cada processo: enquanto a soldagem tradicional é utilizada para unir e revestir materiais por meio da fusão do metal, o WAAM adapta essa tecnologia para a construção de componentes camada por camada, sendo eficiente na produção de grandes volumes e estruturas complexas (Chaturvedi *et al.*, 2021). O WAAM, além de reduzir custos por meio da utilização de arame metálico como material de alimentação, permite a criação de geometrias intrincadas que não podem ser fabricadas por métodos convencionais (Zhang, S. *et al.*, 2024).

O WAAM utiliza as tecnologias GMAW, GTAW e PAW, incluindo variantes como GMAW pulsado e com controle de onda, GTAW pulsado e PAW microplasma, que aprimoram o controle da poça de fusão (Ding *et al.*, 2015b). O GMAW é amplamente empregado no WAAM, devido a sua eficiência, flexibilidade e elevada produtividade. O processo utiliza um arco elétrico para fundir ou revestir os materiais de adição e substrato, além de ser facilmente adaptável a processos automatizados, o GMAW permite o controle de parâmetros, sendo capaz de trabalhar com diversas ligas metálicas, como o aço inoxidável e o alumínio (Yu *et al.*, 2024).

Como dito, a utilização do GMAW no WAAM é vantajosa devido à sua alta taxa de deposição, alcançando até 10 kg/h para aços, característica que o torna eficiente para grandes componentes (Zhai *et al.*, 2024). O uso de arame metálico reduz significativamente os custos operacionais, aumentando a eficiência do processo em comparação com outras técnicas de MA baseadas em pó (Girón-Cruz; Pinto-Lopera; Alfaro, 2022). Ainda assim, o WAAM pode apresentar complicações, uma vez que a alta geração de calor pode causar distorções, exigindo um controle rigoroso da corrente e tensão para minimizar deformações e descontinuidades.

Os modos de transferência metálica no GMAW, como o curto-circuito e o spray, influenciam diretamente a escolha do processo conforme a aplicação. O modo curto-circuito oferece maior controle do aporte de calor, gerando uma menor poça de fusão menor que promove a rápida solidificação do metal e a redução do aporte térmico (Yu *et al.*, 2024). Uma vantagem significativa do modo de curto-circuito é a sua capacidade de permitir soldagem em qualquer posição, algo inviável no modo spray devido à excessiva fluidez do metal fundido (Ghosh, 2017). No entanto, o curto-circuito apresenta desvantagens, como a alta geração de respingos, resultando em perda de material e a menor taxa de fusão em comparação com outros modos de transferência. Por outro lado, o modo spray proporciona uma alta taxa de deposição, com um poça de fusão grande, o que leva a depósitos de grandes tamanhos, penetração e um alto aporte de calor (Jia *et al.*, 2021). A transferência por spray minimiza a formação de respingos e estabiliza o arco, mas depende da otimização de parâmetros como corrente e tensão. Quando bem parametrizado, maximiza a produtividade, porém apresenta limitações quanto ao controle da poça de fusão em posições fora do plano horizontal (Ghosh, 2017).

2.2.1 GMAW Pulsado

Apesar de todas as vantagens supracitadas, a GMAW tradicional (que faz referência a GMAW curto-circuito) apresenta limitações como respingos excessivos, porosidades e falta de fusão que podem acarretar em uma baixa qualidade superficial, podendo ser necessário

retrabalho ou acabamento posterior (Li *et al.*, 2023; Tukahirwa; Wandera, 2023). Para superar essas restrições, a GMAW pulsada (do inglês, *Pulsed Gas Metal Arc Welding* - GMAW-P) foi desenvolvida para proporcionar maior controle do processo, reduzindo significativamente os problemas mencionados. Através da modulação da corrente, a GMAW-P promove transferência metálica mais estável, minimizando respingos, mordeduras e porosidades, resultando em um depósito com menos ou até sem imperfeições (Bidare *et al.*, 2022; Figueiredo *et al.*, 2023). O controle aprimorado da poça fundida e da transferência metálica diminui a penetração excessiva e distorções no material, especialmente em chapas finas, possibilitando a produção de peças com maior precisão dimensional (Araújo *et al.*, 2022).

Apesar do maior custo de investimento e complexidade de parametrização, quando comparado com o GMAW tradicional, a GMAW-P compensa por oferece maior controle microestrutural dos depósitos, obtendo as propriedades mecânicas do material de acordo com as necessidades da aplicação, como resistência à corrosão, ductilidade, resistência à tração e tenacidade à fratura. Essa técnica se destaca na fabricação de componentes de alta qualidade e precisão dimensional em diversos setores, como indústria aeroespacial, automotiva, química, petroquímica e construção de máquinas (Ghosh, 2017; Reza Tabrizi *et al.*, 2021).

A microestrutura, que impacta porosidade e propriedades mecânicas, é controlada pela solidificação e parâmetros de soldagem. Controlar o crescimento microestrutural é importante para evitar dendritas colunares grosseiras, ou ainda promover a formação de dendritas equiaxiais, que favorecem a integridade dos depósitos. Técnicas como vibração da poça, adição de refinadores de grão (inoculantes) e redução de aporte térmico minimizam o crescimento dendrítico e propiciam a geração de dendritas equiaxiais. A corrente pulsada no GMAW-P se mostra eficaz no refino da microestrutura, controlando o comportamento térmico e crescimento dendrítico. A variação térmica decorrente do acionamento intermitente do arco induz a fragmentação dos braços dendríticos, que atuam como inoculantes e ampliam os sítios de nucleação, promovendo o refinamento microestrutural por meio do controle preciso das variáveis do processo (Ghosh, 2017; Zhang, X. *et al.*, 2024). As propriedades de tração por GMAW-P, situação aplicada à WAAM, são superiores às obtidas com GMAW convencional. Essas propriedades dependem da fração de dendritas finas e equiaxiais, que são refinadas pelo reaquecimento dos passes anteriores.

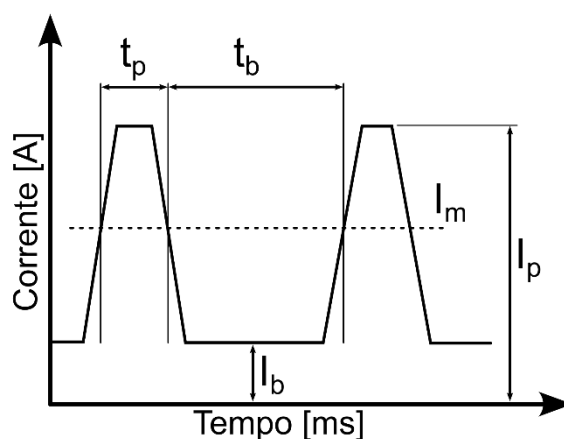
Os parâmetros de pulso influenciam diretamente a composição química, a morfologia da microestrutura e o quantidade de porosidade, impactando significativamente as propriedades de tração e outras características mecânicas da solda multipasse (Pal; Pal, 2011). Maiores taxas de deposição em correntes médias elevadas promovem um refinamento mais acentuado na

microestrutura, pois a solidificação rápida aumenta a densidade de grãos e fragmenta as dendritas, distribuindo melhor as tensões e reduzindo a concentração de esforços críticos. Em matrizes com baixo teor de ferrita- δ , essa estrutura refinada melhora a resistência à microfissuração e minimiza a formação de trincas. O controle do ciclo térmico de soldagem, por meio da otimização dos parâmetros, permite uma transformação de fase controlada na interface, mitigando a formação de camadas interfaciais e trincas (Hosseini *et al.*, 2019).

2.2.1.1 Parâmetros do GMAW pulsado

O GMAW-P supera as limitações do GMAW convencional ao modular a corrente entre níveis de base e pico, permitindo um maior controle do ciclo térmico e da transferência de metal (Ghosh, 2017). Este processo distingue-se pela aplicação alternada de dois níveis de corrente, conforme ilustrado esquematicamente na Figura 2. O primeiro nível é a corrente de base (I_b), responsável por manter o arco aberto com baixa energia e fundir o material de adição. O segundo é a corrente de pico (I_p), que atua na formação e destacamento da gota por pinçamento magnético, operando com seus respectivos tempos de base (t_b) e de pico (t_p) em uma frequência de pulso definida (Sánchez-Cruz *et al.*, 2023). A corrente média (I_m) se mantém na faixa da transferência globular, enquanto a corrente I_p atinge valores acima da corrente de transição, resultando em um modo sintético de transferência por spray com baixo aporte, permitindo soldagem em todas as posições, passes de raiz, soldagem de materiais sensíveis ao calor e de chapas finas. O rigoroso ajuste desses parâmetros é crucial para evitar problemas como extinção do arco em correntes baixas, transferência globular inadequada em correntes de pico insuficientes e queima do arco em correntes de pico elevadas (Ghosh, 2017).

Figura 2 - Diagrama esquemático do formato de onda do processo GMAW-P



Fonte: Adaptado de Ghosh (2017) e Palini e Murugan (2006)

A corrente de soldagem no processo GMAW-P influencia diretamente a qualidade do cordão e a eficiência da transferência metálica. Os parâmetros I_p e I_b , com suas durações T_p e T_b , são responsáveis pelo controle do arco e da transferência metálica, impactando a geometria, penetração e estabilidade do processo (Wu *et al.*, 2020).

O I_p e o T_p determinam o volume de metal transferido por pulso. Durante o T_p , a força de Lorentz atua sobre a gota fundida, promovendo seu destacamento e transferência para a poça de fusão. Se o T_p for curto, a gota não se destaca, resultando em menor penetração, prejudicando a qualidade da solda (Zhai *et al.*, 2020). Já um T_p prolongado pode resultar em múltiplos destacamentos de gotas, gerando respingos excessivos e irregularidades no depósito de material (Praveen; Yarlagadda; Kang, 2005).

Para materiais sensíveis, como aços inoxidáveis, correntes elevadas podem induzir superaquecimento, reduzindo a resistência mecânica do cordão (Mvola; Kah; Layus, 2018). O superaquecimento, somado ao alto aporte térmico, altera a microestrutura do material, comprometendo suas propriedades mecânicas e resistência à corrosão. A regulação precisa do I_p é essencial nesses materiais (Zhai *et al.*, 2020).

O I_b mantém o arco entre os pulsos sem fundir o material base. Ajustes de I_b para valores mínimos reduzem o aporte térmico, adequado para materiais termossensíveis, mas podem comprometer a ionização do gás, e com ela a formação do arco (Mvola; Kah; Layus, 2018). O T_b também afeta a estabilidade do arco e a transição para o próximo pulso de I_p , devendo ser balanceado para garantir uma transferência metálica eficiente e evitar falhas como falta de fusão ou microfissuras (Praveen; Yarlagadda; Kang, 2005).

Em tensões de arco baixas (aproximadamente 20 V), a extinção do arco ocorre devido à alta taxa de fusão do eletrodo ou ao contato indesejado com a poça de fusão, impedindo a transferência adequada da gota metálica. A interrupção do arco em soldagem GMAW-P causa irregularidades na forma de onda do pulso, resultando em transferência irregular de massa líquida e calor do eletrodo para a poça de solda. Essa instabilidade é atribuída principalmente ao curto-circuito do eletrodo na poça de solda, influenciado pelos parâmetros do pulso e pelo gás de proteção. O aumento da tensão do arco reduz a incidência de curto-circuito por proporcionar um arco mais suave, dificultando a transferência por spray em I_p baixas (Ghosh, 2017; Zhai *et al.*, 2020).

A frequência de pulso no processo GMAW-P afeta diretamente a eficiência da deposição de material e as características do cordão. Mantendo constantes a I_m e a duração do pulso, o aumento da frequência de pulso favorece o controle da transferência metálica, resultando em uma deposição mais uniforme e espessa. Adicionalmente, a frequência afeta

diretamente o tamanho da gota, permitindo a aplicação de transferência spray em tensões baixas como 20 V (Figueiredo *et al.*, 2023). Em comparação ao GMAW convencional, o GMAW-P é mais eficiente na deposição de revestimentos, pois o uso de uma alta frequência de pulso é mais eficaz para esse fim do que o simples aumento da corrente ou do tempo de pulso. (Wang *et al.*, 2018).

Ao aumentar a frequência de pulso, a profundidade de penetração tende a diminuir, uma vez que o tempo de aquecimento é reduzido durante o pico de I_p . Isso resulta em menor diluição do material base, sendo vantajoso para que para aços inoxidáveis preserve a composição química na zona fundida e promova a formação de ferrita- δ , importante para aplicações com materiais sensíveis ao calor ou para a mitigação de trincas a quente. A menor diluição evita a alteração do teor de elementos como Si, Mn, Cr e Ni, mantendo as propriedades mecânicas e a resistência à corrosão do cordão. A escolha adequada da frequência de pulso proporciona maior controle sobre a microestrutura final e a estabilidade do processo (Zhang; E; Walcott, 2002).

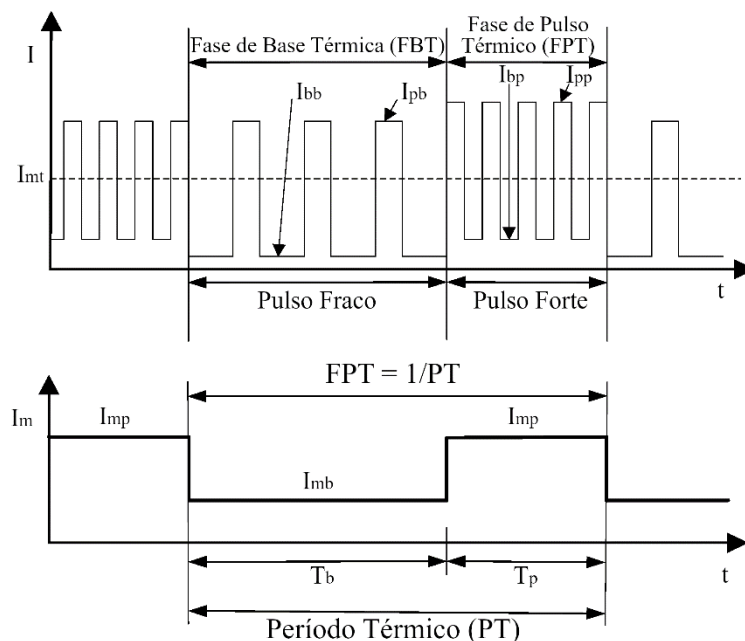
2.2.2 GMAW-DP

O processo *Double Pulsed Gas Metal Arc Welding* (GMAW-DP) foi desenvolvido para otimizar a limitada agitação da poça de fusão promovida pelo GMAW-P. Neste caso, alternam-se pulsos de alta energia (Fase de Pulso Térmico - FPT) e baixa energia (Fase de Base Térmica - FBT), com os respectivos tempos de duração e correntes associadas. Esse processo permite melhor controle da fusão e solidificação, garantindo um maior controle térmico, refinamento da microestrutura e uma otimização nas propriedades mecânicas e metalúrgicas das juntas soldadas em relação ao do GMAW-P (Sen *et al.*, 2018; Yao; Zhou; Huang, 2019).

A GMAW-DP, conforme esquematizada na Figura 3, exhibe uma modulação da corrente, onde o pulso de baixa frequência FBT modula a energia do arco e controla a força do plasma, influenciando diretamente a fluidez da poça de fusão e a qualidade final do cordão de solda: o aumento da amplitude ou a duração do pulso intensifica a força do plasma, proporcionando maior penetração e deslocamento da poça, útil para soldagens com maior profundidade. Em contrapartida, reduzir a intensidade do pulso gera menor turbulência, promovendo uma poça mais estável e controlada, essencial para evitar descontinuidades e melhorar o acabamento do cordão (Huang *et al.*, 2023). O controle sobre o FPT proporciona uma redução do aporte térmico global e gera um efeito de agitação que promove a liberação de gases, reduzindo a formação de porosidades e trincas de solidificação. Esse controle é particularmente importante em

aplicações onde a qualidade superficial e a integridade estrutural da junta são essenciais (Wang, Z. *et al.*, 2020; Yao; Zhou; Huang, 2019).

Figura 3 - Esquemático da modulação do pulso do processo GMAW-DP



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

Onde: I_{mt} é a corrente média total; I_m sendo a corrente média; FBT como fase de base térmica; FPT como fase de pulso térmico; I_{bb} como a corrente base da FBT; I_{pb} sendo a corrente de pico da FBT; I_{bp} como a corrente base da FPT; I_{pp} sendo a corrente de pico da FPT; I_{mp} corresponde a corrente média da FBT; I_{mb} sendo a corrente média da FPT; T_b como o tempo da fase FBT; T_p correspondendo ao tempo de fase FPT e PT sendo o período térmico total.

O processo de soldagem GMAW-DP apresenta vantagens significativas em relação ao GMAW-P: a combinação da corrente de pulso e da pulsação térmica aumenta a taxa de resfriamento, promovendo refinamento dos grãos e aumentando as propriedades mecânicas da junta, como resistência à tração e dureza. Essa melhoria resulta da maior contração transversal e da diminuição da entrada de calor, que promove microestruturas mais refinadas e confere à uma resistência superior às tensões de contração e à deformação durante o resfriamento (Ghosh, 2017; Sen *et al.*, 2018).

As oscilações no pulso do GMAW-DP resultam na formação de escamas (*ripples*) que indicam uma maior homogeneidade microestrutural. Essa característica não é meramente estética, pois a oscilação da poça de fusão, promovida pelas variações nos tempos de pulso T_p e T_b , melhora o fluxo do metal líquido, proporcionando uma maior taxa de solidificação e

refinamento dos grãos equiaxiais. Como consequência, há uma redução de descontinuidades, como porosidade e trincas de solidificação, contribuindo para propriedades mecânicas superiores da solda, como aumento da resistência à tração e dureza (Scotti; Ponomarev, 2008; Yao; Zhou; Huang, 2019). Yao *et al.*(2019) afirmam que tais escamas, semelhante visualmente ao do processo GTAW, são fortes indicadores visuais de uma microestrutura refinada e de uma menor suscetibilidade a descontinuidades formadas durante a solidificação.

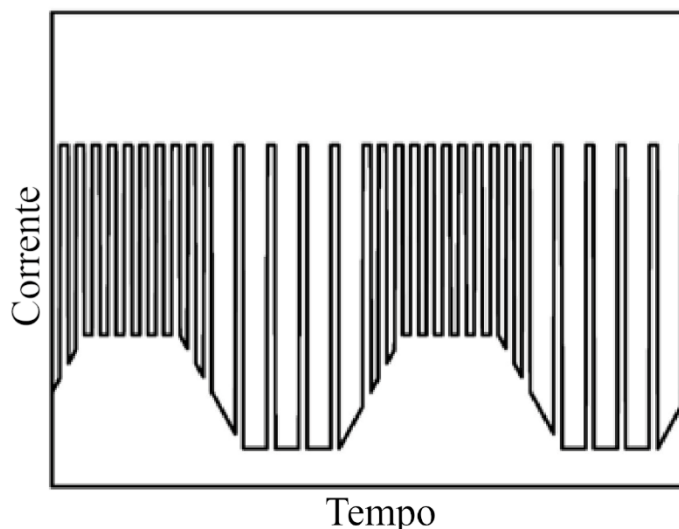
Figura 4 - Aspecto escamado da junta soldada por Superpulse



Fonte: Autor (2023)

O Superpulse, uma variação do GMAW-DP, caracteriza-se por sua flexibilidade na modulação dos pulsos de alta e baixa frequência, otimizando a transferência de calor e fusão do material, combinando pulsos de FPT para melhorar a transferência de material e pulsos prolongados no FBT para controlar o resfriamento da poça de fusão. Essa modulação flexível permite maior controle da estabilidade do arco, evitando o colapso da poça e proporcionando depósitos de melhor qualidade, com menor incidência de porosidade e trincas. A introdução da modulação trapezoidal nas interfaces entre FBT e FPT, ilustrada na Figura 5, suaviza a transição de corrente, garantindo que o arco se mantenha estável, evitando extinções e falhas durante o processo (Wang, Z. *et al.*, 2020). Esse mecanismo de controle também favorece o refinamento da microestrutura, resultando em grãos mais finos, o que melhora as propriedades mecânicas da junta soldada, como a resistência à tração e a resistência a trincas por solidificação (Xue *et al.*, 2019; Yao; Zhou; Huang, 2019).

Figura 5 - Esquemático da forma de onda trapezoidal para GMAW-DP



Fonte: Adaptado de Wang *et al.* (2020)

Apesar de sua complexa parametrização, O GMAW-DP e suas variações, como o Superpulse, oferecem vantagens significativas à WAAM: a modulação térmica e a maior taxa de resfriamento durante FBT e FPT ajudam a reduzir a anisotropia microestrutural, minimizando variações indesejadas nas propriedades mecânicas, como resistência ao impacto e alongamento. Embora a anisotropia não seja eliminada completamente, o uso do Superpulse permite um maior controle sobre a microestrutura da peça, garantindo uma qualidade mais consistente ao longo das diferentes direções de deposição (Wang, Z. *et al.*, 2020; Yao; Zhou; Huang, 2019).

2.3 AÇO INOXIDÁVEL AUSTENÍTICO 347LSI

O aço inoxidável AISI 347LSi é uma liga aprimorada com Nb e Si, caracterizado por sua excelente resistência à corrosão intergranular, alta ductilidade e boa soldabilidade (Gonzaga *et al.*, 2020). O Nb atua como um formador eficaz de carbeto (NbC), evitando a formação de carbeto intergranulares ricos em Cr ($M_{23}C_6$) nos contornos de grão que podem causar a depleção de Cr e a sensitização do material. Além disso, a presença de NbC no substrato reduz o ataque da linha de face durante a soldagem, otimizando ainda mais a resistência à corrosão (Duraismy, R. *et al.*, 2021; Lima *et al.*, 2005; Ramirez–Ledesma; Acosta–Vargas; Juarez–Islas, 2020).

A composição dessa liga contém entre 17-19% de Cr, que forma uma camada passiva de óxido de Cr protetora contra a corrosão, e 9-12% de Ni, que estabiliza a microestrutura austenítica, promovendo uma estrutura cúbica de face centrada (CFC), o que melhora a

ductilidade e minimiza a formação de fases indesejadas (Wang *et al.*, 2023). O Si é incorporado ao arame para melhorar a soldabilidade, aumentando a fluidez e promovendo a desoxidação da poça de fusão, o que reduz trincas durante a solidificação. Também estabiliza a ferrita, controlando os níveis dessa fase (Hu *et al.*, 2021). Em concentrações de até 1,0%, o Si eleva a resistência à oxidação, prevenindo a formação excessiva de óxidos e o desgaste térmico, que é a degradação causada pela exposição a altas temperaturas. Essas propriedades permitem que a liga suporte ciclos térmicos intensos em processos de soldagem, mantendo sua integridade estrutural e funcionalidade (Müller *et al.*, 2018; Saluja; Moeed, 2019). O AISI 347, embora estabilizado com Nb, não possui as melhorias proporcionadas pelo Si. Já o Ta (até 0,6%) forma óxidos estáveis (Ta_2O_5) e previne a formação de carbonetos de Cr, reduzindo a suscetibilidade à corrosão intergranular em ambientes contendo ácidos (Han *et al.*, 2015). O baixo teor de C (até 0,08%) melhora a resistência ao desgaste sem comprometer a resistência à corrosão, enquanto o Mn (até 2,0%) promove a solução sólida e atua na desoxidação, aumentando a dureza e a resistência ao impacto (Lima; Ferraresi, 2009). O Mo reforça a camada passiva de óxido de Cr, prevenindo a corrosão localizada, como pites, em ambientes contendo cloretos (Dai *et al.*, 2024). Essa combinação de elementos confere ao aço 347LSi propriedades otimizadas para aplicações em temperaturas elevadas e em condições de corrosão severa. Em comparação aos aços inoxidáveis AISI 304 e 316, a estabilização do AISI 347LSi com os elementos citados oferece vantagens significativas. A adição controlada de Si confere ao AISI 347LSi uma resistência superior à oxidação a quente, à corrosão intergranular e à fluência, além de atuar como desoxidante e estabilizante de ferrita- δ , melhorando a resistência ao trincamento a quente (Ahsan *et al.*, 2017; Saluja; Moeed, 2019). O AISI 304 tem menor resistência à corrosão intergranular e à oxidação em altas temperaturas. Já o AISI 316, amplamente aplicado em ambientes marinhos e em processamentos químicos, apesar de conter Mo para aumentar a resistência à corrosão, não apresenta a mesma resistência à fluência e à oxidação a quente que o AISI 347LSi, tornando este último mais adequado para ambientes de alta temperatura e condições severas (Nagar *et al.*, 2024).

Tais aços inoxidáveis são frequentemente empregados em ambientes de altas temperaturas, suscetíveis à oxidação e à corrosão a quente, como em reatores nucleares, caldeiras, superaquecedores, refinarias e reatores químicos, além das indústrias de petróleo e gás, aeroespacial e automotiva (Ramkumar *et al.*, 2017). A presença de Nb no 347LSi também aumenta a resistência à fluência em temperaturas de até 850 °C, tornando-o adequado para a fabricação de tubos para usinas de energia a vapor, caldeiras, vasos de pressão e componentes

de reatores (Acosta *et al.*, 2021; Duraisamy *et al.*, 2020; Gonzaga *et al.*, 2020; Nilsson, 2007; Ramirez–Ledesma; Acosta–Vargas; Juarez–Islas, 2020; Singh *et al.*, 2019).

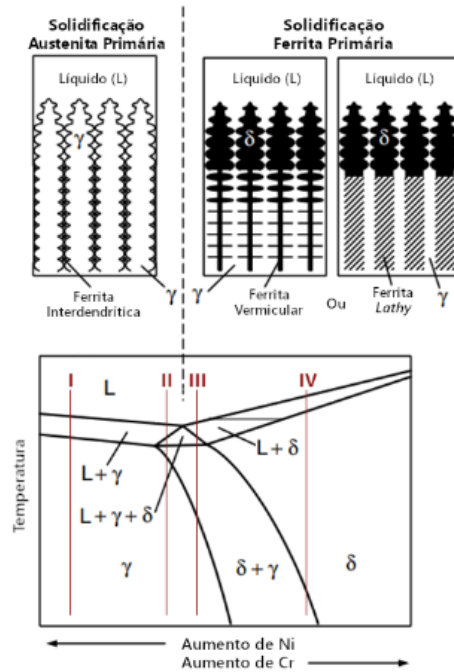
2.3.1 Solidificação na soldagem do aço inoxidável 347LSi

A microestrutura de solidificação de um aço inoxidável austenítico depende de sua composição e taxa de resfriamento (Bilmes *et al.*, 1996). No caso de processos de alta densidade de energia, se produz um resfriamento muito mais rápido do que nos processos convencionais, alterando a cinética de solidificação do metal de solda (Apolinario *et al.*, 2019). Os modos de solidificação dos aços inoxidáveis do sistema Fe-Cr-Ni, descritos segundo o diagrama pseudobinário Cr-Ni a 70% de Fe, apresentado na Figura 6: A (austenítico ou modo I), AF (austenítico-ferrítico ou modo II), FA (ferrítico-austenítico ou modo III) e F (ferrítico ou modo IV), cada qual com suas características distintas.

O modo A se produz para baixos níveis de Cr_{eq}/Ni_{eq} (razão entre Cr equivalente e Ni equivalente), o que resulta em uma estrutura predominantemente austenítica (γ), oferecendo maior resistência à corrosão e tenacidade, embora com menor dureza e resistência ao desgaste. O modo de solidificação da austenita (A), normalmente apresenta uma microestrutura celular ou dendrítica e é favorecido por uma baixa relação Cr_{eq}/Ni_{eq} ou alta taxa de resfriamento. Na solidificação de austenita-ferrita (AF), alguma ferrita se forma no final da solidificação primária da austenita por meio de uma reação eutética. Isso ocorre se houver partição suficiente de elementos promotores de ferrita (principalmente Cr e Mo) para os limites de subgrãos, tornando a ferrita estável e resistente à transformação durante o resfriamento da solda (Lippold; Kotecki, 2005). A solidificação FA apresenta maior complexidade, já que após da solidificação da ferrita primária acontece a formação da austenita por reação eutética, onde algumas pesquisas também indicam a formação de austenita por reação peritética (Inoue; Koseki, 2017). O modo de solidificação AF inicia com a formação de austenita primária, seguida pela ferrita nos limites de subgrãos por reação eutética. Esse processo é favorecido pela partição de elementos alfacênicos, como Cr e Mo, estabilizando a ferrita durante o resfriamento. A microestrutura combinada de austenita e ferrita melhora a resistência ao impacto e à corrosão, além de reduzir a suscetibilidade a trincas a quente (Lippold; Kotecki, 2005). Já o modo FA combina fases austenítica e ferrítica, o que melhora a resistência ao impacto e a estabilidade térmica, além de proporcionar boa resistência à corrosão e redução de ocorrência a trincamento a quente. Essa cinética de solidificação dá origem as reconhecidas estruturas de solidificação de ferrita *Lathy*

e vermicular, formadas em processos de fusão com baixa densidade de energia. Finalmente, para baixo Cr_{eq}/Ni_{eq} forma-se ferrita acicular. O modo F é caracterizado pela predominância da fase ferrítica, conferindo boa resistência à fadiga, porém com menor ductilidade (Nedjad; Yildiz; Saboori, 2023; Vicente *et al.*, 2024).

Figura 6 - Diagrama ternário Fe-Cr-Ni apresentando os modos de solidificação do sistema



Fonte: Picchi (2021)

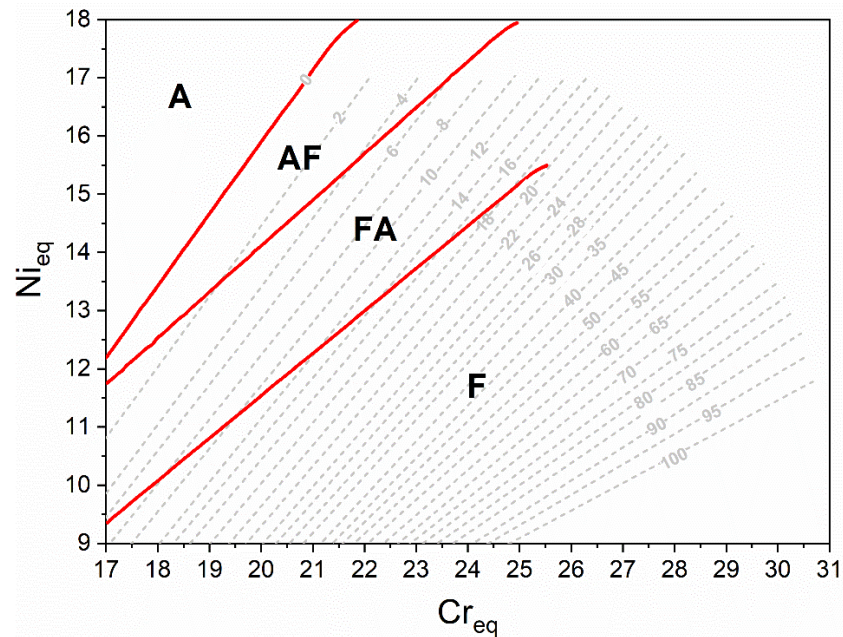
Na solidificação do aço inoxidável 347LSi, ocorre o modo FA, com uma relação de Cr_{eq}/Ni_{eq} entre 1,5 e 2,0. A formação de ferrita é desejável pois melhora a resistência ao trincamento a quente por solidificação, já que solubiliza impurezas como S e P, o que previnem a formação de filme líquido no final da solidificação, que resulta na formação de trincas. Para o modo FA com valores da relação acima de 1,8, tem-se a formação de ferrita acicular. Em geral, para relações inferiores a 1,5, o aço solidifica de forma totalmente austenítica no modo A. Entre 1,38 e 1,5, o modo AF é predominante, iniciando com austenita seguida por ferrita- δ . Já para valores superiores a 2,0, a microestrutura é majoritariamente ferrítica (modo F), com pequenas quantidades de austenita em forma de plaquetas de Widmannstätten (Chandra *et al.*, 2024; Wang, W. *et al.*, 2020; Wegrzyn, 1992a; Weng *et al.*, 2019).

Os valores de Cr_{eq} e Ni_{eq} são calculados pelas Equações 7 e 8, aplicadas ao diagrama WRC-1992, exibido na Figura 7 (Kotecki; Siewert, 1992):

$$Cr_{eq} = \%Cr + \%Mo + 0.7 \times \%Nb \quad (7)$$

$$Ni_{eq} = \%Ni \times + 35 \times \%C + 20 \times \%N + 0.25 \times \%Cu \quad (8)$$

Figura 7 - Diagrama WRC-1992



Fonte: Adaptado de Kotecki *et al.* (1992) e Araújo *et al.* (2022)

Segundo Lippold e Kotecki (2005) e Souza *et al.* (2022), o caminho de solidificação pode ser predito através da relação Cr_{eq}/Ni_{eq} . De acordo com a Tabela 3, o modo de solidificação para o 347LSi será o modo FA, por apresentar uma razão Cr_{eq}/Ni_{eq} de aproximadamente 1,77, sendo prevista a seguinte sequência de solidificação: $L \rightarrow L + \delta \rightarrow L + \delta + \gamma \rightarrow \delta + \gamma$.

Tabela 3 - Caminho de solidificação para os modos de solidificação de aços inoxidáveis

Solidificação	Modo de solidificação	Sequência de solidificação	Razão Cr_{eq}/Ni_{eq}
Austenítico	I (A)	$L \rightarrow L + \gamma \rightarrow \gamma$	< 1,38
Austenítica-ferrítica	II (AF)	$L \rightarrow L + \gamma \rightarrow L + \gamma + \delta \rightarrow \gamma + \delta$	1,38 – 1,50
Ferrítica-austenítica	III (FA)	$L \rightarrow L + \delta \rightarrow L + \delta + \gamma \rightarrow \delta + \gamma$	1,50 – 2,00
Ferrítica	IV (F)	$L \rightarrow L + \delta \rightarrow \delta$	> 2,00

Fonte: Lippold e Kotecki (2005) e Souza *et al.* (2022)

Durante o processo de solidificação do aço AISI 347LSi, o modo FA é predominante, caracterizado pela coexistência das fases ferrita- δ e austenita. A formação de ferrita- δ é influenciada pelos elementos alfacênicos presentes na composição química da liga (como o Cr, Mo e Si) e pelas condições de resfriamento. Em particular, taxas de resfriamento mais elevadas resultam em um aumento significativo na fração volumétrica de ferrita- δ , alterando localmente o modo de solidificação. Essa transição para o modo F pode impactar diretamente as propriedades finais da solda. A presença de ferrita- δ na matriz austenítica do aço AISI 347LSi oferece vantagens como o aumento da tenacidade e a ductilidade do depósito, assim como o aumento da resistência à fissuração por corrosão sob tensão (Vicente *et al.*, 2024).

Embora contribua para a tenacidade, a ferrita- δ pode reduzir a resistência dos depósitos quando comparada a uma estrutura totalmente austenítica, o que pode ser uma limitação em aplicações que demandam alta resistência mecânica. Igualmente a presença de ferrita diminui a resistência à corrosão, e um valor superior a 9% pode promover a formação de fases deletérias como a fase sigma (σ). A estabilidade da fase ferrítica pode ser comprometida por variações de temperatura, o que pode levar a transformações de fase indesejadas e, consequentemente, à redução da integridade da estrutura ao longo do tempo (Alcantar-Mondragón *et al.*, 2023; Wu *et al.*, 2023).

Na fabricação por WAAM usando AISI 347LSi, a solidificação é afetada por precipitados como intermetálicos e carbonetos, formados em temperaturas acima de 0,75 vezes o ponto de fusão (K) e taxas de resfriamento ≤ 105 K/s (Upadhyay *et al.*, 2021). Os ciclos térmicos rápidos podem gerar fases secundárias, como ferrita- δ e austenita, que influenciam as propriedades mecânicas (Gürol *et al.*, 2023). A formação de fases intermetálicas prejudiciais, como a fase sigma, é menos provável devido ao baixo aporte de calor e ao alto teor de níquel (Eriksson *et al.*, 2018). Logo, a solidificação do aço 347LSi em WAAM resulta em uma complexa interação de precipitados que afeta a microestrutura e as propriedades mecânicas.

2.4 DELINEAMENTO DE EXPERIMENTOS

Este tópico apresentará uma comparação entre o delineamento de experimentos com o método de um fator por vez, os conceitos de resolução e confundimento, principais metodologias (como fatorial, Taguchi, DSD, CCD e BBD), o uso de ferramentas estatísticas para análise dos resultados e exemplos de aplicação no WAAM, evidenciando sua relevância para otimização de parâmetros e melhoria da qualidade.

2.4.1 Comparativo entre o Delineamento de Experimentos e Um Fator por Vez

O método de variar um fator por vez (do inglês, OFAT – *One fator at a Time*) e o DOE são abordagens distintas para otimização de processos, com aplicações, vantagens e desvantagens próprias, inclusive para o contexto da WAAM. O DOE permite a análise simultânea de múltiplos fatores, sendo importante para processos complexos onde as variáveis interagem significativamente. Sua aplicação possibilita a identificação de combinações ótimas de parâmetros como corrente, tensão e velocidade de deposição, proporcionando a interpretação das interações entre variáveis que impactam as propriedades mecânicas e a qualidade das peças produzidas (Gilman *et al.*, 2021). Por exemplo, em estudos com aços inoxidáveis austeníticos, o DOE foi eficaz para otimizar a resistência à tração dos componentes fabricados por WAAM, destacando a sua superioridade em revelar interações críticas que o método OFAT não é capaz de identificar (Paul *et al.*, 2023).

O DOE é amplamente reconhecido por sua eficiência e economia de recursos, uma vez que reduz o número de experimentos necessários em comparação ao OFAT, que testa cada fator individualmente. Essa eficiência é particularmente vantajosa na WAAM, onde os experimentos são dispendiosos e demorados.

A implementação do DOE facilita a construção de modelos preditivos, como as superfícies de resposta, que permitem visualizar o impacto das variáveis sobre as respostas do sistema, contribuindo para decisões mais precisas e fundamentadas. Contudo, a aplicação do DOE pode ser desafiadora devido à maior complexidade de análises envolvida, exigindo conhecimento em estatística e acesso a *softwares* especializados para análises, como Minitab, JMP e Design-Expert, podendo representar uma barreira financeira e de mão de obra para pequenas e médias empresas (Montgomery, 2020).

Por outro lado, o método OFAT é caracterizado pela sua simplicidade e facilidade de aplicação, otimizando um fator de cada vez enquanto mantém os demais constantes. Sua aplicação se torna adequada para experimentos de pequena escala ou para processos menos

complexos, onde a simplicidade do sistema não justifica o uso de uma metodologia mais robusta como o DOE. O OFAT é útil em cenários que requerem respostas rápidas e diretas, mas sua principal limitação é a incapacidade de identificar interações entre variáveis, o que frequentemente resulta em soluções menos eficientes e em um maior número de experimentos, elevando os custos e o tempo de execução (Banu *et al.*, 2020).

A escolha entre DOE e OFAT deve considerar a complexidade do processo, os recursos disponíveis e os objetivos específicos do estudo. Enquanto o OFAT pode ser suficiente para estudos exploratórios simples, o DOE se apresenta como uma adequada metodologia para a otimização de processos industriais complexos, como na WAAM, onde as interações entre fatores desempenham um papel crítico na determinação das propriedades finais do material. Na prática industrial, o DOE é indicado devido à sua capacidade de fornecer soluções otimizadas e robustas, resultando em análises e otimizações de processos mais eficientes e produtos de maior qualidade (Alashwal *et al.*, 2021).

2.4.2 Resolução dos experimentos

A resolução dos experimentos do DOE refere-se à capacidade do delineamento em distinguir entre os efeitos principais e as interações entre os fatores envolvidos. A resolução é um conceito crítico, pois determina a clareza com que os efeitos de diferentes fatores podem ser isolados, evitando o problema de confundimento (em inglês, *aliasing*), onde efeitos de ordens superiores, como interações entre fatores, podem ser erroneamente atribuídos a efeitos principais. Este problema surge com frequência em experimentos fracionados, onde nem todas as combinações possíveis de fatores são testadas (Montgomery, 2020).

Assim, quanto maior a resolução, maior a capacidade do planejamento experimental de fornecer uma interpretação precisa dos efeitos individuais e de suas interações. Nos experimentos de baixa resolução, há uma sobreposição significativa entre os efeitos principais e interações de segunda ordem, dificultando a análise detalhada dos resultados. Já em planejamentos de alta resolução, como os experimentos fatoriais completos, os efeitos principais e suas interações podem ser isolados de maneira clara, permitindo uma análise mais precisa e detalhada dos fenômenos estudados, ao preço de uma maior quantidade de corridas experimentais (Czitrom, 1999; George; Hunter; Hunter, 2005).

Dessa forma, a resolução é diretamente influenciada pela escolha do delineamento, sendo importante para garantir que o processo de identificação e otimização de variáveis em estudos de engenharia mecânica, como a WAAM, ocorra de maneira eficiente e sem vieses. O

correto entendimento da resolução permite equilibrar a eficiência e a precisão dos ensaios, otimizando a coleta de dados com o menor número de experimentos, mas sem comprometer a integridade dos resultados obtidos (Antony, 2023; Montgomery, 2020).

As resoluções dos experimentos são geralmente representadas por números inteiros romanos que indicam o grau de confundimento presente no desenho experimental. Abaixo, discutem-se as resoluções III até VI, frequentemente utilizadas em estudos aplicados à engenharia:

- **Resolução III:** Os efeitos principais estão confundidos com interações de segunda ordem. Isso significa que é impossível distinguir se um efeito significativo provém de um fator individual ou de uma interação entre dois fatores. É comumente utilizado em experimentos de triagem (no inglês, *screening*), onde o objetivo principal é identificar fatores principais com uma reduzida quantidade de corridas (Antony, 2023);
- **Resolução IV:** Nesta resolução, os efeitos principais não estão confundidos com interações de segunda ordem, porém as interações de segunda ordem estão confundidas entre si. Isso permite uma maior clareza na identificação de efeitos principais, sendo frequentemente empregada em desenhos fatoriais fracionados e experimentos de otimização. A principal vantagem está na maior capacidade de separação de efeitos sem um aumento significativo no número de ensaios, tornando-se adequada para estudos mais detalhados (George; Hunter; Hunter, 2005);
- **Resolução V:** Os efeitos principais e interações de segunda ordem estão totalmente resolvidos, ou seja, não há confundimento entre eles. As interações de terceira ordem estarão confundidas com interações de segunda ordem. Essa resolução é preferível para separar claramente os efeitos principais e as interações de dois fatores, sendo aplicada em estudos mais robustos, onde a otimização detalhada de variáveis é necessária (Myers; Montgomery; Anderson-Cook, 2016);
- **Resolução VI:** Apresentando um elevado número de corridas, essa resolução oferece uma separação ainda maior, garantindo que efeitos principais e interações de até terceira ordem sejam discerníveis. Aplicável em experimentos de alta complexidade, como o controle preciso de processos na metalurgia, sendo

vantajosa quando as interações de maior ordem podem influenciar criticamente os resultados (Montgomery, 2020).

A Tabela 4 resume o confundimento entre fatores e interações de cada resolução citada.

Tabela 4 - Confundimento dos efeitos para resoluções dos experimentos de DOE

Resolução	Confundimento
III	Efeitos principais podem se confundir com interações de dois fatores
IV	Efeitos principais separados de interações de dois fatores, mas estas interações estão confundidas entre si
V	Efeitos principais e interações de dois fatores estão resolvidos, interações de três fatores confundidas com interações de dois fatores
VI	Efeitos principais e interações de até três fatores estão resolvidos

Fonte: Autor (2024)

2.4.3 Principais metodologias de Delineamento de Experimentos

Os principais tipos de DOE podem ser classificados conforme sua resolução. Cada método possui uma aplicação específica, especialmente na WAAM, onde o controle dos parâmetros de processo impacta na qualidade do produto. As principais metodologias de DOE aplicadas industrialmente são:

- **Fatorial Completo** - Este tipo de experimento testa todas as combinações possíveis dos níveis dos fatores. Embora seja necessária uma elevada quantidade de corridas experimentais, garante a separação completa dos efeitos principais e de todas as interações. É ideal para processos em que as interações entre parâmetros precisem ser completamente mapeadas (Antony, 2023);
- **Fatorial Fracionado** - Resolução III ou IV: Utilizado para reduzir o número de ensaios, sacrificando a resolução total das interações. Frequente em estudos preliminares e exploratórios de otimização de processo, onde procura-se identificar os fatores mais influentes (Myers; Montgomery; Anderson-Cook, 2016);
- **Experimentos de Triagem** - Resolução III: Focado na identificação e filtragem de fatores significativos em processos complexos, onde utiliza resoluções mais baixas para testar rapidamente vários fatores, porém apresentando confundimento entre efeitos principais e interações (Nguyen; Vuong; Pham, 2021);

- **Plackett-Burman** - Resolução III: Método de triagem que testa grande número de fatores com um número mínimo de ensaios. Se mostra eficiente na filtragem dos fatores principais, apesar de sua baixa resolução, porém limitado na identificação de interações de ordem superior (Chaudhari; Shirkhedkar, 2020);
- **Central Composite Design (CCD) e Box-Behnken (BBD)** - Resolução V ou superior: Usados para modelar superfícies de resposta, estes planejamentos permitem estimar interações de ordem superior, com o CCD garantindo uma maior resolução que Box-Behnken, o qual é mais eficiente em número de ensaios, porém menos robusto em processos com muitas interações (Myers; Montgomery; Anderson-Cook, 2016);
- **Definitive Screening Design (DSD)** - Resolução IV a V: Combina vantagens dos experimentos de triagem de um elevado número de fatores com a estimativa de interações de dois fatores com um número otimizado de ensaios, possibilitando a obtenção de modelos de superfícies de resposta para até quatro fatores principais, sendo atrativo para otimização de processos complexos como a WAAM (Errore *et al.*, 2017; Jones; Nachtsheim, 2011);
- **Método Taguchi** - Resolução III até fatorial completo: Desenvolvido para otimizar a robustez de um processo, através da aplicação de matrizes ortogonais. A ortogonalidade garante que os níveis de cada fator sejam testados uniformemente em relação aos outros fatores, permitindo uma análise independente dos efeitos principais e suas interações. Isso minimiza o número de ensaios, e assegurando estimativas eficientes. Com resolução IV, separa efeitos principais de interações de dois fatores, mas com algum confundimento em interações superiores. A razão Sinal-Ruído (S/N) é uma métrica que mede a robustez de um processo, combinando o resultado desejado (Sinal) com sua variabilidade (Ruído). O objetivo é sempre maximizar essa razão para encontrar a configuração de parâmetros mais consistente e imune a fatores incontrolláveis. Amplamente aplicado na manufatura, otimiza processos e qualidade de produtos (Patel; Parihar; Makwana, 2021; Taguchi; Konishi, 1987).

O resumo do comparativo das metodologias de DOE supracitadas com suas respectivas resoluções, aplicações, vantagens e desvantagens são apresentadas na Tabela 5.

Tabela 5 - Comparativo entre resoluções de metodologias de DOE

DOE	Resolução	Aplicação	Vantagens	Desvantagens
Fatorial Completo	Completa	Mapeamento completo de efeitos principais e interações	Alta precisão e clareza na separação de efeitos	Alto custo e tempo de execução
Fatorial Fracionado	III-IV	Otimização de processos em estágios iniciais	Reduz número de ensaios	Confundimento de interações de ordem superior
Triagem	III	Identificação rápida de fatores significativos	Redução drástica no número de ensaios	Confundimento de efeitos principais com interações
Plackett-Burman	III	Screening com foco em eficiência	Otimização no número de ensaios	Limitações na avaliação de interações
CCD e BBD	V+	RSM e otimização	Estimativa robusta de interações	Mais ensaios comparados a triagem
DSD	IV-V	Combinação de triagem e RSM	Alta eficiência e boa separação de efeitos principais e interações	RSM limitados a experimentos de até 4 fatores principais
Taguchi	III - Completa	Otimização da robustez e de processos	Reduz variabilidade e otimiza a qualidade dos produtos	Menor resolução para interações de ordem superior; menor precisão para efeitos de segunda ordem

Fonte: Autor (2024)

2.4.4 Superfície de respostas - RSM

A Metodologia RSM é uma técnica estatística utilizada para modelar e otimizar processos experimentais, especialmente em situações em que múltiplos fatores influenciam as respostas de interesse. No DOE, a RSM possibilita identificar interações entre variáveis e como essas influenciam os resultados, fornecendo uma modelagem preditiva do processo. Ao aplicar RSM, é possível construir superfícies de resposta que ajudam a otimizar parâmetros de processos complexos, como a WAAM (Liu *et al.*, 2024; Montgomery, 2020).

Uma das principais vantagens da RSM é a capacidade de gerar modelos preditivos polinomiais de segunda ordem, permitindo que o pesquisador explore a influência dos parâmetros do processo sobre o desempenho final. Essa metodologia reduz a quantidade de experimentos necessários, otimizando tanto o tempo quanto os recursos utilizados no processo. Para a WAAM, isso é especialmente útil, dado o grande número de variáveis, como corrente, tensão do arco, velocidade de alimentação, frequência de pulso, velocidade de soldagem e taxa de fluxo de gás, que afetam diretamente a geometria do cordão de solda, microestruturas e as propriedades do material manufaturado (Barik; Bhandari; Mondal, 2024; Liu *et al.*, 2024).

As equações polinomiais de segunda ordem utilizadas pelo RSM são obtidas a partir de uma expansão de Taylor aproximada. Essas equações são ajustadas aos dados experimentais, e

os coeficientes resultantes revelam a influência de cada parâmetro sobre o processo, sendo expressas pela Equação 1 (Meena; Yuvaraj; Vipin, 2024; Montgomery, 2020):

$$Y = \beta_0 + \sum_{i=1}^k \beta_i X_i + \sum_{i=1}^k \beta_{ii} X_i^2 + \sum_{i < j}^k \beta_{ij} X_i X_j + \varepsilon \quad (1)$$

Onde: Y é a resposta predita; β_0 é o termo independente, β_i são os coeficientes lineares; β_{ii} são os coeficientes quadráticos; β_{ij} são os coeficientes de interação; X_i e X_j são os fatores experimentais e ε corresponde aos erros experimentais.

A validação do modelo proposto por RSM é importante para garantir a precisão das predições. Uma técnica usual constitui na realização de experimentos adicionais dentro do espaço amostral definido, ou seja, experimentos realizados em condições diferentes das testadas no planejamento, para verificar se o modelo continua válido para novas corridas. Três experimentos extras são geralmente suficientes para validar um modelo em processos como a WAAM, mas a quantidade pode variar dependendo da complexidade do sistema. O ponto otimizado também pode ser usado como um dos experimentos de validação, confirmando sua robustez (Liu *et al.*, 2024).

