

RAFAEL MOREIRA ANDRADE

**MANUFATURA ADITIVA POR DEPOSIÇÃO A ARCO PARA
A RECUPERAÇÃO DE MATRIZES PARA INJEÇÃO DE
ALUMÍNIO SOB PRESSÃO**



UNIVERSIDADE FEDERAL DE UBERLÂNDIA
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA

2026

RAFAEL MOREIRA ANDRADE

**MANUFATURA ADITIVA POR DEPOSIÇÃO A ARCO PARA
A RECUPERAÇÃO DE MATRIZES PARA INJEÇÃO DE
ALUMÍNIO SOB PRESSÃO**

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

Área de concentração: Materiais e Processos de Fabricação.

Orientador: Prof. Dr. Louriel Oliveira Vilarinho
Coorientador: Prof. Dr. Victor Augusto Nascimento Magalhães

UBERLÂNDIA - MG

2026

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

A553
2026

Andrade, Rafael Moreira, 1998-
MANUFATURA ADITIVA POR DEPOSIÇÃO A ARCO PARA A
RECUPERAÇÃO DE MATRIZES PARA INJEÇÃO DE ALUMÍNIO SOB
PRESSÃO [recurso eletrônico] / Rafael Moreira Andrade. - 2026.

Orientador: Louriel Oliveira Vilarinho.

Coorientador: Vítor Augusto Nascimento Magalhães.

Dissertação (Mestrado) - Universidade Federal de Uberlândia,
Pós-graduação em Engenharia Mecânica.

Modo de acesso: Internet.

DOI <http://doi.org/10.14393/ufu.di.2026.241>

Inclui bibliografia.

1. Engenharia mecânica. I. Vilarinho, Louriel Oliveira ,1975-,
(Orient.). II. Magalhães, Vítor Augusto Nascimento ,1985-,
(Coorient.). III. Universidade Federal de Uberlândia. Pós-graduação
em Engenharia Mecânica. IV. Título.

CDU: 621

Bibliotecários responsáveis pela estrutura de acordo com o AACR2:

Gizele Cristine Nunes do Couto - CRB6/2091

Nelson Marcos Ferreira - CRB6/3074



UNIVERSIDADE FEDERAL DE UBERLÂNDIA
Coordenação do Programa de Pós-Graduação em Engenharia
Mecânica

Av. João Naves de Ávila, nº 2121, Bloco 1M, Sala 212 - Bairro Santa Mônica, Uberlândia-MG, CEP 38400-902

Telefone: (34) 3239-4282 - www.posmecanicaufu.com.br - secposmec@mecanica.ufu.br



ATA DE DEFESA - PÓS-GRADUAÇÃO

Programa de Pós-Graduação em:	Engenharia Mecânica				
Defesa de:	Dissertação de Mestrado Acadêmico, número 680, PPGEM				
Data:	26 de fevereiro de 2026	Hora de início:	13:30	Hora de encerramento:	16:00
Matrícula do Discente:	12412EMC016				
Nome do Discente:	Rafael Moreira Andrade				
Título do Trabalho:	Manufatura Aditiva por Deposição a Arco para a Recuperação de Matrizes para Injeção de Alumínio sob Pressão				
Área de concentração:	Materiais e Processos de Fabricação				
Linha de pesquisa:	Processos de Fabricação (Usinagem e Soldagem)				
Projeto de Pesquisa de vinculação:	Desenvolvimento de Tecnologias de Deposição 4.0 com Inovação, Gestão e Inclusão				

Reuniu-se por videoconferência, a Banca Examinadora, designada pelo Colegiado do Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica, assim composta: Dr. Wilian da Silva Labiapari - APERAM; Prof. Dr. Washington Martins da Silva Junior - FEMEC/UFU; Prof. Dr. Victor Augusto Nascimento Magalhães - UFVJM, coorientador do candidato e Prof. Dr. Louriel Oliveira Vilarinho - FEMEC/UFU, orientador do candidato.

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

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

Aprovado.

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

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

interna da UFU.

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



Documento assinado eletronicamente por **Wiliam da Silva Labiapari, Usuário Externo**, em 26/02/2026, às 16:00, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 6º, § 1º, do [Decreto nº 8.539, de 8 de outubro de 2015](#).



Documento assinado eletronicamente por **Washington Martins da Silva Junior, Professor(a) do Magistério Superior**, em 26/02/2026, às 16:05, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 6º, § 1º, do [Decreto nº 8.539, de 8 de outubro de 2015](#).



Documento assinado eletronicamente por **Louriel Oliveira Vilarinho, Professor(a) do Magistério Superior**, em 27/02/2026, às 08:17, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 6º, § 1º, do [Decreto nº 8.539, de 8 de outubro de 2015](#).



Documento assinado eletronicamente por **Víctor Augusto Nascimento Magalhães, Usuário Externo**, em 05/03/2026, às 09:30, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 6º, § 1º, do [Decreto nº 8.539, de 8 de outubro de 2015](#).



A autenticidade deste documento pode ser conferida no site https://www.sei.ufu.br/sei/controlador_externo.php?acao=documento_conferir&id_orgao_acesso_externo=0, informando o código verificador **7059778** e o código CRC **5D0C43C4**.

AGRADECIMENTOS

Ao meu orientador, Prof. Dr. Louriel Oliveira Vilarinho, agradeço pela confiança, amizade e pela excelência técnica. Sua conduta, tanto pessoal quanto profissional, foi um exemplo fundamental para a minha formação.

Ao meu coorientador, Dr. Victor Augusto Nascimento Magalhães, sou grato pela amizade, apoio, atenção e respeito, atitudes essenciais que impulsionaram meu desenvolvimento.

Aos meus pais, Walderison Andrade Couto e Rute Neuda Mendonça Moreira Couto, meu eterno agradecimento pelo amor e suporte incondicional. À minha namorada e companheira, Pâmella Eduarda Tomázia dos Santos Moreira, pela compreensão, amor e apoio em todas as decisões.

Estendo minha gratidão à equipe do Laboratório de Pesquisa e Desenvolvimento de Processos de Soldagem e Manufatura Aditiva (LAPROSOLDA). Aos professores Dr. Mário Martins de Oliveira Júnior, Dr. Douglas Bezerra de Araújo e Dr. Volodmir Ponomarov pelo convívio e aprendizado. Um agradecimento especial pela colaboração direta na execução deste trabalho aos engenheiros e pesquisadores: Dr. Lucas Alves do Nascimento, Dr. Edmundo Benedetti, Me. Hermes Paulo Santos De Oliveira, Me. Victor Eduardo Silva Alves, Dr. Daniel Dominices de Souza, Dr. Diandro Bailoni Fernandes, Me. Ângelo Bonamigo e Dr. Elias Hoffmann de Lima. Como também, aos técnicos Alexandre Lanhoso e Douglas Mazer.

À Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior (CAPES), à Fundação de Amparo à Pesquisa do Estado de Minas Gerais (FAPEMIG) e ao Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico (CNPq), pelo fomento à pesquisa e pelo apoio financeiro concedido.

Por fim, agradeço aos membros da Banca Examinadora pela disponibilidade em avaliar este trabalho e aos demais amigos e colegas pelo incentivo e pelos momentos de descontração.

ANDRADE, R. M., **Manufatura Aditiva Por Deposição A Arco Para A Recuperação De Matrizes Para Injeção De Alumínio Sob Pressão**. 2026. Dissertação de Mestrado, Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia.

Resumo

A extensão da vida útil de ferramentais na indústria de injeção de alumínio sob pressão representa um desafio técnico e econômico, dada a severidade dos ciclos a que estes componentes são submetidos. Neste cenário, a Manufatura Aditiva por Deposição a Arco (MADA) surge como uma alternativa estratégica para a recuperação de superfícies funcionais. O presente trabalho investigou a viabilidade técnica e metalúrgica da aplicação da MADA no reparo de matrizes, comparando o desempenho de três ligas distintas: Maraging 250 (arame maciço), Aço Inoxidável Martensítico 420 (arame maciço) e Aço Ferramenta H13 (arame *metal cored*). Inicialmente caracterizou-se um molde retirado de serviço, identificando os mecanismos de falha predominante, estabelecendo, assim, os requisitos a serem alcançadas pela manufatura aditiva. Investigou-se também a estabilidade da soldagem com a liga Maraging em relação a três atmosferas de proteção, variando também, duas estratégias de deposições diferentes. O aço Maraging 250 destacou-se pela sua resistência e integridade estrutural. A liga beneficiou-se dos ciclos térmicos de reaquecimento intrínsecos ao processo, os quais promoveram um envelhecimento *in-situ*, resultando em um gradiente de dureza. Em contrapartida, as ligas martensíticas (Aço Inoxidável 420 e Aço Ferramenta H13) apresentaram elevada sensibilidade às estratégias de deposição e taxas de resfriamento. Verificou-se que estratégias de baixo aporte térmico resultaram na formação de martensita não revenida, conduzindo à fratura frágil. A implementação de estratégias voltadas ao acúmulo de calor viabilizou o processamento do Aço Inoxidável 420 através do mecanismo de auto-revenimento, recuperando a ductilidade necessária; contudo, tal abordagem mostrou-se insuficiente para mitigar a fissuração no Aço Ferramenta H13, devido à sua alta temperabilidade e segregação de fases frágeis. Dessa forma tem-se que o gerenciamento térmico ser fundamental para a aplicação da MADA em aços ferramenta, validando o aço Maraging como a solução mais robusta para a remanufatura de moldes de alta performance.

Palavras-chave: Manufatura Aditiva por Deposição a Arco; Moldes; Aço Inoxidável 420; H13; Maraging.

ANDRADE, R. M., **Wire Arc Additive Manufacturing for the Repair of Aluminum High-Pressure Die Casting Dies**. 2026. M. Sc. Dissertation, Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia.

ABSTRACT

Extending the service life of tooling in the high-pressure aluminum die-casting industry represents a technical and economic challenge, given the severity of the cycles to which these components are subjected. In this scenario, Wire Arc Additive Manufacturing (WAAM) emerges as a strategic alternative for the restoration of functional surfaces. The present study investigated the technical and metallurgical feasibility of applying WAAM for die repair, comparing the performance of three distinct alloys: Maraging 250 (solid wire), Martensitic Stainless Steel 420 (solid wire), and H13 Tool Steel (metal-cored wire). Initially, a decommissioned mold was characterized to identify the predominant failure mechanisms, thereby establishing the requirements to be met by additive manufacturing. The welding stability of the Maraging alloy was also investigated regarding three shielding atmospheres, while also varying two different deposition strategies. Maraging 250 steel stood out for its strength and structural integrity. The alloy benefited from the reheating thermal cycles intrinsic to the process, which promoted in-situ aging, resulting in a hardness gradient. In contrast, the martensitic alloys (Stainless Steel 420 and H13) showed high sensitivity to deposition strategies and cooling rates. It was observed that low heat input strategies resulted in the formation of untempered martensite, leading to brittle fracture. Implementing strategies aimed at heat accumulation enabled the processing of 420 Stainless Steel through the auto-tempering mechanism, restoring the necessary ductility; however, this approach proved insufficient to mitigate cracking in H13 Tool Steel due to its high hardenability and segregation of brittle phases. Thus, thermal management is fundamental for the application of WAAM in tool steels, validating Maraging steel as the most robust solution for the remanufacturing of high-performance molds.

Keywords: Wire Arc Additive Manufacturing; Molds; Stainless Steel 420; H13; Maraging.

LISTA DE SÍMBOLOS E SIGLAS

ABINFER - Associação Brasileira da Indústria de Ferramentaria

AISI - American Iron and Steel Institute

AM - Additive Manufacturing

ASME - American Society of Mechanical Engineers

ASTM - American Society for Testing and Materials

AWS - American Welding Society

CMT - Cold Metal Transfer

DBCP - Distância Bico de Contato à Peça

DFT - Transformada Discreta de Fourier

E1 - Estratégia 1 (Raster)

E2 - Estratégia 2 (Zig-zag)

EDS - *Energy Dispersive X-ray Spectroscopy* / Espectroscopia de Energia Dispersiva

END - Ensaios Não Destrutivos

FF - Fator de Forma

FFT - Transformada Rápida de Fourier

GMAW - *Gas Metal Arc Welding*

HV - Dureza Vickers

ISO - *International Organization for Standardization*

LAPROSOLDA - Laboratório de Pesquisa e Desenvolvimento de Processos de Soldagem e Manufatura Aditiva

LE - Limite de Escoamento

LP - Líquido Penetrante

LPBF - *Laser Powder Bed Fusion*

MA - Manufatura Aditiva

MADA - Manufatura Aditiva por Deposição a Arco

MEV - Microscopia Eletrônica de Varredura

NADCA - *North American Die Casting Association*

RMS - *Root Mean Square* (Valor eficaz)

WAAM - *Wire Arc Additive Manufacturing*

XRF - Espectrometria de Fluorescência de Raios X

ZAC/ZTA - Zona Afetada pelo Calor

SUMÁRIO

CAPÍTULO I	11
INTRODUÇÃO	11
1.1 OBJETIVOS	13
1.1.1 Objetivo geral.....	13
1.1.2 Objetivos específicos	13
CAPÍTULO II	14
REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	14
2.1 MATRIZES DE INJEÇÃO DE ALUMÍNIO SOB PRESSÃO.....	14
2.1.1 Recuperação De Matriz	15
2.1.2 Aço H13.....	15
2.1.3 Aços Maraging.....	16
2.1.4 Aço Inoxidável 420.....	16
2.2 MANUFATURA ADITIVA	18
2.2.1 Deposição com Aço H13.....	18
2.2.2 Deposição com Aços Maraging.....	19
2.2.3 Deposição com Aço Inoxidável 420	20
CAPÍTULO III	22
MATERIAL E MÉTODOS	22
3.1 CARACTERIZAÇÃO DO MOLDE DE REFERÊNCIA	22
3.2 MATERIAL DE BASE.....	24
3.3 MANUFATURA ADITIVA	25
3.3.1 MW XTRA H13 MC.....	25
3.3.2 Aço inoxidável 420.....	25
3.3.3 Aço Maraging.....	26
3.4 DEFINIÇÃO DE ENSAIOS	27
3.4.1 Estratégia de deposição.....	28
3.4.2 Avaliação de estabilidade da deposição	30
3.4.3 Deposições definitivas	31
3.4.4 Caracterização microestrutural	34
3.4.5 Caracterização mecânica.....	34
CAPÍTULO IV	37
RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	37
4.1 AVALIAÇÃO DO MOLDE	37
4.1.1 Avaliação de superfície	37

4.1.2 Análise de microscopia	39
4.1.3 Composição química	40
4.1.4 Análise de microdureza.....	42
4.1.5 Análise de tração	43
4.2 SUBSTRATO	44
4.2.1 Composição química	44
4.2.2 Análise de microscopia	46
4.2.3 Análise de microdureza.....	47
4.2.4 Análise de tração	48
4.3 MADA	49
4.3 Gerenciamento térmico.....	49
4.3 MADA MARAGING	50
4.3.1 Estabilidade	50
4.3.2 Conclusão da Análise de Estabilidade	61
4.3.3 Eficiência de deposição	62
4.3.4 Composição química e inclusões.....	62
4.3.6 Análise de microdureza.....	66
4.3.7 Análise de tração	67
4.3.8 Análise de dobramento e líquido penetrante	68
4.4 MADA INOXIDÁVEL 420	70
4.4.1. Parâmetros gerais da deposição.....	70
4.4.2. Composição química.....	70
4.4.3 Análises metalográficas	73
4.4.4 Análise de microdureza.....	74
4.4.5 Análise de tração	75
4.4.6 Análise de dobramento e líquido penetrante	77
4.5 MADA H13 METAL-CORED	78
4.5.1 Parâmetros gerais da deposição.....	78
4.5.2 Composição química	79
4.5.3 Análises metalográficas	82
4.5.4 Análise de microdureza.....	83
4.5.5 Análise de tração	84
4.5.6 Análise de dobramento	85
CAPÍTULO V	88
CONCLUSÕES	88
CAPÍTULO VI.....	90

TRABALHOS FUTUROS	90
CAPÍTULO VII.....	91
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	91

CAPÍTULO I

INTRODUÇÃO

A eficiência econômica na indústria de transformação, particularmente na fundição sob pressão, é intrinsecamente dependente do ciclo de vida do ferramental. Dado que a fabricação de moldes e matrizes pode representar entre 5% e 15% dos custos produtivos totais, a manutenção e o reparo destas ferramentas consolidam-se como alternativas economicamente estratégicas frente à aquisição de novos ativos (SILVESTRI & SQUILLACE, 2025). Segundo a Abinfer (2023), com base no cenário produtivo de 2021, o mercado nacional de moldes apresentou USD 2,7 bilhões, sendo USD 1,2 bilhão produzidos no Brasil e USD 1,5 bilhão importados. Estima-se que a recuperação de um molde danificado represente apenas uma fração, frequentemente inferior a 30%, do custo de manufatura de um componente novo, justificando o investimento em tecnologias de restauração desse tipo de componente (SILVESTRI & SQUILLACE, 2025).

Neste cenário, a Manufatura Aditiva (MA) emerge como uma solução promissora, superando limitações das rotas tradicionais de reparo, na forma de Manutenção Aditiva. A tecnologia destaca-se pela capacidade de reconstruir geometrias complexas e restaurar superfícies funcionais com elevada precisão e eficiência (CHEN ET AL., 2013; OLIVEIRA ET AL., 2021). Especificamente, a Manufatura Aditiva por Deposição a Arco (MADA) assume um papel central devido à sua versatilidade, altas taxas de deposição e aptidão para o processamento de ligas metálicas de engenharia (OBIKO ET AL., 2024). A natureza do processo, baseada na deposição camada por camada, permite não apenas o restabelecimento dimensional de regiões desgastadas. Abre também a possibilidade de introduzindo melhorias localizadas nas propriedades mecânicas através do controle microestrutural (LAMBERT ET AL., 2024).

As matrizes de injeção de alumínio operam sob condições severas, sujeitas a ciclos térmicos, erosão e fadiga térmica. Para suportar tais solicitações, os aços aplicados devem apresentar baixa expansão térmica, alta condutividade, elevada ductilidade e resistência ao revenimento e ao desgaste abrasivo em altas temperaturas (SCHWAM & MIDSON, 2019). A *North American Die Casting Association* (NADCA) recomenda o uso do aço ferramenta H13

como padrão para tais aplicações, estabelecendo critérios rigorosos de qualidade e tratamento térmico (ALLOYS, 2015).

Contudo, a busca por desempenho superior tem motivado a investigação de materiais alternativos ou complementares. Os aços *Maraging*, por exemplo, despertam interesse industrial pela combinação singular de tenacidade e ultra-alta resistência, apresentando potencial para a formação de estruturas bimetálicas com desempenho superior ao do substrato original (INCO, 2021). Paralelamente, o aço inoxidável martensítico 420, tradicionalmente empregado em trabalho a frio, oferece elevada dureza e resistência à corrosão, características desejáveis para regiões específicas da ferramenta (ROCHA ET AL., 2021).

Diante do exposto, o presente trabalho visa o estudo comparativo focado na recuperação e melhoria de desempenho de matrizes de injeção de alumínio sob pressão, utilizando MADA. A metodologia compreende a caracterização dos modos de falha das matrizes originais e o estabelecimento de parâmetros de processamento para a deposição de três ligas distintas: aço ferramenta H13, aço *Maraging* e aço inoxidável 420. Dessa forma, avaliou-se a integridade das deposições e das interfaces dissimilares por meio de ensaios mecânicos (tração, dobramento e microdureza) e análises metalográficas, visando validar a viabilidade técnica e metalúrgica desta rota de manufatura.

1.1 Objetivos

1.1.1 Objetivo geral

Realizar estudo comparativo para a recuperação e melhoria (*retrofitting*) de matrizes desgastadas de injeção de alumínio sob pressão, utilizando-se Manufatura Aditiva por Deposição a Arco (MADA).

1.1.2 Objetivos específicos

- Realizar a caracterização e análise de falha de matrizes;
- Estabelecer condições de processamento para deposição utilizando-se MADA;
- Realizar a deposição de pré-formas utilizando-se três arames de soldagem (H13, Maraging e Aço Inoxidável 420); e
- Caracterizar o material depositado utilizando-se ensaios mecânicos (Ensaio de Tração, Dobramento e Microdureza) e análises metalúrgicas na região de interface, e da deposição.

CAPÍTULO II

REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Este capítulo estabelece o embasamento teórico necessário para a aplicação da Manufatura Aditiva por Deposição a Arco (MADA) na recuperação de matrizes para injeção de alumínio sob pressão. A revisão aborda inicialmente os mecanismos críticos de falha em serviço, fundamentando a seleção e as propriedades metalúrgicas das três classes de materiais investigadas: o aço ferramenta H13, o aço de ultra alta resistência Maraging e o aço inoxidável martensítico 420. Em seguida, discutem-se os parâmetros determinantes do processo MADA, correlacionando a influência das estratégias de deposição, da proteção gasosa e da estabilidade do arco sobre a evolução microestrutural e a integridade mecânica dos depósitos. Dessa forma, compila-se o estado da arte para subsidiar a análise comparativa e as decisões experimentais adotadas neste trabalho.

2.1 Matrizes De Injeção De Alumínio Sob Pressão

No processo de injeção de alumínio sob pressão, as matrizes são as peças de maior importância, pois é nelas que o metal fundido ganha sua forma final. O ambiente de trabalho dessas ferramentas é agressivo, sendo sujeitas a altas pressões e elevadas temperaturas (RAJEEV; KAMARAJ; BAKSHI, 2017). Assim, as matrizes geralmente falham após ciclos de trabalho, demandando reparos ao invés de descarte imediato, o que vem sendo incentivado por ser tecnicamente viável, ecologicamente sustentável e economicamente atraente (CHEN et al, 2014). Esses fatores atrelados a tecnologia atual abre um leque de possibilidades. Contudo, as formas de falha, os parâmetros do processo de recuperação e melhoria (*retrofitting*) e as consequências no desempenho futuro devem ser investigados.

No primeiro momento, o alumínio fundido entra em contato com a superfície da matriz, impondo assim uma tensão de compressão, pois as partes externas ainda estão frias, restringindo assim o material. Quando há o desmolde da peça, a superfície é resfriada rapidamente, contudo, a parte externa da mesma ainda está quente, graças a troca térmica

decorrente do início do processo, com isso, há uma carga de tração na matriz (SCHWAM; MIDSON, 2019). Dessa forma, com os altos ciclos de produção, tem-se o fenômeno de fadiga térmica, responsável pela maior quantidade de falhas das matrizes (STARLING; BRANCO, 1997). Tem-se também a corrosão causada pelo alumínio, erosão, aquecimento da matriz causando revenimento do material e até falhas catastróficas (CHEN et al, 2017).

A fim de suportar essas intempéries do processo, espera-se que os aços para essa finalidade possuam baixa expansão e alta condutividade térmica. Contenha também alta resistência tanto ao escoamento a quente, quanto à perda de dureza à quente, que refletirá em uma maior resistência ao desgaste abrasivo a quente. Além de que seja altamente dúctil e que apresente dureza elevada (SCHWAM; MIDSON, 2019). Propriedades essas que muitas vezes são antagônicas e de alcance limitado.

2.1.1 Recuperação De Matriz

Neste item serão apresentados os possíveis materiais a serem utilizados para recuperação de matrizes, bem como suas propriedades e justificativas para uso.

2.1.2 Aço H13

A ASTM A681-08, norma destinada a ligas de aços ferramentas, classifica os aços AISI H, como aços Hot Work, Figura 2.1. O H13 é o mais popular dentre eles, graças as suas características singulares, como boa resistência, alta temperabilidade, ótima tenacidade e dureza elevada (ALVES et al., 2021).

A *North American Die Casting Association* (NADCA), recomenda para o processo de alumínio sob pressão a utilização do aço H13, onde determina qualidade tanto do material recebido, quanto do seu estado pós-tratamento térmico (ALLOYS, 2015).

C (min)	C (max)	Mn (min)	Mn (max)	P (max)	S (max)	Si (min)	Si (max)	Cr (min)	Cr (max)	V (min)	V (max)	W (min)	W (max)	Mo (min)
0.32	0.45	0.20	0.60	0.030	0.030	0.80	1.25	4.75	5.50	0.80	1.20	—	—	1.10

Figura 2.1 - Composição química requerida H13. Fonte: ASTM A681-08. (2022)

O aço H13 tem como propriedades físicas a sua dureza de 25-50 HRC e resistências a tração de 650 a 1086 MPa em 400°C (SCHWAM; MIDSON, 2019). Sua metalurgia é predominantemente martensítica, com a presença de finos carbonetos distribuídos, contando com baixa quantidade de austenita residual (ALVES et al., 2021).

Os principais problemas atrelados a este aço na aplicação de trabalhos a quente, após diversos ciclos, são o surgimento de trincas térmicas e amolecimento (INFORZATO, 2005).

2.1.3 Aços Maraging

Os aços *maraging* despertam grande interesse na indústria, pois combina boa tenacidade e altíssima resistência, graças a sua composição química singular (Figura 2.2). Seu nome deriva do processo de tratamento térmico ao qual é submetido: a formação de uma microestrutura martensítica de baixo carbono no resfriamento, seguida por um envelhecimento (*aging*) que promove a precipitação de fases intermetálicas endurecedoras.

	C	Si	Mn	Ni	Mo	Co	Al	Ti	Zr	P	S	B	Fe
Min	0,01	0,03	0,02	17	4,6	7,5	0,05	0,3	0,005	0,01	0,002	0,003	Rem.
Max	0,02	0,05	0,05	19	5,2	9,5	0,15	0,7	0,02	0,01	0,002	0,003	Rem.
Típico	0,01	0,03	0,02	18	5	8,5	0,1	0,5	0,005	0,008	0,002	0,002	Rem.

Figura 2.2 - Composição química MARVAL 18S. Fonte: Selectarc (2024)

A sua utilização em conjunto com o H13 demonstra que as ligas bimetálicas apresentam maior resistência do que o substrato, e em testes a falha ocorre longe da interface (INCO, 2021).

O aço *maraging* 300 como soldado apresenta dureza de 59 HRC, alongamento de 8% e resistência à tração de 1675MPa (SHAKERIN et al., 2020). O endurecimento por envelhecimento dos aços *maraging* ocorre por meio tratamento térmico em temperaturas da ordem de 480 °C, sendo que a duração do tratamento pode variar para otimizar as propriedades mecânicas, como dureza e resistência (SILVA et al., 2024).

2.1.4 Aço Inoxidável 420

O aço inoxidável 420 é comumente utilizado em matrizes de trabalho a frio, graças as características de alta dureza, resistência a corrosão e ao desgaste (ROCHA et al., 2021). Sua composição química nominal é apresentada na Figura 2.3. A resistência à fluência dos aços à base de ferro-cromo é melhor do que a dos aços comuns, sendo os aços inoxidáveis, em particular, utilizados em uma faixa de temperatura de até 600 °C para certos tipos de aplicações (CASTRO, 1975).

Os aços inoxidáveis martensíticos são os que possuem valores de resistência a tração mais altos da sua família, entre 1000 e 1500 MPa, e que são mantidos até próximo a 580°C. (CALLIARI et al., 2008). Os aços inoxidáveis 420 também são comumente aplicados na produção de ferramentas de usinagem graças à sua dureza a quente (NAEEM, 2024).

Table 1 (Continued) Chemical Composition Requirements ^a													
AWS Classification ^d	UNS Number ^c	Composition, Wt. % ^{b, e}									Other Elements		
		C	Cr	Ni	Mo	Mn	Si ^f	P	S	N	Cu	Element	Amount
ER409	S40900	0.08	10.5–13.5	0.6	0.50	0.8	0.8	0.03	0.03	—	0.75	Ti	10 × C min/1.5 max
ER409Nb	S40940	0.08	10.5–13.5	0.6	0.50	0.8	1.0	0.04	0.03	—	0.75	Nb ^g	10 × C min/0.75 max
ER410	S41080	0.12	11.5–13.5	0.6	0.75	0.6	0.5	0.03	0.03	—	0.75	—	—
ER410NiMo	S41086	0.06	11.0–12.5	4.0–5.0	0.4–0.7	0.6	0.5	0.03	0.03	—	0.75	—	—
ER420	S42080	0.25–0.40	12.0–14.0	0.6	0.75	0.6	0.5	0.03	0.03	—	0.75	—	—

Figura 2.3 - Especificação para eletrodos e hastes de soldagem de aço inoxidável. Fonte: AWS 5.9 (2012)

Apesar de não encontrar na literatura a recuperação das matrizes de H13 com aços inoxidáveis 420, tem-se que essa prática é rotineira na indústria. A partir de pesquisa de mercado, diferentes fornecedores indicaram o consumível de aços inoxidáveis 420 como metal de adição para recuperação de aço H13, conforme mostram as Figuras 2.4 e 2.5.

A vareta TIG MDUR G 42 comercializada pela MJV Soldas atende a norma AWS A-5.9 ER 420 sendo indicado para soldagem de aços martensíticos SAE tipo 420. Deposita cordões lisos e isentos de fissuras e de alta resistência à corrosão em temperaturas de até 500°C ,bem como ao desgaste por abrasão e contra a cavitação da água, do vapor e da atmosfera marítima. Endurecível por tratamento térmico até 400HB. Também apropriado para soldagem dos aços tipo H12, H13 e H11, Villares VCPW, VH13 e VPC.

Figura 2.4 - Recomendação do fornecedor MJV Soldas. Fonte: MJV SOLDAS, (2024)



CERTIFICATE

Product Name		Heat No.		Size(mm)		Executed Standard		Order No.			
50/52-H13 (SKD45)		203074		1.0mm				XYWMWSM240226			
Item		Chemical Composition (Wt.%)									
		C	Cr	Ni	Si	Mo	Mn	Fe	Cu	S	P
Spec	Min	0.25	12.00	≤1.00	≤1.00	≤1.75	≤1.00	Bal	≤0.75	≤0.03	≤0.04
	Max	0.35	14.00								
Test value		0.30	12.30	0.50	0.42	0.65	0.50	Bal	0.01	0.009	0.017
Spec		Hardness (HRC)		Length (mm)		Diameter (mm)		58.368.150/0001-32 CIG EQUIPAMENTOS E ACESSÓRIOS PARA SOLDAS LTDA Av. Dos Estados,5841-Pq.Jacatuba CEP-09290-520 – Santo André - SP			
		Min	Max	Min	Max	Min	Max				
		42	46	/	/	/	/				
Test Value		44		/		/					

Date : 24.03.15

Reported :

Checked:

Figura 2.5 - Composição química CIG. Fonte: GOMES (2024).

2.2 Manufatura Aditiva

Neste item, serão apresentadas as justificativas do uso da Manufatura Aditiva por Deposição a Arco (MADA), assim como, parâmetros e resultados apresentados por algumas referências em que utilizaram os materiais propostos.

A Manufatura Aditiva apresenta diferentes vantagens quando comparados às rotas tradicionais. Com aplicação em prototipagem rápida, produção e reparo de componentes complexos (OLIVEIRA et al., 2021). As matrizes apresentam geometrias variadas devido a sua aplicação, sendo comum a presença de cantos arredondados e superfícies irregulares, conforme apresentado na Figura 2.6. Esses aspectos podem ser problemáticos para o processo de recuperação, contudo, é onde a manufatura aditiva se destaca, pois propicia a construção de geometrias mais complexas



Figura 2.6 - Matriz de injeção de alumínio sob pressão. Fonte: O Autor.

2.2.1 Deposição com Aço H13

Yang et al. (2024) depositaram H13 utilizando MADA e processo GMAW Derivativo com tecnologia CMT (Cold Metal Transfer) do fabricante Fronius, com arame de 1,2 mm, mistura de gás $\text{Ar}+2,5\%\text{CO}_2$ e definindo a sobreposição dos cordões em 40%. Obteve como resultado sendo o principal microconstituente a martensita, resíduos de austenita no contorno de grãos e as amostras apresentaram também a presença de austenita retida. Houve diferenças nos testes de resistências a tração nas diferentes direções de deposição, sendo que a direção vertical 1428 MPa e 1624 MPa na longitudinal. Apresentando dureza de 534 HV a 594 HV, além de declarar a presença de poros distribuídos homogeneamente em toda a deposição, com tamanho variando de $100\text{ }\mu\text{m}^3$ a $200\text{ }\mu\text{m}^3$.

Já Wang et al. (2018) depositaram o H13 utilizando Argônio comercialmente puro, utilizando modo de transferência pulsada, com níveis de corrente e tensão, respectivamente iguais a 140 ± 5 A e 25 V e temperatura interpasse de 150°C . Nesse conjunto paramétrico, o valor médio de dureza obtido foi de 353 HV nas últimas camadas e 315 HV na parte inferior. As propriedades de resistência a tração obtiveram resultados anisotrópicos, sendo na direção Z, 10% de alongamento, e na direção X, 7,8%, com valores de resistências à tração de 871 MPa e 1085 MPa, respectivamente. Há ainda relatos da presença de martensita e bainita. Após o recozimento a 830°C por 4 horas, o material apresentou mais homogeneidade quando comparado com o depositado, contudo a dureza média caiu para 190 HV e a resistência a tração para 536,6 MPa e 311,6 MPa, com o alongamento alcançando 17,2%.

