

UNIVERSIDADE FEDERAL DE UBERLÂNDIA
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA
GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

GUILHERME PEREIRA ABRÃO

**AVALIAÇÃO DA DILUIÇÃO DE AÇO INOXIDÁVEL ER308LSi
DEPOSITADO EM AÇO CARBONO SAE1020 VIA MANUFATURA
ADITIVA POR DEPOSIÇÃO A ARCO**

UBERLÂNDIA
2026

GUILHERME PEREIRA ABRÃO

**AVALIAÇÃO DA DILUIÇÃO DE CROMO E NÍQUEL EM AÇO
INOXIDÁVEL AUSTENÍTICO ER308LSi DEPOSITADO EM SUBSTRATO
DE AÇO CARBONO SAE1020
POR MANUFATURA ADITIVA POR DEPOSIÇÃO A ARCO (MADA)**

Trabalho de Conclusão de Curso apresentado
à Faculdade de Engenharia Mecânica da
Universidade Federal de Uberlândia como
requisito parcial para a obtenção do título de
Bacharel em Engenharia Mecânica.

Orientador: Louriel Oliveira Vilarinho
Coorientador: Daniel Dominices Baia de
Souza

**UBERLÂNDIA
2026**

GUILHERME PEREIRA ABRÃO

**AVALIAÇÃO DA DILUIÇÃO DE CROMO E NÍQUEL EM AÇO
INOXIDÁVEL AUSTENÍTICO ER308LSi DEPOSITADO EM SUBSTRATO
DE AÇO CARBONO SAE1020
POR MANUFATURA ADITIVA POR DEPOSIÇÃO A ARCO (MADA)**

Trabalho de Conclusão de Curso aprovado
como requisito parcial para a obtenção do
título de Bacharel em Engenharia Mecânica
pela Universidade Federal de Uberlândia.

BANCA EXAMINADORA

Daniel Dominices Baia de Souza
Doutor em Engenharia Mecânica
Universidade Federal de Uberlândia

Edmundo Benedetti Filho
Doutor em Engenharia Mecânica
Universidade Federal de Uberlândia

Uberlândia, 07 de agosto de 2026.

RESUMO

A manufatura aditiva por deposição a arco (MADA) tem se consolidado como alternativa viável para a fabricação de componentes metálicos de médio e grande porte, com elevadas taxas de deposição e reduzido desperdício de material. Quando aplicada a pares dissimilares, contudo, a mistura entre o metal de adição e o substrato durante a formação da poça de fusão altera a composição química das primeiras camadas depositadas, com consequências diretas sobre a microestrutura e as propriedades mecânicas resultantes. Este trabalho teve por objetivo caracterizar a diluição de cromo e níquel ao longo da direção de construção de uma preforma de aço inoxidável austenítico ER308LSi depositada em substrato de aço carbono por MADA. A seção transversal da preforma foi analisada por macrografia, microscopia óptica, microscopia eletrônica de varredura, espectroscopia de energia dispersiva de raios X e ensaios de microdureza Vickers. A penetração do primeiro cordão no substrato foi de 2,8 mm. O perfil composicional revelou transição abrupta na interface, seguida de um patamar de composição constante que se estende por 3,0 mm, com teores médios de 13,22 % de cromo e 5,99 % de níquel, e de enriquecimento progressivo até 17,86 % de cromo e 7,83 % de níquel no topo da preforma. A estimativa da diluição por balanço de massa indicou valores entre 32 e 46 % no primeiro cordão, decrescendo para valores entre 9 e 30 % no topo. O perfil de microdureza acompanhou o perfil composicional, com elevação acentuada na região diluída, atribuída à perda de estabilidade da austenita decorrente da redução do teor de níquel e à consequente formação de martensita, interpretação corroborada pelo diagrama de Schaeffler. Observou-se ainda que a fronteira microestrutural, definida pela queda de dureza, situa-se aproximadamente 0,9 mm acima da fronteira composicional, defasagem coerente com o fato de a estabilidade da austenita ser governada pelo teor de níquel.

Palavras-chave: MADA; Diluição; Aço Inoxidável Austenítico; ER308LSi; Dissimilar.

ABSTRACT

Wire arc additive manufacturing (WAAM) has become a viable alternative to produce medium and large-scale metallic components, offering high deposition rates and reduced material waste. When applied to dissimilar material pairs, however, the mixing between filler metal and substrate during weld pool formation changes the first layers' chemical composition, affecting the microstructure and mechanical properties. This work aims to study the chromium and nickel dilution along the build direction in an ER308LSi austenitic stainless steel preform deposited on carbon steel substrate by WAAM. The preform cross-section was analyzed by macrography, optical microscopy, scanning electron microscopy with energy dispersive X-ray spectroscopy microanalysis and Vickers microhardness testing. The penetration of the first bead into the substrate was 2.8 mm. The compositional profile revealed an abrupt transition at the interface, followed by a plateau of constant composition extending over 3.0 mm, with average contents of 13.22 % chromium and 5.99 % nickel, and by progressive enrichment up to 17.86 % chromium and 7.83 % nickel at the top of the preform. Dilution estimated by mass balance ranged from 32 to 46 % in the first bead, decreasing to between 9 and 30 % at the top. The microhardness profile followed the compositional profile, with a marked increase in the diluted region, attributed to the loss of austenite stability caused by the reduction in nickel content and the consequent formation of martensite, an interpretation supported by the Schaeffler diagram. It was further observed that the microstructural boundary, defined by the hardness drop, lies approximately 0.9 mm above the compositional boundary, a lag consistent with the fact that austenite stability is governed by nickel content.

Keywords: WAAM; Dilution; Austenitic Stainless Steel; ER308LSi; Dissimilar.

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
AWS	American Welding Society
BSE	Elétrons retroespalhados (backscattered electrons)
CMT	Cold Metal Transfer
DED	Deposição de energia direcionada (directed energy deposition)
EDS	Espectroscopia de energia dispersiva de raios X
FN	Número de ferrita (ferrite number)
GMAW	Gas Metal Arc Welding
GTAW	Gas Tungsten Arc Welding
HV	Dureza Vickers
MADA	Manufatura aditiva por deposição a arco
MEV	Microscopia eletrônica de varredura
PAW	Plasma Arc Welding
WAAM	Wire Arc Additive Manufacturing
WRC	Welding Research Council
ZAC	Zona termicamente afetada
ZF	Zona fundida

LISTA DE SÍMBOLOS

C_{req}	Cromo equivalente
Ni_{eq}	Níquel equivalente
δ	Diluição / ferrita delta
γ	Austenita
C_{arame}	Teor do elemento no metal de adição
C_{medido}	Teor do elemento determinado por EDS
$C_{substrato}$	Teor do elemento no metal base

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	11
1.1	Justificativa	12
1.2	Objetivos	12
1.2.1	Objetivo geral.....	12
1.2.2	Objetivos específicos	12
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	14
2.1	Manufatura Aditiva de Metais.....	14
2.2	Manufatura Aditiva por Deposição a Arco (MADA)	14
2.2.1	Princípios e Fundamentos do Processo	14
2.2.2	Parâmetros de Processo	16
2.2.3	Vantagens e Limitações.....	17
2.3	Metalurgia da Solidificação de Aços Inoxidáveis Austeníticos	18
2.3.1	Modos de Solidificação	18
2.3.2	Ferrita Delta: Formação, Morfologias e Papel Metalúrgico	18
2.3.3	Transformações no Estado Sólido e Efeitos do Histórico Térmico Cíclico em MADA.....	20
2.4	Diagramas Constitucionais	22
2.4.1	Diagrama de Schaeffler (1949).....	22
2.4.2	Diagrama WRC-1992.....	22
2.5	Diluição em Processos de Soldagem e MADA	23
2.5.1	Conceito e Definição.....	23
2.5.2	Fatores que Influenciam a Diluição.....	24
2.5.3	Efeitos da Diluição na Composição Química da Zona de Mistura	25
2.6	Interface Substrato/Depósito em MADA Dissimilar	26

2.6.1	Zonas Microestruturais na Interface.....	26
2.6.2	Gradiente Composicional de Cromo e Níquel.....	27
2.6.3	Microestrutura da Interface e Perfil de Propriedades.....	28
3	MATERIAIS E MÉTODOS	31
3.1	Materiais	31
3.2	Processo de Deposição	31
3.3	Preparação Metalográfica	32
3.4	Técnicas de Caracterização.....	34
3.4.1	Macrografia e Microscopia Óptica.....	34
3.4.2	Microscopia Eletrônica de Varredura e Microanálise por EDS	35
3.4.3	Ensaio de Microdureza Vickers.....	36
3.5	Cálculo da Diluição	37
4	RESULTADOS E DISCUSSÃO	38
4.1	Caracterização Macrográfica	38
4.2	Caracterização Microestrutural	40
4.3	Perfil Composicional ao Longo da Direção de Construção	43
4.3.1	Linha de Varredura	43
4.3.2	Transição Composicional na Interface.....	43
4.3.3	Patamar Composicional.....	46
4.3.4	Enriquecimento Progressivo ao Longo da Altura	46
4.4	Quantificação da Diluição	47
4.5	Cálculo de Creep e Nieq	48
4.6	Perfil de Microdureza	49
4.7	Correlação entre Composição, Dureza e Microestrutura	50

4.7.1	Defasagem entre a Fronteira Composicional e a Fronteira Microestrutural	51
4.8	Considerações sobre a Confiabilidade dos Resultados	52
5	CONCLUSÕES	53
5.1	Sugestões para Trabalhos Futuros	55
	REFERÊNCIAS	57
	APÊNDICE A – DADOS DE COMPOSIÇÃO QUÍMICA POR EDS	60

1 INTRODUÇÃO

A manufatura aditiva consolidou-se, nas últimas décadas, como alternativa aos processos convencionais de fabricação, ao permitir a construção de componentes camada sobre camada a partir de um modelo digital. Entre as tecnologias disponíveis para materiais metálicos, a manufatura aditiva por deposição a arco, conhecida pela sigla MADA e, na literatura de língua inglesa, como Wire Arc Additive Manufacturing (WAAM), destaca-se pelas elevadas taxas de deposição, pelo baixo custo de equipamento e pela ausência de restrição dimensional imposta por câmaras fechadas, características que a tornam particularmente adequada à fabricação de componentes de médio e grande porte (WILLIAMS et al., 2016; JADHAV et al., 2025).

A associação entre um substrato de aço carbono, de baixo custo e boa resistência mecânica, e a deposição de um material dissimilar por MADA, impõe um desafio metalúrgico específico. Durante a formação da poça de fusão, parte do substrato é fundida e incorporada ao metal depositado, fenômeno denominado diluição. Como consequência, a composição química das primeiras camadas afasta-se da composição nominal do consumível, aproximando-se da do metal base. No caso da deposição de aço inoxidável austenítico sobre aço carbono, essa mistura reduz os teores de cromo e de níquel, elementos responsáveis, respectivamente, pela resistência à corrosão e pela estabilização da austenita. A consequência direta é a possibilidade de formação de constituintes duros e frágeis na região adjacente à interface, com prejuízo às propriedades mecânicas e à resistência à corrosão localmente esperadas (RANI et al., 2022; URALDE et al., 2022).

A literatura registra alguns estudos sobre uniões dissimilares entre aço carbono e aços inoxidáveis, mas nada específico para o consumível ER308LSi depositado por MADA, com quantificação sistemática da diluição de cromo e níquel ao longo da altura construída, e correlação simultânea entre o perfil de dureza e a microestrutura do material.

1.1 Justificativa

A quantificação da diluição em uniões dissimilares produzidas por MADA possui relevância prática direta. Do ponto de vista de projeto, conhecer a extensão da região afetada pela mistura com o substrato permite dimensionar a perda de material necessária para manter as características ótimas de resistência a corrosão.

Do ponto de vista mecânico, a caracterização da região diluída permite antecipar a formação de constituintes indesejados. A redução do teor de níquel decorrente da diluição desloca a composição local para fora do campo de estabilidade da austenita, favorecendo a formação de martensita, constituinte de elevada dureza e reduzida tenacidade, cuja presença em regiões próximas à interface constitui potencial sítio de nucleação de trincas.

Por fim, do ponto de vista metodológico, a correlação simultânea entre perfil composicional, perfil de dureza e microestrutura, ao longo de uma mesma linha de análise, permite verificar experimentalmente as previsões dos diagramas constitucionais clássicos, como o diagrama de Schaeffler, em condições de solidificação fora do equilíbrio típicas dos processos de manufatura aditiva.

1.2 Objetivos

1.2.1 *Objetivo geral*

Caracterizar a diluição de cromo e níquel ao longo da direção de construção em uma preforma de aço inoxidável austenítico ER308LSi depositada sobre substrato de aço carbono por manufatura aditiva por deposição a arco, correlacionando o perfil composicional obtido com o perfil de microdureza e com a microestrutura resultante.

1.2.2 Objetivos específicos

- Determinar, por macrografia, a penetração do primeiro cordão depositado no substrato de aço carbono;

- Levantar o perfil de composição química ao longo da direção de construção por meio de microanálise por espectroscopia de energia dispersiva de raios X, abrangendo desde o metal base até o topo da preforma;
- Estimar, por balanço de massa, a diluição correspondente a cada região analisada, a partir dos teores de cromo e de níquel;
- Levantar o perfil de microdureza Vickers ao longo da mesma linha de análise;
- Correlacionar os perfis de composição e de dureza, identificando as fronteiras da região afetada pela diluição;
- Caracterizar, por microscopia óptica, a microestrutura do substrato, da interface e do metal depositado;
- Confrontar os resultados obtidos com as previsões dos diagramas constitucionais de Schaeffler e WRC-1992 e com os dados reportados na literatura para sistemas dissimilares análogos.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Manufatura Aditiva de Metais

A manufatura aditiva (MA) é um processo de fabricação que constrói componentes camada sobre camada a partir de um modelo digital, em contraposição aos processos subtrativos tradicionais, que removem material de um bloco sólido (JADHAV et al., 2025). No caso específico de metais, a solidificação sucessiva de material fundido permite a obtenção de geometrias complexas com redução de desperdício de matéria-prima em relação à usinagem convencional (ALZUGHAIABI et al., 2026).