Os gráficos de superfície de resposta e de contorno são ferramentas visuais utilizadas na RSM para investigar como dois ou mais fatores influenciam a resposta simultaneamente. Esses gráficos são particularmente úteis para identificar as regiões ótimas de operação em processos como a WAAM. Ao analisar esses gráficos, pode-se ajustar variáveis como corrente e velocidade de soldagem para obter cordões de solda com qualidade e propriedades geométricas melhoradas (Prasad *et al.*, 2024).

A estratégia de caminhar na superfície de resposta envolve ajustar incrementalmente os parâmetros do processo para mover-se em direção à condição ótima a ser identificada pela RSM. No processo WAAM, essa técnica pode ser utilizada para ajustar parâmetros como corrente e velocidade de alimentação de arame, buscando minimizar defeitos no cordão, como porosidade (Barik; Bhandari; Mondal, 2024). Embora essa abordagem não modifique o DOE original, pode exigir novos experimentos em níveis fora do espaço amostral inicial. Assim, a exploração contínua permite alcançar melhores resultados, ajustando os limites de variáveis conforme novas informações são obtidas. Aplicar essa estratégia conduz o processo para uma otimização mais precisa, mantendo a validade do modelo RSM por meio de experimentos adicionais que confirmam a precisão das predições na nova região de interesse (Meena; Yuvaraj; Vipin, 2024).

2.4.4.1 *Box-Behnken e Central Composite Design*

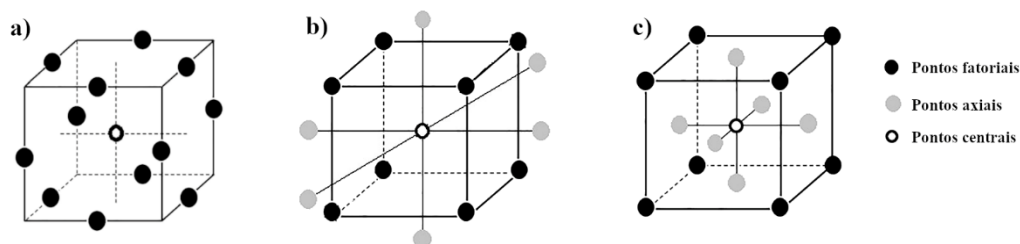
Como visto, o DOE desempenha um papel importante na engenharia para a otimização de processos e produtos. Métodos de RSM como o planejamento CCD e BBD são frequentemente aplicados na otimização de experimentos, possibilitando a estimativa de efeitos quadráticos e interações de dois fatores, ignorando fatores de ordem maior devido à sua baixa significância experimental. O BBD organiza os pontos experimentais de forma esférica, evitando extremos dos fatores, o que reduz o número de experimentos, custos e tempo. No entanto, limita a exploração dos pontos extremos, o que pode restringir a análise de comportamentos fora dos limites dos fatores (Asadbeigi *et al.*, 2023; Chaudhari; Shirkhedkar, 2020).

Já o CCD, que inclui pontos fatoriais, axiais e centrais, exige maior número experimentos, porém permite a inclusão de pontos extremos e a extrapolação dos limites dos níveis dos fatores, sendo mais flexível que o BBD. Isso resulta em uma modelagem detalhada dos efeitos quadráticos e uma melhor estimativa das respostas fora dos intervalos experimentais iniciais. Uma característica importante do CCD a possibilidade de ser rotacionável (depende do número de pontos extras no experimento), caso isso aconteça, que garante que a variância da predição permanece constante em todas as direções a partir do ponto central, proporcionando a mesma precisão de predição para todas as combinações de fatores, tornando o CCD ideal para superfícies de resposta detalhadas (Szpisják-Gulyás *et al.*, 2023).

Os dois principais tipos de CCD são o Design Composto Central Rotacional (do inglês, *Rotatable Central Composite Design* - RCCD) e o Design Composto Central Face-Centrada (do inglês, *Face-Centered Central Composite Design* - FCCD). O RCCD se caracteriza por pontos axiais que estão localizados fora do cubo de pontos fatoriais, permitindo uma variância constante nas previsões em todas as distâncias do centro do delineamento. Já o FCCD possui pontos axiais alinhados com os pontos fatoriais, resultando em uma eficiência na estimativa dos efeitos principais e interações lineares, embora com menor precisão na captura dos efeitos quadráticos puros (Szpisják-Gulyás *et al.*, 2023).

A Figura 8 apresenta os cubos fatoriais para três variáveis, axiais e centrais para o BBD, RCCD e FCCD. Neste caso, observa-se que o BBD não apresenta réplicas dos pontos centrais, sendo necessário sua adição à matriz experimental.

Figura 8 - Cubos fatoriais para a) BBD, b) RCCD e c) FCCD



Fonte: Adaptado de Szpisják-Gulyás *et al.* (2023)

Portanto, o BBD é recomendado para experimentos onde os limites dos níveis são conhecidos e críticos, enquanto o CCD é mais adequado para fases avançadas que requerem alta precisão e a capacidade de extrapolar além dos limites extremos dos níveis dos fatores no experimento. A escolha entre BBD e CCD deve equilibrar a precisão desejada e os recursos disponíveis, considerando a necessidade de extrapolação dos limites dos fatores (Givianrad *et al.*, 2023).

2.4.5 Definitive Screening Design

O DOE permite a análise dos parâmetros e correlações entre os fatores e respostas com um número reduzido de experimentos. A fabricação por WAAM pode apresentar uma complexa parametrização devido a grande quantidade de variáveis de entrada, sendo indicado uma triagem. Geralmente, a definição de apenas dois níveis é suficiente para definição dos fatores mais influentes na variação das respostas, mas insuficientes para a definição de correlação não lineares, tornando-se necessário a execução de outro DOE para otimização do processo como, por exemplo, as metodologias de superfícies de resposta RSM (Chen; Kurniawan; Fu, 2012; Hadiyat; Sopha; Wibowo, 2022).

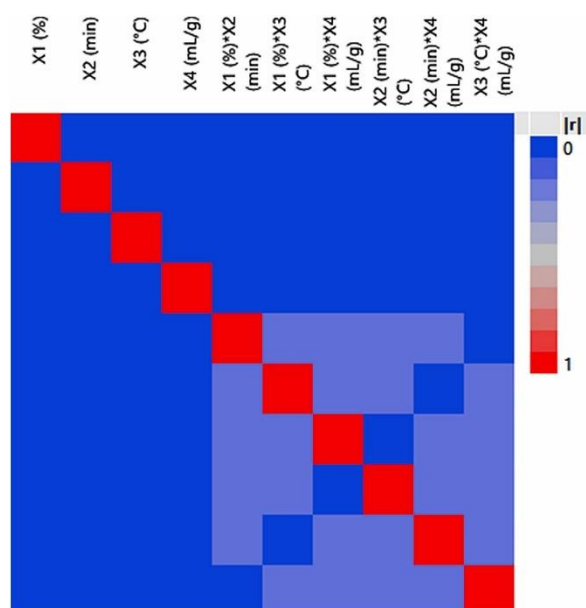
De acordo com o princípio de Pareto (Box; Meyer, 1986), apenas uma pequena fração dos termos são realmente importante à definição da superfície de resposta, justificando a importância de um experimento prévio de triagem para a seleção dos fatores influentes às respostas analisadas. Além disso, o princípio da hierarquia destaca que fatores de ordem inferior são mais estatisticamente significativos ao modelo que os de ordem superior. O conceito de hereditariedade do modelo sugere fortemente que os fatores envolvidos nas interações significativas deverão ser incluídos no modelo (Errore *et al.*, 2017).

A utilização de experimentos de triagem nas etapas iniciais da análise permite identificar os fatores relevantes e suas interações com as respostas, reduzindo o número de variáveis e corridas necessárias, otimizando assim os recursos destinados ao DOE. Designs como Fatorial

Fracionado e Plackett-Burman, com resolução III, são amplamente empregados, embora possam confundir efeitos principais com interações, o que resulta em estimativas imprecisas. Esses designs operam em apenas dois níveis, o que impede a verificação de curvaturas e efeitos quadráticos. Quando há suspeita de interações, o uso de designs com resolução IV melhora a precisão das estimativas, ainda que demande um aumento no número de experimentos, garantindo maior confiabilidade nos resultados obtidos (Errore *et al.*, 2017; Jones; Nachtsheim, 2011).

O *Definitive Screening Design* se destaca pela ortogonalidade, a qual garante independência linear entre os efeitos principais, permitindo a triagem precisa e a estimativa de interações e efeitos quadráticos com maior eficiência em comparação ao Plackett-Burman. O BBD se mostra eficiente para até sete fatores principais, mas se torna menos viável à medida que o número de variáveis aumenta. Em contraste, o DSD pode lidar com até doze fatores de maneira otimizada, com menos corridas experimentais, mantendo a precisão para identificar efeitos principais e interações (Hadiyat; Sopha; Wibowo, 2022). A Figura 9 exibe o mapa de correlação de um experimento DSD, que ilustra a ortogonalidade do delineamento. A coloração azul escuro indica correlação zero entre os efeitos principais, garantindo sua independência, enquanto a coloração vermelha na diagonal principal representa a autocorrelação perfeita de cada fator.

Figura 9 - Mapa de correlação de experimento DSD



Fonte: Moussa *et al.* (2022)

O uso de variáveis fictícias (*dummy variables*) pelo DSD permite resolver ambiguidades entre interações, aumentando a robustez e confiabilidade do modelo. Após a triagem para até quatro fatores, métodos de RSM, como o CCD e BBD, podem ser utilizados para otimização. Aplicados em tecnologias como a WAAM, o DSD oferece maior precisão na parametrização de múltiplos fatores, sendo uma alternativa a métodos clássicos como Plackett-Burman e o fatorial fracionado (Errore *et al.*, 2017; Huxol; Villmer, 2019; Moussa *et al.*, 2022).

Para DSD entre seis e dezoito fatores, a triagem para até três fatores permite a obtenção de superfícies de resposta e, acima de dezoito fatores analisados, faz-se necessário a triagem para quatro fatores principais. Essa propriedade, chamada de “projeção” (o DSD se “projeta” em um CCD), é o que o torna uma das ferramentas mais eficientes e modernas no campo do DOE. A Tabela 6 exemplifica a economia em corridas entre o DSD e CCD (Errore *et al.*, 2017).

Tabela 6 - Comparação entre corridas de CCD e DSD entre 4 e 8 fatores principais

DOE	Número de fatores principais				
	4	5	6	7	8
CCD	25	27	45	79	81
DSD	9	13	13	17	17

Fonte: Adaptado de Errore *et al.* (2017)

A Equação 2 para o DSD, proposta por Jones e Nachtsheim (2011), abrange os efeitos lineares, interações e termos quadráticos do modelo.

$$y_i = B_0 + \sum_{j=1}^k B_j x_{i,j} + \sum_{j=1}^{k-1} \sum_{k=j+1}^k B_{ijk} x_{i,j} x_{i,k} + \sum_{j=1}^k B_{jj} x_{i,j}^2 + \varepsilon_i \quad (2)$$

Onde y_i é a resposta analisada; B_0 sendo o coeficiente para efeitos lineares; B_{ijk} como os coeficientes para efeitos de interação; B_{jj} como o coeficiente para efeitos quadráticos; $x_{i,j}$, $x_{i,k}$ e $x_{i,j}^2$ são fatores codificados e ε_i sendo erro experimental.

Entre as principais características do DSD, destaca-se sua eficiência e economia por exigir apenas o dobro do número de fatores somado com mais uma execução adicional, sem confundir efeitos principais e interações de dois fatores, como ocorre nos experimentos de resolução III e IV. Seus efeitos quadráticos são totalmente estimáveis e ortogonais, garantindo maior precisão em comparação com resoluções III, IV e V. A metodologia permite analisar de seis a doze fatores com alta eficiência estatística e, quando realizado a triagem para até quatro fatores, permite a obtenção de superfícies de resposta e otimização do processo. A análise em três níveis (-1, 0 e +1) facilita a detecção de relações não lineares e curvaturas no modelo, superando métodos de dois níveis (Jones; Nachtsheim, 2011).

A aplicação do DSD na WAAM tem demonstrado resultados significativos em diversos estudos de caso, evidenciando melhorias tanto nas propriedades mecânicas quanto na qualidade do processo. Chernovol *et al.* (2021) destacam a importância do DSD no processo de WAAM, onde, sem a aplicação da metodologia, a rugosidade das peças alcançaria 1,862 mm e o desvio de planicidade chegaria a 1,774 mm, com uma dureza de 177,82 HV. Com a implementação do DSD, a rugosidade foi reduzida a 0,395 mm, a dureza aumentou para 204 HV e o desvio de planicidade caiu para 0,538 mm, refletindo uma melhoria significativa na eficiência do processo. O trabalho de Mohamed *et al.* (2017) demonstram que, com a aplicação do DSD, a deformabilidade à fluência das peças foi reduzida em 80,77%, enquanto a deformação recuperável foi aumentada em 78,32%, destacando os ganhos nas propriedades mecânicas. Já o estudo de Abas *et al.* (2022) ressalta que a não aplicação do DSD poderia resultar em desvios dimensionais superiores a 50%, mas com a metodologia, esses desvios foram reduzidos em até 30%, melhorando substancialmente a precisão dimensional das peças impressas.

2.4.6 Principais conceitos e métricas de estatísticas aplicadas ao DOE

A estatística é fundamental na análise dos resultados do DOE, sendo o teste de hipóteses uma das principais ferramentas para a análise de dados experimentais. Nesse teste, duas proposições são comparadas: a hipótese nula (H_0), que assume a ausência de efeito ou diferença

significativa entre os grupos experimentais, e a hipótese alternativa (H_a), que postula a existência de um efeito significativo. A decisão de rejeitar ou não a hipótese nula baseia-se em várias métricas estatísticas, como o valor-p, o nível de significância (α), o intervalo de confiança (IC) e o poder do teste ($1-\beta$) (Wackerly; Mendenhall; Scheaffer, 2008).

O valor-p representa a probabilidade de obter resultados tão extremos quanto os observados, caso H_0 seja verdadeira. Sua magnitude é comparada ao nível de significância estabelecido, normalmente $\alpha = 0,05$ para IC de 95%, onde $\alpha = 1 - 0,95$. Quando o valor-p é menor que α , rejeita-se H_0 , o que indica que os dados fornecem evidências suficientes para suportar H_a (Myers; Montgomery; Anderson-Cook, 2016). A equação para calcular o valor-p depende da distribuição estatística usada, como a distribuição F na análise de variância. O IC de 95%, valor frequentemente utilizado nos experimentos industriais, fornece uma estimativa da faixa dentro da qual o verdadeiro parâmetro populacional se encontra com 95% de significância, sendo calculado com base na média da amostra ($\bar{X}$) e seu desvio padrão (s) por meio da Equação 3:

$$IC = \bar{X} \pm t_{\alpha/2} \times \frac{s}{\sqrt{n}} \quad (3)$$

Onde $t_{\alpha/2}$ é o valor crítico da distribuição t para o nível de confiança de 95%.

O ($1-\beta$) refere-se à probabilidade de rejeitar corretamente H_0 quando H_a é verdadeira, sendo um indicativo da sensibilidade do teste para detectar diferenças reais nos experimentos. Valores elevados de poder do teste, superiores a 0,80, garantem maior confiança nas conclusões obtidas (Antony, 2023).

Os erros estatísticos nos testes de hipóteses são classificados em Erro Tipo I e Tipo II. O Erro Tipo I (α) ocorre quando rejeitamos H_0 incorretamente, ou seja, concluímos que há um efeito significativo quando, na realidade, ele não existe. O Erro Tipo II (β) ocorre quando não rejeitamos H_0 , embora H_a seja verdadeira. O desafio estatístico está em encontrar um equilíbrio entre os dois tipos de erro, entretanto, há uma relação inversa entre os dois: reduzir α aumenta β e vice-versa. Essa relação precisa ser cuidadosamente gerenciada para evitar decisões incorretas que podem comprometer a análise dos dados experimentais (Rothman, 2010).

A ANOVA é uma das principais ferramentas estatísticas utilizadas no DOE para avaliar se as diferenças observadas entre os grupos experimentais são significativas. Ela decompõe a variabilidade total dos dados em componentes que podem ser atribuídos aos fatores controlados e ao erro experimental. Os principais parâmetros da ANOVA incluem os Graus de Liberdade (GL), a Soma dos Quadrados (SQ), os Quadrados Médios (QM) e a estatística F. Os graus de liberdade representam o número de parâmetros independentes que podem variar. A soma dos

quadrados mede a variabilidade atribuída a cada fator. A razão entre os quadrados médios da regressão e dos resíduos é usada para calcular a estatística F, que é comparada com os valores críticos da distribuição F para determinar a significância dos fatores (Kutner *et al.*, 2005). A Tabela 7 apresenta as equações aplicadas para a obtenção da ANOVA.

Tabela 7 - Tabela de equações para realização da ANOVA

Fonte	GL	SQ	QM	Estatística F
Regressão	k	$\hat{\beta}^T X^T y - n\bar{Y}^2$	$\frac{SQReg}{k}$	$F = \frac{SQReg/k}{SQRes/(n-k-1)}$
Resíduos	$n - (k + 1)$	$y^T y - \hat{\beta}^T X^T y$	$\frac{SQRes}{n - (k + 1)}$	
Total	$n - 1$	$y^T y - n\bar{Y}^2$		

Fonte: Adaptado de Paoletta (2018)

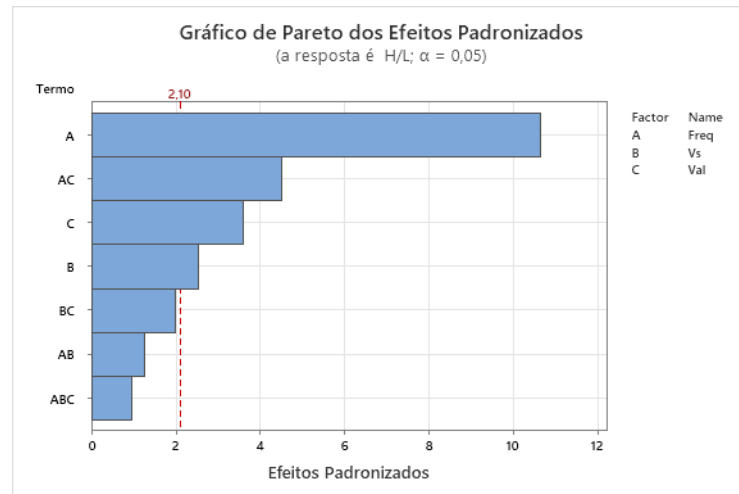
Onde y são os valores observados; $\bar{Y}$ correspondem aos valores preditos pelo modelo; n é o número total de observações; k sendo o número de variáveis independentes do modelo; $SQReg$ representa a soma dos quadrados da regressão; $SQRes$ representa a soma dos quadrados dos resíduos e $\hat{\beta}$ representa os coeficientes do modelo de regressão.

O Diagrama de Pareto é amplamente utilizado no DOE para identificar visualmente os fatores de maior importância. Ele ordena os efeitos em ordem decrescente de magnitude, permitindo que o pesquisador determine rapidamente quais fatores têm maior impacto sobre a resposta. O LogWorth, uma métrica derivada do valor-p, é calculado pela Equação 4:

$$LogWorth = -\log_{10}(valor - p) \quad (4)$$

Essa transformação faz com que valores de significância elevados sejam mais intuitivos, já que valores maiores de LogWorth indicam uma maior significância estatística. Em contraste, o valor-p, pode ser difícil de interpretar diretamente, especialmente em gráficos comparativos: ao usar o LogWorth, facilita-se a análise de quão significativos são os efeitos de diferentes fatores em um DOE, devido a transformação torná-los números mais manejáveis, especialmente quando os valores-p são extremamente pequenos, como no caso de valores-p $< 0,0001$. Um LogWorth superior a 2, considerando um intervalo de confiança de 95%, corresponde a um valor-p inferior a 0,01, o que indica que o fator é altamente significativo. A aplicação do conceito de hereditariedade de fatores é essencial no DOE, onde fatores principais não significativos devem ser mantidos no modelo se interagirem com outros fatores significativos. Isso evita a exclusão prematura de fatores que podem ter impacto indireto (Myers *et al.*, 2016). A Figura 10 exemplifica um Diagrama de Pareto de um modelo completo aplicado à WAAM.

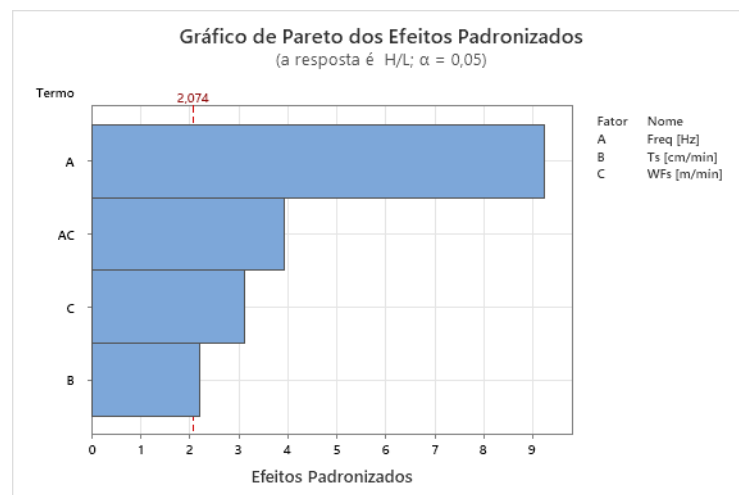
Figura 10 - Exemplo de Diagrama de Pareto em estudo de respostas para WAAM



Fonte: Figueiredo *et al.* (2023)

A técnica de Regressão *Stepwise Backward* (Regressão por Eliminação Reversa) é usada para simplificar modelos estatísticos, eliminando progressivamente os fatores menos significativos até que reste um conjunto otimizado de variáveis. A Figura 11 exibe o modelo da Figura 10 reduzido pela técnica citada: observa-se a remoção dos termos ABC, AB e BC por não serem significativos, apresentando valores de LogWorth inferiores a 2.

Figura 11 - Modelo reduzido por *Stepwise Backward* resultante do modelo da Figura 10



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

O quadrado do Coeficiente de Pearson (R) é conhecido como Coeficiente de Determinação (R^2), o qual indica a proporção da variação total explicada pelo modelo, enquanto o R^2 ajustado (R^2_{adj}) corrige o valor de R^2 levando em consideração o número de variáveis no modelo, penalizando a inclusão de variáveis não significativas. O R^2 predito (R^2_{pred}) mede a capacidade do modelo generalizar e prever novos resultados, e sua proximidade com o R^2_{adj}

indica um modelo robusto. Idealmente, o R^2 , o R^2_{adj} e o R^2_{pred} devem estar próximos, e valores discrepantes entre eles podem sugerir problemas de sobreajuste (*overfitting*) ou inadequação do modelo. Modelos com valores de R^2_{pred} muito inferiores ao R^2_{adj} geralmente não têm boa capacidade preditiva, sendo ineficientes para prever valores otimizados dos fatores dos modelos (Kutner *et al.*, 2005). Os valores de R^2 variam de 0 a 1, onde 1 indica um modelo que explica completamente a variabilidade dos dados, sendo calculados de acordo com as equações presentes na Tabela 8.

Tabela 8 - Quadro de fórmulas de Coeficientes de Determinação

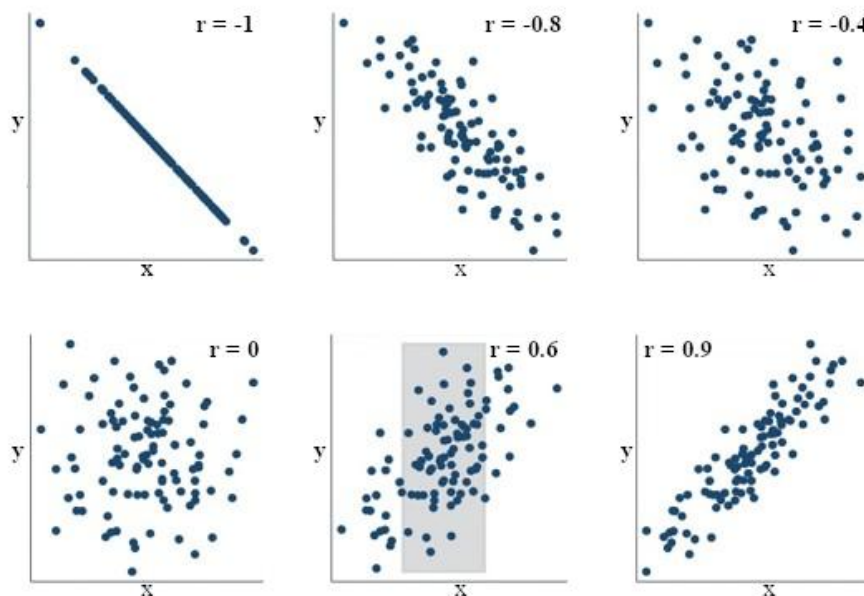
Fator	Equação
R^2	$1 - \frac{SQRes}{SQTotal}$
R^2_{adj}	$1 - \left(\frac{(1 - R^2) \times (n - 1)}{n - k - 1} \right)$
R^2_{pred}	$1 - \frac{\sum_{i=1}^n (y_i - \hat{y}_{i,pres})^2}{\sum_{i=1}^n (y_i - \bar{y})^2}$

Fonte: Adaptado de Karch (2020)

Onde $\hat{y}_{i,pres}$ corresponde aos valores preditos ao remover a i -ésima observação do modelo; $\bar{y}$ sendo a média dos valores observados.

Exemplos de gráficos de dispersão simulados para diversos valores de R são exibidos na Figura 12, com a Tabela 9 apresentando as interpretações dos intervalos do coeficiente de em acordo e compilados de diversos estudos publicados.

Figura 12 - Simulação de gráficos de dispersão para diversos valores de Coeficiente de Pearson (R)



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

Tabela 9 - Interpretação dos valores do coeficiente de determinação (R^2)

Intervalo de R^2	Interpretação
0.00-0.10	Correlação negligenciável
0.10-0.39	Correlação fraca
0.40-0.69	Correlação moderada
0.70-0.89	Correlação forte
0.90-1.00	Correlação robusta

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

A análise do R^2 pode não ser suficiente para provar a robustez de um modelo, sendo incrementada através das análises como o a Soma dos Quadrados dos Resíduos Preditos (em inglês, *Predicted Residual Sum of Squares* - PRESS) e a Soma dos Quadrados dos Erros (em inglês, *Sum of Squared Errors* – SSE) (Montgomery; Runger, 2020).

A PRESS é uma métrica utilizada para avaliar a capacidade preditiva de um modelo em validação cruzada, particularmente útil para identificar se o modelo se ajusta bem aos dados fora da amostra. O PRESS é calculado pela Equação 5 como a soma dos quadrados dos resíduos preditos ao remover sequencialmente cada observação i do conjunto de dados e calcular a predição para ela com o restante do modelo.

$$PRESS = \sum_{i=1}^n (y_i - \hat{y}_{(i)})^2 \quad (5)$$

Onde y_i representa o valor observado, e $\hat{y}_{(i)}$ são o valor predito ao excluir a observação i .

A SSE representa a soma dos quadrados dos resíduos no modelo ajustado, ou seja, mede a discrepância total entre os valores observados y_i e os valores ajustados $\hat{y}_i$, calculado pela Equação 6.

$$SSE = \sum_{i=1}^n (y_i - \hat{y}_i)^2 \quad (6)$$

Valores menores de SSE indicam que o modelo ajusta bem os dados porque implicam que as diferenças entre os valores reais e os valores ajustados são pequenas, indicando um bom ajuste dentro da amostra.

Por fim, o RMSE (do inglês, *Root Mean Square Error*) é a raiz quadrada do erro médio dos resíduos, fornecendo uma medida da magnitude média dos erros preditivos, calculado pela Equação 7.

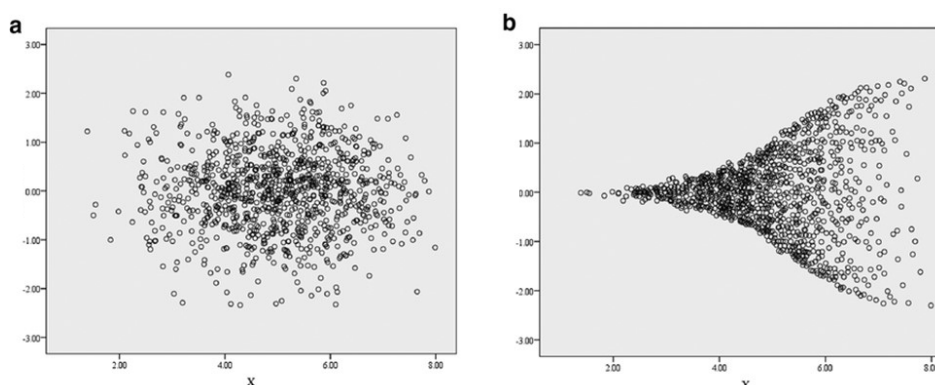
$$SSE = \sqrt{\frac{SSE}{n}} \quad (7)$$

Onde n é o número de observações no conjunto de dados. Valores menores de RMSE indicam maior precisão do modelo porque sugerem que os erros preditivos, em média, são pequenos, refletindo uma maior confiabilidade na capacidade do modelo de prever valores próximos aos reais.

A análise deve observar a concordância entre os valores de SSE, RMSE e PRESS. Um modelo adequado terá SSE e RMSE baixos, indicando que os erros de ajuste e predição são minimizados. Discrepâncias significativas entre RMSE baseado nos dados utilizados para ajustar o modelo ($RMSE_{\text{Ordinário}}$) e o RMSE dos resíduos preditos ($RMSE_{\text{Press}}$) indicam problemas como sobreajuste (*overfitting*) ou baixa capacidade preditiva, requerendo revisão do modelo, remoção de fatores irrelevantes ou replanejamento experimental (Holiday; Ballard; Mckeown, 1995).

Combinado às métricas supracitadas, a análise de resíduos atua na validação de um modelo estatístico, verificando se os resíduos, que são as diferenças entre os valores observados e preditos, seguem uma distribuição normal e são dispersos aleatoriamente. Resíduos que seguem uma distribuição normal indicam que o modelo está adequadamente ajustado. Padrões detectados nos gráficos de resíduos, como heterocedasticidade ou tendências, podem sugerir falhas no modelo ou a necessidade de ajustes nos fatores considerados. A heterocedasticidade ocorre quando a variabilidade dos resíduos não é constante ao longo dos valores preditos, sugerindo que o modelo não se ajusta de maneira uniforme em diferentes regiões dos dados. Por outro lado, a homocedasticidade, que é o cenário ideal, refere-se à condição em que os resíduos apresentam variabilidade constante, indicando que o modelo tem um desempenho consistente em todo o intervalo de predições. Ambos os casos são exemplificados na Figura 13 (Rosopa; Schaffer; Schroeder, 2013; Schober; Boer; Schwarte, 2018; Zhang; Mei, 2008).

Figura 13 - Gráfico de dispersão dos resíduos na presença de (a) homocedasticidade e (b) heterocedasticidade.



Fonte: Rosopa *et al.* (2013)

Para testar curvatura e efeitos quadráticos no modelo do DOE, é importante adicionar pontos centrais à matriz experimental. Esses pontos servem para identificar se há desvios da linearidade e se há complexidade entre a relação dos fatores e as respostas analisadas. Réplicas de pelo menos três pontos centrais são recomendadas para garantir maior confiabilidade nos resultados e detectar efeitos quadráticos significativos. Tais pontos centrais são especialmente úteis para garantir que o modelo capture a complexidade dos efeitos não lineares, importante para a precisão de modelos preditivos em processos industriais, como o WAAM (George; Hunter; Hunter, 2005).

Finalmente, os intervalos de confiança e intervalos de predição gerados pelo modelo do DOE são fundamentais para a interpretação dos resultados e para prever a resposta em futuras execuções experimentais. Enquanto o intervalo de confiança fornece uma estimativa da faixa provável para o valor médio de uma resposta, o intervalo de predição leva em consideração a variabilidade esperada de novos dados. No contexto da otimização de processos no WAAM, o intervalo de predição é particularmente relevante, pois permite prever a resposta futura de experimentos sob diferentes combinações de parâmetros, auxiliando na otimização dos processos com maior confiabilidade (Antony, 2023; Barron; Del Greco, 2024).

2.4.7 Aplicações de DOE no WAAM

Vários estudos têm demonstrado os benefícios da aplicação de diversas técnicas de DOE na otimização de processos de WAAM utilizando aços inoxidáveis. Chaudhari *et al.* (2022) utilizaram BBD para avaliar a influência de variáveis como a velocidade de alimentação do arame, a velocidade de deslocamento e a tensão sobre as geometrias do depósito, utilizando arame de AISI 316. Com quinze execuções experimentais, o BBD facilitou a identificação de combinações ótimas de variáveis, resultando em estruturas de múltiplas camadas com características aprimoradas.

Pixner *et al.* (2023) empregaram um planejamento CCD para otimizar os parâmetros de soldagem no WAAM de aços-ferramenta de trabalho a quente de AISI H11, comparando os processos CMT (*Cold Metal Transfer*) e GMAW. A aplicação do CCD permitiu a identificação das configurações otimizadas de corrente e velocidade de soldagem, assegurando uma entrada de material uniforme e garantindo uma análise comparativa das influências sobre as propriedades microestruturais e mecânicas das estruturas produzidas.

O estudo de Stavropoulos *et al.* (2024) aplicou inicialmente a metodologia OFAT para avaliar os efeitos isolados de parâmetros como potência do laser, velocidade de deslocamento e taxa de alimentação do arame no processo DED-LB/M com AISI 316L. Em seguida, um planejamento fatorial completo foi utilizado para examinar as interações entre os fatores, proporcionando uma otimização e controle mais precisos das condições de processo e das variáveis que impactam a qualidade das soldas depositadas.

Esses exemplos demonstram que a aplicação de DOE no WAAM não apenas potencializa a qualidade das peças e a eficiência dos processos, mas também promove a sustentabilidade da fabricação ao reduzir desperdícios. A Tabela 10 exibe diversas aplicações de DOE em diferentes setores industriais e os principais resultados obtidos pela aplicação da metodologia aos estudos apresentados.

Tabela 10 - Aplicações de DOE em WAAM para diversos materiais e áreas de aplicação

Referência	Material Aplicado	Área de aplicação	Resultado obtido pelo DOE
(Silva <i>et al.</i> , 2024)	Inconel® 625	Aeroespacial, automotiva, energia	Otimizou os parâmetros de deposição no WAAM, resultando em geometria precisa e integridade mecânica superior dos preformas de Inconel® 625, aumentando a eficiência do processo.
(Denkena; Wichmann; Pillkahn, 2024)	Al-4047	Automotiva	Otimizou os parâmetros de WAAM, reduzindo tensões residuais e melhorando a resistência à fadiga, prolongando a vida útil dos componentes.
(Bellamkonda; Addanki; <i>et al.</i> , 2024)	AA-6061	Militar, aeronáutica e automotiva	Otimizou os parâmetros de soldagem, melhorando a resistência à tração e a dureza do metal de solda, com erros inferiores a 1% e confiabilidade de 97%.
(Lima <i>et al.</i> , 2024)	AISI 316LSi	Petróleo e biomédica	Identificação de parâmetros ótimos que melhoraram a precisão geométrica, acabamento superficial, e homogeneidade microestrutural dos pré-formados.
(R.; K., 2023)	Hastelloy C-22	Aeroespacial, construção civil e energia	Otimizou parâmetros do WAAM, melhorando a geometria das camadas, refinando a microestrutura e aumentando as propriedades mecânicas das peças fabricadas.
(Queguineur <i>et al.</i> , 2023)	Duplex 2205	Naval e aeroespacial	Otimizou parâmetros que reduziram a variabilidade e melhoraram a homogeneidade das propriedades microestruturais e geométricas das peças.
(Figueiredo <i>et al.</i> , 2023)	AISI 316LSi	Nuclear, naval e aeroespacial	Otimizou parâmetros para minimizar defeitos como respingo e descontinuidades, melhorando a estabilidade do arco e a integridade geométrica nas peças.
(Singh <i>et al.</i> , 2022)	AISI SS410	Petróleo, militar e aeronáutica	Otimizou os parâmetros de deposição, resultando em paredes grossas com microestrutura e propriedades mecânicas aprimoradas, embora a anisotropia e abaixo alongamento ainda exijam pós-processamento.
(Benakis; Costanzo; Patran, 2020)	Ti-6Al-4V (Ti-6-4) e Inconel® 718	Aeroespacial	Otimizou a profundidade de penetração e a largura do cordão de solda, melhorando a precisão e a qualidade das peças produzidas via WAAM, ajustando os modos de corrente e velocidades.
(Pawlak <i>et al.</i> , 2019)	AZ31B	Biomédica e aeronáutica	Otimizou os parâmetros de fusão a laser, resultando em porosidade inferior a 1% e microestrutura refinada, melhorando a resistência mecânica e à corrosão do material processado.

Fonte: Autor (2024)

3 MATERIAIS E MÉTODOS

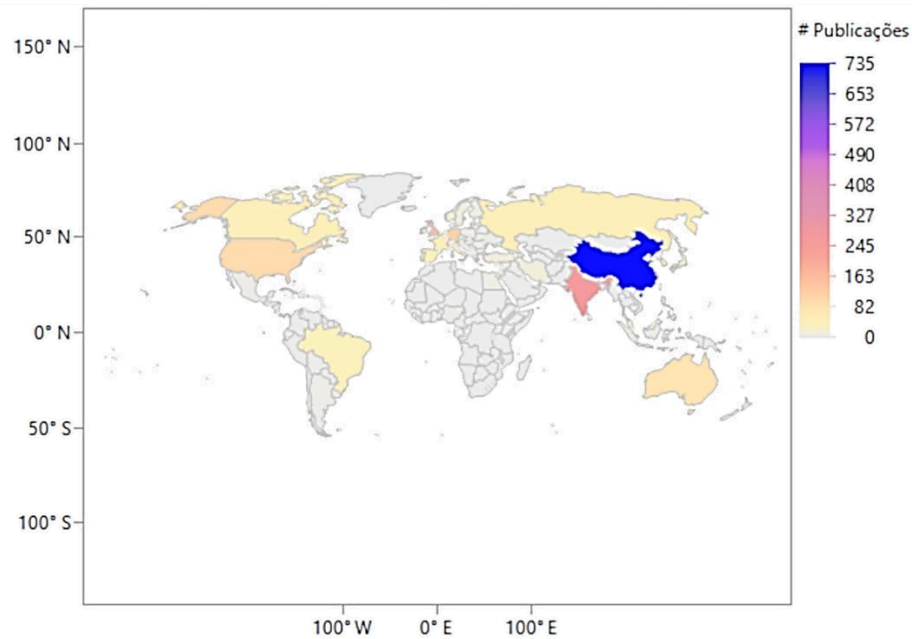
Nesta seção, são apresentados a pesquisa bibliográfica, os materiais, equipamentos e insumos empregados na manufatura das corridas experimentais e da parede final, configurada conforme os fatores otimizados pelo delineamento experimental. Descrevem-se, também, as metodologias adotadas do delineamento de experimentos e na preparação dos corpos de prova e nos procedimentos de caracterização mecânica e de resistência à corrosão da condição otimizada.

3.1 PESQUISA BIBLIOGRÁFICA

Nesta seção, apresenta-se a pesquisa bibliográfica realizada para embasar e evidenciar a inovação do tema abordado nesta tese. A bibliometria desempenha um papel importante na análise da produção acadêmica, permitindo a identificação de lacunas e tendências em áreas específicas do conhecimento. Para este trabalho, a busca de artigos foi realizada nas bases de dados Scopus e *Web of Science* (WoS), abrangendo o período de 1984 a maio de 2024. Após a exclusão de duplicatas, foram identificadas 1995 publicações referentes à WAAM utilizando o aço AISI 347. Em seguida, os artigos mais relevantes à tecnologia WAAM, método de soldagem e classe de material de deposição utilizados foram selecionados para fundamentar a escrita desta tese, assegurando que os conteúdos escolhidos contribuíssem na construção deste trabalho. Todos os gráficos dessa seção foram construídos utilizando o software JMP® 17.

O mapa mundial de publicações apresentado na Figura 14 evidencia os países com maior número de artigos publicados sobre WAAM utilizando o AISI 347. Nota-se que a China lidera a produção científica no tema, enquanto o Brasil contribui com apenas 35 publicações no período analisado. A *string* de busca utilizada para essa análise foi: TITLE-ABS ("WAAM" OR ("wire arc additive" AND "manufactur*") AND ("347*")).

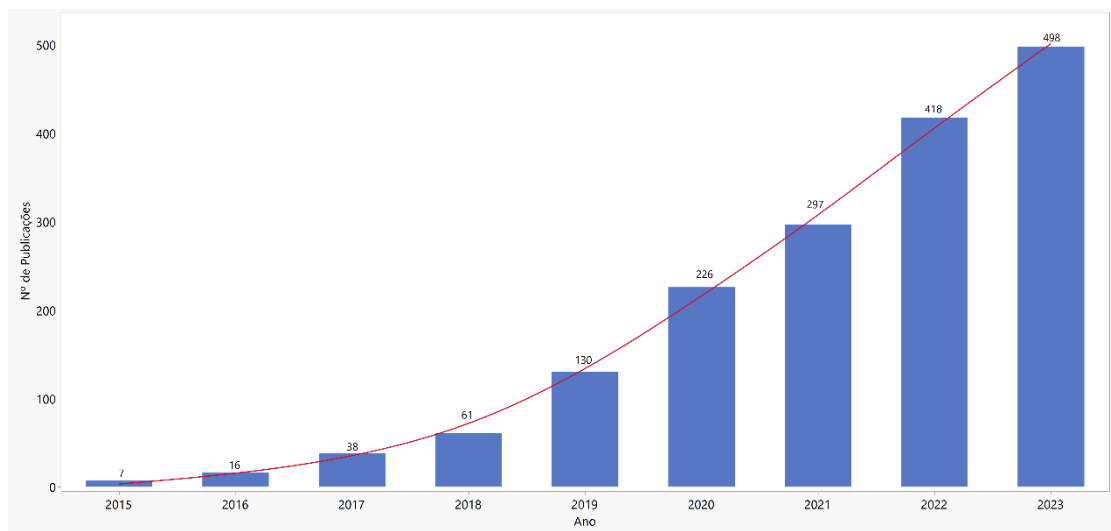
Figura 14 – Distribuição mundial do número de publicações de WAAM com AISI 347



Fonte: Autor (2024)

A distribuição temporal das publicações sobre WAAM utilizando o AISI 347 (Figura 15) indica uma tendência crescente de estudo no tema, especialmente nos últimos cinco anos, reforçando o interesse contínuo no desenvolvimento dessa tecnologia.

Figura 15 – Gráfico de quantidade de publicações com WAAM com material de adição AISI 347 por ano

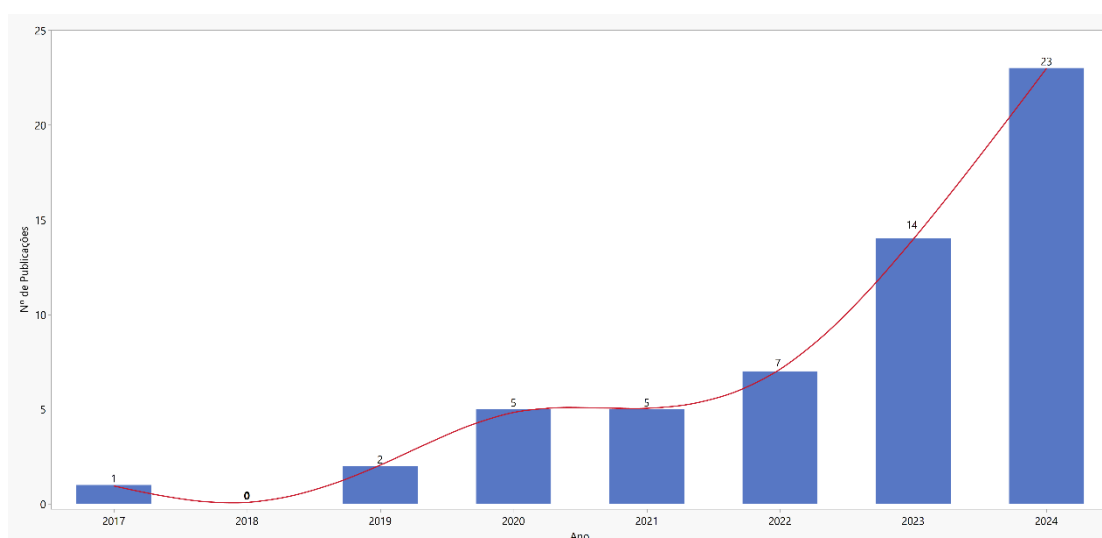


Fonte: Autor (2024)

O gráfico de publicações anuais sobre WAAM aplicando DOE (Figura 16) demonstra um crescimento no uso do delineamento de experimentos na área, embora ainda não tão amplamente adotado. Na pesquisa, foram identificadas 57 publicações utilizando DOE para

otimizar processos WAAM. A *string* utilizada foi: TITLE-ABS (({WAAM} OR "WIRE ARC ADDITIVE MANUFACTUR*") AND ({DOE} OR "EXPERIMENT* DESIGN*" OR "DESIGN* OF EXPERIMENT*" OR "RESPONSE SURFACE" OR "SURFACE RESPONSE"))).

Figura 16 – Gráfico de quantidade de publicações de WAAM aplicando DOE por ano



Fonte: Autor (2024)

A nuvem de palavras da Figura 17 apresenta as 100 palavras-chave mais frequentes nos trabalhos científicos que investigam o WAAM com GMAW com materiais austeníticos, pesquisados nos bancos de dados através da *string* TITLE-ABS-KEY("WAAM" AND "GMAW" OR ("wire arc additive" AND "manufactur*") AND ("austenit*")). A expressão "wire arc additive manufacturing (WAAM)" é a mais mencionada, com 378 ocorrências, destacando a ampla aplicação do processo na manufatura aditiva. A palavra "microestrutura" foi citada 172 vezes, evidenciando sua importância na determinação das propriedades finais dos materiais depositados. O termo "propriedades mecânicas", mencionado 128 vezes, reforçam a necessidade de investigar como essas propriedades dependem diretamente da microestrutura obtida nas peças manufaturadas, assegurando que estas atendam às exigências das aplicações industriais a que serão submetidas. Destaca-se que o material de adição utilizado neste estudo, o aço inoxidável austenítico 347LSi, assim como a técnica de transferência por superpulso, não foram encontrados em nenhum trabalho científico nas bases de dados Scopus e WoS, indicando o caráter inédito desta pesquisa e sua relevância para a expansão do conhecimento no campo do WAAM. A ausência de termos e sinônimos referentes ao planejamento de experimentos (DOE) e a presença de apenas três resultados que aplicaram ANOVA sugerem uma carência de

Nos ensaios exploratórios, foi aplicado o material de adição ER70S-6 de 1,2mm da ESAB nos ensaios preliminares, cuja composição apresentada na Tabela 12. A utilização desse arame é justificada devido ao seu baixo custo em relação aos aços inoxidáveis onde, nesses ensaios, o objetivo é a compreensão do processo de soldagem na identificação de níveis, fatores e controle de descontinuidades e transferência metálica do processo.

Tabela 12 - Composição do material de adição ER70S-6

FONTE	C (%)	Si (%)	Mn (%)	S (%)	P (%)	Fe (%)
ESAB	0,08	0,87	1,48	0,008	0,017	Bal.
AWS 5.18	0,06 – 0,15	0,80 – 1,15	1,4 – 1,85	0,035	0,025	Bal.

Fonte: AWS (2023) e Autor (2023)

Finalmente, para as deposições como objeto de estudo de otimização desse trabalho, foi aplicado o arame de aço inoxidável austenítico ER347LSi de 1,2 mm da ESAB, com a Tabela 13 apresentando o comparativo das composições química disponibilizada pelo fornecedor do material, normativa e através do ensaio realizado por ensaio de fluorescência de Raios-X (FRX), com o equipamento MESA 50 da fabricante Horiba, disponibilizado pelo INTM.

Tabela 13 - Composição do material de adição ER347LSi

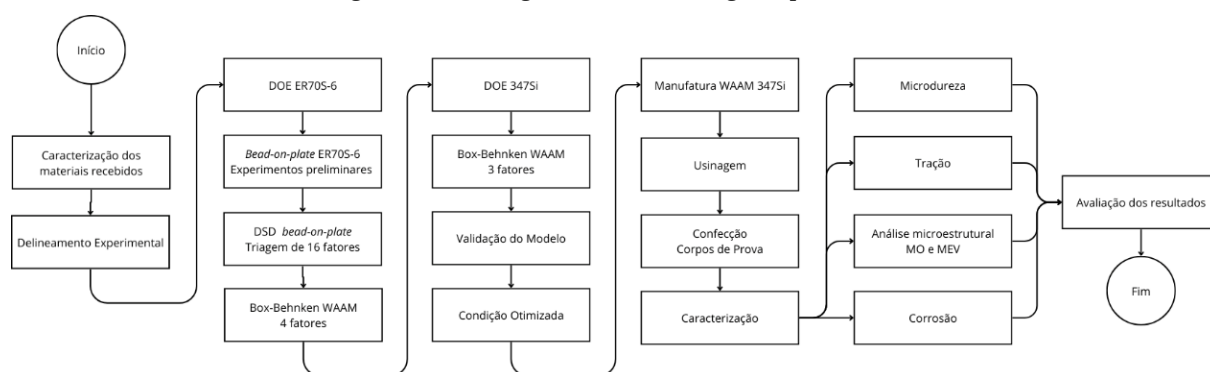
Composição Química (%) – ER347LSi									
FONTE	C (%)	Si (%)	Mn (%)	Ni (%)	Cr (%)	Cu (%)	Mo (%)	Nb (%)	Fe (%)
ESAB	0.04	0.7	1.7	9.8	19	0.1	0.1	0.6	Bal.
AWS 5.9	0.08	0.65-1	1-2.5	9-11	12-21.5	0.75	0.75		Bal.
FRX	0.04	0.67	1.84	9.56	19.04	0.16	0.1	0.57	Bal.

Fonte: AWS (2022) e Autor (2023)

3.3 METODOLOGIA EXPERIMENTAL

As etapas experimentais realizadas neste trabalho seguem o fluxograma ilustrado na Figura 18. Todas as soldagens, procedimentos e processos foram executados diretamente pelo autor através da infraestrutura do Instituto Nacional de Tecnologia em União e Revestimentos de Materiais (INTM), locado na Universidade Federal de Pernambuco (UFPE).