O trabalho realizado por Ge et al. (2019), aponta êxito na deposição utilizando a tecnologia CMT, adotando a mistura de $\text{Ar}+2,5\%\text{CO}_2$, como gás de proteção. As paredes foram feitas por padrões lineares de 15 por 15 passes, com dimensões de 125 X 85 X 47mm. Detectou-se porosidades de 2,80 a 5,00 μm e apresentaram morfologia similar a poros de gás. A dureza final variou entre 475 HV e 360 HV, e com resistência a tração de 1322 MPa e 847 MPa nas direções vertical e horizontal.

2.2.2 Deposição com Aços Maraging

Xu et al. (2019) investigaram a deposição de Maraging 200-250 (MARVAL 18S), utilizando também a tecnologia CMT e utilizando como gás inerte o Argônio comercialmente puro, com vazão de 20 L/min, a velocidade de arame maiores que 6 m/min apresentaram melhores resultados. Utilizaram a DBCP (distância bico de contato à peça) de 12 mm e tempo interpasse 120 s. Optou-se por alta velocidade de arame, e a razão entre velocidade de alimentação e deslocamentos maior que 20, esses valores foram estabelecidos graças aos testes preliminares. Algumas considerações sobre estratégias de deposição foram abordadas, como na deposição paralela, em que eliminou problemas de porosidades, defeitos esses que foram presentes na estratégia de oscilação. A tecelagem mostrou-se eficaz, uma vez que reduz o ângulo de sobreposição dos cordões, com isso, diminui a incidência de defeitos de cordões adjacentes. Quando comparada a paralela, a tecelagem proporcionou melhor acabamento superficial.

Xu et al. (2018) realizaram experimentos focando na influência dos óxidos na qualidade final dos depósitos. No primeiro depósito, utilizaram tocha CMT com sua proteção original, enquanto no segundo depositou em uma tenda de argônio com níveis controlados de oxigênio em 300 ppm. Óxidos de Fe, Al e Ti sobrenadam para a superfícies das camadas, criando os

óxidos resultantes, enquanto alguns ficaram presos entre passes. A influência desse fenômeno afeta diretamente na resistência a tração e alongamento total da peça, com 1048 MPa sem proteção adicional, contra 1165 MPa com a proteção adicional, além de intervir diretamente na geometria e qualidade, conforme ilustra a Figura 2.7.



Figura 2.7 - Influência de óxidos na deposição. Fonte: XU, Xiangfang et al. (2018)

Xu et al. (2018) investigaram também as propriedades mecânicas para o mesmo aço depositados, em que decorrente ao processo apresentou anisotropia. Para as tensões de escoamento, obteve resistência máxima a tração na direção horizontal de 1118 MPa e mínima na direção vertical de 1026 MPa. As amostras envelhecidas obtiveram valores de tração mais elevadas, 1410 MPa e 1345 MPa nas direções respectivas, ambas são superiores às do material forjado solubilizado.

2.2.3 Deposição com Aço Inoxidável 420

Lunde et al. (2020) depositaram 25 camadas de aço inoxidável 420 de forma linear em torno do eixo Y, utilizando temperatura entre camadas de 200°C. A microestrutura resultante é martensítica, também foram identificadas fases de austenita e ferrita. Obteve-se como resistência a tração da deposição 1600 MPa com pequena variação na horizontal, e 3% de alongamento. Atingindo 575 HV em regiões mais macias graças aos ciclos térmicos.

Nemani et al. (2021) relatam como microestrutura resultante do processo a ferrita, cercada por uma matriz martensítica não temperada, alcançando 1151 MPa de resistência a tração. Avaliou-se também as características em alguns tratamentos térmicos. Em 400 °C a morfologia dos carbonetos assumiu a forma esférica, graças a esse efeito a dureza alcançou o máximo de 550 HV.

Ghaffari et al. (2020) utilizaram o aço inoxidável 420, tanto no substrato quanto na deposição, a fim de demonstrar a viabilidade da recuperação de matrizes de injeção de plástico. A microestrutura resultante apresenta fase ferrita interdendrítica em uma matriz martensítica, igualmente apresentado nos demais trabalhos. A dureza final da zona fundida

alcançou 550 HV, avaliou-se também a resistência a tração da interface, onde ocorreu a falha no material de base, alcançando 618 MPa, com alongamento de 2,4%.

Além de apresentarem microestruturas favoráveis, houve convergência dos valores de dureza e propriedades mecânicas dos materiais depositados, requisitos esses fundamentais em matrizes de injeção, conforme ilustrado nas Figuras 2.7 e 2.8. Sendo assim, esses aços são candidatos potenciais para o *retrofitting* de matrizes utilizando MADA.

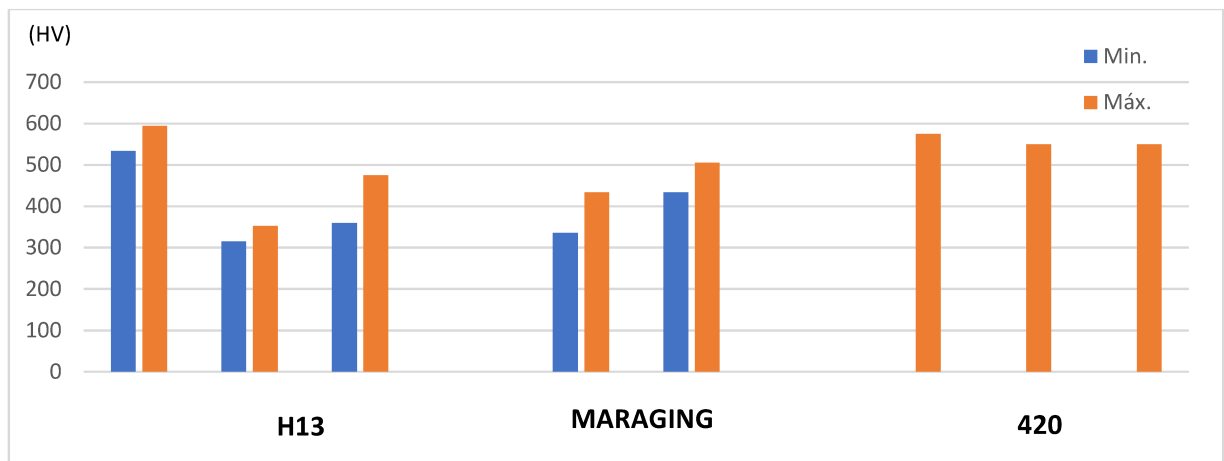


Figura 2.7 - Comparação de dureza entre deposições Fonte: O Autor.

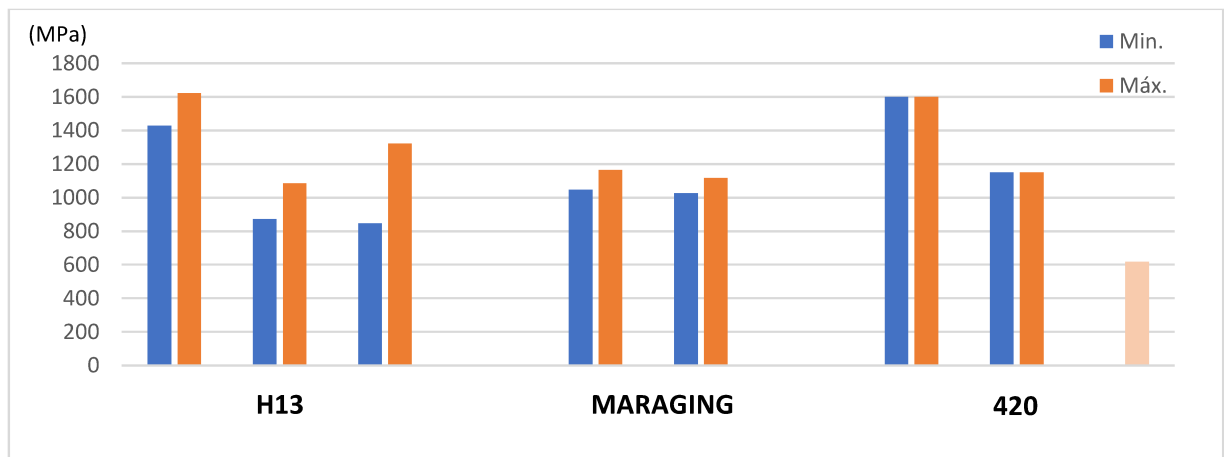


Figura 2.8 - Comparação de resistência à tração entre deposições. Fonte: O Autor.

CAPÍTULO III

MATERIAL E MÉTODOS

O presente capítulo descreve a metodologia experimental delineado para avaliar a viabilidade técnica e metalúrgica da Manufatura Aditiva por Deposição a Arco (MADA) aplicada à fabricação e recuperação de moldes de injeção de alumínio. A metodologia fundamenta-se em uma abordagem comparativa, investigando o processamento de três classes de candidatas a recuperação de moldes e matrizes: o aço inoxidável martensítico 420, o aço ferramenta para trabalho a quente H13 e o aço de ultra-alta resistência Maraging Classe 250. A Figura 3.1 apresenta o fluxograma que sintetiza as etapas metodológicas e o fluxo decisório abordados ao longo deste capítulo.

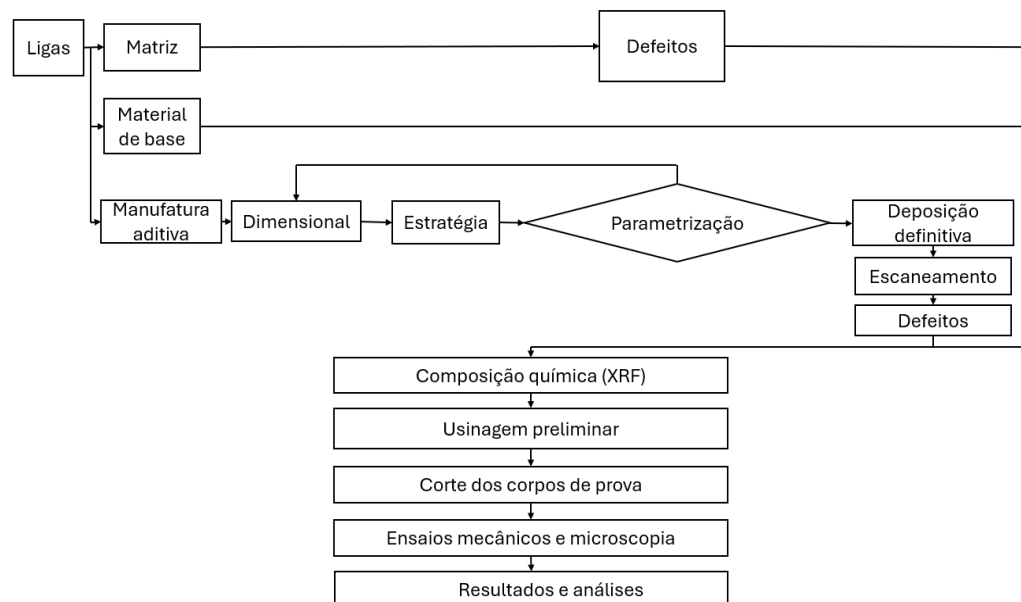


Figura 3.1 – Metodologia geral. Fonte: O Autor.

3.1 Caracterização do Molde de Referência

A fim de estabelecer parâmetros comparativos de desempenho e identificar os mecanismos de desgaste predominantes em serviço, utilizou-se como referência um molde

de injeção degradado. O molde, Figura 3.2, foi retirado de operação devido à perda de tolerâncias dimensionais, atingido sua vida útil de projeto sem a ocorrência de falhas catastróficas prematuras. Desta forma, o material é considerado referência mecânica e metalúrgica para o processamento dos demais aços.



Figura 3.2 – Metodologia geral. Fonte: O Autor.

A avaliação preliminar da integridade superficial foi conduzida por meio de Ensaio Não Destrutivo (END) com partículas magnéticas, em conformidade com a norma ABNT NBR ISO 17638:2022. Inicialmente efetuou-se a limpeza da superfície utilizando o solvente removedor SKC-S para a eliminação de óleos e contaminantes residuais, seguida da aplicação de partículas magnéticas fluorescentes (*Supermagna CLY 200 AG/SN*). A magnetização foi induzida através de um Yoke eletromagnético (*Magnaflux*, modelo Y-6), e a inspeção visual sob luz ultravioleta (*Tiede UV-Handleuchte*).

Após a inspeção não destrutiva, procedeu-se à caracterização mecânica destrutiva para determinar as propriedades do material. Amostras foram extraídas do núcleo do molde

utilizando eletroerosão a fio, devido a sua complexa geometria e propriedades mecânicas. Foram confeccionados corpos de prova para ensaios de tração uniaxial, dimensionados conforme a norma ASTM A370:2023, visando obter o limite de escoamento, limite de resistência à tração e alongamento do material, bem como amostras para mapeamento de microdureza, permitindo caracterizar as propriedades mecânicas e metalúrgicas do aço.

Simultaneamente à análise mecânica, realizou-se a caracterização metalúrgica. A composição química foi aferida *in situ* via Espectrometria de Fluorescência de Raios X (XRF) e posteriormente realizou-se o mapeamento químico por Espectroscopia de Energia Dispersiva (EDS). As amostras complementares foram preparadas metalograficamente para análise em microscópio óptico (com ampliações de 50x a 500x) e permitindo a correlação entre a microestrutura observada, a distribuição dos elementos de liga e a resposta mecânica obtida nos ensaios destrutivos.

3.2 Material de base

Como substrato para as deposições e para a avaliação metalúrgica da zona de interface, utilizou-se o aço ferramenta para trabalho a quente AISI H13. A seleção deste material justifica-se por sua ampla aplicabilidade na indústria de fundição sob pressão, sendo a liga recomendada pela *North American Die Casting Association* (NADCA) para moldes de injeção de alumínio, devido a suas características de resistência e baixo desgaste (ALLOYS, 2015).

A fim de estabelecer as propriedades do material de base, realizou-se a conferência da composição química no ato do recebimento via Espectrometria de Fluorescência de Raios X (XRF). Adicionalmente, utilizando-se eletroerosão a fio, procedeu-se à extração de amostras do próprio substrato para a caracterização de referência. Foram confeccionados três corpos de prova de tração uniaxial e uma amostra dedicada para análise metalográfica e de microdureza.

A caracterização microestrutural foi conduzida via microscopia óptica, com varreduras em ampliações de 50x, 100x, 200x e 500x. Complementarmente, avaliou-se a homogeneidade química utilizando o método de mapeamento por Espectroscopia de Energia Dispersiva (EDS) com ampliação de 50x, visando identificar eventuais segregações que pudessem influenciar na interface com o material de adição.

Antes do procedimento de deposição, a superfície do substrato foi submetida a uma etapa de preparação mecânica por limpeza para a remoção da camada de óxidos superficiais, utilizando escova rotativa, seguida de limpeza com acetona para a eliminação de resíduos orgânicos, assegurando a integridade da fusão inicial e mitigando a formação de porosidade.

3.3 Manufatura Aditiva

A seleção dos consumíveis para este estudo foi conduzida de modo a abranger três classes distintas de materiais, permitindo avaliar a resposta do processo MADA frente a diferentes composições químicas e mecanismos de transformação de fase. A seguir, são detalhadas as especificações técnicas de cada liga e os respectivos parâmetros de proteção gasosa adotados.

3.3.1 MW XTRA H13 MC

Para a reprodução de propriedades compatíveis com o aço ferramenta para trabalho a quente AISI H13, utilizou-se o arame tubular (*Metal Cored*) GMW MW XTRA H13 MC, com diâmetro de 1,20 mm.

A composição química nominal do arame, conforme certificado do fabricante, é apresentada na Tabela 3.1. Nota-se o balanceamento entre Carbono, Cromo e Molibdênio, projetado para garantir resistência à fadiga térmica e estabilidade em altas temperaturas.

Tabela 3.1 – Composição química nominal do arame *metal cored* utilizado. Fonte: GMW (2024).

Elemento	C	Si	Mn	Cr	Mo	V	W
% Peso	0,30	0,70	0,20	4,70	1,60	0,30	1,30

No que tange à proteção da poça de fusão, empregou-se a mistura gasosa binária composta por Ar+2%CO₂. A adição controlada de 2% CO₂ visa estabilizar o arco elétrico pela formação de pontos catódicos e auxiliar a transferência metálica por meio da redução da tensão superficial da gota metálica, sem promover, contudo, a oxidação excessiva dos elementos de liga.

3.2.2 Aço inoxidável 420

Selecionou-se também o arame sólido Weldinox WI M 420 (diâmetro de 1,20 mm). Tendo em vista a dureza resultante do depósito, assim como resistência mecânica proveniente do aço inoxidável martensítico 420.

A composição química fornecida pelo fabricante é apresentada na Tabela 3.2. Nota-se os elevados teores de Cromo (13,32%) e Carbono (0,39%).

Tabela 3.2 – Composição química (% em peso) do arame **WI M 420**

Elemento	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Cu	Co
% Peso	0,39	0,50	0,47	13,32	0,41	0,07	0,10	0,03

Analogamente ao aço H13, o gás de proteção utilizado foi a mistura Ar + 2% CO₂. A escolha baseou-se nas recomendações do fabricante para otimização da transferência metálica e regularidade geométrica do cordão.

3.3.3 Aço Maraging

Representando a classe dos materiais de ultra-alta resistência, utilizou-se o arame sólido MARVAL 18S. Este consumível deposita um aço do tipo *Maraging* com 18% de Níquel, distinguindo-se fundamentalmente das ligas anteriores pelo seu mecanismo de endurecimento. Ao contrário dos aços ferramenta e inoxidáveis martensíticos, onde a dureza é governada pelo teor de Carbono, a elevada resistência mecânica do aço *Maraging* 250 advém do envelhecimento de uma matriz martensítica macia e dúctil, processo que ocorre majoritariamente via precipitação de compostos intermetálicos de Cobalto, Molibdênio e Titânio. A composição química do arame, apresentada na Tabela 3.3, evidencia os elevados teores destes elementos de liga e o reduzido teor de Carbono.

Tabela 3.3 - Composição química (% em peso) do arame MARVAL 18S. Fonte: SelectArc (2024)

Elemento	C	Si	Mn	Ni	Co	Mo	Ti	Al
% Peso	0,01	0,05	0,05	18,1	8,9	4,8	0,65	0,1

Diferentemente das etapas anteriores, o estudo experimental desta liga incorporou a atmosfera de proteção como uma variável ativa de processo, com o intuito de investigar a influência do potencial de ionização e da condutividade térmica do gás sobre a estabilidade do processo e morfologia do depósito. Para tal, foram avaliadas três condições distintas: a mistura de Ar + 2% CO₂; a mistura inerte Ar + 25% He; e o Argônio comercialmente puro. A validação da estabilidade do processo sob essas variações foi conduzida através de um estudo preliminar com intuito de redução da utilização de material, consistindo na deposição de paredes com 13 camadas, com 100 mm de comprimento, para cada atmosfera e variação de duas estratégias de deposição, totalizando seis corpos de prova de comparação.

3.4 Definição de ensaios

Para a movimentação da tocha e deposição das camadas, utilizou-se uma mesa coordenada de três eixo, conforme Figura 3.3, desenvolvido e instrumentado pelo Centro de Pesquisa e Desenvolvimento em Soldagem e Manufatura Aditiva (Laprosolda/UFU).

Como fonte de energia, empregou-se a fonte de soldagem multiprocesso Fronius TPS 5000, operando no modo MIG/MAG Pulsado. Diante da inexistência de linhas sinérgicas dedicadas especificamente para as ligas em estudo na biblioteca nativa do equipamento, adotou-se a seleção por similaridades químicas. Foram identificados, no banco de dados da fonte, programas desenvolvidos para ligas com composição química, gás de proteção e diâmetro de arame equivalentes. A validação destas curvas adaptadas ocorreu mediante testes preliminares, onde se avaliou a estabilidade do arco, ausência de extinções abruptas, a minimização de respingos e a resposta dinâmica da fonte, estabelecendo-se assim os parâmetros operacionais definitivos.



Figura 3.3 – Célula de soldagem, Fonte de soldagem (Vermelho), Mesa coordenada (Azul), Sistema de aquisição (Amarela). Fonte: O Autor.

A instrumentação para o monitoramento do processo foi composta por um sistema de aquisição de dados dedicado desenvolvido por Nascimento (2019). Os sinais transientes de tensão e corrente de soldagem, bem como a velocidade de alimentação do arame, foram capturados a uma taxa de amostragem de 5 kHz.

Simultaneamente, implementou-se o controle do ciclo térmico. O monitoramento da temperatura foi realizado por termografia infravermelha, utilizando uma câmera FLIR A-Series em toda a deposição. Para garantir a temperatura de preaquecimento e interpasse, como todo o acompanhamento do processo, para a calibração da câmera, utilizou-se um termopar tipo K de contato e um fixado no substrato.

Desta forma, o delineamento experimental foi dividido em duas fases. A primeira etapa dedicou-se à qualificação do procedimento para o aço *Maraging*. Devido à sensibilidade e custo desta liga à atmosfera de proteção, conduziu-se um estudo avaliando a interação entre as três misturas gasosas e duas estratégias de deposição, através da manufatura de paredes de teste com 100 mm de comprimento e 13 camadas. O objetivo foi identificar a melhor condição que oferecesse estabilidade elétrica e a conformidade geométrica. Esta última foi quantificada via digitalização tridimensional com o scanner Creaform HandySCAN, assegurando que a largura efetiva e a altura da camada atendessem aos requisitos de geométricos definidos.

Para as ligas de aço ferramenta H13 e aço inoxidável 420, adotou-se uma abordagem de validação direta. Fixou-se a mistura gasosa binária $\text{Ar}+2\%\text{CO}_2$ e procedeu-se à deposição de duas paredes de teste para cada material, variando duas estratégias, visando caracterizar tanto o material de interesse quando a interface.

3.4.1 Estratégia de deposição

A determinação dos parâmetros de trajetória baseou-se, inicialmente, em uma caracterização geométrica preliminar. Foram depositados cordões simples com 75 mm de comprimento sobre chapas de aço H13 com espessura de 25,4 mm (1 polegada). Dado a elevada temperabilidade do material de base e o risco de trincas a frio, o substrato foi submetido a um pré-aquecimento controlado na faixa de 350°C a 400°C utilizando maçarico. As dimensões transversais médias (largura e altura) obtidas nestes testes serviram como dados de entrada para a estratégia definitiva, assegurando que o passo lateral e o incremento vertical fossem condizentes com a taxa de deposição real.

Para a construção das paredes, selecionaram-se duas estratégias de tecimento de deposição distintas, denominadas Raster perpendicular a velocidade efetiva (E1) e Zig-zag (E2), conforme ilustrado na Figura 3.4. A estratégia *Raster* consiste em passes paralelos retilíneo, enquanto a estratégia *Zig-zag* caracteriza-se pelo movimento contínuo da tocha em padrão de tecimento. Ambas as estratégias foram realizadas sem extinção do arco nas bordas, para evitar defeitos de abertura e fechamento de arco.

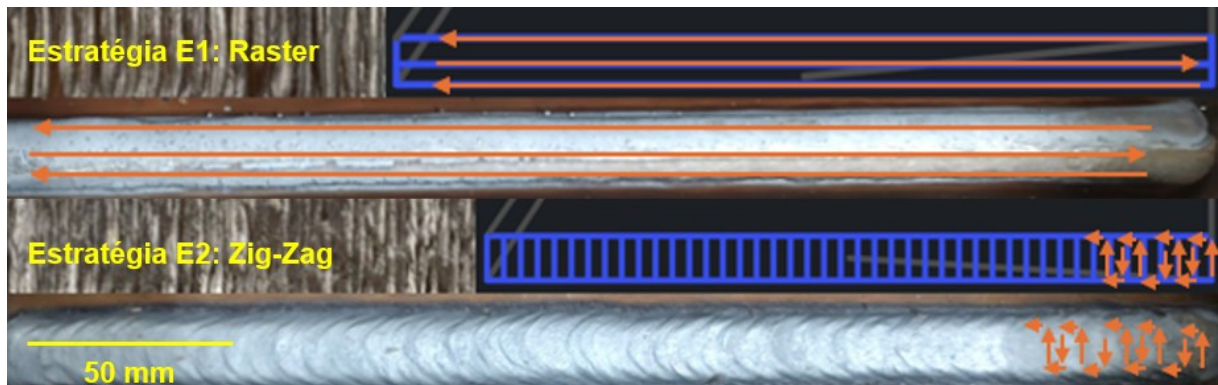


Figura 3.4 – Comparação entre estratégias de deposição. Fonte: O Autor.

Visando assegurar a isonomia térmica entre as diferentes estratégias de deposição e isolar a influência da trajetória sobre a evolução microestrutural, estabeleceu-se um critério equivalência energética. O delineamento experimental foi parametrizado para que a energia depositada por camada, consequentemente por volume oscilasse dentro de um envelope de tolerância de $\pm 20\%$, independentemente do padrão de movimentação da tocha.

Para atender a este requisito, adotou-se o gerenciamento térmico baseado no controle da temperatura de interpasse entre 140°C e 160°C . O monitoramento desta variável foi realizado *in situ* por meio de termopar de contato tipo K. Ademais, todas as camadas foram limpas com escova de aço, sendo a escova trocada a cada deposição. Dessa forma, o tempo de espera entre camadas não foi fixo, mas sim condicionado ao resfriamento do material depositado até o limite superior da faixa estipulada. Os parâmetros operacionais resultantes, que validam este envelope de trabalho, estão detalhados na Tabela 3.4.

Tabela 3.4 - Parâmetros da trajetória da tocha executada. Fonte: autor (2025)

Parâmetro	Raster (E1)	Zig zag (E2)
Tempo por camada	86 s	89 s
Tensão	25 V	24,5 V
Corrente	159 A	159 A
Energia por camada	342 kJ	346 kJ
Diferença de energia	1,15%	

3.4.2 Avaliação de estabilidade da deposição

A etapa primária da metodologia consiste na aquisição dos sinais instantâneos de tensão (U) e corrente (I) de soldagem. Para garantir a fidelidade na representação dos fenômenos de transferência metálica, utilizou-se uma taxa de amostragem mínima de 5 kHz. Esta frequência foi definida respeitando o Teorema de Nyquist, assegurando a captura adequada não apenas da frequência fundamental, mas também dos transientes rápidos associados a curtos-circuitos e reignições do arco.

A fim de orientar as demais análises, o algoritmo executa uma análise no domínio da frequência utilizando a Transformada Rápida de Fourier (FFT) sobre o sinal de corrente e tensão. O sistema então identifica automaticamente a frequência fundamental de pulsação (f_p) dentro do espectro de interesse.

A partir da identificação de f_p , o software define dinamicamente o tamanho da janela de amostragem de modo que esta compreenda exatamente um ciclo completo de pulsação $T = 1/f_p$. O janelamento síncrono, permite o cálculo da corrente e tensão ciclo a ciclo, eliminando problemas como o *aliasing* do sinal e isolando apenas as variações reais do processo. Sendo fundamental para o cálculo de variáveis dependentes de janelamento, como o caso de valor RMS e média.

Realizou-se então o cálculo eficiente de variação do fator de forma do sinal. Ao se dividir o valor RMS de um sinal pelo seu valor média, obtém-se o valor geométrico da forma de onda. Desvios nesse valor, corroboram para evidências de desvios na forma de onda e consequentemente na variação do sinal elétrico.

Para o curto-circuito o fenômeno é baseado na duração do evento sendo caracterizado pelas instabilidades momentâneas, frequentemente associadas a toque do arame na poça devido a uma dinâmica de arco inadequada. Estes eventos são contabilizados e utilizados para penalizar o índice de estabilidade do ensaio.

O Ciclograma de Densidade de Probabilidade é construído mapeando a ocorrência conjunta de pares de Tensão e Corrente em um histograma tridimensional. Em um processo estável, o ciclograma exhibe regiões de alta densidade bem definidas e concentradas nas coordenadas de pico e base, com transições rápidas e limpas entre elas. A presença de dados dispersos ou pontes de baixa densidade fora da trajetória ideal indica variabilidade no processo de transferência.

Adicionalmente, a estabilidade temporal da frequência de pulsação é avaliada através de espectrogramas, gerados via Transformada Discreta de Fourier (DFT). Esta ferramenta permite visualizar derivas de frequência ao longo do tempo, diagnosticando falhas na fonte de soldagem em manter o sincronismo sinérgico.

Por fim, para permitir a comparação objetiva entre diferentes conjuntos de parâmetros experimentais, utilizou-se como método de classificação a pontuação individual das amostras em cada parâmetro. Esta abordagem multivariada permite não apenas classificar o melhor parâmetro, mas diagnosticar a causa raiz da instabilidade.

3.4.3 Deposições definitivas

O dimensionamento amostral e a geometria dos depósitos foram definidos com base nas diretrizes do Artigo VI da Norma ASME IX (2025). A adoção deste referencial normativo teve como premissa assegurar a quantidade mínima de testes, ao mesmo tempo em que se buscou a otimização do consumo de insumos de alto valor e do tempo de manufatura. A Figura 3.5 ilustra o esquema de disposição básica sugerido pela norma para a qualificação de procedimentos, servindo como base para o delineamento experimental deste trabalho. Contudo, observa-se que na norma apresentada, é solicitada dobramento de raiz e de face. Uma vez que na manufatura aditiva, ambos ensaios compreende o mesmo intuito, desta forma, foi substituído para apenas um par de dobramento.

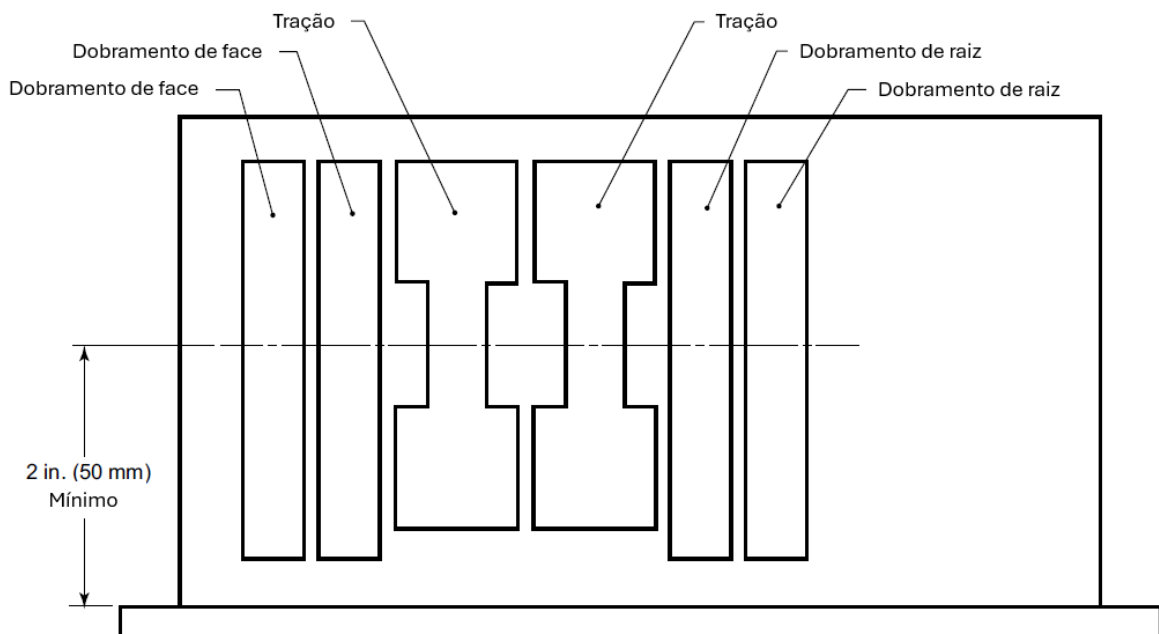


Figura 3.5 – Qualificação do procedimento. Fonte: Adaptado de ASME IX (2025).

Adaptando-se as exigências normativas às especificidades da Manufatura Aditiva, a estratégia de deposição foi segmentada em duas configurações distintas. A primeira,

destinada à análise de interface, focou na avaliação da integridade metalúrgica e da aderência entre o material depositado e o substrato. Para esta etapa, foram manufaturadas paredes com dimensões de 90 mm (altura) x 250 mm (comprimento) x 15 mm (espessura). Conforme detalhado no plano de corte da Figura 3.6, os corpos de prova foram posicionados de modo a interceptar a linha de fusão, permitindo a extração de três amostras para tração vertical e duas para dobramento, além de três seções transversais dedicadas ao mapeamento de microdureza (ISO 9015:2016) e à análise microscópica da zona de diluição.

Para a caracterização das propriedades do material depositado, elaborou-se um segundo delineamento, mais robusto, focado na investigação da anisotropia mecânica. Nesta configuração, apresentada na Figura 3.7, procedeu-se à deposição de 250 mm x 200 mm x 15 mm. Além dos ensaios na direção de construção (vertical), adicionou-se um conjunto suplementar de corpos de prova de tração e dobramento na direção de deposição (horizontal), bem como a coleta de amostras metalográficas em regiões distintas (topo e base) para avaliar a homogeneidade microestrutural ao longo da altura da parede.