A categoria de interesse para este trabalho, segundo a norma ISO/ASTM 52900, é a deposição de energia direcionada, definida pela norma como o processo no qual energia térmica focalizada é empregada para fundir os materiais à medida que são depositados. A própria norma esclarece que a expressão energia térmica focalizada designa uma fonte de energia concentrada sobre o material em deposição, citando como exemplos o laser, o feixe de elétrons e o arco de plasma. É essa última alternativa, o arco elétrico, que caracteriza a manufatura aditiva por deposição a arco, na qual o calor do arco funde um arame metálico que é depositado camada sobre camada sobre um substrato (ALZUGHAIABI et al., 2026; JADHAV et al., 2025).

2.2 Manufatura Aditiva por Deposição a Arco (MADA)

2.2.1 Princípios e Fundamentos do Processo

A combinação de um arco elétrico como fonte de calor e de um arame metálico como material de aporte é denominada Wire + Arc Additive Manufacturing (WAAM), ou Manufatura Aditiva por Deposição a Arco (MADA), e vem sendo investigada para fins de manufatura aditiva desde a década de 1990, embora a primeira patente relacionada ao princípio de deposição por arco tenha sido depositada em 1925, referente a um método de fabricação de artigos decorativos (WILLIAMS et al., 2016).

Segundo Williams et al. (2016), a altura de camada típica na MADA situa-se na faixa de 1 a 2 mm, resultando em rugosidade superficial (ondulação) da ordem de 500 μm para depósitos de trilha única; por essa razão, a MADA não é considerada um processo de forma final (net shape), sendo necessária uma etapa de usinagem de acabamento após a deposição.

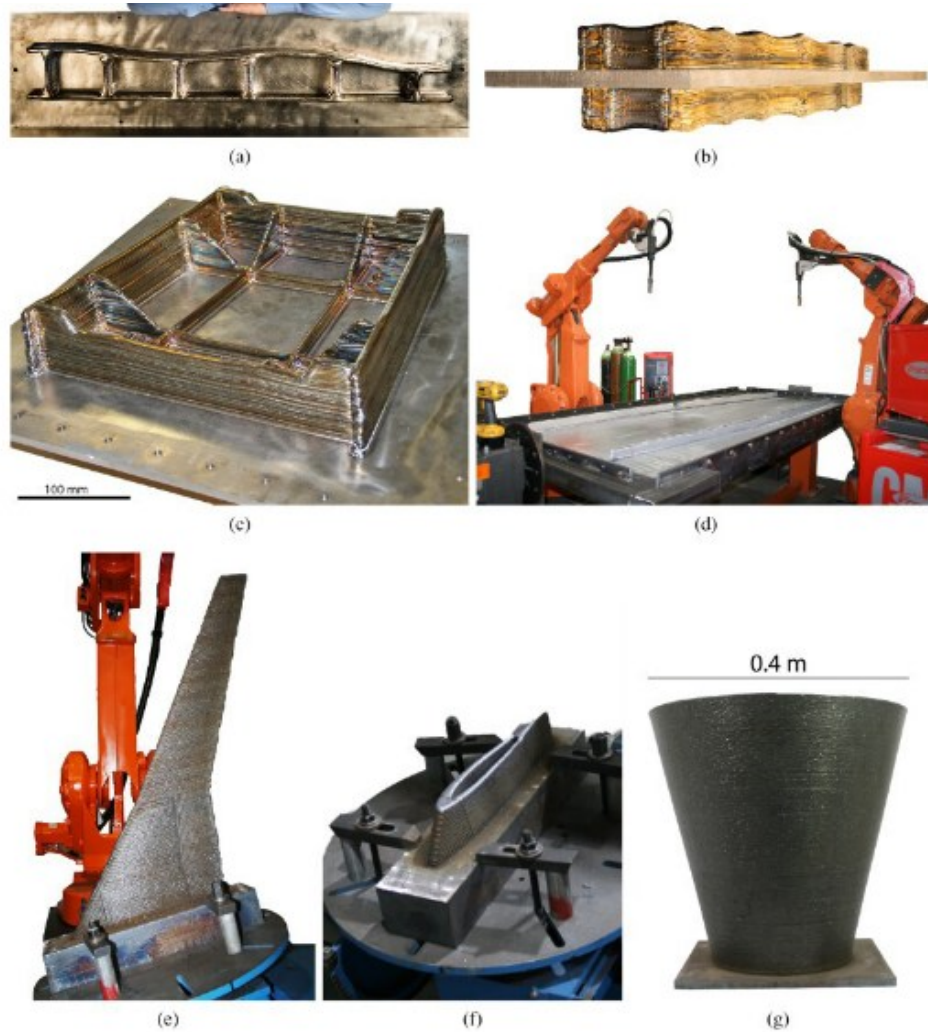


Figura 2.1 – Exemplos de componentes fabricados por MADA: (a) longarina de asa Ti-6Al-4V; (b) vista lateral (par de peças construídas costas-com-costas); (c) conjunto de trem de pouso Ti-6Al-4V; (d) costela de asa em alumínio; (e - f) asa para teste em túnel de vento; (g) cone truncado em aço (Williams et al. (2016)).

2.2.2 Parâmetros de Processo

Os principais parâmetros de processo que controlam a geometria do cordão, a diluição e as propriedades finais do depósito em MADA são a corrente de soldagem, a tensão de arco, a velocidade de deslocamento da tocha (travel speed), a velocidade de alimentação do arame (wire feed speed), o tipo e a vazão do gás de proteção, e a temperatura interpasse (interpass ou interlayer temperature) mantida entre a deposição de camadas sucessivas.

O aporte térmico (heat input) constitui parâmetro central para o controle da microestrutura e das propriedades mecânicas resultantes. Rani et al. (2022) definem o aporte térmico como $HI = V \times I / S$, em que I é a corrente de soldagem (A), V é a tensão de arco (V) e S é a velocidade de deslocamento (mm/s).

Já Christin et al. (2026) incorporam um fator de eficiência de processo (η) a essa relação, tal que o aporte térmico efetivo é dado por $H = \eta \times V \times I / v$; para o processo GMAW pulsado utilizado por esses autores na deposição de aço inoxidável 316LSi, adotou-se $\eta = 0,8$, resultando em um aporte térmico calculado de aproximadamente 394 J/mm para corrente média de 250 A, tensão média de 25 V e velocidade de deslocamento de 12,7 mm/s.

Khaled et al. (2026) demonstraram experimentalmente o efeito do aporte térmico sobre a microestrutura e as propriedades mecânicas de juntas soldadas dissimilares de aços inoxidáveis austeníticos, variando a corrente entre 70 e 90 A, a tensão entre 16 e 20 V e a vazão de gás entre 8 e 12 L/min, o que resultou em três níveis de aporte térmico calculado: 0,36, 0,43 e 0,54 kJ/mm. Nesse estudo, o aumento do aporte térmico entre o nível mais baixo e o mais alto promoveu o engrossamento progressivo das dendritas na zona fundida e o crescimento de grão na zona termicamente afetada (ZAC), reduzindo a dureza nessa região de 170 HV para 165 HV.

A temperatura interpasse, temperatura à qual uma camada deve resfriar antes da deposição da camada seguinte, é outro parâmetro amplamente controlado nos estudos de MADA, tipicamente entre 90 °C e 200 °C conforme os diferentes trabalhos analisados: Alzughaibi et al. (2026) aplicaram um tempo de espera entre camadas suficiente para resfriar a parede depositada a aproximadamente 100 °C; Ayan e Kahraman (2022)

permitiram o resfriamento entre 90 e 100 °C antes de cada nova camada; já Christin et al. (2026), Zhai et al. (2024) e Rimpl et al. (2025) adotaram temperatura interpassa de 200 °C em seus respectivos estudos. Cabe observar que, embora o aporte térmico nominal permaneça constante ao longo da construção, as condições efetivas de troca térmica variam com a altura depositada, em razão da redução progressiva da dissipação de calor para o substrato e do acúmulo térmico nas camadas já construídas.

2.2.3 Vantagens e Limitações

Entre as principais vantagens da MADA frente a outras tecnologias de manufatura aditiva metálica, Jadhav et al. (2025) destacam: elevada taxa de deposição, adequada à produção de componentes de grande porte; baixa razão buy-to-fly, com desperdício mínimo de material; melhor controle do aporte térmico em comparação com processos baseados em pó; capacidade de produzir componentes estruturais de grande escala; maior viabilidade econômica para peças metálicas de grande porte; e comprovada aplicabilidade na fabricação de estruturas bimetálicas e materiais funcionalmente graduados (FGM).

Williams et al. (2016) quantificam parte desses benefícios: o custo de capital de uma célula básica de MADA, robô de seis eixos, fonte de energia com tocha, e ferramental de fixação, foi estimado em £90 mil (valores de 2016), acrescido de aproximadamente £20 mil quando é necessária câmara com atmosfera inerte, como no caso do titânio. As taxas de deposição situam-se tipicamente entre 1 e 4 kg/hora para alumínio e aço, respectivamente, podendo chegar a 10 kg/hora, ainda que, segundo os autores, taxas tão elevadas comprometam a fidelidade dimensional da peça, elevando a razão BTF e exigindo usinagem adicional significativa.

Como principais limitações, Jadhav et al. (2025) apontam que a MADA é menos adequada à fabricação de geometrias finas ou intrincadas; frequentemente requer pós-processamento para acabamento superficial; os ciclos térmicos inerentes ao processo podem induzir tensões residuais; a resolução e a precisão dimensional são limitadas; os requisitos de equipamento e de qualificação de operador podem ser elevados; e o controle da interface e da ligação metalúrgica entre materiais dissimilares permanece um

desafio técnico relevante. Consistentemente, Williams et al. (2016) relatam rugosidade superficial da ordem de 500 μm para depósitos de trilha única, o que reforça a necessidade de etapa final de usinagem.

2.3 Metalurgia da Solidificação de Aços Inoxidáveis Austeníticos

2.3.1 Modos de Solidificação

A solidificação de aços inoxidáveis austeníticos, incluindo o metal depositado a partir de arames como o ER308LSi, pode seguir diferentes sequências de transformação de fase a partir do líquido, a depender principalmente da razão entre os elementos que estabilizam a ferrita (formadores de ferrita, expressos como cromo equivalente) e os que estabilizam a austenita (formadores de austenita, expressos como níquel equivalente). (Amiri e Naffakh-Moosavy, 2024).

Na sequência predominante para esse consumível, denominada modo ferrita-austenita (FA), a δ -ferrita constitui a fase primária de solidificação, sendo parcialmente substituída pela austenita à medida que o resfriamento prossegue; a ferrita residual que não se transforma permanece retida na matriz austenítica sob a forma de estruturas vermiculares, esqueléticas ou de dendritas em ripas (lathy), frequentemente localizadas nos contornos de grão e de subgrão (RANI et al., 2022).

2.3.2 Ferrita Delta: Formação, Morfologias e Papel Metalúrgico

A retenção de δ -ferrita na matriz austenítica de depósitos de aço inoxidável austenítico produzidos por MADA desempenha papel metalúrgico duplo. Por um lado, Khaled et al. (2026) afirmam que a presença de δ -ferrita nessa faixa é considerada benéfica, pois minimiza o risco de trincas a quente (hot cracking) durante a solidificação do metal de solda e auxilia no aprisionamento de impurezas deletérias, como enxofre e fósforo, nos contornos de grão, contribuindo para a integridade geral da solda e para a estabilidade microestrutural. Por outro lado, seu excesso pode comprometer a ductilidade e a tenacidade em serviço (KHALED et al., 2026).

A morfologia da δ -ferrita retida varia entre as formas esquelética (skeletal), vermicular e em ripas (lathy), conforme observado consistentemente em múltiplos dos estudos analisados. Alzughabi et al. (2026), em depósito de SS308L por MADA, identificaram morfologias compatíveis com ferrita poligonal, ferrita de contorno de grão e ferrita de Widmanstätten.

Christin et al. (2026) explicitam o mecanismo que relaciona a razão C_{req}/N_{ieq} e a taxa de resfriamento à morfologia resultante: uma razão C_{req}/N_{ieq} mais baixa, associada a taxas de resfriamento moderadas, favorece a formação de morfologia vermicular ou esquelética; já uma razão C_{req}/N_{ieq} mais elevada, associada a taxas de resfriamento mais altas, promove o desenvolvimento de ferrita em ripas (lathy) dentro da estrutura austenítica. No estudo desses autores sobre o aço 316LSi depositado por MADA pulsada, a razão C_{req}/N_{ieq} medida, entre 1,5 e 1,6, foi associada à formação de redes vermiculares ricas em cromo no núcleo das dendritas, consistente com a morfologia vermicular de δ -ferrita observada experimentalmente.

Quanto à fração volumétrica típica de δ -ferrita em depósitos austeníticos por MADA, os valores reportados na literatura analisada situam-se predominantemente na faixa de 3 a 10 % em peso, podendo atingir excepcionalmente até 12 %. Kondratev et al. (2026) reportam fração de δ -ferrita entre 3 e 8 % (chegando a 12 % segundo alguns dos dados analisados) para o 308LSi depositado por CMT; Khaled et al. (2026) preveem, via diagrama de Schaeffler-Espy, teor de aproximadamente 10 % para o metal de solda 308L; e Senthil et al. (2023), a partir de análise por espectroscopia de energia dispersiva (EDS) de um depósito de SS316L, calcularam razão C_{req}/N_{ieq} de 1,305, o que confirmou a presença de aproximadamente 5 % de δ -ferrita nas dendritas austeníticas (γ) primárias daquele material.