Figura 18 – Fluxograma de metodologia experimental



Fonte: Autor (2024)

3.3.1 Delineamentos dos experimentos – DSD e Box-Behnken

Devido à complexidade da parametrização do processo GMAW-DP Superpulse, foi realizado um planejamento DSD para identificar os fatores mais relevantes para as respostas geométricas avaliadas. Em seguida, aplicou-se a metodologia Box-Behnken com esses fatores para desenvolver um modelo preditivo, determinando a condição otimizada para a construção da parede de onde foram retirados os corpos de prova para os ensaios.

Em todos os delineamentos, utilizou-se como gás de proteção a mistura 98% Ar e 2% CO₂, com fluxo de 18 L/min. As soldagens foram realizadas em chapas de aço ASTM A36 com 12,5 mm de espessura. Nesta etapa, todos os planejamentos experimentais, gráficos e análises estatísticas foram elaborados com o software JMP 17 Pro, atribuindo a todos o intervalo de confiança de 95% (IC 95%).

Diversos experimentos exploratórios foram conduzidos para selecionar os níveis do DSD, maximizando a amplitude sem comprometer a exequibilidade e a segurança dos testes. No DOE, níveis amplos aumentam a sensibilidade para detectar efeitos significativos, identificar relações entre variáveis e compreender interações ou comportamentos não lineares. Inicialmente, os níveis variaram desde valores mínimos, onde o arco não se mantinha adequadamente, até valores máximos, que resultaram em aportes térmicos excessivos, causando fusão do bico de contato ou perfuração da chapa utilizada como substrato. Com base nesses resultados, os fatores foram ajustados para garantir uma margem operacional segura, e todas as condições críticas foram reavaliadas.

As corridas experimentais do DSD utilizaram como metal de adição o arame ER70S-6 devido ao seu baixo custo em comparação ao arame de aço inoxidável 347LSi. As deposições foram realizadas no formato *bead-on-plate*, também visando à redução de custo experimental,

além de investigar o modo de transferência GMAW-DP Superpulse. O foco principal foi o controle das características geométricas e de discontinuidades como porosidade, falta de fusão e respingo do processo. Os níveis dos parâmetros do DSD encontram-se definidos na Tabela 14.

Tabela 14 - Fatores e níveis utilizados no DSD

Fator	Unidade	Níveis	
		-1	+1
Vs	[cm/min]	20	40
DBPC	[mm]	15	30
Val_BT	[m/min]	4	5
Val_PT	[m/min]	5	6
U_BT	[V]	25	35
U_PT	[V]	30	40
F_BT	[Hz]	70	90
F_PT	[Hz]	90	110
tpb	[ms]	3	7
tpp	[ms]	3	7
tbb	[s]	0,1	0,8
tbp	[s]	0,1	0,8
I_PB	[A]	210	280
I_PP	[A]	280	350
I_BB	[A]	30	60
I_BP	[A]	60	90

Fonte: Autor (2024)

Onde: Vs é a velocidade de soldagem aplicada a tocha via robô; DBPC é a distância entre a peça e o bico de contato da tocha de soldagem; Val_BT é a velocidade de alimentação da FBT e Val_PT a velocidade da FPT; U_BT é a tensão aplicada a FBT e U_PT é a tensão para a FPT. Os demais fatores tpb, tpp, tbb, tbp, I_PB, I_PP, IBB e I_BP, assim como as fases FBT e FPT, encontram-se definidas no esquema da Figura 3. A Tabela 15 exibe o planejamento experimental do DSD com as respostas das corridas. Todos os cordões possuem 200 mm de comprimento, distanciados entre si de 40 mm entre as linhas de centros dos cordões.

Tabela 15 - Planejamento experimental do DSD com ER70S-6

Corrida	FATORES																RESPOSTAS		
	Vs	DBPC	Val_BT	Val_PT	U_BT	U_PT	F_BT	F_PT	tpb	tpp	tbb	tbp	I_PB	I_PP	I_BB	I_BP	H	L	DP_L
1	20	15	5	6	30	40	90	90	7	3	0,1	0,1	280	350	30	60	3,01	14,67	0,45
2	40	15	4,5	5	25	40	70	110	7	7	0,1	0,1	280	350	60	60	2,66	7,58	0,97
3	30	15	4	5	25	30	70	90	3	3	0,1	0,1	210	280	30	60	2,78	8,14	0,5
4	40	15	4	6	35	40	70	110	3	3	0,45	0,1	210	350	30	90	2,16	10,65	0,51
5	40	30	4	5	30	30	70	110	3	7	0,8	0,8	210	280	60	90	1,62	9,87	1,53
6	40	15	5	6	35	30	70	110	7	7	0,1	0,8	210	280	45	60	2,47	10,73	1,78
7	40	30	4	6	25	30	80	90	3	7	0,1	0,8	280	350	30	60	3,04	9,57	0,87
8	20	30	4	5	25	40	90	90	3	3	0,8	0,1	280	350	45	90	3,33	8,92	0,2
9	20	15	4	6	35	30	70	90	7	3	0,8	0,8	245	350	60	60	3,33	12,38	0,36
10	20	30	4,5	6	35	30	90	90	3	3	0,8	0,8	210	280	30	90	3,64	10,43	0,36
11	20	30	4	6	25	30	70	110	7	3	0,1	0,1	280	280	60	90	3,62	10,9	0,21
12	20	30	5	5	25	30	90	90	7	7	0,45	0,8	280	280	60	60	2,85	11,8	0,41
13	40	30	5	5	25	40	90	110	3	7	0,1	0,1	245	280	30	90	2,37	8,1	1,37
14	20	15	4	5	35	30	90	110	5	7	0,8	0,1	280	280	30	60	2,71	12,41	0,53
15	40	30	5	6	25	40	70	90	5	3	0,1	0,8	210	350	60	90	2,64	10,43	0,3
16	30	30	5	6	35	40	90	110	7	7	0,8	0,8	280	350	60	90	2,75	13,09	1,22
17	30	22,5	4,5	5,5	30	35	80	100	5	5	0,45	0,45	245	315	45	75	2,6	10,63	0,61
18	20	15	5	5	35	40	80	110	7	3	0,8	0,1	210	280	60	90	2,96	14,49	0,67
19	40	15	5	5	35	40	90	90	3	7	0,8	0,8	210	350	30	60	2,11	12,53	1,2
20	20	30	4	6	35	35	90	110	3	7	0,1	0,1	210	350	60	60	3,55	11,77	1,23
21	20	30	4	5	25	40	70	110	7	5	0,8	0,8	210	350	30	60	3,11	12,01	0,43
22	40	15	5	5	25	35	70	90	7	3	0,8	0,8	280	280	30	90	2,13	9,49	0,99
23	20	15	5	5	25	30	90	110	3	3	0,1	0,8	210	350	60	75	3,05	11,8	0,53
24	20	15	5	6	25	30	70	110	3	7	0,8	0,45	280	350	30	90	3,26	13,88	0,6
25	40	30	5	5	35	30	70	100	3	3	0,8	0,1	280	350	60	60	2,52	8,57	0,4
26	40	15	4	6	25	40	90	110	3	3	0,8	0,8	280	280	60	60	2,07	7,91	3,52
27	40	15	4	5,5	25	30	90	90	7	7	0,8	0,1	210	350	60	90	2,06	9,57	0,48
28	30	22,5	4,5	5,5	30	35	80	100	5	5	0,45	0,45	245	315	45	75	2,61	11,05	0,16
29	40	30	5	6	25	30	90	110	7	3	0,8	0,1	210	315	30	60	2,65	8,02	0,33
30	20	30	5	5,5	35	40	70	110	3	3	0,1	0,8	280	280	30	60	3,94	13,24	0,35
31	20	15	4	5	35	40	70	90	3	7	0,1	0,8	280	315	60	90	2,65	16,5	0,52
32	40	30	4	5	35	40	90	90	7	3	0,1	0,45	210	280	60	60	2,33	8,82	0,58
33	40	22,5	4	5	35	30	90	110	7	3	0,1	0,8	280	350	30	90	2,42	9,44	0,49
34	20	15	4	6	25	40	90	100	7	7	0,1	0,8	210	280	30	90	2,88	17,44	0,54
35	40	30	4	6	35	40	70	90	7	7	0,8	0,1	280	280	30	75	2,13	7,16	0,6
36	40	15	5	6	35	30	90	90	3	5	0,1	0,1	280	280	60	90	2,35	10,76	0,26
37	20	22,5	5	6	25	40	70	90	3	7	0,8	0,1	210	280	60	60	4,31	10,34	0,37
38	20	30	5	5	35	30	70	90	7	7	0,1	0,1	210	350	30	90	2,91	11,46	1,21

Fonte: Autor (2024)

O principal objetivo do DSD é a realização da triagem de 16 fatores para os 3 mais significantes para as respostas analisadas, atendendo simultaneamente os seguintes requisitos na ordem crescente de prioridade: minimização do desvio padrão da largura do cordão (DP_L), maximização da H e minimização da L. A redução do DP_L contribui para uma parede uniforme, sem distorções abruptas, e diminui o tempo de usinagem após a manufatura aditiva. Já a minimização de L melhora a resolução da manufatura, enquanto a maximização da H reduz o número de passes necessários para atingir a altura final. As medidas de H, L e DP_L são obtidas através da média aritmética de 5 regiões, exemplificado na Figura 19.

Figura 19 - Esquemático das regiões utilizadas na medição a geometria dos experimentos no DSD

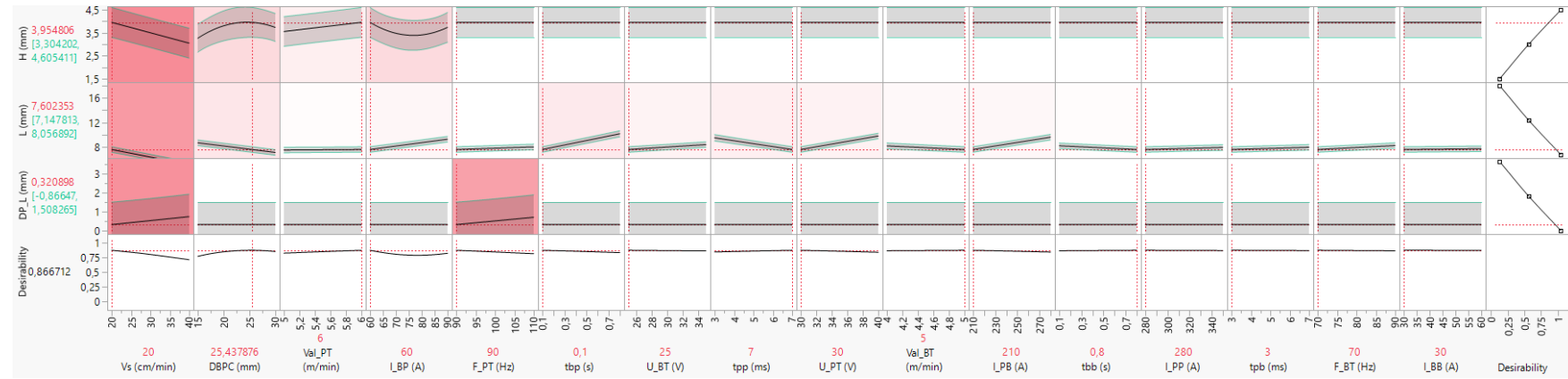


Fonte: Autor (2024)

No DSD, a prioridade das respostas geométricas foi definida com importância 3 para DP_L, 2 para H e 1 para L. Quanto maior o valor da importância, maior o peso dessa resposta no modelo. DP_L recebeu importância 3, pois a homogeneidade da largura reduz diretamente os passes de usinagem pós-WAAM. Uma parede com alto DP_L compromete o acabamento, independentemente da largura ou altura. A altura (H), com importância 2, é relevante porque paredes mais altas exigem menos passes de soldagem para atingir a altura projetada. No entanto, essa eficiência só é alcançada se a parede for homogênea e com baixo DP_L. A largura (L), com importância 1, tem menor impacto, já que controlar a resolução apenas pela largura não é eficaz quando há grandes variações dimensionais, aumentando o retrabalho no acabamento.

O perfil de predição do DSD, exibido na Figura 20, sinaliza a Vs, DBPC e Val_PT como os principais fatores mais influentes na variação das repostas H, L e DP_L. Apesar da IB_P também se apresentar como uma variável significativa, experimentos exploratórios demonstraram que sua variação implica na estabilidade da abertura e manutenção do arco do processo, sendo então selecionada a Val_PT para a triagem.

Figura 20 - Perfil de Predição do DSD



Fonte: Autor (2024)

A partir dos 3 fatores selecionados pelo DSD, foi executado o DOE Box-Behnken com 5 pontos centrais, conforme o planejamento experimental apresentado na Tabela 16. Segundo Beg e Akther (2021), a inclusão das réplicas dos pontos centrais possibilitam uma estimativa mais precisa da variabilidade do processo, garantindo uma avaliação confiável do erro experimental. Adicionalmente, contribuem para a repetibilidade das medições e aprimoram a qualidade dos modelos preditivos, especialmente em cenários com respostas não lineares.

O modelo Box-Behnken foi escolhido para a otimização aos níveis definidos, garantindo condições seguras. Abaixo desses níveis, há instabilidade do arco; acima, aumenta o risco de perfuração da chapa, fusão do bico de contato e distorções geométricas nas paredes manufaturadas aumenta. Além de reduzir o número de experimentos, essa metodologia permite captar com precisão as interações e os efeitos quadráticos relevantes para o modelo proposto.

Tabela 16 – Planejamento experimental do Box-Behnken das paredes com ER347LSi

Corrida	FATORES			RESPOSTAS									
	DBPC	Vs	Val_PT	H/L	Aporte	Respingo	Escamas	Aparência	Dureza	FN	FN_I	FN_M	FN_S
1	22,5	23	5	2,02	0,85	1	3	2	200,6	5,41	5,11	4,71	6,42
2	22,5	28	6	2,05	0,7	4	3	3	209,7	4,49	3,14	4,54	5,8
3	22,5	23	5	1,89	0,86	1	4	3,5	202,6	5,80	5,14	5,59	6,67
4	15	23	6	1,55	0,93	3	4	2	206,3	1,85	1,64	1,84	2,07
5	15	18	5	1,45	1,2	1	4	2	198,3	4,63	4,21	4,97	4,72
6	22,5	23	5	1,91	0,86	1	4	2	215,1	3,51	3,23	3,01	4,3
7	30	23	4	2,14	0,79	1	1	2,5	206,7	3,15	2,82	3,1	3,54
8	30	18	5	2,05	1,01	2	2	2,5	194,5	5,07	4,27	5,28	5,67
9	30	23	6	2,09	3,19	3	2	4	204,7	2,82	1,68	3,05	3,73
10	22,5	28	4	2	2,62	1	1	3	205,1	5,26	5,01	5,32	5,45
11	22,5	23	5	1,83	3,23	1	3	3	196,8	5,64	5,1	5,7	6,11
12	22,5	18	4	1,42	4,05	1	3	3	187	3,25	2,79	3,28	3,67
13	15	23	4	1,55	3,17	1	3	4	197,9	4,38	4,12	4,43	4,58
14	15	28	5	1,66	2,67	2	3	4	203,6	3,71	3,39	3,71	4,04
15	22,5	18	6	1,87	4,07	2	3	4,5	206,1	2,06	1,67	2,14	2,38
16	22,5	23	5	1,83	3,32	3	3	5	204,5	3,83	3,4	3,98	4,12
17	30	28	5	2,03	3,04	3	1	4,5	196,1	3,45	3,35	2,65	4,36

Fonte: Autor (2024)

As corridas do Box-Behnken consistem em paredes de 150 mm de comprimento, com 10 passes sobrepostos em Zig-Zag depositas por WAAM com GMAW-DP Superpulse, utilizando como metal de adição o aço inoxidável 347LSi. As medições das repostas geométricas da altura (H), largura (L) e desvio padrão da largura do cordão (DP_L) foram medidos com a mesma metodologia aplicada ao DSD.

Os demais 13 parâmetros utilizados no DSD foram mantidos constantes nos valores exibidos na Tabela 17. Esses valores foram definidos com base no perfil de predição do DSD, com a desejabilidade maximizada, conforme mostrado na Figura 20. Após experimentos práticos, algumas adaptações foram realizadas para garantir a viabilidade da soldabilidade das paredes no processo GMAW-DP Superpulse.

Tabela 17 - Parâmetros fixados no Box-Behnken

I_BP	VA_BT	U_BT	U_PT	F_BT	F_TP	tpb	tpp	tbb	tbp	I_PB	I_PP	I_BB
65	2	35	30	90	100	3	3	0,8	0,8	210	280	30

Fonte: Autor (2024)

As respostas de respingo, escama e aparência foram avaliadas pela média de notas atribuídas por 5 estudantes de pós-graduação na área de WAAM. A relação H/L foi medida com a mesma metodologia aplicada ao DSD, com os pontos de medição similares ao exibido na Figura 19. Já o teor de ferrita- δ , medido em FN, foi restringindo em todas as regiões ao intervalo de 4 a 8 FN devido ao trincamento a quente e mitigação de formação de fases deletérias, com a fase σ .

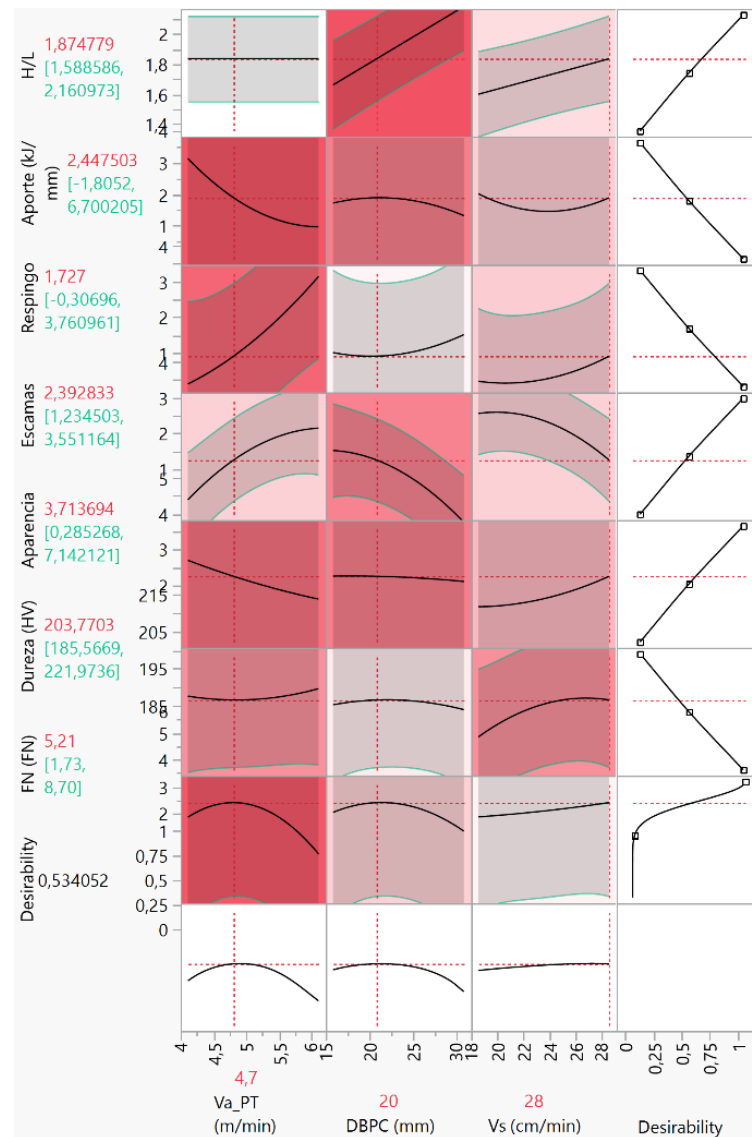
Os modelos gerados para as respostas serão analisados para a obtenção da condição otimizada obedecendo o seguinte critério da desejabilidade composta: minimização dos respingos, dureza e aporte térmico; maximização de H/L, escamas e aparência e teor de ferrita no intervalo de $4 \leq \text{FN} \leq 8$ em todas as regiões e no seu valor médio. Após adequação e validação do modelo, obteve-se a condição otimizada apresentada na Tabela 18. O perfil de predição do Box-Behnken é apresentado pela Figura 21.

Tabela 18 - Condição otimizada obtida através do Box-Behnken

DBPC	VS	VA_PT
20	28	4,7

Fonte: Autor (2024)

Figura 21 - Perfil de Predição do Box-Behnken



Fonte: Autor (2024)

3.3.2 Soldagem das amostras

Os corpos de prova foram fabricados utilizando a fonte de energia Aristo 4004i Pulse da ESAB, por meio do processo GMAW Superpulse com o desativamento do modo sinérgico dos fatores, com os parâmetros sendo ajustados através do controlador *pendant* Aristo™ U82. A movimentação da tocha de soldagem ocorreu de forma robotizada, sendo acoplada a um robô de seis eixos YASKAWA-Motoman MA 1440, conforme ilustrado na Figura 22.

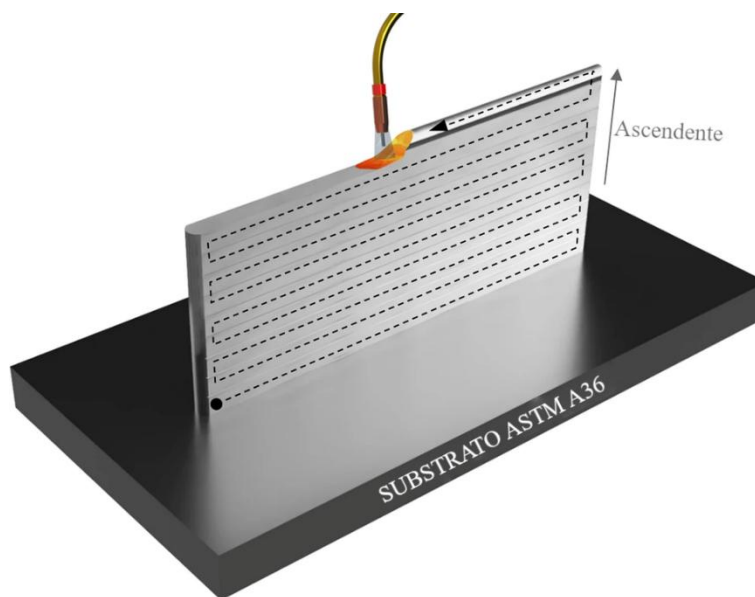
Figura 22 - Imagens da 1) Fonte Aristo 4004i Pulse, 2), *pendant* Aristo™ U82 e 3) YASKAWA-Motoman MA 1440



Fonte: Autor (2024)

A parede final foi construída utilizando a estratégia de deposição Zig-Zag (Figura 23), com 160 camadas sobrepostas por meio de WAAM robotizado com soldagem GMAW em modo de transferência GMAW-DP Superpulse, utilizando aço inoxidável 347LSi como material de adição, utilizando temperatura de interpasse de 200 °C. Essa estratégia de deposição permite distribuir o calor de forma homogênea, reduzindo tensões residuais e distorções, além de promover uma adesão consistente entre as camadas, melhorando a integridade mecânica da peça. No Zig-Zag, os pontos iniciais e finais de cada camada são alternados para evitar a concentração de calor em uma mesma região, o que previne problemas de penetração insuficiente da solda no início e de diminuição de altura no final da camada, resultando em uma melhor uniformidade estrutural, principalmente nas bordas da parede, quando comparado com a estratégia Zig (Rodrigues *et al.*, 2019).

Figura 23 – Representação gráfica da deposição Zig-Zag aplicado na construção da parede final



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

A parede foi construída através de 160 deposições de solda, utilizando a condição otimizada obtida pelo Box-Behnken, apresentada na Tabela 18, juntamente aos parâmetros fixados da Tabela 17. A parede possui altura média de 215 mm e largura média de 500 mm.

3.3.3 Cortes e usinagem na parede para confecção dos corpos de prova

Os corpos de prova foram obtidos a partir de cortes das amostras realizados com a serra fita industrial Franho FM 3700 HM. Após a secção da parede, foi realizado o faceamento das superfícies pela fresa Diplomaq FTM-X4VS, sendo submetido à usinagem final para obtenção dos corpos de provas com as devidas dimensões pelo centro de usinagem CNC DMG MORI EcoMill 50.

3.3.4 Preparação metalográfica

Após os cortes realizados na parede para a confecção dos corpos de prova, retiraram-se amostras para os ensaios de microdureza e análises microestruturas com a máquina de corte semiautomática STRUERS DiscoTom, seguindo para o embutimento a quente com baquelite através da embutidora automática Arotec PRE 40.

Os corpos de prova foram lixados utilizando a politriz mecanizada Arotec Aropol VV, com o uso de lixas d'água de granulometrias progressivas: 60, 180, 320, 600, 800, 1200 e 1500

mesh. Após o lixamento, foi realizado o polimento com pastas de diamante de granulometria de 3 e 1 μm . Em seguida, as amostras foram lavadas em álcool etílico e secas com um soprador térmico.

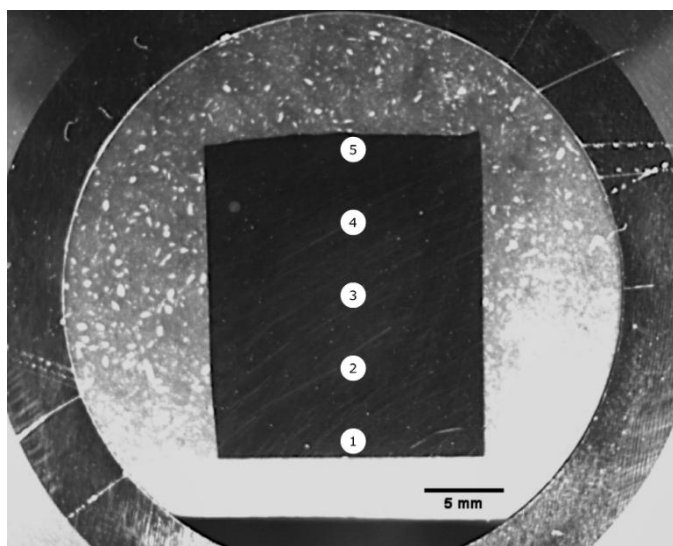
Para obter os contrastes microestruturais das amostras de 347LSi, foi aplicado o ataque eletrolítico com ácido oxálico (10 g de ácido oxálico dissolvidos em 90 ml de água deionizada), com 3V e 90 segundos de tempo de ataque médio.

3.3.5 Caracterizações por técnicas de microscopia

Após os ataques químicos nos corpos de prova, as microestruturas foram registradas por MO utilizando o microscópio Zeiss modelo AXIO LAB A1, equipado com a câmera digital Axiocam 105 color. Para as análises por MEV e EDS, utilizou-se o microscópio TESCAN MIRA 3 com detector de EDS Oxford Instruments X-Act.

A Figura 24 mostra o mapeamento das amostras retiradas nas regiões de topo (1T), meio (2M) e base (3B). Para cada região, registrou-se imagens do ponto 1 (ponto inferior da amostra) até o ponto 5 (ponto superior da amostra). Para a medição da fração das fases foi utilizado o software ImageJ 1.54p através da função *Threshold*, segmentando a imagem em duas classes de pixels (preto para ferrita e vermelho para matriz austenítica) para medição de suas respectivas frações em área.

Figura 24 - Mapeamento da numeração dos pontos nas amostras para as imagens obtidas por microscopia óptica



Fonte: Autor (2024)

3.3.6 Simulações termodinâmicas

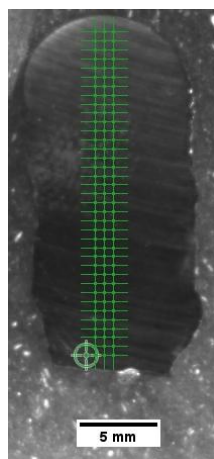
Para compreender as transformações de fase nas deposições com 347LSi, realizaram-se simulações termodinâmicas com o software Thermo-Calc® com a base de dados TCFE12, utilizando a composição química obtida por FRX, apresentada na Tabela 13.

3.3.7 Dureza por Microidentação

Para determinar os valores de dureza dos materiais utilizados e dos corpos de prova da junta soldada foram realizados diversos ensaios de dureza Vickers utilizando o Microdurômetro Durascan Emcotest G5. Nesses ensaios, foram aplicadas carga de 0,3 kgf por 15 segundos ($HV_{0,3/15}$), com distância entre pontos de 0,5 mm, tanto na horizontal quanto na vertical. Para obtenção do valor médio da dureza dos corpos de provas, foram realizadas 3 linhas paralelas por amostra, do topo à base da parede. Os ensaios de microdureza foram realizados em acordo com a norma ASTM E384 (2022).

A reposta microdureza média no planejamento Box-Behnken, em $HV_{0,3/15}$, foi calculada através da média de 3 linhas paralelas, como exemplificado na Figura 25. A quantidade de pontos de dureza por corpo de prova variou devido às diferenças de altura entre as amostras.

Figura 25 - Exemplo de medição de dureza dos corpos de prova no Box-Behnken com ER347LSi

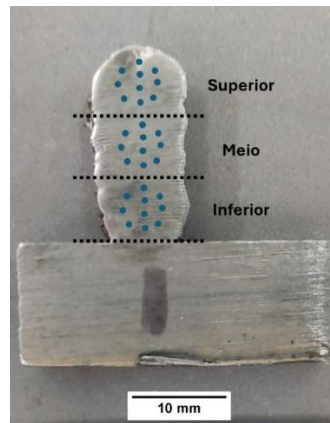


Fonte: Autor (2024)

3.3.8 Medição de teor de ferrita (FN)

Os teores de ferrita foram medidos utilizando um ferritoscópio FMP30 da Fischer, realizando-se 10 pontos aleatórios de cada região, inferior, meio e superior, totalizando 30 medições por corpo de prova, conforme ilustrado na Figura 26. Dessas medições, obteve-se a média aritmética simples como resposta do DOE para o teor de ferrita médio, em FN.

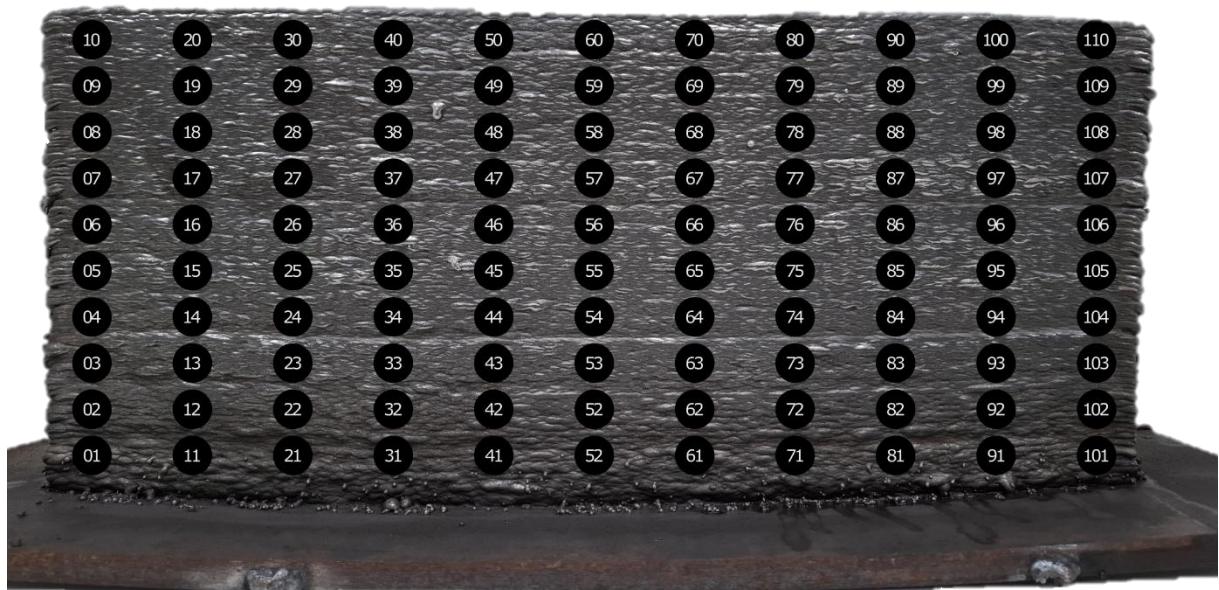
Figura 26 - Esquemático das marcações de teor de ferrita (FN)



Fonte: Autor (2024)

A Figura 27 apresenta o mapa dos pontos de medição do teor de ferrita, medidos ao longo da parede final manufaturada.

Figura 27 - Mapa de pontos de medição do teor de ferrita na parede final



Fonte: Autor (2024)

3.3.9 Ensaio de Tração e Impacto Charpy

Os ensaios de tração foram realizados em uma máquina de ensaios universal servo-hidráulica MTS® modelo 370.25, com capacidade máxima de carga de 250 kN, empregando uma taxa de deformação de 10^{-3} /s. Nos ensaios Charpy, foi utilizada uma máquina de impacto Time Group® JB-W500, equipada com um martelo de 500 J.

As amostras destinadas aos ensaios de tração foram usinadas em corpos de prova *subsize*, com dimensões de 100 mm × 10 mm × 6 mm, em acordo com a norma ASTM E8/E8M (2022). Para a realização dos ensaios Charpy, os corpos de prova também foram usinados na escala *subsize*, apresentando dimensões de 55 mm × 10 mm × 5 mm, em acordo com a norma ASTM E23 (2018).

Para ambos os ensaios, foram executados 4 corpos de provas nas direções horizontal (H), vertical (V) e diagonal (D) com 45° em relação ao horizontal, onde para cada posição foi-se retirado o valor mais discrepante em relação a sua média. Os ensaios foram realizados na temperatura ambiente (25 °C).

3.3.10 Difração de Raios X (DRX)

Para auxiliar na confirmação, caracterização e identificação de possíveis fases presentes na junta soldada da amostra, foi realizada uma análise de DRX utilizando o difratômetro Shimadzu Labx-XRD 7000. A parametrização utilizada incluiu ânodo de cobre com comprimento de onda Cu-K α (1,5406 Å), faixa de medição de 30° a 105°, passo angular de 1° por minuto, voltagem de 40 kV, corrente de 10 mA, e fendas divergentes (DS) e de espalhamento (SS) de 1°.

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

A seguir, serão apresentados os resultados da análise dos experimentos do planejamento DSD e Box-Behnken, abordando a influência dos fatores e suas interações, as validações realizadas e a condição otimizada. Serão discutidas as análises estatísticas, os ajustes dos modelos e os gráficos de predição, com foco na interpretação dos resultados e na avaliação das tendências observadas.

4.1 ANÁLISE DOS EXPERIMENTOS DO DSD

A execução do planejamento experimental DSD, exibido na Tabela 15, resultou nos 38 cordões de solda apresentados nas Figura 28 e Figura 29. A seguir, será discutida a influência dos fatores e interações com as respostas geométricas avaliadas: H, L, e DP_L.

Figura 28 - Imagens das corridas 1 até 18 do DSD



Fonte: Autor (2024)

Figura 29 - Imagens das corridas 19 até 38 do DSD



Fonte: Autor (2024)

4.1.1 Resposta Altura do cordão (H)

De acordo com a Tabela 19, a altura H é significativamente influenciada, em ordem crescente de valor-p, por Vs, Val_PT, I_BP*I_BP, DBPC, DBPC*DBPC, I_BP e pela interação DBPC*Val_PT. A corrida 37, com maior H (4,31 mm), utilizou Vs = 20 cm/min, Val_PT = 6 m/min, I_BP = 60 A e DBPC = 22,5 mm, enquanto a corrida 5, com menor H (1,62 mm), utilizou Vs = 40 cm/min, Val_PT = 5 m/min, I_BP = 90 A e DBPC = 30 mm. Todas as corridas citadas na análise do DSD foram apresentadas pela Tabela 15.

Tabela 19 - Resumo dos efeitos da reposta H no DSD

Fonte	Logworth		valor-p
Vs(20,40)	9,963		0,00000
Val_PT(5,6)	2,659		0,00219
I_BP*I_BP	1,986		0,01033
DBPC(15,30)	1,979		0,01049
DBPC*DBPC	1,900		0,01260
I_BP(60,90)	1,554		0,02791
DBPC*Val_PT	1,399		0,03989

Fonte: Autor (2024)

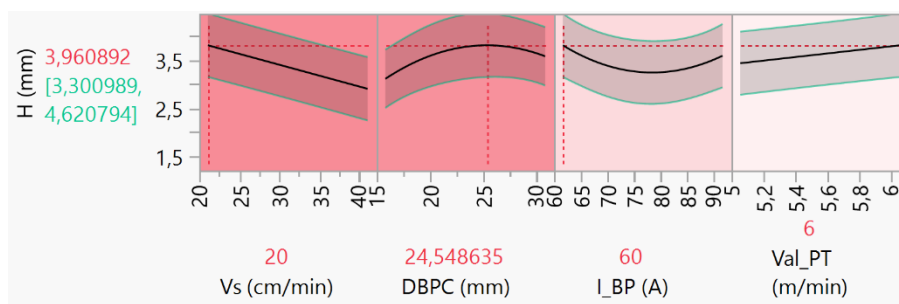
A Vs foi o fator de maior significância estatística sobre a resposta H. A redução da Vs eleva o aporte térmico por unidade de comprimento, prolongando o tempo de permanência da poça de fusão em estado líquido e favorecendo o crescimento vertical do cordão antes da solidificação. Esse comportamento também pode contribuir para o aumento da largura, em razão do maior tempo disponível para o espalhamento lateral do metal fundido. A interação entre DBPC*Val_PT demonstrou influência sobre a orientação do fluxo do material fundido, direcionando-o predominantemente no eixo vertical ou lateral, a depender dos níveis combinados desses dois fatores. Na corrida 37, os parâmetros favoreceram a deposição vertical, resultando na maior altura observada. Por outro lado, a corrida 5 apresentou configuração menos favorável, culminando na menor resposta H.

O termo quadrático I_BP*I_BP evidencia que valores extremos da corrente exercem influência não linear sobre H. Conforme o perfil de predição da Figura 30, tanto correntes mais baixas quanto mais altas tendem a aumentar a altura, embora por mecanismos distintos. Correntes reduzidas limitam a fluidez da poça de fusão, favorecendo o acúmulo vertical do material. Correntes elevadas, por outro lado, ampliam o aporte térmico, promovendo maior volume fundido e, potencialmente, maior deposição. No entanto, I_BP excessivamente alto, como observado na corrida 5 (90 A), intensifica a turbulência da poça de fusão, em decorrência do aumento das forças de Lorentz, o que dificulta a estabilização do cordão em altura. Esse

fenômeno também impacta a largura, pois o aumento do espalhamento lateral do banho fundido em altas correntes compromete a eficiência da deposição vertical.

A Val_PT exerceu influência positiva sobre H, com tendência crescente da altura do cordão à medida que se eleva o valor de alimentação. Esse comportamento decorre do maior volume de arame introduzido por unidade de tempo, aumentando a taxa de deposição e favorecendo o acúmulo vertical de material fundido. A DBPC apresentou efeito quadrático sobre H, com pico em valores intermediários, que concentram eficientemente o arco e a densidade térmica sobre a poça de fusão. Valores muito baixos de DBPC geram excesso de calor pontual e instabilidade do cordão, enquanto valores elevados promovem dispersão do arco e redução do aporte térmico efetivo. O termo quadrático DBPC*DBPC confirma que níveis extremos reduzem a eficiência da deposição vertical, sendo os intermediários mais favoráveis à formação de cordões altos.

Figura 30 - Perfil de predição da resposta H no DSD



Fonte: Autor (2024)

4.1.2 Resposta Largura do cordão (L)

A largura L foi significativamente influenciada por Vs, DBPC, t_{bp} e U_BT, conforme demonstrado na Tabela 20 e na Figura 31. A Vs foi o fator de maior impacto. Valores baixos de Vs, como na corrida 34 (20 cm/min), ampliaram o tempo de residência térmica sobre o substrato, favorecendo o espalhamento lateral do metal fundido antes da solidificação, o que resultou em maior largura (17,44 mm). Em contraste, a corrida 35 (Vs = 40 cm/min) apresentou menor tempo de interação térmica e solidificação mais rápida, com intensificação dos gradientes térmicos e menor difusão de calor ao entorno, restringindo o fluxo lateral da poça e reduzindo a largura para 7,16 mm.

A DBPC foi o segundo fator de maior influência sobre a largura L. Valores mais baixos de DBPC, como na corrida 34 (15 mm), intensificaram o arco próximo ao substrato, aumentando a densidade térmica e promovendo maior fusão lateral do material adjacente, o que

resultou em maior largura. Já na corrida 35 (DBPC = 30 mm), a distância ampliada reduziu a concentração do arco, dispersando o calor sobre uma área mais ampla e diminuindo a eficiência térmica local, o que restringiu a fluidez da poça de fusão e reduziu a largura do cordão.

O tbp teve impacto direto no equilíbrio térmico. Na corrida 34, tbp alto (0,8 s) prolongou o tempo de aplicação da corrente de base, promovendo redistribuição de calor e reduzindo gradientes térmicos. Esse comportamento favoreceu o espalhamento lateral antes da solidificação. Já na corrida 35, tbp baixo (0,1 s) resultou em ciclos térmicos curtos, intensificando os gradientes e acelerando a solidificação, o que restringiu o fluxo lateral do metal fundido.

A U_{BT} também influenciou significativamente o comportamento do arco e da poça de fusão, conforme evidenciado na Tabela 20 e na Figura 30. A tendência crescente da largura L com o aumento de U_{BT} indica que maiores tensões intensificaram a energia do arco, ampliando a área fundida e favorecendo o espalhamento lateral do metal líquido antes da solidificação. Na corrida 35 ($U_{BT} = 35$ V), esse comportamento resultou em maior largura do cordão ($L = 17,44$ mm). Em contraste, na corrida 34 ($U_{BT} = 25$ V), a menor energia reduziu a expansão térmica da poça, restringindo o fluxo lateral e resultando em menor largura ($L = 7,16$ mm). Esse comportamento está associado à intensificação dos gradientes térmicos promovida por maiores tensões, os quais amplificam o efeito Marangoni. Este efeito é provocado por variações da tensão superficial (γ) com a temperatura (T), descritas pelo gradiente $d\gamma/dT$. No aço inoxidável 347LSi, esse gradiente é negativo ($d\gamma/dT < 0$), o que induz o movimento do metal líquido da região central mais quente (menor γ) para as bordas mais frias (maior γ), com o objetivo de equalizar a tensão superficial. O aumento da U_{BT} intensifica esse fluxo convectivo, ampliando o espalhamento da poça e contribuindo diretamente para o aumento da largura L do cordão (Nikam; Quinn; McFadden, 2021).

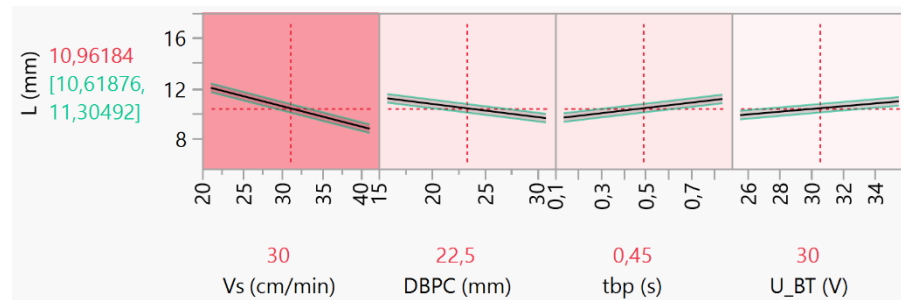
Ainda na comparação entre as corridas 34 e 35, evidencia-se o impacto combinado dos fatores de processo sobre a largura L . Na corrida 35, a configuração com V_s baixa (20 cm/min), DBPC baixa (15 mm), tbp alto (0,8 s) e U_{BT} alta (35 V) favoreceu maior tempo de exposição térmica, maior taxa de deposição e intensificação controlada dos fluxos convectivos na poça, o que promoveu maior espalhamento lateral e resultou na maior largura registrada ($L = 17,44$ mm). Em contraste, na corrida 34, os parâmetros V_s alta (40 cm/min), DBPC alta (30 mm), tbp baixo (0,1 s) e U_{BT} baixa (25 V) geraram ciclos térmicos curtos, menor densidade de energia e gradientes térmicos mais acentuados, reduzindo a mobilidade da poça e restringindo o fluxo lateral, o que culminou em menor largura ($L = 7,16$ mm).

Tabela 20 - Resumo dos efeitos da resposta L no DSD

Fonte	Logworth		valor-p
Vs(20,40)	15,599		0,00000
DBPC(15,30)	11,849		0,00000
tbp(0,1,0,8)	11,528		0,00000
U_BT(25,35)	9,967		0,00000
U_PT*I_PB	9,426		0,00000
tpp(3,7)	9,066		0,00000
Val_BT*tpp	8,955		0,00000
I_BP(60,90)	8,878		0,00000
U_PT(30,40)	8,610		0,00000
tpp*tbp	7,533		0,00000
tpp*I_BP	7,158		0,00000
tbb(0,1,0,8)	7,044		0,00000
Val_BT(4,5)	6,883		0,00000
Vs*I_PB	6,434		0,00000
Val_PT(5,6)	5,981		0,00000
I_PP(280,350)	4,807		0,00002
tpb(3,7)	4,657		0,00002
F_BT(70,90)	3,198		0,00063
U_BT*I_PP	3,029		0,00094
Val_PT*F_BT	2,991		0,00102
F_PT*I_PP	2,748		0,00179
tbp*I_BB	2,209		0,00618
F_PT(90,110)	2,135		0,00733
I_PB(210,280)	1,859		0,01383
I_BB(30,60)	1,375		0,04221

Fonte: Autor (2024)

Figura 31 - Perfil de predição dos fatores relevantes para resposta L no DSD



Fonte: Autor (2024)

4.1.3 Resposta Desvio Padrão da Largura (DP_L)

A variabilidade geométrica da largura do cordão, expressa pelo desvio padrão DP_L, foi analisada com base nos fatores Vs e F_PT, identificados na Tabela 21 como os mais influentes no processo GMAW-DP. A corrida 26 apresentou o maior valor de DP_L (3,52 mm), associado a uma combinação de Vs alta (40 cm/min) e F_PT elevada (110 Hz), condição que

tende a reduzir o tempo de interação térmica e a intensificar oscilações cíclicas na poça de fusão, comprometendo a uniformidade geométrica. Em contraste, a corrida 28, com valores intermediários de V_s (30 cm/min) e F_{PT} (100 Hz), apresentou a menor variabilidade ($DP_L = 0,16$ mm), indicando maior estabilidade do arco e controle do fluxo metálico. A Figura 29 ilustra visualmente essa diferença, evidenciando a formação de cordões mais regulares na corrida 28 em comparação à flutuação observada na corrida 26.

Na corrida 26, a combinação de V_s elevada (40 cm/min) e F_{PT} alta (110 Hz) favoreceu a instabilidade geométrica do cordão. A alta V_s reduziu o tempo de interação térmica, intensificando os gradientes de temperatura e acelerando a solidificação, o que restringiu o tempo disponível para o espalhamento do metal fundido. Simultaneamente, a alta F_{PT} aumentou a frequência dos ciclos pulsados de corrente, gerando flutuações térmicas rápidas e irregulares na poça de fusão. Esse regime elevou a excitação convectiva do metal líquido e provocou variações periódicas na taxa de transferência de calor e material, resultando em instabilidade morfológica. Como consequência, formou-se um padrão oscilatório em “V”, com segmentos alternados de menor e maior largura. As regiões mais estreitas estão associadas a momentos de menor acúmulo de material e solidificação mais rápida, enquanto as regiões mais largas refletem ciclos de oscilação menos intensos e maior acúmulo metálico.

Em contraste com a instabilidade da corrida 26, a corrida 28 apresentou uma geometria de cordão mais estável e homogênea, resultado da combinação de V_s intermediária (30 cm/min) e F_{PT} intermediária (100 Hz). A velocidade de soldagem moderada proporcionou um tempo de residência térmica suficiente para permitir a dissipação gradual do calor e um crescimento controlado da poça de fusão. A frequência de pulsação ajustada reduziu as oscilações térmicas e estabilizou a transferência de material, limitando variações cíclicas na deposição. Essa configuração promoveu condições de equilíbrio térmico e fluidez regular do metal fundido, refletindo-se em baixa variabilidade geométrica da largura, com desvio padrão mínimo registrado ($DP_L = 0,16$ mm), conforme observado na Figura 29.

A análise do perfil de predição apresentado na Figura 32 demonstra que combinações de V_s elevada e F_{PT} elevada estão associadas ao aumento da variabilidade geométrica da largura, expressa por maiores valores de DP_L . Essa configuração intensifica os gradientes térmicos e a frequência de excitação da poça de fusão, comprometendo a estabilidade do fluxo metálico e resultando em cordões morfológicamente irregulares, como observado na corrida 26 ($DP_L = 3,52$ mm). Combinações intermediárias desses fatores, como na corrida 28 ($V_s = 30$ cm/min; $F_{PT} = 100$ Hz), promovem dissipação térmica gradual e regime de transferência

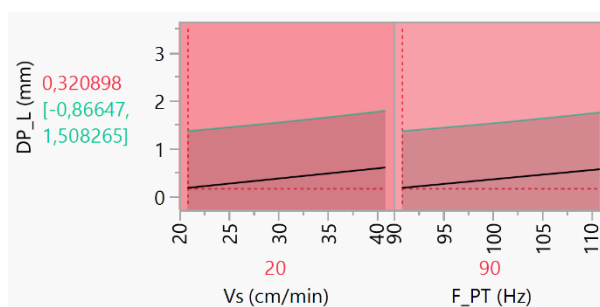
estável, favorecendo cordões com baixa dispersão geométrica e elevada uniformidade ($DP_L = 0,16 \text{ mm}$).

Tabela 21 - Resumo dos efeitos da resposta DP_L no DSD

Fonte	Logworth		valor-p
Vs(20,40)	1,464		0,03433
F_PT(90,110)	1,291		0,05120

Fonte: Autor (2024)

Figura 32 - Perfil de predição dos fatores relevantes para resposta DP_L no DSD



Fonte: Autor (2024)

A triagem fatorial realizada com o delineamento DSD identificou Vs, DBPC e Val_PT como os três fatores mais relevantes entre os 16 avaliados, com base na resposta simultânea de minimização do desvio padrão da largura (DP_L), maximização da altura (H) e redução da largura (L), conforme evidenciado no perfil de predição apresentado na Figura 20. A Vs foi o fator de maior influência, sendo que valores baixos favoreceram o aumento de H e L devido ao maior tempo de interação térmica, enquanto valores altos reduziram L e elevaram a variabilidade geométrica (maior DP_L) pela intensificação dos gradientes térmicos. A DBPC foi determinante para a concentração do arco e distribuição térmica: valores intermediários proporcionaram equilíbrio entre intensidade térmica e estabilidade geométrica. Já a Val_PT controlou diretamente a taxa de deposição de material, exercendo efeito direto sobre a altura dos cordões. Com base nesses resultados, os três fatores foram selecionados para compor o planejamento experimental do tipo Box-Behnken, visando a otimização do processo de fabricação de paredes metálicas pelo método WAAM GMAW-DP Superpulse, com uso de arame de aço inoxidável austenítico 347LSi como metal de adição.