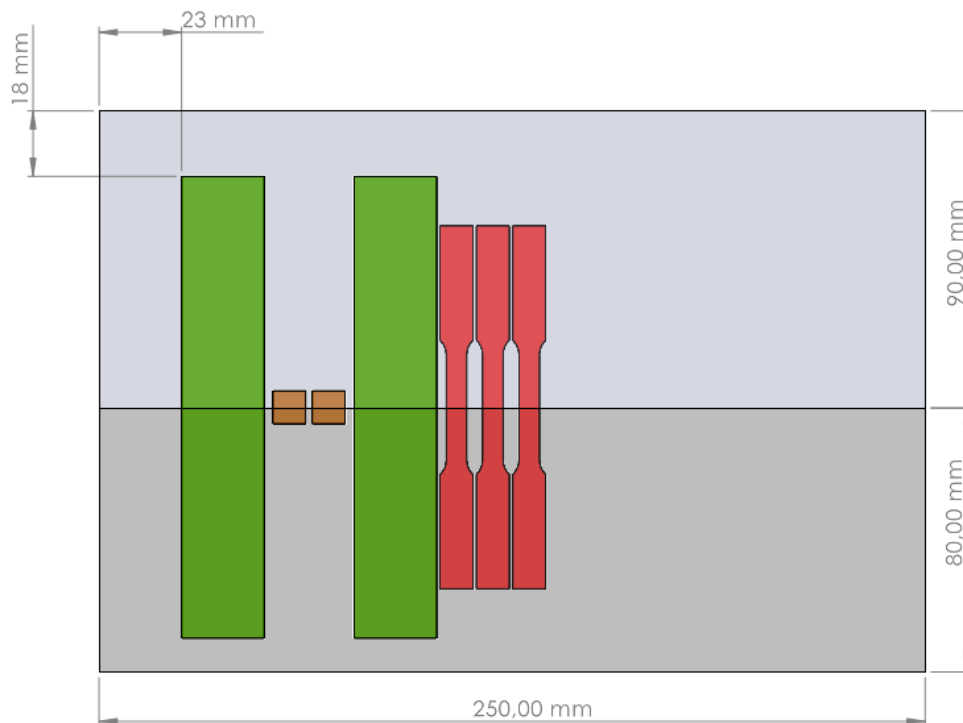


Figura 3.6 – Diagramação de interface. Fonte: O Autor.

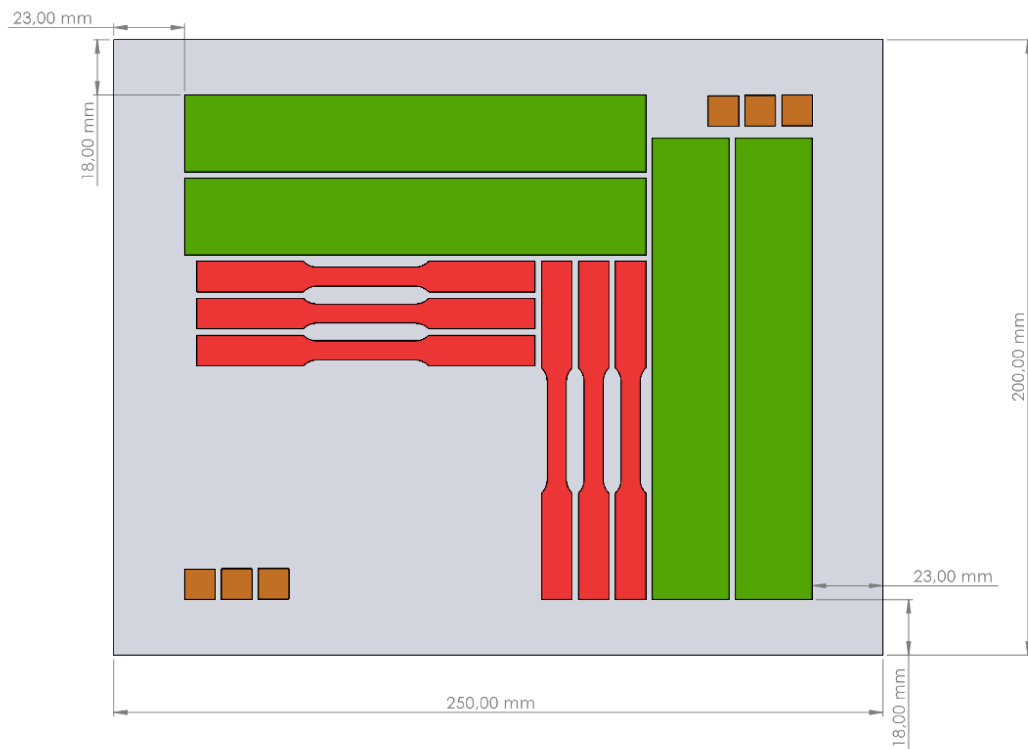


Figura 3.7 – Diagramação de pré-forma. Fonte: O Autor.

A preparação das amostras seguiu uma sequência de validação antes do seccionamento final. Inicialmente, a integridade global dos componentes e a conformidade das tolerâncias geométricas foram verificadas via escaneamento tridimensional utilizando *HandyScan*. Na sequência, as placas foram submetidas a uma etapa de usinagem de faceamento, rebaixando a espessura total para 10 mm, Figura 3.8, visando eliminar a oscilação superficial inerente ao processo.



Figura 3.8 – Usinagem de pré-forma. Fonte: O Autor.

Sobre esta superfície usinada, realizou-se a inspeção por Líquido Penetrante (LP), garantindo a ausência de poros ou trincas superficiais. Somente após esta validação, procedeu-se ao corte dos corpos de prova. Para os ensaios mecânicos (tração e dobramento), utilizou-se o corte por jato de água abrasivo, técnica selecionada por ser um processo a frio, evitando alterações térmicas no material. Complementarmente, para a extração de empregou-se o corte por jato d'água e posteriormente fatiamento das amostras utilizando corte por eletroerosão a fio, seguindo as especificações da norma ASTM A370:2023. Em seguida, passou-se à caracterização microestrutural subsequente.

3.4.4 Caracterização microestrutural

Inicialmente, procedeu-se ao lixamento das amostras em sequência crescente de granulometria (80, 120, 400, 600, 1200 e 2000), seguido de polimento em feltro circular com suspensão líquida à base de alumina de 0,5 µm.

Para as amostras de Matriz, material de base (H13), H13 Metalcore e Maraging utilizou-se Nital 10%, O ataque químico foi realizado utilizando o reagente, preparado com a seguinte composição: 2 mL de ácido nítrico em 8 mL de álcool etílico.

Para as amostras contendo aço inoxidável martensítico 420, utilizou-se ataque com água regia preparado com 20 mL de ácido clorídrico e 5 mL de ácido nítrico.

As análises micrográficas utilizando um microscópio óptico Zeiss AxioCam 305 color, para observações de 50x, 100x, 200x e 500x. Utilizou-se o microscópio eletrônico de varredura (MEV) Hitachi TM4000Plus, no modo de detecção retroespalhado a fim da caracterização química das interfaces e uma de cada material depositado, utilizando ampliações de 50X, 1000X E 2000x. A análise da composição química e de eventuais heterogeneidades microestruturais ou segregações na interface e no material depositado foi realizada por mapeamento via Espectroscopia de Energia Dispersiva (EDS) com ampliação de 50x. Adicionalmente, foram investigados defeitos pontuais, utilizando ampliações de 1000x e 2000x no MEV/EDS para identificação de inclusões ou falhas de fusão.

3.4.5 Caracterização mecânica

a) Ensaio de tração

Para a obtenção dos ensaios de tração, foi utilizada uma máquina de tração computadorizada Shimadzu®, com capacidade máxima de 300 kN. A velocidade de deformação aplicada foi de 0,2 mm/min. Essa configuração permitiu correlacionar as

propriedades mecânicas, como resistência à tração, limite de escoamento e deformação total, com a história térmica e microestrutural de cada parede, considerando diferentes orientações de deposição e possíveis gradientes de propriedades.

b) Ensaio de dobramento

O ensaio de dobramento foi realizado seguindo os procedimentos da norma ASTM A370:2008, utilizando o ensaio de três pontos, destinado a fornecer critérios de aprovação para juntas soldadas, em vez de fornecer medidas quantitativas de resistência ou ductilidade. No contexto deste trabalho, que envolve deposição em processo de MADA, o ensaio teve como objetivo principal avaliar a qualidade do processo de deposição, verificando se as paredes fabricadas suportam deformações sem apresentar trincas, fissuras ou rupturas.

A norma ASME IX (2025) informa que caso a zona afetada pela solda e pelo calor, no caso de um corpo de prova de dobramento, não estiver completamente contida na porção dobrada do corpo de prova após o ensaio, fator ocorre em juntas de materiais dissimilares, deve-se então, considerar então um dispositivo capaz de realizar a metodologia da Figura 3.6. Onde corpo de prova deve ser firmemente fixado em uma extremidade para que não haja deslizamento do corpo de prova durante a operação de dobramento. Dessa forma, foi desenvolvido o aparato para realização do dobramento de interface (Figura 3.6) permitindo a realização do ensaio utilizando as recomendações normativas.

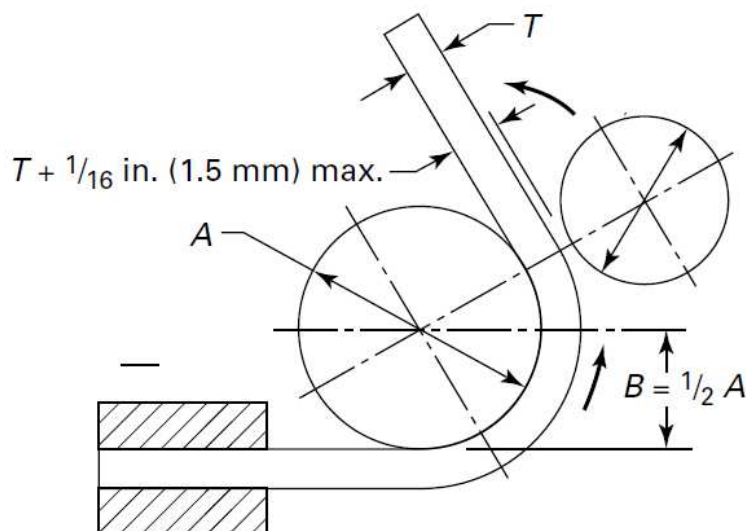


Figura 3.6 – Gabarito De Dobramento Guiado. Fonte: ASME IX (2025).

A fim de avaliar a integridade do material, foram realizados um dobramento na região de interface e dois em cada depósito, considerando tanto a direção horizontal quanto a vertical de forma a detectar possíveis anisotropias ou defeitos direcionais. Os corpos de prova apresentaram dimensões de 150 mm de comprimento, 25 mm de largura e 5.7 mm de espessura, garantindo compatibilidade com as recomendações da norma, utilizando o mandril utilizado com 40 mm de diâmetro.

c) Ensaio de microdureza

A análise de microdureza foi conduzida utilizando uma máquina computadorizada Shimadzu HMV-G, com o objetivo de avaliar a variação de dureza ao longo da face das paredes depositadas, considerando tanto as camadas interpassadas quanto as possíveis diferenças microestruturais decorrentes da formação de fases durante o processo de deposição, conforme recomendações gerais da norma ASTM E384:2017.

Os ensaios foram realizados em três corpos de prova por parede de 10 mm x 10 mm x 10mm, posicionados em regiões distintas: Frente, face e lateral. Para cada corpo de prova, foram aplicadas 71 endentações, varrendo uma faixa de 5 mm de altura e 1 de largura, com espaçamento de 0,3 mm entre cada indentação e a uma distância de 1 mm da borda, utilizando carga de 500g e tempo de 15 segundos de indentação, garantindo assim uma representatividade adequada da distribuição de dureza ao longo do perfil analisado.

Essa metodologia permitiu mapear com precisão as variações de dureza resultantes de gradientes térmicos, efeitos de reaquecimento e heterogeneidades microestruturais, fornecendo dados essenciais para a correlação entre histórico térmico, microestrutura e desempenho mecânico das paredes fabricadas por MADA.

CAPÍTULO IV

RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1 Avaliação do molde

4.1.1 Avaliação de superfície

A inspeção visual inicial do molde, Figura 4.1, evidenciou uma degradação nas regiões de cavidade, caracterizada pela perda de tolerâncias dimensionais e arredondamento de arestas vivas.

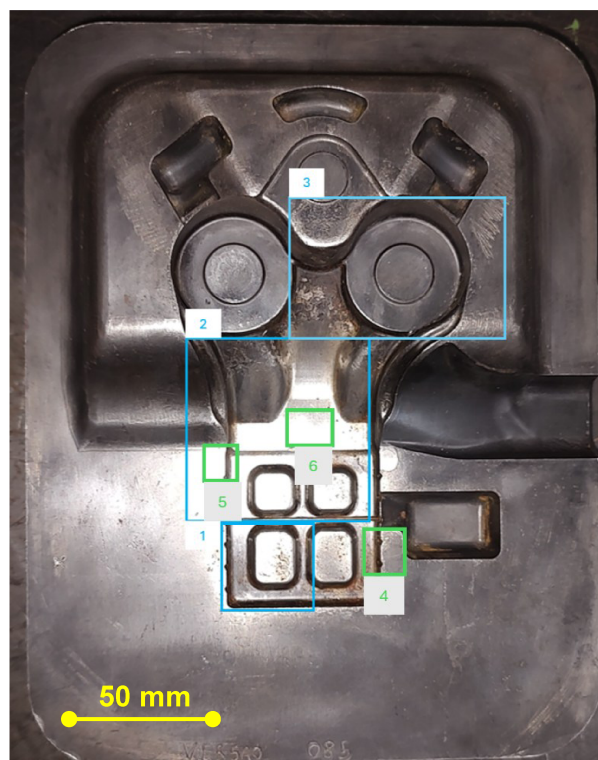


Figura 4.1 – Molde de referência. Fonte: O Autor.

MUHIČ, M. et al. (2010) apresenta no seu trabalho a caracterização de falhas de matrizes Figura 4.2 Sendo os mais comuns defeitos em moldes a erosão (a), fadiga térmica (b), corrosão e adesão (c) e deformação (d). Sendo a fadiga térmica principal forma de falha em ferramentas de trabalho a quente e era responsável por 70% das falhas em ferramentas de fundição sob pressão (Starling e Branco, 1997).

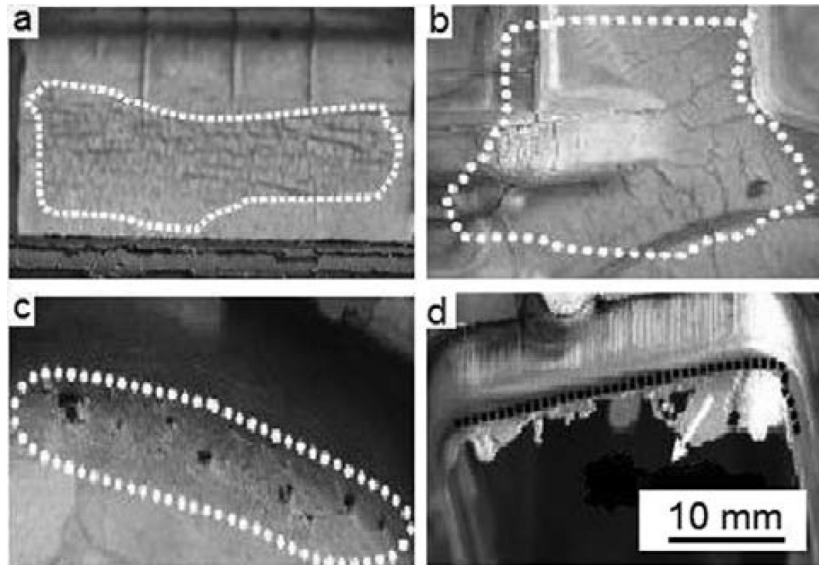


Figura 4.2 – Principais defeitos em moldes. Fonte: MUHIČ (2010).

Conforme Figura 4.3, o Ensaio Não Destrutivo (END) por partículas magnéticas fluorescentes revelou uma malha de trincas superficiais interconectadas. As macrografias também revelaram a presença de trincas, sendo essas, perpendiculares e paralelas as quinas do molde. Ao se comparar com o trabalho de MUHIČ, M. et al. (2010), os defeitos se assemelham a trincas por fadiga térmica (1,2,3,5,6). Ao se analisar as macrografias, corrosão e adesão (6). A formação destas discontinuidades pode ser atribuída aos gradientes térmicos cíclicos, além das altas pressões a que o componente foi submetido (Xudong Yang et al., 2020).

Apesar da extensão superficial das trincas, a inspeção confirmou que elas não evoluíram para falhas catastróficas que comprometessem a integridade estrutural. Esta constatação validou a seleção do componente como adequado para extrair corpos de provas para ensaios, servindo assim, como referência microestrutural, e de propriedades mecânicas a ser alcançado e superado pelo processamento por manufatura aditiva.

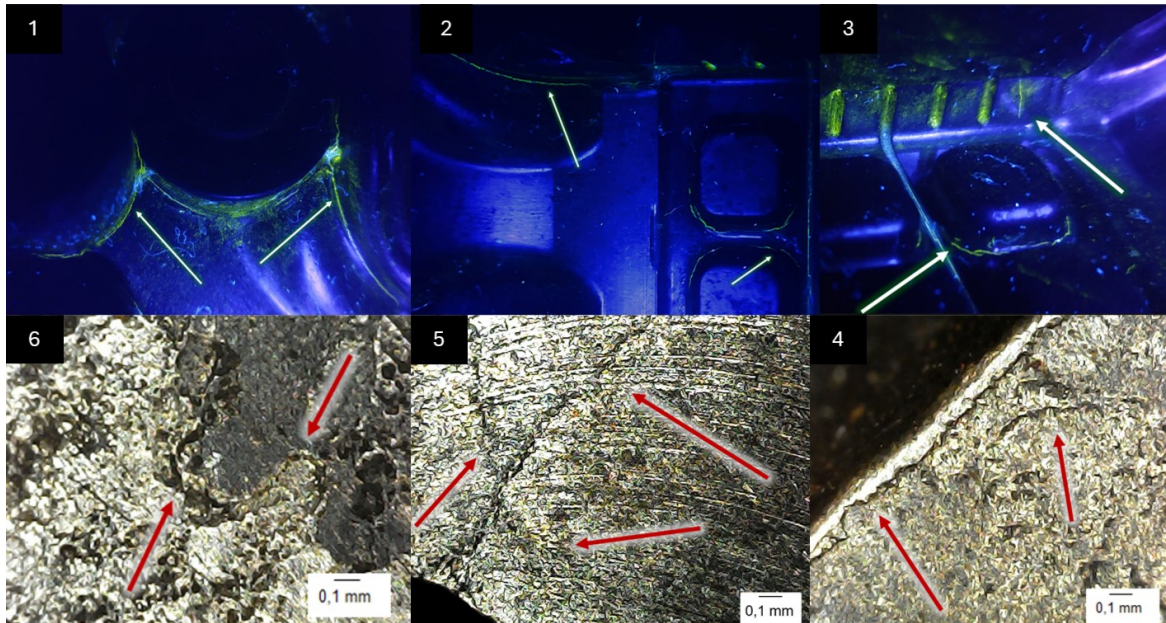


Figura 4.3 – Fissuras presentes no molde. Fonte: O Autor.

4.1.2 Análise de microscopia

A microestrutura observada ao longo da seção transversal, apresentou-se constituída predominantemente por martensita, conforme apresentado na Figura 4.4.

A ausência de fissuras ou micro trincas, indica que o molde operou dentro de um regime de tensões, sem atingir a deformação plástica cíclica necessária para a nucleação que resultaria na falha catastrófica do molde.

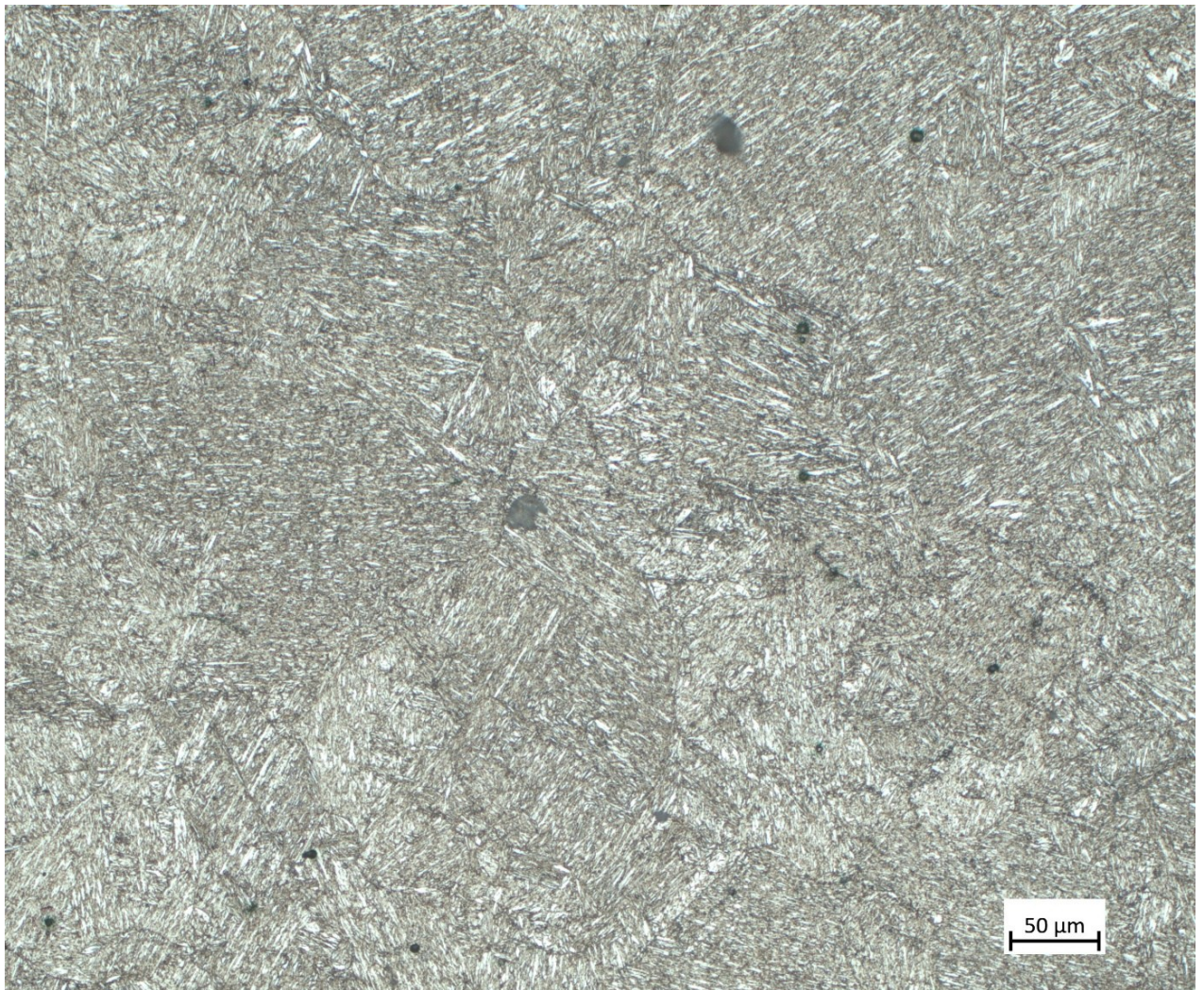


Figura 4.4 – Microestrutura presente no molde. Fonte: O Autor.

4.1.3 Composição química

A validação da composição química do molde degradado foi conduzida através de uma abordagem comparativa, previamente foi utilizada a Espectrometria de Fluorescência de Raios X (XRF), para uma quantificação global, contudo esse método possui a limitação de quantificação de carbono. Posteriormente a caracterização química microestrutural do molde de referência foi realizada via Espectroscopia de Energia Dispersiva (EDS), visando identificar a distribuição dos elementos de liga na matriz a partir do seu mapeamento. a Tabela 4.1 resume os percentuais em peso quantificados.

Tabela 4.1 – Composição química matriz. Fonte: O Autor.

Método	Fe	Cr	Si	Mo	Mn	Ni	V
--------	----	----	----	----	----	----	---

XRF	95,04 ± 0,05 %	1,31 ± 0,02 %	1,21 ± 0,03 %	0,78 ± 0,07%	0,77 ± 0,24 %	0,72 ± 0,02 %	0,13 ± 0,01%
------------	----------------------	---------------------	---------------------	-----------------	------------------	---------------------	-----------------

Observa-se convergência entre os métodos de análise da composição da matriz, para averiguação da composição química, no que diz respeito aos elementos de liga, o aço apresentado não condiz com a composição química do aço H13 conforme a ASTM A681:2008. Sendo todos elementos de liga abaixo do normativo. Com isso, com a menor quantidade de elementos de liga, sendo esses formadores de carbonetos, a liga pode apresentar respostas de propriedades inferiores ao esperado.

Para complementar a análise pontual, a microestrutura do material de referência foi avaliada via Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) no modo de elétrons retroespalhados, conforme apresentado na Figura 4.5.

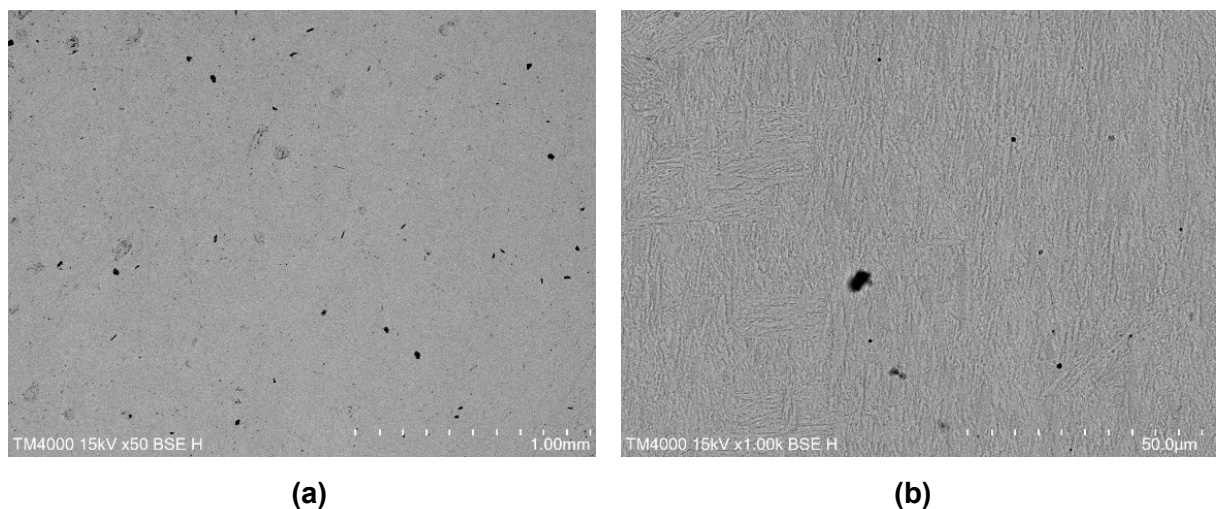


Figura 4.5 – Microscopia eletrônica de varredura do molde. Fonte: O Autor.

A imagem, obtida com magnificação de (a), revela uma superfície com contraste de matriz homogêneo, o que corrobora a ausência de segregações microscópicas na região analisada. Entretanto, observa-se uma dispersão de porosidades ao longo de toda a área.

A variação de composição química destas regiões e a homogeneidade global da liga foram investigadas através do Mapeamento por EDS, ilustrado na Figura 4.6.

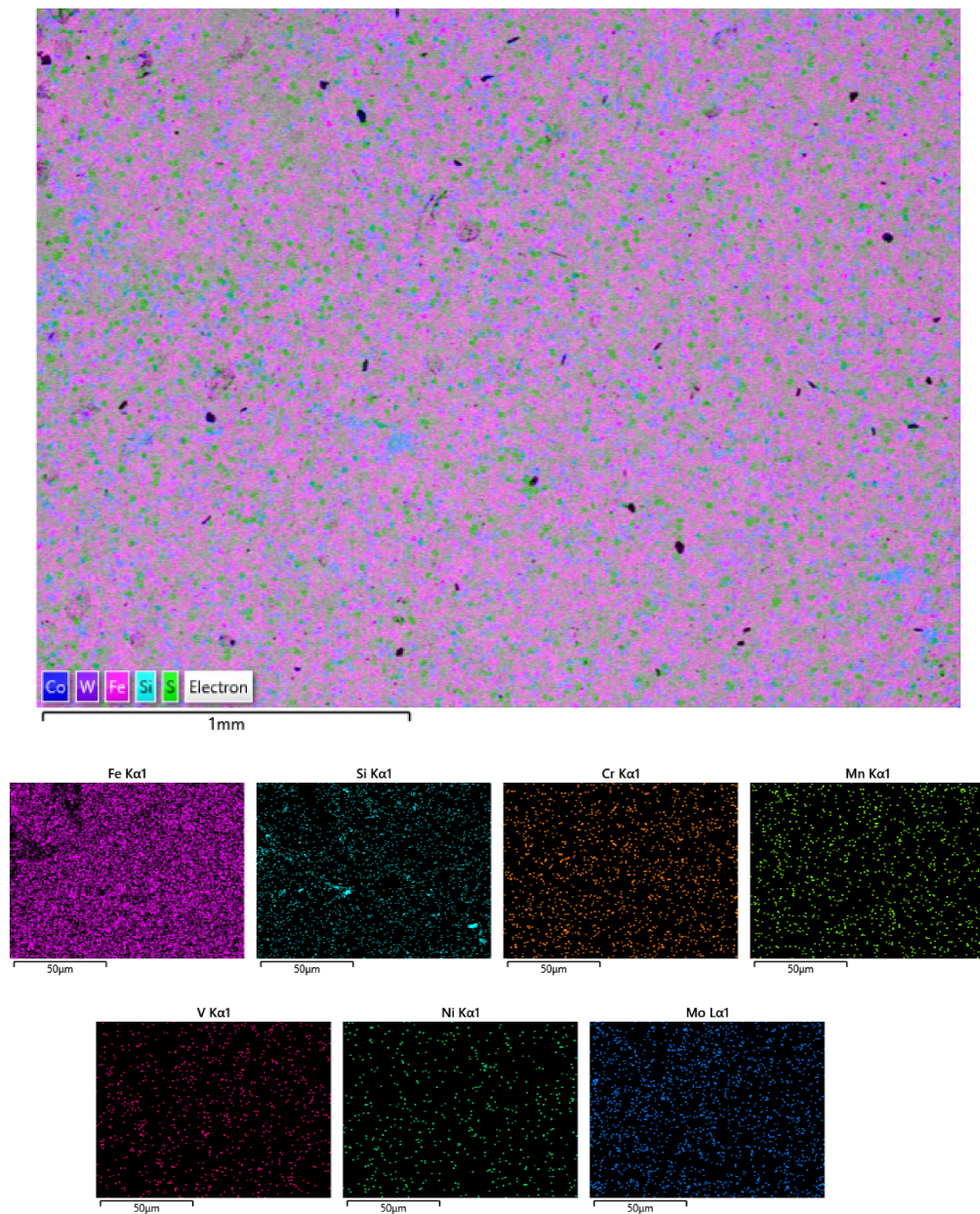


Figura 4.6 – Mapeamento de EDS revelando homogeneidade química. Fonte: O Autor.

4.1.4 Análise de microdureza

Para avaliar o estado de tratamento térmico residual e a homogeneidade das propriedades mecânicas do substrato após o seu ciclo de vida útil, realizou-se um mapeamento de microdureza (a Figura 4.7 traz a seção transversal), abrangendo uma área representativa de 5,0 mm de extensão por 1,0 mm de profundidade a partir da superfície de trabalho. O material apresentou dureza de $447,18 \pm 26\text{HV}$, evidenciando uma heterogeneidade local.

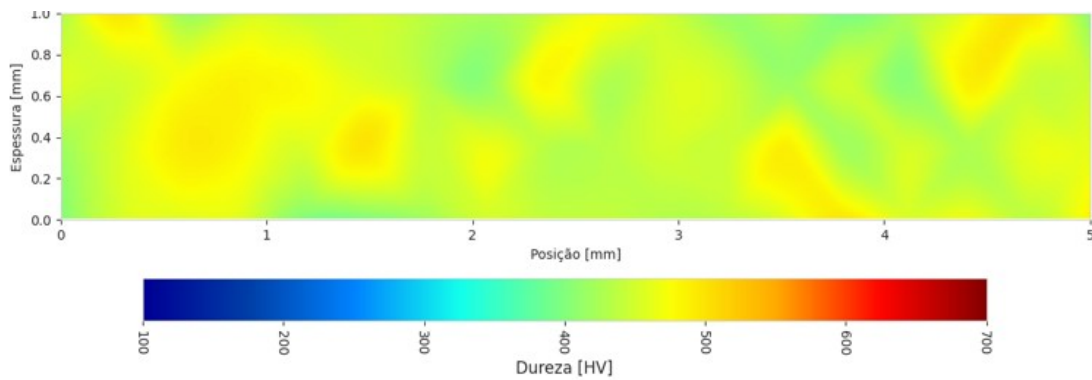


Figura 4.7 – Microdureza do molde como recebido. Fonte: O Autor.

4.1.5 Análise de tração

Visando determinar as propriedades mecânicas e validar a homogeneidade da ferramenta, procedeu-se à realização de dois ensaios de tração. O comportamento mecânico obtido para as amostras extraídas do molde é ilustrado pelas curvas tensão-deformação apresentadas na Figura 4.8.