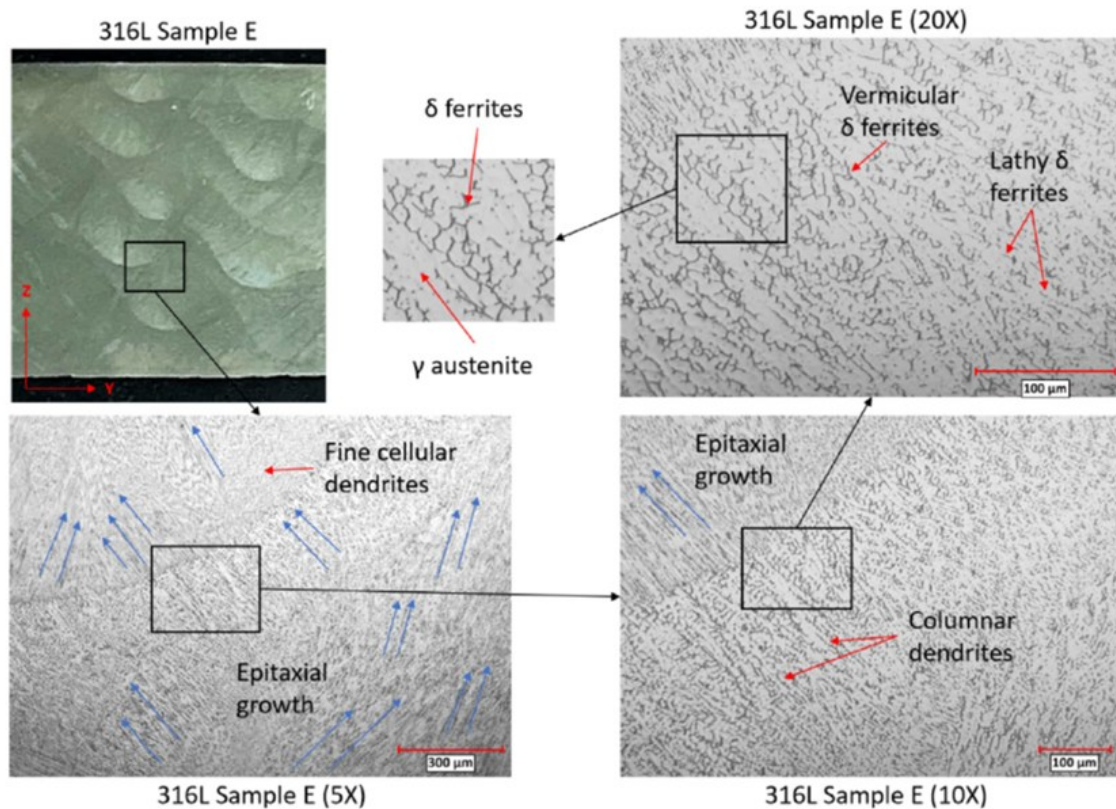


Figura 2.2 – Microestrutura do aço inoxidável austenítico 316L fabricado por MADA em ampliação progressiva, evidenciando δ -ferrita vermicular e em ripas (lathy) na matriz de austenita (γ), além de dendritas celulares finas, dendritas colunares e crescimento epitaxial (Christin et al., 2026).

2.3.3 Transformações no Estado Sólido e Efeitos do Histórico Térmico Cíclico em MADA

A deposição camada sobre camada característica da MADA impõe um histórico térmico cíclico às camadas já depositadas, uma vez que a deposição de cada nova camada refunde parcialmente a camada anterior e reaquece as camadas subjacentes. Amiri e Naffakh-Moosavy (2024) descrevem esse fenômeno como um efeito de "zona re-fundida ou de transição" (re-melted or transition zone): a solidificação rápida nessa região, decorrente de maior gradiente térmico e transferência de calor mais veloz, resulta na formação de grãos finos e equiaxiais; já as camadas subsequentes, submetidas a perda de calor mais gradual, desenvolvem grãos colunares grosseiros. Segundo os

autores, esse padrão cíclico se repete a cada nova camada depositada, gerando variação periódica no tamanho de grão ao longo da altura de construção.

Esse mesmo mecanismo de reaquecimento manifesta-se na zona termicamente afetada (ZAC) de juntas dissimilares. Rani et al. (2022) relatam, para camadas de aço carbono submetidas a reaquecimento pelas camadas subsequentes, o desenvolvimento de grãos mais grosseiros em relação à última camada depositada, esta, ao entrar em contato direto com o ar ambiente e não sofrer reaquecimento adicional, mantém estrutura mais fina. Khaled et al. (2026) demonstram efeito análogo na ZAC de aços inoxidáveis austeníticos: o aumento do aporte térmico de 0,36 para 0,54 kJ/mm ampliou a região de coalescimento de grão na ZAC, sendo esse efeito mais pronunciado no aço com menor condutividade térmica e maior teor de molibdênio.

Além das transformações relacionadas à δ -ferrita, o histórico térmico cíclico da MADA pode favorecer a formação de fases secundárias indesejáveis, como a fase sigma (σ), fase intermetálica dura e frágil, mais rica em cromo do que a δ -ferrita da qual usualmente se origina Christin et al. (2026), em simulações termodinâmicas realizadas com o software Thermo-Calc para o aço 316L depositado por MADA pulsada, identificaram estabilidade da fase sigma em uma faixa de temperatura situada entre aproximadamente 450 °C e 900 °C; segundo os autores, cada nova camada depositada reaqueece as camadas subjacentes repetidamente para dentro dessa faixa de temperatura, conferindo tempo de exposição efetivo suficientemente longo para a precipitação da fase sigma a partir da δ -ferrita.

Resultado semelhante foi obtido por Zhai et al. (2024), cujas simulações termodinâmicas via método CALPHAD para uma camada de composição próxima à do aço 316L indicaram fração elevada de ferrita e de fase sigma; os autores ponderam, contudo, que tais simulações de equilíbrio podem não refletir com exatidão a composição de fases real obtida sob as condições de resfriamento fora do equilíbrio típicas da MADA, atribuindo à fase sigma a necessidade de exposição prolongada a recozimento em alta temperatura para se formar em ligas Fe-Cr.

2.4 Diagramas Constitucionais

2.4.1 Diagrama de Schaeffler (1949)

O diagrama de Schaeffler, originalmente proposto por Schaeffler (1949) na publicação "Constitution diagram for stainless steel weld metal" (Metal Progress, v. 56, n. 11, p. 680), constitui ferramenta amplamente empregada para prever a constituição de fases do metal de solda ou depósito de aços inoxidáveis a partir de sua composição química, relacionando os teores de cromo equivalente (Creq) e níquel equivalente (Nieq) às fases resultantes, martensita, ferrita e austenita (RIMPL et al., 2025).

As equações utilizadas para o cálculo de Creq e Nieq apresentam pequenas variações entre os estudos analisados, refletindo adaptações para os elementos de liga relevantes a cada sistema metálico específico. Christin et al. (2026), ao aplicar o diagrama de Schaeffler ao aço 316LSi depositado por MADA, utilizaram a forma apresentada nas Equações 2.1 e 2.2:

$$Creq = \%Cr + \%Mo + 1,5 \times \%Si + 0,5 \times \%Nb \quad (2.1)$$

$$Nieq = \%Ni + 30 \times \%C + 0,5 \times \%Mn \quad (2.2)$$

Khaled et al. (2026), utilizando a versão modificada por R. Harry Espy do diagrama de Schaeffler, empregaram forma ligeiramente mais completa, incorporando os elementos vanádio, alumínio, cobre e nitrogênio, conforme as Equações 2.3 e 2.4:

$$Creq = \%Cr + \%Mo + 1,5 \times \%Si + 0,5 \times \%Nb + 5 \times \%V + 3 \times \%Al \quad (2.3)$$

$$Nieq = \%Ni + 30 \times \%C + 0,87 \times \%Mn + 0,33 \times \%Cu + 30 \times (\%N - 0,045) \quad (2.4)$$

2.4.2 Diagrama WRC-1992

O diagrama do Welding Research Council de 1992 (WRC-1992), proposto por Kotecki e Siewert (1992) como modificação do diagrama WRC-1988, constitui evolução

do diagrama de Schaeffler que incorpora o efeito do nitrogênio sobre a estabilização da austenita e substitui as linhas de isoferrita por números de ferrita (Ferrite Number, FN), sendo também empregado para a previsão do modo de solidificação e do teor de ferrita residual em aços inoxidáveis austeníticos. Amiri e Naffakh-Moosavy (2024) reproduzem as equações de equivalência do WRC-1992 conforme as Equações 2.5 e 2.6:

$$C_{req} = \%Cr + \%Mo + 0,7 \times \%Nb \quad (2.5)$$

$$N_{ieq} = \%Ni + 35 \times \%C + 20 \times \%N + 0,25 \times \%Cu \quad (2.6)$$

2.5 Diluição em Processos de Soldagem e MADA

2.5.1 Conceito e Definição

A diluição, a difusão de elementos e a formação de macrossegregação constituem os principais fenômenos que ocorrem na interface durante a deposição de camadas de materiais diferentes por MADA (DHANOLA; PRASAD, 2024). Segundo esses autores, a diluição surge durante a mistura do material fundido do arame de aporte com o substrato ou com a camada depositada anteriormente, resultando em alteração da composição química na interface; essa mistura pode modificar os elementos de liga do material, potencialmente afetando propriedades mecânicas como resistência, dureza, resistência à corrosão e ao desgaste, além da ligação metalúrgica entre as camadas depositadas.

Ainda segundo Dhanola e Prasad (2024), a difusão de elementos desempenha papel adicional na interface: as temperaturas elevadas atingidas durante o processo de MADA fazem com que os átomos se desloquem entre camadas em razão dos gradientes de concentração, particularmente para elementos com elevados coeficientes de difusão. Já a macrossegregação é gerada por inomogeneidades químicas em larga escala que se formam no momento da solidificação na interface: à medida que a camada fundida se solidifica, alguns elementos de liga podem ser excluídos do metal em solidificação, concentrando-se em determinadas regiões e causando composição não uniforme ao longo da interface.

A avaliação quantitativa da diluição pode ser realizada por métodos composicionais, isto é, pela medição direta da composição química ao longo da direção de construção, tipicamente por espectroscopia de energia dispersiva de raios X (EDS), permitindo acompanhar a transição gradual de elementos de um material para o outro camada a camada, conforme demonstrado em detalhe por Zhai et al. (2024).

2.5.2 Fatores que Influenciam a Diluição

Liu et al. (2024) investigaram sistematicamente, por meio de planejamento experimental composto central (CCD) e metodologia de superfície de resposta, a influência do ângulo do eletrodo de tungstênio, da corrente de soldagem e da velocidade de soldagem sobre cinco variáveis-resposta da MADA-GTAW de 308L sobre substrato 304, entre as quais a taxa de diluição (dilution rate). Os autores obtiveram a seguinte equação codificada (Equação 2.7), com coeficiente de determinação $R^2 = 0,8196$, relacionando a taxa de diluição aos parâmetros de processo:

$$\text{Taxa de diluição (\%)} = 12,51 + 1,91 \times A + 11,12 \times B - 1,16 \times C \quad (2.7)$$

em que A corresponde ao ângulo do eletrodo de tungstênio, B à corrente de soldagem e C à velocidade de soldagem. A análise de variância (ANOVA) realizada pelos autores revelou que a corrente de soldagem é o fator isolado de maior significância estatística entre todas as cinco respostas avaliadas, incluindo a taxa de diluição, enquanto a velocidade de soldagem e o ângulo do eletrodo exercem efeito comparativamente menor sobre essa variável (LIU et al., 2024). No intervalo de parâmetros investigado pelos autores (ângulo de 15° a 55°, corrente de 95 A a 135 A e velocidade de 100 mm/min a 180 mm/min), a taxa de diluição resultante variou entre aproximadamente 2,5 % e 32,2 % conforme a combinação de parâmetros empregada, sendo o intervalo de valores considerado adequado para a formação da parede, segundo os autores, situado entre 4 % e 28 %.

2.5.3 Efeitos da Diluição na Composição Química da Zona de Mistura

Zhai et al. (2024) forneceram uma das caracterizações mais detalhadas da evolução composicional decorrente da diluição em um sistema dissimilar aço carbono/aço inoxidável austenítico fabricado por MADA, ao depositar o arame ER70S-6 diretamente sobre um substrato de aço inoxidável 316L por meio de arco de plasma (PAW). Por meio de mapeamento por EDS ao longo da direção de construção, os autores mediram a composição química do substrato e das seis primeiras camadas depositadas, demonstrando uma transição gradual e não abrupta da composição, com estabilização a partir, aproximadamente, da quarta camada.

Tabela 2.1 – Evolução da composição química (EDS) do substrato 316L às seis primeiras camadas de ER70S-6 depositado por MADA-plasma (Zhai et al., 2024).

Elemento (% em massa)	316L (substrato)	Camada 1	Camada 2	Camada 3	Camada 4	Camada 5	Camada 6
Fe	69,5	81,75	90,85	93,5	96,2	97,0	97,25
Cr	17,4	9,95	4,3	2,6	0,9	0,4	0,3
Ni	9,85	5,45	2,25	1,35	0,5	0,2	0,1
Mo	2,0	1,1	0,5	0,4	0,2	0,1	0,1
Mn	0,8	1,1	1,3	1,45	1,5	1,5	1,55
Si	0,5	0,6	0,6	0,7	0,7	0,75	0,8

A partir desses dados, Zhai et al. (2024) descrevem a composição arredondada da primeira camada como Fe-10Cr-5,5Ni-1Mo-1Mn e da segunda camada como Fe-4Cr-2Ni-1Mn-0,5Mo, evidenciando que, mesmo afastando-se progressivamente da composição do substrato, a diluição ainda exerce influência mensurável até pelo menos a terceira ou quarta camada depositada. Os autores associam essa transição composicional diretamente ao fenômeno de diluição durante a fusão das camadas anteriores.

2.6 Interface Substrato/Depósito em MADA Dissimilar

2.6.1 Zonas Microestruturais na Interface

A união entre o substrato de aço carbono e o depósito de aço inoxidável austenítico por MADA dá origem a regiões microestruturalmente distintas, cuja identificação é fundamental para a compreensão do comportamento mecânico da junta. De forma consistente, distinguem-se ao menos duas regiões principais: a zona fundida (ZF), correspondente ao metal efetivamente fundido e resolidificado durante a deposição, e a zona termicamente afetada (ZAC), correspondente à região do metal de base ou de camadas previamente depositadas que, sem ter sido fundida, sofreu alteração microestrutural em razão do ciclo térmico imposto pela deposição da camada adjacente (KHALED et al., 2026; RANI et al., 2022).