4.2 ANÁLISE DOS EXPERIMENTOS DO BOX-BEHNKEN

Após a triagem dos 3 fatores realizada pelo DSD (Vs, DBPC e Val_PT), foram executadas as 17 corridas do Box-Behnken, determinadas pela Tabela 16. As paredes foram

cortadas na região central para a confecção dos corpos de prova, conforme ilustrados nas Figura 33 e Figura 34. Nesse tópico, serão avaliadas a influência dos fatores e interações nas seguintes respostas: razão largura por altura (H/L), aporte térmico, respingo, escamas, aparência, dureza e teor de ferrita (FN).

Figura 33 - Experimentos 1 ao 9 do Box-Behken com ER347LSi



Fonte: Autor (2024)

Figura 34 - Experimentos 10 ao 17 do Box-Behnken com ER347LSi



Fonte: Autor (2024)

4.2.1 Análise da resposta H/L

O desempenho estatístico do modelo preditivo da razão H/L foi avaliado por meio do resumo de ajuste apresentado na Tabela 22 e da comparação gráfico-analítica entre valores observados e preditos, conforme ilustrado na Figura 35. O coeficiente de determinação R^2 indicou que 87,85% da variabilidade total da resposta é explicada pelas variáveis independentes incluídas no modelo, o que representa um bom grau de explicação global. No entanto, o valor reduzido do R^2 ajustado sugere que a inclusão de termos com baixa significância estatística compromete a robustez analítica do modelo, sinalizando a necessidade de reduzir sua complexidade para melhorar a qualidade da predição. A análise do RMSE demonstrou baixa

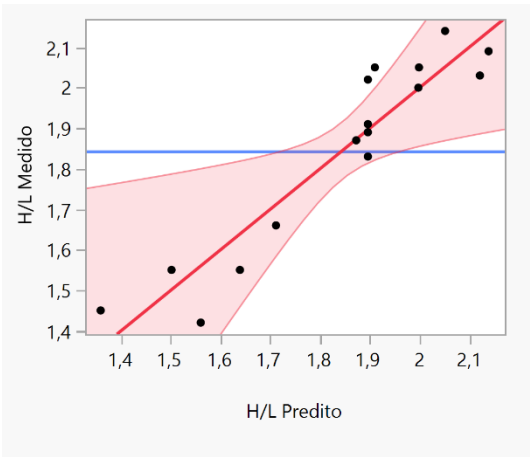
dispersão dos resíduos em relação à média da resposta, reforçando a precisão do modelo dentro da faixa experimental avaliada.

Tabela 22 - Resumo do ajuste de H/L

R ²	0,87853
R ² ajustado	0,722354
RMSE	0,123024
Média da Resposta	1,843529
Observações (soma dos pesos)	17

Fonte: Autor (2024)

Figura 35 - Gráfico dos valores medidos vs. Preditos de H/L



Fonte: Autor (2024)

A análise conjunta da ANOVA e do PRESS para a resposta H/L, apresentadas nas Tabela 23 e Tabela 24, respectivamente, permite avaliar tanto a significância estatística do modelo quanto sua capacidade preditiva. A ANOVA indica um valor-p global de 0,0165, evidenciando que o modelo completo (com todos os termos incluídos) é estatisticamente significativo ao nível de 5%, ou seja, rejeita-se a hipótese nula de que todas as variáveis explicativas são irrelevantes para a resposta. Tal resultado confirma que a variabilidade observada em H/L não é adequadamente descrita por um modelo puramente constante, reforçando a relevância do modelo proposto.

Tabela 23 - ANOVA para resposta H/L

Fonte	GL	Soma dos Quadrados	Quadrado Médio	Razão F
Modelo	9	0,76624324	0,085138	5,6252
Erro	7	0,10594500	0,015135	valor-p
C. Total	16	0,87218824		0,0165

Fonte: Autor (2024)

A análise do PRESS para a resposta H/L, apresentada na Tabela 24, revela limitação na capacidade preditiva do modelo ajustado. O valor elevado do SSE (1,344) e o $RMSE_{PRESS}$ (0,281), em relação à média da resposta, aliados ao coeficiente R^2_{PRESS} negativo (-0,5410), indicam que o modelo apresenta desempenho inferior ao de um modelo nulo na predição de dados externos à amostra. A discrepância entre o bom ajuste interno ($R^2 = 0,8785$) e a baixa capacidade de generalização é um indicativo clássico de sobreajuste, associado à presença de termos com baixa significância estatística. Esse resultado reforça a necessidade de reavaliação do modelo, com foco na eliminação de termos redundantes ou não significativos para melhorar sua robustez preditiva.

Tabela 24 - PRESS para a resposta H/L

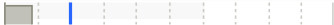
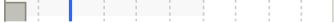
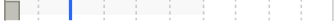
Resíduo	SSE	RMSE	R^2
PRESS	1,344	0,28117401	-0,5410
Ordinário	0,105945	0,12302439	0,8785

Fonte: Autor (2024)

Embora o modelo completo proposto para H/L seja significativo de forma global, a presença de fatores irrelevantes prejudica sua capacidade preditiva. Com isso, recomenda-se a simplificação do modelo para melhorar a generalização e obter um modelo mais confiável e robusto para predições futuras.

Embora o modelo completo da resposta H/L tenha se mostrado estatisticamente significativo de forma global, a presença de termos com baixa significância estatística comprometeu sua capacidade de generalização, conforme indicado pelo R^2_{PRESS} negativo. Para aprimorar o desempenho preditivo, procedeu-se à simplificação do modelo por meio do método *stepwise backward*, com base na Tabela 25. Nesse processo, foram eliminados os efeitos cujo valor-p ultrapassou 0,05, critério que indica ausência de contribuição estatisticamente relevante. A análise resultante revelou que apenas dois fatores apresentaram significância estatística: DBPC (valor-p = 0,00052) e Vs (valor-p = 0,02933), os quais foram mantidos no modelo reduzido. Por outro lado, termos como Val_PT, bem como as interações Vs*Val_PT, DBPC*Vs e DBPC*DBPC, apresentaram valor-p elevados, caracterizando efeitos desprezíveis sobre a resposta e justificando sua exclusão do modelo final.

Tabela 25 - Resumo dos efeitos para o modelo H/L

Fonte	Logworth		valor-p
DBPC(15,30)	3,281		0,00052
Vs(18,28)	1,533		0,02933
Vs*Va_PT	0,830		0,14804
Va_PT(4,6)	0,625		0,23697
DBPC*Vs	0,419		0,38102
DBPC*DBPC	0,369		0,42746
Vs*Vs	0,347		0,44967
Va_PT*Va_PT	0,079		0,83452
DBPC*Va_PT	0,073		0,84475

Fonte: Autor (2024)

A exclusão dos fatores estatisticamente não significativos contribuiu para a mitigação do sobreajuste previamente identificado na análise PRESS do modelo completo (Tabela 24), cujo R^2_{PRESS} negativo refletia desempenho insatisfatório fora da amostra de ajuste. A Tabela 26 apresenta o resumo dos efeitos mantidos no modelo reduzido para a resposta H/L, consolidando a simplificação baseada nos critérios de significância estatística e aprimoramento da capacidade preditiva.

Tabela 26 - Resumo dos efeitos para o modelo H/L reduzido

Fonte	Logworth		valor-p
DBPC(15,30)	4,554		0,00003
Vs(18,28)	1,810		0,01550

Fonte: Autor (2024)

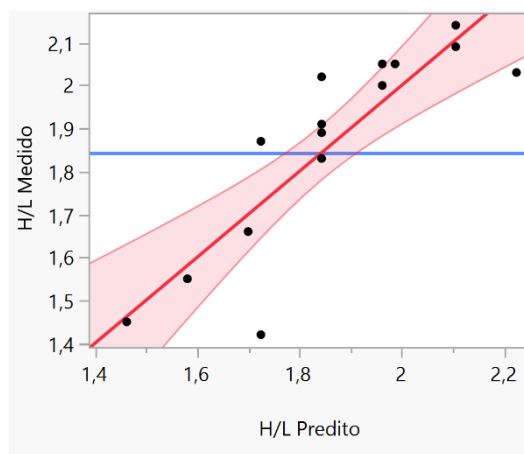
A Figura 36 apresenta o gráfico de dispersão entre os valores observados e os valores preditos para o modelo reduzido da resposta H/L, enquanto a Tabela 27 resume os indicadores estatísticos de ajuste do modelo. Esses resultados complementam a análise pós-simplificação, permitindo avaliar a qualidade da predição após a remoção dos efeitos não significativos.

Tabela 27 - Resumo do ajuste do modelo H/L reduzido

R^2	0,7614
R^2_{ajustado}	0,7273
RMSE	0,1219
Média da Resposta	1,843
Observações (soma dos pesos)	17

Fonte: Autor (2024)

Figura 36 - Gráfico dos valores medidos vs. preditos do modelo reduzido de H/L



Fonte: Autor (2024)

O modelo completo apresentou R^2 de 0,8785, indicando que 87,85% da variabilidade da resposta foi explicada pelas variáveis incluídas. No entanto, o R^2 ajustado de 0,7223 sugere que parte dos termos incorporados não contribuiu de forma estatisticamente significativa, caracterizando possível excesso de complexidade. Embora o RMSE de 0,1230 aponte boa precisão preditiva interna, o risco de sobreajuste permanece elevado. Por sua vez, o modelo reduzido apresentou um R^2 inferior (0,7613), mas com R^2 ajustado ligeiramente superior (0,7272), refletindo uma estrutura mais eficiente e concisa. O RMSE do modelo reduzido (0,1219) também foi marginalmente menor, o que evidencia ganho em capacidade preditiva com menor complexidade.

A comparação entre os resultados do PRESS nos modelos completo (Tabela 24) e reduzido (Tabela 28) demonstra melhoria expressiva na capacidade preditiva após a simplificação do modelo. O SSE do PRESS foi reduzido de 1,344 para 0,3241 e o RMSE passou de 0,2812 para 0,1381, indicando menor dispersão dos resíduos de predição. Houve também inversão no sinal do R^2 PRESS, que evoluiu de um valor negativo (-0,5410), característico de sobreajuste, para um valor positivo (0,6284), evidenciando maior capacidade de generalização. Esses resultados confirmam que o modelo reduzido oferece desempenho preditivo superior, mantendo a consistência estatística do ajuste.

Tabela 28 - PRESS para a resposta H/L com modelo reduzido

Residual	SSE	RMSE	R^2
Press	0,3240	0,1381	0,6284
Ordinário	0,2081	0,1219	0,7614

Fonte: Autor (2024)

A comparação entre as tabelas ANOVA do modelo completo () e o modelo reduzido () evidencia a melhor adequação do modelo reduzido. Enquanto o valor-p global do modelo completo foi 0,0165, o modelo reduzido apresentou um valor-p $< 0,0001$, indicando maior robustez estatística. Apesar da redução no GL de 9 para 2, a soma dos quadrados do modelo reduzido (0,6641) é próxima à do completo (0,7662). Embora a redução do GL limite as informações disponíveis para ajustar o modelo, prejudicando a captura de variações detalhadas, os termos removidos têm baixa contribuição, preservando a eficiência na explicação da variabilidade. O leve aumento no erro (de 0,1059 para 0,2081) é compensado pela simplicidade e confiabilidade do modelo reduzido para interpretações e previsões futuras.

A análise comparativa entre as Tabela 23 e Tabela 29, referentes às ANOVAs dos modelos completo e reduzido da resposta H/L, revela desempenho estatístico superior do modelo simplificado. Enquanto o modelo completo apresentou valor-p global de 0,0165, o modelo reduzido alcançou valor-p inferior a 0,0001, indicando maior significância estatística, mesmo com a redução dos graus de liberdade de 9 para 2. A soma dos quadrados explicada pelo modelo reduzido (0,6641) manteve-se próxima à do modelo completo (0,7662), demonstrando que os termos removidos não contribuíam de forma relevante para a explicação da resposta. Embora o erro residual tenha aumentado de 0,1059 para 0,2081, esse acréscimo é compensado pela adoção de um modelo de menor complexidade paramétrica, o que favorece maior estabilidade estatística e facilita sua interpretação e aplicação preditiva.

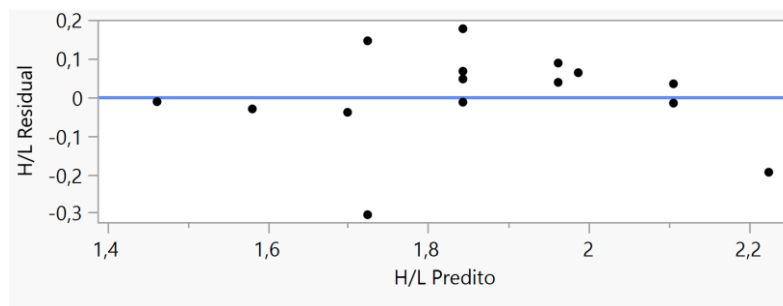
Tabela 29 - ANOVA para modelo reduzido da resposta H/L

Fonte	GL	Soma dos Quadrados	Quadrado Médio	Razão F
Modelo	2	0,6640	0,3320	22,3348
Erro	14	0,2081	0,0148	valor-p
C. Total	16	0,8721		$<,0001$

Fonte: Autor (2024)

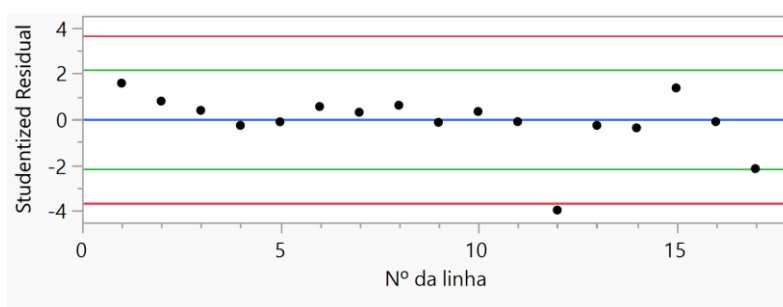
O gráfico de resíduos *versus* valores preditos verifica padrões não aleatórios, como heterocedasticidade, enquanto o gráfico de resíduos Studentizados identifica *outliers* e pontos influentes com base em limites críticos. O gráfico apresentado na Figura 37 do modelo H/L reduzido não apresenta padrões significativos, indicando bom ajuste, com pequenos desvios nos extremos. Já o gráfico da Figura 38 confirma essa adequação, com a maioria dos resíduos dentro dos limites, exceto um possível *outlier* próximo a -4. Ambos os gráficos sugerem um ajuste confiável, com desvios residuais que não comprometem a validade do modelo reduzido.

Figura 37 - Gráfico de Resíduos vs. Valores Preditos para modelo reduzido H/L



Fonte: Autor (2024)

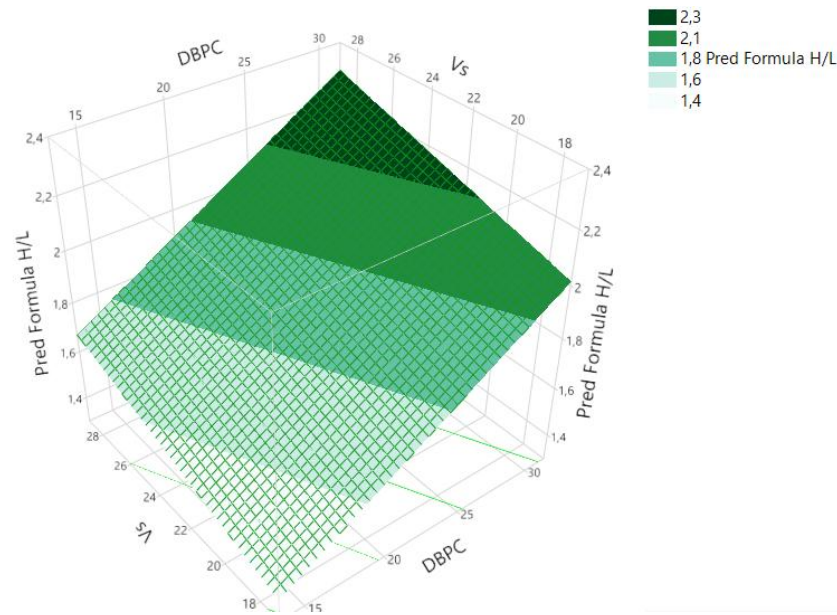
Figura 38 - Gráfico de Resíduos Studentizados para modelo reduzido H/L



Fonte: Autor (2024)

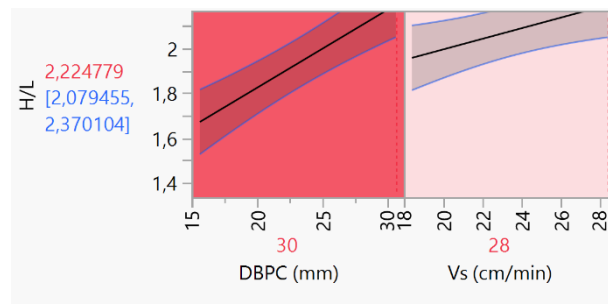
As Figura 39 e Figura 40 apresentam, respectivamente, a superfície de resposta e o perfil de predição do modelo reduzido da razão H/L, destacando a sensibilidade da resposta às variáveis DBPC e Vs. O aumento de DBPC está associado à maior estabilidade do arco, promovendo maior altura e menor largura do cordão, o que resulta no aumento da razão H/L. Em contrapartida, elevações em Vs reduzem o aporte térmico por unidade de comprimento, limitando o espalhamento lateral da poça de fusão e contribuindo para o aumento da razão. Por outro lado, valores reduzidos de Vs intensificam a interação térmica, favorecendo o alargamento do cordão e, conseqüentemente, reduzindo a H/L. A superfície plana observada na Figura 39 evidencia a ausência de curvaturas ou efeitos quadráticos significativos, o que é coerente com os resultados da Tabela 26, que não indicaram interações estatisticamente relevantes entre os fatores.

Figura 39 - Superfície de resposta para H/L reduzida



Fonte: Autor (2024)

Figura 40 - Perfil de predição da resposta H/L reduzida no Box-Behnken



Fonte: Autor (2024)

A Figura 21 indica que a V_{a_PT} possui influência secundária sobre a razão H/L. No entanto, seu ajuste pode favorecer a transição do regime de transferência metálica para o modo spray, caracterizado por gotas menores, maior frequência de transferência e redução de respingos, o que contribui para a formação de cordões mais estáveis e com melhor acabamento superficial ((Arunkumar *et al.*, 2023; Węglowski; Huang; Zhang, 2008). Quando combinada ao aumento de V_s , essa condição também favorece a elevação da taxa de deposição, otimizando a produtividade do processo. Embora, na ausência de modo sinérgico, a corrente não seja diretamente modulada pela V_s , pequenas variações nesta variável afetam a morfologia do cordão e a dinâmica térmica da poça de fusão, podendo alterar indiretamente o regime de transferência metálica e, com isso, influenciar a estabilidade do arco e o desempenho do processo.

Por fim, o modelo reduzido de H/L proposto é regido pela Equação 8:

$$H/L [mm] = 1,8436 + 0,2625 \times \left(\frac{(DBPC - 22,5)}{7,5} \right) + 0,1187 \times \left(\frac{Vs - 23}{5} \right) \quad (8)$$

4.2.2 Análise da resposta Dureza

Conforme apresentado na Tabela 30, o modelo resultou em RMSE de 6,51 para uma média de 202,09, resultando em NRMSE (*Normalized Root Mean Square Error* – Erro Quadrático Médio da Predição Normalizado) $\approx 3,22\%$. O NRMSE é calculado como $NRMSE = RMSE/\text{média da resposta}$ e expressa o erro quadrático médio da predição em relação à escala dos dados. Segundo a literatura, valores de NRMSE inferiores a 5% são considerados indicativos de desempenho preditivo “bom” ou “excelente” em modelos aplicados à engenharia (Liu; Zhou; Li, 2024; Usevičiūtė *et al.*, 2025). Esse resultado revela que os resíduos do modelo são baixos frente à variação típica dos valores de dureza. Entretanto, o R^2 ajustado próximo de zero evidencia que o modelo explica uma fração limitada da variabilidade total dos dados, devendo ser utilizado prioritariamente para identificar tendências gerais, com cautela na análise detalhada dos efeitos das variáveis.

Tabela 30 - Resumo do ajuste da dureza

R^2	0,5703
R^2 ajustado	0,0179
RMSE	6,5067
Média das Respostas	202,0941
Observações (soma dos pesos)	17

Fonte: Autor (2024)

Conforme apresentado na Tabela 31, os termos quadráticos e as interações avaliados pelo modelo Box-Behnken não alcançaram significância estatística, indicando que, nas condições experimentais analisadas, tais efeitos não contribuem de forma relevante para a predição da dureza. A Figura 41, que compara os valores medidos e preditos, evidencia uma dispersão considerável dos pontos em relação à linha de identidade, o que reflete a baixa capacidade explicativa do modelo, conforme indicado pelo R^2 ajustado próximo de zero, limitando sua aplicação para fins de otimização quantitativa. Esse padrão de dispersão sugere que fatores não incluídos no modelo ou a amplitude limitada dos parâmetros estudados podem estar restringindo o ajuste, sendo recomendada a ampliação da amostra, a revisão das variáveis envolvidas ou a adoção de abordagens preditivas mais robustas. Apesar dessas limitações, os resultados obtidos permitem identificar tendências gerais para direcionar novos ensaios, o que

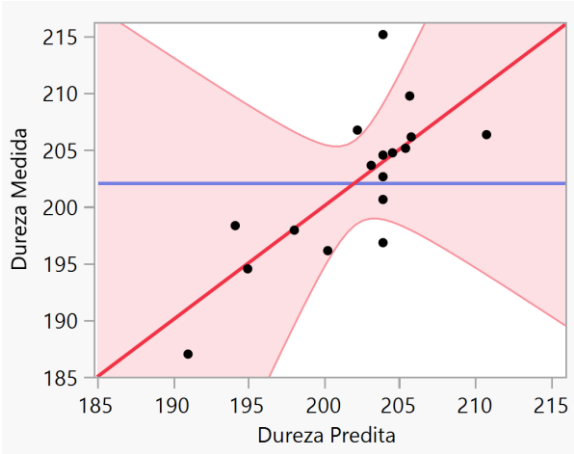
é particularmente relevante em processos WAAM, onde durezas elevadas na ZTA aumentam a suscetibilidade à formação de trincas e podem comprometer a integridade estrutural da junta.

Tabela 31 - Resumo dos efeitos para o modelo de dureza

Fonte	Logworth		valor-p
Va_PT(4,6)	0,836		0,1459
Vs(18,28)	0,785		0,1641
Vs*Vs	0,580		0,2629
Vs*Va_PT	0,520		0,3019
DBPC*Va_PT	0,346		0,4504
DBPC*DBPC	0,251		0,5609
Va_PT*Va_PT	0,248		0,5649
DBPC*Vs	0,105		0,7843
DBPC(15,30)	0,081		0,8300

Fonte: Autor (2024)

Figura 41 - Gráfico dos valores medidos vs. preditos do modelo de dureza



Fonte: Autor (2024)

A análise de variância (ANOVA) para o modelo de dureza, apresentada na Tabela 32, resultou em um valor-p de 0,4947, consideravelmente superior ao limiar convencional de 0,05 para um intervalo de confiança de 95%. Isso indica ausência de evidências estatísticas para rejeitar a hipótese nula, que pressupõe que todos os coeficientes do modelo são iguais a zero e, portanto, que não há efeitos significativos dos fatores considerados sobre a dureza. Paralelamente, a análise do erro de predição PRESS, mostrada na Tabela 33, revelou um R^2 preditivo negativo (−1,9229), o que indica que o modelo possui desempenho inferior ao de uma predição baseada apenas na média dos dados, evidenciando sua incapacidade de generalizar para novas observações. Os valores de SSE (296,3605) e RMSE (6,5067) ordinários já refletem a baixa qualidade do ajuste, com o resultado negativo do PRESS reforçando a fragilidade preditiva do modelo.

Tabela 32 - ANOVA para modelo de dureza

Fonte	GL	Soma dos Quadrados	Quadrado Médio	Razão F
Modelo	9	393,4089	43,7121	1,0325
Erro	7	296,3605	42,3372	valor-p
C. Total	16	689,7694		0,4947

Fonte: Autor (2024)

Tabela 33 - PRESS para resposta dureza

Resíduo	SSE	RMSE	R ²
Press	2016,1412	10,8902	-1,9229
Ordinário	296,3605	6,50670	0,5703

Fonte: Autor (2024)

O modelo de dureza apresentou limitações significativas, evidenciadas pelo baixo R^2 e R^2 ajustado, R^2_{PRESS} negativo e valor-p elevado na ANOVA, indicando ausência de significância estatística nos fatores avaliados. Essas métricas refletem a incapacidade preditiva e a baixa qualidade do ajuste, razão pela qual equações, análises de resíduos e superfícies de resposta não foram incluídas no trabalho. No entanto, ao definir a dureza como condição de contorno minimizada no modelo Box-Behnken, espera-se influenciar os resultados e orientar os ajustes dos parâmetros. A minimização da dureza na WAAM pode melhorar a resistência e tenacidade, reduzir o risco de trincamento e diminuir as tensões residuais, fatores que potencialmente aumentam a durabilidade e a resistência à fadiga dos produtos manufaturados.

4.2.3 Análise da resposta Teor de Ferrita

Nesse trabalho, manter o teor de ferrita (FN) entre 4 e 8 é recomendado para a integridade do metal de solda em aços inoxidáveis austeníticos 347LSi. Teores entre 5 e 8 FN mitigam o trincamento a quente, relevante em aplicações de alta temperatura. Valores acima de 8 FN promovem a decomposição da ferrita- δ em temperaturas superiores a 550 °C, formando carbeto e fases deletérias (como $M_{23}C_6$, sigma, chi e Laves), que comprometem resistência à corrosão intergranular, tenacidade, ductilidade e fluência. Já valores abaixo de 4 FN aumentam o trincamento a quente, prejudicando o desempenho em condições críticas. (Asta; Ríos; Cambiasso, 2018; Wang; Chen; Rong, 2020a; Wegrzyn, 1992b).

A análise da Tabela 34 evidencia as limitações do modelo ajustado para o teor de ferrita. Embora o R^2 de 0,53 aponte para uma capacidade moderada de explicação da variabilidade observada, o valor negativo do R^2 ajustado (-0,0752) revela que, ao considerar a penalização por variáveis irrelevantes, o modelo perde representatividade estatística, sugerindo que a

inclusão de fatores sem efeito significativo compromete a robustez do ajuste. O RMSE de 1,25, quando comparado à média dos dados (4,02), indica que os resíduos apresentam dispersão elevada, dificultando o uso do modelo para predições confiáveis ou para extração de relações precisas entre variáveis e o teor de ferrita.

Tabela 34 - Resumo do ajuste do teor de ferrita

R ²	0,5295
R ² ajustado	-0,0752
RMSE	1,2467
Média das respostas	4,01960
Observações (soma dos pesos)	17

Fonte: Autor (2024)

Embora o modelo Box-Behnken tenha incluído termos quadráticos e interações entre os fatores, a análise estatística apresentada na Tabela 35 evidencia que nenhum desses efeitos alcançou significância estatística, como demonstrado pelos elevados valores de valor-p associados. Esse resultado indica que as variações observadas no teor de ferrita não podem ser atribuídas de forma robusta aos parâmetros estudados, comprometendo a validade do modelo preditivo e limitando a possibilidade de identificar relações confiáveis ou de construir superfícies de resposta representativas para essa variável.

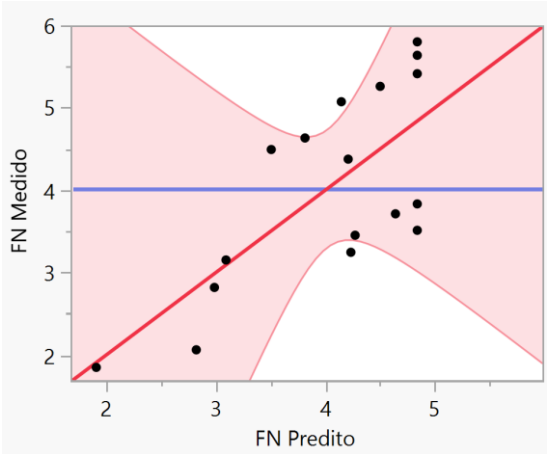
Tabela 35 - Resumo dos efeitos para o modelo de teor de ferrita

Fonte	Logworth		valor-p
Va_PT*Va_PT	0,968		0,1075
Va_PT(4,6)	0,668		0,2148
DBPC*DBPC	0,512		0,3076
DBPC*Va_PT	0,389		0,4082
Vs(18,28)	0,217		0,6061
DBPC*Vs	0,104		0,7870
Vs*Va_PT	0,059		0,8720
Vs*Vs	0,027		0,9399
DBPC(15,30)	0,007		0,9839

Fonte: Autor (2024)

O gráfico de dispersão entre os valores medidos e preditos, apresentado na Figura 42, evidencia uma distribuição dos pontos amplamente dispersa e sem alinhamento à linha de identidade (linha ideal em vermelho). Esse padrão reflete resíduos elevados, ou seja, grandes diferenças entre valores observados e estimados, indicando baixa aderência do modelo aos dados experimentais. Tal configuração revela que o modelo é incapaz de explicar a variabilidade observada, sugerindo que as variáveis analisadas não possuem correlação significativa nem representatividade estatística suficiente para descrever adequadamente as condições do processo estudado.

Figura 42 - Gráfico dos valores medidos vs. preditos do modelo de teor de ferrita



Fonte: Autor (2024)

A Tabela 36 apresenta a análise de variância (ANOVA) do modelo ajustado para o teor de ferrita, na qual se observa um valor-p de 0,5836 — substancialmente superior ao limiar convencional de 0,05 considerado para um intervalo de confiança de 95%. Esse resultado indica que não há evidências estatísticas suficientes para rejeitar a hipótese nula no teste F, segundo a qual os fatores avaliados não exercem efeitos significativos sobre o teor de ferrita. Assim, o modelo não apresenta suporte estatístico para explicar a variabilidade observada nessa resposta.

Tabela 36 - ANOVA para modelo do teor de ferrita

Fonte	GL	Soma dos Quadrados	Quadrado Médio	Razão F
Modelo	9	12,2499	1,3611	0,8756
Erro	7	10,8812	1,5544	valor-p
C. Total	16	23,1312		0,5836

Fonte: Autor (2024)

O índice PRESS apresentado na Tabela 37 evidencia a limitação preditiva do modelo, sendo que o valor negativo de R^2_{PRESS} (−3,6191) indica que a capacidade do modelo de prever novas observações é inferior até mesmo à obtenção de estimativas baseadas apenas na média dos dados observados. Essa discrepância entre valores previstos e observados destaca não apenas a baixa eficácia preditiva, mas também limitações relevantes no ajuste estatístico e na representatividade dos parâmetros incluídos no modelo.

Tabela 37 - PRESS para resposta teor de ferrita

Resíduo	SSE	RMSE	R ²
Press	106,8444	2,5069	-3,6191
Ordinário	10,8812	1,2467	0,5296

Fonte: Autor (2024)

O baixo valor de R^2 observado tanto nos modelos de dureza quanto nos de teor de ferrita decorre, em grande parte, da anisotropia intrínseca ao processo WAAM, que promove solidificação direcional sob intensos gradientes térmicos, resultando em uma microestrutura altamente heterogênea. Essa heterogeneidade afeta não apenas as propriedades mecânicas, como a dureza, mas também a formação, quantidade e distribuição das fases, especialmente a ferrita. Variações locais nas taxas de resfriamento, nas dimensões da poça de fusão e nos aportes térmicos favorecem a segregação de elementos e a evolução microestrutural não uniforme, ampliando a dispersão dos resultados experimentais (Chechik *et al.*, 2021; Duraisamy, R. *et al.*, 2021; Hadjipantelis *et al.*, 2022). Como consequência, surgem flutuações microestruturais que não são capturadas pelos modelos estatísticos empregados, limitando sua capacidade explicativa e justificando o baixo R^2 . Esse cenário fundamenta a opção por não utilizar tais modelos para predições quantitativas confiáveis neste estudo.

Apesar das limitações preditivas, os modelos desenvolvidos foram apenas aplicados para identificar tendências gerais e estabelecer condições de contorno no planejamento Box-Behnken. Para o teor de ferrita, adotou-se como referência o intervalo de 4 a 8 FN, amplamente reconhecido na literatura como ideal para minimizar o risco de trincamento a quente e mitigar a formação de fases deletérias em aços inoxidáveis austeníticos processados por soldagem. Essa faixa foi utilizada como critério de restrição para definição das condições experimentais otimizadas, contribuindo para a seleção de parâmetros que promovam maior integridade estrutural e estabilidade microestrutural no processo WAAM.

4.2.4 Análise da resposta Aporte Térmico

O aporte térmico exerce influência direta sobre as propriedades geométricas e mecânicas das paredes manufaturadas por WAAM, pois determina o balanço entre a energia fornecida, o ciclo térmico experimentado por cada camada e a quantidade de material fundido e solidificado. Reduções no aporte térmico contribuem para a diminuição da largura da ZTA, favorecem a solidificação mais rápida e a formação de grãos mais refinados, o que se traduz em melhores propriedades mecânicas, menor suscetibilidade ao crescimento excessivo de grão e redução das tensões residuais induzidas durante o resfriamento (Kannan; Arulmurugan; Manikandan, 2025).

O ajuste do modelo para o aporte térmico, conforme demonstrado na Tabela 38, apresentou R^2 de 0,3754 e R^2 ajustado negativo (-0,4276), indicando capacidade explicativa limitada e penalização severa decorrente da inclusão de variáveis irrelevantes. Essa limitação é corroborada pelo elevado valor-p observado na ANOVA (Tabela 39) e pelo resumo dos efeitos

(Tabela 40), os quais evidenciam a ausência de significância estatística nos fatores analisados. O gráfico de dispersão apresentado na Figura 43 exibe ampla dispersão dos pontos em relação à linha de regressão, refletindo altos resíduos e a consequente incapacidade do modelo estatístico de capturar de maneira precisa a variabilidade observada nos dados experimentais.

Tabela 38 - Resumo do ajuste do aporte térmico

R ²	0,3754
R ² ajustado	-0,4279
RMSE	1,5201
Média das Respostas	2,1505
Observações (soma dos pesos)	17

Fonte: Autor (2024)

Tabela 39 - ANOVA para modelo do aporte térmico

Fonte	GL	Soma dos Quadrados	Quadrado Médio	Razão F
Modelo	9	9,7228	1,0803	0,4675
Erro	7	16,1750	2,3107	valor-p
C. Total	16	25,897894		0,8573

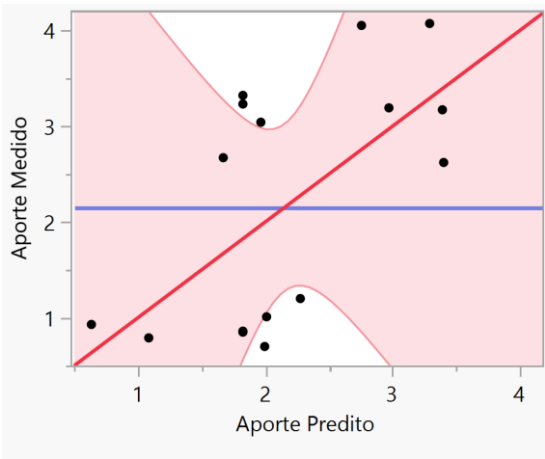
Fonte: Autor (2024)

Tabela 40 - Resumo dos efeitos para o modelo do aporte térmico

Fonte	Logworth		valor-p
DBPC*Va_PT	0,768		0,1707
Va_PT*Va_PT	0,309		0,4912
Vs*Vs	0,282		0,5229
Vs*Va_PT	0,265		0,5437
DBPC*DBPC	0,182		0,6583
Va_PT(4,6)	0,156		0,6977
Vs(18,28)	0,113		0,7711
DBPC*Vs	0,066		0,8590
DBPC(15,30)	0,005		0,9892

Fonte: Autor (2024)

Figura 43 - Gráfico dos valores medidos vs. preditos do modelo do aporte térmico



Fonte: Autor (2024)

Conforme apresentado na Tabela 41, o valor elevado de PRESS (157,4193) indica que o modelo ajustado possui baixa capacidade de generalização, não sendo capaz de representar adequadamente a variabilidade dos dados experimentais. Esse resultado sugere que, ao prever novos pontos, o modelo tende a apresentar erros significativamente elevados, evidenciando limitações tanto no ajuste quanto no potencial preditivo.

Tabela 41 - PRESS para resposta aporte térmico

Resíduo	SSE	RMSE	R ²
Press	157,4192	3,0430	-5,0785
Ordinário	16,17507	1,5201	0,3754

Fonte: Autor (2024)

Minimizar o aporte térmico no processo WAAM melhora as propriedades mecânicas, como a resistência à tração, ao reduzir a anisotropia e promover uma microestrutura mais uniforme. Esse controle térmico também favorece uma distribuição mais homogênea da dureza ao longo da peça, resultando em um desempenho superior em comparação a parâmetros que aumentam o calor inserido no material (Gowthaman; Jeyakumar; Sarathchandra, 2023).

4.2.5 Análise da resposta Respingo

A análise de respingos com o modelo reduzido apresentou $R^2 = 0,607143$, R^2 ajustado = 0,55102 e RMSE de 0,727029, conforme Tabela 42, indicando que o modelo captura razoavelmente bem as tendências gerais do comportamento dos respingos, mas tem limitações para predições precisas. O PRESS (Tabela 43), com valor de 8,854, reforça que o modelo é mais adequado para identificar padrões e variáveis influentes do que para prever novos dados com alta precisão.

Tabela 42 - Resumo do ajuste do modelo reduzido de respingo

R ²	0,6071
R ² ajustado	0,5510
RMSE	0,6798
Média das Respostas	1,8235
Observações (soma dos pesos)	17

Fonte: Autor (2024)

Tabela 43 - PRESS para modelo reduzido de respingo

Resíduo	SSE	RMSE	R ²
Press	8,8541	0,7216	0,4624
Ordinário	6,4705	0,6798	0,6071

Fonte: Autor (2024)

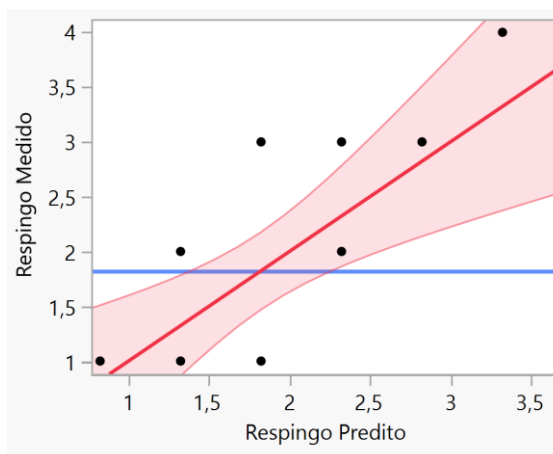
A ANOVA da Tabela 44 revelou um valor-p global de 0,0014, comprovando a significância estatística do modelo reduzido. O gráfico de valores medidos versus preditos do modelo reduzido de respingo, exibido na Figura 44, reforça que o modelo captura bem a tendência geral dos dados, embora apresente dispersão moderada e limitações na predição precisa, especialmente em valores extremos. Apesar dessa variabilidade, o modelo reduzido identifica os fatores de maior relevância no controle dos respingos durante o processo.

Tabela 44 - ANOVA para modelo reduzido de respingo

Fonte	GL	Soma dos quadrados	Quadrado Médio	Razão F
Modelo	2	10	5	10,8182
Erro	14	6,4705	0,4621	valor-p
C. Total	16	16,4705		0,0014

Fonte: Autor (2024)

Figura 44 - Gráfico dos valores medidos vs. preditos do modelo reduzido de respingo



Fonte: Autor (2024)

De acordo com a Tabela 45, a variável Va_{PT} foi a mais significativa no modelo reduzido de respingo, com valor-p = 0,00096, seguida de Vs , que apresentou valor-p = 0,05636. O aumento de Va_{PT} eleva a quantidade de respingos, conforme mostrado na Figura 21, devido ao maior volume de material fundido gerado. Como o processo não é sinérgico, ajustes automáticos não ocorrem para compensar o aumento no material fundido, o que gera instabilidade na transferência metálica e maior formação de respingos, podendo indicar uma transferência metálica por curto-circuito ao invés da transferência por *spray* desejada na aplicação. O aumento de Vs também contribui para maior geração de respingos, por elevar o aporte térmico por unidade de tempo, transferindo mais energia para a poça de fusão em menos tempo: esse comportamento pode intensificar a fragmentação do metal fundido e prejudicar a distribuição térmica, dificultando o controle da estabilidade do processo.

Tabela 45 - Resumo dos efeitos para o modelo reduzido de respingo

Fonte	Logworth		valor-p
Va_PT(4,6)	3,017		0,0009
Vs(18,28)	1,249		0,0563

Fonte: Autor (2024)

Embora DBPC não tenha sido incluída no modelo reduzido, sua influência nos respingos ainda é relevante, como indicado na Figura 21. O aumento de DBPC altera o comportamento do arco elétrico, tornando-o mais instável, o que prejudica o direcionamento das gotas de material fundido. Distâncias maiores reduzem a eficiência na transferência de calor para a poça de fusão, aumentando a dispersão do material fundido e, conseqüentemente, os respingos. Esses efeitos demonstram que, mesmo sem significância estatística, o controle de DBPC é importante para minimizar os respingos e estabilizar o processo.

Além da perda de material e pós processamento com a limpeza da solda realizada, os respingos também podem impactar nas propriedades mecânicas, como resistência à tração e ductilidade, ao introduzir descontinuidades no cordão de solda e criar defeitos superficiais que funcionam como concentradores de tensões (Brunov; Fed'ko; Solodskii, 2007). Os respingos podem levar à formação de inclusões de escória, aumentando o risco de ruptura entre as camadas (Wang *et al.*, 2022). Ajustes precisos em Va_PT, Vs e DBPC reduzem os respingos e melhoram a estabilidade no processo e qualidade na fabricação pelo WAAM.

4.2.6 Análise da resposta Escamas

O resumo do ajuste do modelo reduzido das escamas (Tabela 46) apresentou resultados robustos, com $R^2 = 0,9297$ e R^2 ajustado = 0,8749, demonstrando a excelente capacidade do modelo em explicar a variabilidade observada nos dados experimentais. O RMSE de 0,3651, associado à média das respostas de 2,7647, indica uma boa aproximação entre os valores medidos e preditos, garantindo a confiabilidade do modelo na avaliação qualitativa das escamas.

Tabela 46 - Resumo do ajuste do modelo reduzido de escamas

R^2	0,9296
R^2 ajustado	0,8749
RMSE	0,3651
Média das Respostas	2,7647
Observações (soma dos pesos)	17

Fonte: Autor (2024)

No resumo dos efeitos apresentado na Tabela 47, os valores-p confirmam que apenas os fatores estatisticamente significativos — DBPC, Vs e Va_PT — foram mantidos no modelo reduzido. A regularidade das escamas formadas durante o processo é diretamente condicionada pelo controle preciso desses parâmetros, uma vez que variações em DBPC, Vs e Va_PT impactam a dinâmica de deposição, a formação sequencial dos cordões e a morfologia superficial da parede soldada. O ajuste rigoroso desses fatores permite maximizar a uniformidade visual, promovendo maior estabilidade do processo e melhor qualidade superficial dos componentes obtidos por WAAM.

Tabela 47 - Resumo dos efeitos para o modelo reduzido de escamas

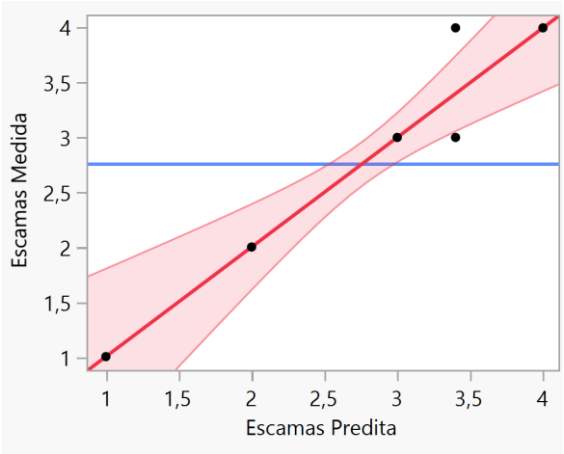
Fonte	Logworth		valor-p
DBPC(15,30)	4,543		0,0000
Vs(18,28)	2,423		0,0037
Va_PT(4,6)	2,423		0,0037
Vs*Va_PT	1,640		0,0229
DBPC*DBPC	1,491		0,0323
Vs*Vs	1,491		0,0323
Va_PT*Va_PT	1,491		0,0323

Fonte: Autor (2024)

O perfil de predição apresentado na Figura 21 revela que o aumento de Va_PT melhora o aspecto das escamas, enquanto o aumento de DBPC e Vs contribui para a piora dessa característica. O aumento de Va_PT está associado a uma alimentação controlada do material fundido, resultando em melhor deposição e na formação mais uniforme das escamas. Por outro lado, o aumento de DBPC (distância bico-peça) tende a aumentar a instabilidade do arco elétrico, favorecendo a formação irregular das gotas e comprometendo a regularidade das escamas. O aumento de Vs (velocidade de soldagem) reduz o tempo de interação térmica entre o arco e a poça de fusão, o que pode provocar resfriamento acelerado e interromper a deposição contínua do material, prejudicando a aparência das escamas.

O gráfico de valores medidos versus preditos da Figura 45 exibe uma forte concordância entre os dados experimentais e os valores ajustados, com os pontos próximos à linha de tendência e baixa dispersão residual. Isso reflete a consistência das avaliações qualitativas realizadas pelos avaliadores, que apresentam expertise no processo WAAM. A média das notas atribuídas demonstra alinhamento na percepção da qualidade das escamas, reforçando a confiabilidade do modelo.

Figura 45 - Gráfico dos valores medidos vs. preditos do modelo reduzido de escamas



Fonte: Autor (2024)

A ANOVA da Tabela 48 confirma a robustez do modelo com um valor-p de 0,0002, indicando que o modelo é altamente significativo para descrever a resposta escamas dentro do espaço amostral. O PRESS (Tabela 49), com valor de 1,875, reforça essa confiabilidade, demonstrando baixa variabilidade em validação cruzada e boa capacidade preditiva do modelo para estimar a uniformidade das escamas a partir dos fatores considerados.

Tabela 48 - ANOVA para modelo reduzido de escamas

Fonte	GL	Soma dos Quadrados	Quadrado Médio	Razão F
Modelo	7	15,8584	2,2655	16,9916
Erro	9	1,2	0,1333	valor-p
C. Total	16	17,0584		0,0002

Fonte: Autor (2024)

Tabela 49 - PRESS para o modelo reduzido de escamas

Resíduo	SSE	RMSE	R²
Press	1,875	0,3321	0,8901
Ordinário	1,2	0,3651	0,9297

Fonte: Autor (2024)

A presença de escamas homogêneas ao longo da superfície das paredes é indicativa de um regime de deposição estável e controlado, que favorece o refinamento de grãos na microestrutura. Esse refinamento, por sua vez, está diretamente associado à melhoria de propriedades mecânicas, especialmente o aumento da resistência à tração (Yao *et al.*, 2022). Os resultados demonstram que o controle preciso de Va_PT, Vs e DBPC é determinante para a obtenção de escamas regulares, promovendo desempenho microestrutural e geométrico superior nas paredes produzidas pelo processo WAAM.

4.2.7 Análise da resposta Aparência

A análise da resposta aparência no modelo de DOE apresenta limitações significativas na capacidade preditiva, refletidas nos valores de R^2 0,3231 e $R^2_{ajustado} = -0,5473$, conforme o resumo do ajuste da Tabela 50. O RMSE de 1,2254 indica dispersão elevada dos resíduos em relação à média das respostas (3,2059), o que reforça a dificuldade do modelo em ajustar os dados de maneira precisa, ainda levando em consideração que a resposta aparência é obtida de maneira qualitativa, através da média de um sistema de notas.

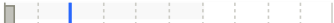
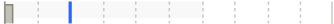
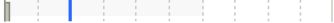
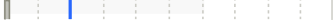
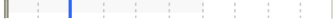
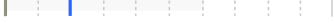
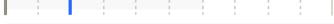
Tabela 50 - Resumo do ajuste do modelo da aparência

R^2	0,3230
$R^2_{ajustado}$	-0,5479
RMSE	1,2254
Média das Respostas	3,2058
Observações (soma dos pesos)	17

Fonte: Autor (2024)

O resumo dos efeitos da Tabela 51 mostra que nenhuma variável foi estatisticamente significativa para a aparência, com valores-p elevados em todas as fontes analisadas. Porém, o perfil de predição da Figura 21 revela que Va_{PT} e Vs influenciam a aparência da parede. O aumento de Va_{PT} tende a reduzir a aparência, provavelmente devido à maior deposição de material fundido, o que pode comprometer o alinhamento e gerar descontinuidades visuais. Já o aumento de Vs melhora a aparência, possivelmente em razão da redução do aporte térmico local e do refinamento do cordão, resultando em maior homogeneidade superficial.