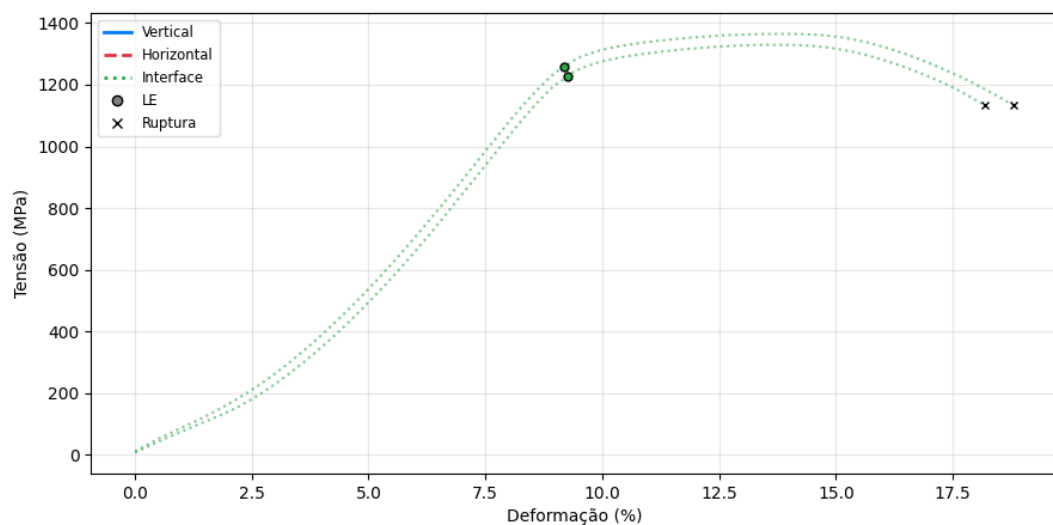


Figura 4.8 – Diagrama tensão deformação do molde. Fonte: O Autor.

A análise visual dos gráficos revela uma consistência entre os corpos de prova testados. Esta repetibilidade demonstra a homogeneidade microestrutural do molde, confirmando que, a despeito do desgaste superficial observado nas etapas anteriores, o volume interno do material manteve-se isento de defeitos críticos ou variações localizadas de tratamento térmico. O material exibiu um Limite de Escoamento 1241 ± 14 MPa e um Limite de Resistência à Tração 1347 ± 18 Mpa.

Além da resistência mecânica, destaca-se o comportamento dúctil da liga, caracterizado por um alongamento total na ruptura situado na faixa de 18% a 19%. Conclui-se, portanto, que a matriz apresenta condições homogêneas e não apresentou resultado anômalos.

A caracterização do molde de injeção em fim de vida permitiu estabelecer uma referência sobre o estado do material e os mecanismos de degradação do componente. Constatou-se que a ferramenta foi retirada de serviço majoritariamente devido a perdas dimensionais e presença de degradação superficial. As análises metalográficas confirmaram que o substrato se encontra isento de trincas, demonstrando que as indicações observadas nos ensaios de partículas magnéticas correspondiam a defeitos superficiais e não à propagação de fraturas em direção ao núcleo.

Do ponto de vista da composição material, a validação cruzada entre as técnicas de XRF e EDS revelou uma particularidade, o molde utilizado é de aço ferramenta com baixos teores de elemento de liga, apresentando um teor de Cromo (~1,30%) significativamente inferior ao especificado para a classe AISI H13. Apesar desta discrepância química, a presença de elementos como Níquel e Molibdênio assegurou a suscetibilidade de transformação martensítica e a tenacidade necessárias para a operação.

Apesar da degradação funcional da superfície, o núcleo da ferramenta preservou sua integridade estrutural. A microestrutura interna manteve-se como uma martensita revenida, fato corroborado pelos ensaios mecânicos que indicaram uma dureza média global de 45 HRC, um limite de escoamento superior a 1200 MPa. Portanto, a partir das análises, levantou-se de valores de referência para os demais ensaios.

4.2 Substrato

4.2.1 Composição química

A análise confirma que o material atende aos requisitos químicos da classe H13 seguindo a ASTM A681:2008.

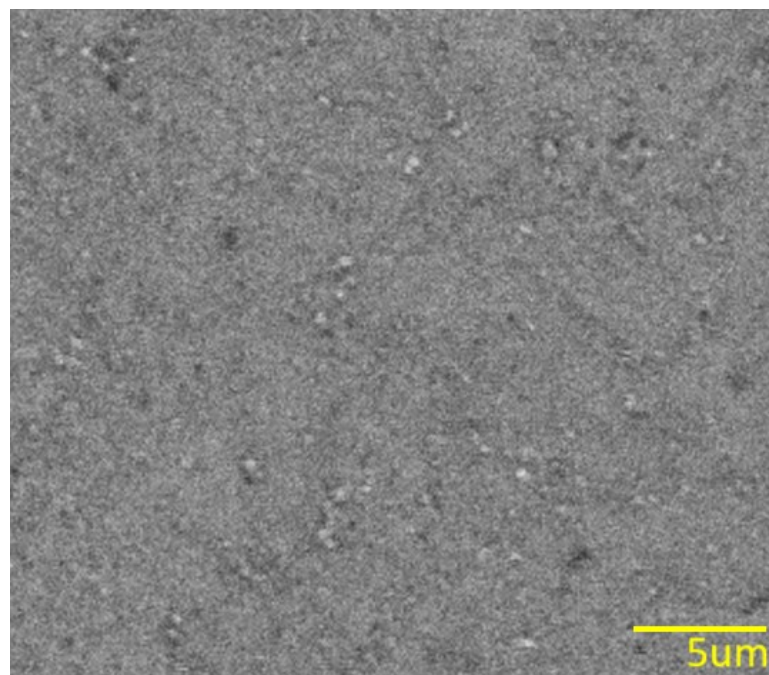
Segundo Gouvêa (2014), o teor de Cromo próximo a 5%, atua como o agente de temperabilidade. Já a presença de Molibdênio evita a fragilização em altas temperaturas e Vanádio auxilia no refino do grão e aumenta a tenacidade do aço. Além das características singulares de cada elemento, eles também são formadores de carbonetos.

Tabela 4.1 – Composição química matriz. Fonte: O Autor.

Método	Fe	Cr	Si	Mo	Mn	Ni	V
XRF	90,63±	5,08 ±	1,29 ±	1,25 ±	0,26 ±	0,22 ±	0,87 ±
	0,2%	0,1%	0,03%	0,02%	0,09%	0,05%	0,07%
H13							
(ASTM A	-	4,75±	0,8 ±	1,10 ±	0,20 ±	-	0,8±
681:2008)		5,50%	1,25%	1,75%	0,60%		1,20%

Com base nestes valores, tem-se que o material como de alta temperabilidade, o que promove a formação de martensita (LIU,2024). Isso alerta para a necessidade crítica de controle térmico no processo MADA para evitar fissuração a frio na Zona Afetada pelo Calor (ZAC).

A fim de verificar a homogeneidade química e características do material de base que será utilizado nas deposições, Figura 4.9, em conjunto com o detector de EDS, realizou-se também o mapeamento da composição química do material observa-se na Figura 4.10.

**Figura 4.9** – Microscopia eletrônica de varredura revelando presença de carbonetos. Fonte: O Autor.

Observa-se na Figura 4.10 que o material apresenta homogeneidade química, sem pontos de segregação de elementos, que também é fundamentado pelo mapa de EDS na

mesma resolução. Na Figura 4.9 é possível observar pontos mais claros, sendo esses classificados como carbonetos dispersos no material.

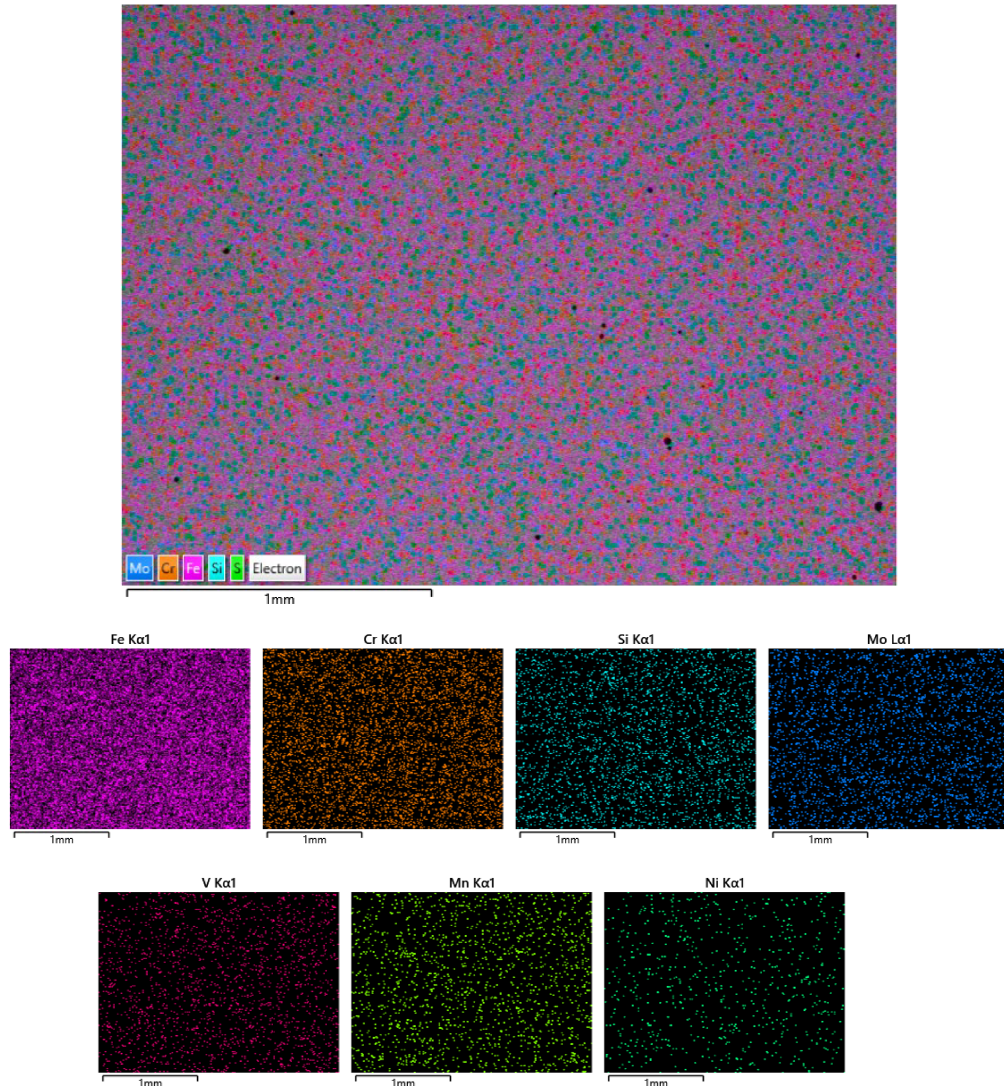


Figura 4.10 – Mapeamento de EDS do substrato. Fonte: O Autor.

4.2.2 Análise de microscopia

A análise metalográfica do substrato de aço AISI H13, Figura 4.11, demonstra uma microestrutura composta por uma matriz ferrítica com carbonetos, sendo similar a amostra, recebida por Santos (2023). Não se observa a presença de martensita ou bainita nesta condição, sugerindo que o substrato se encontra em um estado de recozimento, garantindo uma dureza inicial reduzida antes do ciclo térmico imposto pelo processo de MADA.

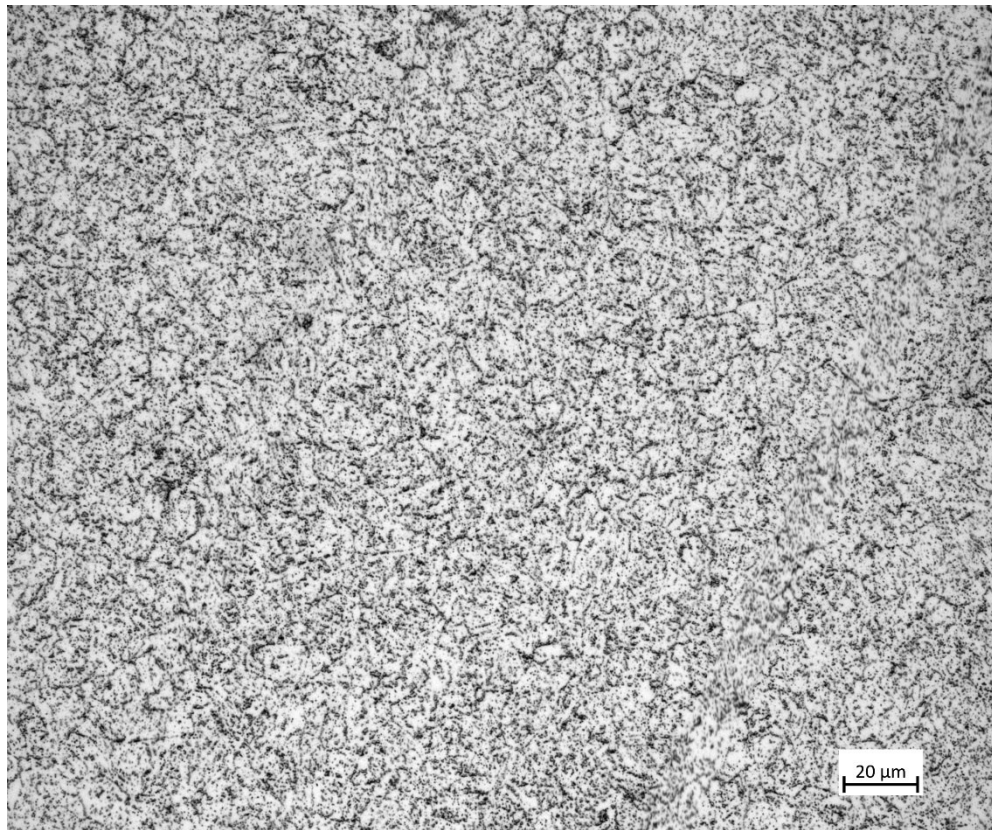


Figura 4.11 – Micrografia do substrato como recebido. Fonte: O Autor

4.2.3 Análise de microdureza

Para corroborar a caracterização, avaliou-se o perfil de microdureza do substrato (Figura 4.12). As medições resultaram em um valor médio de 222 ± 6 HV. Valor esse condizente com o trabalho de Ramos (2023) que resultou a dureza de 238 ± 2 HV no material como recebido.

O patamar de baixa dureza observado é consistente com a matriz ferrítica com carbonetos esferoidizados identificada na metalografia, a qual oferece alta ductilidade e menor resistência mecânica. A baixa variação do valor de dureza condiz com a homogeneidade encontrada na análise química e metalúrgica do material.

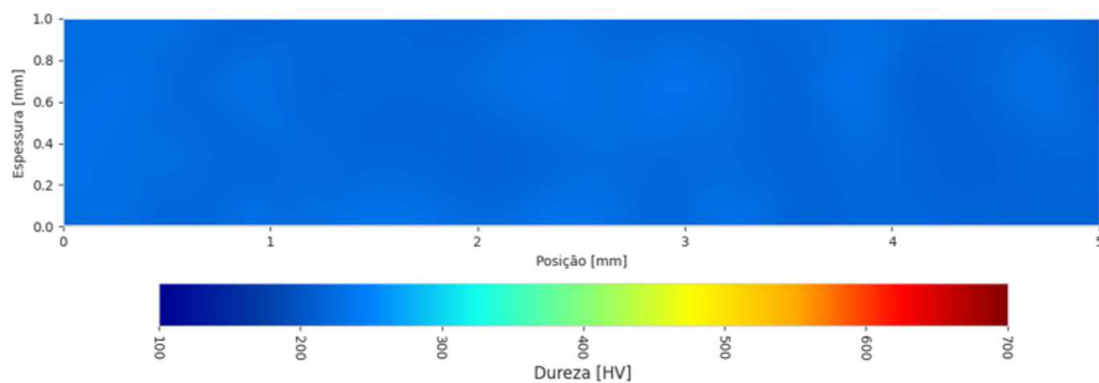


Figura 4.12 – Microdureza do substrato. Fonte: O Autor

4.2.4 Análise de tração

A caracterização mecânica do metal de base (AISI H13) sob tração uniaxial foi conduzida para estabelecer os parâmetros de referência na condição de recebimento para as amostras de interface, conforme Figura 4.13. A análise das curvas tensão-deformação permite avaliar a resposta do material frente às solicitações mecânicas antes da influência térmica do processo de deposição. Quantitativamente, o material apresentou um limite de escoamento de 424 ± 5 MPa e um limite de resistência à tração 616 ± 2 MPa, apresentando também alongamento de $29 \pm 1\%$.

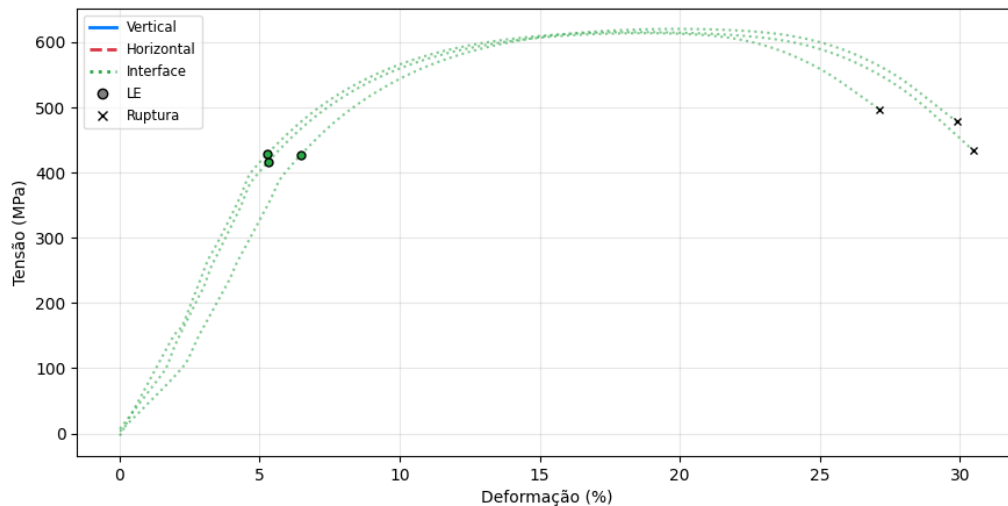


Figura 4.13 – Tensão deformação do substrato como recebido. Fonte: O Autor

No contexto da MADA, a confirmação desta alta ductilidade no material de base é um fator estratégico para a integridade do componente. O substrato atua como um elemento mecânico complacente, capaz de acomodar plasticamente as tensões residuais de tração geradas pela contração térmica durante a solidificação e resfriamento das primeiras camadas. Essa capacidade de deformação plástica, sem nucleação prematura de falhas, é fundamental para mitigar a susceptibilidade à fissuração a na zona de interface entre o substrato e a parede manufaturada.

4.3 MADA

4.3 Gerenciamento térmico

Com a utilização da termografia, foi possível extrair os ciclos térmicos dos depósitos, Figuras 4.14 (Estratégia E1) e Figura 4.15 (Estratégia E2), mostram a variação da temperatura com o tempo utilizando estratégias diferentes. Foram analisadas 2 horas de deposição iniciando na camada 15 para ambos os ciclos.

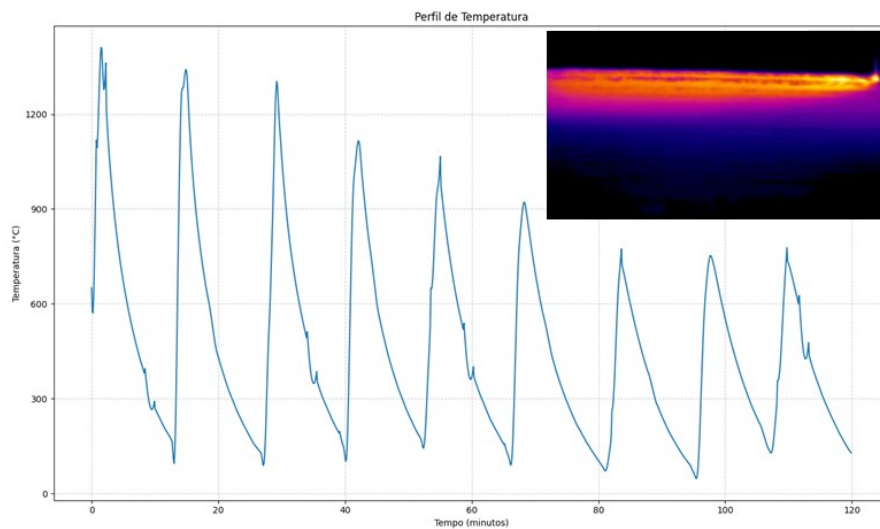


Figura 4.14 – Ciclo térmico para a Estratégia E1. Fonte: O Autor

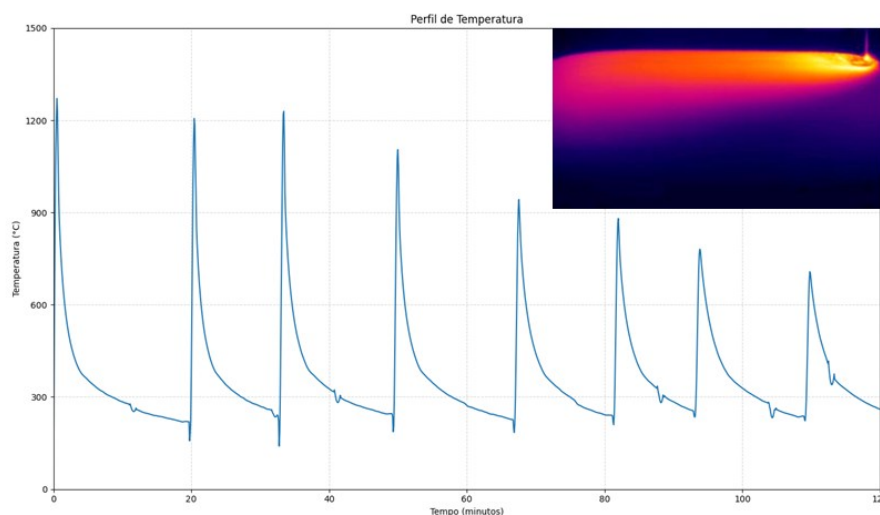


Figura 4.15 – Ciclo térmico para a Estratégia E2. Fonte: O Autor

Conforme a norma EN 1011-2 (2001), caso o tempo de resfriamento na faixa de 800 °C a 500 °C for breve, o material está propenso ao endurecimento excessivo.

Consequentemente, dependendo da quantidade de hidrogênio presente na solda, somando com a influência das tensões residuais, podem resultar trincas espontâneas. A norma também destaca a importância do controle do resfriamento entre 300 °C e 100 °C de forma menos acelerada, prevenindo, assim, a formação de microestruturas endurecidas e suscetíveis, consequentemente atenuando a chance de surgirem trincas.

Enquanto a Estratégia E1 apresenta resfriamento tardio entre a temperatura de 800-500°C, ele também apresenta maior resfriamento entre 300-150°C, em comparação com a Estratégia E2, observa-se também que a quantidade de ciclos por hora da Estratégia E2 é maior que a executada pela Estratégia E1. Dessa forma tem-se que a Estratégia E2 corrobora para o melhor controle recomendado pela norma, consequentemente, menor propensão a trincas.

4.3 MADA Maraging

4.3.1 Estabilidade

Para a condução deste estudo comparativo, foram utilizadas três composições gasosas: Argônio comercialmente puro, a mistura Ar+2%CO₂ e a mistura Ar+20%He. A avaliação de estabilidade de análise estruturou-se sobre cinco eixos principais de investigação: (i) a avaliação de densidade de pontos do ciclo tensão por corrente, conforme Figura 4.15; (ii) Variação da função de forma; (iii) Variações de frequências naturais do processo; (iv) a análise da estabilidade elétrica, a partir da observação conjunta dos três eixos iniciais e (v) avaliação da geometria dos cordões.

A mistura Ar+2%CO₂ apresentou os menores índices de dispersão, independentemente da estratégia utilizada. Com formas mais bem definidas do processo pulsado. Em contrapartida, o uso de Argônio puro resultou em coeficientes de variação mais elevados, onde não se consegue definir bem a forma do processo, e com participação elevada em baixas correntes e tensões, sendo um indicativo para maior quantidade de curto-circuito. As estratégias que utilizando 20% de He indicaram o meio termo entre as misturas.

i) Avaliação de densidade

A avaliação da estratégia de deposição evidenciou um efeito de segunda ordem sobre a estabilidade elétrica, Figura 4.15. Observa-se que a E2 apresenta desvio superior em comparação à E1 para todos os gases. Esta diferença pode ser racionalizada pela dinâmica da poça de fusão. Na E1, a manutenção de uma velocidade de deslocamento trouxe um padrão mais estável favoreceu a regularidade da transferência metálica, contudo a

sobreposição tardia das camadas ocasionou curtos-circuitos indesejados. Por outro lado, a E2 induziu uma poça com volume superior, criando uma maior inercia a perturbações. Dessa forma, a análise do Coeficiente de Variação permite estabelecer uma hierarquia de estabilidade. Contudo o método apresenta limitação causada pela dificuldade de isolar de forma precisa as variações de base é de pico

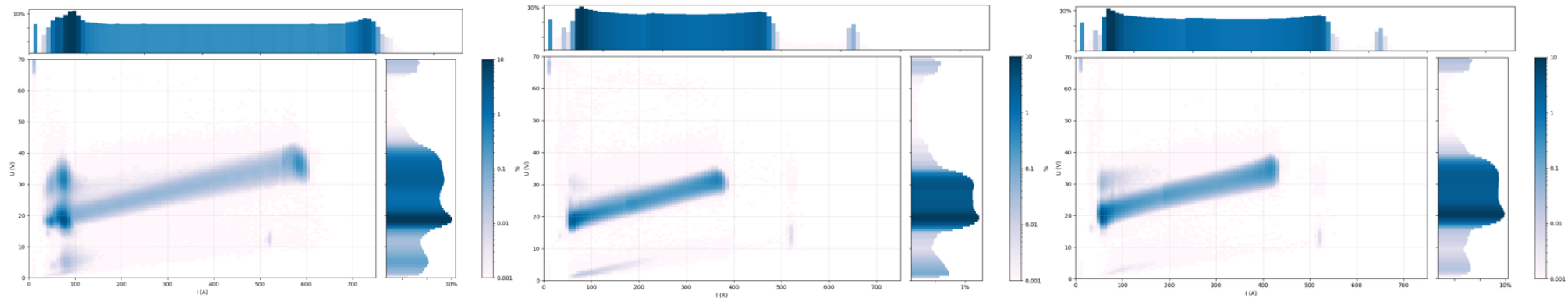
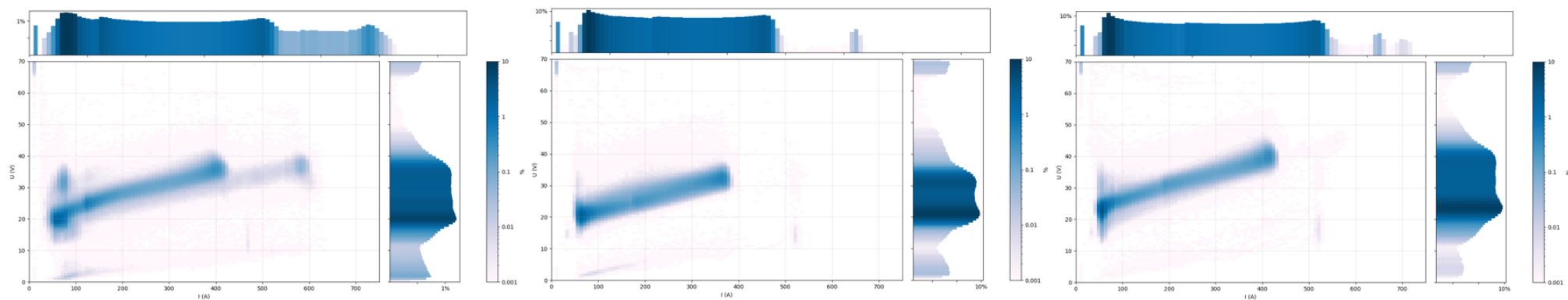
Ar 100%**Ar 98% + 2% CO₂****Ar 80% +20 % He****E1****E2**

Figura 4.15 – Densidade do ciclograma elétrico. Fonte: O Autor

ii) Função de forma

A investigação da estabilidade do processo foi complementada pela análise do Fator de Forma (FF), uma grandeza adimensional definida pela razão entre o valor eficaz (RMS) e o valor médio aritmético dos sinais elétricos ($FF = RMS/Med$). Na Figura 4.16, evidencia-se a capacidade de isolar pontos fora da estabilidade, como pontos de baixa tensão e alta corrente que apresentaram desvio abaixo da média, presumindo ser reignição do arco, como pontos abaixo de 10 V, indicados por desvios acima da média, sendo indicativos de curto-circuito.

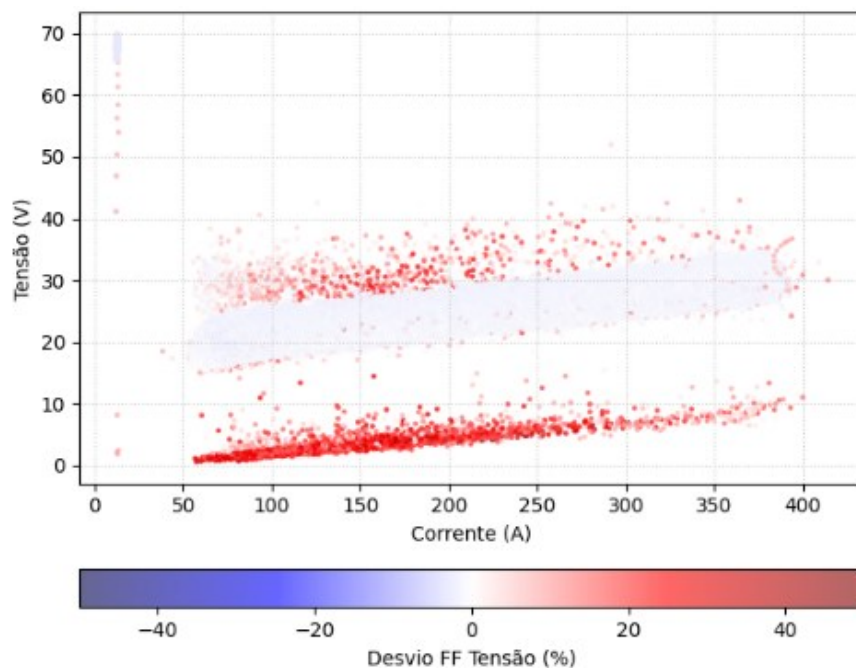


Figura 4.16 – Influência da forma da onda no ciclograma Fonte: O Autor

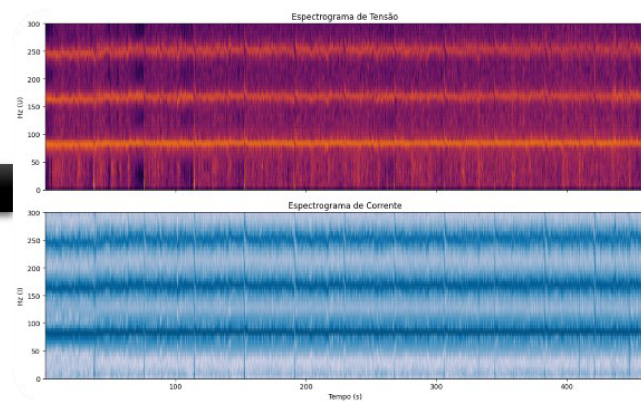
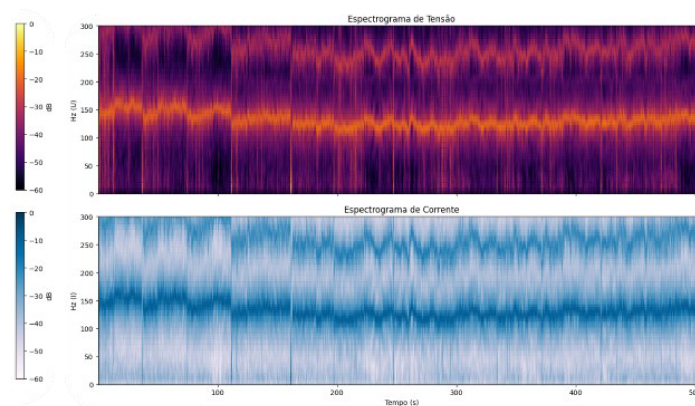
A evolução comparativa dos fatores de forma de corrente FF_I e tensão FF_U para as diferentes atmosferas investigadas permite avaliar a variação da forma do sinal elétrico ao longo do tempo. A principal dificuldade dessa análise é a mudança de frequência, uma vez que alterando a frequência e mantendo a forma de onda, o valor para a métrica será a mesma.

iii) Análise de frequência

A caracterização da estabilidade do processo foi aprofundada através da transposição dos sinais de tensão e corrente do domínio do tempo para o domínio da frequência, utilizando a Transformada Discreta de Fourier (DFT) para a geração de mapas de Densidade Espectral. É possível avaliar a assinatura espectral do arco para cada condição gasosa, observa-se que os gráficos de tensão e corrente contém alta correspondência.