Nas proximidades imediatas da linha de fusão entre materiais dissimilares, forma-se ainda uma região de transição ou de intermistura, na qual a composição química varia de forma acentuada em distância muito curta. Amiri e Naffakh-Moosavy (2024) mediram, para a interface entre SS316L e Inconel 625 em seu sistema funcionalmente gradiente, uma largura de zona de intermistura de $50 \pm 8 \mu\text{m}$, atribuída ao fato de que o ponto de fusão mais elevado do SS316L impediu que o Inconel 625 fundisse extensamente a camada subjacente de SS316L, resultando em uma zona de mistura relativamente estreita. Esse tipo de medição direta da largura da zona de transição constitui abordagem complementar à caracterização por perfis de dureza e de composição discutidos a seguir.

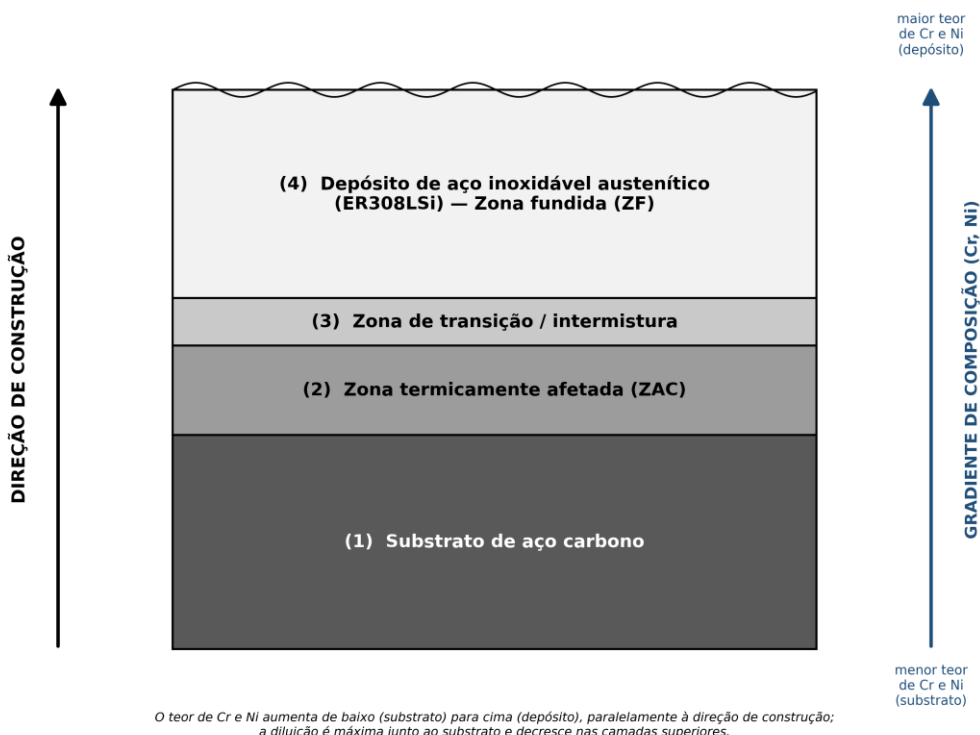


Figura 2.3 – Representação esquemática das zonas microestruturais na interface entre o substrato de aço carbono e o depósito de aço inoxidável austenítico (ER308LSi) produzido por MADA: substrato, zona termicamente afetada (ZAC), zona de transição/intermistura e zona fundida (ZF).

2.6.2 Gradiente Composicional de Cromo e Níquel

O gradiente de cromo e níquel ao longo da direção de construção, decorrente da diluição entre o consumível austenítico e o substrato de aço carbono, foi quantificado em detalhe por Zhai et al. (2024) para o sistema ER70S-6 sobre substrato 316L. A Figura 2.4 ilustra esse gradiente na forma de perfil de composição ao longo da distância de varredura, evidenciando a queda acentuada dos teores de Cr, Ni e Mo nas primeiras camadas depositadas, seguida de estabilização em valores residuais a partir de aproximadamente a quarta camada.

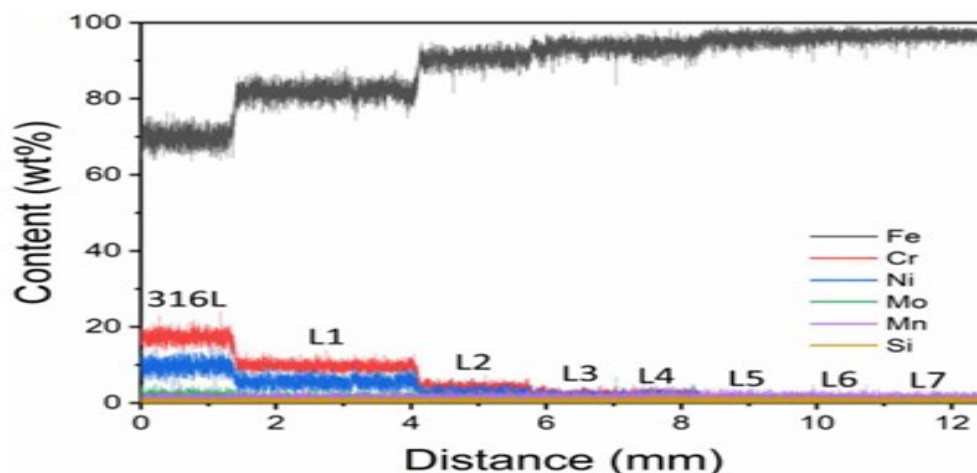


Figura 2.4 – Perfil de composição química (EDS) em função da distância de varredura, evidenciando o gradiente de Fe, Cr, Ni, Mo, Mn e Si desde o substrato 316L até a sexta camada de ER70S-6 depositada (Zhai et al. (2024)).

Embora o sistema investigado por Zhai et al. (2024) apresente configuração inversa à deste trabalho, deposição de aço carbono (ER70S-6) sobre substrato austenítico (316L), e não de aço inoxidável sobre substrato de aço carbono, os mecanismos físicos de diluição e os métodos de caracterização empregados pelos autores são diretamente transponíveis ao sistema aço carbono/ER308LSi investigado nesta monografia, uma vez que ambos envolvem a mesma dupla de elementos químicos de interesse (Cr e Ni) migrando através de uma interface dissimilar sob influência do mesmo tipo de gradiente térmico inerente à MADA.

2.6.3 Microestrutura da Interface e Perfil de Propriedades

A migração de cromo e níquel através da interface entre aço carbono e aço inoxidável austenítico produz efeito mecânico mensurável e consistente entre os estudos analisados: o aumento localizado da dureza no lado do aço carbono, atribuído ao endurecimento por solução sólida decorrente da incorporação desses elementos de liga em uma matriz ferrítica que, nominalmente, não os contém.

Uralde et al. (2022), em paredes bimetálicas de ER70S-6 e SS316L fabricadas por GMAW/PAW-MADA, relataram valores de dureza de aproximadamente 380 HV no lado do ER70S-6 e de aproximadamente 180 HV no lado do SS316L, atribuindo a dureza elevada do ER70S-6, superior à reportada na literatura para esse material processado

isoladamente por MADA, à formação de carbonetos de molibdênio a partir da difusão desse elemento do aço inoxidável para o aço carbono, além do maior tempo de espera entre camadas necessário para a troca de material durante a fabricação bimetálica.

Zhai et al. (2024) quantificaram esse efeito com maior granularidade camada a camada: a microdureza medida foi de aproximadamente 179,6 HV no substrato de 316L, subindo para o valor máximo de $336,9 \pm 6,3$ HV na primeira camada de ER70S-6 (a mais rica em Cr, Ni e Mo diluídos do substrato) e decrescendo progressivamente para $302,7 \pm 5,7$ HV na segunda camada, $274,6 \pm 4,2$ HV na terceira, $188,5 \pm 9,6$ HV na quarta, estabilizando-se em torno de 160 HV a partir da quinta e sexta camadas perfil de dureza diretamente correlacionado ao gradiente composicional apresentado na Tabela 2.1 e na Figura 2.5.

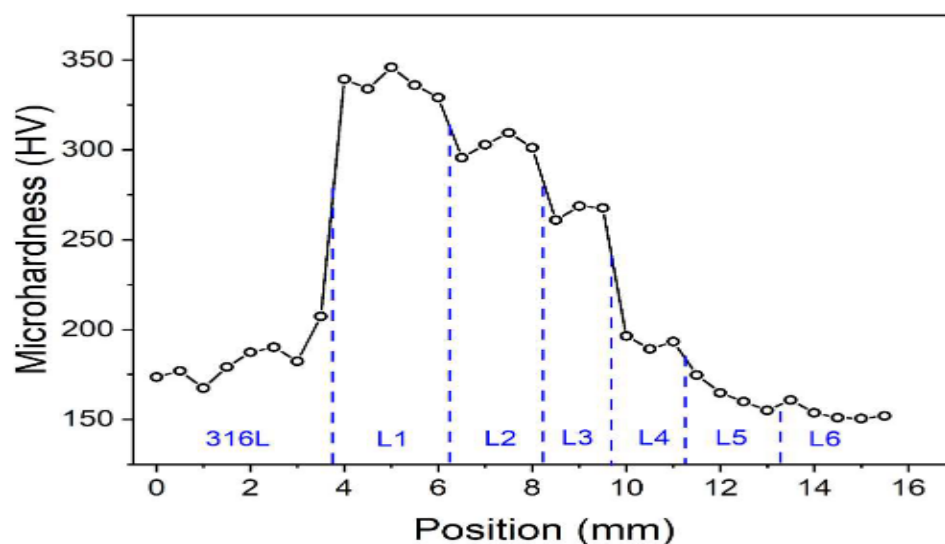


Figura 2.5 – Perfil de microdureza Vickers do substrato 316L às seis primeiras camadas de ER70S-6 depositado por MADA-plasma, evidenciando a correlação entre o gradiente composicional (Figura 2.4) e o gradiente de dureza (Zhai et al., 2024).

Zhai et al. (2024) atribuem essa maior dureza nas primeiras camadas à formação de bainita, fase mais resistente do que a ferrita em razão de sua microestrutura mais fina e da presença de carbonetos, sendo a primeira camada mais dura do que a segunda por apresentar bainita de morfologia ainda mais fina. A partir da terceira camada, os autores observaram progressiva diminuição do teor de bainita e aumento do tamanho de grão,

associados à redução dos teores de Cr e Ni diluídos, explicando a queda gradual de dureza ao longo das camadas subsequentes.

O efeito do aporte térmico do processo sobre o perfil de dureza da ZAC também foi investigado por Khaled et al. (2026), em juntas dissimilares de aços inoxidáveis austeníticos (AISI 316/AISI 304) soldadas por MIG com arame de aporte 308L. Os autores demonstraram que o aumento do aporte térmico de 0,36 para 0,54 kJ/mm provocou amolecimento progressivo da ZAC do aço com menor condutividade térmica, reduzindo a dureza local de 170 HV para 165 HV, e deslocou o local de falha nos ensaios de tração do metal de base (nos níveis de aporte térmico mais baixos) para a própria ZAC coalescida (no nível de aporte térmico mais alto), acompanhado de redução do limite de escoamento de 380,9 MPa para 334,9 MPa (queda de 12 %), do limite de resistência à tração de 672,5 MPa para 628,4 MPa (queda de aproximadamente 7 %) e do alongamento de 62,28 % para 56,92 % (queda de aproximadamente 9 %).

Logo, estudos revisados neste capítulo demonstram um interesse crescente da comunidade científica pela fabricação de estruturas bimetálicas e funcionalmente gradientes envolvendo aços carbono e aços inoxidáveis austeníticos por MADA, com ênfase recorrente na caracterização da interface, na quantificação da diluição e em seus efeitos sobre a microestrutura e as propriedades mecânicas resultantes, no sentido de avaliar a necessidade do menor percentual de descarte de material possível no pós-processamento, garantindo a resistência à corrosão e as propriedades mecânicas do depósito inoxidável.

3 MATERIAIS E MÉTODOS

Este capítulo apresenta os materiais empregados, a preforma analisada e as técnicas de caracterização utilizadas para avaliar a diluição de cromo e níquel ao longo da direção de construção.

3.1 Materiais

A preforma foi produzida por deposição de arame de aço inoxidável austenítico ER308LSi sobre substrato de aço carbono baixa liga. O consumível apresenta diâmetro de 1,2 mm e composição química nominal conforme a especificação AWS A5.9, reproduzida na Tabela 3.1. O substrato, de SAE 1020, foi empregado na condição como recebido, com dimensões de 12x50x300 mm.

Tabela 3.1 – Composição química nominal do arame ER308LSi (% em massa)

Elemento	C	Cr	Ni	Si	Mn	P	S	Fe
Faixa (AWS A5.9)	≤ 0,03	19,5 – 22,0	9,0 – 11,0	0,65 – 1,00	1,0 – 2,5	≤ 0,03	≤ 0,03	balanço

3.2 Processo de Deposição

A deposição do metal foi realizada utilizando o robô de soldagem Motoman HP20 de seis eixos integrado ao controlador NX100, alimentador de arame WF25i REEL R e fonte de energia MIG/MAG Fronius TPS 600i, conforme mostrado na Figura 3.1.