Tabela 51 - Resumo dos efeitos para o modelo da aparência

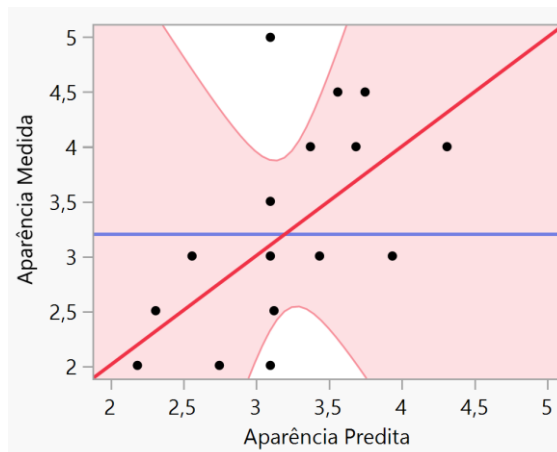
Fonte	Logworth		valor-p
DBPC* Va_{PT}	0,707		0,1963
$Vs(18,28)$	0,306		0,4941
$Vs*Va_{PT}$	0,252		0,5598
DBPC(15,30)	0,169		0,6782
$Vs*Vs$	0,126		0,7475
$Va_{PT}(4,6)$	0,107		0,7813
$Va_{PT}*Va_{PT}$	0,044		0,9035
DBPC*DBPC	0,029		0,9356
DBPC* Vs	0,000		1

Fonte: Autor (2024)

O gráfico de valores medidos versus preditos da Figura 46 evidencia a dispersão significativa dos dados ao redor da linha de tendência, com grande variabilidade nos resíduos. A área avermelhada, que representa os intervalos de confiança, é ampla devido ao baixo R^2 e ao R^2 ajustado negativo, indicando alta incerteza do modelo na predição, especialmente em

valores extremos. Mesmo com essas limitações, a tendência central ainda oferece uma referência geral sobre a resposta.

Figura 46 - Gráfico dos valores medidos vs. preditos do modelo da aparência



Fonte: Autor (2024)

A ANOVA da Figura 47 confirma a baixa capacidade explicativa do modelo, com um valor-p global de 0,9160. Esse resultado confirma que o modelo, na configuração atual, não apresenta poder estatístico para associar as variáveis estudadas à aparência da parede.

Figura 47 - ANOVA para modelo da aparência

Fonte	GL	Soma dos Quadrados	Quadrado Médio	Razão F
Modelo	9	5,0169	0,5574	0,3712
Erro	7	10,5125	1,5017	valor-p
C. Total	16	15,5294		0,9160

Fonte: Autor (2024)

Apesar das limitações, o modelo para a aparência cumpre um papel importante dentro da metodologia Box-Behnken. Como a resposta é qualitativa, as informações fornecidas ajudam a guiar a maximização da condição de contorno da aparência, que se integra a outras respostas qualitativas, como o respingo e as escamas, auxiliando a obter a maior relação H/L com: menor dureza, aporte e respingo, melhores definições nas escamas e a melhor aparência possível, simultaneamente. A aparência, ao envolver parâmetros como alinhamento, porosidade e homogeneidade, impacta diretamente a necessidade de retrabalho e os custos de manufatura, especialmente durante operações de usinagem e acabamento final.

4.3 VALIDAÇÃO DO MODELO BOX-BEHNKEN

A validação do modelo Box-Behnken foi conduzida seguindo os passos descritos a seguir para assegurar a confiabilidade dos resultados. Primeiramente, com o modelo Box-Behnken já gerado e alimentado com os dados experimentais de todas as corridas realizadas, foram solicitadas ao software JMP® 17 as previsões para a condição otimizada (OT) e para quatro corridas de validação denominadas VA 1, VA 2, VA 3 e VA 4. É importante destacar que as corridas de validação foram distintas das corridas experimentais executadas inicialmente no Box-Behnken, mas ainda dentro do espaço amostral definido pelos níveis dos fatores do planejamento experimental. O objetivo dessas previsões foi validar a capacidade do modelo em estimar os resultados experimentais com precisão e robustez.

A determinação das corridas de validação foi baseada na maximização da curva de desejabilidade composta, apresentada na Figura 21, com os seguintes critérios: maximização da relação H/L; minimização do aporte térmico; minimização dos respingos; maximização da definição das escamas; maximização da aparência; e minimização da dureza. Foi definido, ainda, que todos os teores de ferrita — incluindo baixo, médio, superior e a média — deveriam permanecer no intervalo de 4 a 8 FN. Com base nesses critérios, o modelo forneceu os intervalos de predição (IP 95%) das respostas, considerando um intervalo de confiança de 95%, previamente estabelecido para o modelo Box-Behnken.

As corridas de validação foram então executadas experimentalmente e as respostas obtidas foram comparadas aos intervalos preditivos fornecidos pelo modelo, apresentadas nas Tabela 52, Tabela 53, Tabela 54 e Tabela 55. Para a validação do modelo, cada resposta foi verificada em relação ao limite inferior (IP95% I) e ao limite superior (IP95% S) dos intervalos de predição. Todas as respostas obtidas nas corridas de validação VA 1, VA 2, VA 3 e VA 4 permaneceram dentro dos respectivos intervalos de predição fornecidos pelo modelo. Esse resultado confirma que o modelo Box-Behnken apresenta alta capacidade de previsão e confiabilidade, validando assim sua aplicação para a predição e otimização do processo.

Tabela 52 - Validação das respostas H/L e respingo

FATORES				H/L		RESPINGO			
CORRIDA	DBPC	VS	VA_PT	IP95% I	IP95% S	H/L	IP95% I	IP95% S	RESPINGO
OT	20	28	4,7	1,62	2	1,63	-0,3	3,76	1
VA 1	20	25	5	1,56	2,05	1,58	-0,28	3,47	2
VA 2	15	23	4,5	1,29	1,81	1,55	-1,02	3,07	1
VA 3	18	21	6	1,46	2,00	1,81	0,21	4,4	3
VA 4	30	20	5,5	1,82	2,36	2,08	0,06	4,3	3

Fonte: Autor (2024)

Tabela 53 - Validação das respostas escamas e aparência

FATORES				ESCAMAS		APARÊNCIA			
CORRIDA	DBPC	VS	VA_PT	IP95% I	IP95% S	ESCAMAS	IP95% I	IP95% S	APARÊNCIA
OT	20	28	4,7	1,23	3,55	3	0,28	7,14	4
VA 1	20	25	5	2,34	4,48	3	0,02	6,35	3
VA 2	15	23	4,5	2,42	4,75	4	-0,19	6,7	4
VA 3	18	21	6	2,62	5,01	3	-0,84	6,24	3
VA 4	30	20	5,5	0,87	3,28	3	0,18	7,33	3

Fonte: Autor (2024)

Tabela 54 - Validação das respostas FN e aporte

FATORES				FN		APORTE			
CORRIDA	DBPC	VS	VA_PT	IP95% I	IP95% S	FN	IP95% I	IP95% S	APORTE
OT	20	28	4,7	1,72	8,7	4,79	-1,8	6,7	0,69
VA 1	20	25	5	1,67	8,11	4,39	-2,15	5,71	0,78
VA 2	15	23	4,5	0,97	7,98	5,21	-1,98	6,57	0,89
VA 3	18	21	6	-1,22	5,98	3,88	-2,69	6,08	0,96
VA 4	30	20	5,5	0,16	7,44	1,96	-2	6,86	0,90

Fonte: Autor (2024)

Tabela 55 - Validação da resposta dureza

FATORES				DUREZA		
CORRIDA	DBPC	VS	VA_PT	IP95% I	IP95% S	DUREZA
OT	20	28	4,7	185,57	221,97	191
VA 1	20	25	5	188	221,61	200
VA 2	15	23	4,5	181,49	218,1	196
VA 3	18	21	6	191,17	228,73	194
VA 4	30	20	5,5	181,67	219,61	196

Fonte: Autor (2024)

4.4 CONDIÇÃO OTIMIZADA

Os modelos ajustados para análise do aporte, respingos, escamas e aparência fornecem uma base para compreender os parâmetros que influenciam a geometria, as propriedades mecânicas e o acabamento visual da parede fabricada pelo processo WAAM. Embora algumas variáveis não tenham apresentado significância estatística, tais respostas ainda foram utilizadas como condições de contorno para a otimização do processo.

A redução do aporte contribui para controlar a microestrutura e minimizar tensões residuais. A diminuição de respingos garante menor perda de material e uma fusão mais uniforme. A homogeneidade das escamas melhora a aparência e indica o refinamento do grão pelo processo GMAW-DP Superpulse, enquanto a aparência geral é diretamente relacionada à necessidade de retrabalhos e à eficiência no acabamento. Assim, os resultados obtidos auxiliam na identificação de condições otimizadas para a fabricação, integrando aspectos geométricos, mecânicos e visuais.

No processo WAAM utilizando nesse trabalho, o aumento DBPC reduz o aporte térmico na poça de fusão, resultando em cordões mais estreitos e altos, o que aumenta a relação H/L, como visto na Figura 21. Com o aumento da DBPC, o arco elétrico se alonga, dispersando o calor em uma região maior na área do arco antes de atingir a superfície, reduzindo a concentração de calor e limitando a largura do cordão. De forma similar, o aumento da Vs reduz o tempo de interação do arco com a peça, diminuindo o calor disponível para fundir o material e restringindo a poça de fusão, o que promove cordões mais estreitos e altos, elevando o valor da relação H/L. Essas condições melhoram a estabilidade dimensional, resolução e a precisão na deposição camada a camada.

A condição otimizada exibida na Figura 48, parametrizada de acordo com a Tabela 18, atende, simultaneamente, aos critérios estabelecidos para o Box-Behnken: maximizar H/L, escamas e aparência, minimizar aporte, respingo e dureza, e manter o teor de ferrita entre 4 e 8 FN. Essa configuração equilibra as respostas, garantindo que o parâmetro otimizado atenda a todas aos critérios citados, como demonstrado no perfil de predição da Figura 21.

Figura 48 - Imagem da condição otimizada do Box-Behnken



Fonte: Autor (2024)

Por fim, a parede final apresentada na Figura 49, foi construída a partir da deposição sobreposta de 160 passes de soldas utilizando a parametrização da condição otimizada. O tempo de construção foi estimado através do somatório do tempo de espera (5 minutos entre cada passe), movimentação do robô e soldagem (cerca de 1 minuto de tempo movimentação e soldagem por passe), totalizando em aproximadamente 14 horas de tempo de construção da parede final.

A temperatura do cordão prévio deve ser mantida inferior ou igual a 200 °C para inibir a precipitação da fase sigma, cuja formação está associada a tempos de resfriamento prolongados decorrentes de temperaturas interpasse elevadas (Akselsen *et al.*, 2021). Estudos com aço inoxidável 316L fabricado por WAAM demonstram que a redução da temperatura interpasse promove aumento da fração de ferrita delta, restringe a formação de fase sigma e

reduz a depleção localizada de elementos como Cr e Mo, resultando em melhor desempenho frente à corrosão por pite (Penot *et al.*, 2023). A associação entre baixas temperaturas interpasse e taxas elevadas de resfriamento contribui para a retenção de ferrita e estabilização microestrutural (Cunningham *et al.*, 2019). Considerando que o aço 347LSi apresenta microestrutura composta por austenita e ferrita delta em condições de manufatura aditiva, similar ao 316L, a limitação da temperatura interpasse a $\leq 200\text{ }^{\circ}\text{C}$ mostra-se tecnicamente adequada para controle da ZTA, prevenção de transformações indesejadas e manutenção das propriedades mecânicas e corrosivas.

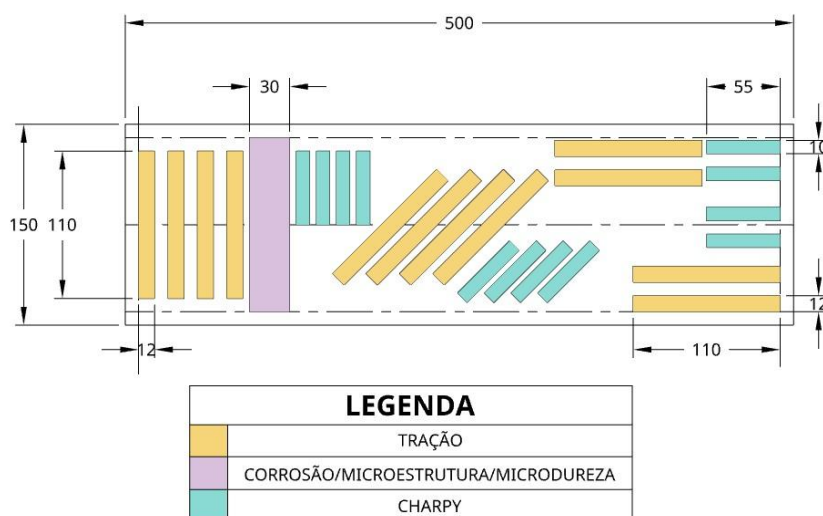
Figura 49 - Parede final oriunda da parametrização otimizada



Fonte: Autor (2024)

A partir dessa amostra, obteve-se todos os corpos de provas utilizados em todas as análises e ensaios presentes nesse trabalho, em acordo com o plano de corte da Figura 50.

Figura 50 - Plano de corte dos corpos de prova



Fonte: Autor (2024)

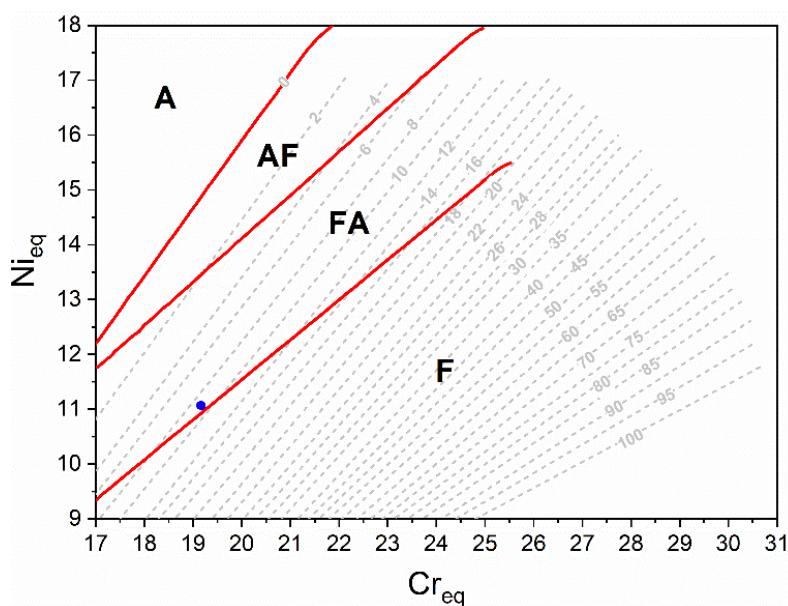
4.5 ANÁLISE E ENSAIOS NA AMOSTRA DA PAREDE OTIMIZADA

Esta seção apresenta a caracterização da parede otimizada produzida por WAAM GMAW-DP, com foco na previsão de solidificação, análises microestruturais e ensaios mecânicos. São discutidos os modos de solidificação, a distribuição de ferrita- δ , os resultados de microdureza, tração, impacto, além das morfologias observadas por MO, MEV e EDS, buscando estabelecer correlação entre microestrutura, propriedades e condições térmicas do processo.

4.5.1 Previsão da solidificação da amostra otimizada

Para prever o modo de solidificação do aço inoxidável 347LSi depositado via WAAM, calcula-se a razão C_{req}/N_{req} com base em sua composição química (Tabela 13), obtendo-se $C_{req} \approx 19,5$ e $N_{req} \approx 11,0$, resultando em $C_{req}/N_{req} \approx 1,77$. Esse valor coloca o 347LSi no domínio de solidificação ferrítico-austenítico (FA) do diagrama de WRC-1992 da Figura 51, próximo ao limite superior desse domínio (fronteira com o domínio ferrítico, F). Segundo os critérios de Lippold e Kotecki (2005) e Souza *et al.* (2022), uma razão nessa faixa indica solidificação do tipo FA com a seguinte sequência: $L \rightarrow L + \delta \rightarrow L + \delta + \gamma \rightarrow \delta + \gamma$, de acordo com a Tabela 3.

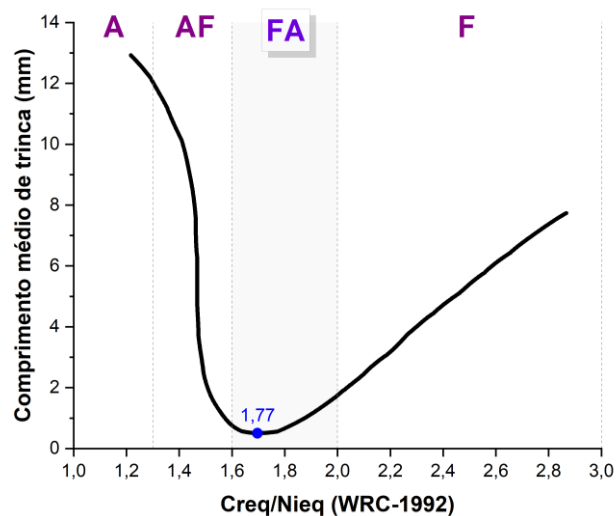
Figura 51 - Diagrama WRC-1992 com previsão do modo de solidificação do 347LSi (ponto azul)



Fonte: Adaptado de Kotecki *et al.* (1992) e Araújo *et al.* (2022)

Esse modo de solidificação do tipo *FA* é desejável porque a presença de ferrita- δ primária durante a solidificação aumenta a resistência ao trincamento a quente, solubilizando impurezas como S e P que, de outro modo, formariam filmes frágeis de baixo ponto de fusão ao final da solidificação. Como resultado, reduz-se a suscetibilidade às trincas de solidificação, apresentado na Figura 52, onde o teor de ferrita- δ entre 4 e 8 FN (faixa escolhida no planejamento experimental) tende a minimizar tanto a propensão quanto o comprimento médio de trincas de solidificação. Estudos como os de Wang *et al.* (2020b), Muhammed *et al.* (2020) e Alcantar-Mondragón *et al.* (2023) sugerem que uma microestrutura bifásica distribuída ($\delta + \gamma$) pode dissipar tensões térmicas de forma mais eficaz que uma totalmente austenítica, aumentando a resistência a choques térmicos e preservando a tenacidade em baixas temperaturas, desde que a fração de ferrita- δ seja baixa e bem dispersa.

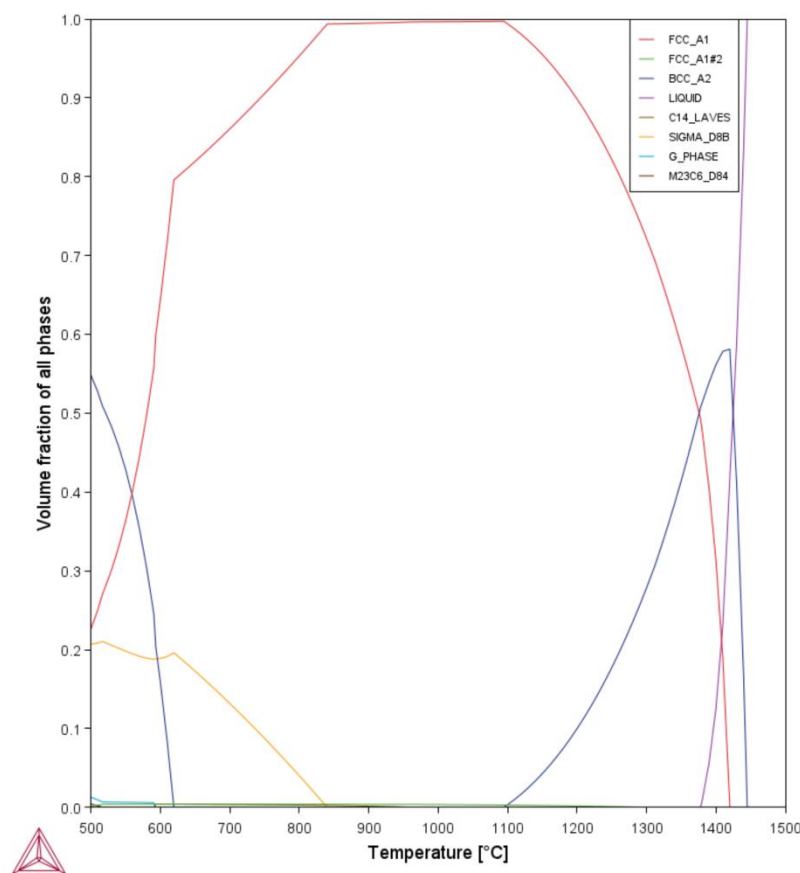
Figura 52 - Gráfico de susceptibilidade à trinca de solidificação baseado no WRC-1992



Fonte: Adaptado de O'Brien e Guzman (2015)

As simulações realizadas no Thermo-Calc® a seguir permitiram avaliar as fases esperadas e potenciais precipitados formados durante a solidificação e resfriamento, fatores que impactam as propriedades mecânicas, a resistência à corrosão e a integridade do material depositado. O diagrama de equilíbrio de fases calculado apresentando na Figura 53 mostra a evolução das frações de fase em função da temperatura para o aço 347LSi. Observa-se que, a partir de aproximadamente 1440 °C, inicia-se a solidificação do líquido com a nucleação de ferrita- δ (fase BCC_A2), comportamento típico de aços inoxidáveis austeníticos estabilizados como o 347, atribuído ao elevado teor de elementos alfa gênicos (formadores de ferrita) como Nb e Si, os quais elevam o Creq do sistema. Com a queda de temperatura, forma-se a fase austenita γ (FCC_A1), cuja fração volumétrica aumenta rapidamente às custas da ferrita- δ , substituindo progressivamente tal fase. Entre cerca de 1350 °C e 1100 °C, a austenita torna-se a fase predominante, atingindo praticamente 100% de fração volumétrica abaixo de 1100 °C.

Figura 53 - Diagrama de Fases com a composição do material de adição 347LSi



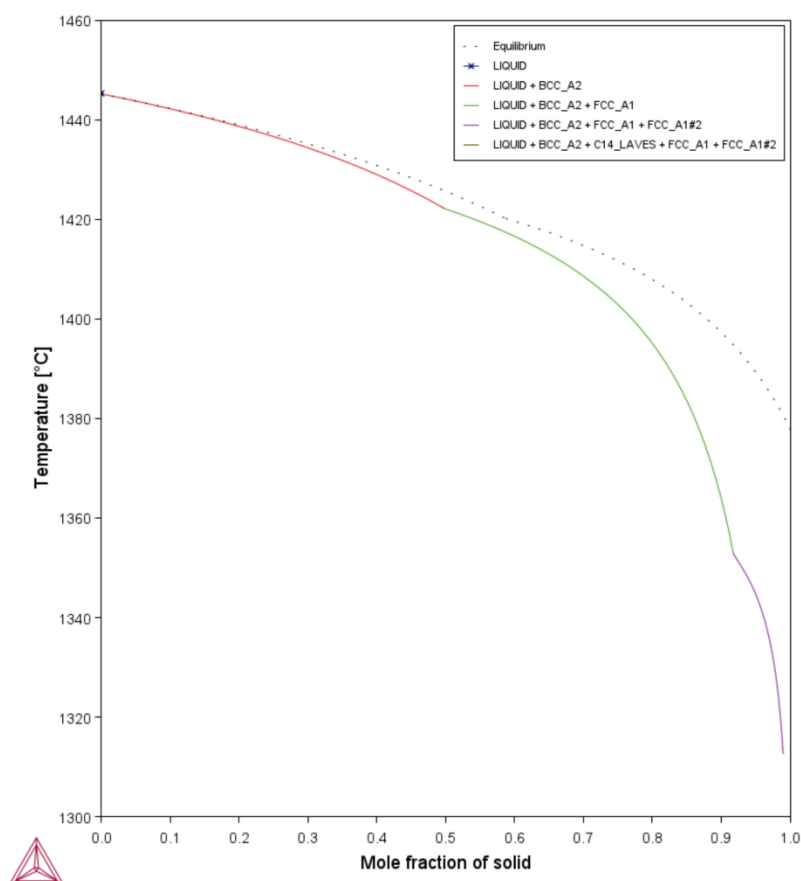
Fonte: Autor (2024)

Em temperaturas abaixo de 1100 °C, as simulações indicam a possível formação de fases intermetálicas deletérias, como a fase sigma σ (SIGMA_D8B) e a fase Laves (C14_LAVES), sobretudo em condições de exposições prolongadas nessa faixa de temperatura. A fase sigma (estrutura tetragonal rica em Cr e Mo) tende a precipitar em contornos de grão, tornando o material mais frágil e reduzindo sua resistência ao impacto. Já a fase Laves (hexagonal, rica em Nb e Mo) pode surgir devido à segregação desses elementos durante a solidificação, também prejudicando a ductilidade do aço. Em temperaturas inferiores a 700 °C, pode ocorrer a precipitação de carbonetos de cromo do tipo $M_{23}C_6$ (M23C6_D84), especialmente $Cr_{23}C_6$. Esse fenômeno é mais provável nas primeiras camadas do depósito (próximas ao substrato de aço-carbono A36), pois a difusão de C do substrato para o aço 347LSi pode enriquecer localmente as camadas inferiores em C. A precipitação de $Cr_{23}C_6$ nos contornos de grão provoca a formação de zonas empobrecidas em Cr adjacentes a esses contornos, fenômeno conhecido como sensitização, que compromete a resistência à corrosão intergranular. Contudo, o Nb adicionado ao 347LSi atenua esse efeito: ele favorece a formação de carbonetos de nióbio (NbC), termodinamicamente mais estáveis, em detrimento dos carbonetos de Cr, o

que mantém o Cr em solução na matriz e reduz a quantidade de $M_{23}C_6$ nocivos. Assim, a hipótese mais provável é que durante o resfriamento pós-solidificação ocorra precipitação preferencial de NbC ao invés do $Cr_{23}C_6$, contribuindo para preservar a resistência à corrosão do depósito.

Sob condições de não equilíbrio (solidificação rápida com pouca difusão no sólido), a simulação pelo modelo Scheil-Gulliver (Figura 54) prevê um comportamento semelhante: a sequência de solidificação inicia com a ferrita- δ , devido à maior solubilidade do Cr nessa fase a altas temperaturas, seguida da formação da austenita γ quando o líquido remanescente se enriquece em elementos gamagênicos (ex.: Ni, C). A presença de ferrita- δ no início da solidificação é benéfica por elevar a resistência ao trincamento a quente: esta fase tem ponto de fusão maior, melhor condutividade térmica e alta solubilidade para impurezas como S e P, o que diminui os gradientes térmicos e evita a formação de filmes líquidos contínuos nos contornos de grão. Por outro lado, excessos de ferrita- δ são prejudiciais, pois reduzem a ductilidade final e podem servir de precursores para fases intermetálicas indesejadas como sigma, Laves e Chi (χ) durante o resfriamento.

Figura 54 - Diagrama de solidificação Scheil-Gulliver para o material de adição 347LSi



Fonte: Autor (2024)

Durante o término da solidificação, à medida que a temperatura cai para a faixa de 1100 °C, parte da ferrita- δ formada transforma-se em austenita via reação peritética. Prevê-se, devido à segregação de elementos de liga nas últimas porções líquidas solidificantes, a formação de uma variante secundária de austenita (FCC_A1#2) enriquecida em Nb, Cr e Mo, o qual pode apresentar fortes indícios de NbC, também com estrutura cristalina FCC e enriquecido dos elementos citados. Essa austenita segregada apresenta composição local distinta da austenita primária e pode reduzir discretamente a resistência à corrosão localizada, além de favorecer a nucleação de fases intermetálicas em subseqüentes exposições térmicas. De fato, confirmando as previsões anteriores, o modelo também aponta que, abaixo de 1100 °C, inicia a precipitação das fases sigma e Laves, com efeitos fragilizantes conforme já descrito. Isso ressalta a importância de controlar a história térmica do processo para evitar a permanência na faixa crítica de formação dessas fases. Porém, no processo WAAM as camadas são depositadas sucessivamente sem manutenção prolongada de temperatura intermediária, o que dificulta o crescimento significativo de sigma, Laves ou outras fases frágeis antes do material se resfriar até a temperaturas inferiores a faixa de estabilidade dessas fases.

Vale destacar que o processo WAAM GMAW-DP envolve ciclos térmicos sobrepostos e taxas de resfriamento geralmente mais lentas que as de uma soldagem de união convencional. Esses múltiplos ciclos térmicos podem alterar a solidificação local e a distribuição final de fases. Por exemplo, a persistência de filmes líquido nos contornos de grão, combinada com a possível formação das fases frágeis sigma e Laves mencionadas, pode aumentar a susceptibilidade a trincas a quente em ligas austeníticas. Isso ocorre porque, em solidificação predominantemente austenítica (modo A), o material tem menor capacidade de alívio de tensões térmicas internas; simultaneamente, a baixa condutividade térmica da austenita gera gradientes de temperatura acentuados durante o resfriamento, acumulando tensões internas que contribuem para a propagação de trincas de solidificação formadas nos contornos de grão. Junto a isso, soma-se a segregação de impurezas como S e P para os contornos promovendo a formação de filmes líquidos eutéticos frágeis (ex.: Fe₂S) que favorecem o surgimento das trincas a quente. O elevado coeficiente de expansão térmica da austenita agrava esse cenário, intensificando as tensões residuais no resfriamento. Assim, para a liga 347LSi a segregação de Nb e Si pode gerar regiões localmente fragilizadas devido a possível formação de fases secundárias de baixo ponto de fusão ou concentrações críticas desses elementos químicos com efeitos deletérios. A precipitação de carbonetos M₂₃C₆ em temperaturas intermediárias (por

volta de 600–900 °C) também pode contribuir para a sensitização do aço e fragilização intergranular. Entretanto, conforme já apontado, o teor de Nb do 347LSi mitiga parcialmente esses efeitos ao promover a formação de NbC em vez de $M_{23}C_6$ nos contornos.

A Tabela 56 sintetiza as fases discutidas que podem se formar durante a solidificação e resfriamento do 347LSi e seu impacto na microestrutura. Propõe-se que, após a solidificação dessa liga, será observada uma microestrutura predominantemente austenítica, responsável por garantir a alta ductilidade, a elevada tenacidade e adequada resistência à corrosão ao material depositado. Ainda, a ferrita- δ permanece em quantidade moderada dispersa nos contornos de grão, resultado da solidificação no modo FA; essa fração de ferrita é benéfica para reduzir a suscetibilidade a trincas a quente durante a soldagem, embora frações muito elevadas de ferrita prejudiquem a ductilidade global. As fases intermetálicas potenciais, como sigma e Laves, são indesejáveis devido à sua elevada dureza e baixa tenacidade, podendo fragilizar o material se presentes. Já os carbonetos $M_{23}C_6$, embora contribuam para resistência à corrosão intergranular, provavelmente não serão detectados graças à preferência pela formação de NbC no 347LSi e, de todo modo, sua formação excessiva seria mitigada pela presença do Nb estabilizante.

Tabela 56 - Resumo das fases precipitáveis para a solidificação do metal de adição 347LSi

ID	Fase	Descrição	Comportamento e Impacto no 347LSi
FCC_A1	Austenita	Estrutura cristalina cúbica de face centrada. Principal fase em aços inoxidáveis austeníticos.	Predominante na microestrutura após solidificação. Contribui para a ductilidade, resistência à corrosão e tenacidade.
FCC_A1#2	Variante da Austenita ou NbC	Variante da austenita ou de NbC com diferenças composicionais devido à segregação de elementos de liga.	Formação secundária associada a regiões enriquecidas por Cr, Ni e Nb. Pode alterar de forma sutil a resistência mecânica.
BCC_A2	Ferrita- δ	Estrutura cúbica de corpo centrado. Presente em altas temperaturas antes da solidificação completa.	Formação inicial durante a solidificação. Contribui para reduzir trincas a quente, mas seu excesso pode comprometer a resistência à corrosão e ductilidade.
LIQUID	Líquido	Fase líquida presente durante a solidificação.	A retenção de líquido em contornos de grão em temperaturas elevadas aumenta o risco de trincas a quente.
C14_LAVES	Fase Laves	Fase intermetálica com estrutura hexagonal, rica em Nb, Mo e outros elementos de liga.	Precipitação que compromete a ductilidade e promove fragilidade. Formada em temperaturas intermediárias.
SIGMA_D8B	Fase Sigma	Fase intermetálica tetragonal, rica em Cr e Mo, caracterizada por elevada dureza e baixa tenacidade.	Reduz a resistência ao impacto e facilita a fragilização. Precipitação favorecida por resfriamento inadequado.
G_PHASE	Fase G	Fase intermetálica rica em Nb e Ti, de estrutura complexa.	Pode prejudicar a resistência à corrosão e induzir endurecimento localizado.
M23C6_D84	Carbonetos de Cr ($M_{23}C_6$)	Carbonetos de Cr com estrutura cúbica complexa. Formam-se nos contornos de grão durante o resfriamento.	Potencializa a corrosão intergranular (sensibilização). O Nb no 347LSi minimiza sua formação, favorecendo carbonetos de Nb.

Fonte: Adaptado de Guan *et al.* (2005), Xiao *et al.* (2025), Sourmail (2001) e Sello e Stumpf (2011)

A morfologia dos constituintes também varia conforme a taxa de resfriamento local, resultando em diferentes microestruturas ao longo do depósito. Para a WAAM, em regiões

solidificadas rapidamente (camadas inferiores, resfriadas sobre o substrato frio), formam-se dendritas finas de ferrita- δ (de morfologias do tipo lathy, em estruturas alinhadas e parcialmente cisalhadas) intercaladas com austenita interdendrítica; já em regiões de resfriamento mais lento (camadas superiores, isoladas termicamente pelo acúmulo de calor das passadas anteriores), observa-se ferrita- δ de morfologia vermicular ou *skeletal* (arranjo contínuo em forma colunar) de maior fração volumétrica. Durante a solidificação, a ferrita- δ originalmente formada é parcialmente transformada em austenita por difusão, mas uma porção dessa ferrita pode ser retida até a temperatura ambiente dependendo do histórico térmico. Então, gradientes térmicos mais intensos (resfriamento rápido) favorecem ferrita- δ acicular dispersa, enquanto gradientes suaves (resfriamento lento) favorecem ferrita- δ vermicular contínua. Essas diferenças influenciam as propriedades mecânicas e tensões residuais das camadas depositadas: microestruturas mais finas tendem a apresentar maior resistência e dureza, porém menor tenacidade, ao passo que microestruturas com ferrita vermicular podem apresentar leve aumento de resistência, mas proporcionam caminhos preferenciais para propagação de trincas sob carregamento dinâmico. No modo de solidificação FA, a combinação otimizada de austenita + ferrita- δ nos contornos atua de maneira benéfica ao final da solidificação, impedindo a infiltração de líquido pelos contornos e a propagação de trincas de solidificação, o que reduz drasticamente a suscetibilidade ao trincamento a quente. Wang *et al.* (2020a) observaram esse efeito em soldagens com aços austeníticos, sendo atribuído à ferrita- δ o efeito de barrar filmes líquidos nos contornos de grão.

Apesar da aparente estabilidade microestrutural alcançada, é importante notar que pequenas frações de fases intermetálicas podem se formar transitoriamente durante os ciclos térmicos subsequentes no WAAM. Por exemplo, se alguma região do depósito permanecer por tempo considerável na faixa de 600–900 °C (devido a múltiplas passadas), não se descarta completamente a nucleação de fases σ ou Laves localmente, o que poderia degradar a ductilidade e a resistência à corrosão do material nessas regiões. Entretanto, os ciclos de reaquecimento impostos pelas camadas subsequentes tendem a redissolver parcial ou totalmente esses precipitados incipientes, caso formados, limitando seu crescimento. Em todo caso, a confirmação experimental da ausência ou presença dessas fases requer análise microestrutural detalhada (como DRX, MEV, EDS).

A austenita constitui a matriz final do depósito de 347LSi, assegurando elevada ductilidade, tenacidade e resistência à corrosão, enquanto a ferrita- δ em fração controlada atua como fase de alívio de tensões e prevenção de trincas durante a solidificação. Como observado no DRX adiante, fases frágeis como sigma e Laves não foram identificadas até o momento nos

depósitos otimizados, possivelmente devido ao rápido resfriamento e adequado controle térmico, o que indica uma microestrutura estável e isenta de precipitados nocivos em quantidades apreciáveis. Os carbonetos NbC formados dispersamente contribuem com um leve endurecimento por precipitação, sem prejuízo significativo à ductilidade (dado ao seu tamanho fino e distribuição), enquanto carbonetos Cr_{23}C_6 foram efetivamente suprimidos pela ação estabilizante do Nb. A otimização dos parâmetros de soldagem via DOE mostrou-se efetivo em minimizar a formação de fases indesejadas: a manutenção de taxas de resfriamento moderadas, dentro do intervalo estabelecido, evitou a precipitação excessiva de σ e Laves. Caso necessário, recomenda-se a aplicação de tratamentos térmicos pós-processo (solubilização e têmpera) para dissolver precipitados remanescentes e restaurar plenamente a ductilidade do material. Alternativamente, pequenos ajustes na composição (adição de elementos estabilizantes ou redutores de ferrita) podem ser considerados para reduzir ainda mais a propensão a fases frágeis.

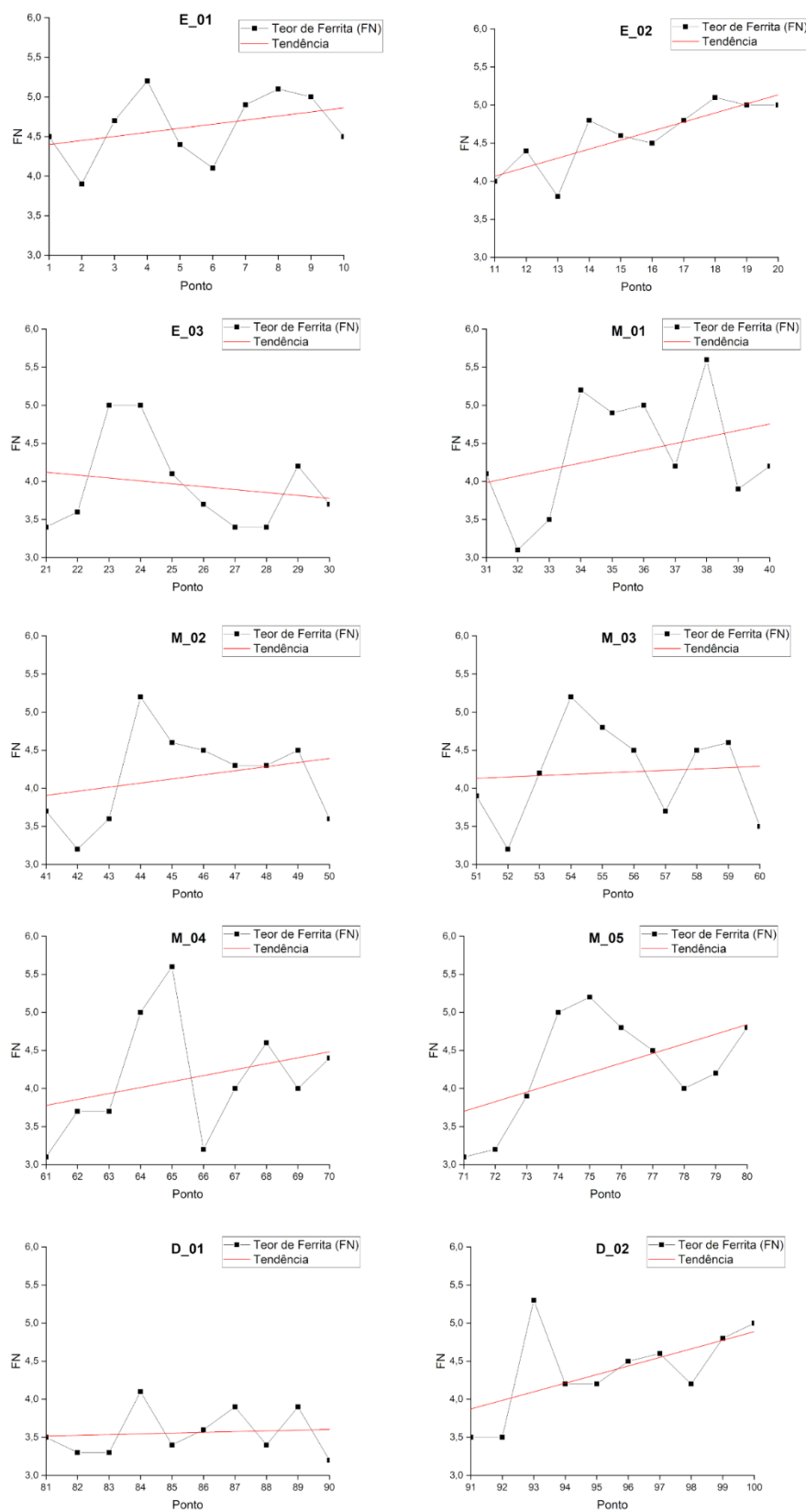
Portanto, ensaios mecânicos e metalográficos foram planejados para verificar as previsões microestruturais aqui discutidas. Em particular, análises de microdureza, avaliações de trincas e exames de MEV e EDS ao longo da altura do depósito serão empregados para quantificar gradientes de propriedades e confirmar a ausência de fases indesejadas. A correta correlação entre microestrutura e propriedades, obtida por esses ensaios, validará os conceitos aplicados e demonstrará as vantagens do depósito 347LSi otimizado. Isso potencialmente viabiliza o emprego deste material em componentes de alto desempenho na indústria aeroespacial e petroquímica, assegurando desempenho superior e durabilidade elevada em serviço. Todas essas observações reafirmam a eficácia do controle térmico via GMAW-DP e da estabilização por Nb a manufatura aditiva do aço 347LSi.

4.5.2 Teor de ferrita (FN) e DRX

A comparação dos resultados obtidos pela medição do teor de ferrita (Figura 55) com as análises por DRX (Figura 56) em diferentes regiões - base, meio e topo - revelam informações sobre a evolução da fração de ferrita- δ ao longo da altura da parede final. Observa-se através da Tabela 57 que todas as médias das regiões obedecem a condição de contorno imposta do modelo de $4 \leq \text{FN} \leq 8$. Também se nota que o teor de ferrita medido ao longo dos pontos (referente ao apresentado na Figura 27) dos setores esquerdo, central e direito da estrutura multicamadas apresentaram uma suave tendência de crescimento da direção da base até o topo, em acordo com os difratogramas do DRX, os quais evidenciaram que os picos

atribuíveis à ferrita- δ tornam-se ligeiramente mais intensos nas amostras do topo em comparação à base. Esse fato indica um aumento discreto da fração de ferrita- δ nas camadas superiores, sugerindo uma retenção marginalmente superior de ferrita nessas regiões. Como provêm de medições pontuais realizadas por ferritoscópio, os valores de FN quantificam o teor de ferrita apenas em regiões restritas da amostra e é particularmente sensível à quantidade de ferrita presente localmente, podendo não captar variações sutis associadas a mudanças na morfologia ou distribuição espacial da ferrita- δ , especialmente quando se apresenta de forma mais dispersa e refinada. Já o DRX, por integrar a resposta difratada de um volume maior do material, é capaz de identificar leves elevações na fração global de ferrita- δ , mesmo que essas alterações não sejam detectadas em medições pontuais. Tal resultado está em concordância com relatos da literatura para paredes WAAM de aços inoxidáveis 347 (Duraismy *et al.*, 2020) e 308L (Li *et al.*, 2020), nos quais o acúmulo térmico e a ausência de ciclos de reaquecimento adicionais nas camadas finais favorecem a preservação da ferrita- δ no topo.

Figura 55 - Gráficos das medições de FN da parede final nas regiões: esquerda (E01, E02 e E03), meio (M01, M02, M03, M04 e M05) e direita (D01, D02 e D03)



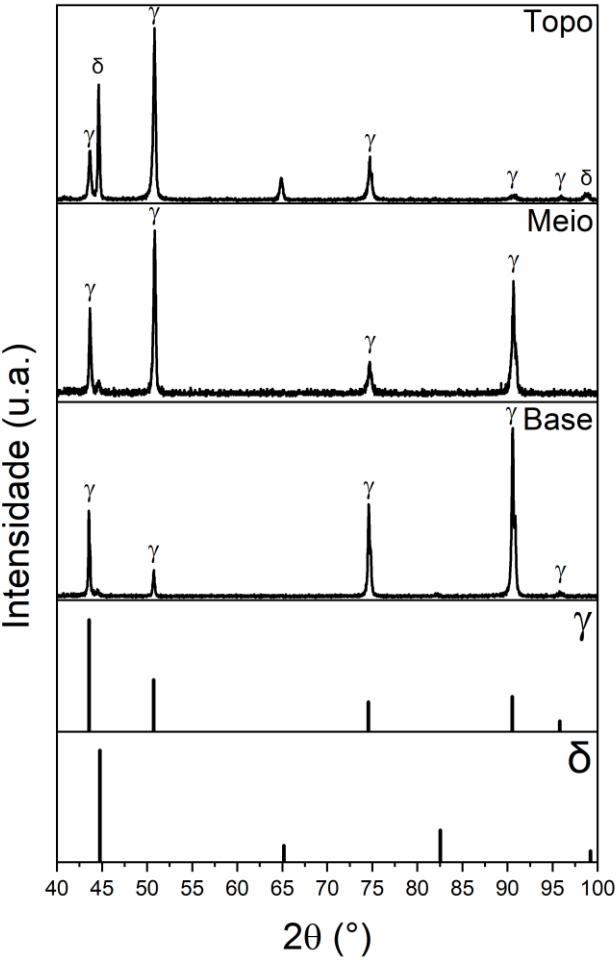
Fonte: Autor (2025)

Tabela 57 - Médias e desvios padrão do teor de ferrita (FN) nas regiões da parede final

Setor	Base (FN)	Meio (FN)	Topo (FN)
Esquerda	4,18 ± 0,36	3,94 ± 0,26	4,14 ± 0,34
Meio	4,23 ± 0,37	4,09 ± 0,23	4,31 ± 0,25
Direita	4,37 ± 0,30	4,25 ± 0,22	4,44 ± 0,27

Fonte: Autor (2025)

Figura 56 – Resultados e difratograma de DRX das regiões da base, meio e topo da parede otimizada



Fonte: Autor (2025)

A explicação para essa tendência crescente está associada às diferenças nos regimes térmicos vivenciados pelas diferentes regiões da parede durante a etapa de produção. As camadas inferiores, depositadas diretamente sobre o substrato frio, experimentam taxas de resfriamento mais elevadas, o que propicia maior refinamento microestrutural e predominância de ferrita- δ lathy, uma morfologia fina, alinhada e dispersa (Koli; Aravindan; Rao, 2022). À medida que a parede cresce, a acumulação de calor do próprio componente faz com que as camadas intermediárias solidifiquem sob gradiente térmico mais moderado, resultando em uma

microestrutura mista, com presença tanto de ferrita lathy quanto vermicular. Já no topo da parede, onde o gradiente térmico é menor e o resfriamento se dá de modo relativamente mais lento, observa-se a tendência à formação e preservação da ferrita- δ vermicular, caracterizada por maior continuidade e volume. Como essas camadas superiores não são reaquecidas por novas passadas, a ferrita formada inicialmente tende a ser preservada, enquanto nas regiões inferiores os sucessivos ciclos térmicos promovem transformação parcial da ferrita- δ em austenita, reduzindo sua fração final. A morfologia vermicular, por sua continuidade e maior influência volumétrica, impacta mais fortemente a intensidade dos picos no DRX, enquanto a ferrita lathy, por ser mais dispersa, tem efeito reduzido nesse parâmetro (Duraismy *et al.*, 2020; Nedjad; Yildiz; Saboori, 2023).

No que se refere à estabilidade de fases, destaca-se que nenhuma fase intermetálica frágil foi detectada nos difratogramas (Figura 56) das diferentes regiões da parede, provavelmente devido ao valor de corte de detecção de 2% a 5% v/v. A atenção à possível formação da fase sigma se justifica pelo elevado teor de Cr e Nb do aço 347LSi, que, sob determinadas condições térmicas de exposição intermediária e prolongada (600–900 °C), poderia favorecer não apenas a nucleação da sigma (σ), mas também de outras fases deletérias como chi (χ) e Laves (Hodžić; Gigovic-Gekic; Sunulahpašić, 2021; Nedjad; Yildiz; Saboori, 2023). Contudo, o ciclo térmico imposto pelo processamento WAAM, caracterizado por resfriamento rápido e ausência de patamares longos nessas faixas críticas de temperatura, dificulta a difusão e o crescimento dessas fases intermetálicas. De fato, a ausência de picos associados às fases sigma, chi ou Laves nos DRX corrobora a hipótese de que a estrutura multicamada produzida permaneceu fora do regime favorável à precipitação dessas fases, resultado que confere robusta estabilidade microestrutural ao depósito e confirma o bom ajuste dos parâmetros térmicos do processo.

Em termos de desempenho mecânico esperado, é possível estabelecer hipóteses fundamentadas para cada região. Na base da parede, onde o resfriamento é mais intenso, a microestrutura mais refinada com predominância de ferrita- δ lathy deverá conferir maior dureza e resistência à tração, em virtude da limitação à propagação de discordâncias, mas pode resultar em menor tenacidade local devido ao aumento de interfaces e ao acúmulo de tensões residuais (Duraismy, R *et al.*, 2021). Na região intermediária, a expectativa é de uma microestrutura balanceada, composta por frações similares de ferrita- δ lathy e vermicular, proporcionando propriedades mecânicas intermediárias, com boa resistência e ductilidade. No topo da parede, a tendência à predominância de ferrita- δ vermicular pode favorecer uma leve elevação de dureza e resistência, porém, essa morfologia mais contínua pode atuar como trajetória

preferencial para propagação de trincas sob solicitação dinâmica, implicando em potencial redução da resistência ao impacto (Castro *et al.*, 2025). Estas hipóteses, fundamentadas nos resultados experimentais obtidos até o momento e no embasamento da literatura recente, serão objeto de verificação nos ensaios de microdureza, tração e de impacto Charpy fornecendo evidências adicionais para validação ou ajuste das proposições apresentadas.

4.5.3 Microdureza

A análise do perfil de microdureza Vickers ao longo da direção de construção da estrutura multicamadas fabricada por WAAM GMAW-DP revelou um gradiente positivo, com valores médios aumentando progressivamente da base até o topo. Os valores médios de microdureza HV e seus desvios padrão nas 3 regiões apresentadas foram de: 177 ± 7 para base, 188 ± 7 para o meio e 190 ± 11 para o topo. Essa tendência contraria os resultados tradicionalmente reportados na literatura para aços inoxidáveis austeníticos fabricados por WAAM com GMAW convencional ou pulsado, que tipicamente apresentam redução de dureza das camadas inferiores para as superiores devido ao acúmulo térmico e à consequente promoção do crescimento dendrítico e da coalescência de grãos (Duraismy *et al.*, 2020; Mohan Kumar *et al.*, 2022; Pramod *et al.*, 2021).