A análise visual dos espectrogramas apresentados na Figura 4.17 corrobora as tendências observadas nos demais parâmetros. Ao se sobrepor o ciclograma, em relação à frequência de referência (Figura 4.18), observa-se o padrão de curto-circuito, sendo assim uma instabilidade que ocorre em baixas frequências.

100% Ar

98% Ar + 2% CO₂

80% Ar + 20 % He

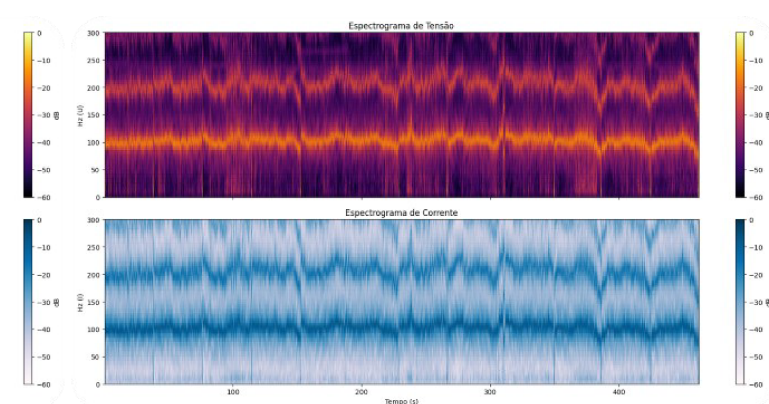
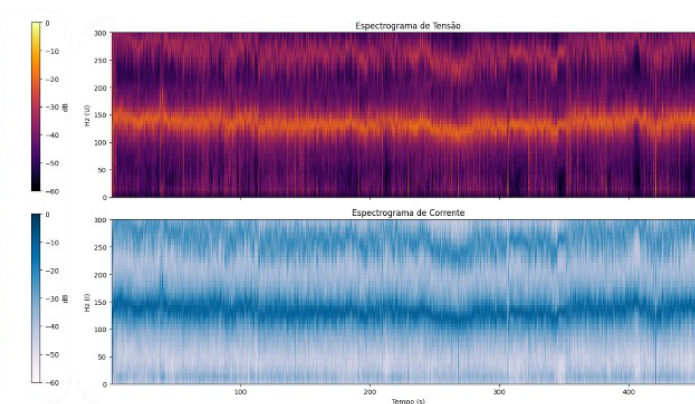
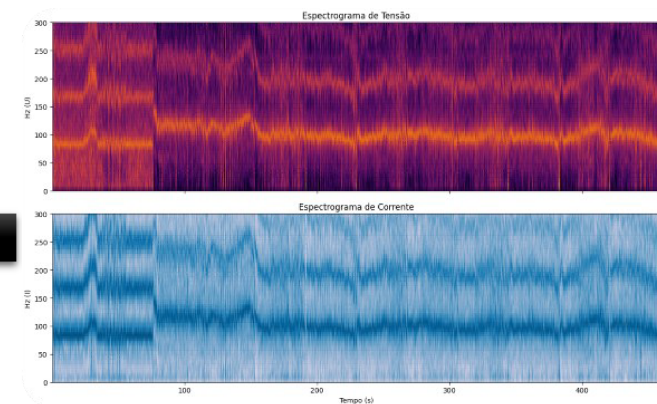
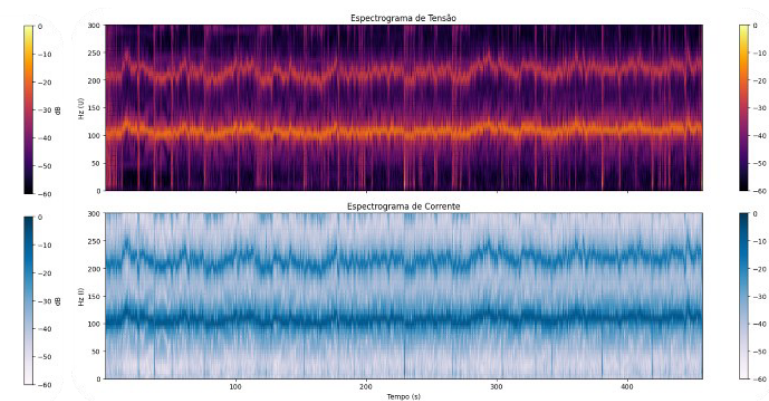


Figura 4.17 – Espectrograma da tensão e corrente do sinal elétrico. Fonte: O Autor

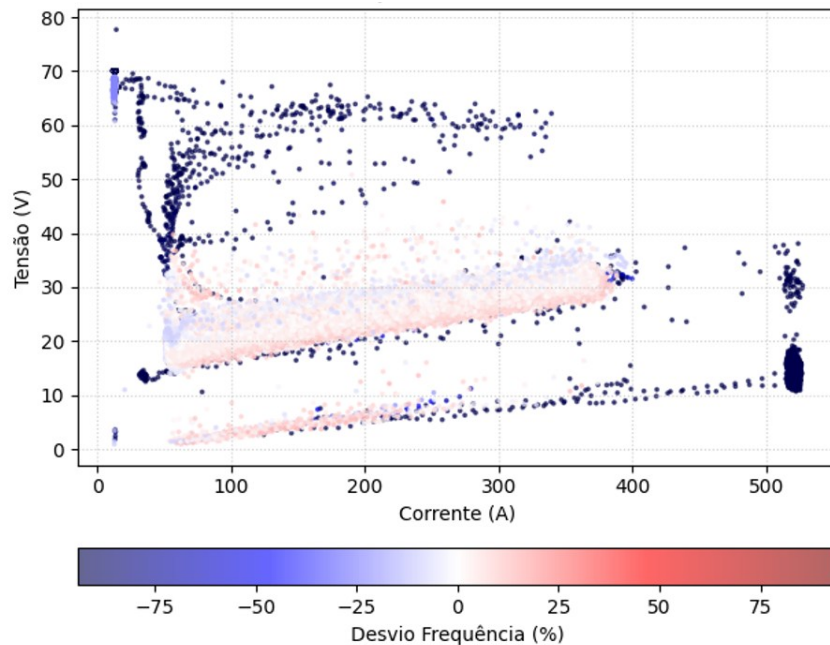


Figura 4.18 – Influência da variação da frequência em relação ao ciclograma. Fonte: O Autor.

Para a mistura Ar+20%He, o espectro de tensão exibe uma linha de base nítida e de alta densidade de energia em 130 Hz. A estreita largura de banda desta frequência fundamental indica uma periodicidade rigorosa da transferência metálica e da variação de tensão. A menor quantidade de vazamento espectral nas frequências adjacentes confirma a coerência do comprimento de arco. Observam-se também harmônicos de ordem superior bem definidos, o que é característico de formas de onda controladas e repetíveis.

Em contraste, o espectrograma referente ao Argônio puro apresenta um notável alargamento da banda espectral em torno da frequência fundamental, acompanhado por um aumento do ruído de fundo. Sendo o espalhamento espectral, a manifestação física da instabilidade do arco. O espectro perturbado evidencia que, embora a transferência metálica ocorra, ela carece da regularidade rítmica observada na condição com adição de He.

Já para a mistura Ar+2%CO₂, nota-se um comportamento híbrido. Embora a frequência fundamental seja identificável, observa-se uma alteração das frequências no início dos espectros. O espectrograma revela ainda para a E2 o sinal apresenta maior variação, graças a dinâmica da poça de fusão sob a ação do tecimento que gera perturbações cinemáticas, resultando em mudanças de altura da altura de arco graças a geometria da poça de fusão. Assim, a análise no domínio da frequência ratifica que a mistura Ar+20%He não apenas reduz a dispersão, mas assegura a integridade da periodicidade do processo, condição favorável para a deposição de camadas uniformes em Manufatura Aditiva. A limitação dessa avaliação se dá pelo janelamento do processo, alterações abaixo do janelamento pode ser atenuada não apresentando modificações consideráveis na análise.

iv) Estabilidade elétrica

A compreensão definitiva da estabilidade do processo não deve ser realizada utilizando-se somente um parâmetro individual, uma vez que o comportamento do arco apresenta relações e interações complexas. Para tal, as amostras foram ranqueadas por cada parâmetro analisado, conforme Figura 4.19, uma vez que não se pode comparar diretamente valores de frequência com o de fator de forma por exemplo. Ao se somar a pontuação de cada ranqueamento (Fr I, Fr U, FFI, FFU, Curto e Out) tem-se a pontuação (Pontos), sendo que quanto maior, mais instável foi o processo durante a deposição.

Posição	Arquivo	Pontos	Fr I (Hz)	Fr U (Hz)	FFI (%)	FFU (%)	Curto%	Out%
1	18S He E1	14	3.7	7.7	1.46	0.38	0.2	2.4
2	18S He E2	15	5.2	7.7	1.75	0.33	0.1	2.6
3	18S 2CO E1	21	6.5	8.2	1.23	1.42	0.5	2.1
4	18S CO E2	22	7.5	10.4	1.31	0.88	0.1	1.8
5	18S Ar E2	27	7.1	9.4	1.95	0.81	0.4	3.7
6	18S AR E1	27	3.5	9.8	2.03	0.62	1.1	7.8

Figura 4.19 – Ranqueamento das amostras em relação a instabilidade. Fonte: O Autor

A condição de Argônio puro exibe um desempenho sistemicamente degradado, afetando simultaneamente a regularidade da tensão, a constância da frequência e a integridade da forma de onda. Em contrapartida, a mistura Ar+2%CO₂ apresenta uma geometria equilibrada e tendente aos máximos de performance estatística, indicando que a adição do gás ativo atua homogeneamente na redução de todas as variâncias. No entanto, a assinatura da mistura Ar+20%He distingue-se nos eixos críticos para a deposição, especificamente na mitigação da taxa de curtos e na manutenção do fator de forma.

Embora a mistura oxidante Ar+2%CO₂ figure com baixos desvios padrões absolutos, a condição Ar+20%He apresenta melhor pontuação. Assim, para a manufatura aditiva desta liga, a estabilidade não deve ser aferida apenas pela ausência de ruído elétrico, mas pela robustez do arco em manter a transferência metálica energética e ininterrupta sob perturbações cinemáticas, validando a condição Ar+20%He como a mais apta a garantir a regularidade da deposição.

v) Avaliação Geométrica

Para qualificação geométrica, inicialmente, avaliou-se visualmente o material como soldado (Figura 4.20). É factível que todos os cordões apresentam uma considerável quantidade de material não-metálico na sua superfície, sendo em maior presença na mistura de Ar+2%CO₂, seguido pelo Ar comercialmente puro e por fim Ar+20%He, presença que corrobora na perda de elementos de liga. É possível identificar que a qualidade superficial depende diretamente da escolha do gás e da estratégia utilizada. Para as amostras proveniente da mistura contendo CO₂, observa-se que o material apresenta maior perturbação, enquanto os de Ar+20%He apresentam melhor acabamento superficial. Contudo, para a mistura de Ar+20%He observasse uma anomalia referente ao escorrimento do cordão, que não necessariamente é ligado com a estabilidade do processo, e sim com a solidificação do material. É possível compreender também que a E2 apresenta acabamento superficial mais regular. Dessa forma, tem-se a amostra de argônio comercialmente puro utilizando a E2, com média quantidade de intermetálicos como o mais regular, seguido pela mistura Ar+20%He na E2 com menor formação de ilhas de não metálicos (“escória”).

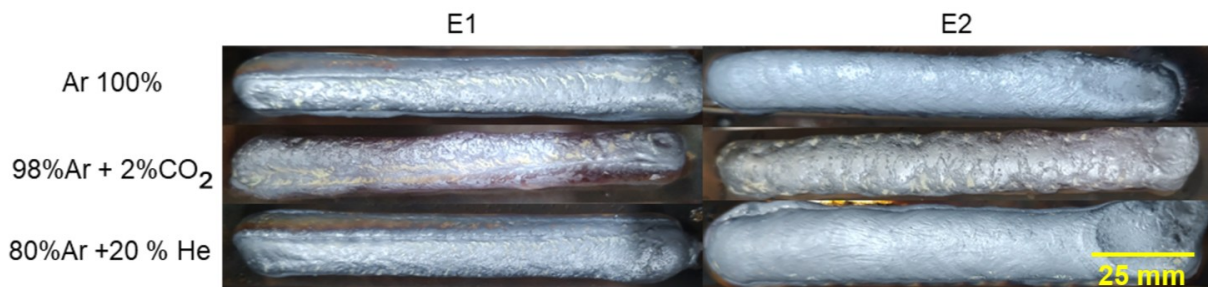


Figura 4.20 – Variação de acabamento superficial dos cordões. Fonte: O Autor

Posteriormente, com a utilização do escâner tridimensional é possível observar na Figura 4.21, que a amostra Ar+2%CO₂ E1, considerada a mais estável de todas, apresenta o menor desvio padrão, registrando 1,58 mm, com uma amplitude de 12,81 mm. Contudo, é a amostra que contém maior distribuição de valores negativos.

Em segundo lugar, temos a amostra Ar puro E1. Embora seu desvio padrão seja um pouco mais elevado 1,97 mm, ela detém a menor amplitude total 12,72 mm, apresentando o menor erro absoluto entre os valores mínimo e máximo medidos. Porém, essa amostra também contém tendência para distribuições de valores negativos.

Na terceira posição, a Ar+20%He E2 representa um ponto intermediário de controle. Com um desvio padrão de 2,28 mm e amplitude de 16,31 mm. Observa-se que os erros já começam a se dispersar de forma mais acentuada em comparação às primeiras colocadas.

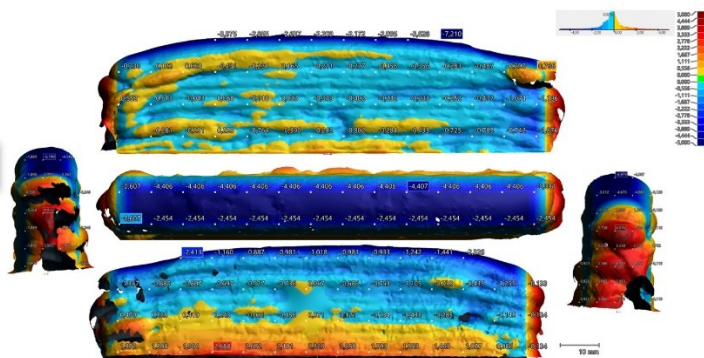
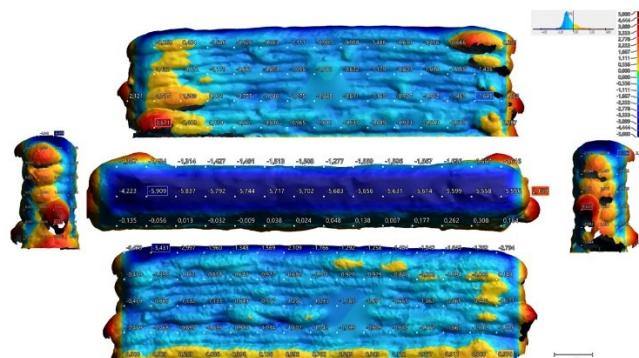
Também, sendo essa a primeira a apresentar valores de sobre material na distribuição de dimensões.

A amostra Ar+20% He E1 apresenta um desvio de 2,56 mm e amplitude de 19,82 mm, refletindo uma variação alta entre a peça. A quinta posição é Ar+2%CO₂ E2, que possui desempenho similar à quarta, mas com um desvio padrão levemente maior, chegando a 2,60 mm, e amplitude de 19,54 mm.

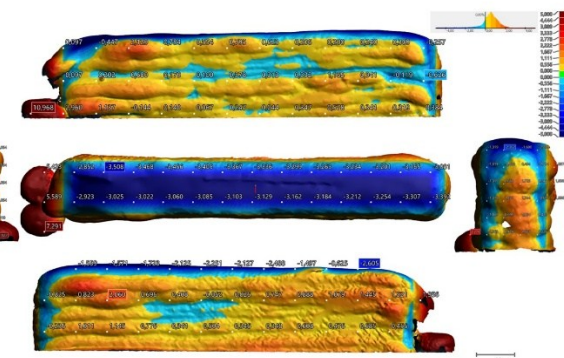
Por fim, a amostra Ar puro E2 apresentando o maior índice de instabilidade volumétrico, sendo a única com desvio padrão superior a 3 mm e o maior erro de amplitude do conjunto, totalizando 23,40 mm. Entretanto, mesmo apresentam valores de sobre-material na sua distribuição, apresenta também uma disposição dupla gaussiana.

100% Ar

E1

98% Ar + 2% CO₂

80% Ar + 20 % He



E2

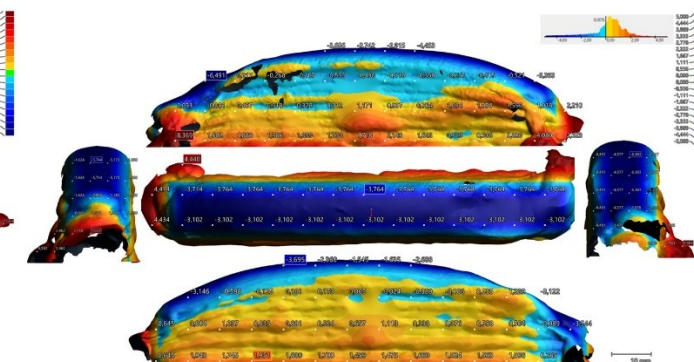
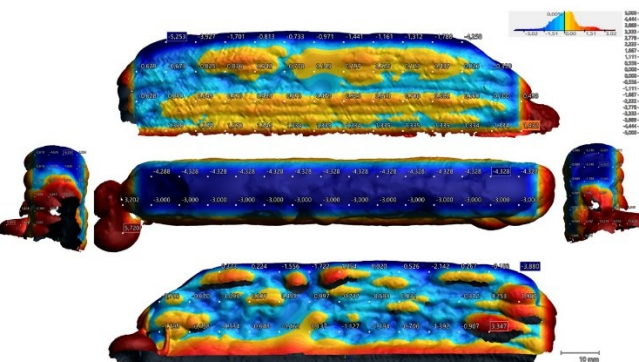
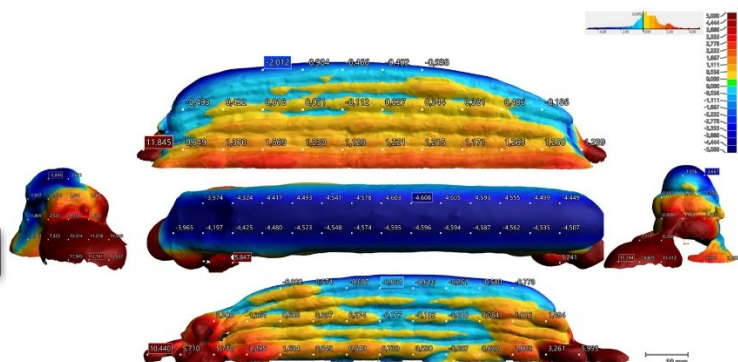


Figura 4.21 – Avaliação geométrica das amostras. Fonte: O Autor

Desta forma, tem-se que a condição com Argônio puro apresentou menor espalhamento do cordão, e a mistura de He apresentou maior. Avaliando as estratégias, observou-se que a primeira estratégia propiciou amostras com maior regularidade geométrica, contudo o seu padrão gaussiano tem tendência tendencioso a falta de material. A E2 por sua vez, apresentou problemas de escorrimento nas aberturas e fechamentos de arco. Dessa forma tem-se que as amostras de argônio e a de mistura de hélio se mostraram promissoras.

4.3.2 Conclusão da Análise de Estabilidade

A definição da condição operacional otimizada para a manufatura aditiva desta liga não pode basear-se unicamente em métricas isoladas, exigindo uma análise sistêmica que pondere a estabilidade do arco (causa) e a conformidade geométrica (efeito). A correlação entre os resultados oscilográficos, e a avaliação superficial permite estabelecer o ponto de equilíbrio para a aplicação.

Sob a ótica estritamente elétrica, as misturas enriquecidas com Hélio (Ar+20%He) demonstraram superioridade. Tanto na estratégia E1 quanto na E2,

Na vertente geométrica, enquanto a avaliação qualitativa da superfície do material aponta o Ar comercialmente puro seguido pela mistura de Ar+20%He. Para a análise volumétrica a mistura Ar+2%CO₂ E1 apresentou o menor desvio padrão global (1,58 mm), sugerindo, *a priori*, maior precisão volumétrica. Contudo, uma análise crítica da distribuição estatística revela que esta amostra tende a apresentar valores negativos em relação à dimensão nominal. Em aplicações de MADA, a falta de material é um defeito crítico e irrecuperável, muitas vezes condenando a peça ou exigindo reparos complexos.

Em contrapartida, a condição Ar+20%He E2, embora figure em terceira posição geométrica no desvio padrão (2,28 mm), apresenta uma topologia de deposição mais robusta para o processamento. Foi a primeira condição a apresentar predominância de valores de sobrematerial em ordem classificatória. No contexto de uma pré-forma que será posteriormente usinada, o excesso de material é desejável. Além disso, sua distribuição gaussiana equilibrada indica um processo previsível, livre das bimodalidades observadas nas amostras com maior desvio, como Ar puro.

Diante do exposto, define-se a combinação Ar+20%He com a estratégia E2 como a condição otimizada para este trabalho. Esta escolha fundamenta-se nos princípios de estabilidade do arco e a segurança geométrica.

Portanto, a penalidade geométrica de um desvio padrão ligeiramente maior é compensada pela integridade da peça e retificada com a estabilidade elétrica, validando a estratégia E2 com Hélio como a rota recomendada para a manufatura aditiva desta liga.

4.3.3 Eficiência de deposição

A Tabela 4.1 apresenta os parâmetros de deposição obtidos para o aço Maraging utilizando a estratégia E2.

Tabela 4.1 – Parâmetros da deposição do aço Maraging. Fonte: O Autor.

Estratégia	(E2)
Tensão média	$26 \pm 1,5$ V
Corrente média	152 ± 10 A
Rendimento de Deposição	95%

Tem-se então que o processo ocorreu com variação abaixo de 10%, trazendo dessa forma um processo controlado, contudo apesar do rendimento significativo de deposição, deve-se avaliar as perdas do processo a partir da geração de respingos e fumos.

4.3.4 Composição química e inclusões

A análise de espectroscopia de dispersão de energia (EDS) foi empregada, não apenas para a verificação da composição global do depósito, mas também com intuito de investigar a natureza química das descontinuidades observadas nas Figuras 4.22 e 4.23.

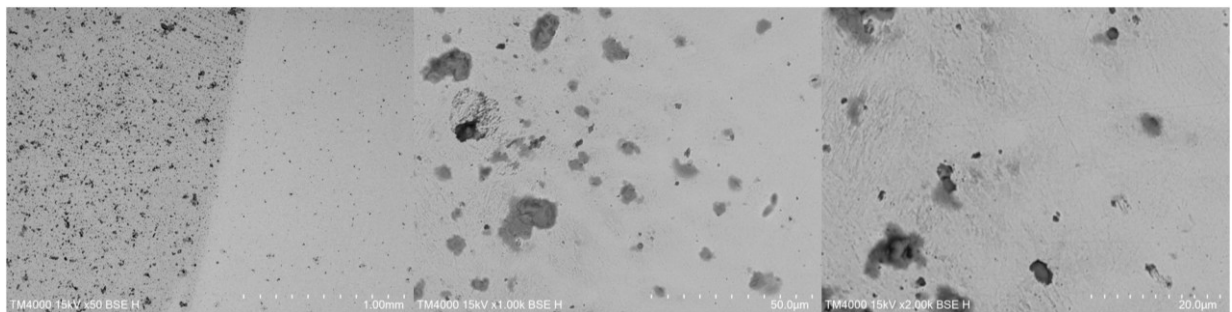


Figura 4.22 – Imagens de MEV por elétrons retroespalhados da Interface H13/Maraging. Fonte: O Autor

Na Figura 4.22 é possível observar a interface entre o material de base, com o material depositado. Essa região apresenta homogeneidade estrutural, sem indicativos de trincas. É também marcada pela heterogeneidade química, com segregação predominantemente de elementos como o Níquel e o Cobalto, concentrados na área do metal de solda, e pelo Cromo na região do material de base, Figura 4.23. Tem-se também a presença de poros, que também foi analisada via EDS, presumindo que a composição residual no interior ou na vizinhança

imediate atuam como indicativo da sua origem. A análise da região de interface demonstrou um cenário dominado por teores elevados de Silício, sendo esse indicativo de inclusões por oxidação da poça de fusão. Uma vez que Ti e Mg são facilmente oxidáveis e Mn e Si são elementos desoxidantes, sendo o Mn e Si adicionado a ligas para desoxidar a poça de fusão e diminuir a porosidade da junta (TATAGIBA, 2012).

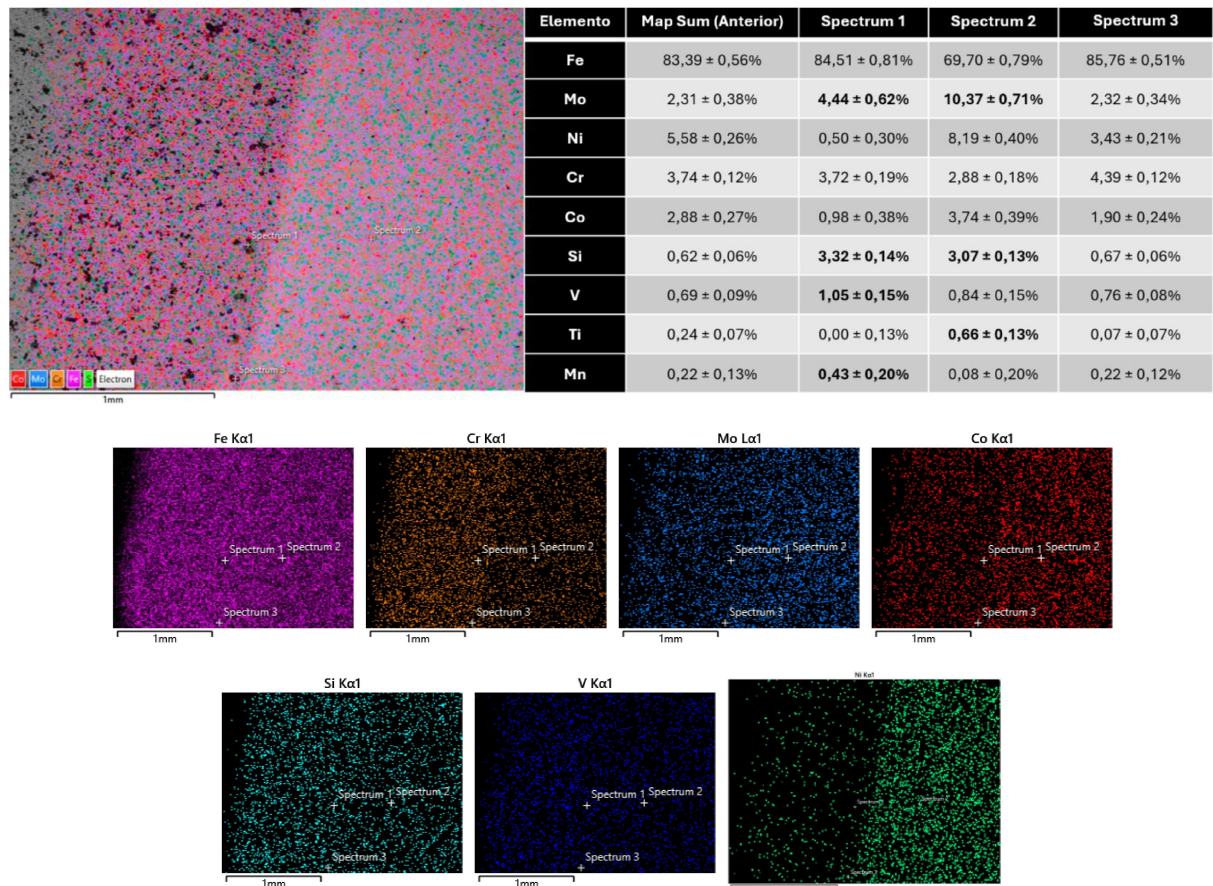


Figura 4.23 – Mapeamento de composição química por EDS da interface H13/Maraging.
Fonte: O Autor

Também foram avaliadas as amostras do depósito final. Observa-se na Figura 4.24, integridades estruturais e homogeneidade química, e também se nota a presença de inclusões.

Os espectros nas ampliações de 1000X e 2000X, apresentados na Figura 4.25, revelaram a presença de partículas ricas em Ti e Si, elementos que possuem grande afinidade com oxigênio no interior de poros.

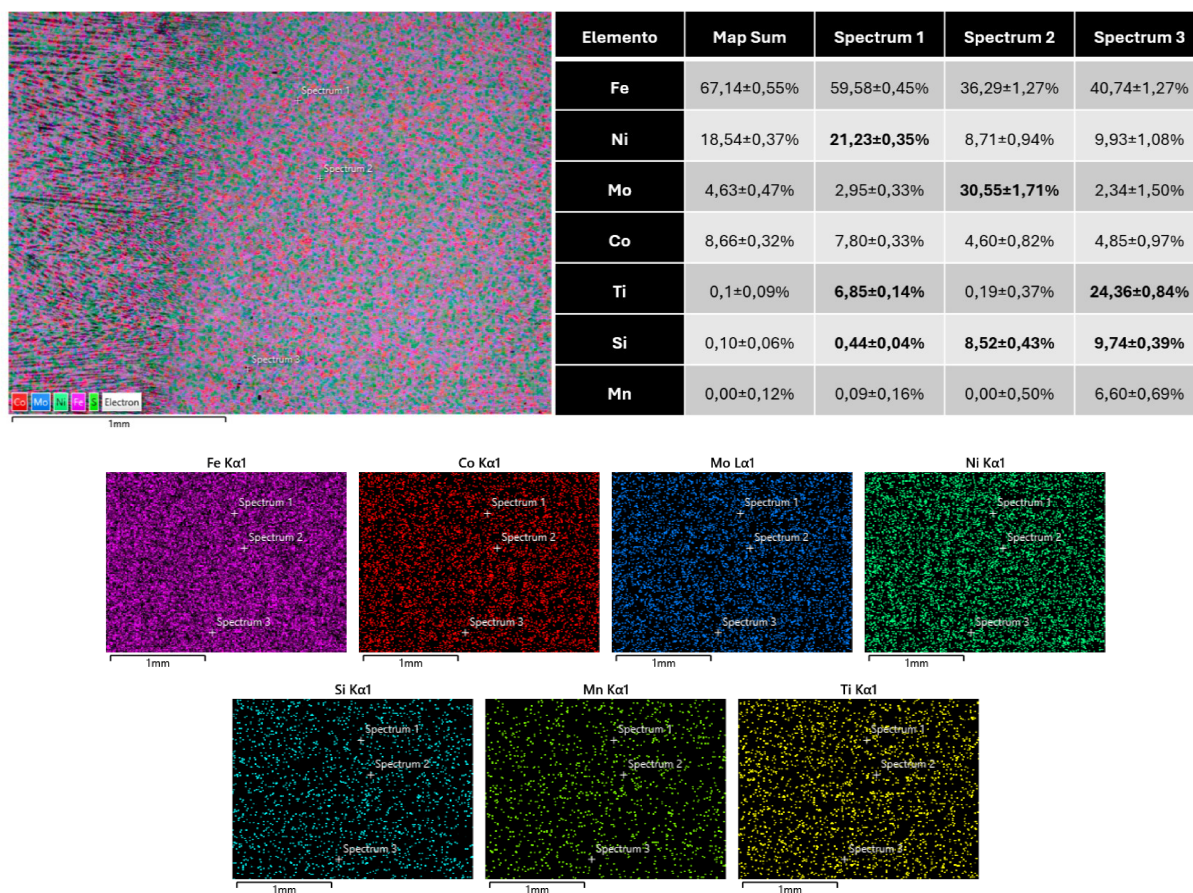


Figura 4.24 – Análise de composição química por EDS da deposição e das inclusões para o aço Maraging. Fonte: O Autor.

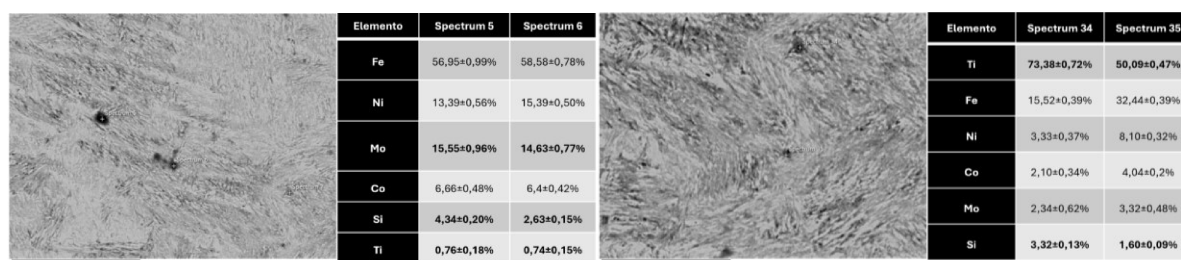


Figura 4.25 – Composição química das inclusões presentes na deposição do aço Maraging. Fonte: O Autor

A associação destes elementos à porosidade evidencia a formação de não-metálicos proveniente de óxidos, que também foi constatada por Xu et al. (2018), utilizando MIG/MAG com curto-circuito controlado, como também utilizado por Yang et al. (2022); Duan et al. (2023) utilizando o método de soldagem a plasma e Peinado et al. (2024) utilizando método de manufatura aditiva LPBF. Xu et al. (2018) apresentam resultados similares para composição química da porosidade, apresentando que sua razão se dá a partir da presença de óxidos na superfície do material devido à atmosfera e suscetibilidade do material graças aos seus

elementos de liga, fator que se acumula devido a refusão da camada inferior. A fim de melhorar o processo é sugerida a utilização de atmosfera controlada e intensa limpeza entre as camadas.