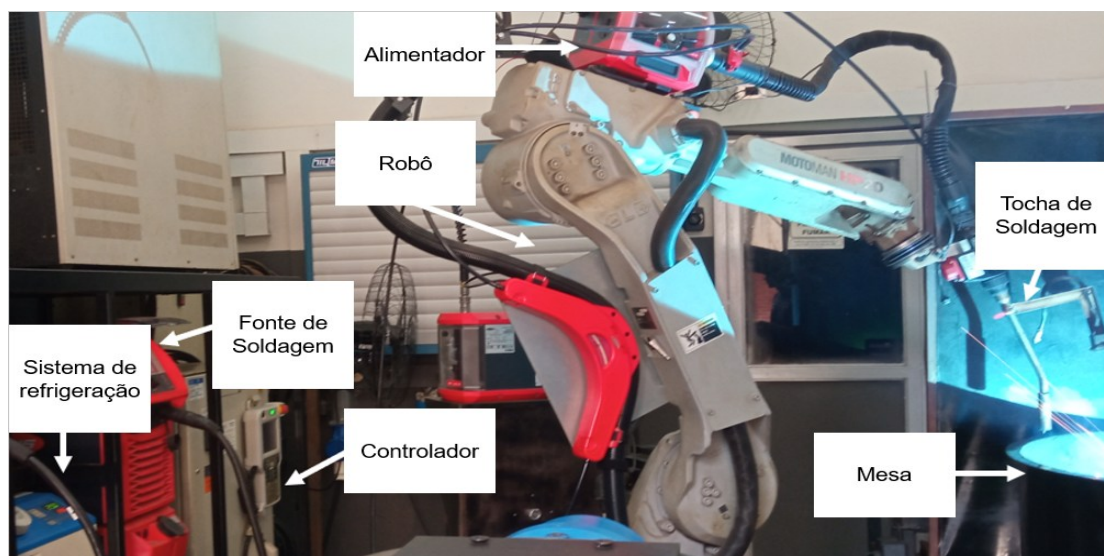


Figura 3.1 – Bancada experimental com sistema robótico MADA.

A trajetória de deposição foi inserida manualmente no controlador. Os testes de cordão foram realizados considerando variáveis de processo como corrente e velocidade de soldagem em modo sinérgico.

Os outros parâmetros, como tensão do arco e taxa de alimentação do arame, foram controlados pela linha sinérgica selecionada, o que estabilizou a formação e a deposição de gotas, suavizando assim a aparência do cordão de solda da camada depositada.

Os parâmetros finais da parede foram determinados considerando a geometria do cordão de solda com delineações mais baixas. A partir da abordagem de tentativa e erro, os parâmetros de soldagem selecionados foram: corrente de 160 A, tensão do arco de 18 V e velocidade da tocha de 300 mm/min. A estratégia de deposição alternada foi seguida para evitar delineações com uma entrada de calor de 0,480 kJ/mm. Gás argônio 99,99 % puro de grau industrial foi utilizado para proteção e aplicado a uma vazão constante de 15 L/min. Foi fabricada uma parede de ER308LSi com dimensões de 130x120x10 mm, destinada à caracterização metalúrgica e mecânica.

3.3 Preparação Metalográfica

A amostra foi seccionada transversalmente à direção de deposição, de modo a expor simultaneamente o substrato, a interface e toda a altura da preforma. Após o corte, procedeu-se ao embutimento em resina acrílica, Figura 3.2.

Observa-se, na porção superior, a seção transversal da preforma depositada e, na porção inferior, o substrato de aço carbono, dispostos de modo a permitir a análise contínua ao longo da direção de construção.

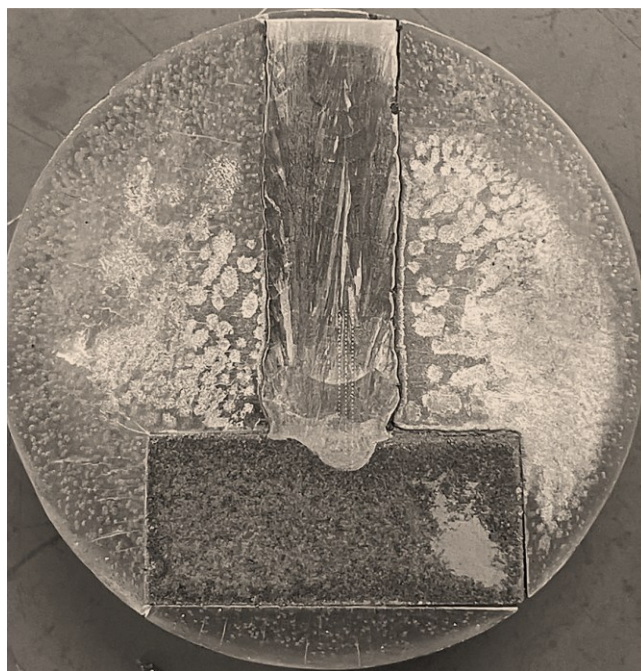


Figura 3.2 - Amostra embutida em resina após preparação metalográfica, evidenciando a seção transversal da preforma, o substrato de aço carbono e a linha de indentações do ensaio de microdureza.

A amostra embutida foi então submetida a lixamento sequencial com lixas de carbetto de silício, obedecendo à sequência de granulometrias 80, 120, 220, 320, 600 e 1200 mesh, com rotação de 90° entre etapas sucessivas. O polimento final foi realizado com alumina de 1 μm , até a obtenção de superfície isenta de riscos visíveis ao microscópio óptico.

Em razão da natureza dissimilar da junta, cujos materiais respondem de maneira distinta aos agentes de ataque, foram empregados dois reagentes diferentes para revelar a microestrutura de cada região. O substrato de aço carbono foi atacado com Nital 5 %, solução de ácido nítrico em etanol. O metal depositado de aço inoxidável austenítico, cuja

película passiva rica em cromo confere elevada resistência ao ataque, foi revelado com solução de ácido clorídrico e ácido nítrico na proporção de 90 % e 10 % em volume, respectivamente.

Em ambos os casos o ataque foi conduzido por passada, mediante aplicação do reagente com algodão embebido sobre a superfície polida, e não por imersão. Esse procedimento foi adotado por permitir maior controle sobre o tempo de exposição de cada região, condição necessária em amostras dissimilares, nas quais o sobre ataque de um dos materiais pode ocorrer antes que o outro tenha sido adequadamente revelado. Os tempos de ataque foram ajustados visualmente, até a revelação satisfatória da microestrutura de cada região.

3.4 Técnicas de Caracterização

3.4.1 *Macrografia e Microscopia Óptica*

A macrografia da seção transversal, permitindo a medição da penetração do primeiro cordão no substrato, e caracterização microestrutural, foram realizadas em microscópio óptico Zeiss, modelo AX10, equipado com câmera digital Axiocam 305 color, apresentado na Figura 3.3.



Figura 3.3 - Microscópio óptico Zeiss utilizado na caracterização microestrutural.

3.4.2 Microscopia Eletrônica de Varredura e Microanálise por EDS

A análise composicional foi conduzida em microscópio eletrônico de varredura Hitachi TM4000Plus, operando a 15 kV, com detector de energia dispersiva de raios X (EDS) acoplado. Foi definida uma linha de varredura perpendicular à interface, ao longo da qual foram realizadas 46 medições pontuais espaçadas de 0,3 mm, abrangendo desde 2,7 mm abaixo da interface (posição -9) até 10,8 mm acima dela (posição 36). A posição 0 foi estabelecida na interface entre o substrato e o metal depositado. O equipamento utilizado é apresentado na Figura 3.4.



Figura 3.4 - Microscópio eletrônico de varredura Hitachi TM4000Plus com sistema de microanálise por EDS acoplado.

Cabe registrar que a técnica de EDS apresenta limitações inerentes à quantificação de elementos leves, notadamente o carbono, cujo teor não pôde ser determinado com confiabilidade. Por essa razão, a avaliação da diluição foi conduzida a partir dos teores de cromo e níquel, elementos presentes em concentrações elevadas no metal de adição e praticamente ausentes no substrato, o que maximiza o contraste composicional entre os dois materiais.

3.4.3 Ensaio de Microdureza Vickers

O perfil de microdureza foi levantado ao longo da mesma linha empregada na análise por EDS, com espaçamento de 0,3 mm entre indentações, utilizando microdurômetro Shimadzu, modelo HMV-G, apresentado na Figura 3.5, com carga de 0,5kgf e tempo de aplicação de 15s.



Figura 3.5 - Microdurômetro Shimadzu HMV-G utilizado no levantamento do perfil de microdureza Vickers.

3.5 Cálculo da Diluição

A diluição foi estimada por balanço de massa, a partir da comparação entre o teor de um elemento no metal depositado e os teores desse mesmo elemento no arame e no substrato, conforme a Equação 3.1:

$$\Delta (\%) = (C_{\text{aramé}} - C_{\text{medido}}) / (C_{\text{aramé}} - C_{\text{substrato}}) \times 100 \quad (3.1)$$

em que δ representa a fração de metal de base incorporada à poça de fusão, $C_{\text{aramé}}$ o teor nominal do elemento no consumível, C_{medido} o teor determinado por EDS na região analisada e $C_{\text{substrato}}$ o teor medido no metal base. O cálculo foi conduzido independentemente para o cromo e para o níquel, e as faixas resultantes refletem os limites inferior e superior da composição nominal do arame.

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 Caracterização Macrográfica

A Figura 4.1 apresenta a macrografia da seção transversal da preforma. Observa-se a sucessão de cordões depositados, delimitados por linhas de fusão côncavas que evidenciam a refusão parcial da camada anterior a cada novo passe. O substrato apresenta aspecto homogêneo, contrastando com a estrutura de solidificação do metal depositado.



Figura 4.1 – Macrografia da seção transversal da preforma de ER308LSi depositada sobre substrato de aço carbono, evidenciando os cordões sucessivos e as linhas de fusão.

A Figura 4.2 detalha a região da interface, na qual foi medida a penetração do primeiro cordão no substrato. O perfil da poça de fusão apresenta formato arredondado e largo, com profundidade máxima de 2,8 mm em relação à superfície original do

substrato. Observa-se ainda, contornando a poça, uma região de tonalidade distinta no metal base, compatível com a zona termicamente afetada.

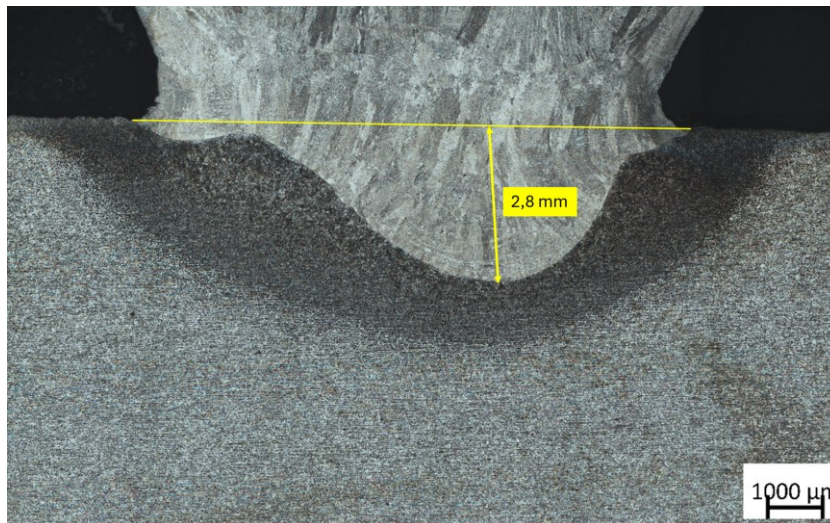


Figura 4.2 – Detalhe da interface, com indicação da penetração de 2,8 mm do primeiro cordão no substrato.

Outra constatação importante para efeito de justificativa do trabalho é a oxidação da amostra após 1 mês de preparação, conforme figura 4.3. Podemos observar, por diferença de coloração, as diferentes regiões oxidadas.

A mudança de coloração na região da preforma acima do substrato, mostra uma possível diferença em comparação ao restante do depósito.



Figura 4.3 – Detalhe da interface, com indicação da corrosão após um mês de preparação.

4.2 Caracterização Microestrutural

A Figura 4.4 apresenta a microestrutura do substrato de aço carbono. Observa-se matriz clara com constituintes escuros alongados e alinhados na direção de laminação, configuração típica de aço carbono laminado, compatível com ferrita e perlita bandeada. A ausência de qualquer estrutura de solidificação confirma tratar-se de material não fundido durante o processo.



Figura 4.4 – Microestrutura do substrato de aço carbono, evidenciando bandejamento típico de material laminado.

As Figuras 4.5 a 4.8 apresentam a microestrutura do metal depositado. Em todas as regiões analisadas, a morfologia é predominantemente dendrítica colunar, com dendritas alinhadas segundo a direção de extração de calor, característica do crescimento epitaxial que ocorre a partir da linha de fusão de cada passe.

Na Figura 4.5 é possível identificar uma linha de transição que interrompe a continuidade das dendritas, correspondente à fronteira entre passes sucessivos, ao passo que a Figura 4.6 exhibe estrutura dendrítica mais fina e homogênea, sem descontinuidades no campo analisado.

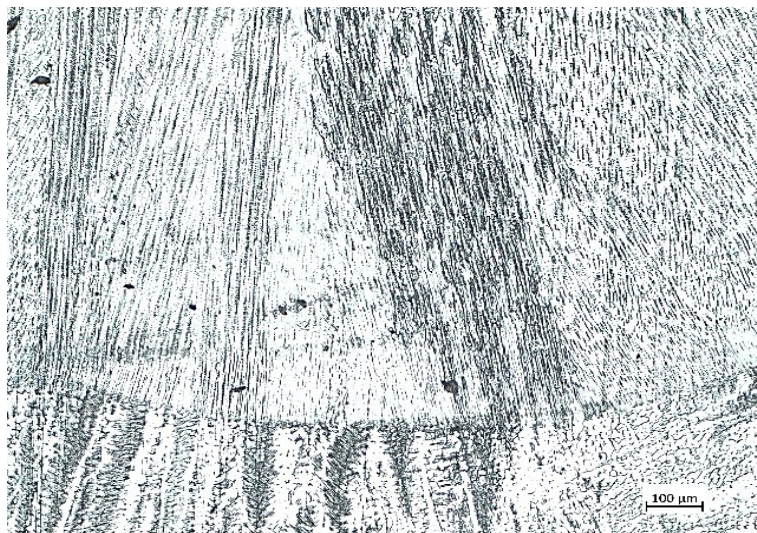


Figura 4.5 – Microestrutura do metal depositado, evidenciando dendritas colunares e linha de transição entre passes.