A inversão observada pode ser explicada pelo controle térmico otimizado proporcionado pelo processo GMAW-DP, que combina modulação de corrente e aporte de energia finamente controlado. Essa condição reduz o calor médio transferido para a peça e favorece o resfriamento local entre os pulsos térmicos (Liao *et al.*, 2024). O balanço térmico estabelecido pelo processo modera o crescimento dendrítico nas camadas superiores e favorece a nucleação e precipitação de partículas finas, como o NbC, cujo endurecimento por precipitação pode assumir papel predominante sobre a influência do tamanho de grão na dureza final (Duraismy, R. *et al.*, 2021; Pramod *et al.*, 2021). No entanto, o tamanho de grão exerce influência indireta sobre a dureza, uma vez que a relação de Hall-Petch estabelece que a redução do tamanho de grão eleva o limite de escoamento, por restringir o movimento das discordâncias nos contornos de grão (Hansen, 2004). Como a dureza está correlacionada ao limite de escoamento, essa elevação resulta em um aumento correspondente na dureza medida, ainda que essa relação não seja direta. Já na base da parede, apesar do resfriamento inicial mais intenso, os sucessivos ciclos térmicos impostos pelas camadas subsequentes podem ter promovido fenômenos de recozimento/recuperação localizados, levando ao crescimento dos grãos e à diminuição da dureza (Duraismy, R. *et al.*, 2021).

O teor de ferrita- δ , conforme demonstrado na Tabela 57, permaneceu dentro da faixa recomendada para o aço inoxidável 347LSi e apresentou leve incremento nas camadas superiores. Esse comportamento está associado à ausência de ciclos térmicos suficientes para promover a transformação ferrita- $\delta \rightarrow$ austenita (γ) no topo, contribuindo, de forma secundária, para o aumento da dureza (Ayan; Kahraman, 2024). Estudos prévios reforçam que a presença da ferrita- δ em microestruturas bifásicas com austenita pode resultar em elevação moderada da dureza devido às características do reticulado cristalino dessa fase, uma vez que sua estrutura CCC tende a dificultar o movimento das discordâncias em comparação à estrutura CFC da austenita, aumentando a resistência ao escoamento e, consequentemente, refletindo em maior dureza (Ayan; Kahraman, 2024; Liao *et al.*, 2024).

Os resultados obtidos por DRX (Figura 56) não revelaram picos atribuíveis a Laves ou NbC, o que se alinha à possibilidade de sua baixa fração volumétrica, dispersão fina e precipitação sem correspondência cristalográfica com a matriz austenítica. Estudos anteriores demonstram que os precipitados em aços inoxidáveis austeníticos estabilizados com Nb apresentam interfaces não coerentes, devido à diferença significativa entre os parâmetros de rede da matriz austenítica e do NbC, o que resulta em descontinuidade cristalográfica na interface (Glazoff *et al.*, 2022; Heczko *et al.*, 2017). Esse desalinhamento estrutural reduz a intensidade dos picos de difração, uma vez que precipitados não coerentes tendem a impedir a formação de padrões de difração definidos em técnicas convencionais como o DRX. O tamanho nanométrico típico desses precipitados também contribui para o alargamento dos picos, dificultando ainda mais sua detecção (Tirumalasetty *et al.*, 2011). Diante dessas limitações, a identificação conclusiva da presença e caracterização dos precipitados de NbC e Laves exigem o uso de técnicas de maior resolução espacial e sensibilidade, como MEV associado a EDS, capazes de fornecer informações morfológicas e composicionais detalhadas.

Comparando os resultados obtidos neste trabalho com dados da literatura, verifica-se que o aço inoxidável 347 na condição convencional (laminado ou forjado), conforme ASTM A240, apresenta dureza média entre 160 e 190 HV (Pramod *et al.*, 2021). Em aplicações de WAAM com GMAW convencional, essa dureza varia de 210 a 270 HV ao longo da altura da parede, comportamento atribuído ao refinamento dendrítico nas camadas inferiores e ao crescimento de grão nas superiores (Duraisamy *et al.*, 2020). Estudos recentes mostram que o uso do GMAW-DP proporciona incremento adicional na microdureza das camadas superiores, alcançando até 205 HV em ligas da série 308L, reforçando o potencial do processo para otimização térmica e controle microestrutural (Liao *et al.*, 2024). No presente trabalho, a parede

WAAM de 347LSi fabricada por GMAW-DP apresentou um perfil ascendente de dureza, partindo de cerca de 175 HV na base e atingindo aproximadamente 195 HV no topo.

Embora esse incremento seja inferior aos valores máximos reportados para GMAW convencional ou pulsado, o resultado obtido é considerado satisfatório, pois reflete o equilíbrio alcançado entre dissipação térmica, evolução microestrutural e controle do ciclo térmico, conferindo à parede propriedades adequadas para aplicações industriais e desempenho superior ao do material convencional.

A otimização dos parâmetros via DOE priorizou a obtenção de um perfil de dureza moderado, o que representa uma estratégia vantajosa para reduzir a suscetibilidade ao trincamento a quente, minimizar tensões residuais e facilitar processos subsequentes de usinagem e conformação — aspectos relevantes para o desempenho de componentes fabricados por WAAM. O gradiente do perfil reforça a capacidade do processo GMAW-DP em produzir paredes com propriedades ajustáveis ao longo da altura, o que pode ser explorado em projetos que demandam gradação funcional microestrutural e de propriedades mecânicas. Contudo, esse comportamento exige atenção quanto à anisotropia mecânica e aos possíveis desafios nas operações de usinagem das regiões mais endurecidas.

Para a MO, espera-se a observação de uma transição microestrutural definida ao longo da altura da parede. Na base, a microestrutura deve ser composta por grãos austeníticos equiaxiais com possível crescimento induzido pelos ciclos térmicos subsequentes. Nas regiões intermediárias, é provável a presença de uma mistura de grãos recristalizados e dendríticos. No topo, a combinação de dendritas mais finas, maior quantidade de ferrita- δ e possível precipitação de NbC deve refletir diretamente no aumento de dureza observado. Essa investigação permitirá consolidar a correlação entre microestrutura, processos térmicos e propriedades mecânicas obtidas.

4.5.3.1 Estimativa do tamanho de grão através da microdureza

As médias de microdureza obtidas neste trabalho foram de 178 HV (base), 186 HV (meio) e 192 HV (topo), conforme os dados da Figura 56. Com base nesses valores, foram estimados os tamanhos médios de grão a partir da equação de Hall–Petch (Hansen, 2004; Tavakoli *et al.*, 2023) expressa pela Equação 9:

$$HV = HV_0 + K \times d^{-1/2} \quad (9)$$

onde HV é a dureza Vickers, HV_0 a dureza Vickers intrínseca da liga, K a constante Hall-Petch ($HV \cdot \mu m^{1/2}$) característica do material e do tamanho médio de grão (μm). Não havendo parâmetros Hall-Petch específicos para o aço 347LSi, utilizaram-se os valores $HV_0 = 130$ HV, e $K = 140$ $HV \cdot \mu m^{1/2}$ obtidos de Tavakoli *et al.* (2023) para o aço 309Si, selecionado pela semelhança metalúrgica (estabilidade austenítica, presença de Nb e comportamento de refino) frente ao 347LSi. A adoção desses parâmetros está alinhada à literatura, em função da ausência de dados diretos para o 347LSi.

A aplicação inversa da equação de Hall-Petch — ou seja, estimar d a partir da dureza — não é o procedimento clássico adotado nos principais artigos, que partem de medidas diretas do tamanho de grão para construir a curva e extrair os parâmetros (Astafurov *et al.*, 2019; Tavakoli *et al.*, 2023). Entretanto, a utilização desse método estimativo é justificada na ausência de análise metalográfica direta, desde que se esclareça tratar-se de uma aproximação indireta baseada em dados validados para ligas semelhantes.

Os valores obtidos para o tamanho médio de grão foram 8,5 μm (base), 6,3 μm (meio) e 5,1 μm (topo). Estes resultados situam-se dentro da faixa de validade da relação de Hall-Petch, tipicamente entre 0,5 μm e 30 μm (Astafurov *et al.*, 2019; Hansen, 2004) reforçando a consistência metodológica da análise.

A variação na microdureza e no tamanho de grão reflete o efeito térmico do processo de deposição: na base, o acúmulo de ciclos térmicos favoreceu o crescimento dos grãos, enquanto no topo a menor exposição térmica preservou estruturas mais finas. A utilização de corrente pulsada dupla promoveu o refino do grão ao reduzir o aporte térmico e aumentar a taxa de resfriamento (Liao *et al.*, 2024). A presença de ferrita- δ , identificada por Duraisamy *et al.* (2021), contribuiu para o aumento da dureza ao atuar como obstáculo à movimentação das discordâncias.

O refino de grão traz melhorias diretas à resistência à tração e à tenacidade. O aumento da densidade de contornos de grão dificulta o movimento das discordâncias, elevando a resistência ao escoamento plástico e a energia absorvida no ensaio Charpy, devido à restrição à propagação de trincas (Astafurov *et al.*, 2019). Esse comportamento reforça a importância do controle microestrutural para o desempenho das ligas inoxidáveis.

Os tamanhos de grão da Tabela 58 foram determinados por análise metalográfica nos artigos, exceto para o 347LSi deste trabalho, em que o valor foi estimado indiretamente pela relação de Hall-Petch. O tamanho de grão previsto para o 347LSi por GMAW-DP é menor que o observado em todos os processos e ligas analisados, indicando maior potencial de refino

microestrutural. Ressalta-se que essa conclusão deve ser confirmada por análise metalográfica direta.

Tabela 58 - Microdureza e tamanho médio de grão por região para diferentes materiais e processos

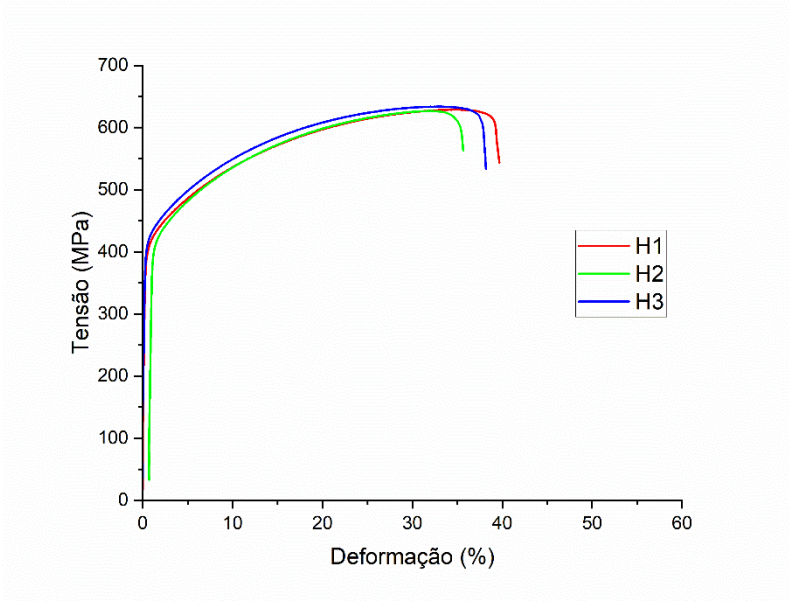
Material/Processo	Microdureza Base (HV)	Microdureza meio (HV)	Microdureza Topo (HV)	Grão Base (μm)	Grão Meio (μm)	Grão Topo (μm)
AISI 347 – WAAM GMAW convencional	248	223	203	10	10	10
AISI 308L – WAAM GMAW-DP	215	200	200	17	18,6	23
AISI 316L – WAAM GMAW-P	180	180	180	15	15	15
AISI 304L - FORJADO	175	175	175	25	25	25
AISI 347LSi – WAAM GMAW-DP (atual trabalho)	178	186	192	8,5	6,3	5,1

Fonte: Autor (2025)

4.5.4 Ensaio de tração

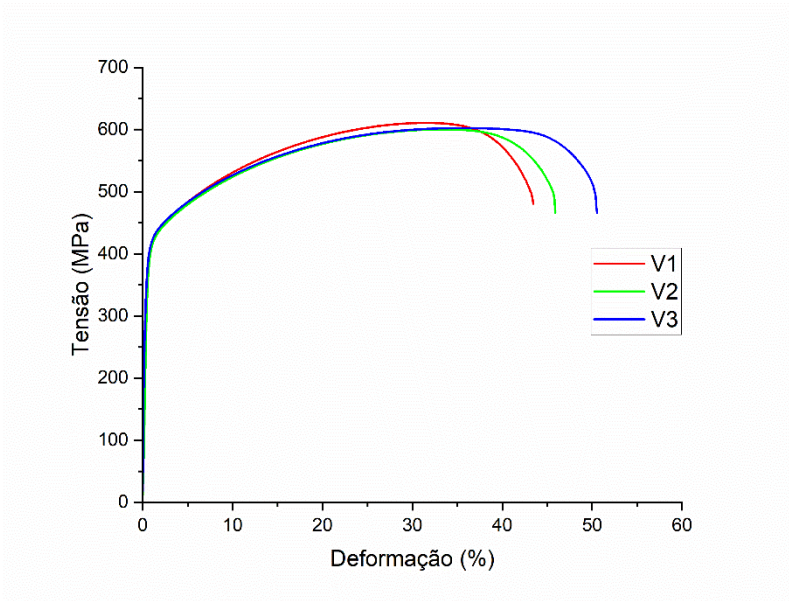
Este trabalho analisou as propriedades de tração do aço inoxidável 347LSi em diferentes orientações, fabricado por WAAM GMAW GMAW-DP, com as curvas de tensão *versus* deformação apresentados nas Figura 57 (H), Figura 58 (V) e Figura 59 (D), com os dados resumidos na Tabela 59. Tais dados foram comparando com dados da literatura referentes ao mesmo material em condição laminada e às ligas 308LSi e 316LSi processadas por WAAM convencional e utilizando *Cold Metal Transfer* (CMT), conforme compilação apresentada na Tabela 60.

Figura 57 - Curvas de tensão versus deformação das amostras na orientação horizontal (H)



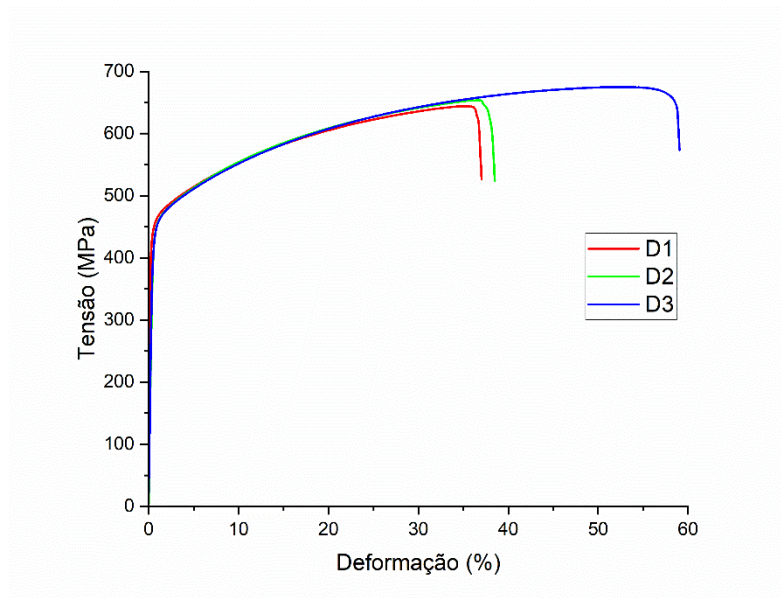
Fonte: Autor (2025)

Figura 58 - Curvas de tensão versus deformação das amostras na orientação vertical (V)



Fonte: Autor (2025)

Figura 59 - Curvas de tensão versus deformação das amostras na orientação diagonal 45° (D)



Fonte: Autor (2025)

Tabela 59 – Resultado do ensaio de tração para estruturas multicamadas com 347LSi produzidas por WAAM
GMAW-DP

CP	Tensão Máxima (MPa)	Tensão Ruptura (MPa)	Tensão Escoamento (MPa)	Deformação (%)
H1	629	586	390	25,19
H2	621	566	396	35,61
H3	634	565	393	38,04
V1	611	458	374	43,41
V2	600	475	381	45,87
V3	603	414	322	50,96
D1	644	456	418	37,27
D2	654	451	400	38,78
D3	675	640	421	58,78

Fonte: Autor (2025)

O comportamento do 347LSi laminado, caracterizado por grãos equiaxiais recristalizados, tende a apresentar maior isotropia mecânica e propriedades com limite de resistência médio de 515 MPa, limite de escoamento de 205 MPa e alongamento em torno de 40%, conforme A240/A240M-08 (2015). No entanto, estruturas obtidas por WAAM são submetidas a resfriamentos direcionais, originando grãos colunares orientados segundo o eixo de deposição, o que induz anisotropia nas propriedades mecânicas, sobretudo quando a carga é aplicada paralelamente às camadas depositadas, como reportado por Duraisamy *et al.* (2021).

Tabela 60 - Comparativo de propriedades de tração para aços inoxidáveis austeníticos em diversas condições

Processo/Condição	Material	Orientação	Tensão de Escoamento (MPa)	Tensão Máxima (MPa)	Deformação (%)	Fonte
WAAM GMAW-DP	347LSi	Horizontal	393 ± 3	628 ± 7	32,95 ± 7	Este estudo
WAAM GMAW-DP	347LSi	Vertical	359 ± 31	604,67 ± 6	46,75 ± 4	Este estudo
WAAM GMAW-DP	347LSi	Diagonal	413 ± 11	657,67 ± 16	44,94 ± 12	Este estudo
WAAM GMAW	347	Horizontal	268 ± 6	594 ± 8	355 ± 1	(Pramod <i>et al.</i> , 2021)
WAAM GMAW	347	Vertical	251 ± 9	577 ± 13	33,37 ± 1	(Pramod <i>et al.</i> , 2021)
WAAM GMAW	347	Diagonal	279 ± 4	608 ± 9	42,21 ± 2	(Pramod <i>et al.</i> , 2021)
WAAM CMT	316LSi	Horizontal	332 ± 33	591 ± 20	40 ± 7	(Andrade <i>et al.</i> , 2024)
WAAM CMT	316LSi	Vertical	287 ± 3	496 ± 24	18 ± 4	(Andrade <i>et al.</i> , 2024)
WAAM CMT	316LSi	Diagonal	373 ± 54	590 ± 39	29 ± 3	(Andrade <i>et al.</i> , 2024)
WAAM GMAW	308LSi	Horizontal	356	553	23	(Laghi <i>et al.</i> , 2020)
WAAM GMAW	308LSi	Vertical	351	513	21	(Laghi <i>et al.</i> , 2020)
WAAM GMAW	308LSi	Diagonal	403	585	27	(Laghi <i>et al.</i> , 2020)
Laminado	347	Generalizada	205	515	40	(A240/A240M-08, 2015)

Fonte: Autor (2025)

Os resultados experimentais obtidos nesse estudo com o processo GMAW-DP revelaram desempenho superior à condição laminada em termos de tensão de escoamento e resistência à tração, com valores médios superiores a 390 MPa e 604 MPa, respectivamente, para as orientações horizontal, vertical e diagonal, conforme evidenciado na Tabela 59. A direção diagonal demonstrou o melhor desempenho global, com ganho em relação a horizontal de 5% e 15% em relação a vertical na tensão de escoamento e, para em relação a vertical, um ganho de resistência à tração e 15% em escoamento em relação à vertical. A interpretação microestrutural fundamenta-se na orientação das subestruturas dendríticas, que a 45° dificultam a propagação de discordâncias, elevando a resistência mecânica. Já a direção vertical apresentou

o maior alongamento médio, com cerca de 47%, atribuído à acomodação plástica facilitada ao longo dos grãos colunares (Kou, 2020).

Ao comparar os resultados com os dados de literatura, observa-se que o presente estudo atingiu desempenho semelhante ou superior às paredes de 308LSi fabricadas por WAAM convencional. Laghi *et al.* (2020) reportaram, para o 308LSi WAAM-GMAW, resistência à tração média de 550 MPa, limite de escoamento de 370 MPa e alongamento de 29%, enquanto Andrade *et al.* (2024) observaram, para 316LSi produzido por CMT-WAAM, resistência média de 559 MPa, escoamento de 331 MPa e alongamento de 24%. Os resultados do presente trabalho, portanto, posicionam o 347LSi GMAW-DP como alternativa competitiva, superando o 316LSi-CMT em resistência e escoamento, e mantendo ductilidade equivalente.

O desempenho superior do processo GMAW-DP em relação às demais condições se deve à sua capacidade de modular o aporte térmico através da sobreposição de dois pulsos, promovendo transferência de metal estável e solidificação mais rápida. Isso resulta em microestruturas mais refinadas e homogêneas, com distribuição descontínua de ferrita- δ e menor anisotropia. Ainda, a presença de Nb no 347LSi pode favorecer a formação de carbonetos finos do tipo NbC, que contribuem para o reforço por precipitação e retardam a nucleação de trincas intergranulares (Pramod *et al.*, 2021).

Assim, o 347LSi processado por WAAM com GMAW-DP apresentou propriedades mecânicas superiores às obtidas por WAAM convencional para 308LSi e 316LSi, e à condição laminada do 347LSi, tanto em termos de resistência quanto em escoamento, mantendo ainda elevados níveis de ductilidade. Estes resultados consolidam a eficiência da estratégia adotada do DOE neste trabalho, combinando os efeitos de um controle térmico refinado com o potencial de endurecimento intrínseco da liga 347LSi.

4.5.5 Ensaio de impacto Charpy

Na Tabela 61 apresenta o resultado do ensaio de impacto Charpy do fabricado por WAAM no referido estudo. Para aços inoxidáveis austeníticos, o ensaio de impacto à temperatura ambiente não é um requisito mandatório nas principais normas de produto, como a ASTM A276/A276M (2017), devido à sua estrutura cristalina CFC, que não apresenta transição dúctil-frágil (Kou, 2020).

Os valores corrigidos presentes na Tabela 61 são calculados pela Equação 10 para converter a energia de impacto de corpos de prova subdimensionados para amostras de tamanho padrão (*full-sized*), devido a ineficiência da extrapolação linear, que é limitada a energias de

impacto acima de 27 J para amostras de 10 × 5 mm (equivalente a 54 J para amostras de tamanho padrão). O valor obtido da Energia *full-sized* através da Equação 9 é uma estimativa da energia de impacto para o corpo de prova padrão, denominado KV_{10-US10} através do valor medido do *sub-sized* KV_{5-US} (Wallin, 2020).

$$KV_{10-US} \cong 2,04 \times KV_{5-US} + \left(\frac{KV_{5-US}}{62,6} \right)^{14} \tag{10}$$

Tabela 61 - Resultado do ensaio de impacto Charpy para WAAM DP GMAW com 347LSi

CP	Seção transversal (mm²)	Energia <i>Sub-sized</i> (J)	Energia <i>full-sized</i> corrigido (J)
H1	52,47	37,50	76,50
H2	53,50	38,75	79,05
H3	52,97	42,50	86,70
V1	50,99	38,75	79,05
V2	51,45	38,75	79,05
V3	52,92	38,75	79,05
D1	50,05	45,00	91,81
D2	50,04	53,75	109,77
D3	51,51	45,00	91,81

Fonte: Autor (2025)

Contudo, a comparação com valores de referência através da Tabela 62 é instrutiva: o aço 347 laminado ou forjado exhibe uma tenacidade muito elevada, com valores típicos de energia absorvida em torno de 150 J (ARCELORMITTAL, 2016). Para o metal de solda ER347LSi, o valor típico é de 100 J (ESAB, 2013).

Tabela 62 - Comparativo de energia absorvida no ensaio Charpy para aços inoxidáveis austeníticos em diversas condições

Processo/Condição	Material	Energia – Horizontal (J)	Energia – Vertical (J)	Energia – Diagonal (J)	Fonte
WAAM GMAW- DP	347LSi	79 ± 1	81 ± 5	98 ± 10	Este estudo
WAAM GMAW	347Si	69	71	75	(Pramod <i>et al.</i> , 2021)
WAAM GMAW- CMT	308LSi	66	60	74	(Osman <i>et al.</i> , 2024)
Laminado	347	150	150	150	(ARCELORMITTAL, 2016)

Fonte: Autor (2025)

A tenacidade inferior em relação ao material laminado é esperada, devido à microestrutura de solidificação do material depositado: o mesmo possui uma microestrutura

recristalizada, com grãos austeníticos equiaxiais e homogêneos, que maximiza a tenacidade. Já o material depositado por WAAM possui uma microestrutura de solidificação com grãos colunares, uma subestrutura dendrítica e a presença de uma pequena fração de ferrita delta residual. Esta heterogeneidade microestrutural, com contornos de grãos e de fases, oferece caminhos para a nucleação e propagação de trincas, resultando em menor energia de impacto absorvida (Lippold; Kotecki, 2005).

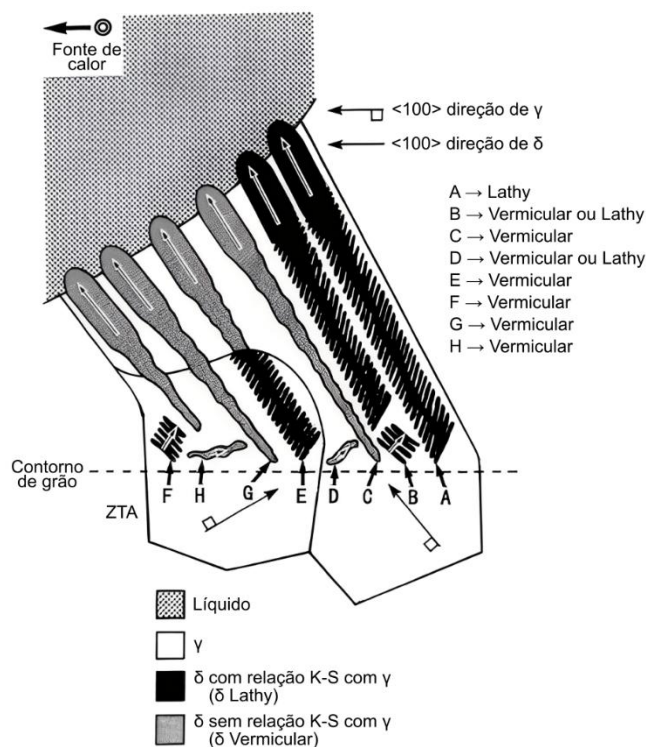
Assim como no ensaio de tração, a anisotropia também é observada, com a direção diagonal apresentando a maior tenacidade, sendo ambos governados pela mesma textura microestrutural. A orientação a 45° em relação à direção de deposição força o plano de fratura a seguir um caminho mais tortuoso, interceptando os contornos dos grãos colunares e as fronteiras dendríticas em um ângulo que maximiza a dissipação de energia plástica, de forma análoga à maior resistência ao escoamento observada na mesma orientação.

Em conclusão, o material 347LSi produzido por WAAM GMAW-DP possui tenacidade adequada para as aplicações típicas do aço 347, onde a resistência à corrosão em alta temperaturas e a resistência à fluência são as propriedades preponderantes, e não a máxima tenacidade ao impacto.

4.5.6 Microscopia Óptica

Durante a etapa de produção por WAAM GMAW-DP do aço inoxidável 347LSi, a solidificação ocorre predominantemente pelo modo FA, no qual inicialmente há a nucleação da ferrita- δ primária seguida pela formação da fase austenita (γ) por meio das reações eutética ($L \rightarrow \delta + \gamma$) e, possivelmente, peritética ($L + \delta \rightarrow \gamma$). A reação eutética ocorre tipicamente em regiões interdendríticas enriquecidas em Ni, favorecendo a formação simultânea de ferrita- δ e austenita, resultando frequentemente em morfologias irregulares, como a vermicular. A reação peritética envolve a transformação conjunta de líquido e ferrita- δ em austenita, proporcionando maior coerência interfacial entre as fases, o que favorece a formação de morfologias alinhadas como a lathy, especialmente em condições que permitem a orientação cristalográfica da relação de Kurdjumov–Sachs (K-S) (Inoue; Koseki, 2007). A Figura 60 ilustra as possíveis morfologias da ferrita- δ nesse modo de solidificação.

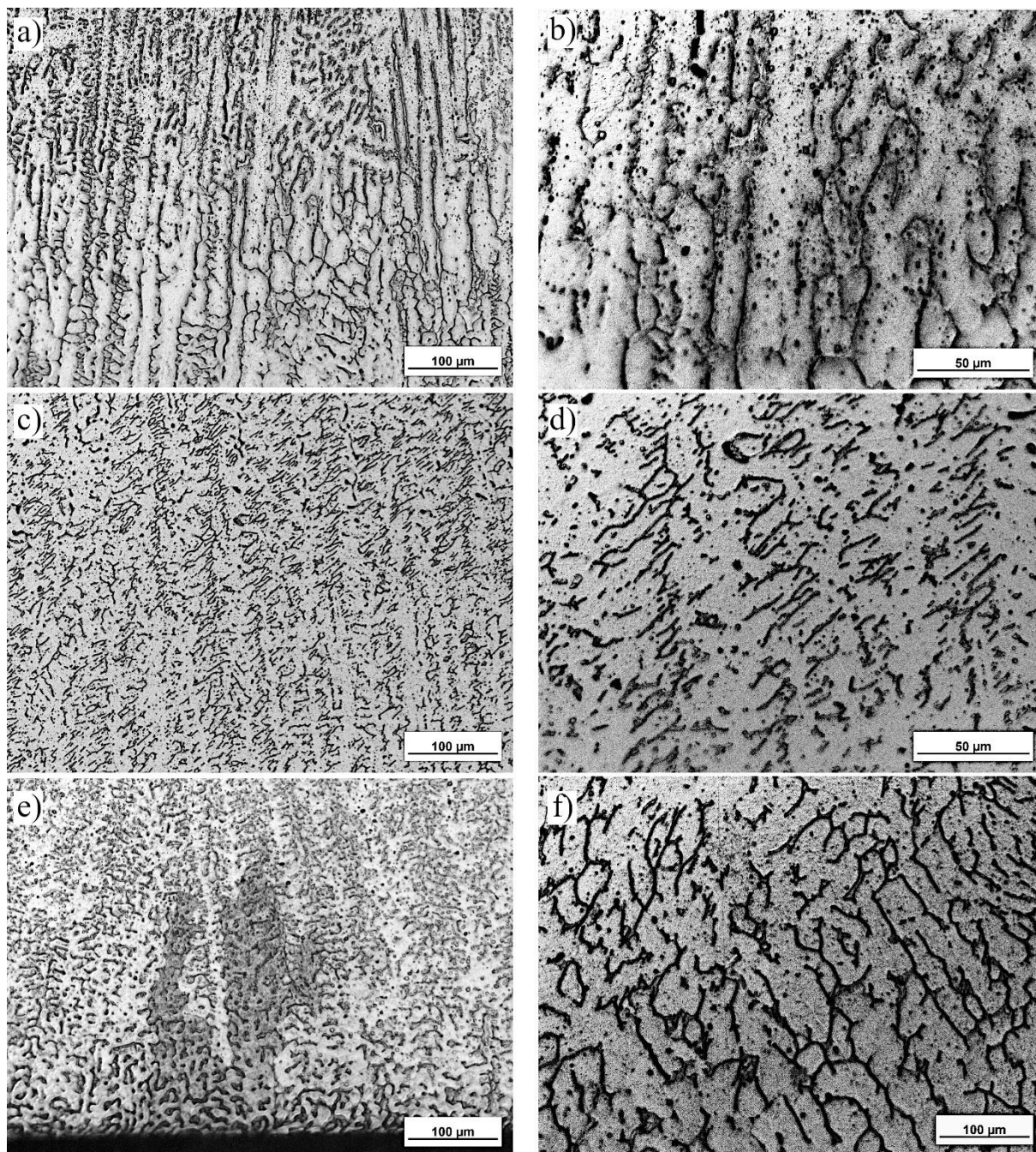
Figura 60 - Esquemático do crescimento da ferrita e austenita para o modo de solidificação FA



Fonte: Adaptado de Inoue e Koseki (2007)

Ao longo das regiões 3B, 2M e 1T da estrutura multicamadas depositada, há diferenças expressivas na microestrutura, diretamente relacionadas aos ciclos térmicos sucessivos experimentados em cada região. Na região 3B, apesar de o substrato metálico inicialmente atuar como dissipador térmico e induzir alta taxa de resfriamento, os múltiplos ciclos térmicos subsequentes causados pela deposição de camadas superiores impõem uma condição de reaquecimento e redução gradual da extração de calor, favorecendo certa estabilidade térmica local. Essa interpretação dos gradientes térmicos e suas implicações microestruturais é sustentada por simulações presentes na literatura (Inoue; Koseki, 2017; Le; Mai; *et al.*, 2022), que confirmam essas tendências ao longo do sentido transversal ascendente em componentes fabricados por WAAM. Essa condição facilita o alinhamento entre o eixo $\langle 100 \rangle \delta$ e o fluxo de calor, tornando mais provável a nucleação da ferrita- δ segundo a relação K-S, promovendo a formação de morfologia lathy. A relação K-S estabelece paralelismo entre os planos $\{111\} \gamma$ e $\{110\} \delta$ e entre as direções $\langle 110 \rangle \gamma$ e $\langle 111 \rangle \delta$, o que reduz a energia interfacial entre as fases e facilita o crescimento epitaxial da austenita sobre a ferrita- δ . A Figura 61 apresenta as micrografias da região 3B.

Figura 61 - Micrografias das regiões 3B-5 (a,b), 3B-3 (c,d) e 3B-1 (e,f) com aumentos de 200X e 500X. Ataque com ácido oxálico.



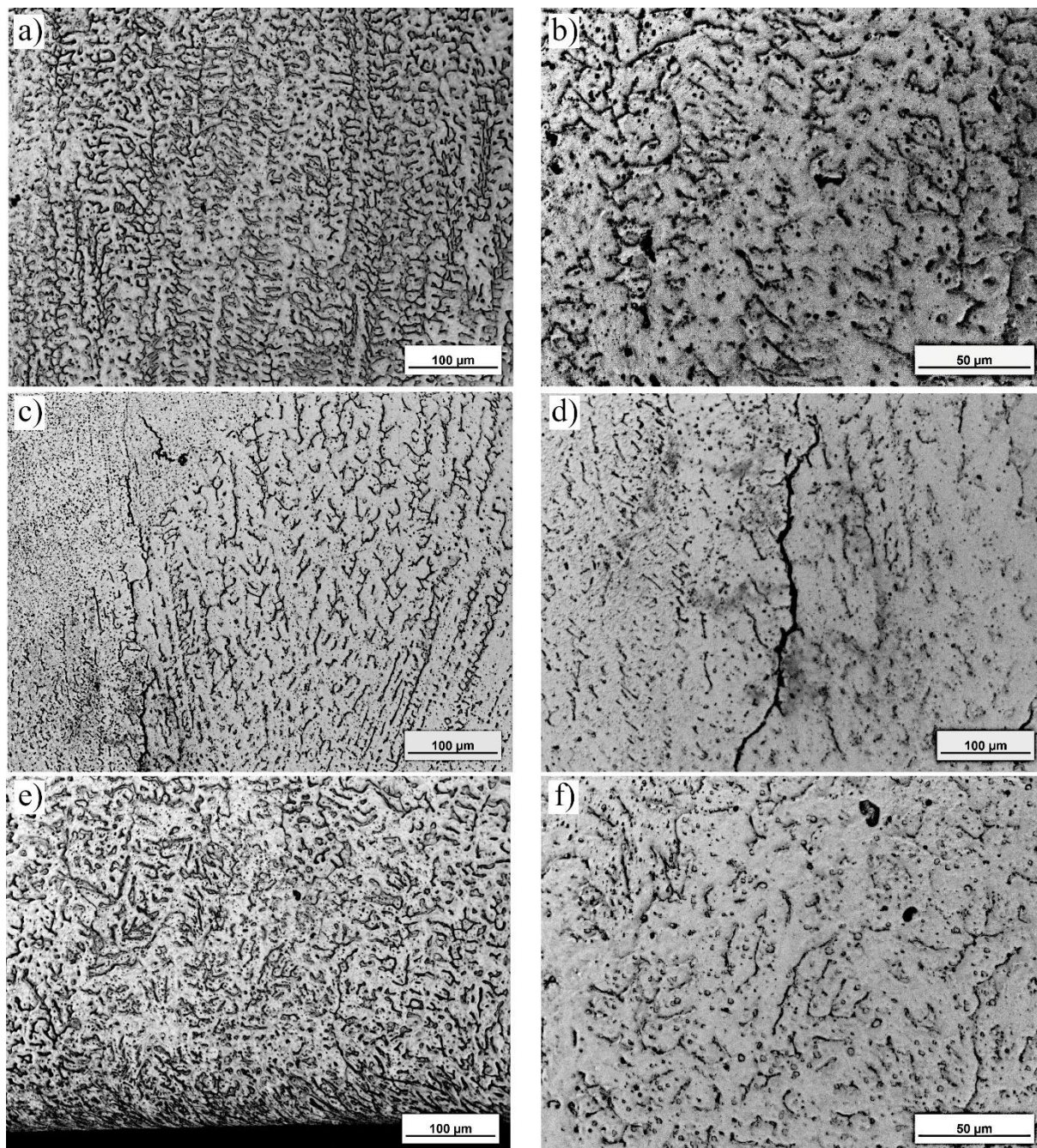
Fonte: Autor (2025)

Na região intermediária (2M), os ciclos térmicos sucessivos provenientes da deposição das camadas superiores e inferiores resultam em gradientes térmicos mais acentuados que na base, o que implica em taxas de resfriamento mais elevadas do que em 3B, porém ainda inferiores às da região 1T (topo), conforme descrito por Inoue e Koseki (2017) e Le *et al.* (2022). A estabilidade térmica local intermediária permite, em alguns pontos, o alinhamento

parcial entre o eixo $\langle 100 \rangle_\delta$ e o fluxo de calor, favorecendo pontualmente a nucleação da ferrita- δ segundo a relação K-S. As oscilações térmicas e rotações das orientações preferenciais tornam difícil manter continuamente as condições necessárias para a formação de ferrita lathy. A menor fração volumétrica de ferrita- δ observada em 2M, conforme indicado na Tabela 63, acentua essa propensão, pois reduz a eficiência na absorção de elementos segregantes e no alívio das tensões térmicas. A microestrutura nesta região apresenta predominantemente morfologias vermiculares, com presença ocasionais de lathy fragmentada ou globular, o que promove rigidez localizada e concentrações de tensão que favorecem o trincamento a quente observado na Figura 62. O trincamento a quente é caracteristicamente associado a uma maior fração de fase austenítica nas soldagens dos aços inoxidáveis austeníticos, uma vez que esta tem um menor coeficiente de solubilidade dos elementos (S e P) que possibilitam a formação de compostos de baixo ponto de fusão (Lippold; Kotecki, 2005). De maneira similar, é possível observar nas Figura 62 c) e d) que as regiões nas quais as trincas se localizam tendem a apresentar uma morfologia muito mais fina de ferrita- δ e, portanto, uma prevalência da fase austenítica. A formação de estruturas extremamente refinadas da ferrita- δ é associada às características de deposição do processo WAAM GMAW-DP, o qual induz ciclos sucessivos ciclos de resfriamento controlado, desfavorecendo e desestabilizando a frente de solidificação associada a ferrita- δ . Portanto, mesmo com o controle do teor de ferrita adotado neste trabalho, nota-se que o processamento por esse processo ainda pode induzir trincas de solidificação em estruturas multicamadas de aço 347LSi, mesmo em menor quantidade do que seria resultante da execução do processo sem a rígida parametrização utilizada, podendo comprometer inclusive a tenacidade destas estruturas como mostrado na seção anterior.

Figura 62 - Micrografias das regiões 2M-5 (a,b), 2M-3 (c,d) e 2M-1 (e,f) com aumentos de 200X e 500X.

Ataque com ácido oxálico.

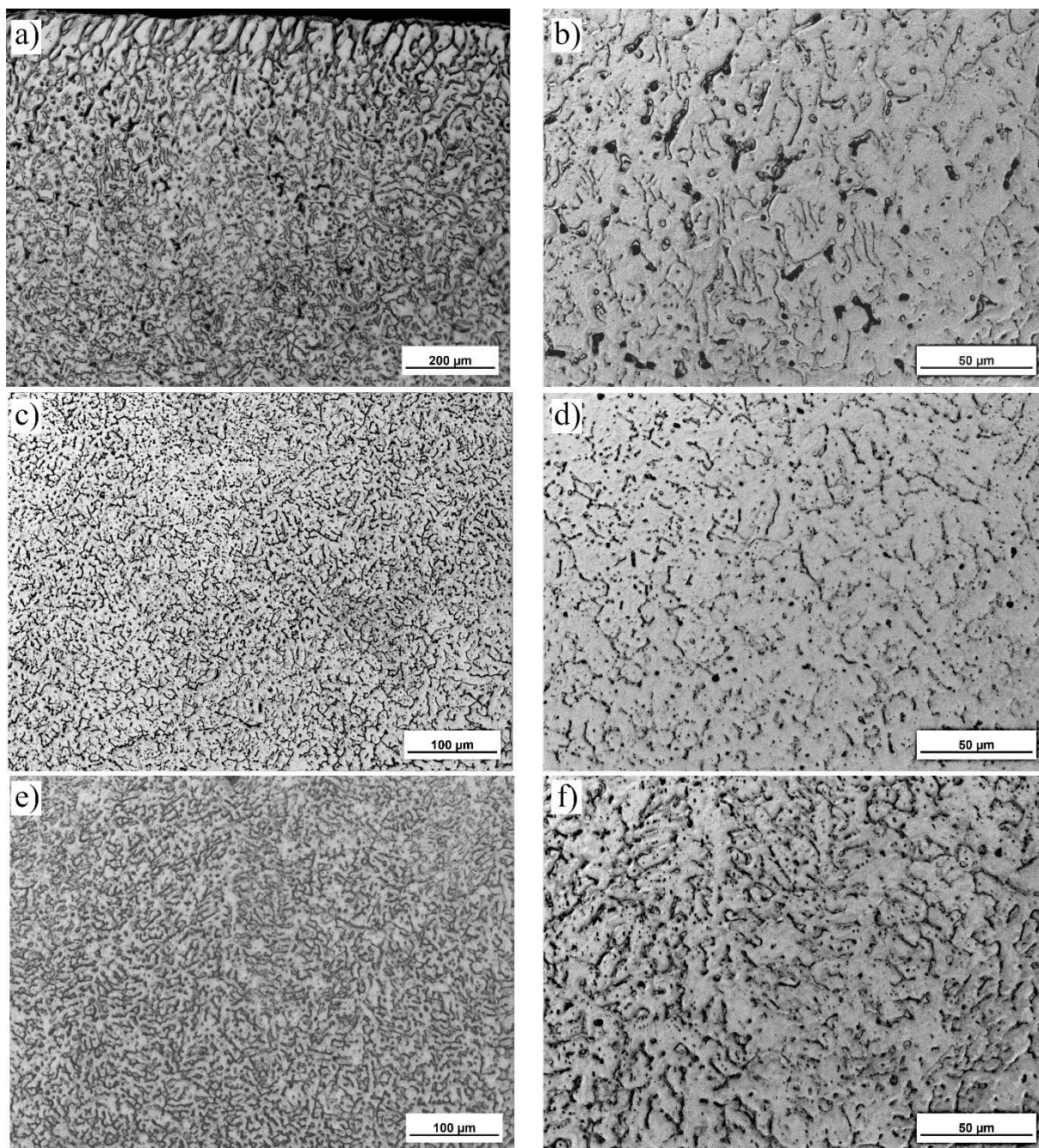


Fonte: Autor (2025)

Na região superior da parede (1T), a menor massa térmica acumulada e a ausência de camadas subsequentes promovem uma condição de dissipação térmica mais eficiente, o que resulta em taxas de resfriamento mais elevadas (Inoue; Koseki, 2017; Le; Mai; *et al.*, 2022). Essas flutuações resultam de pequenas variações na direção e intensidade do fluxo de calor, que impedem a manutenção estável da orientação $\langle 100 \rangle_\delta$, dificultando a continuidade da relação K-S e favorecendo a nucleação de ferrita com morfologias menos coerentes, como a vermicular.

A microestrutura resultante é predominantemente vermicular com algumas ocorrências globulares, o que implica menor resistência ao trincamento a quente devido à ausência do mecanismo de alívio localizado de tensões proporcionado pela morfologia lathy coerente. A Figura 63 apresenta as micrografias da região 1T.

Figura 63 - Micrografias das regiões 1T-5 (a,b), 1T-3 (c,d) e 1T-1 (e,f) com aumentos de 200X e 500X. Ataque com ácido oxálico.



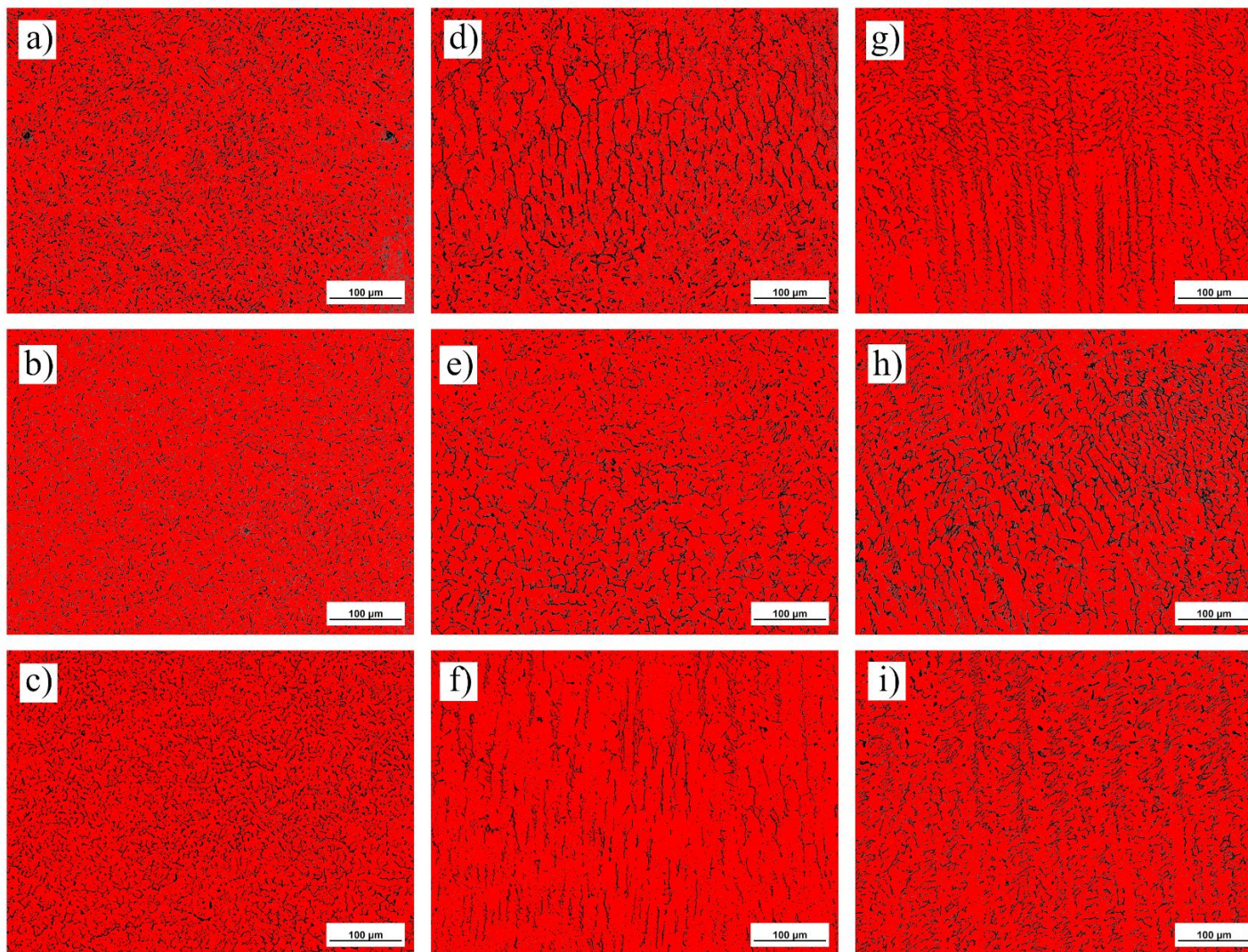
As diferenças nas microestruturas entre as regiões 3B, 2M e 1T têm implicações diretas nas propriedades mecânicas e corrosivas. A microdureza média aumenta progressivamente da base ao topo, refletindo o refino das morfologias e maior fração de austenita em 1T. Os resultados obtidos por DRX e cálculo de fração volumétrica de fases (Tabela 63) corroboram essa evolução microestrutural, destacando que a redução pontual da fração de ferrita- δ na parte superior da amostra 2M e início da 1T contribui para a maior propensão dessa região ao trincamento a quente.