4.3.5 Análises Metalográficas

A caracterização metalográfica teve por objetivo avaliar a integridade metalúrgica da união dissimilar entre o substrato (aço AISI H13) e o metal de adição (Maraging 250), além de investigar a evolução microestrutural ao longo da altura do depósito. A macrografia da seção, apresentada na Figura 4.27, demonstra a obtenção de um depósito íntegro. A interface substrato/depósito exibe continuidade metalúrgica, sem evidências de defeitos macroscópicos, como falta de fusão ou trincas induzidas por tensões térmicas.

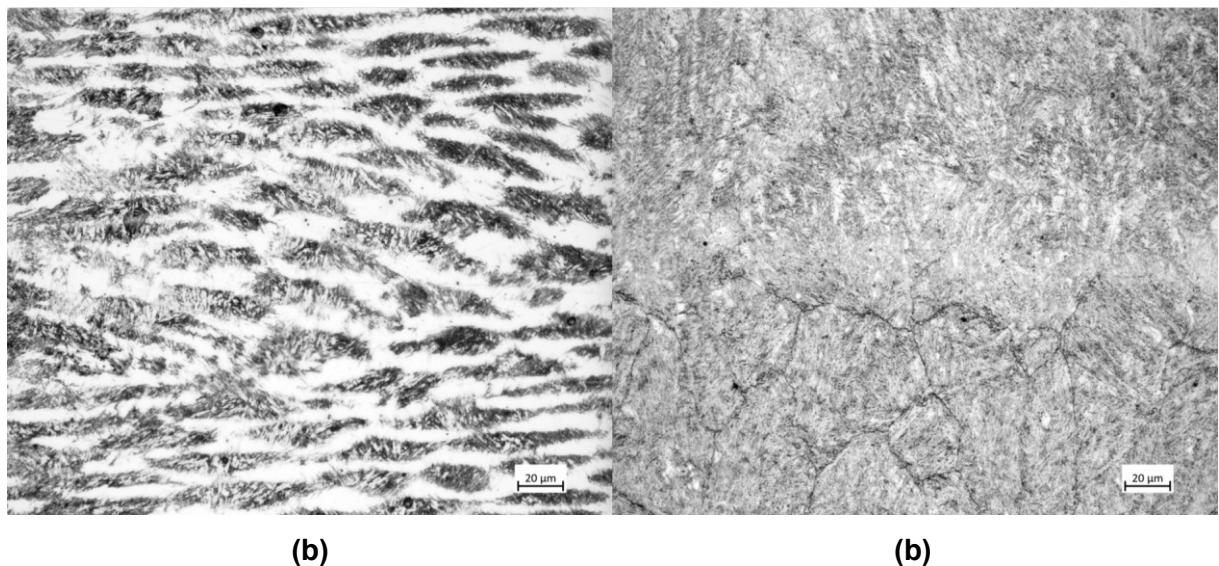


Figura 4.26 – Micrografia da deposição do aço Maraging, com interface com aço H13. Fonte: O Autor.

A morfologia da estrutura da região superior do componente, Figura 4.26 (a), consiste em estruturas celulares, sendo predominantemente martensita e ilhas na região intergranular, que revelam segregação de elementos de liga, como apontado por Shamantha (2000), Kan (2025) e Viswanathan (2005). Nas primeiras camadas a estrutura é constituída principalmente por martensita refinada, formada entre as estruturas colunares e celulares que crescem a partir da linha de fusão interna.

Conforme Kan (2025), devido ao reaquecimento pelas camadas subsequentes, a martensita sofre transformações de fase repetidas, esse processo refina significativamente o

grão. Após múltiplos ciclos, a fração de austenita tende a diminuir e estabilizar, mas a sua distribuição e morfologia são alteradas pelo refinamento da matriz martensítica.

4.3.6 Análise de microdureza

O mapeamento de microdureza foi realizado com o objetivo de quantificar a resposta local das diferentes zonas identificadas na caracterização microestrutural, conforme Figura 4.27. O gradiente de propriedades na interface dissimilar e na homogeneidade da parede construída, avaliando o efeito do ciclo térmico de deposição sobre o mecanismo de endurecimento por envelhecimento da liga.

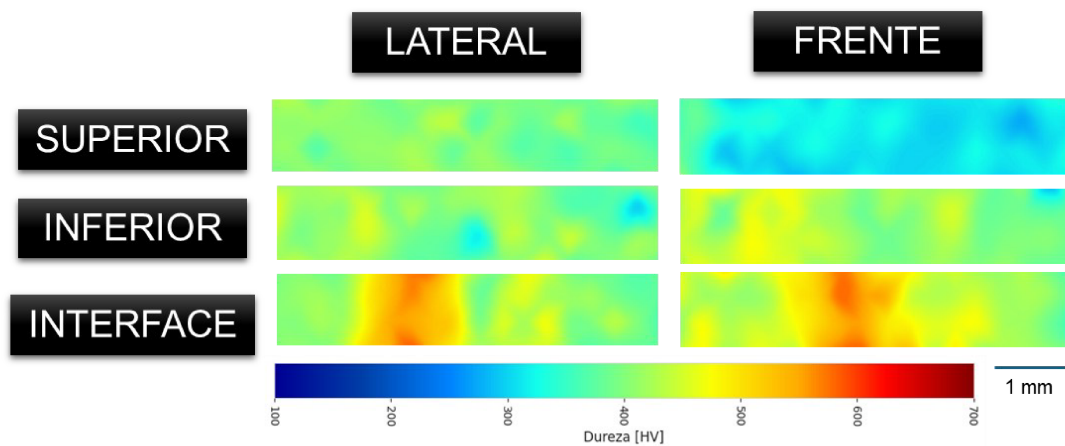


Figura 4.27 – Microdureza da deposição do aço Maraging, com interface com aço H13. Fonte: O Autor.

Na região superior a dureza da amostra apresentou dureza lateral $396 \pm 16 \text{ HV}$, frontal $318 \pm 22 \text{ HV}$ e superior de $398 \pm 10 \text{ HV}$. Dessa forma, o trabalho de Kan (2025) aponta que nos últimos 10 mm da direção de deposição a microdureza cai significativamente para o nível mais baixo do componente, cerca de $300 \pm 10 \text{ HV}$. A última camada não sofreu ciclos térmicos subsequentes, e a penúltima sofreu apenas um. Consequentemente, não houve tempo ou temperatura suficientes para induzir o refino de grão substancial ou o endurecimento por precipitação (envelhecimento) observados nas camadas inferior.

Para a região inferior, a dureza média aumenta significativamente, tanto para a lateral ($417 \pm 32 \text{ HV}$), frontal ($402 \pm 27 \text{ HV}$) e superior ($441 \pm 14 \text{ HV}$). Conforme Kan (2025), à medida que a deposição avança para a região central, a dureza aumenta significativamente graças o refino da martensita, variando entre 350 e 410 HV.

A região de interface apresentou o comportamento mais crítico do conjunto, governado pelo endurecimento da zona de interface e o aumento característico das camadas inferiores. O substrato na região correspondente zona de transição do substrato, observou-se valores de dureza na faixa de 400 HV. Afastando-se da zona de diluição, o perfil de dureza no metal de solda (Maraging 250) tende a estabilizar, mas apresenta oscilações características do processo. A dureza média obtida na lateral da interface foi 460 ± 52 HV e na parte frontal 440 ± 58 HV.

Em síntese, o perfil de microdureza valida a integridade da união da interface, e evidencia o tratamento térmico de envelhecimento proveniente do processamento por MADA, trazendo a dureza inversamente proporcional à altura da deposição, graças aos ciclos térmicos.

4.3.7 Análise de tração

A caracterização do comportamento mecânico do conjunto soldado foi realizada através de ensaios de tração, com o objetivo duplo de quantificar a anisotropia das propriedades do metal depositado e determinar a eficiência mecânica da junta dissimilar formada com o substrato de aço H13. A análise das curvas Tensão-Deformação (Figura 4.28) refletem a microestrutura e ciclos térmicos, discutida anteriormente, e a resposta do material sob carregamento estático.

A comparação entre as direções ortogonais aponta para uma anisotropia reduzida, a diferença percentual entre os valores de Limite de Resistência à Tração vertical igual 1134 ± 8 MPa e horizontal de 1205 ± 178 MPa e Limite de Escoamento nas direções X igual a 1074 ± 52 MPa, e Z de 1096 ± 129 MPa situa-se dentro da margem de dispersão experimental.

Song (2026) mostra no seu trabalho com Maraging 250, que alcançou valor de resistência a tração variando de 917-1249 MPa, e alongamento de 13,4% a 22%. E justifica que a maior variação se dá pela amostra horizontal, graças a variação de ciclos térmicos de cada camada, sendo a refusão beneficiária ao aumento das propriedades.

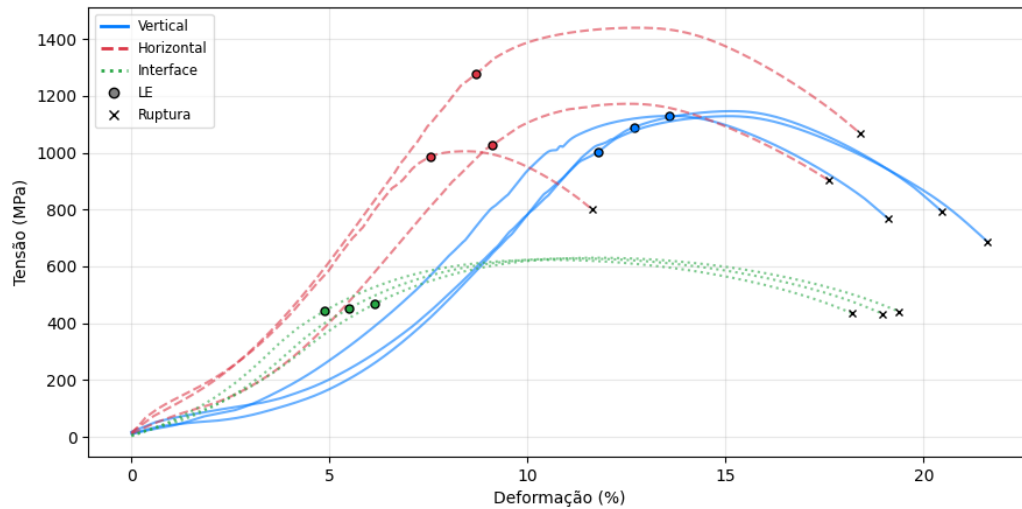


Figura 4.28 – Diagrama tensão deformação da deposição do aço Maraging, com interface com aço H13. Fonte: O Autor.

A curva de tração correspondente à amostra transversal à interface demonstra que o comportamento mecânico do conjunto foi limitado pela resistência do metal de base e não pela solda. A ruptura ocorreu na região do substrato, distante da linha de fusão. Este modo de falha atesta uma eficiência de junta, confirmando a resistência da zona de mistura.

4.3.8 Análise de dobramento e líquido penetrante

Para os testes de dobramento (Figura 4.29), no que tange ao metal depositado, ambas as direções suportaram a deformação imposta pelo mandril sem apresentar falhas, evidenciando uma matriz homogênea, capaz de distribuir as tensões independentemente da orientação dos grãos. Simultaneamente, o ensaio da junta dissimilar, onde a zona de mistura foi posicionada na região de máxima solicitação, atestou a eficácia da ligação metalúrgica.

Tem-se para avaliação não destrutiva da integridade superficial, o ensaio por líquido penetrante, seguindo as recomendações da ASTM E-165/165M-12. Na Figura 4.30 é possível observar as pré-formas após a aplicação do revelador.

O ensaio confirmou a qualidade superficial, sem presença de defeitos, tanto na pré-forma de interface, quanto no material depositado. A ausência de indício de delaminação ou abertura de defeitos comprova eficácia obtida pelo processo.

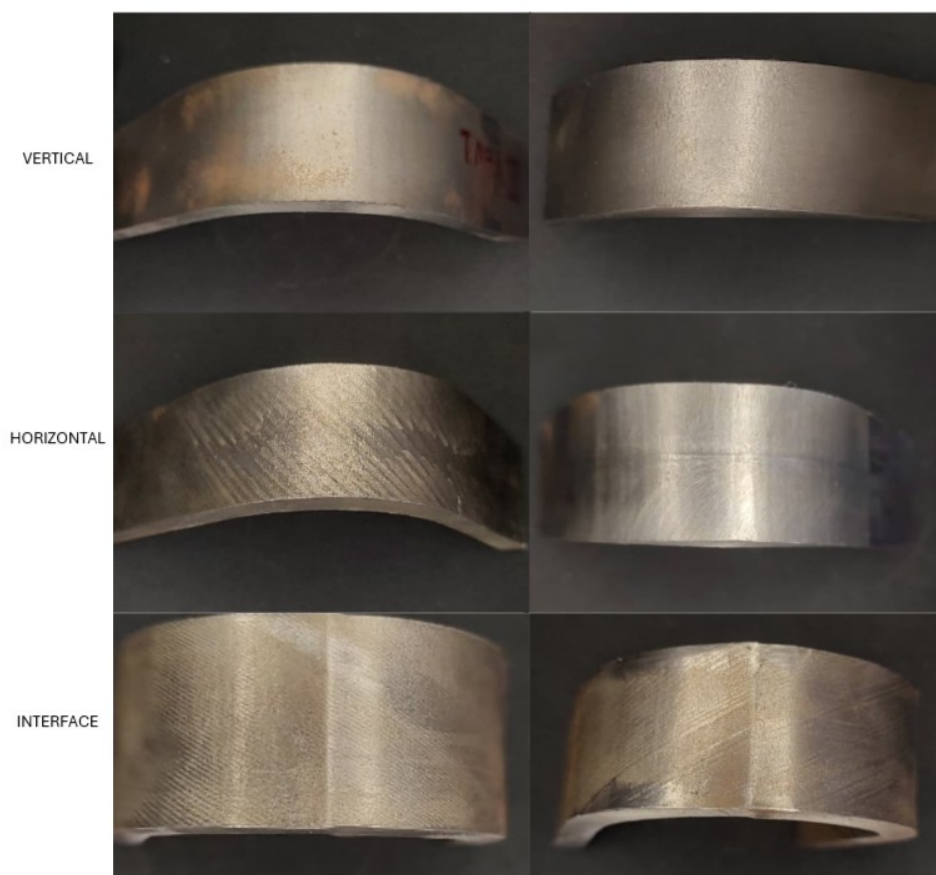


Figura 4.29 – Ensaio de dobramento da deposição do aço Maraging com interface com aço H13. Fonte: O Autor.

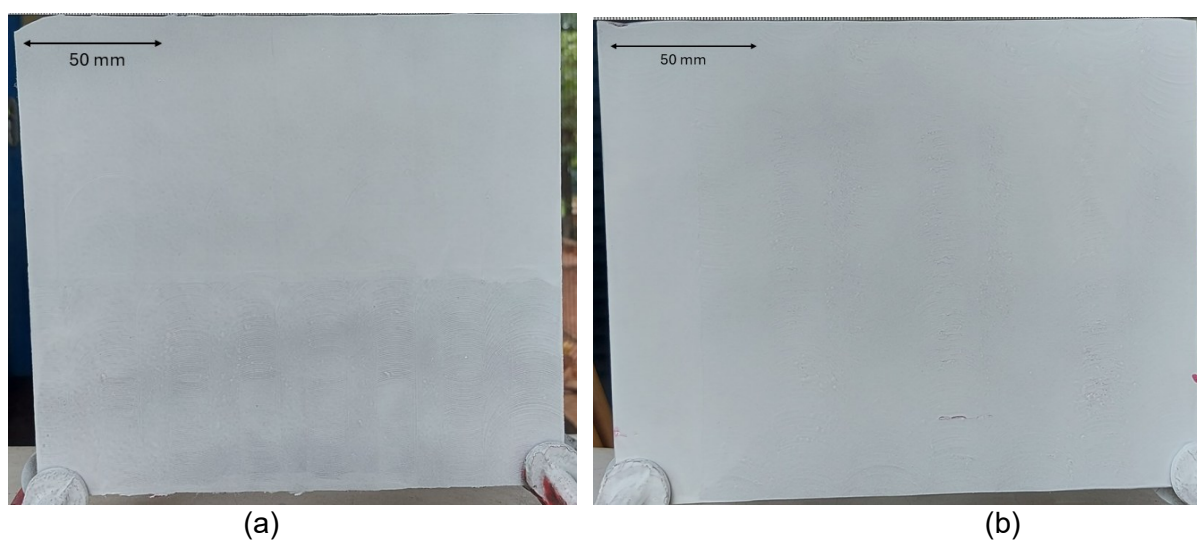


Figura 4.30 – Ensaio de líquido penetrante da deposição do aço Maraging (b), com interface com aço H13 (a). Fonte: O Autor.

4.4 MADA Inoxidável 420

4.4.1. Parâmetros gerais da deposição

Os dados de deposição do aço inoxidável 420 são apresentados na Tabela 4.2. Apesar da energia ser equivalente em ambas as estratégias, nota-se que a estratégia E2 se diferenciou por apresentar um menor desvio padrão na tensão em comparação à E1. Ainda que tenha exibido uma maior variação na corrente, a E2 resultou em um rendimento de 96%.

Tabela 4.2 – Parâmetros Da Deposição Do Aço Inoxidavel 420. Fonte: O Autor.

Estratégia	(E1)	(E2)
Tensão média	24,5 ±2 V	25, 5± 1,5 V
Corrente média	157 ± 8 A	159 ± 10 A
Rendimento de Deposição	87%	96%

4.4.2. Composição química

A avaliação do depósito do aço inoxidável 420 iniciou-se a partir da compreensão da variação da composição química do material depositado com a interface, conforme mostrado na Figura 4.31.

O material apresenta um gradiente suave de composição química, onde ao lado esquerdo da Figura 4.31 detém um maior teor de Cr, indicando a zona de transição para o metal de base. Como discutido no capítulo anterior, observar-se descontinuidades com alto teor de Si e perda de elementos de liga. Também foi analisado o material como depositado, Figura 4.32 e Figura 4.33, onde apresenta homogeneidade química. Ao se observar a composição química das porosidades de maior ampliação, tem-se uma maior quantidade de elementos de liga quando comparado à matriz.

Dessa forma, as amostras de interface e de material depositado apresentaram uma distribuição satisfatória de elementos, uma vez que não houve gradientes severos. Ademais, deve-se analisar o impacto das descontinuidades na integridade química do material.

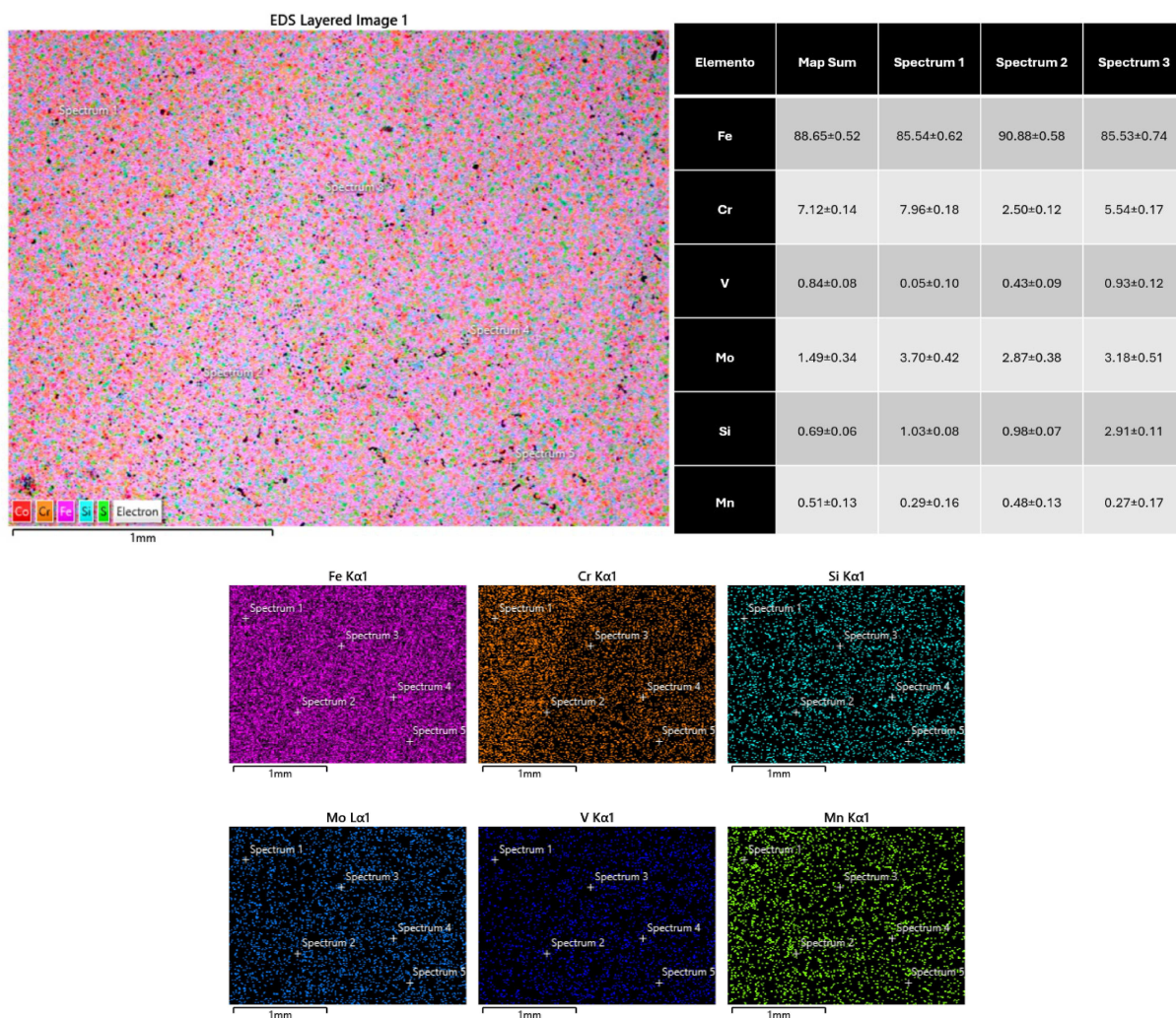


Figura 4.31 – Análise de composição química por EDS da deposição e das inclusões para interface H13/Aço Inoxidável 420. Fonte: O Autor

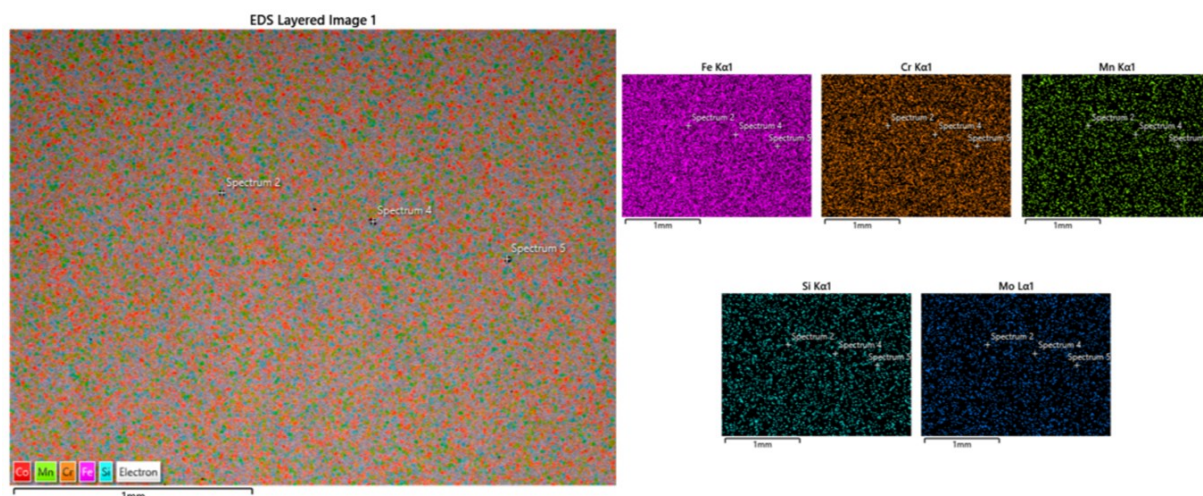


Figura 4.32 – Análise de composição química por EDS da deposição e das inclusões para o Aço Inoxidável 420. Fonte: O Autor



Figura 4.33 – Análise de composição química por EDS das inclusões da deposição do Aço Inoxidável 420. Fonte: O Autor

4.4.3 Análises metalográficas

A análise metalográfica das amostras processadas permitiu avaliar a integridade da ligação metalúrgica e a resposta microestrutural face às estratégias de deposição adotadas, Figura 4.34 e Figura 4.35.

A ausência de carbonetos pode ser atribuída à rápida solidificação e às altas taxas de resfriamento, que podem dificultar o processo de difusão e a formação de carbonetos na amostra (NEMANI,2021).

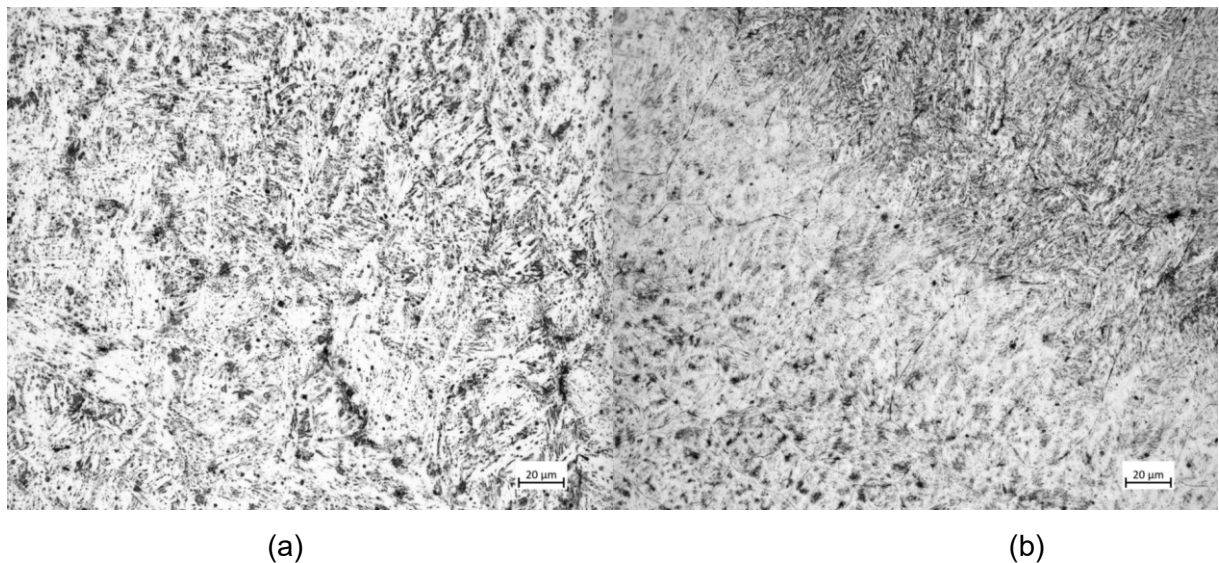


Figura 4.34 – Micrografia da deposição do aço inoxidável 420 (E1), com interface com aço H13. Fonte: O Autor

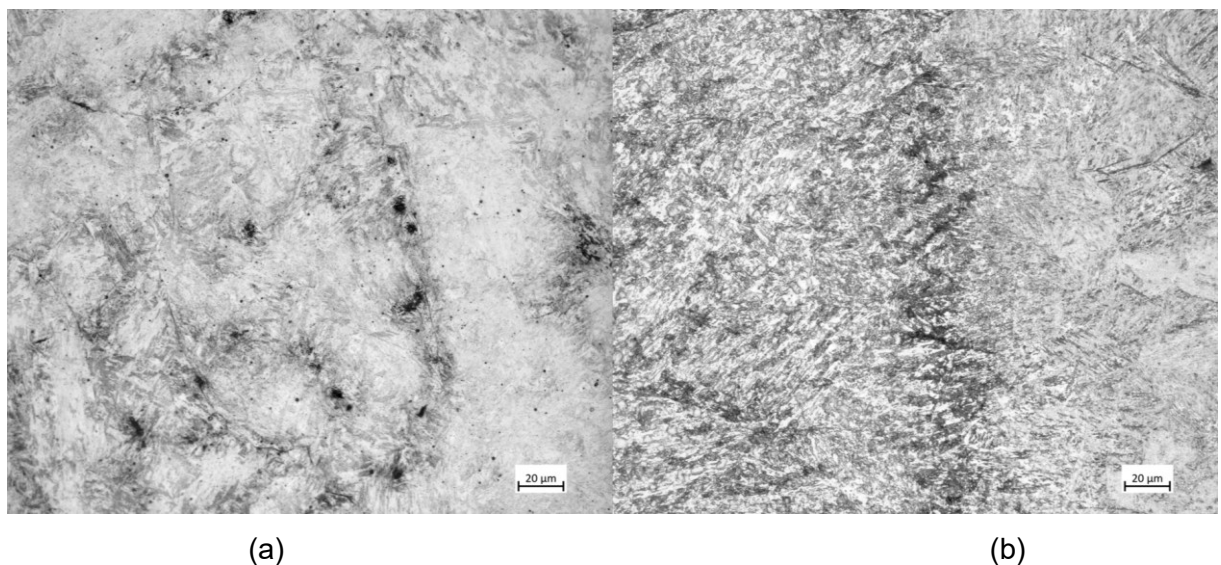


Figura 4.35 – Micrografia da deposição do aço inoxidável 420 (E2), com interface com aço H13. Fonte: O Autor

Na região interfacial Figura 4.35 (b), observa-se uma continuidade física isenta de defeitos macroscópicos, em ambas as condições experimentais.

Ao analisar a evolução microestrutural do metal de adição, identifica-se uma morfologia de solidificação predominantemente celular, orientada na direção do fluxo máximo de calor. A matriz apresenta-se composta majoritariamente por estrutura martensítica, como também é apresentado pelo trabalho de Wang (2010).

Comparativamente, a distinção entre as estratégias de deposição manifesta-se na morfologia dos grãos. A estratégia E2 resultou numa estrutura de solidificação mais refinada, com menor espaçamento, indicativo de uma taxa de arrefecimento $T_{8/5}$ mais elevada. Pontualmente, observaram-se indícios de microporosidade, sugerindo a necessidade de otimização da proteção gasosa face à maior turbulência da poça de fusão. Conclui-se, portanto, que a E2 oferece um melhor equilíbrio microestrutural e minimizando a degradação do substrato.

4.4.4 Análise de microdureza

A análise de microdureza reflete o que foi discutido no capítulo de metalografia deste aço. As diferenças de comportamentos térmicos das duas estratégias, graças ao maior resfriamento, a E1 apresenta maiores gradientes de dureza (Figura 4.36), enquanto a E2 passa por tratamento de revenimento e com isso menor dureza (Figura 4.37).

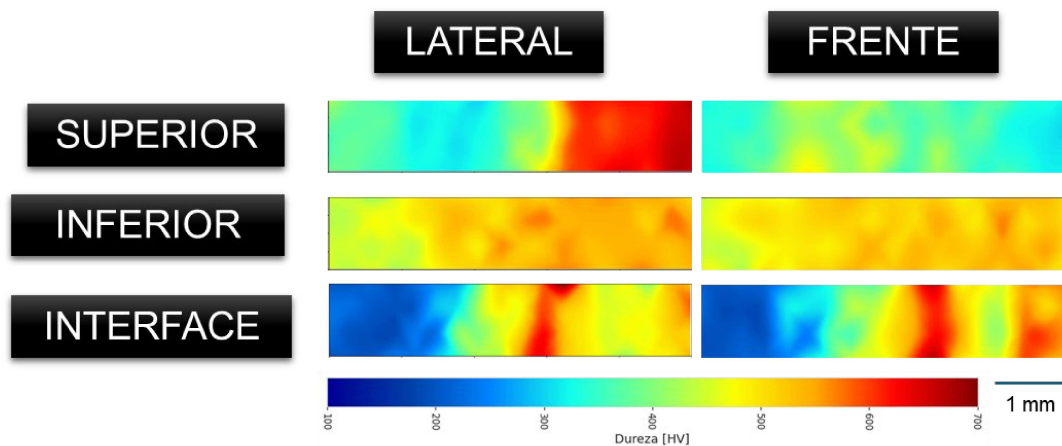


Figura 4.36 – Microdureza da deposição do aço inoxidável 420 (E1), com interface com aço H13. Fonte: O Autor.