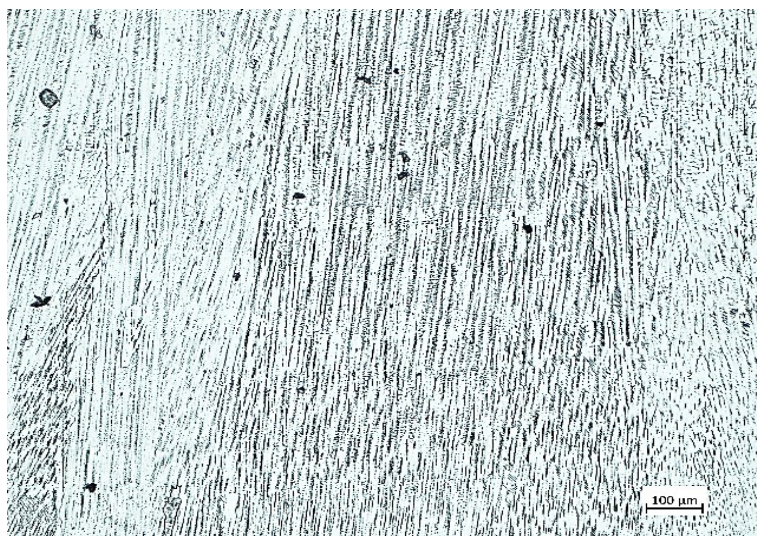


Figura 4.6 – Microestrutura do metal depositado, com estrutura dendrítica colunar fina e homogênea.

A Figura 4.7 evidencia bandejamento diagonal, com alternância entre faixas de tonalidade distinta. Esse padrão é compatível com a variação composicional associada à sobreposição de passes e à segregação inerente à solidificação dendrítica.

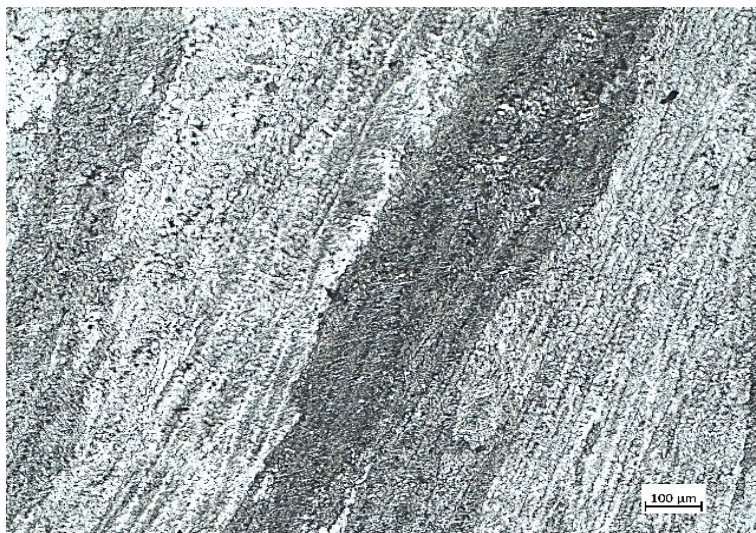


Figura 4.7 – Microestrutura do metal depositado, evidenciando bandeamento associado à sobreposição de passes.

A Figura 4.8 apresenta uma região de interface, na qual se distinguem duas regiões separadas por fronteira nítida e ondulada. A porção superior apresenta aspecto claro e homogêneo, ao passo que a inferior exhibe matriz fina e escura, com constituintes dispersos de morfologia acicular.



Figura 4.8 – Região de interface, evidenciando a transição entre regiões de morfologia distinta.

4.3 Perfil Composicional ao Longo da Direção de Construção

4.3.1 Linha de Varredura

A Figura 4.9 apresenta a imagem obtida por elétrons retroespalhados na região da interface, com a indicação da linha de varredura e das posições analisadas.

O contraste de número atômico permite distinguir o substrato, na porção inferior, do metal depositado, na porção superior, bem como identificar a linha de fusão que os separa.

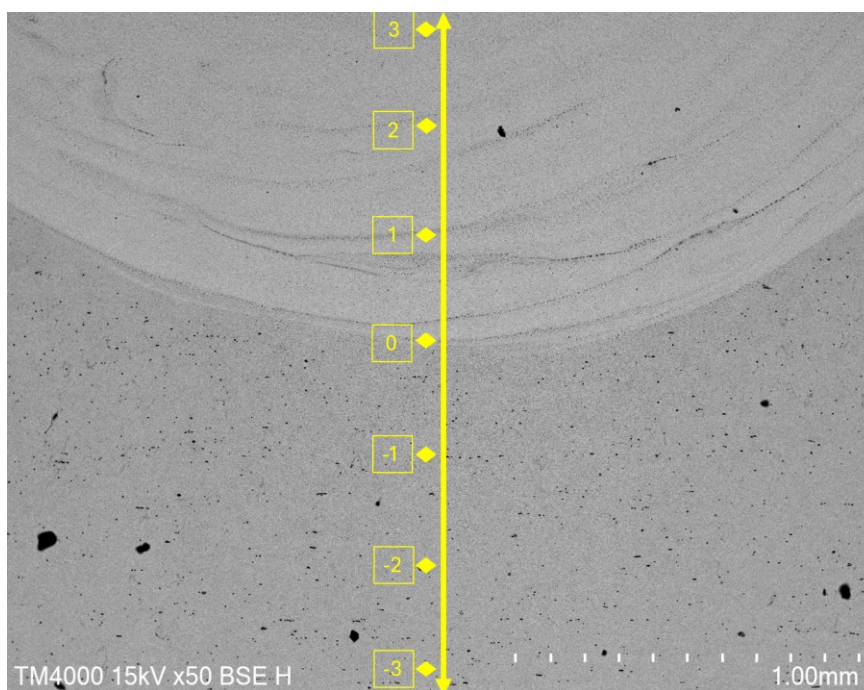


Figura 4.9 – Imagem por elétrons retroespalhados da região da interface, com indicação da linha de varredura e das posições analisadas por EDS.

4.3.2 Transição Composicional na Interface

Os perfis de ferro, cromo e níquel obtidos ao longo da linha de varredura são apresentados nas Figuras 4.10, 4.11 e 4.12.

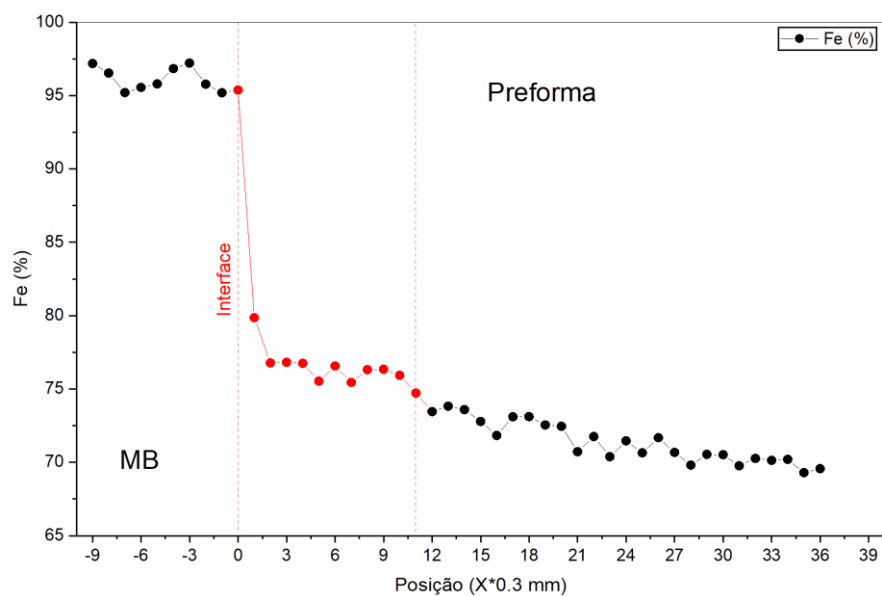


Figura 4.10 – Perfil do teor de ferro ao longo da direção de construção.

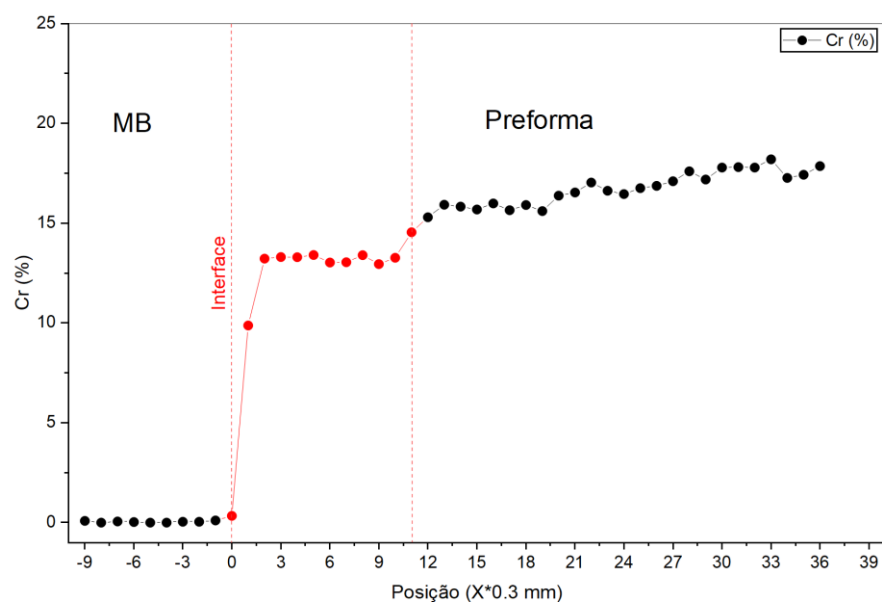


Figura 4.11 – Perfil do teor de cromo ao longo da direção de construção.

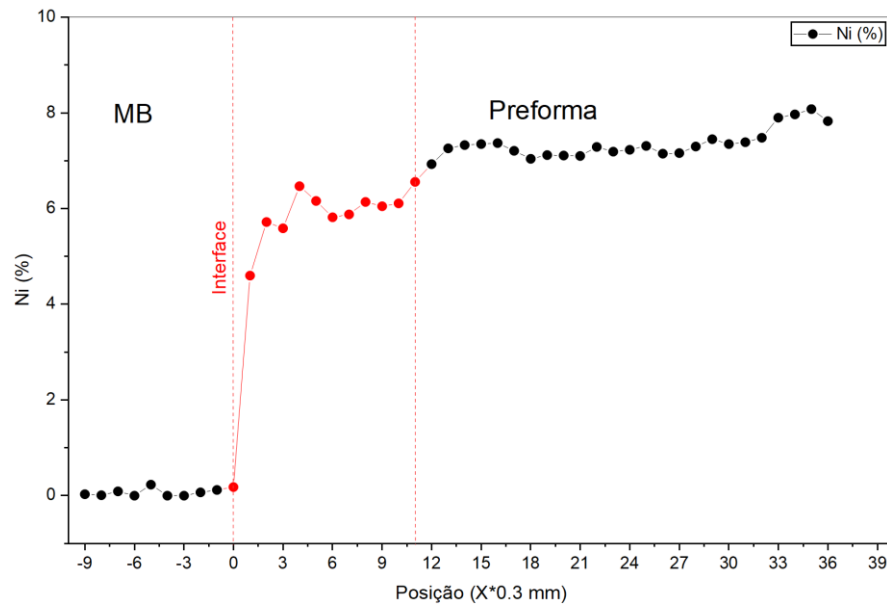


Figura 4.12 – Perfil do teor de níquel ao longo da direção de construção.

No substrato, entre as posições -9 e -1 , a composição mantém-se estável, com teor médio de ferro de $96,14 \pm 0,81$ %, cromo de $0,04 \pm 0,04$ % e níquel de $0,06 \pm 0,08$ %, valores compatíveis com um aço carbono baixa liga.

A transição composicional ocorre de forma abrupta. Entre a posição 0, ainda com composição de metal base, e a posição 2, a apenas 0,6 mm de distância, o teor de cromo eleva-se de 0,34 % para 13,23 % e o de níquel, de 0,18 % para 5,72 %, enquanto o ferro decresce de 95,37 % para 76,78 %.

A posição 1 constitui o único ponto de composição intermediária de todo o perfil, com 9,88 % de cromo e 4,60 % de níquel. Sua natureza não pode ser inequivocamente estabelecida a partir dos dados disponíveis: tanto pode refletir uma zona parcialmente misturada real quanto decorrer do volume de interação do feixe eletrônico, que amostra simultaneamente regiões de composições distintas nas proximidades da linha de fusão.

É mais plausível, portanto, que a composição intermediária registrada na posição 1 resulte da amostragem simultânea de regiões distintas do que da caracterização de uma zona parcialmente misturada de extensão apreciável. A confirmação dessa hipótese demandaria mapeamento composicional com passo substancialmente menor nas proximidades da linha de fusão.

4.3.3 Patamar Composicional

Entre as posições 2 e 10, correspondentes ao intervalo de 0,6 a 3,0 mm acima da interface, a composição permanece aproximadamente constante, com teores médios de $13,22 \pm 0,17$ % de cromo, $5,99 \pm 0,27$ % de níquel e $76,27 \pm 0,53$ % de ferro. A extensão desse patamar, de 3,0 mm, é praticamente coincidente com a penetração de 2,8 mm medida na macrografia, o que indica que a região corresponde ao volume da poça de fusão do primeiro cordão, no qual o metal de adição se misturou ao substrato fundido de maneira homogênea.

4.3.4 Enriquecimento Progressivo ao Longo da Altura

A partir da posição 11, a 3,3 mm da interface, os teores de cromo e níquel voltam a crescer de forma gradual, atingindo, no topo da preforma, 17,86 % e 7,83 %, respectivamente. Nas últimas posições analisadas, entre 9,0 e 10,8 mm, os teores médios são de $17,74 \pm 0,30$ % de cromo e $7,71 \pm 0,30$ % de níquel, ainda inferiores aos valores nominais do arame. Esse comportamento evidencia o caráter cumulativo do processo: cada nova camada refunde parcialmente a camada anterior, já parcialmente diluída, de modo que a influência do substrato decresce progressivamente, sem se anular completamente na altura analisada.