Tabela 63 - Percentuais em área de ferrita e austenita calculadas através da Figura 64

Amostra	Posição	% Austenita	% Ferrita	% Média Austenita	% Média Ferrita	DP
1T	2	78%	22%	81%	19%	3%
	3	84%	16%			
	4	80%	20%			
2M	2	76%	24%	82%	18%	7%
	3	80%	20%			
	4	89%	11%			
3B	2	84%	16%	80%	20%	4%
	3	76%	24%			
	4	801%	19%			

Fonte: Autor (2025)

Figura 64 – Imagens utilizadas no cálculo da fração volumétrica de ferrita e austenita onde: a) 1T-2, b) 1T-3, c) 1T-4; d) 2M-2, e) 2M-3, f) 2M-4; g) 3M-2, h) 3M-3 e i) 3M-4

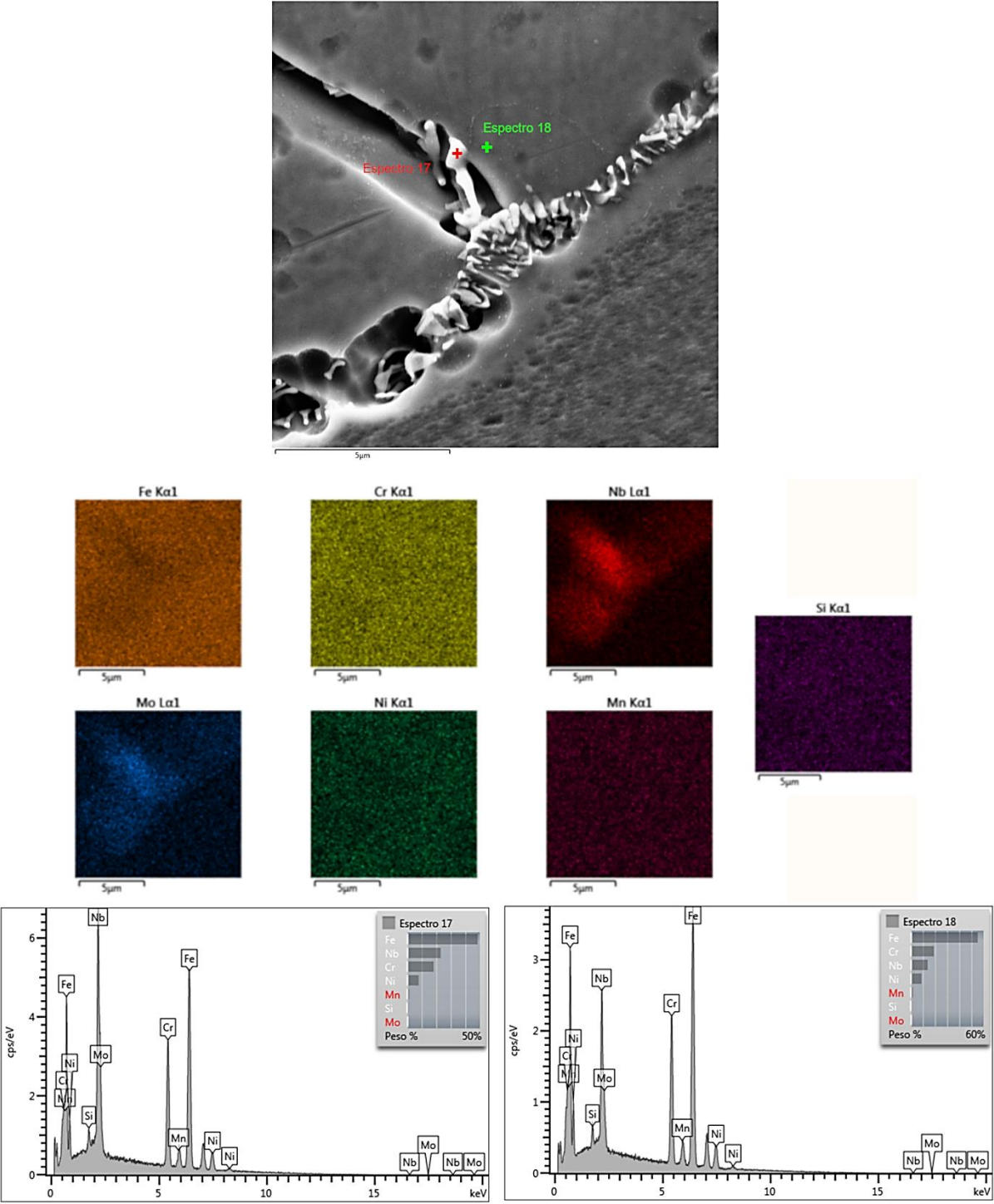


Fonte: Autor (2025)

4.5.7 Microscopia Eletrônica de Varredura

A microanálise pontual apresentada na microscopia por MEV da Figura 65, associada a análise pontual por EDS das composições químicas dos espectros indicados na Tabela 64, revela composição típica de um intermetálico do tipo AB_2 com base Fe/Cr e enriquecimento substancial em Nb, coerente com a Laves $(Fe,Cr)_2Nb$ e incompatível com NbC, que é um carbeto binário Nb–C e não apresenta Fe/Cr como constituintes majoritários. Essa interpretação é consistente com a cristalografia e as preferências de sítio da Laves em sistemas Fe–Cr–Nb (Stein; Leineweber, 2021) e com relatos de Fe_2Nb em aços austeníticos estabilizados ao Nb, incluindo 347, quando a solidificação favorece o produto terminal no líquido residual (Dubiel; Sieniawski, 2019; Kestenbach; Bueno, 1984).

Figura 65 – Imagem por MEV e análise de EDS por mapa em região com precipitação de fase Laves para Espectros 17 e 18



Fonte: Autor (2025)

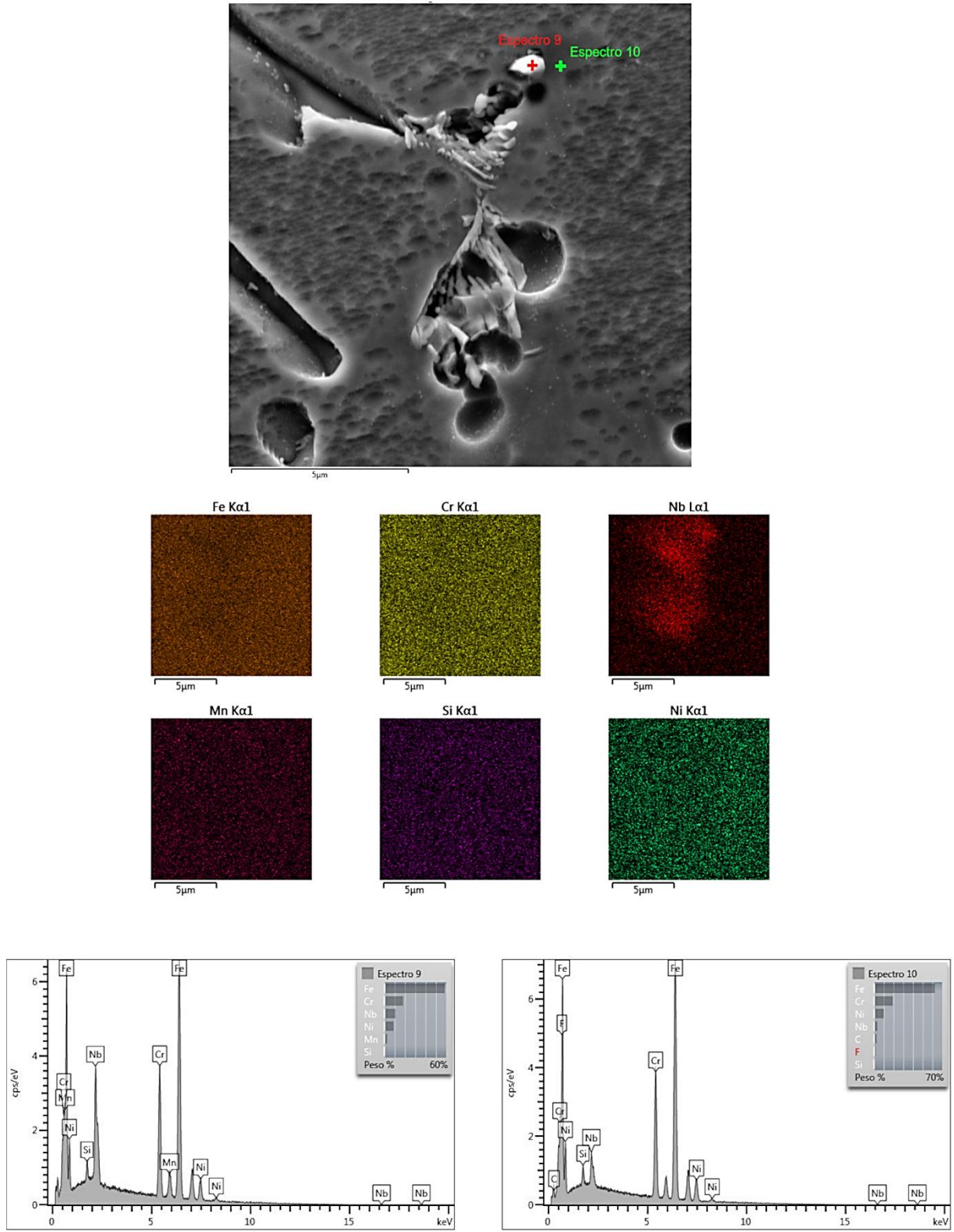
Tabela 64 - Composição química obtida por EDS pontual dos espectros 17 e 18

Espectro 17		Espectro 18	
Elemento	Wt%	Elemento	Wt%
Si	0,72	Si	0,79
Cr	18,15	Cr	19,51
Mn	1,26	Mn	1,58
Fe	48,42	Fe	6,74
Ni	7,83	Ni	10,37
Nb	123,02	Nb	13,94

Fonte: Autor (2025)

Analogamente, os teores obtidos pela análise pontual por EDS dos espectros indicados na microscopia por MEV presente na Figura 66, com respectivas composições químicas apresentadas na Tabela 65, exibem a mesma tendência química, reforçando o enquadramento intermetálico supracitado (Dubiel; Sieniawski, 2019; Stein; Leineweber, 2021).

Figura 66 – Figura 67 – Imagem por MEV e análise de EDS por mapa em região com precipitação de fase Laves para Espectros 9 e 10



Fonte: Autor (2025)

Tabela 65 - Composição química obtida por EDS pontual dos espectros 9 e 10

Espectro 9		Espectro 10	
Elemento	Wt%	Elemento	Wt%
Si	0,78	Si	0,79
Cr	18,25	Cr	19,51
Mn	2,67	Mn	1,58
Fe	58,42	Fe	6,74
Ni	9,07	Ni	10,37
Nb	10,82	Nb	3,56

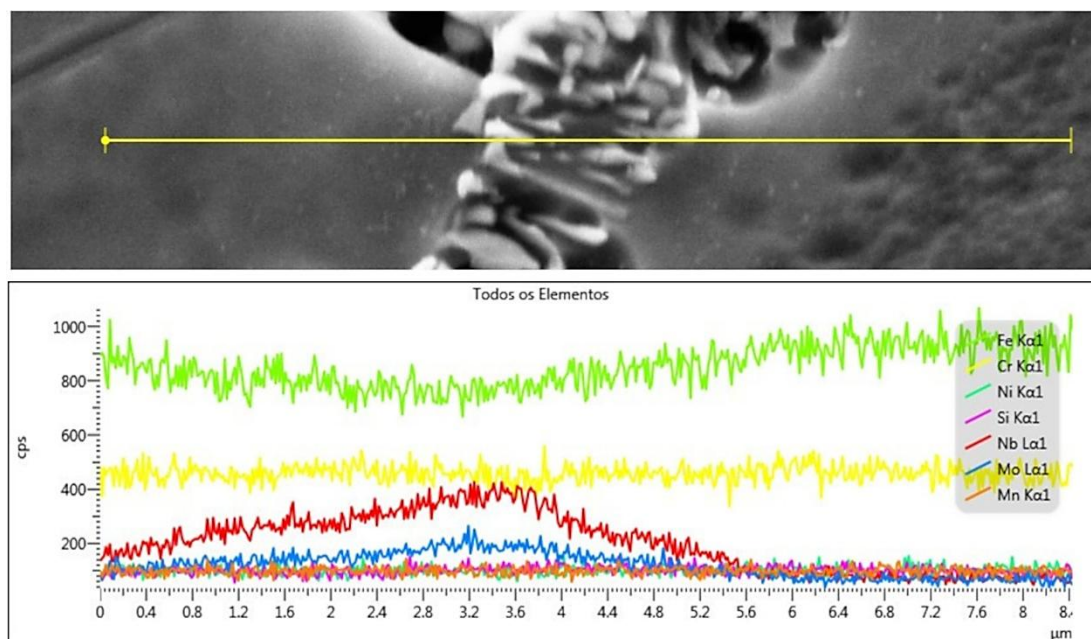
Fonte: Autor (2025)

O padrão de microsegregação interdendrítica indica o mecanismo de formação. De acordo com os mapas de EDS apresentados nas Figura 65 e Figura 66, observa-se enriquecimento de Nb (com coenriquecimentos de Mo e Si) e depleção relativa de Fe e Ni exatamente nas regiões interdendríticas onde os precipitados se localizam. Esse padrão é característico da solidificação fora do equilíbrio em depósitos de soldagem/WAAM, nos quais o último líquido se enriquece em solutos refratários e solidifica por reação terminal $L \rightarrow \gamma + \text{Laves}$ (Artaza *et al.*, 2020; Dubiel; Sieniawski, 2019).

A morfologia observada — fina, interconectada e do tipo *chinese-script* (escrita chinesa), preenchendo a malha interdendrítica, conforme observados nas Figura 65 e Figura 66 — corresponde ao aspecto eutético/peritético típico da Laves de solidificação, como documentado para ligas Nb-portadoras em WAAM (Artaza *et al.*, 2020; Dubiel; Sieniawski, 2019; Kindermann *et al.*, 2020).

O EDS por linha apresentado na Figura 68 exhibe picos coincidentes de Nb e Mo na mesma posição ao longo da linha de varredura que atravessa o domínio interdendrítico, compatível com a formação da fase Laves diretamente a partir do líquido residual e é incompatível com a formação de NbC, que não explicaria uma base Fe/Cr no precipitado nem a conectividade interdendrítica observada (Artaza *et al.*, 2020; Dubiel; Sieniawski, 2019).

Figura 68 – Análise de EDS em linha na região da Figura 65



Fonte: Autor (2025)

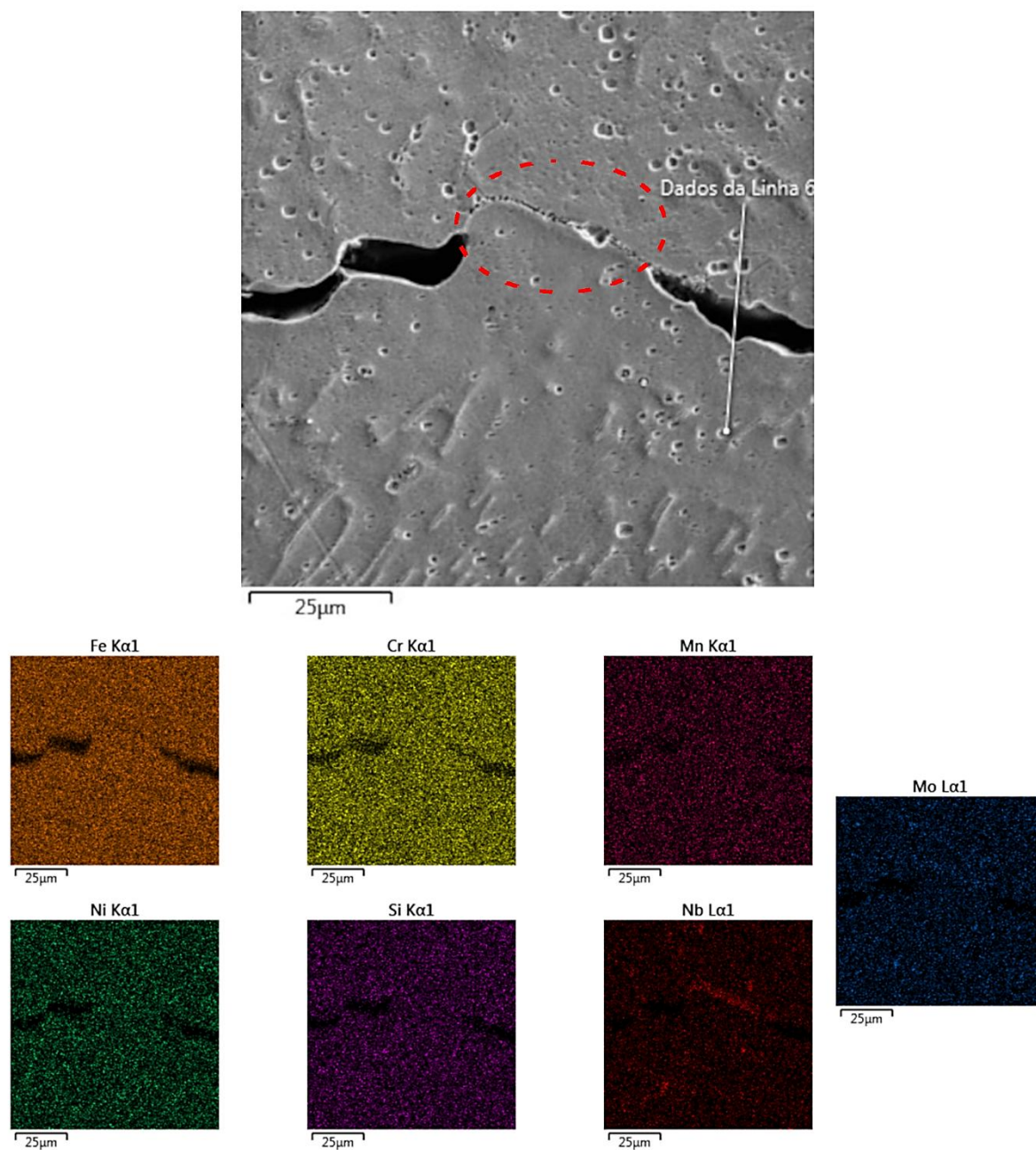
Do ponto de vista cinético, a janela térmica do WAAM favorece a formação da fase Laves. Os ciclos de aquecimento e as altas taxas de resfriamento suprimem a difusão de longo alcance necessária à nucleação e ao crescimento de NbC no estado sólido; por outro lado, promovem a segregação de Nb/Mo/Si ao líquido terminal e a consequente reação eutética para a formação da fase Laves, condizente com a distribuição interdendrítica demonstrada nas Figura 65, Figura 66 e Figura 68. Em contraste, a formação do NbC por difusão no estado sólido exige tempos/temperaturas diferentes e costuma emergir como carbeto do tipo MC discretos após tratamentos térmicos, não como filmes interconectados nas últimas porções de líquido. (Artaza *et al.*, 2020; Kindermann *et al.*, 2020).

Logo, a exclusão da formação de NbC decorre de três linhas de evidência independentes que se acumulam ao longo das imagens. Primeiro, a composição química presentes nas análises de EDS pontual das Tabela 64 e Tabela 65 são incompatíveis com carbeto binário, sendo mais compatível com $(\text{Fe,Cr})_2\text{Nb}$ (Kestenbach; Bueno, 1984; Stein; Leineweber, 2021). Segundo, as morfologias registradas nas Figura 65 e Figura 66 são típicas de produtos eutéticos de solidificação, enquanto o NbC decorrente de processos de soldagem ou WAAM aparecem como partículas discretas, finas e frequentemente cúbicas, sem conectividade interdendrítica (Dubiel; Sieniawski, 2019; Kindermann *et al.*, 2020). Terceiro, a coincidência posicional dos máximos de Nb/Mo e a depleção concomitante de Fe/Ni na varredura e nos mapas das Figura

65, Figura 66 e Figura 68 é indicativo de Laves e não para NbC (Artaza *et al.*, 2020; Dubiel; Sieniawski, 2019).

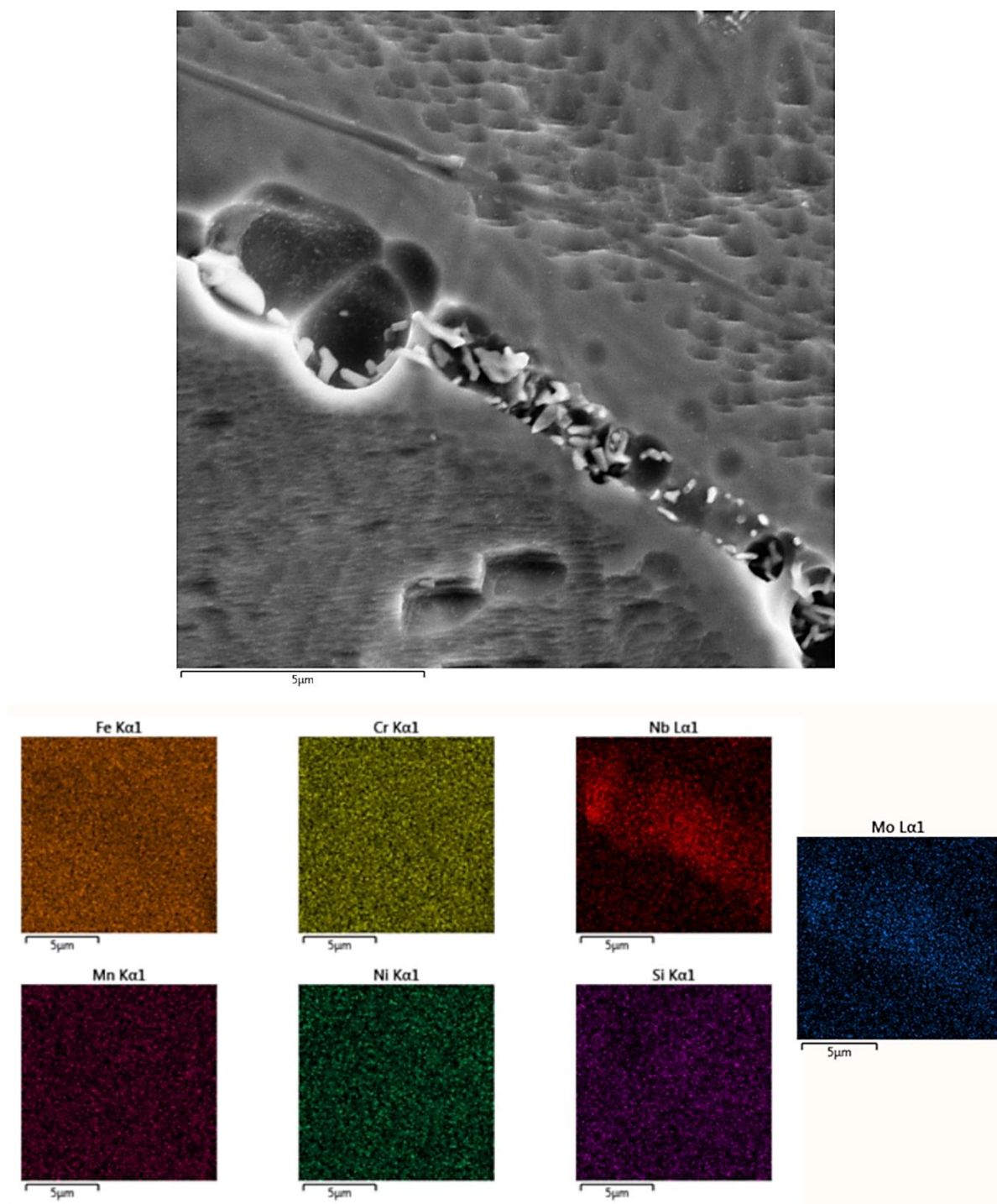
No entorno das descontinuidades, a Figura 69 e sua respectiva ampliação da região indicada em vermelho apresentada na Figura 70 mostram, por mapeamento EDS, regiões enriquecidas de Nb acompanhando trajetórias de trinca em localidades próximas à linha de fusão. A literatura associa a presença de Laves interdendrítica a maior suscetibilidade à trinca de liquação e a perdas de ductilidade local, por atuar como reservatório de Nb e como filmes de menor ponto de fusão ao longo de contornos, condizente com o aspecto microestrutural observado (Artaza *et al.*, 2020; Stein; Leineweber, 2021). Como discutido anteriormente na seção de DRX (Figura 56), o mesmo não detecta a fase Laves nas condições deste depósito devido a sua baixa fração volumétrica, escala submicrométrica e distribuição em filmes interdendríticos; esses fatores tendem a colocá-la abaixo do limite de detecção do DRX convencional e/ou mascarada por picos intensos da γ , razão pela qual a identificação requer evidências locais por MEV/EDS, conforme apresentadas nesse tópico .

Figura 69 – Imagem obtida por MEV e mapa por EDS de região com presença de trinca a quente



Fonte: Autor (2025)

Figura 70 – Imagem obtida por MEV e mapa por EDS da ampliação da área destacada em vermelho da Figura 69

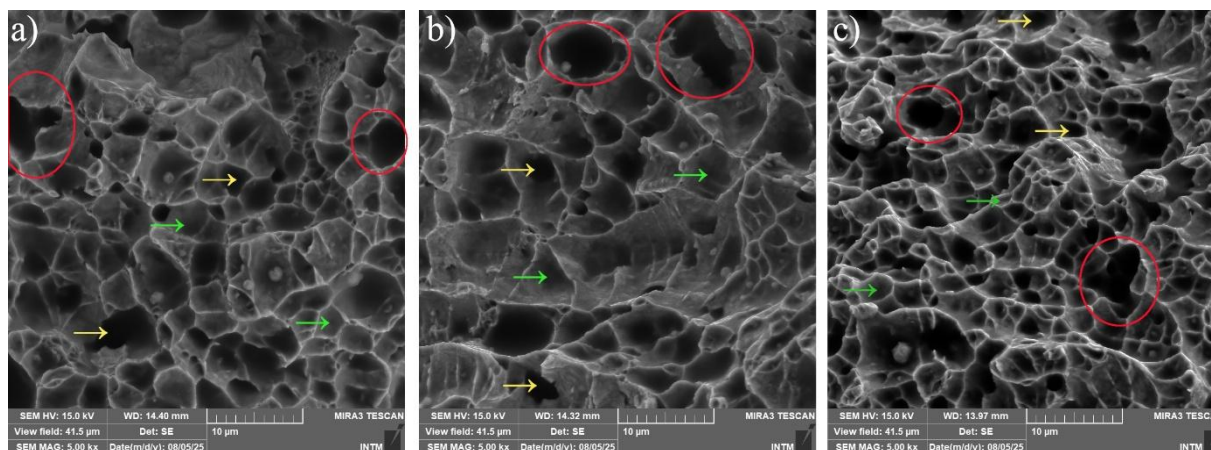


Fonte: Autor (2025)

As superfícies de fratura dos corpos de prova oriundos da estrutura multicamadas do aço 347LSi produzida por WAAM–GMAW-DP foram examinadas por MEV após os ensaios de tração e de impacto Charpy, contemplando as suas três direções de extração. Em todas as condições, a morfologia é dominada por aspectos típicos de fratura dúctil por coalescência de microcavidades (*microvoids*), a saber: (i) *microvoids* isoladas, (ii) *microvoids* coalescidos, e (iii) *dimples*. *Microvoids* correspondem a vazios nucleados durante a deformação plástica, preferencialmente nas vizinhanças de inclusões, partículas duras e interfaces de fases sob elevada triaxialidade de tensões; sua evolução dá-se por crescimento e subsequente coalescência, culminando na ligação entre cavidades adjacentes e na formação de depressões hemisféricas na superfície de fratura, os chamados *dimples* (Pantazopoulos, 2019). Em sistemas produzidos por WAAM, a literatura descreve explicitamente esse encadeamento de nucleação–crescimento–coalescência de *microvoids* como o mecanismo controlador da propagação da trinca em fraturas dúcteis (Senthil; Babu; Puviyarasan, 2023).

Nas micrografias por MEV dos corpos fraturados em tração, presentes nas Figura 71, observa-se as indicações amarelas para *microvoids*, vermelhas para *microvoids* já coalescidos e as verdes para *dimples*, corroborando para ilustrar a predominância do modo dúctil. Nota-se ainda uma distribuição densa de *dimples* equiaxiais, com presença localizada de cavidades de maior escala, associadas à coalescência tardia de *microvoids* e, pontualmente, a vazios de processo. A ausência de facetas de clivagem (*cleavage facets*) e de padrões de rio (*river patterns*) confirma a inexistência de contributo frágil significativo (Pantazopoulos, 2019). Os tamanhos médios dos *dimples* foram determinados a partir de diversas micrografias obtidas por MEV, com medições realizadas no software ImageJ.

Figura 71 - Fractografia por MEV dos corpos de ensaio de tração nas posições a) H, b) V e c) D. Destaques em amarelo para *microvoids*; em verde para *dimples*; em vermelho para *microvoids* coalescidos.

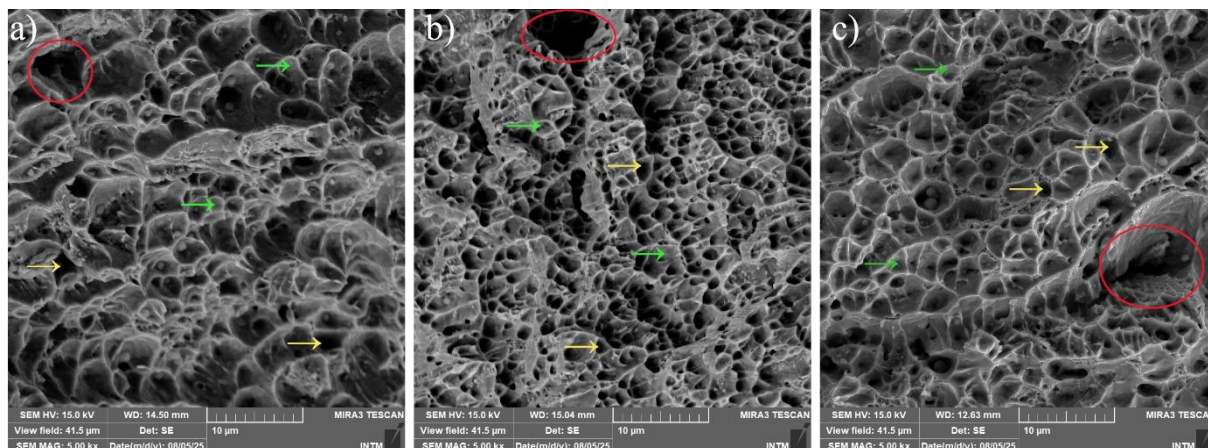


Fonte: Autor (2025)

A comparação entre direções revela diferenças sutis, porém consistentes, com a anisotropia previamente discutida para a parede WAAM 347LSi. Na orientação V (Figura 71b), identificam-se *dimples* mais profundos e de maior abertura média ($5,31 \pm 1 \mu\text{m}$), além de cristas de rasgamento (*tearing ridges*) mais pronunciadas, sinalizando maior deformação plástica antes da fratura. Tal assinatura fractográfica é compatível com o maior alongamento médio obtido em V (deformação média de 46,8%), conforme Tabela 59. A literatura associa a maior profundidade dos *dimples* a maiores deformações locais antes da instabilidade final (Long *et al.*, 2021). Na orientação D (45°), a superfície exhibe população de *dimples* finos ($2,87 \pm 1 \mu\text{m}$), mais homogêneos e com menor fração de grandes cavidades coalescidas, o que sugere maior resistência ao avanço da trinca por deflexão em múltiplos contornos de grão colunar e subestruturas dendríticas interceptadas obliquamente. Esse quadro está em consonância com os melhores valores médios de resistência à tração e de escoamento observados em D ($\sigma_{\text{máx}} \approx 657,7 \text{ MPa}$; $\sigma_e \approx 413 \text{ MPa}$), superiores aos de H e V. Já na orientação H, a morfologia é intermediária entre V e D ($3,87 \pm 1 \mu\text{m}$) com *dimples* equiaxiais distribuídos e poucas regiões de coalescência mais extensa, coadunando com valores médios de resistência e alongamento igualmente intermediários.

Referente as imagens de fractografia apresentadas na Figura 72 dos corpos de prova do ensaio de impacto, a superfície apresenta, em todas as direções, uma zona fibrosa central com *dimples* equiaxiais e bordas de cisalhamento com *dimples* parabólicos alongados, refletindo a combinação de estados de tensão trativos (centro) e de cisalhamento (bordas) característica do ensaio. Identificam-se novamente *microvoids* e sua coalescência, sendo nítidos os *dimples* equiaxiais e cristas de rasgamento, aspectos que a literatura reconhece como indicativas de falha dúctil (Rani *et al.*, 2022). No presente estudo, a orientação diagonal apresentou o maior valor médio de energia Charpy (97,8 J), superior aos de V (80,8 J) e H (79,1 J), o que pode estar relacionado à maior deflexão de trinca nessa direção.

Figura 72 - Figura 65 – Fractografia por MEV dos corpos de ensaio de tração nas posições a) H, b) V e c) D. Destaques em amarelo para microvoids; em verde para dimples; em vermelho para microvoids coalescidos.



Fonte: Autor (2025)

As superfícies de fratura provenientes dos ensaios de tração e de impacto, corroboram inequivocamente o comportamento dúctil do 347LSi WAAM–GMAW-DP, evidenciando o mecanismo clássico de nucleação, crescimento e coalescência de microvoids com formação de dimples. A orientação diagonal (D) apresentou a melhor combinação para resistência/tenacidade global, enquanto a orientação vertical (V) maximizou o alongamento total antes da fratura. As feições adicionais observadas em campos localizados — como cavidades de maior escala e parciais zonas de *shear-lips* — são consistentes com a heterogeneidade microestrutural intrínseca à solidificação direcionada do processo WAAM.

5 CONCLUSÕES

O modo de transferência Duplo Pulso no processo WAAM GMAW-DP promove significativa estabilidade, permitindo a aplicação consistente do modo spray nos dois pulsos e eliminando o modo curto-circuito. Essa abordagem resultou em redução expressiva dos respingos e proporcionou excelentes resultados geométricos, mecânicos e microestruturais, além de otimizar a produtividade devido à maior eficiência dos modos spray, conforme evidenciado nos experimentos realizados com aço inoxidável austenítico 347LSi.

O DSD foi eficaz na triagem simultânea de 16 variáveis do processo, reduzindo para três os fatores críticos que influenciaram todas as respostas investigadas. Com base nesses fatores, foi conduzido com sucesso um planejamento Box-Behnken para localizar a condição otimizada. Os modelos obtidos apresentaram coeficientes de determinação R^2_{adj} superiores a 0,95 e R^2_{pred} acima de 0,90, indicando elevada capacidade de ajuste e predição. A condição

otimizada permitiu reduzir o aporte térmico, minimizar a microdureza e melhorar a uniformidade geométrica dos cordões, com o modo spray em ambos os pulsos assegurando elevada taxa de deposição e estabilidade da transferência metálica.

Ensaio mecânicos realizados em amostras otimizadas comprovaram propriedades superiores, com microestrutura refinada caracterizada por grãos equiaxiais mais homogêneos. A microestrutura apresentou um teor controlado de ferrita- δ entre 4 FN e 8 FN, essencial para reduzir a suscetibilidade à trinca a quente, mantendo alta resistência à corrosão conforme indicado pela literatura consultada quanto à resistência à corrosão de ligas com similar fração de ferrita.

Os diagramas de transformação de fases permitiram prever as fases e precipitados potenciais na liga 347LSi, auxiliando na definição das técnicas de caracterização e na análise microestrutural. As análises dos planos de orientação K-S e as micrografias permitiram identificar as morfologias predominantes em cada região da parede, possibilitando discutir a relação entre as características morfológicas e o desempenho mecânico do material.

A metodologia experimental foi validada através da fabricação de uma parede com 160 cordões de solda sobrepostos, apresentando ausência de descontinuidades superficiais e maior controle dimensional, com desvio padrão da largura dos cordões inferior a 0,2 mm. Este resultado confirma a eficácia dos modelos preditivos e reforça a adequação do processo WAAM GMAW-DP para fabricação de componentes metálicos complexos e de alto desempenho.

Os resultados integrados desta pesquisa demonstram que a aplicação do processo WAAM GMAW-DP, aliado ao uso estratégico de técnicas estatísticas de planejamento e modelagem, permitiu compreender a interação entre parâmetros operacionais, características geométricas, evolução microestrutural e desempenho mecânico da liga 347LSi. A integração entre as análises dimensionais, metalúrgicas e mecânicas comprova a viabilidade do processo para aplicações industriais que demandam elevada precisão geométrica, estabilidade de deposição e controle microestrutural.

A análise integrada de EDS e mapas composicionais, aliada à morfologia apresentada nas regiões interdendríticas, indica que os precipitados se formam como fase Laves $(\text{Fe,Cr})_2\text{Nb}$ por reação terminal do último líquido ($L \rightarrow \gamma + \text{Laves}$) em regime de solidificação fora do equilíbrio característico do WAAM GMAW-DP; nessa janela térmica, a rota difusional de NbC no estado sólido é cineticamente desfavorecida e sua morfologia típica - partículas discretas, muitas vezes cúbicas - não é observada, de modo que o padrão de microsegregação interdendrítica e a conectividade dos precipitados sustentam Laves em detrimento de NbC.

A varredura linear de EDS evidencia máximos coincidentes de Nb e Mo sobre a faixa interdendrítica, enquanto Fe e Ni prevalecem no núcleo dendrítico; esse arranjo é típico de segregação do último líquido e incompatível com precipitação difusional de NbC no estado sólido.

A fractografia dos ensaios de tração e impacto confirmou fratura dúctil por nucleação, crescimento e coalescência de microcavidades, com dimples equiaxiais e lábios de cisalhamento. As medições de dimples evidenciaram anisotropia: na tração, V apresentou maiores valores médios ($5,31 \pm 1 \mu\text{m}$) associados a maior alongamento, enquanto D exibiu os menores ($2,87 \pm 1 \mu\text{m}$), compatíveis com maior resistência; no impacto, D concentrou os maiores dimples ($3,15 \pm 1 \mu\text{m}$) e a maior energia absorvida ($\approx 97,8 \text{ J}$). Esses resultados indicam que a orientação diagonal reúne a melhor combinação entre resistência e tenacidade global, enquanto a vertical maximiza a ductilidade. Estes resultados indicam um comportamento preponderante dúctil de fratura, possibilitando absorver maiores energias a partir de deformações plásticas, mas ainda demonstram uma modesta anisotropia mecânica ao longo da estrutura multicamada de 347LSi.

6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Aplicar redes neurais para obtenção de melhores modelos preditivos às respostas sensível a anisotropia do material, coma a dureza e FN;
- Realizar tratamentos térmicos para otimização das propriedades mecânicas, controle de tamanho de grão e redução do efeito da anisotropia;
- Ensaios de corrosão para avaliação da resistência corrosiva a diversos meios agressivos de trabalho ao qual o material poderá ser submetido;
- Continuidade da caracterização microestrutural com técnicas de microscopia avançada como MEV e EDS;
- Textura da parede construída e medição de tamanho de grão médio para quantificação do refino de grão através de Difração de Retroespalhamento de Elétrons (EBSD - *Electron Backscatter Diffraction*).

7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

A240/A240M-08, A. Standard specification for chromium and chromium-nickel stainless steel plate, sheet, and strip for pressure vessels and for general applications. 2015.

ABAS, M.; HABIB, T.; NOOR, S.; SALAH, B.; ZIMON, D. Parametric Investigation and Optimization to Study the Effect of Process Parameters on the Dimensional Deviation of Fused Deposition Modeling of 3D Printed Parts. **Polymers**, v. 14, n. 17, p. 3667, 3 set. 2022.

ACOSTA, R.; HECKMANN, K.; SIEVERS, J.; SCHOPF, T.; BILL, T.; STARKE, P.; DONNERBAUER, K.; LÜCKER, L.; WALTHER, F.; BOLLER, C. Microstructure-Based Lifetime Assessment of Austenitic Steel AISI 347 in View of Fatigue, Environmental Conditions and NDT. **Applied Sciences**, v. 11, n. 23, p. 11214, 25 nov. 2021.

AHSAN, MD. R. . U.; CHEEPU, M.; ASHIRI, R.; KIM, T.-H.; JEONG, C.; PARK, Y.-D. 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.

AKSELSSEN, O. M.; BJØRGE, R.; ÅNES, H. W.; REN, X.; NYHUS, B. Effect of Sigma Phase in Wire Arc Additive Manufacturing of Superduplex Stainless Steel. **Metals**, v. 11, n. 12, p. 2045, 17 dez. 2021.

ALASHWAL, B. Y.; BALA, M. S.; GUPTA, A.; SOUBAM, T. Strategies using of Design of Experiments (DOE) techniques: In view of a Review. **Maejo International Journal of Energy and Environmental Communication**, v. 3, n. 3, p. 1–5, 2021.

ALCANTAR-MONDRAGÓN, N.; REYES-CALDERÓN, F.; GARCÍA-GARCÍA, V.; GARNICA-GONZÁLEZ, P.; ESTRADA-HERNÁNDEZ, S. Thermal and diffusion conditions for delta ferrite formation in partially melted and heat-affected zones of multipass SAW joint performed in martensitic stainless steel 12Cr–1Mo. **Results in Materials**, v. 20, p. 100489, dez. 2023.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM A276/A276M-17: Standard Specification for Stainless Steel Bars and Shapes**. West Conshohocken, PA: ASTM International, 2017.

AMERICAN WELDING SOCIETY AWS. **Specification For Carbon Steel Electrodes And Rods For Gas Shielded Arc Welding**. Miami, FL: American Welding Society AWS, 2023.

ANDRADE, D. G.; TANKOVA, T.; ZHU, C.; BRANCO, R.; DA SILVA, L. S.; RODRIGUES, D. M. Mechanical properties of 3D printed CMT-WAAM 316 LSi stainless steel walls. **Journal of Constructional Steel Research**, v. 215, p. 108527, abr. 2024.

ANTONY, J. **Design of experiments for engineers and scientists**. [s.l.] Elsevier, 2023.

APOLINARIO, L. H. R.; WALLERSTEIN, D.; MONTEALEGRE, M. A.; URTIGA FILHO, S. L.; TORRES, E. A.; HERMENEGILDO, T. F. C.; SANTOS, T. F. A. 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, ago. 2019.

ARAÚJO, H. R.; TORRES, E. A.; APOLINÁRIO, L. H. R.; VICENTE, A. D. A.; DA SILVA JÚNIOR, D. C.; SANTOS, T. F. D. 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, n. 12, p. 2443–2459, dez. 2022.

ARCELORMITTAL. **UR 347 - Austenitic Stainless Steels**, 2016. Disponível em: <<https://industeel.arcelormittal.com/fichier/ur-347/>>. Acesso em: 22 jul. 2025

ARTAZA, T.; BHUJANGRAO, T.; SUÁREZ, A.; VEIGA, F.; LAMIKIZ, A. Influence of Heat Input on the Formation of Laves Phases and Hot Cracking in Plasma Arc Welding (PAW) Additive Manufacturing of Inconel 718. **Metals**, v. 10, n. 6, p. 771, 9 jun. 2020.

ARUNKUMAR, M.; ANEESH KUMAR, P.; SAMPREETH, S.; PANICKER, S. S. Study of dual pulse gas metal arc welding process characteristics on IS 2062 steel. **Materials Today: Proceedings**, v. 72, p. 2957–2964, 2023.

ASADBEIGI, N.; GIVIANRAD, M. H.; AZAR, P. A.; SABER-TEHRANI, M. Optimization by central composite design (CCD)-response surface methodology (RSM) of the highly selective molecularly imprinted Ni and F co-doped TiO₂ photocatalyst for photocatalytic degradation of bisoprolol. **New Journal of Chemistry**, v. 47, n. 37, p. 17346–17358, 2023.

ASTA, E.; RÍOS, J. C.; CAMBIASSO, F. Análisis comparativo en la determinación de ferrita delta para aceros inoxidables austeníticos. **Matéria (Rio de Janeiro)**, v. 23, n. 2, 19 jul. 2018.

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

ASTAFUROV, S. V.; MAIER, G. G.; MELNIKOV, E. V.; MOSKVINA, V. A.; PANCHENKO, M. YU.; ASTAFUROVA, E. G. The strain-rate dependence of the Hall-Petch effect in two austenitic stainless steels with different stacking fault energies. **Materials Science and Engineering: A**, v. 756, p. 365–372, maio 2019.

ASTM. **F2792-12a: Standard Terminology for Additive Manufacturing Technologies**. [s.l: s.n.]. Disponível em: <<https://www.astm.org/f2792-12a.html>>.

ASTM, A. S. FOR T. AND M. **Standard Specification for Carbon Structural Steel**. United States of America: American Society for Testing and Materials (ASTM), 2019.

ASTM INTERNATIONAL. **Standard Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials** ASTM International, , 2018.

_____. **Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials** West Conshohocken, PA, 2022.

AWS A5.9/A5.9M:2022 - Specification for Bare Stainless Steel Welding Electrodes and Rods. Miami, FLAWS Miami, FL; USA, , 2022.

AYAN, Y.; KAHRAMAN, N. Investigation of tensile and fatigue properties of an austenitic stainless steel part fabricated by WAAM. **Materials Chemistry and Physics**, v. 315, p. 128937, mar. 2024.

BANU, A.; ALI, M. Y.; RAHMAN, M. A.; KONNEH, M. Stability of micro dry wire EDM: OFAT and DOE method. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 106, n. 9–10, p. 4247–4261, fev. 2020.

BAQERSHAHI, M. H.; AYAS, C.; GHAFOORI, E. Design optimisation for hybrid metal additive manufacturing for sustainable construction. **Engineering Structures**, v. 301, p. 117355, fev. 2024.

BARIK, S.; BHANDARI, R.; MONDAL, M. K. Optimization of Wire Arc Additive Manufacturing Process Parameters for Low-Carbon Steel and Properties Prediction by Support Vector Regression Model. **Steel Research International**, v. 95, n. 1, p. 2300369, jan. 2024.

BARRON, E. N.; DEL GRECO, J. G. **Probability and Statistics for STEM: A Course in One Semester**. [s.l.] Springer Nature, 2024.

BEG, S.; AKHTER, S. Box–Behnken Designs and Their Applications in Pharmaceutical Product Development. Em: BEG, S. (Ed.). . **Design of Experiments for Pharmaceutical Product Development**. Singapore: Springer Singapore, 2021. p. 77–85.

BELLAMKONDA, P. N.; ADDANKI, R.; SUDERSANAN, M.; VISVALINGAM, B.; DWIVEDY, M. Optimization of process parameters of cold metal transfer arc welding of AA 6061 aluminium Alloy-AZ31B magnesium alloy dissimilar joints using response surface methodology. **International Journal of Lightweight Materials and Manufacture**, v. 7, n. 5, p. 738–752, set. 2024.

BELLAMKONDA, P. N.; DWIVEDY, M.; SUDERSANAN, M.; VISVALINGAM, B. Microstructural characteristics and properties of wire arc additive manufactured 304L austenitic stainless steel cylindrical components by different arc welding processes. **Materials Chemistry and Physics**, v. 320, p. 129423, jul. 2024.

BENAKIS, M.; COSTANZO, D.; PATRAN, A. Current mode effects on weld bead geometry and heat affected zone in pulsed wire arc additive manufacturing of Ti-6-4 and Inconel 718. **Journal of Manufacturing Processes**, v. 60, p. 61–74, dez. 2020.

BG, P. K.; MEHROTRA, S.; MARQUES, S. M.; KUMAR, L.; VERMA, R. 3D printing in personalized medicines: A focus on applications of the technology. **Materials Today Communications**, v. 35, p. 105875, jun. 2023.

BIDARE, P.; JIMÉNEZ, A.; HASSANIN, H.; ESSA, K. Porosity, cracks, and mechanical properties of additively manufactured tooling alloys: a review. **Advances in Manufacturing**, v. 10, n. 2, p. 175–204, jun. 2022.

BILMES, P.; GONZALEZ, A.; LLORENTE, C.; SOLARI, M. Effect of δ 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.

BLAKEY-MILNER, B.; GRADL, P.; SNEDDEN, G.; BROOKS, M.; PITOT, J.; LOPEZ, E.; LEARY, M.; BERTO, F.; PLESSIS, A. DU. Metal additive manufacturing in aerospace: A review. **Materials & Design**, v. 209, p. 110008, nov. 2021.

BOX, G. E. P.; MEYER, R. D. An Analysis for Unreplicated Fractional Factorials. **Technometrics**, v. 28, n. 1, p. 11–18, fev. 1986.

BRANDL, E.; BAUFELD, B.; LEYENS, C.; GAULT, R. Additive manufactured Ti-6Al-4V using welding wire: comparison of laser and arc beam deposition and evaluation with respect to aerospace material specifications. **Physics Procedia**, v. 5, p. 595–606, 2010.

BRUNOV, O. G.; FED'KO, V. T.; SOLODSKII, S. A. Transfer of electrode metal in welding with the pulsed feed of welding wire. **Welding International**, v. 21, n. 1, p. 50–54, jan. 2007.

BUCHANAN, C.; GARDNER, L. Metal 3D printing in construction: A review of methods, research, applications, opportunities and challenges. **Engineering Structures**, v. 180, p. 332–348, fev. 2019.

CASTRO, P.; THIRUGNANASAMBANDAM, A.; GOBIRAMAN, A.; SUBRAMANIYAN, M. K.; BROWNE, M. A. Wire Arc Additive Manufacturing of Stainless Steel 347 Wall for Pressure Vessel Application: Microstructural Performance and Finite Element Analysis of Tensile Test. **Journal of Materials Engineering and Performance**, 17 fev. 2025.

CHANDRA, S. A.; ZULKARNAEN, D.; UTAMA, D. P.; ROBERTO, R.; HASBI, M. Y.; WINARTO; CITRAWATI, F. Effect of Post-Weld Treatment on the Microstructure and Mechanical Properties of Austempered FeNiCr Steel Welded Joint. **E3S Web of Conferences**, v. 543, p. 03006, 2024.

CHANTZIS, D.; LIU, X.; POLITIS, D. J.; EL FAKIR, O.; CHUA, T. Y.; SHI, Z.; WANG, L. Review on additive manufacturing of tooling for hot stamping. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 109, n. 1–2, p. 87–107, jul. 2020.

CHATURVEDI, M.; SCUTELNICU, E.; RUSU, C. C.; MISTODIE, L. R.; MIHAILESCU, D.; SUBBIAH, A. V. Wire Arc Additive Manufacturing: Review on Recent Findings and Challenges in Industrial Applications and Materials Characterization. **Metals**, v. 11, n. 6, p. 939, 9 jun. 2021.

CHAUDHARI, R.; PARMAR, H.; VORA, J.; PATEL, V. K. Parametric Study and Investigations of Bead Geometries of GMAW-Based Wire–Arc Additive Manufacturing of 316L Stainless Steels. **Metals**, v. 12, n. 7, p. 1232, 2022.

CHAUDHARI, S. R.; SHIRKHEDKAR, A. A. Application of Plackett-Burman and central composite designs for screening and optimization of factor influencing the chromatographic conditions of HPTLC method for quantification of efonidipine hydrochloride. **Journal of Analytical Science and Technology**, v. 11, n. 1, p. 48, dez. 2020.

CHECHIK, L.; BOONE, N. A.; STANGER, L. R.; HONNIBALL, P.; FREEMAN, F.; BAXTER, G.; WILLMOTT, J. R.; TODD, I. Variation of texture anisotropy and hardness with build parameters and wall height in directed-energy-deposited 316L steel. **Additive Manufacturing**, v. 38, p. 101806, fev. 2021.

CHEN, W. C.; KURNIAWAN, D.; FU, G. L. Optimization of Process Parameters using DOE, RSM, and GA in Plastic Injection Molding. **Advanced Materials Research**, v. 472–475, p. 1220–1223, fev. 2012.

CHERNOVOL, N.; SHARMA, A.; TJAHJOWIDODO, T.; LAUWERS, B.; VAN RYMENANT, P. Machinability of wire and arc additive manufactured components. **CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology**, v. 35, p. 379–389, nov. 2021.

CUNNINGHAM, C. R.; WANG, J.; DHOKIA, V.; SHROKANI, A.; NEWMAN, S. T. **Characterisation of Austenitic 316LSi Stainless Steel Produced by Wire Arc Additive Manufacturing with Interlayer Cooling** University of Texas at Austin, , 2019. Disponível em: <<https://repositories.lib.utexas.edu/handle/2152/90361>>. Acesso em: 24 jun. 2025

CZITROM, V. One-Factor-at-a-Time versus Designed Experiments. **The American Statistician**, v. 53, n. 2, p. 126, maio 1999.