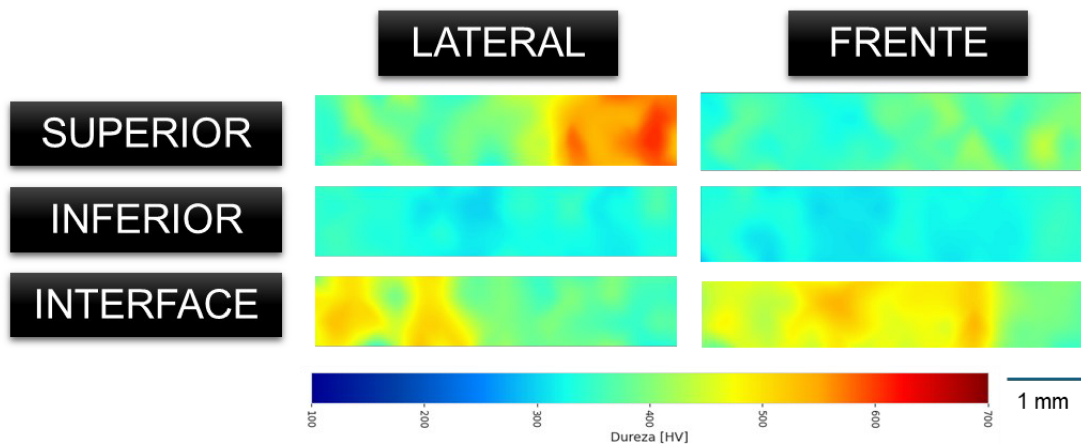


Figura 4.37 – Microdureza da deposição do aço inoxidável 420 (E2), com interface com aço H13. Fonte: O Autor.

Para a E1 é possível observar que na região de interface, há um grande gradiente de dureza, que em conjunto com as tensões residuais da manufatura aditiva pode corroborar para um defeito. Enquanto na E2, se tem uma transição mais suave entre do substrato e a deposição.

Na parte inferior da E1 ocorre maior dureza, enquanto na parte inferior menor, pressupõe-se que esse efeito se dá pelo tempo de resfriamento da última camada. Como nas primeiras camadas o cordão perder calor tanto para o substrato, quanto para o material depositado, tem-se um resfriamento maior dessa região, enquanto para as últimas camadas há perda somente por convecção para o ambiente. Para a E2, o comportamento se difere, uma vez que essa estratégia impõe mais calor ao substrato, fazendo com que ele não consiga extrair mais calor do que a estratégia E1, além de ocorrer o revenimento do material inferior. Essa diferença é observada pela diferença de dureza do material de base entre as estratégias, uma vez que o material contém alta temperabilidade, a maior temperatura corrobora para sua transformação metalúrgica e dessa forma o aumento de dureza.

4.4.5 Análise de tração

A análise de tração, apresentada na Figura 4.38 e Figura 4.39, confirma as hipóteses geradas nos demais tópicos desse material. Em ambas as estratégias há uma anisotropia marcante nas amostras horizontais, elas apresentam limite de resistência maior e menor ductibilidade, apresentam também maior variação, por conta que a extração dos corpos de prova ocorre em diferentes níveis do material, sendo assim, elas passam por diferentes ciclos térmicos. Enquanto as verticais, apresentam maior alongamento e maior homogeneidade de resultados, uma vez que as amostras apresentam ciclagem térmica semelhantes.

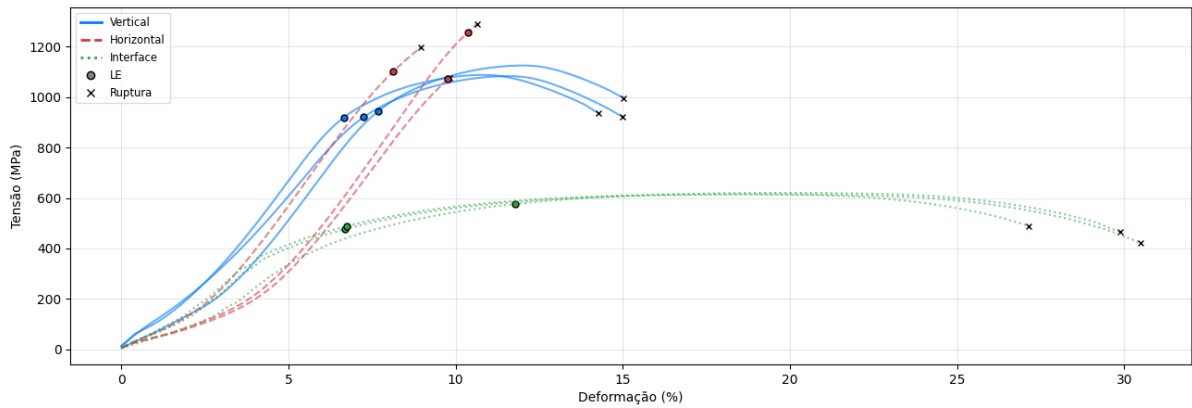


Figura 4.38 – Diagrama tensão deformação da deposição do aço inoxidável (E1), com interface com aço H13. Fonte: O Autor.

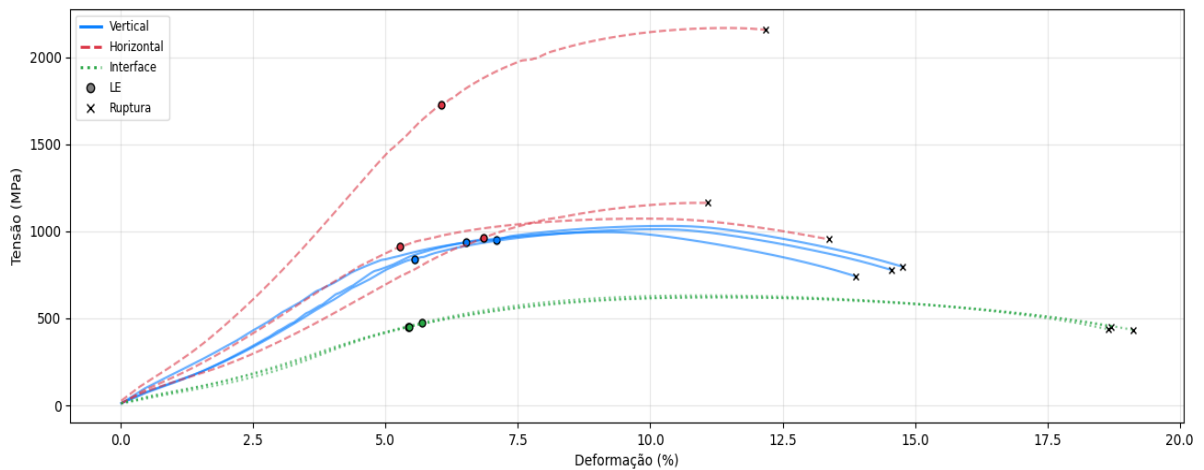


Figura 4.39 – Diagrama tensão deformação da deposição do aço inoxidável (E2), com interface com aço H13. Fonte: O Autor.

Para diferentes estratégias, tem-se um comportamento esperado e condizente com a microestrutura e dureza. A E1 no diagrama tensão-deformação mostra um comportamento frágil, nota-se que a linha do ensaio sobe rapidamente e rompe de forma abrupta, não apresentando fase plástica, entretanto para a E2 observa uma fase plástica, condizente com um comportamento revenido da liga.

O estudo de Lunde (2021) apresenta valores de resistência a tração de 1654-1330 Mpa, e 1.21-2.97% de alongamento nas amostras horizontais, onde o maior resultado de resistência ocorreu na amostra superior e o menor na inferior. Com isso os resultados apresentados foram coerentes com a literatura.

4.4.6 Análise de dobramento e líquido penetrante

Os ensaios de dobramento (Figura 4.40) e líquido penetrante (Figura 4.41) apresentam reflexos dos demais testes. Para o teste de interface, todos os materiais foram aprovados, sendo que no dobramento de interface da E1, o material rompeu após a interface, no material depositado. Nos ensaios de dobramento do material depositado, tem-se que todos os da E1 foram reprovados. Como mostrado no ensaio de tração, esse material não apresentou fase plástica, contudo na E2, somente um corpo de prova foi reprovado, sendo o da zona mais alta dos depósitos.

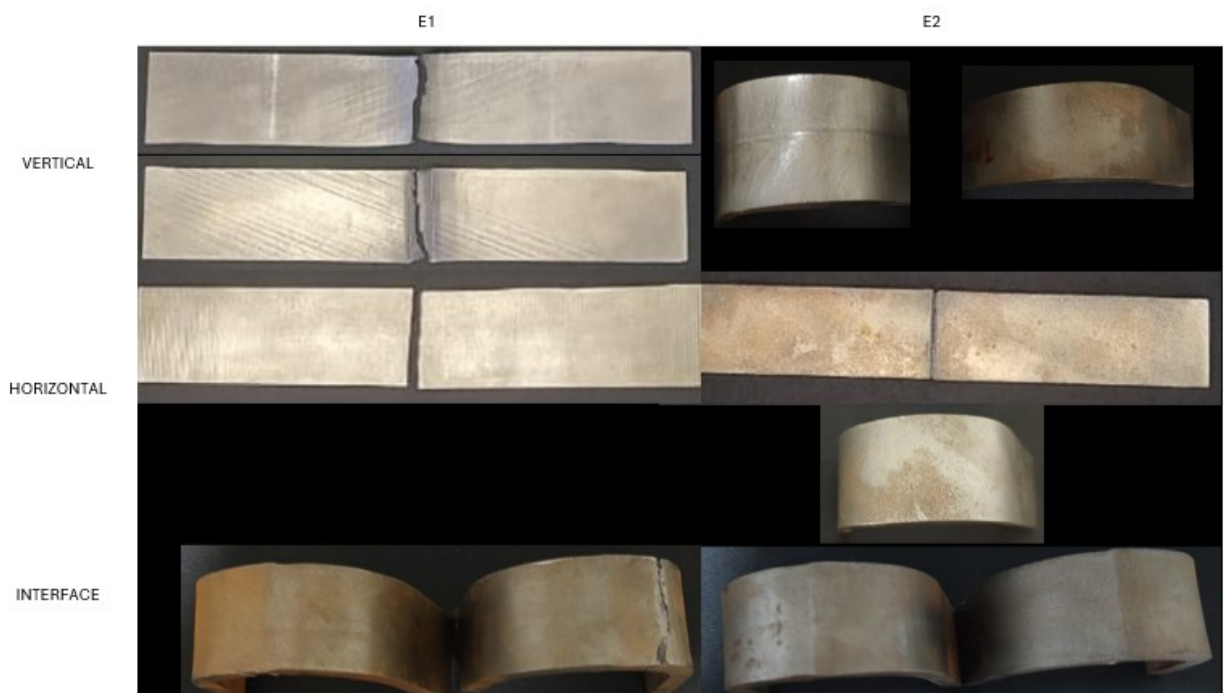


Figura 4.40 – Ensaio de dobramento da deposição do aço inoxidável 420, com interface com aço H13. Fonte: O Autor.

O ensaio de líquido penetrante por sua vez, revelou ainda mais a discrepância das estratégias. Para a análise da interface, tem-se que a E1 apresentou maiores trincas, dado ao seu gradiente de dureza, a acomodação das tensões é menor. Para a E2, uma trinca menor é encontrada, ela se propaga em direção ao material de base, mantendo a integridade da manufatura aditiva. Para as deposições do material, não foram encontradas trinca e nem poros, confirmando assim sua coesão.

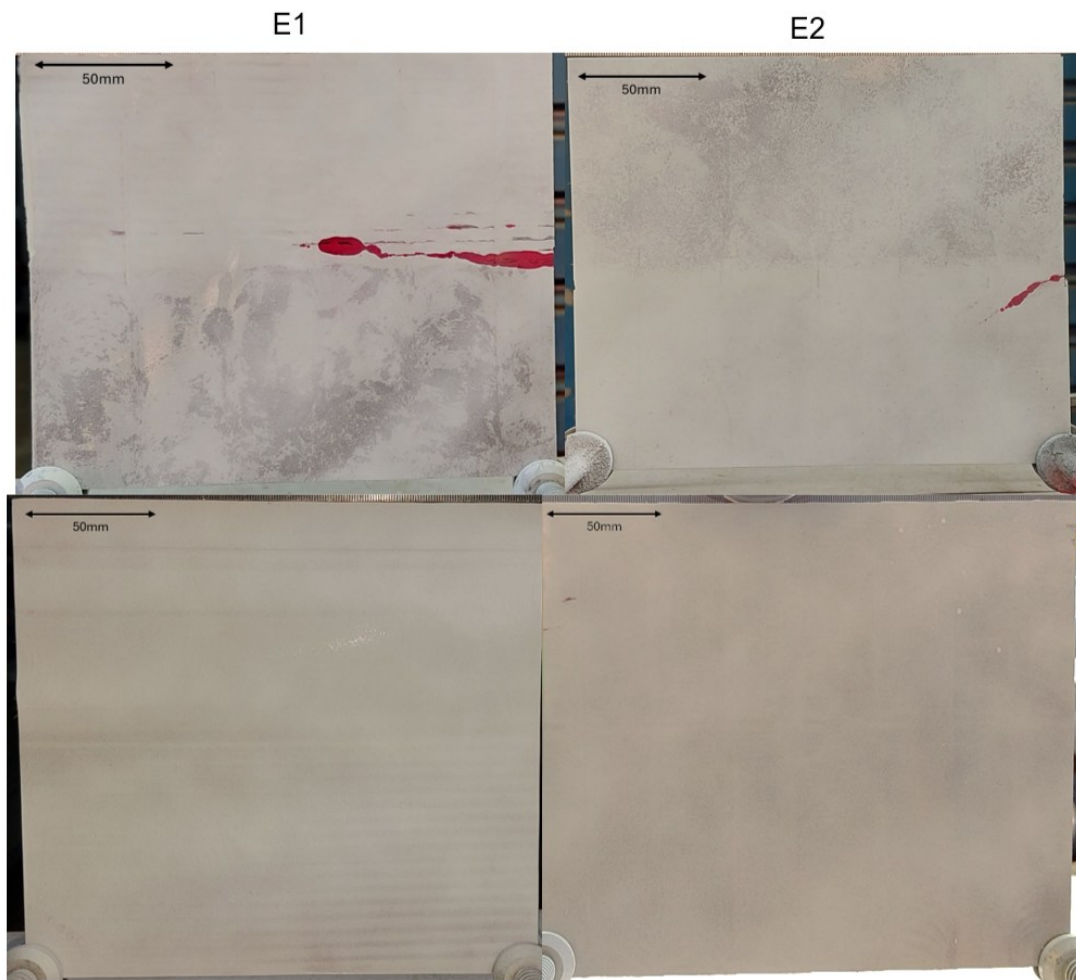


Figura 4.41 – Ensaio de líquido penetrante da deposição do aço inoxidável 420, com interface com aço H13. Fonte: O Autor.

4.5 MADA H13 *Metal-cored*

4.5.1 Parâmetros gerais da deposição

A Tabela 4.3 demonstra os parâmetros utilizados na deposição do aço H13. Apesar da potência seja equivalente comparando o desempenho das estratégias E1 e E2. Nota-se que a dinâmica do processo foi distinta, com maior variação de corrente na E1, e por sua vez apresentou menor rendimento de deposição.

Tabela 4.3 – Parâmetros Da Deposição Do Aço H13. Fonte: O Autor.

Estratégia	(E1)	(E2)
Tensão média	$27 \pm 2V$	$27,5 \pm 2V$
Corrente média	$161 \pm 15A$	$157 \pm 10A$
Rendimento de Deposição	84%	93%

4.5.2 Composição química

Foram avaliadas também a interface e deposição do arame H13 *Metal-cored*, sua composição assim como a homogeneidade química do material. No que tange à avaliação da interface, essa por sua vez apresentou maior constância química (Figura 4.42 e Figura 4.43), não sendo possível a diferenciação do metal de soldagem com o substrato olhando para sua composição, sendo assim, a de melhor transição entre as amostras.

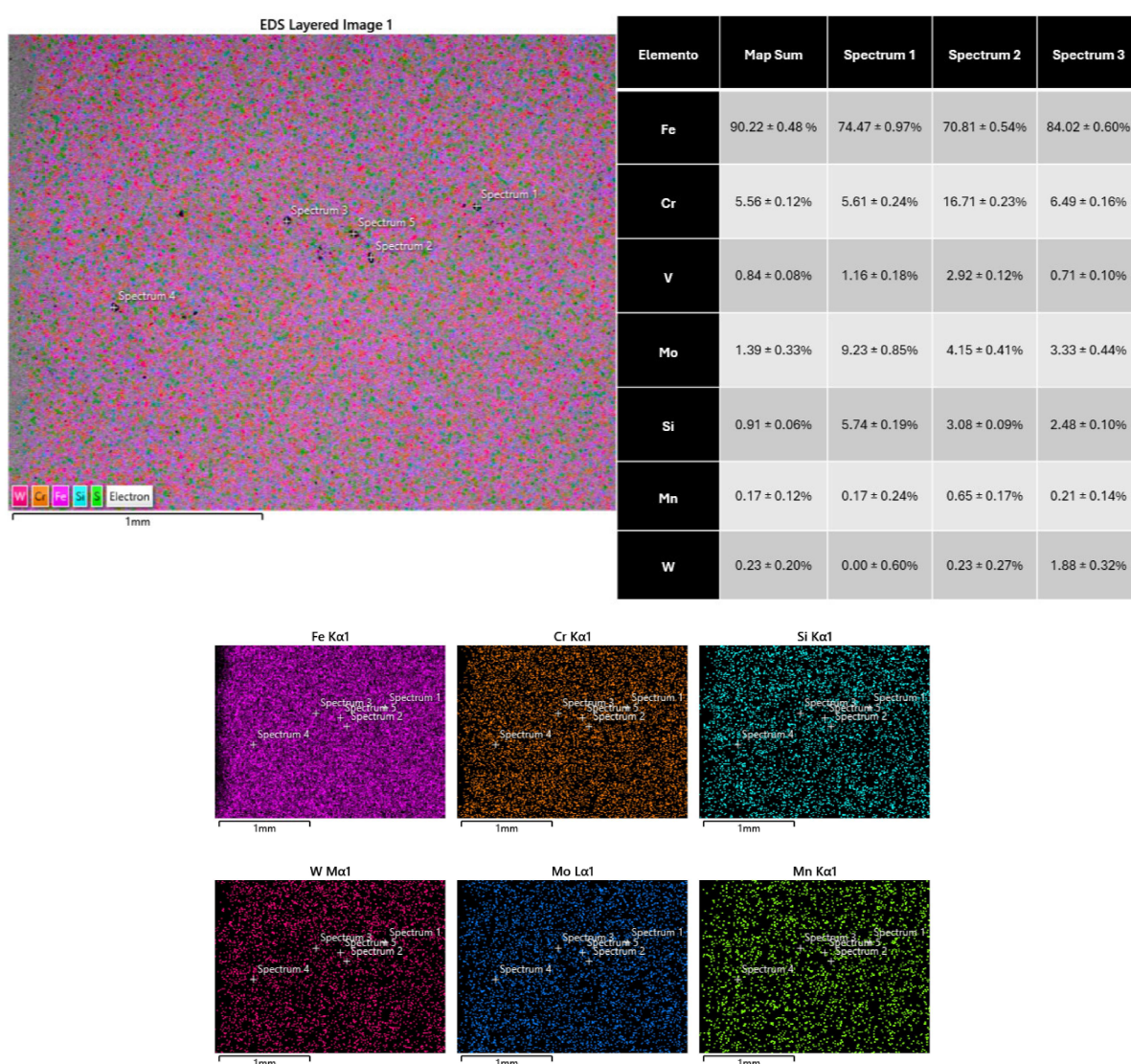


Figura 4.42 – Análise de composição química por EDS da deposição e das inclusões para interface H13/H13. Fonte: O Autor

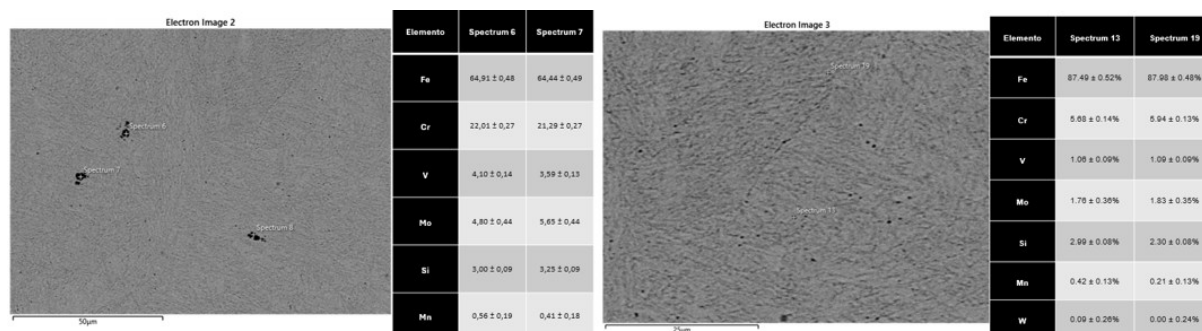


Figura 4.43 – Composição química das inclusões presentes na interface H13/H13 e deposição do aço H13. Fonte: O Autor

Também foram verificadas as inclusões de material, sendo essas marcadas pela maior quantidade de Si quando confrontado com o valor médio. Fator esse que se assemelha com os demais materiais, inclusive pela presença de elementos de liga.

Quanto ao material depositado, esse apresenta também homogeneidade na sua composição e falta de falhas na sua estrutura, conforme Figuras 4.44 e 4.45. No que se diz respeito às inclusões, essas se assemelham à interface, contudo, ao contrário dos demais, é possível observar na Figura 4.45, ilhas de carbonetos dispersos em sua matriz.

Dessa forma, espera-se uma transição suave na interface, graças ao seu menor gradiente químico, e maior dureza no seu material, uma vez que o material depositado apresenta carbonetos dispersos. Contudo, há uma particularidade relacionada ao método utilizado, a energia do $M\alpha$ de W (1,77keV) é próxima ao do $K\alpha$ do Si (1,74keV), sendo assim, apresentando adversidade para distinguir e quantificar precisamente cada elemento de forma independente.

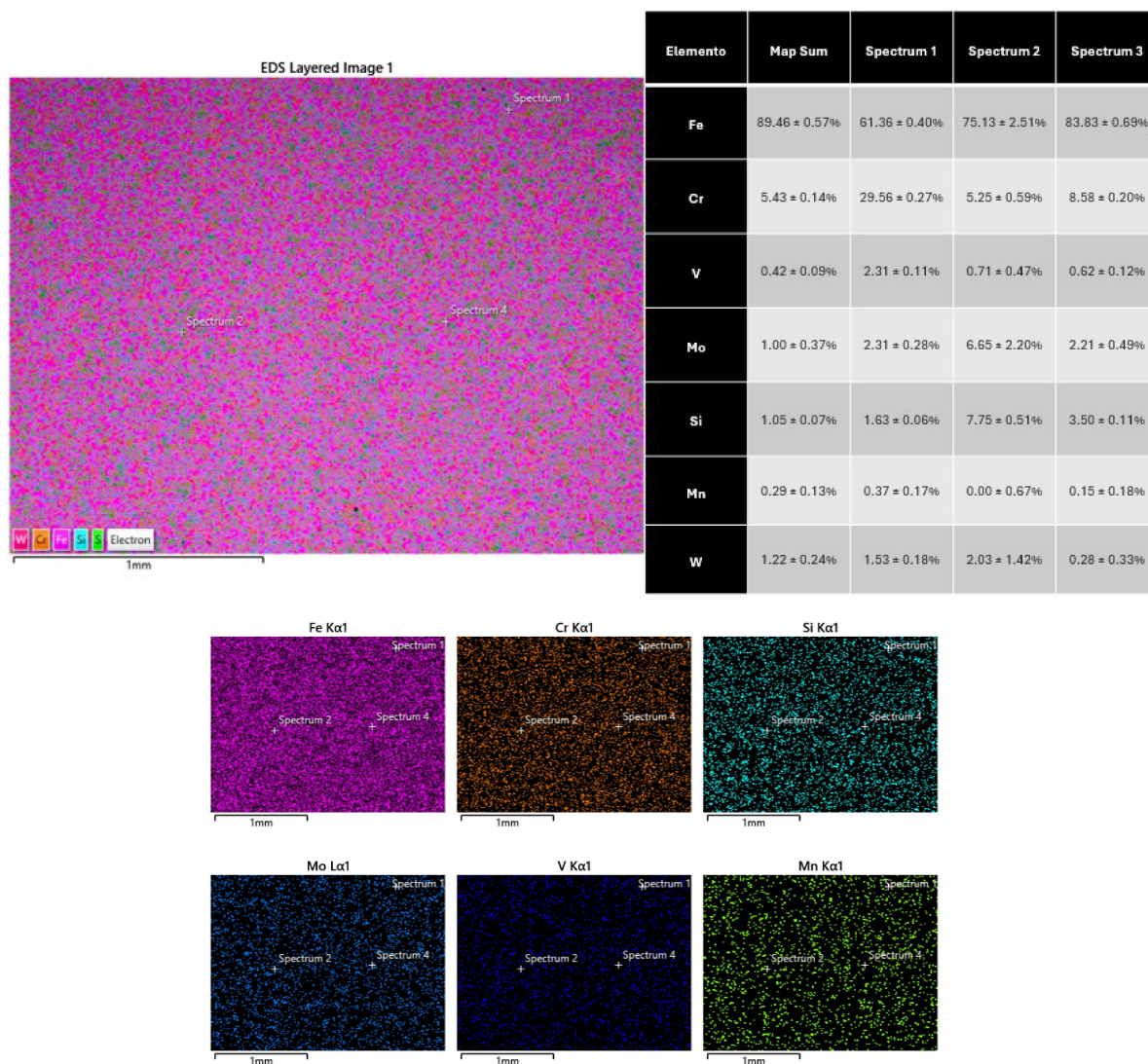
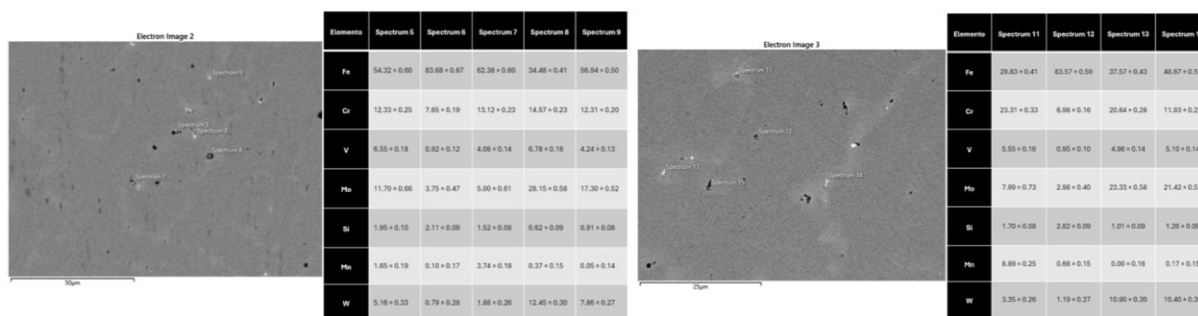


Figura 4.44 – Análise de composição química por EDS da deposição e das inclusões para o aço H13. Fonte: O Autor



Fura 4.45 – Composição química das inclusões presentes na deposição do aço H13. Fonte: O Autor

4.5.3 Análises metalográficas

A avaliação macro e microestrutural das amostras do arame H13 depositadas sobre substrato da classe H13, revelou características intrínsecas à complexidade térmica do processo MADA. A análise das secções, representadas nas Figuras 4.46 e Figura 4.47, apresentam as transformações metalúrgica ao longo da deposição.

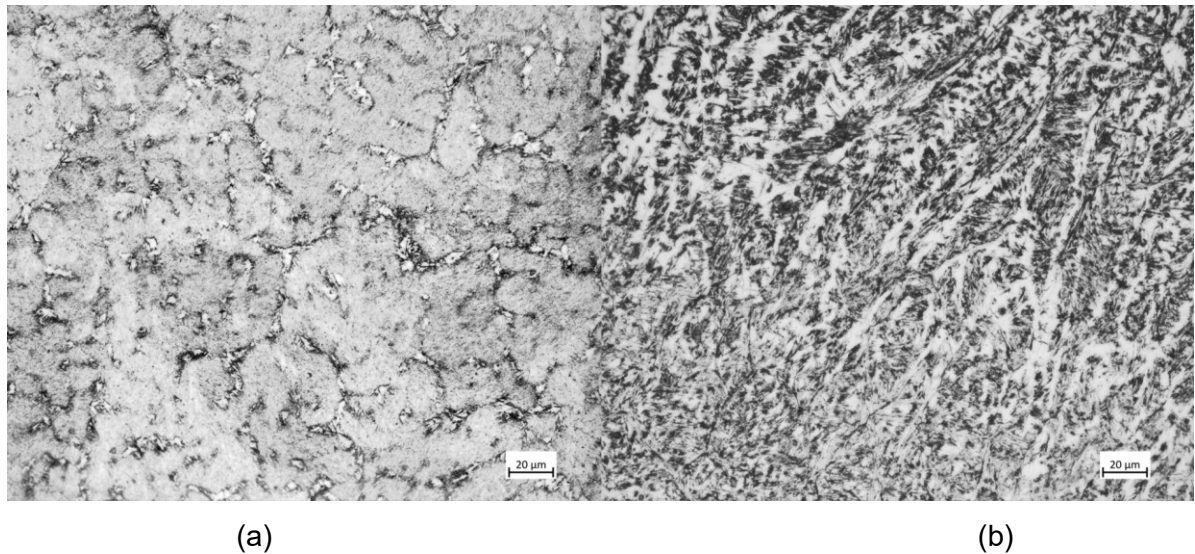


Figura 4.46 – Micrografia da deposição do aço H13 (E1), com interface com aço H13. Fonte: O Autor.

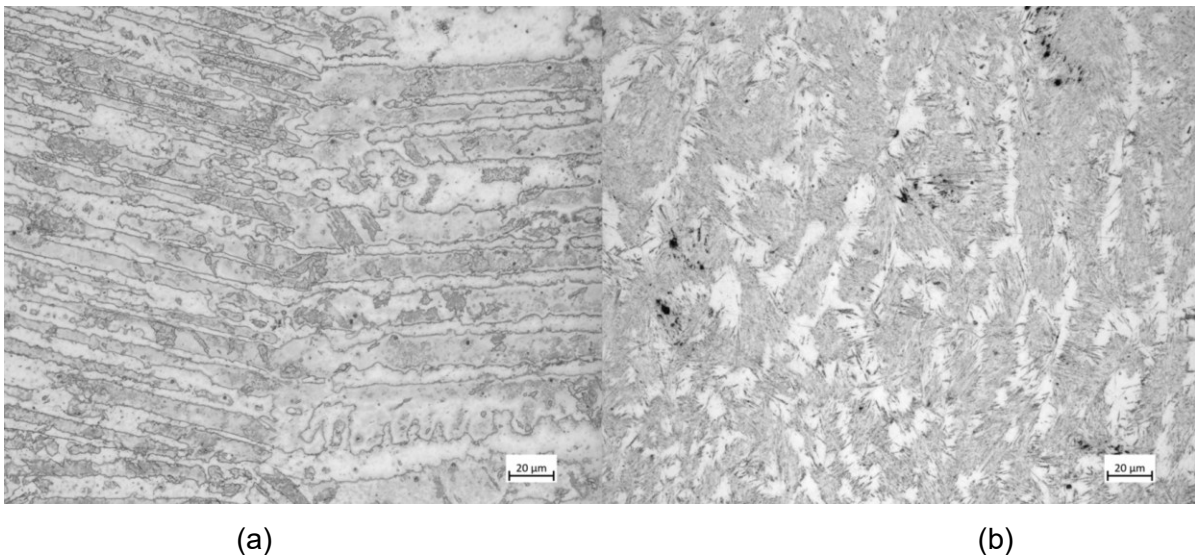


Figura 4.47 – Micrografia da deposição do aço H13 (E2), com interface com aço H13. Fonte: O Autor.

Conforme evidenciado na análise de caracterização química, observa-se uma continuidade satisfatória na superfície, sem presença de trincas e defeitos. Tanto o depósito

quanto o material apresentam grão refinado, parcialmente refinado e zona de grão grosseiros, sendo essas regiões comuns encontradas na zona afetada pelo calor em juntas soldadas multipasse (KOU,1987; SHASSERE,2019).

O aço AISI H13 apresenta microestruturas compostas majoritariamente por uma matriz de martensita, sendo também possível observar austenita retida nos contornos. Em relação à austenita retida, a alta quantidade de elementos de liga no aço AISI H13 facilita a segregação durante a solidificação (HACKENHAAR,2022).

Na parte superior correspondente as últimas camadas solidificadas sem reaquecimento posterior, a matriz é constituída predominantemente por martensita. É possível notar a rede de austenita retida em maior quantidade, segregada nos contornos das células na E2. A austenita segrega nos contornos das células dendríticas devido ao enriquecimento de solutos estabilizadores na fase líquida residual (DU, 2023).

4.5.4 Análise de microdureza

A distribuição de microdureza, apresentada na Figuras 4.48 e 4.49 ao longo da secção transversal das paredes de aço H13, apresenta comportamentos análogo ao ocorrido com a deposição do aço inoxidável 420. A E2 trouxe o fenômeno de revenimento ao material, acomodando a dureza conforme o crescimento das camadas. Também é possível observar o comportamento de gradiente de dureza que ocorre nas regiões de interface da E1.