O comportamento observado guarda simetria direta com o relatado por Zhai et al. (2024), que depositaram aço carbono ER70S-6 sobre substrato de aço inoxidável 316L, configuração inversa à do presente trabalho. Naquele estudo, o teor de cromo decresceu de 17,4 % no substrato para 0,3 % na sexta camada depositada, estabilizando-se a partir aproximadamente da quarta camada; aqui, o cromo percorre o caminho oposto, elevando-se de 0,04 % no substrato até 17,86 % no topo da preforma.

Em ambos os casos, a diluição deixa de ser mensurável após alguns milímetros de deposição e a composição tende assintoticamente à do metal de adição, confirmando que o caráter cumulativo do processo governa o perfil composicional independentemente de qual material ocupa a posição de substrato.

4.4 Quantificação da Diluição

A partir dos teores médios de cromo e níquel de cada região e da Equação 3.1, estimou-se a diluição correspondente, apresentada na Tabela 4.1. O cálculo foi conduzido independentemente para os dois elementos, e as faixas refletem os limites inferior e superior da composição nominal do arame.

Tabela 4.1 – Estimativa da diluição por balanço de massa, a partir dos teores de cromo e níquel.

Região	Cr medido	δ por Cr	Ni medido	δ por Ni
Patamar (0,6 – 3,0 mm)	13,22 %	32,3 – 40,0 %	5,99 %	33,7 – 45,8 %
Preforma (3,3 – 10,8 mm)	16,66 %	14,6 – 24,3 %	7,33 %	18,7 – 33,5 %
Topo (9,0 – 10,8 mm)	17,74 %	9,0 – 19,4 %	7,71 %	14,4 – 30,1 %

A diluição na região do primeiro cordão situa-se, portanto, na faixa de 32 a 46 %, decrescendo para valores entre 9 e 30 % no topo da preforma. A concordância entre as estimativas obtidas por cromo e por níquel, elementos de comportamento independente, reforça a consistência do resultado.

Os níveis de diluição obtidos situam-se acima da faixa reportada como adequada para a deposição de aço inoxidável 308L por MADA. Liu et al. (2024), ao otimizarem a deposição de 308L sobre substrato 304 por meio de planejamento composto central, determinaram como intervalo adequado para a formação da parede taxas de diluição entre 4 e 28 %, tendo obtido valores entre aproximadamente 2,5 e 32,2 % conforme a combinação de parâmetros empregada.

A diluição de 32 a 46 % aqui mensurada no primeiro cordão excede, portanto, o limite superior daquele intervalo, o que é coerente com o fato de os parâmetros de deposição terem sido definidos por tentativa e erro, com base na geometria do cordão, sem otimização voltada ao controle do aporte térmico e da diluição. Cabe registrar que, no mesmo estudo, a corrente de soldagem foi identificada como o fator isolado de maior significância estatística sobre a taxa de diluição, parâmetro cuja influência não pôde ser avaliada neste trabalho, uma vez que a deposição da preforma foi realizada com parâmetros fixos, sem variação que permitisse essa análise.

4.5 Cálculo de C_{req} e N_{ieq}

Aplicando a formulação padrão do diagrama de Schaeffler (Equações 2.1 e 2.2) à composição do consumível ER308LSi, tomando o ponto médio das faixas da Tabela 3.1 (Cr = 20,75 %; Ni = 10,0 %; Si = 0,825 %; Mn = 1,75 %; C = 0,015 %; Mo e Nb não especificados na norma, tratados como nulos), obtêm-se $C_{req} \approx 21,99$ e $N_{ieq} \approx 11,33$, resultando em razão $C_{req}/N_{ieq} \approx 1,94$. Esse valor situa-se dentro da faixa correspondente ao modo de solidificação ferrita-austenita (1,48 a 1,95), de forma consistente com o teor de δ -ferrita residual esperado para o ER308LSi, discutido na seção 2.3.2. Aplicando a mesma formulação ao substrato de aço carbono (Cr = 0,02 %; Ni = 0,02 %; Mo = 0,005 %; Si = 0,94 %; Mn = 1,64 %; C = 0,06 %), obtêm-se $C_{req} \approx 1,44$ e $N_{ieq} \approx 2,64$, valores que evidenciam o caráter marcadamente pobre em elementos formadores de ferrita e austenita do substrato em relação ao consumível austenítico, base física da diluição discutida na seção 2.5. A Figura 4.13 apresenta a posição desses dois materiais no diagrama de Schaeffler, unidos pela linha de mistura que representa a diluição.

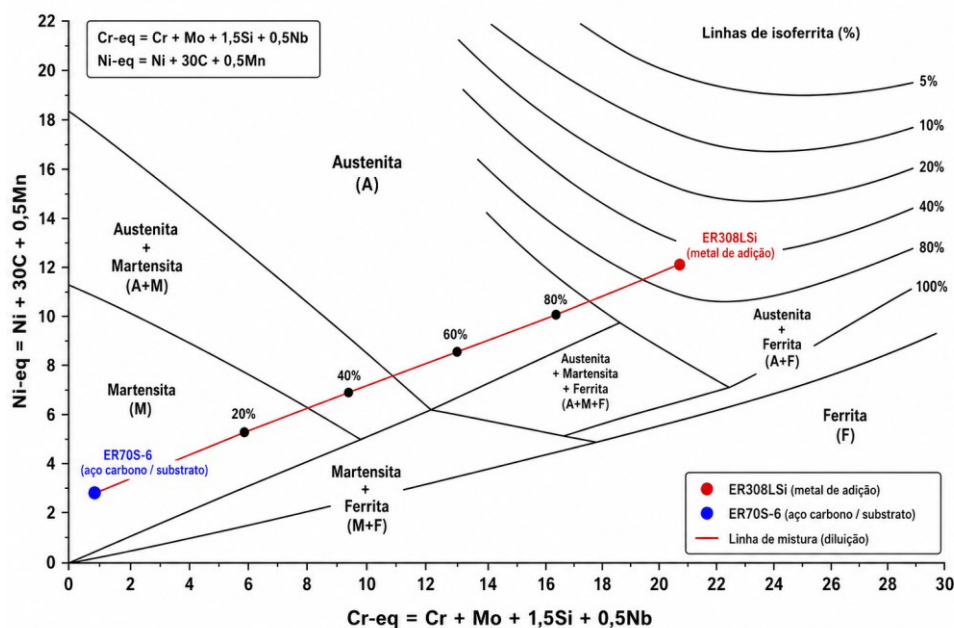


Figura 4.13 – Diagrama de Schaeffler com a posição do consumível ER308LSi (metal de adição) e do substrato de aço carbono ER70S-6, unidos pela linha de mistura que representa a diluição, com marcações dos percentuais de diluição (Schaeffler, 1949).

Cabe registrar por que a análise precedente recorreu ao diagrama de Schaeffler, e não ao diagrama WRC-1992 apresentado na seção 2.4.2. A composição nominal do ER308LSi situa-se dentro desse domínio, o que justifica o emprego do diagrama na previsão do modo de solidificação e do teor de ferrita do consumível não diluído. As composições efetivamente medidas ao longo da preforma, entretanto, aproximam-se de sua fronteira inferior ou a ultrapassam: mesmo no topo, onde o enriquecimento é máximo, o teor de cromo de 17,74 % posiciona a composição junto ao limite esquerdo do diagrama, e na região diluída o afastamento é maior.

4.6 Perfil de Microdureza

O perfil de microdureza obtido ao longo da mesma linha de análise é apresentado na Figura 4.14. No substrato, os valores mantêm-se entre aproximadamente 175 e 225 HV, compatíveis com um aço carbono baixa liga na condição como recebido.

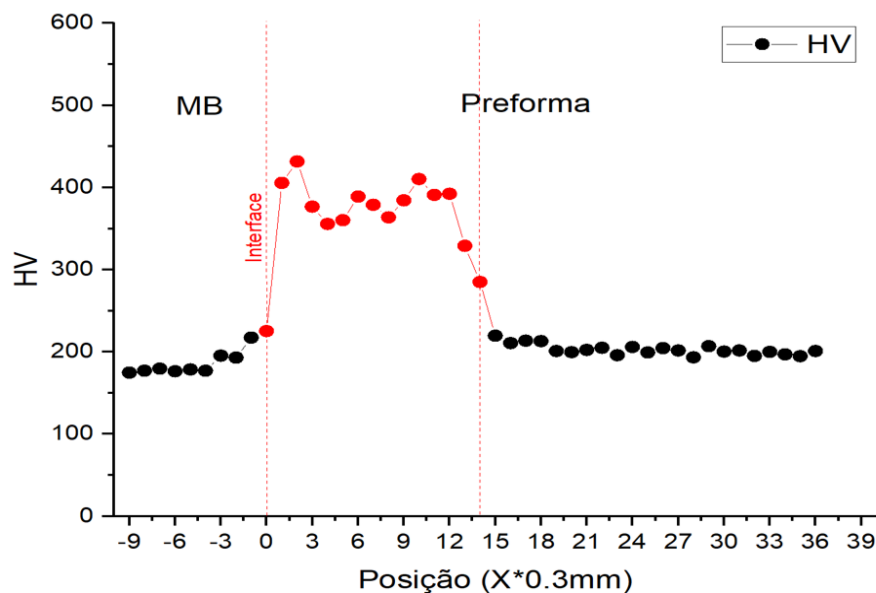


Figura 4.14 – Perfil de microdureza Vickers ao longo da direção de construção.

Imediatamente acima da interface, a dureza eleva-se de forma abrupta, atingindo valor máximo de aproximadamente 406 HV, e permanece elevada, em patamar entre 406 e 392 HV, ao longo de toda a extensão da região diluída.

A partir de aproximadamente 4,2 mm, os valores decrescem rapidamente, estabilizando-se entre 220 e 193 HV no restante da preforma.

4.7 Correlação entre Composição, Dureza e Microestrutura

A comparação entre o perfil composicional e o perfil de dureza revela uma correspondência direta entre a região de composição diluída e a região de dureza elevada. Essa correlação admite explicação metalúrgica consistente a partir do efeito da diluição sobre a estabilidade da austenita.

O metal de adição ER308LSi, em sua composição nominal, solidifica segundo o modo ferrita-austenita e resulta em uma matriz austenítica com ferrita delta residual. Ao sofrer diluição de 32 a 46 % com aço carbono, contudo, a composição local afasta-se substancialmente da nominal: o teor de níquel, principal elemento estabilizador da austenita, reduz-se de aproximadamente 10 % para cerca de 6 %.

Essa redução eleva a temperatura de início de transformação martensítica, deslocando-a para valores próximos ou superiores à temperatura ambiente, de modo que a austenita formada durante a solidificação deixa de ser estável ao final do resfriamento e transforma-se parcialmente em martensita.

Essa interpretação encontra confirmação gráfica no diagrama de Schaeffler. A linha de mistura traçada entre o metal de adição ER308LSi e o substrato de aço carbono percorre, à medida que a diluição aumenta, os campos austenítico, austenítico-martensítico e martensítico.

Para os níveis de diluição mensurados no primeiro cordão, a composição resultante desloca-se do campo austenítico em direção ao campo austenita + martensita, o que é consistente com a microestrutura inferida a partir dos perfis de composição e de dureza. A previsão do diagrama constitucional e a medição experimental convergem, portanto, para a mesma conclusão.

A magnitude da dureza medida é compatível com a literatura para uniões dissimilares entre aço carbono e aço inoxidável austenítico produzidas por deposição a arco. Ayan e Kahraman (2022), em estrutura funcionalmente gradiente construída com camadas alternadas de ER70S-6 e 308LSi, mediram dureza média de 347 HV na interface de transição do 308LSi para o ER70S-6 e valor máximo de 370 HV nas camadas de aço carbono, atribuindo a formação de martensita à transferência de cromo e níquel a partir do aço inoxidável.

Rani et al. (2022), em bimetálico de aço carbono e SS304, reportaram elevação de aproximadamente 180 HV para 280 HV nas proximidades da interface, atribuída à migração de cromo e ao consequente endurecimento por solução sólida. Uralde et al. (2022), em paredes bimetálicas de ER70S-6 e SS316L fabricadas por deposição a arco, reportaram dureza de aproximadamente 380 HV na região de aço carbono, valor superior ao obtido para esse material processado isoladamente, e atribuíram o endurecimento à formação de carbonetos de molibdênio a partir da difusão desse elemento proveniente do aço inoxidável.

Os valores aqui obtidos posicionam-se na mesma ordem de grandeza dos três estudos, ainda que no limite superior do intervalo reportado, o que é coerente com o nível de diluição elevado mensurado no primeiro cordão.

4.7.1 Defasagem entre a Fronteira Composicional e a Fronteira Microestrutural

Um aspecto relevante emerge da comparação detalhada entre os dois perfis: as fronteiras da região diluída não coincidem quando definidas pela composição ou pela dureza. O patamar composicional encerra-se na posição 11, a 3,3 mm da interface, ponto a partir do qual os teores de cromo e níquel voltam a crescer. A dureza, entretanto, permanece elevada até aproximadamente a posição 13, decrescendo de forma acentuada apenas entre as posições 14 e 16, cerca de 0,9 mm acima do fim do patamar composicional.

Essa defasagem não constitui inconsistência de medição, mas reflete o fato de que as duas grandezas respondem a fenômenos distintos. A dureza acompanha preferencialmente o teor de níquel, e não o de cromo: o decréscimo acentuado ocorre

precisamente quando o níquel ultrapassa aproximadamente 7,3 %, na posição 14, ao passo que o cromo já vinha crescendo desde a posição 11. Em outras palavras, embora o enriquecimento composicional se inicie ao final do patamar, a austenita permanece instável, e, portanto, sujeita à transformação martensítica, enquanto o teor de níquel não for suficiente para estabilizá-la. A fronteira microestrutural situa-se, assim, acima da fronteira composicional, resultado que reforça a interpretação apresentada nesta seção.

4.8 Considerações sobre a Confiabilidade dos Resultados

A soma dos elementos quantificados por EDS situou-se em $97,49 \pm 0,70$ %, valor compatível com a técnica, cuja limitação na detecção de elementos leves, notadamente o carbono, impede o fechamento em 100 %. A dispersão reduzida entre as medições, evidenciada pelos desvios-padrão apresentados, indica boa repetibilidade.