DAI, J.; FENG, H.; LI, H.-B.; ZHU, H.-C.; ZHANG, S.-C.; QU, J.-D.; HE, T.; JIANG, Z.-H.; ZHANG, T. Insights into the mechanism of Mo protecting CoCrFeNi HEA from pitting corrosion—A quantitative modelling study on passivation and repassivation processes. **Journal of Materials Science & Technology**, v. 182, p. 152–164, maio 2024.

D'ANDREA, D. Additive Manufacturing of AISI 316L Stainless Steel: A Review. **Metals**, v. 13, n. 8, p. 1370, 30 jul. 2023.

DEBROY, T.; WEI, H. L.; ZUBACK, J. S.; MUKHERJEE, T.; ELMER, J. W.; MILEWSKI, J. O.; BEESE, A. M.; WILSON-HEID, A. D.; DE, A.; ZHANG, W. Additive manufacturing of metallic components—process, structure and properties. **Progress in Materials Science**, v. 92, p. 112–224, 2018.

DEL-RÍO, L.; NÓ, M. L.; GÓMEZ, R.; GARCÍA-SESMA, L.; URIONABARRENETXEA, E.; ORTEGA, P.; MANCISIDOR, A. M.; SAN SEBASTIAN, M.; BURGOS, N.; SAN JUAN, J. M. Additive Manufacturing of Fe-Mn-Si-Based Shape Memory Alloys: State of the Art, Challenges and Opportunities. **Materials**, v. 16, n. 24, p. 7517, 5 dez. 2023.

DENKANA, B.; WICHMANN, M.; PILLKAHN, P. Effect of process parameters during wire arc additive manufacturing (WAAM) and mechanical finishing on the surface zone properties. **Procedia CIRP**, v. 123, p. 262–267, 2024.

DING, D.; PAN, Z.; CUIURI, D.; LI, H. A multi-bead overlapping model for robotic wire and arc additive manufacturing (WAAM). **Robotics and Computer-Integrated Manufacturing**, v. 31, p. 101–110, fev. 2015a.

____. Wire-feed additive manufacturing of metal components: technologies, developments and future interests. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 81, n. 1–4, p. 465–481, out. 2015b.

DU, X.; SHEN, Y.; ZHAO, W.; CHEN, J.; LIU, R.; WEI, Y. Wire arc additive manufacturing from the perspective of remanufacturing: A review of data processing. **Journal of Manufacturing Processes**, v. 107, p. 385–410, dez. 2023.

DUBIEL, B.; SIENIAWSKI, J. Precipitates in Additively Manufactured Inconel 625 Superalloy. **Materials**, v. 12, n. 7, p. 1144, 8 abr. 2019.

DURASAMY, R.; KUMAR, S. M.; KANNAN, A. R.; SHANMUGAM, N. S.; SANKARANARAYANASAMY, K. Fatigue Behavior of Austenitic Stainless Steel 347 Fabricated via Wire Arc Additive Manufacturing. **Journal of Materials Engineering and Performance**, v. 30, n. 9, p. 6844–6850, set. 2021.

DURASAMY, R.; KUMAR, S. M.; KANNAN, A. R.; SHANMUGAM, N. S.; SANKARANARAYANASAMY, K.; RAMESH, M. R. Tribological performance of wire arc

additive manufactured 347 austenitic stainless steel under unlubricated conditions at elevated temperatures. **Journal of Manufacturing Processes**, v. 56, p. 306–321, 2020.

DURASAMY, R.; MOHAN KUMAR, S.; RAJESH KANNAN, A.; SIVA SHANMUGAM, N.; SANKARANARAYANASAMY, K. Reliability and sustainability of wire arc additive manufactured plates using ER 347 wire-mechanical and metallurgical perspectives. **Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part C: Journal of Mechanical Engineering Science**, v. 235, n. 10, p. 1860–1871, maio 2021.

ELHAMY, A. A.; ELSELMY, R. Computational Design and Fabrication Strategy for Topology Optimization of Spiral Staircase Using Metal Wire Arc Additive Manufacturing. **Nexus Network Journal**, v. 26, n. 2, p. 397–408, jun. 2024.

ERIKSSON, M.; LERVÅG, M.; SØRENSEN, C.; ROBERTSTAD, A.; BRØNSTAD, B. M.; NYHUS, B.; AUNE, R.; REN, X.; AKSELSSEN, O. M. Additive manufacture of superduplex stainless steel using WAAM. **MATEC Web of Conferences**, v. 188, p. 03014, 2018.

ERRORE, A.; JONES, B.; LI, W.; NACHTSHEIM, C. J. Using Definitive Screening Designs to Identify Active First- and Second-Order Factor Effects. **Journal of Quality Technology**, v. 49, n. 3, p. 244–264, jul. 2017.

ESAB. **OK Autrod 347Si: Product Data Sheet** ESAB AB, , 2013. Disponível em: <https://esab.com/us/nam_en/products-solutions/product/filler-metals/stainless-steel/mig-wires-tig-rods-gmaw-gtaw/ok-autrod-347si/>

FIGUEIREDO, G. G. D. S.; PICCHI, I. B. D. M.; SANTOS, M. L. D.; LÓPEZ, E. A. T.; OLIVEIRA, J. P.; SANTOS, T. F. D. A. Parametric study and response optimization for the wire + arc additive manufacturing of 316LSi via pulsed GMAW. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, 21 out. 2023.

FRAZIER, W. E. Metal Additive Manufacturing: A Review. **Journal of Materials Engineering and Performance**, v. 23, n. 6, p. 1917–1928, jun. 2014.

FROES, F. H.; BOYER, R. **Additive manufacturing for the aerospace industry**. [s.l.] Elsevier, 2019.

FU, R.; GUO, Y.; CUI, Y.; WANG, J.; LEI, H.; LIU, C. Large-size ultra-high strength-plasticity aluminum alloys fabricated by wire arc additive manufacturing via added nanoparticles. **Materials Science and Engineering: A**, v. 864, p. 144582, fev. 2023.

GEORGE, E. P.; HUNTER, W. G.; HUNTER, J. S. **Statistics for experimenters: design, innovation, and discovery**. [s.l.] Wiley, 2005.

GHOSH, P. K. **Pulse current gas metal arc welding**. [s.l.] Springer, 2017.

GHOSH, S.; ZOLLINGER, J.; ZALOZNIK, M.; BANERJEE, D.; NEWMAN, C. K.; ARROYAVE, R. Modeling of hierarchical solidification microstructures in metal additive manufacturing: Challenges and opportunities. **Additive Manufacturing**, v. 78, p. 103845, set. 2023.

GIBSON, I.; ROSEN, D.; STUCKER, B.; KHORASANI, M. **Additive Manufacturing Technologies**. Cham: Springer International Publishing, 2021.

GILMAN, J.; WALLS, L.; BANDIERA, L.; MENOLASCINA, F. Statistical Design of Experiments for Synthetic Biology. **ACS Synthetic Biology**, v. 10, n. 1, p. 1–18, 15 jan. 2021.

GIRÓN-CRUZ, J. A.; PINTO-LOPERA, J. E.; ALFARO, S. C. A. Weld bead geometry real-time control in gas metal arc welding processes using intelligent systems. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 123, n. 11–12, p. 3871–3884, dez. 2022.

GLAZOFF, M. V.; GAO, M. C.; CAPOLUNGO, L.; BRADY, M. P.; ILEVBAR, G. O.; YAMAMOTO, Y.; REN, Q.-Q.; POPLAWSKY, J. D.; YU, J.; ZHANG, F. Concurrent Precipitation of Nb(C,N) and Metastable M₂₃C₆ in Alloy 347H at 700°C and 750°C: Computer Simulations and Comparison to Experiment. **JOM**, v. 74, n. 4, p. 1444–1452, abr. 2022.

GONZAGA, A. C.; BARBOSA, C.; TAVARES, S. S. M.; ZEEMANN, A.; PAYÃO, J. C. Influence of post welding heat treatments on sensitization of AISI 347 stainless steel welded joints. **Journal of Materials Research and Technology**, v. 9, n. 1, p. 908–921, jan. 2020.

GOWTHAMAN; JEYAKUMAR; SARATHCHANDRA. Influence of heat input on microstructure and mechanical behaviour of austenitic stainless steel 316L processed in wire and arc additive manufacturing. **Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part E: Journal of Process Mechanical Engineering**, v. 237, n. 2, p. 149–161, abr. 2023.

GU, D. D.; MEINERS, W.; WISSENBAACH, K.; POPRAWA, R. Laser additive manufacturing of metallic components: materials, processes and mechanisms. **International Materials Reviews**, v. 57, n. 3, p. 133–164, maio 2012.

GUAN, K.; XU, X.; XU, H.; WANG, Z. Effect of aging at 700°C on precipitation and toughness of AISI 321 and AISI 347 austenitic stainless steel welds. **Nuclear Engineering and Design**, v. 235, n. 23, p. 2485–2494, dez. 2005.

GUO, N.; LEU, M. C. Additive manufacturing: technology, applications and research needs. **Frontiers of Mechanical Engineering**, v. 8, n. 3, p. 215–243, set. 2013.

GÜROL, U.; KOCAMAN, E.; DILIBAL, S.; KOÇAK, M. A comparative study on the microstructure, mechanical properties, wear and corrosion behaviors of SS 316 austenitic stainless steels manufactured by casting and WAAM technologies. **CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology**, v. 47, p. 215–227, dez. 2023.

HADIYAT, M. A.; SOPHA, B. M.; WIBOWO, B. S. Response Surface Methodology Using Observational Data: A Systematic Literature Review. **Applied Sciences**, v. 12, n. 20, p. 10663, 21 out. 2022.

HADJIPANTELOS, N.; WEBER, B.; BUCHANAN, C.; GARDNER, L. Description of anisotropic material response of wire and arc additively manufactured thin-walled stainless steel elements. **Thin-Walled Structures**, v. 171, p. 108634, fev. 2022.

HAMRANI, A.; BOUARAB, F. Z.; AGARWAL, A.; JU, K.; AKBARZADEH, H. Advancements and applications of multiple wire processes in additive manufacturing: a comprehensive systematic review. **Virtual and Physical Prototyping**, v. 18, n. 1, p. e2273303, 31 dez. 2023.

HAN, F. F.; CHANG, J. X.; LI, H.; LOU, L. H.; ZHANG, J. Influence of Ta content on hot corrosion behaviour of a directionally solidified nickel base superalloy. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 619, p. 102–108, jan. 2015.

HANSEN, N. Hall–Petch relation and boundary strengthening. **Scripta Materialia**, v. 51, n. 8, p. 801–806, out. 2004.

HECZKO, M.; ESSER, B. D.; SMITH, T. M.; BERAN, P.; MAZÁNOVÁ, V.; KRUMML, T.; POLÁK, J.; MILLS, M. J. On the origin of extraordinary cyclic strengthening of the austenitic stainless steel Sanicro 25 during fatigue at 700 °C. **Journal of Materials Research**, v. 32, n. 23, p. 4342–4353, 14 dez. 2017.

HODŽIĆ, A.; GIGOVIC-GEKIC, A.; SUNULAHPAŠIĆ, R. Sigma phase precipitation in austenitic stainless steels. **METALLIC AND NONMETALLIC MATERIALS**, v. 13, n. 1, p. 125–133, 2021.

HOLIDAY, D. B.; BALLARD, J. E.; MCKEOWN, B. C. PRESS-related statistics: regression tools for cross-validation and case diagnostics. **Medicine & Science in Sports & Exercise**, v. 27, n. 4, p. 612–620, abr. 1995.

HOSSEINI, V. A.; HÖGSTRÖM, M.; HURTIG, K.; BERMEJO, M. A. V.; STRIDH, L.-E.; KARLSSON, L. Wire-arc additive manufacturing of a duplex stainless steel: thermal cycle analysis and microstructure characterization. **Welding in the World**, v. 63, n. 4, p. 975–987, jun. 2019.

HU, Y.; ZHANG, Y.; MI, G.; WANG, C.; ZHANG, W.; ZHANG, X. Effects of Si contents in filling wires on microstructure evolution and properties of Al-steel dissimilar joint by laser welding-brazing. **Journal of Materials Research and Technology**, v. 15, p. 1896–1904, nov. 2021.

HUANG, J.; CHEN, T.; HUANG, D.; XU, T. Study on the Effect of Pulse Waveform Parameters on Droplet Transition, Dynamic Behavior of Weld Pool, and Weld Microstructure in P-GMAW. **Metals**, v. 13, n. 2, p. 199, 19 jan. 2023.

HÜNER, B.; KISTI, M.; UYSAL, S.; UZGÖREN, İ. N.; ÖZDOĞAN, E.; SÜZEN, Y. O.; DEMIR, N.; KAYA, M. F. An Overview of Various Additive Manufacturing Technologies and Materials for Electrochemical Energy Conversion Applications. **ACS Omega**, v. 7, n. 45, p. 40638–40658, 15 nov. 2022.

HUXOL, A.; VILLMER, F.-J. DoE Methods for Parameter Evaluation in Selective Laser Melting. **IFAC-PapersOnLine**, v. 52, n. 10, p. 270–275, 2019.

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, 2007.

_____. Solidification mechanism of austenitic stainless steels solidified with primary ferrite. **Acta Materialia**, v. 124, p. 430–436, fev. 2017.

ISO/ASTM. **ISO/ASTM 52900: 2021 Additive manufacturing—General principles—Fundamentals and vocabulary**. [s.l.] ISO Geneva, Switzerland, 2021.

JIA, Y.; XIAO, J.; CHEN, S.; HUANG, W. Characteristics and experimental analysis on force and heat transfer in laser pulse-assisted metal transfer process. **Optics & Laser Technology**, v. 142, p. 107213, out. 2021.

JONES, B.; NACHTSHEIM, C. J. A Class of Three-Level Designs for Definitive Screening in the Presence of Second-Order Effects. **Journal of Quality Technology**, v. 43, n. 1, p. 1–15, jan. 2011.

JOSTEN, A.; HÖFEMANN, M. Arc-welding based additive manufacturing for body reinforcement in automotive engineering. **Welding in the World**, v. 64, n. 8, p. 1449–1458, ago. 2020.

KANNAN, A. R.; RAJKUMAR, V.; PRASAD, C. D.; SHANMUGAM, N. S.; YOON, J. Microstructure and hot corrosion performance of stainless steel 347 produced by wire arc additive manufacturing. **Vacuum**, v. 210, p. 111901, 2023.

KANNAN, T.; ARULMURUGAN, B.; MANIKANDAN, M. Evaluation of metallurgical and mechanical properties in dissimilar welding of Monel 400 and Hastelloy C-2000 using single and double pulse gas metal arc welding techniques. **Journal of Adhesion Science and Technology**, p. 1–29, jul. 2025.

KARCH, J. Improving on Adjusted R-Squared. **Collabra: Psychology**, v. 6, n. 1, p. 45, 1 jan. 2020.

KESTENBACH, H.-J.; BUENO, L. O. Effect of Fe₂Nb precipitation on the creep properties of niobium-bearing austenitic stainless steels. **Materials Science and Engineering**, v. 66, n. 1, p. L19–L23, set. 1984.

KINDERMANN, R. M.; ROY, M. J.; MORANA, R.; PRANGNELL, P. B. Process response of Inconel 718 to wire + arc additive manufacturing with cold metal transfer. **Materials & Design**, v. 195, p. 109031, out. 2020.

KOKARE, S.; SHEN, J.; FONSECA, P. P.; LOPES, J. G.; MACHADO, C. M.; SANTOS, T. G.; OLIVEIRA, J. P.; GODINA, R. Wire arc additive manufacturing of a high-strength low-alloy steel part: environmental impacts, costs, and mechanical properties. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 134, n. 1–2, p. 453–475, set. 2024.

KOLI, Y.; ARAVINDAN, S.; RAO, P. V. Influence of heat input on the evolution of δ -ferrite grain morphology of SS308L fabricated using WAAM-CMT. **Materials Characterization**, v. 194, p. 112363, dez. 2022.

KÖRNER, C. Additive manufacturing of metallic components by selective electron beam melting — a review. **International Materials Reviews**, v. 61, n. 5, p. 361–377, 3 jul. 2016.

KOTECKI, D. J.; SIEWERT, T. A. WRC-1992 constitution diagram for stainless steel weld metals: a modification of the WRC-1988 diagram. **Welding Journal**, v. 71, n. 5, p. 171–178, 1992.

KOU, S. **Welding metallurgy**. 3. ed. Hoboken, N.J: Wiley-Interscience, 2020.

KUTNER, M. H.; NACHTSHEIM, C. J.; NETER, J.; LI, W. **Applied linear statistical models**. [s.l.] McGraw-hill, 2005.

LAGHI, V.; PALERMO, M.; TONELLI, L.; GASPARINI, G.; CESCHINI, L.; TROMBETTI, T. Tensile properties and microstructural features of 304L austenitic stainless steel produced by wire-and-arc additive manufacturing. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 106, n. 9–10, p. 3693–3705, fev. 2020.

LAMBIASE, F.; SCIPIONI, S. I.; PAOLETTI, A. Accurate prediction of the bead geometry in wire arc additive manufacturing process. **International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 119, n. 11–12, p. 7629–7639, 2022.

LE, V. T.; DOAN, Q. T.; MAI, D. S.; BUI, M. C.; TRAN, H. S.; VAN TRAN, X.; NGUYEN, V. A. Prediction and optimization of processing parameters in wire and arc-based additively manufacturing of 316L stainless steel. **Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering**, v. 44, n. 9, p. 394, set. 2022.

LE, V. T.; MAI, D. S.; BUI, M. C.; WASMER, K.; NGUYEN, V. A.; DINH, D. M.; NGUYEN, V. C.; VU, D. Influences of the process parameter and thermal cycles on the quality of 308L stainless steel walls produced by additive manufacturing utilizing an arc welding source. **Welding in the World**, v. 66, n. 8, p. 1565–1580, ago. 2022.

LI, H.; MA, Y.; DUAN, M.; WANG, X.; CHE, T. Defects detection of GMAW process based on convolutional neural network algorithm. **Scientific Reports**, v. 13, n. 1, p. 21219, 1 dez. 2023.

LI, JIANLIN; CUI, Q.; PANG, C.; XU, P.; LUO, W.; LI, JIANGSHAN. Integrated vehicle chassis fabricated by wire and arc additive manufacturing: structure generation, printing radian optimisation, and performance prediction. **Virtual and Physical Prototyping**, v. 19, n. 1, p. e2301483, 31 dez. 2024.

LI, M.; LU, T.; DAI, J.; JIA, X.; GU, X.; DAI, T. Microstructure and mechanical properties of 308L stainless steel fabricated by laminar plasma additive manufacturing. **Materials Science and Engineering: A**, v. 770, p. 138523, jan. 2020.

LIAO, H.; WANG, Z.; CHI, P.; ZHANG, B.; DING, T.; ZHANG, Q. Double pulsed current adopted in local dry underwater WAAM to simultaneously enhanced strength and ductility of 308 L multi-layer component. **Journal of Manufacturing Processes**, v. 118, p. 389–406, maio 2024.

LIMA, A. C.; FERRARESI, V. A. Análise da microestrutura e da resistência ao desgaste de revestimento duro utilizado pela indústria sucroalcooleira. **Soldagem & Inspeção**, v. 14, n. 2, p. 140–150, jun. 2009.

LIMA, A. S.; NASCIMENTO, A. M.; ABREU, H. F. G.; DE LIMA-NETO, P. Sensitization evaluation of the austenitic stainless steel AISI 304L, 316L, 321 and 347. **Journal of Materials Science**, v. 40, n. 1, p. 139–144, jan. 2005.

LIMA, J. S. D.; NETO, J. F. D. S.; MACIEL, T. M.; LÓPEZ, E. A. T.; SANTANA, R. A. C. D.; SANTOS, T. F. D. A. Effect of wire arc additive manufacturing parameters on geometric, hardness, and microstructure of 316LSi stainless steel preforms. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 131, n. 12, p. 5981–5996, abr. 2024.

LIPPOLD, J. C.; KOTECKI, D. J. **Welding metallurgy and weldability of stainless steels**. Hoboken, NJ: John Wiley, 2005.

LIU, B.; LAN, J.; LIU, H.; CHEN, X.; ZHANG, X.; JIANG, Z.; HAN, J. The Effects of Processing Parameters during the Wire Arc Additive Manufacturing of 308L Stainless Steel on the Formation of a Thin-Walled Structure. **Materials**, v. 17, n. 6, p. 1337, 14 mar. 2024.

LIU, H.; ZHOU, H.; LI, H. Assessing the Impact of Organic-Inorganic Nitrogen Application on Maize Yield and Nitrogen Leaching Using the DNDC Model. **E3S Web of Conferences**, v. 573, p. 01017, 2024.

LIU, Z.; HE, B.; LYU, T.; ZOU, Y. A Review on Additive Manufacturing of Titanium Alloys for Aerospace Applications: Directed Energy Deposition and Beyond Ti-6Al-4V. **JOM**, v. 73, n. 6, p. 1804–1818, jun. 2021.

LONG, P.; WEN, D.; MIN, J.; ZHENG, Z.; LI, J.; LIU, Y. Microstructure Evolution and Mechanical Properties of a Wire-Arc Additive Manufactured Austenitic Stainless Steel: Effect of Processing Parameter. **Materials**, v. 14, n. 7, p. 1681, 29 mar. 2021.

MEENA, R. P.; YUVARAJ, N.; VIPIN. Optimization of process parameters of cold metal transfer welding-based wire arc additive manufacturing of super Duplex stainless steel using response surface methodology. **Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part E: Journal of Process Mechanical Engineering**, p. 09544089241230878, 19 fev. 2024.

MOBARAK, M. H.; ISLAM, MD. A.; HOSSAIN, N.; AL MAHMUD, MD. Z.; RAYHAN, MD. T.; NISHI, N. J.; CHOWDHURY, M. A. Recent advances of additive manufacturing in implant fabrication – A review. **Applied Surface Science Advances**, v. 18, p. 100462, dez. 2023.

MOHAMED, O. A.; MASOOD, S. H.; BHOWMIK, J. L. Influence of processing parameters on creep and recovery behavior of FDM manufactured part using definitive screening design and ANN. **Rapid Prototyping Journal**, v. 23, n. 6, p. 998–1010, 17 out. 2017.

MOHAN KUMAR, S.; RAJESH KANNAN, A.; PRAMOD, R.; SIVA SHANMUGAM, N.; MUTHU, S. M.; DHINAKARAN, V. Microstructure and high temperature performance of 321 SS wall manufactured through wire + arc additive manufacturing. **Materials Letters**, v. 314, p. 131913, maio 2022.

MONTGOMERY, D. C. **Design and Analysis of Experiments**. Tenth edition ed. Hoboken, NJ: Wiley, 2020.

MONTGOMERY, D. C.; RUNGER, G. C. **Applied statistics and probability for engineers**. [s.l.] John wiley & sons, 2020.

MOUSSA, H.; DAHMOUNE, F.; MAHDJOUR, M. M.; KADRI, N.; REMINI, H. Definitive screening design and I-optimal design for optimization of ultrasound-assisted extraction of phenolic content and antioxidant capacity from *Salvia officinalis* L. leaves. **Sustainable Chemistry and Pharmacy**, v. 29, p. 100820, out. 2022.

MUHAMMED, M.; MUSTAPHA, M.; GINTA, T. L.; ALI, A. M.; MUSTAPHA, F.; HAMPO, C. C. Statistical Review of Microstructure-Property Correlation of Stainless Steel: Implication for Pre- and Post-Weld Treatment. **Processes**, v. 8, n. 7, p. 811, 10 jul. 2020.

MÜLLER, F.; GORR, B.; CHRIST, H.-J.; CHEN, H.; KAUFFMANN, A.; HEILMAIER, M. Effect of microalloying with silicon on high temperature oxidation resistance of novel

refractory high-entropy alloy Ta-Mo-Cr-Ti-Al. **Materials at High Temperatures**, v. 35, n. 1–3, p. 168–176, 4 maio 2018.

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, p. 4243–4265, 2018.

MYERS, R. H.; MONTGOMERY, D. C.; ANDERSON-COOK, C. M. **Response surface methodology: process and product optimization using designed experiments**. [s.l.] John Wiley & Sons, 2016.

NAGAR, R.; SINGH, R.; PATIL, N.; YADAV, I. Comparison of electrolytic etching and immersion etching for 304L, 316L and 347 austenitic stainless-steel grades. **Practical Metallography**, v. 61, n. 6, p. 370–377, 25 maio 2024.

NAKRANI, J.; MISHRA, N. K.; AJAY, V.; YAN, W.; SHRIVASTAVA, A. Viability of WAAM for fabrication/repair of SS316: Fatigue crack growth behavior for varied notch locations in the vicinity of WAAM-substrate interface. **Theoretical and Applied Fracture Mechanics**, v. 133, p. 104527, out. 2024.

NEDJAD, S. H.; YILDIZ, M.; SABOORI, A. Solidification behaviour of austenitic stainless steels during welding and directed energy deposition. **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 28, n. 1, p. 1–17, 2 jan. 2023.

NGO, T. D.; KASHANI, A.; IMBALZANO, G.; NGUYEN, K. T. Q.; HUI, D. Additive manufacturing (3D printing): A review of materials, methods, applications and challenges. **Composites Part B: Engineering**, v. 143, p. 172–196, jun. 2018.

NGUYEN, N.-K.; VUONG, M. P.; PHAM, T.-D. Constructing 2-level foldover designs with minimal aliasing. **Chemometrics and Intelligent Laboratory Systems**, v. 215, p. 104335, ago. 2021.

NIKAM, S. H.; QUINN, J.; MCFADDEN, S. A simplified thermal approximation method to include the effects of Marangoni convection in the melt pools of processes that involve moving point heat sources. **Numerical Heat Transfer, Part A: Applications**, v. 79, n. 7, p. 537–552, 3 abr. 2021.

NILSSON, J. O. Prediction of Properties in Type 347 Austenitic Stainless Steel after Long-Term Service at High Temperatures. **Materials Science Forum**, v. 539–543, p. 4920–4925, mar. 2007.

NOTA, C.; RÜCKERT, G.; HEUZÉ, J. L.; CARLINO, L.; QUENEZ, J. M.; COURREGELONGUE, L. A first feedback on manufacturing and in-service behaviour of a WAAM-made propeller for naval application. **Welding in the World**, 7 fev. 2023.

NYIKA, J.; DINKA, M. O. Additive Manufacturing for Sustainable Use of Resources: *Em*: SINGH, K.; DUBEY, R. S.; RENWICK, D. W. S.; CRICHTON, R. (Eds.). . **Advances in Logistics, Operations, and Management Science**. [s.l.] IGI Global, 2024. p. 59–73.

OSMAN, M. H.; ALKAHARI, M. R.; PAIJAN, L. H.; YUSRI, N. A. A. M. Investigation on the effects of deposition strategy on the mechanical characteristics and microstructure of

austenitic stainless steel 308LSi manufactured via wire arc additive manufacturing. **Engineering Research Express**, v. 6, n. 3, p. 035552, 1 set. 2024.

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.

PALANI, P. K.; MURUGAN, N. Selection of parameters of pulsed current gas metal arc welding. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 172, n. 1, p. 1–10, fev. 2006.

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, jan. 2022.

PANT, H.; ARORA, A.; GOPAKUMAR, G. S.; CHADHA, U.; SAEIDI, A.; PATTERSON, A. E. Applications of wire arc additive manufacturing (WAAM) for aerospace component manufacturing. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 127, n. 11–12, p. 4995–5011, ago. 2023.

PANTAZOPOULOS, G. A. A Short Review on Fracture Mechanisms of Mechanical Components Operated under Industrial Process Conditions: Fractographic Analysis and Selected Prevention Strategies. **Metals**, v. 9, n. 2, p. 148, 29 jan. 2019.

PAOLELLA, M. S. **Linear models and time-series analysis: regression, ANOVA, ARMA and GARCH**. [s.l.] John Wiley & Sons, 2018.

PATEL, N. S.; PARIHAR, P. L.; MAKWANA, J. S. Parametric optimization to improve the machining process by using Taguchi method: A review. **Materials Today: Proceedings**, v. 47, p. 2709–2714, 2021.

PAUL, A. R.; MUKHERJEE, M.; SINGH, D.; RAJA, M.; MONDAL, M. K. Influence of Deposition Mode on Microstructural and Mechanical Properties of Wire Arc Additive Manufactured 308L Stainless Steel Structures. **Journal of Materials Engineering and Performance**, 5 jul. 2023.

PAWLAK, A.; SZYMCHYK, P. E.; KURZYNOWSKI, T.; CHLEBUS, E. Selective laser melting of magnesium AZ31B alloy powder. **Rapid Prototyping Journal**, v. 26, n. 2, p. 249–258, 14 set. 2019.

PENOT, C.; WHARTON, J.; ADDISON, A.; WANG, Y.; LU, Q. Interpass temperature effects on WAAM ER316L stainless steel corrosion using potentiostatic pulse tests. **npj Materials Degradation**, v. 7, n. 1, p. 89, 11 nov. 2023.

PETERSSON, M. **Wire and Arc Additive Manufacturing: Topology Optimised Vehicle Component**. Petersson, Malte: Luleå University of Technology, 2022.

PICARIELLO, P. **Committee F42 on additive manufacturing technologies**, 2017.

PICCHI, I. B. DE M. **Soldagem dissimilar por eletroescória com fita de chapas de aço carbono cladeado com aço inoxidável 904L e passe de acabamento em Inconel 625**. Recife: Universidade Federal de Pernambuco, 2021.

PIXNER, F.; BUZOLIN, R.; WARCHOMICKA, F.; DOMÁNKOVÁ, M.; ČAPLOVIČOVÁ, M.; RIEDLSPERGER, F.; FRITSCH, S.; ORŁOWSKA, M.; DOMITNER, J.; LASNIK, M.; ENZINGER, N. Influence of process and heat input on the microstructure and mechanical properties in wire arc additive manufacturing of hot work tool steels. **Materials Science and Engineering: A**, v. 888, p. 145799, nov. 2023.

PRAMOD, R.; MOHAN KUMAR, S.; RAJESH KANNAN, A.; SIVA SHANMUGAM, N.; TANGESTANI, R. Fabrication of Gas Metal Arc Welding Based Wire Plus Arc Additive Manufactured 347 Stainless Steel Structure: Behavioral Analysis Through Experimentation and Finite Element Method. **Metals and Materials International**, 28 ago. 2021.

PRASAD, R.; YUVARAJ, N.; VIPIN; GOPAL, A. Experimental investigation of process parameters of cold metal transfer welding-based wire arc additive manufacturing of aluminum 4047 alloy using response surface methodology. **Welding in the World**, 31 jul. 2024.

PRAVEEN, P.; YARLAGADDA, P. K. D. V.; KANG, M. J. Advancements in pulse gas metal arc welding. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 164–165, p. 1113–1119, maio 2005.

PRIARONE, P. C.; PAGONE, E.; MARTINA, F.; CATALANO, A. R.; SETTINERI, L. Multi-criteria environmental and economic impact assessment of wire arc additive manufacturing. **CIRP Annals**, v. 69, n. 1, p. 37–40, 2020.

QUEGUINEUR, A.; ASADI, R.; OSTOLAZA, M.; VALENTE, E. H.; NADIMPALLI, V. K.; MOHANTY, G.; HASCOËT, J.-Y.; ITUARTE, I. F. Wire arc additive manufacturing of thin and thick walls made of duplex stainless steel. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 127, n. 1–2, p. 381–400, jul. 2023.

R., M.; K., G. K. Multi-layer additive manufacturing on nickel-based superalloy by optimization of pulsed mode process parameters of single-layer bead geometry. **Materials Today Communications**, v. 37, p. 107463, dez. 2023.

RAMIREZ-LEDESMA, A. L.; ACOSTA-VARGAS, L. A.; JUAREZ-ISLAS, J. A. Suppression of interdendritic segregation during welding of a 347 austenitic stainless steel pipe reactors. **Engineering Failure Analysis**, v. 114, p. 104589, ago. 2020.

RAMKUMAR, K. D.; ANIRUDH, S.; SINGH, S.; GOYAL, S.; GUPTA, S. K.; GEORGE, J. C.; ARIVAZHAGAN, N. Effect of fillers on the microstructure, mechanical properties, and hot corrosion behavior of Nb stabilized austenitic stainless steel welds. **Journal of Materials Research**, v. 32, n. 3, p. 582–598, 14 fev. 2017.

RANI, K. U.; KUMAR, R.; MAHAPATRA, M. M.; MULIK, R. S.; ŚWIERCZYŃSKA, A.; FYDRYCH, D.; PANDEY, C. Wire Arc Additive Manufactured Mild Steel and Austenitic Stainless Steel Components: Microstructure, Mechanical Properties and Residual Stresses. **Materials**, v. 15, n. 20, p. 7094, 12 out. 2022.

RASHID, M.; SABU, S.; KUNJACHAN, A.; AGILAN, M.; ANJILIVELIL, T.; JOSEPH, J. Advances in Wire-Arc Additive Manufacturing of Nickel-Based Superalloys: Heat Sources, DfAM Principles, Material Evaluation, Process Parameters, Defect Management, Corrosion Evaluation and Post-Processing Techniques. **International Journal of Lightweight Materials and Manufacture**, p. S2588840424000489, jun. 2024.

REZA TABRIZI, T.; SABZI, M.; MOUSAVI ANIJAN, S. H.; EIVANI, A. R.; PARK, N.; JAFARIAN, H. R. Comparing the effect of continuous and pulsed current in the GTAW process of AISI 316L stainless steel welded joint: microstructural evolution, phase equilibrium, mechanical properties and fracture mode. **Journal of Materials Research and Technology**, v. 15, p. 199–212, nov. 2021.

RIEGGER, F.; WENZLER, D. L.; ZAEH, M. F. Stud and wire arc additive manufacturing—Development of a combined process for the high-productivity additive manufacturing of large-scale lattice structures. **Journal of Advanced Joining Processes**, v. 9, p. 100189, jun. 2024.

RIVERA, F. J. M.; ARCINIEGAS, A. J. R. Additive manufacturing methods: techniques, materials, and closed-loop control applications. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 109, n. 1–2, p. 17–31, jul. 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, 4 abr. 2019.

ROSOPA, P. J.; SCHAFFER, M. M.; SCHROEDER, A. N. Managing heteroscedasticity in general linear models. **Psychological Methods**, v. 18, n. 3, p. 335–351, 2013.

ROTHMAN, K. J. Curbing type I and type II errors. **European Journal of Epidemiology**, v. 25, n. 4, p. 223–224, abr. 2010.

SAHA, M. Additive Manufacturing of High Entropy Alloys: Trends, Challenges and Future Perspectives. **SSRN Electronic Journal**, 2023.

SALONITIS, K.; SAEED AL ZARBAN. Redesign Optimization for Manufacturing Using Additive Layer Techniques. **Procedia CIRP**, v. 36, p. 193–198, 2015.

SALUJA, R.; MOEED, K. 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, 2019.

SÁNCHEZ-CRUZ, T. D. N. J.; CURIEL-LÓPEZ, F. F.; LÓPEZ-MORELOS, V. H.; GONZÁLEZ-SÁNCHEZ, J. A.; RUIZ, A.; CARRILLO, E. Optimization of macro and microstructural characteristics of 316L/2205 dissimilar welds obtained by the GMAW-pulsed process. **Materials Today Communications**, v. 34, p. 105401, mar. 2023.

SCHÖBER, P.; BOER, C.; SCHWARTE, L. A. Correlation Coefficients: Appropriate Use and Interpretation. **Anesthesia & Analgesia**, v. 126, n. 5, p. 1763–1768, maio 2018.

SCOTTI, A.; PONOMAREV, V. **Soldagem MIG/MAG: melhor entendimento, melhor desempenho**. [s.l.] Artliber, 2008.

SEIFI, M.; SALEM, A.; BEUTH, J.; HARRYSSON, O.; LEWANDOWSKI, J. J. Overview of Materials Qualification Needs for Metal Additive Manufacturing. **JOM**, v. 68, n. 3, p. 747–764, mar. 2016.

SELLO, M. P.; STUMPF, W. E. Laves phase precipitation and its transformation kinetics in the ferritic stainless steel type AISI 441. **Materials Science and Engineering: A**, v. 528, n. 3, p. 1840–1847, jan. 2011.

SEN, M.; MUKHERJEE, M.; SINGH, S. K.; PAL, T. K. Effect of double-pulsed gas metal arc welding (DP-GMAW) process variables on microstructural constituents and hardness of low carbon steel weld deposits. **Journal of Manufacturing Processes**, v. 31, p. 424–439, jan. 2018.

SENTHIL, T. S.; BABU, S. R.; PUVIYARASAN, M. Mechanical, microstructural and fracture studies on inconel 825–SS316L functionally graded wall fabricated by wire arc additive manufacturing. **Scientific Reports**, v. 13, n. 1, p. 5321, 31 mar. 2023.

SHUNMUGESH, K.; MATHEW, S.; RAPHEL, A.; KUMAR, R.; RAMACHANDRAN, T.; GOYAL, A.; BHOWMIK, A. Investigation of wire arc additive manufacturing of cylindrical components by using cold metal transfer arc welding process. **Scientific Reports**, v. 15, n. 1, p. 21599, 1 jul. 2025.

SILVA, B. H. S. **Avaliação e aplicabilidade de arame ultrafino em Manufatura Aditiva por Deposição a Arco (MADA)**. Uberlândia: UFU, 2020.

SILVA, W. F.; JUNIOR, G. M. M.; OLIVEIRA, H.; PIRES, J. C. A.; CARNEIRO, J. R. G. **Evaluation of the properties of Inconel® 625 preforms manufactured using WAAM technology**, 14 fev. 2024. Disponível em: <<https://www.researchsquare.com/article/rs-3591195/v1>>. Acesso em: 22 set. 2024

SINGH, A.; NATH, T.; DOMMETI, S. G.; SEKAR, S. Bulk Fabrication of SS410 Material Using Cold Metal Transfer-Based Wire Arc Additive Manufacturing Process at Optimized Parameters: Microstructural and Property Evaluation. **Machines**, v. 10, n. 12, p. 1136, 29 nov. 2022.

SINGH, S. K.; NAVEEN, CH.; SAI, Y. V.; SATISH, U.; BANDHAVI, CH.; SUBBIAH, R. Experimental Study on Wear Resistance of AISI 347 Treated With Salt Bath Nitriding and Gas Nitriding Processes-A Review. **Materials Today: Proceedings**, v. 18, p. 2717–2722, 2019.

SOCIETY, A. W.; O'BRIEN, A. **Welding Handbook: Materials and Applications**. [s.l.] American Welding Society, 2015.

SOURMAIL, T. Precipitation in creep resistant austenitic stainless steels. **Materials Science and Technology**, v. 17, n. 1, p. 1–14, jan. 2001.

SOUZA, L. B. O.; SANTOS, M. R. N.; GARCIA, R. P.; FERNANDES, D. B.; VILARINHO, L. O. Characterization of an austenitic stainless steel preform deposited by wire arc additive manufacturing. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 123, n. 9–10, p. 3673–3686, dez. 2022.

STANDARD, A. **ASTM E384-22: Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials**. [s.l.: s.n.]. Disponível em: <<https://doi.org/10.1520/E0384-22>>.

STAVROPOULOS, P.; BIKAS, H.; SOUFLAS, T.; TZIMANIS, K.; PAPAIOANNOU, C.; POREVOPOULOS, N. Additive Manufacturing in the Automotive Industry. Em: GUPTA, R. K. (Ed.). **3D Printing**. 1. ed. Boca Raton: CRC Press, 2023. p. 453–470.

STAVROPOULOS, P.; SALMI, A.; IULIANO, L.; PILAGATTI, A. N.; ATZENI, E.; TZIMANIS, K.; POREVOPOULOS, N.; BIKAS, H. Process window development of DED-LB/M process with coaxial wire for stainless steel AISI 316L. **International Journal of Experimental Design and Process Optimisation**, v. 7, n. 2, p. 10063465, 2024.

STEIN, F.; LEINEWEBER, A. Laves phases: a review of their functional and structural applications and an improved fundamental understanding of stability and properties. **Journal of Materials Science**, v. 56, n. 9, p. 5321–5427, mar. 2021.

SZPISJÁK-GULYÁS, N.; AL-TAYAWI, A. N.; HORVÁTH, ZS. H.; LÁSZLÓ, ZS.; KERTÉSZ, SZ.; HODÚR, C. Methods for experimental design, central composite design and the Box–Behnken design, to optimise operational parameters: A review. **Acta Alimentaria**, v. 52, n. 4, p. 521–537, 4 dez. 2023.

TAGUCHI, G.; KONISHI, S. **Taguchi methods: orthogonal arrays and linear graphs; tools for quality engineering**. [s.l.] ASI press, 1987.

TAŞ, Ş. O.; ŞENER, B. The Use of Additive Manufacturing in Maritime Industry. **International Journal of Engineering Trends and Technology**, v. 67, n. 6, p. 47–51, 25 jun. 2019.

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.

TAVAKOLI, K. S.; ABDI, A.; SOHRABI, M. J.; KALHOR, A.; MIRZADEH, H. Hall-Petch analysis of fine-grained AISI 309Si stainless steel upon recrystallization and grain growth annealing. **Journal of Ultrafine Grained and Nanostructured Materials**, v. 56, n. 2, p. 165–172, 2023.

TIRUMALASETTY, G. K.; VAN HUIS, M. A.; FANG, C. M.; XU, Q.; TICHELAR, F. D.; HANLON, D. N.; SIETSMA, J.; ZANDBERGEN, H. W. Characterization of NbC and (Nb,Ti)N nanoprecipitates in TRIP assisted multiphase steels. **Acta Materialia**, v. 59, n. 19, p. 7406–7415, nov. 2011.

TORRE, M.; GIANNITELLI, S. M.; MAURI, E.; TROMBETTA, M.; RAINER, A. Additive manufacturing of biomaterials. *Em: Advances in Chemical Engineering*. [s.l.] Elsevier, 2021. v. 57p. 233–260.

TUKAHIRWA, G.; WANDERA, C. Influence of Process Parameters in Gas-Metal Arc Welding (GMAW) of Carbon Steels. *Em: Welding - Materials, Fabrication Processes, and Industry 4.0 [Working Title]*. [s.l.] IntechOpen, 2023. .

UHLMANN, E.; KERSTING, R.; KLEIN, T. B.; CRUZ, M. F.; BORILLE, A. V. Additive Manufacturing of Titanium Alloy for Aircraft Components. **Procedia CIRP**, v. 35, p. 55–60, 2015.

UPADHYAY, M. V.; SLAMA, M. B. H.; GAUDEZ, S.; MOHANAN, N.; YEDRA, L.; HALLAIS, S.; HÉRIPRÉ, E.; TANGUY, A. Non-oxide precipitates in additively manufactured austenitic stainless steel. **Scientific Reports**, v. 11, n. 1, p. 10393, 17 maio 2021.

USEVIČIŪTĖ, L.; JANUŠEVIČIUS, T.; DANILA, V.; MAŽEIKIENĖ, A.; ZAGORSKIS, A.; PRANSKEVIČIUS, M.; MARČIULAITIENĖ, E. Performance and Kinetics of Anaerobic Digestion of Sewage Sludge Amended with Zero-Valent Iron Nanoparticles, Analyzed Using Sigmoidal Models. **Energies**, v. 18, n. 6, p. 1425, 13 mar. 2025.

VENTURINI, G.; MONTEVECCHI, F.; SCIPPA, A.; CAMPATELLI, G. Optimization of WAAM Deposition Patterns for T-crossing Features. **Procedia CIRP**, v. 55, p. 95–100, 2016.

VICENTE, A. A.; SILVA, A. C. S.; LOPEZ, E. A. T.; PEREIRA, M.; SANTOS, T. F. A.; TENÓRIO, J. A. S. The possible solidification modes of austenitic stainless steels joints according to different chemical compositions and cooling rates. **Welding International**, v. 38, n. 3, p. 187–197, 3 mar. 2024.

VOTRUBA, V.; FORNŮSEK, T.; HAVLAN, T.; KRATĚNA, T.; SMOLÍK, J. Modelling the weld cladding process to predict weld clad position and shape error. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 132, n. 5–6, p. 2877–2888, maio 2024.

WACKERLY, D. D.; MENDENHALL, W.; SCHEAFFER, R. L. **Mathematical statistics with applications**. [s.l.] Thomson Brooks/Cole Belmont, CA, 2008. v. 7

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

WANG, D.; ZHONG, Q.; YANG, J.; ZHANG, S. Effects of Cr and Ni on the microstructure and corrosion resistance of high-strength low alloy steel. **Journal of Materials Research and Technology**, v. 23, p. 36–52, mar. 2023.

WANG, L.; LI, Y.; DING, J.; XIE, Q.; ZHANG, X.; WANG, K. Problems in Welding of High Nitrogen Steel: A Review. **Metals**, v. 12, n. 8, p. 1273, 28 jul. 2022.

WANG, Q.; CHEN, S.; RONG, L. δ -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. 2020a.

_____. δ -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. 2020b.

WANG, W.; WANG, Z.; HU, S.; BAI, P.; LU, T.; CAO, Y. Weld pool surface fluctuations sensing in pulsed GMAW. **Weld J**, v. 97, n. 12, p. 327S-337S, 2018.

WANG, W.; XIONG, L.; WANG, D.; MA, Q.; HU, Y.; HU, G.; LEI, Y. A New Test Method for Evaluation of Solidification Cracking Susceptibility of Stainless Steel during Laser Welding. **Materials**, v. 13, n. 14, p. 3178, 16 jul. 2020.

WANG, Z.; JIANG, D.; WU, J.; XU, M. A review on high-frequency pulsed arc welding. **Journal of Manufacturing Processes**, v. 60, p. 503–519, 2020.

WĘGŁOWSKI, M. S.; HUANG, Y.; ZHANG, Y. M. Relationship between wire feed speed and metal transfer in GMAW. **Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering**, v. 29, n. 2, p. 191–194, 2008.

WEGRZYN, T. Delta ferrite in stainless steel weld metals. **Welding International**, v. 6, n. 9, p. 690–694, jan. 1992a.

_____. Delta ferrite in stainless steel weld metals. **Welding International**, v. 6, n. 9, p. 690–694, jan. 1992b.

WENG, F.; GAO, S.; JIANG, J.; WANG, J.; GUO, P. A novel strategy to fabricate thin 316L stainless steel rods by continuous directed energy deposition in Z direction. **Additive Manufacturing**, v. 27, p. 474–481, maio 2019.

WU, K.; ZHAN, J.; CAO, X.; ZENG, M.; DING, N. Metal transfer of aluminum alloy double-wire pulsed GMAW with a median waveform. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 286, p. 116761, dez. 2020.

WU, Y.; WANG, J.; SHAO, C.; ZHANG, J.; XIAO, J.; HE, K.; ZHANG, L.; GUO, X. Insights into the effects of δ -ferrite on crack tip stress/strain and stress corrosion cracking propagation behavior of austenite weld metal: A numerical and experimental study. **International Journal of Pressure Vessels and Piping**, v. 205, p. 105007, out. 2023.

XIAO, J.; TIAN, G.; WANG, D.; CAO, K.; ZHAO, A. Effect of Aging at Different Temperatures on Microstructure Evolution of 347H Heat-Resistant Steel-Welded Joints. **Metals**, v. 15, n. 5, p. 518, 4 maio 2025.

XU, H.; LIU, C.; MAO, H.; BAI, F.; XU, T. Strengthening nodes to obtain high-strength pyramid lattice structure by using wire arc additive manufacturing method. **Journal of Manufacturing Processes**, v. 117, p. 125–133, maio 2024.

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, 1 jan. 2019.

YADAV, A.; SRIVASTAVA, M.; JAIN, P. K.; RATHEE, S. Investigation of bead morphology and mechanical behaviour for metal inert gas welding-based WAAM in pulsed mode metal transfer on 316LSi stainless steel. **Journal of Adhesion Science and Technology**, v. 38, n. 5, p. 738–769, 3 mar. 2024.

YADROITSEV, I.; YADROITSAVA, I.; BERTRAND, P.; SMUROV, I. Factor analysis of selective laser melting process parameters and geometrical characteristics of synthesized single tracks. **Rapid Prototyping Journal**, v. 18, n. 3, p. 201–208, 20 abr. 2012.

YAO, P.; TANG, H.; BIN, K.; CHEN, M.; ZHOU, K. Influence of pulse frequency on weld bead formation and mechanical performance of 316L stainless steel by double-wire DP-GMAW process. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 121, n. 5–6, p. 3369–3383, jul. 2022.

YAO, P.; ZHOU, K.; HUANG, S. Process and Parameter Optimization of the Double-Pulsed GMAW Process. **Metals**, v. 9, n. 9, p. 1009, 15 set. 2019.

YAO, P.; ZHOU, K.; TANG, H. Effects of Operational Parameters on the Characteristics of Ripples in Double-Pulsed GMAW Process. **Materials**, v. 12, n. 17, p. 2767, 28 ago. 2019.

YU, R.; CAO, Y.; MARTIN, J.; CHIANG, O.; ZHANG, Y. Robotizing double-electrode GMAW process through learning from human welders. **Journal of Manufacturing Processes**, v. 109, p. 140–150, jan. 2024.

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, 8 maio 2020.

ZHAI, W.; GUO, Y.; AISHWARYA; CANTURRI, C.; SHANDRO, R.; ZHOU, W. Wire arc additive manufacturing of ER70S-6/S355 bimetal component. **Materials Science and Engineering: A**, v. 900, p. 146498, maio 2024.

ZHANG, L.; MEI, C. Testing heteroscedasticity in nonparametric regression models based on residual analysis. **Applied Mathematics-A Journal of Chinese Universities**, v. 23, n. 3, p. 265–272, set. 2008.

ZHANG, S.; ZHENG, B.; YAO, J.; SHU, G. Test and constitutive modelling of wire arc additively manufactured stainless steel. **Journal of Constructional Steel Research**, v. 214, p. 108474, mar. 2024.

ZHANG, W.; SHANG, X.; CHEN, S.; ZHANG, L. Comparison of microstructural characteristics and mechanical properties of the high-strength low-alloy steels fabricated by wire arc additive manufacturing versus conventional casting. **Materials Science and Engineering: A**, v. 885, p. 145593, out. 2023.

ZHANG, X.; ZHANG, J.; XIE, X.; JIANG, Z.; CHEN, C.; WU, Z.; ZHANG, Y. Effect of Current Waveform on Microstructure Evolution and Mechanical Properties of GH4169 High-Temperature Alloy Tungsten Inert Gas Additive Manufacturing. **Materials**, v. 17, n. 18, p. 4649, 22 set. 2024.

ZHANG, Y. M.; E, L.; WALCOTT, B. L. Robust Control of Pulsed Gas Metal Arc Welding. **Journal of Dynamic Systems, Measurement, and Control**, v. 124, n. 2, p. 281–289, 1 jun. 2002.