Registra-se que os espectros obtidos apresentam, na região próxima a 7 keV, um sinal atribuído pelo sistema ao cobalto. Trata-se, contudo, de artefato decorrente da sobreposição entre a linha $K\beta$ do ferro e a linha $K\alpha$ do cobalto: dado o teor elevado de ferro em todas as regiões analisadas e a ausência de cobalto na composição nominal tanto do arame quanto do substrato, o sinal não corresponde à presença efetiva do elemento. Pela mesma razão, os demais elementos rotulados automaticamente nos espectros, cujos marcadores se posicionam sobre regiões sem picos definidos, não devem ser considerados detectados.

Por fim, cabe reiterar que o emprego de uma única condição de deposição, com parâmetros fixos ao longo de toda a fabricação da preforma, constitui a principal limitação deste trabalho, uma vez que a ausência de variação paramétrica impede estabelecer a influência de cada variável de processo sobre o nível de diluição mensurado. Essa investigação é retomada como sugestão para trabalhos futuros.

5 CONCLUSÕES

Este trabalho caracterizou a diluição de cromo e níquel ao longo da direção de construção em uma preforma de aço inoxidável austenítico ER308LSi depositada sobre substrato de aço carbono por manufatura aditiva por deposição a arco, correlacionando o perfil composicional obtido com o perfil de microdureza e com a microestrutura resultante. A partir dos resultados apresentados e discutidos no Capítulo 4, conclui-se que:

- a) A penetração do primeiro cordão no substrato de aço carbono foi de 2,8 mm, valor praticamente coincidente com a extensão de 3,0 mm do patamar de composição constante identificado no perfil obtido por EDS. Essa coincidência indica que o patamar corresponde ao volume da poça de fusão do primeiro cordão, no qual o metal de adição e o substrato fundido se misturaram de maneira homogênea.
- b) A transição composicional na interface é abrupta. Em uma distância de apenas 0,6 mm, o teor de cromo eleva-se de 0,34 % para 13,23 % e o de níquel, de 0,18 % para 5,72 %. Foi identificado um único ponto de composição intermediária ao longo de todo o perfil, cuja natureza não pôde ser inequivocamente estabelecida, uma vez que tanto pode corresponder a uma zona parcialmente misturada real quanto decorrer do volume de interação do feixe eletrônico.
- c) A diluição estimada por balanço de massa situou-se entre 32 e 46 % na região do primeiro cordão, decrescendo para valores entre 9 e 30 % no topo da preforma. A convergência entre as estimativas obtidas independentemente a partir do cromo e do níquel reforça a consistência do resultado. Os valores encontrados excedem o intervalo de 4 a 28 % reportado por Liu et al. (2024) como adequado à formação de paredes de aço 308L por MADA, o que é coerente com o fato de a preforma ter sido fabricada em condição única, com

parâmetros de deposição fixos, definidos com base na geometria do cordão e não otimizados para o controle da diluição.

- d) O enriquecimento em cromo e níquel prossegue de forma gradual ao longo de toda a altura analisada, sem que os teores nominais do arame sejam integralmente restabelecidos nos 10,8 mm avaliados. Esse comportamento evidencia o caráter cumulativo do processo, no qual cada nova camada refunde parcialmente a camada anterior, já diluída, de modo que a influência do substrato decresce progressivamente sem se anular.
- e) O perfil de microdureza acompanhou o perfil composicional, com elevação acentuada na região diluída em relação tanto ao substrato quanto ao restante da preforma. A explicação metalúrgica consistente para esse comportamento reside na redução do teor de níquel decorrente da diluição, que eleva a temperatura de início de transformação martensítica e compromete a estabilidade da austenita ao final do resfriamento. Essa interpretação é corroborada pelo diagrama de Schaeffler, cuja linha de mistura entre os dois materiais atravessa campos de fase compatíveis com a presença de martensita nos níveis de diluição mensurados.
- f) As fronteiras da região afetada pela diluição não coincidem quando definidas pela composição ou pela dureza. O patamar composicional encerra-se a 3,3 mm da interface, ao passo que a queda acentuada de dureza ocorre apenas a partir de aproximadamente 4,2 mm. Essa defasagem reflete o fato de que a dureza acompanha preferencialmente o teor de níquel, e não o de cromo, permanecendo elevada enquanto o níquel não atinge o valor necessário para estabilizar a austenita.
- g) A caracterização microestrutural confirmou a natureza dos materiais envolvidos, com o substrato apresentando bandejamento típico de aço carbono laminado e o metal depositado exibindo morfologia dendrítica colunar decorrente do crescimento epitaxial a partir da linha de fusão de cada passe.

De modo geral, os resultados demonstram que a diluição em uniões dissimilares produzidas por MADA não constitui fenômeno restrito à linha de fusão, mas se estende por alguns milímetros ao longo da direção de construção, com reflexos mensuráveis sobre a dureza e, por consequência, sobre o comportamento mecânico do componente.

O dimensionamento da preforma por esse processo deve, portanto, considerar o destacamento seguro de 4,2 mm de material próximo a interface MADA/substrato.

5.1 Sugestões para Trabalhos Futuros

A partir das limitações identificadas ao longo deste trabalho, sugere-se, para investigações futuras:

- Avaliar a influência dos parâmetros de deposição sobre o nível de diluição mediante variação controlada dessas variáveis, notadamente a corrente de soldagem, identificada na literatura como o fator de maior influência sobre a diluição;
- Quantificar os teores de silício e de carbono da região diluída, de modo a permitir o cálculo dos equivalentes de cromo e de níquel a partir da composição efetivamente medida, e não da composição nominal do consumível;
- Confirmar, por difração de raios X ou por análise de imagens em ampliações superiores, a presença e a fração volumétrica de martensita e de ferrita delta nas diferentes regiões da preforma;
- Avaliar o comportamento em corrosão ao longo da altura construída, verificando a partir de qual posição o revestimento apresenta desempenho equivalente ao do aço inoxidável não diluído;

- Investigar o efeito de estratégias de deposição alternativas, como a variação da temperatura interpasse ou o emprego de camadas de amanteigamento, sobre a extensão da região afetada pela diluição.

REFERÊNCIAS

INTERNATIONAL ORGANIZATION FOR STANDARDIZATION; ASTM INTERNATIONAL. ISO/ASTM 52900:2015: Additive manufacturing: general principles: terminology. Geneva: ISO/ASTM International, 2015.

ALZUGHAIBI, S.; ALAMMARI, Y.; ALRUMAYH, A.; ALAMOUDI, M. T.; ALZAHIRANI, F. J.; NOOR, H. H.; ALQOSAIBI, K. Wear Behavior of Austenitic Stainless Steel 308L Fabricated by Wire Arc Additive Manufacturing. *Materials*, v. 19, n. 11, p. 2207, 2026.

AMIRI, V.; NAFFAKH-MOOSAVY, H. Wire arc additive manufacturing of functionally graded carbon steel - stainless steel 316L - Inconel 625: microstructural characterization and mechanical behavior. *Journal of Advanced Joining Processes*, v. 9, p. 100194, 2024.

APRILIA, A.; ZHAI, W.; GUO, Y.; AISHWARYA; SHANDRO, R.; ZHOU, W. Decarburization of Wire-Arc Additively Manufactured ER70S-6 Steel. *Materials*, v. 16, n. 10, p. 3635, 2023.

AYAN, Y.; KAHRAMAN, N. Fabrication and characterization of functionally graded material (FGM) structure containing two dissimilar steels (ER70S-6 and 308LSi) by wire arc additive manufacturing (WAAM). *Materials Today Communications*, v. 33, p. 104457, 2022.

CHRISTIN, S.; HILL, S.; TAHERI, H.; SILWAL, B. Pulsed robotic wire arc additive manufacturing of 316L stainless steel for forging preforms – processing evaluation. *Progress in Additive Manufacturing*, v. 11, p. 5531–5548, 2026.

DHANOLA, A.; PRASAD, D. S. A comprehensive review of wire arc additive manufacturing for metallic functionally graded materials. *Engineering Research Express*, v. 6, p. 042501, 2024.

JADHAV, S.; KUSEKAR, S.; BELURE, A.; DIGOLE, S.; MALI, A.; CHEEPU, M.; MUGALE, M.; ALKUNTE, S.; KIM, D. Recent Progress and Scientific Challenges in Wire-Arc Additive Manufacturing of Metallic Multi-Material Structures. *Journal of Manufacturing and Materials Processing*, v. 9, n. 8, p. 284, 2025.

KHALED, A.; DJENDEL, M.; BOUBAAYA, R.; BENANIBA, S.; SAIDANI, O.; YOUSFI, A. Effect of heat input on solidification, microhardness, and tensile properties of dissimilar AISI 316/AISI 304 MIG welded joints. *Revista Matéria*, v. 31, 2026.

KONDRATEV, N.; PODSEDERTSEV, A.; BEZVERKHY, D.; SHARIFULLINA, E.; OLSHANSKAYA, T.; TRUSHNIKOV, D. Multilevel Prediction of Mechanical Properties of Samples Additively Manufactured from Steel 308LSi. *Metals*, v. 16, n. 1, p. 8, 2026.

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. Citado por: CHRISTIN et al. (2026); AMIRI; NAFFAKH-MOOSAVY (2024).

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, 2024.

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, 2022.

RIMPL, R.; HOEFER, K.; HAELSIG, A.; HENSEL, J. Application of the Schaeffler Diagram to Functionally Graded Structures of 42CrMo4 and Alloy 625 Produced by DED-Arc. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2025.

SCHAEFFLER, A. L. Constitution diagram for stainless steel weld metal. *Metal Progress*, v. 56, n. 11, p. 680, 1949. Citado por: SENTHIL; RAMESH BABU; PUVIYARASAN (2023). SENTHIL, T. S.; RAMESH BABU, S.; PUVIYARASAN, M. Mechanical, microstructural and fracture studies on Inconel 825–SS316L functionally graded wall fabricated by wire arc additive manufacturing. *Scientific Reports*, v. 13, p. 5321, 2023.

SQUIRES, L.; ROBERTS, E.; BANDYOPADHYAY, A. Radial bimetallic structures via wire arc directed energy deposition-based additive manufacturing. *Nature Communications*, v. 14, p. 3544, 2023.

URALDE, V.; SUAREZ, A.; ALDALUR, E.; VEIGA, F.; BALLESTEROS, T. Wall Fabrication by Direct Energy Deposition (DED) Combining Mild Steel (ER70) and Stainless Steel (SS 316L): Microstructure and Mechanical Properties. *Materials*, v. 15, n. 17, p. 5828, 2022.

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

ZHAI, W.; AISHWARYA; SHANDRO, R.; ZHOU, W. Microstructure and mechanical properties of the wire arc additively manufactured 316L/ER70S-6 bimetal structure. *Virtual and Physical Prototyping*, v. 19, n. 1, p. e2375105, 2024.

APÊNDICE A – DADOS DE COMPOSIÇÃO QUÍMICA POR EDS

A Tabela A.1 apresenta os resultados de composição química obtidos por espectroscopia de energia dispersiva de raios X ao longo da linha de varredura, com espaçamento de 0,3 mm entre pontos. A posição 0 corresponde à interface entre o substrato e o metal depositado; valores negativos situam-se no substrato e positivos, no metal depositado.

Tabela A.1 – Composição química por EDS ao longo da linha de varredura (% em massa)

Ponto	Posição (mm)	Fe	Cr	Ni	Mn
-9	-2,7	97,18	0,09	0,03	0,80
-8	-2,4	96,53	0,00	0,01	1,21
-7	-2,1	95,20	0,06	0,09	0,85
-6	-1,8	95,55	0,03	0,00	0,89
-5	-1,5	95,79	0,00	0,23	0,94
-4	-1,2	96,83	0,00	0,00	1,13
-3	-0,9	97,21	0,05	0,00	0,94
-2	-0,6	95,77	0,05	0,07	1,07
-1	-0,3	95,19	0,11	0,12	0,95
0	0,0	95,37	0,34	0,18	0,91
1	0,3	79,86	9,88	4,60	1,41
2	0,6	76,78	13,23	5,72	1,17
3	0,9	76,82	13,31	5,59	1,26
4	1,2	76,75	13,30	6,47	1,59
5	1,5	75,53	13,41	6,16	1,32
6	1,8	76,56	13,03	5,82	1,26
7	2,1	75,45	13,05	5,88	1,28
8	2,4	76,31	13,40	6,14	1,30
9	2,7	76,34	12,95	6,05	1,27
10	3,0	75,93	13,27	6,11	1,30
11	3,3	74,72	14,55	6,56	1,15
12	3,6	73,45	15,30	6,93	1,34
13	3,9	73,82	15,93	7,26	1,73
14	4,2	73,59	15,83	7,33	1,49
15	4,5	72,78	15,69	7,35	1,48

16	4,8	71,83	15,99	7,37	1,60
17	5,1	73,10	15,65	7,21	1,36
18	5,4	73,11	15,91	7,04	1,43
19	5,7	72,54	15,61	7,12	1,57
20	6,0	72,45	16,38	7,11	1,32
21	6,3	70,72	16,54	7,10	1,75
22	6,6	71,75	17,04	7,29	1,51
23	6,9	70,38	16,63	7,19	1,53
24	7,2	71,46	16,46	7,23	1,37
25	7,5	70,65	16,76	7,31	1,57
26	7,8	71,68	16,87	7,15	1,51
27	8,1	70,67	17,10	7,16	1,82
28	8,4	69,81	17,60	7,30	1,39
29	8,7	70,54	17,19	7,45	1,56
30	9,0	70,52	17,79	7,35	1,39
31	9,3	69,76	17,81	7,39	1,58
32	9,6	70,27	17,79	7,48	1,83
33	9,9	70,13	18,20	7,90	1,41
34	10,2	70,20	17,27	7,97	1,46
35	10,5	69,29	17,43	8,08	1,54
36	10,8	69,57	17,86	7,83	1,36