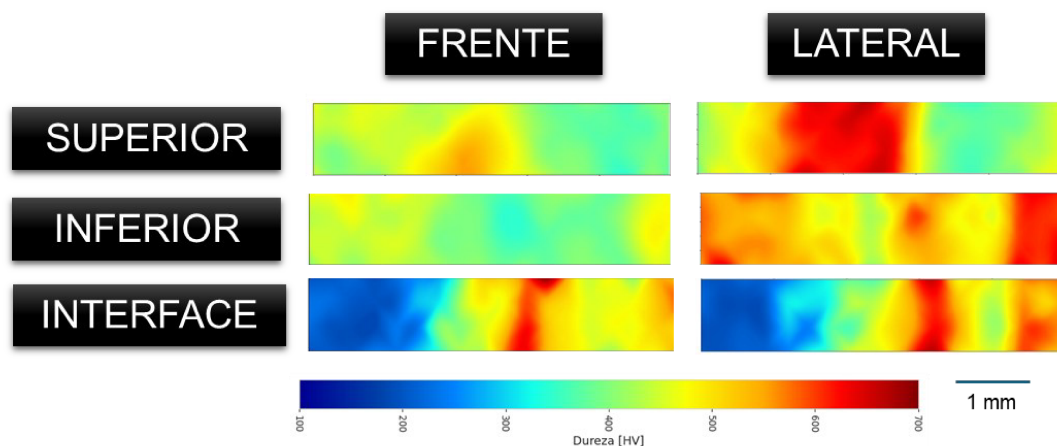


Figura 4.48 – Microdureza da deposição do aço H13 (E1), com interface com aço H13. Fonte: O Autor.

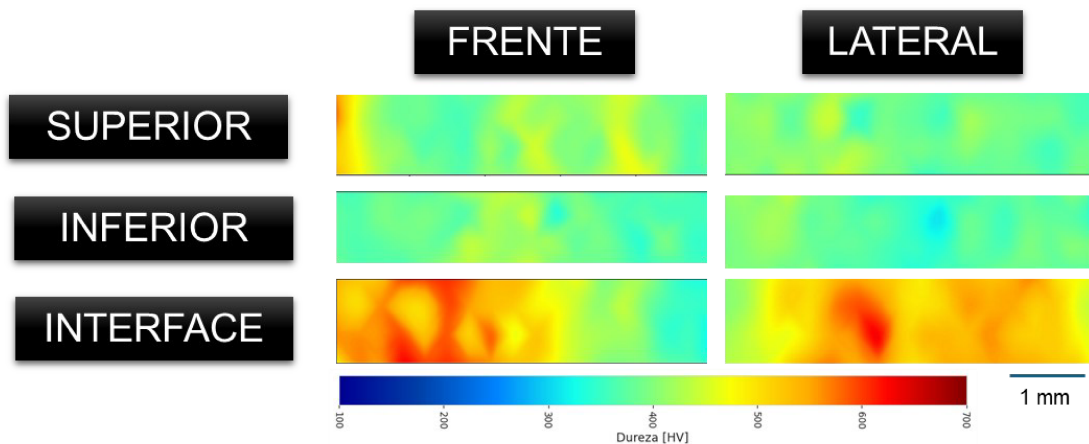


Figura 4.49 – Microdureza da deposição do aço H13 (E1), com interface com aço H13.

Fonte: O Autor.

4.5.5 Análise de tração

As curvas de tensão deformação apresentaram resultados esperados com os ciclos térmicos resultantes de cada estratégia, conforme Figura 4.50 e Figura 4.51. Para a E1, observa-se rompimento abrupto sem presença de fase elástica para o material, comportamento característico de material temperado. Para a E2, o material apresentou fase plástica e alongamento considerável quando comparado a E1, marcado por sua menor resistência a tração, comportamento condizente com um revenimento das camadas inferiores. Observa-se também, a homogeneidade dos pontos, onde quase não se consegue distinguir a orientação das amostras.

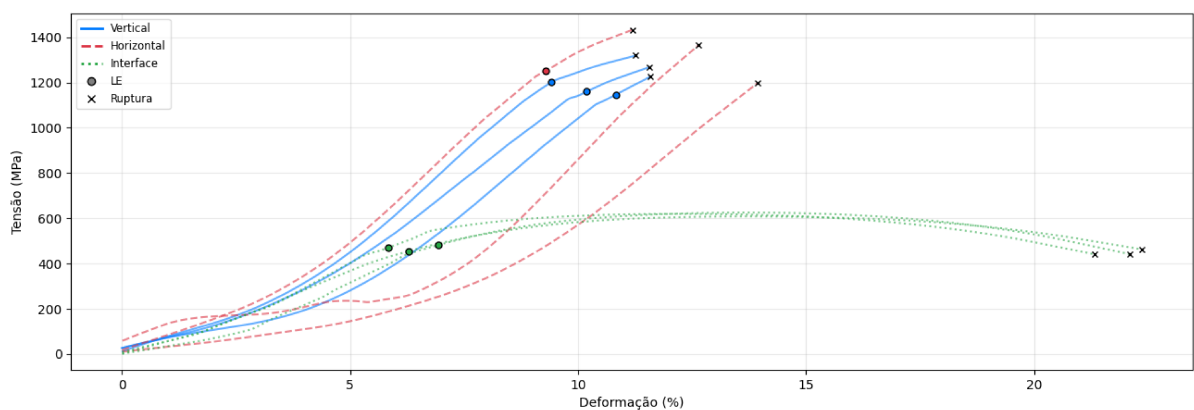


Figura 4.50 – Diagrama tensão deformação da deposição do aço H13 (E1), com interface com aço H13. Fonte: O Autor.

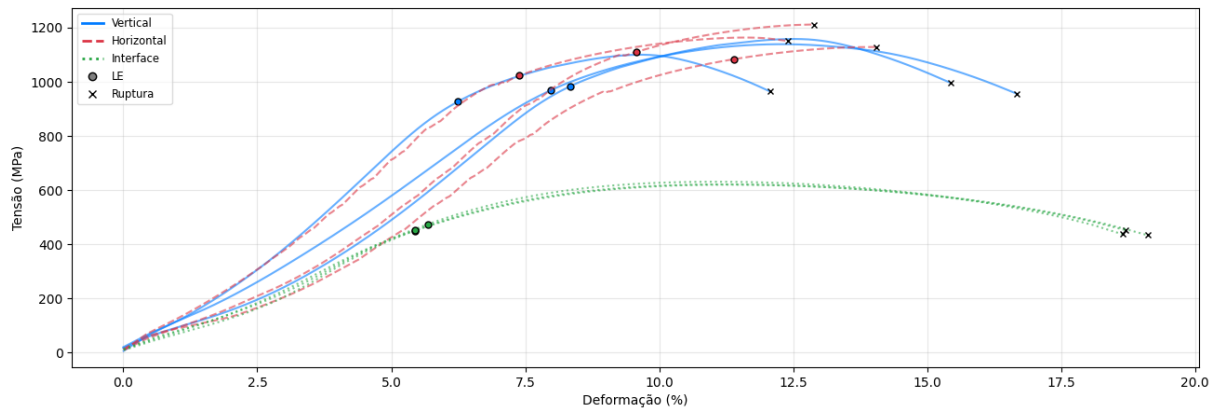


Figura 4.51 – Diagrama tensão deformação da deposição do aço H13 (E2), com interface com aço H13. Fonte: O Autor.

Dessa forma, adicionando ao fato do rompimento da interface no metal de base, pode-se considerar que a E2 apresentou melhores resultados, graças a sua maior capacidade de deformação. Com isso, tem-se que o comportamento dos materiais são considerados satisfatórios e condizentes com suas particularidades físicas, químicas e metalúrgicas

4.5.6 Análise de dobramento

Para a análise de dobramento (Figura 4.52), tem-se que as amostras de interface foram satisfatórias. Apesar do rompimento da amostra da E1, observa-se que a falha ocorre fora da região de interface, mas sim no material depositado.

Apesar do considerável alongamento observado nos testes de dobramento, somente uma amostra da E2 foi aprovada, fator que é compreendido graças a sua metalurgia, que traz fases duras e frágeis, como é o caso dos carbonetos. Ademais, é sugerido a análise da fratura para retificar o condicionamento da falha, uma vez que o material não apresentou poros e nem falhas superficiais, como observado a seguir no teste de líquido penetrante.

Para o ensaio de líquido penetrante (Figura 4.53), no que tange as estratégias, apresenta comportamento semelhante do depósito do aço inoxidável 420. Para a E1, observa-se a presença de trinca horizontal ao depósito, tanto na interface quanto no material depositado, fato esse que é justificado graças ao ciclo térmico imposto pelo processo.

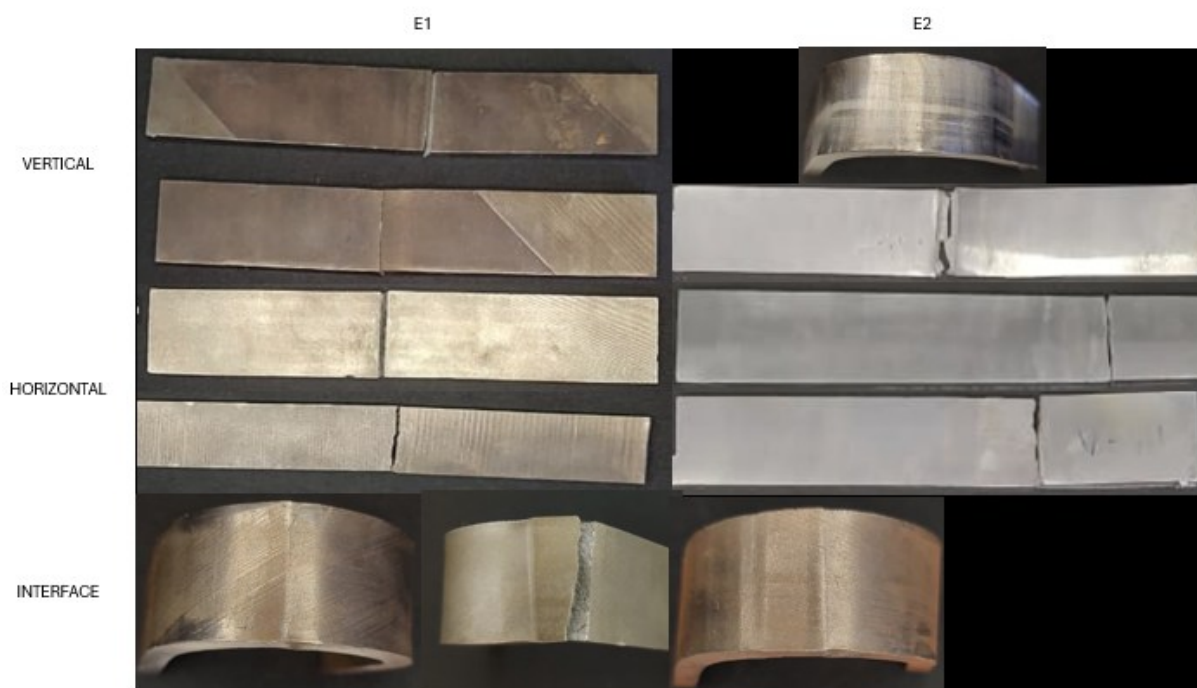


Figura 4.52 – Ensaio de dobramento da deposição do aço inoxidável H13(E1/E2), com interface com aço H13. Fonte: O Autor.

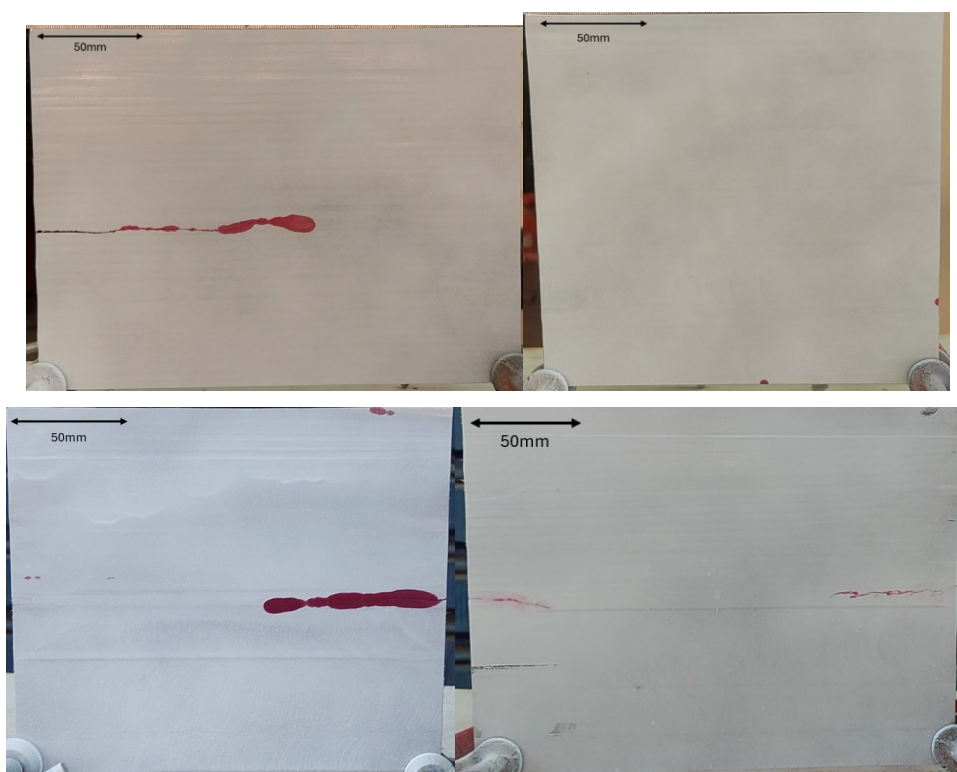


Figura 4.53 – Ensaio de líquido penetrante da deposição do aço H13 (b), com interface com aço H13 (a). Fonte: O Autor.

Para o ensaio da E2, tem-se a trinca na região de interface, particularidade esta que pode ser justificada graças as tensões impostas pelo processo, que agiram em conjunto com a característica notada tanto na distribuição de dureza quanto nos diagramas tensão-deformação. Com a presença de concentrador de tensão, dado as geometrias dos cordões, as tensões geradas corroboram para o início de uma trinca, que por sua vez tende a se propagar na região de maior deformação, a fim de aliviar as tensões resultantes, procurando assim zonas de menor dureza, uma vez que as tensões resistivas dessa região são menores, ocorre a falha no substrato.

CAPÍTULO V

CONCLUSÕES

O presente trabalho investigou a viabilidade técnica e metalúrgica da aplicação da manufatura aditiva por deposição a arco na recuperação e fabricação de moldes de injeção de alumínio, comparando três ligas distintas (Maraging 250, Aço Inoxidável 420 e H13 Metal Cored). Com base na caracterização do molde de referência e nos resultados experimentais obtidos, conclui-se que:

1. A caracterização do componente retirado de serviço confirmou a falha por trincas superficiais em rede, sem comprometimento da integridade do núcleo. Metalurgicamente, o material apresentou uma composição de baixa liga (com ~1,3% Cr), divergente da norma ASTM A 681:2008, contudo, manteve altas propriedades mecânicas (Limite de Escoamento ~1240 MPa), estabelecendo um rigor a ser perseguido pelas deposições via MADA.
2. O aço Maraging 250 destacou-se como a liga mais promissora para o reparo de matrizes. O ciclo térmico intrínseco ao processo MADA promoveu um envelhecimento efetivo durante a deposição, resultando em um gradiente de dureza crescente das camadas superiores para as inferiores, dispensando tratamentos térmicos posteriores para atingir níveis de resistência compatíveis com a aplicação. A ausência de trincas e a ductilidade observada nos ensaios de dobramento corroboram sua aptidão para suportar as tensões residuais do processo.
3. A Estratégia E1, caracterizada por maiores taxas de resfriamento, resultou em microestruturas martensíticas frágeis, altos gradientes de dureza na interface e falhas abruptas nos ensaios de dobramento e tração.
4. A Estratégia E2, devido à maior inércia térmica e reaquecimento, promoveu um efeito de auto-revenimento. Isso resultou em uma redução da dureza de pico, aumento da fase plástica nos ensaios de tração e maior alongamento, tornando-se a única estratégia viável para o processamento do Aço Inoxidável 420.

5. Apesar da aplicação da estratégia de revenimento proveniente da Estratégia E2 o aço H13 apresentou a maior suscetibilidade à fissuração. A alta temperabilidade do material, somada à presença de carbonetos e fases frágeis, resultou em trincas na interface e no metal depositado.
6. A análise de EDS identificou a presença de inclusões ricas em Silício, associadas à oxidação dos elementos de liga. Embora não tenham comprometido a integridade estrutural do Maraging, sua presença alerta para a necessidade de um controle rigoroso do teor de oxigênio na proteção gasosa e da limpeza entre passes.

De forma geral, estudo valida o processo MADA para a recuperação de moldes, destacando o aço Maraging como a solução técnica mais robusta devido à sua soldabilidade superior e resposta favorável aos ciclos térmicos. Para aços martensíticos como o 420 e H13, o sucesso da deposição é condicionado estritamente ao gerenciamento térmico, onde estratégias que favoreçam o revenimento das camadas são mandatórias para evitar a fratura frágil.

Tais evidências ratificam o papel preponderante do gerenciamento térmico na Manufatura Aditiva por Deposição a Arco (MADA). Perante isso, a otimização das estratégias de deposição transcende a conformação geométrica, constituindo um vetor determinante para assegurar a integridade metalúrgica e a confiabilidade operacional necessárias à viabilidade industrial da tecnologia.

CAPÍTULO VI

TRABALHOS FUTUROS

Como forma de expandir os resultados obtidos no trabalho apresentado, é proposto como continuidade do desenvolvimento, realizar as seguintes ações como trabalhos futuros:

1. Analisar outros materiais com base na metodologia apresentada, em especial ligas como Stellite a base de Cobalto, que confere alta resistência, que notadamente apresentam maior problemática em relação à sua soldabilidade/printabilidade;
2. Realizar ensaios de fadiga térmica para avaliar o comportamento mecânico do material frente a cargas cíclicas ou dinâmicas ao longo do tempo;
3. Realizar ensaios de estabilidade em uma ampla quantidade de materiais e métodos, a fim de validar a metodologia de forma global;
4. Avaliar o impacto da Manufatura Aditiva por Deposição a Arco (MADA) nas etapas de pós-processamento, em especial na Conformabilidade e Usinabilidade do material impresso/depositado; e
5. Realizar análise econômica para identificar pontos de melhoria do processo frente à produtividade e custos.

CAPÍTULO VII

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ALVARENGA, A. *Avaliação experimental dos efeitos da fadiga térmica nas propriedades mecânicas de um aço inoxidável austenítico*. 2006. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2006.

ALVES, G. *Análise comparativa de propriedades mecânicas e microestruturais dos aços AISI H13 standard, AISI H13 ESR e JIS SKD 61*. 2021. 79 f. Dissertação (Mestrado em Projeto e Processos de Fabricação) – Universidade de Passo Fundo, Passo Fundo, 2021.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. *ASTM A681-08: Standard Specification for Alloy Tool Steels*. West Conshohocken: ASTM International, 2008 (Reapproved 2022).

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. *ASTM E606/E606M: Standard Test Method for Strain-Controlled Fatigue Testing*. West Conshohocken: ASTM International, 2021.

AMERICAN WELDING SOCIETY. *AWS A5.9/A5.9M: Specification for Bare Stainless Steel Welding Electrodes and Rods*. Miami: AWS, 2012.

ANAND, A. et al. *Integration of Additive Fabrication with High-Pressure Die Casting for Quality Structural Castings of Aluminium Alloys; Optimising Energy Consumption*. Transactions of the Indian Institute of Metals, v. 76, n. 2, p. 347-379, 2023. <https://doi.org/10.1007/s12666-022-02750-y>

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DA INDÚSTRIA DE FERRAMENTARIA (ABINFER). *Projeto Podium: Complexo Econômico-Industrial de Ferramentaria: Plano Base*. Joinville:

ABINFER, 2023. Disponível em: https://podiumabinfer.org/wp-content/uploads/2023/10/Projeto_Podium_Consulta_Publica.pdf. Acesso em: 5 jan. 2025.

BABAEI, H.; SHAFYEI, A.; AMINI, K. *The effect of heat treatment on mechanical properties and microstructure of the AISI 422 martensitic stainless steel*. Mechanics, v. 22, n. 6, p. 576-580, 2016. <https://doi.org/10.5755/j01.mech.22.6.13599>

BASER, T. A.; UMay, E.; AKINCI, V. *New trends in aluminum die casting alloys for automotive applications*. The Eurasia Proceedings of Science Technology Engineering and Mathematics, v. 21, p. 79-87, 2022. <https://doi.org/10.55549/epstem.1227541>

BAYCIK, H. *The study of phase structures and surface hardness values of ion nitrided AISI H13 steel under various temperatures*. Technology, v. 12, n. 2, p. 79-86, 2009.

CALLIARI, I. et al. *Investigation of microstructure and properties of a Ni–Mo martensitic stainless steel*. Materials & Design, v. 29, n. 1, p. 246-250, 2008. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2006.11.020>

CASAES, G. A. et al. *Análise da simulação CAE de uma peça fabricada pelo processo de injeção de alumínio sob pressão*. 2022. Monografia (Bacharelado em Engenharia Automotiva) – Universidade Federal de Santa Catarina, Joinville, 2022.

CASTRO, R.; DE CADANET, J. J. *Welding metallurgy of stainless and heat-resisting steels*. Cambridge: Cambridge University Press, 1975.

CHAKRAVARTHI, K. V. A. et al. *Microstructure, properties and hot workability of M300 grade maraging steel*. Defence Technology, v. 14, n. 1, p. 51-58, 2018. <https://doi.org/10.1016/j.dt.2017.09.001>

CHEN, C. et al. *A review on remanufacture of dies and moulds*. Journal of Cleaner Production, v. 64, p. 13-23, 2014. <https://doi.org/10.1016/j.jclepro.2013.09.014>

DU, X. et al. *H13 tool steel fabricated by wire arc additive manufacturing: Solidification mode, microstructure evolution mechanism and mechanical properties*. Materials Science and Engineering: A, v. 883, p. 145536, 2023. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2023.145536>

DUAN, M. et al. *Dynamic tensile mechanical properties of 18Ni350 maraging steel fabricated by wire arc additive manufacturing*. Journal of Materials Research and Technology, v. 25, p. 5426-5442, 2023. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2023.06.276>

GE, J. et al. *Wire-arc additive manufacturing H13 part: 3D pore distribution, microstructural evolution, and mechanical performances*. Journal of Alloys and Compounds, v. 783, p. 145-155, 2019. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2018.12.274>

GHAFFARI, M.; NEMANI, A. V.; NASIRI, A. *Interfacial bonding between a wire arc additive manufactured 420 martensitic stainless-steel part and its wrought base plate*. Materials Chemistry and Physics, v. 251, p. 123199, 2020. <https://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2020.123199>

GOMES, E. CIG Soldas - H13. [Mensagem pessoal]. Mensagem recebida por rafaelm.andrade@ufu.br em 31 jul. 2024.

GOUVÊA, E. S. *Estudo da influência de tratamentos térmicos sobre microestrutura de aços H13*. 2014. Dissertação (Mestrado em Engenharia mecânica) – Universidade Estadual de Maringá, Maringá, 2014.

HACKENHAAR, W. et al. *Effects of different WAAM current deposition modes on the mechanical properties of AISI H13 tool steel*. Welding in the World, v. 66, n. 11, p. 2259-2269, 2022. <https://doi.org/10.1007/s40194-022-01342-0>

IMRAN, M. K. et al. *Thermal fatigue behavior of direct metal deposited H13 tool steel coating on copper alloy substrate*. Surface and Coatings Technology, v. 206, n. 8-9, p. 2572-2580, 2012. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2011.11.016>

INCO. *A Practical Guide to the Use of Nickel-Containing Alloys*. No. 584. [S.l.]: International Nickel Company, 2021.

INFORZATO, D. J. *Estudo do comportamento dos aços ferramenta Thyrotherm 2999 EFS Supra e H13 sob fadiga de baixo ciclo a altas temperaturas*. 2005. Tese (Doutorado em Engenharia) – Universidade de São Paulo, São Carlos, 2005.

INFORZATO, D. J. e SPINELLI, Dirceu e OLIVEIRA, M. A. F. *Comportamento dos aços ferramenta thyrotherm 2999 EFS supra, e H13, sob fadiga de baixo ciclo a altas temperaturas*. 2002, Anais.. São Carlos: IFSC/EESC/IQSC-USP, 2002.

KAN, C. et al. *A study on martensite phase evolution of maraging steel induced by thermal cycles during wire arc additive manufacturing based on physical simulation*. Materials Science and Engineering: A, v. 926, p. 147947, 2025. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2025.147947>

KLOBČAR, D. et al. *Aging of maraging steel welds during aluminium alloy die casting*. Computational Materials Science, v. 44, n. 2, p. 515-522, 2008. <https://doi.org/10.1016/j.commatsci.2008.04.011>

KOU, S. *Welding metallurgy*. 2. ed. New York: John Wiley & Sons, 1987.

LI, H. et al. *Microstructural evolution and mechanical properties of maraging steel by additive manufacturing*. Materials Science and Engineering: A, v. 915, p. 147201, 2024. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2024.147201>

LIU, Yi et al. *Wire-arc directed energy deposition of oxide-modified H13 steel: Microstructural characterization and mechanical properties*. Materials Science and Engineering: A, v. 911, p. 146962, 2024 <https://doi.org/10.1016/j.msea.2024.146962>

LIU, B. et al. *Thermal fatigue evaluation of AISI H13 steels surface modified by gas nitriding with pre-and post-shot peening*. Applied Surface Science, v. 483, p. 45-51, 2019. <https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2019.03.291>

LUNDE, J. et al. *Microstructure and mechanical properties of AISI 420 stainless steel produced by wire arc additive manufacturing*. In: TMS ANNUAL MEETING & EXHIBITION, 149., 2020. Supplemental Proceedings. Cham: Springer, 2020. p. 413-424. https://doi.org/10.1007/978-3-030-36296-6_39

LUNDE, J. et al. *Wire Arc additive manufacturing of AISI 420 martensitic stainless steel: on as-printed microstructure and mechanical properties*. Journal of Materials Engineering and Performance, v. 30, n. 12, p. 9181-9191, 2021. <https://doi.org/10.1007/s11665-021-06118-z>

MADSA, T. et al. *Investigation of CMT Welding AISI H13 Hot Work Tool Steel on Weld Bead Geometry, Microstructure, and Mechanical Performance*. Arabian Journal for Science and Engineering, v. 49, n. 8, p. 10943-10959, 2024. <https://doi.org/10.1007/s13369-023-08547-5>

MJV SOLDAS. *Vareta Anti Desgaste AWS ER 420: Vareta TIG Contra Desgaste por Abrasão e Cavitação*. Disponível em: <https://www.mjvsoldas.com.br/produto/mjv-vareta-anti-desgaste-aws-er-420>. Acesso em: 5 set. 2024.

MUHIČ, M. et al. *Thermal fatigue cracking of die-casting dies*. Metalurgija, v. 49, n. 1, p. 9-12, 2010.

NASCIMENTO, Lucas Alves do. *Embedded Electronic System for Heat Input Monitoring with Instructional Approach*. 2019. 249 f. Tese (Doutorado em Engenharias) - Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia, 2019. DOI <http://dx.doi.org/10.14393/ufu.te.2019.2405>. <https://doi.org/10.14393/ufu.te.2019.2405>

NEMANI, A. V. et al. *Effects of post-printing heat treatment on the microstructure and mechanical properties of a wire arc additive manufactured 420 martensitic stainless steel part*. Materials Science and Engineering: A, v. 813, p. 141167, 2021. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.141167>

NORTH AMERICAN DIE CASTING ASSOCIATION (NADCA). *NADCA Product Specification Standards for Die Castings*. 9. ed. Arlington Heights: NADCA, 2015.

OLIVEIRA, A. P. et al. *Effect of microstructure and defect formation on the bending properties of additive manufactured H13 tool steel*. Journal of Materials Research and Technology, v. 15, p. 3598-3609, 2021. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2021.10.011>

PEINADO, G. et al. *Microstructural and mechanical characterization of additively manufactured parts of maraging 18Ni300M steel with water and gas atomized powders feedstock*. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, v. 130, n. 1, p. 223-237, 2024. <https://doi.org/10.1007/s00170-023-12686-2>

PICCHI, I. B. M. *Efeito do duplo pulso na manufatura aditiva por deposição a arco com alimentação contínua de arame-eletrodo de aço inoxidável austenítico 347LSi*. 182 f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Universidade Federal de Pernambuco, Recife, 2025.

RAJEEV, G. P.; KAMARAJ, M.; BAKSHI, S. R. *Hardfacing of AISI H13 tool steel with Stellite 21 alloy using cold metal transfer welding process*. Surface and Coatings Technology, v. 326, p. 63-71, 2017. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2017.07.050>

RAMOS, R. et al. *Aspectos estruturais do aço ferramenta H13 temperado e revenido submetido a meios de resfriamento distintos na têmpera*. In: SEMINÁRIO DE MOLDES, MATRIZES E FERRAMENTAS, 19., 2023, São Paulo. Contribuição técnica. São Paulo: ABM, 2023. <https://doi.org/10.5151/5463-5463-39915>

ROCHA, C. P.; PEREIRA, H. B.; ROSSINO, L. S. *Estudo do efeito da temperatura de revenimento e de nitretação na resistência à corrosão por névoa salina (salt spray) do aço inoxidável AISI 420*. Brazilian Journal of Development, v. 7, n. 6, p. 57978-57995, 2021.

ROHRBACH, K.; SCHMIDT, M. Maraging steels. In: *Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys*: ASM International, 1990. p. 793-800. <https://doi.org/10.31399/asm.hb.v01.a0001043>

SALAH, S. et al. *Electrochemical performance of the interfacial region between an AISI 420 and a wire arc additive manufactured PH 13–8Mo martensitic stainless steel*. Materials Chemistry and Physics, v. 295, p. 127057, 2023. <https://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2022.127057>

SANTOS, K. G. et al. *Estudo comparativo da microestrutura e microdureza dos aços H13, P20 e D6*. Scientia Amazonia, v. 6, n. 3, p. 17-23, 2017.

SANTOS, R. G. S. *Estudo da influência dos tratamentos térmicos na usinabilidade do aço AISI H13*. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Universidade Federal do Rio Grande, Rio Grande, 2023.

SCHWAM, D.; MIDSON, S. *Extending Die Life for Aluminum Die Casting*. Arlington Heights: North American Die Casting Association, 2019.

SHAKERIN, S. et al. *Interface engineering of additively manufactured maraging steel-H13 bimetallic structures*. Materials Characterization, v. 170, p. 110728, 2020. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2020.110728>

SHAMANTHA, C. R. et al. *Microstructural changes during welding and subsequent heat treatment of 18Ni (250-grade) maraging steel*. Materials Science and Engineering: A, v. 287, n. 1, p. 43-51, 2000. [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(00\)00838-8](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(00)00838-8)

SHASSERE, B. et al. *Correlation of microstructure and mechanical properties of metal big area additive manufacturing*. Applied Sciences, v. 9, n. 4, p. 787, 2019. <https://doi.org/10.3390/app9040787>

SILVA, J. J. et al. *Exploring phase transformation mechanisms in maraging-300 steel during ageing beyond widely applied temperature parameters*. Steel Research International, v. 95, n. 8, p. 2300871, 2024. <https://doi.org/10.1002/srin.202300871>

SONG, L. et al. *Effect of heat input on microstructures and mechanical properties in wire arc additive manufacturing of Co-free maraging steel*. Journal of Materials Research and Technology, 2025. <https://doi.org/10.2139/ssrn.5591190>

STARLING, C. M. D.; BRANCO, J. R. T. *Thermal fatigue of hot work tool steel with hard coatings*. Thin Solid Films, v. 308, p. 436-442, 1997. [https://doi.org/10.1016/S0040-6090\(97\)00600-7](https://doi.org/10.1016/S0040-6090(97)00600-7)

TATAGIBA, L. C. S.; GONÇALVES, R. B.; PARANHOS, R. *Tendências no desenvolvimento de gases de proteção utilizados na soldagem MIG/MAG*. Soldagem & Inspeção, v. 17, p. 218-228, 2012. <https://doi.org/10.1590/S0104-92242012000300006>

UMEMORI, N. et al. *New Surfacing Material DHWTM: From Repair Welding to Additive Manufacturing in Die Casting Molds*. In: NADCA DIE CASTING CONGRESS & TABLETOP, 2016. Proceedings. [S.I.]: NADCA, 2016.

VISWANATHAN, U. K.; DEY, G. K.; SETHUMADHAVAN, V. J. M. S. *Effects of austenite reversion during overageing on the mechanical properties of 18 Ni (350) maraging steel*. Materials Science and Engineering: A, v. 398, n. 1-2, p. 367-372, 2005. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2005.03.074>

WANG, P. et al. *Effect of delta ferrite on impact properties of low carbon 13Cr–4Ni martensitic stainless steel*. Materials Science and Engineering: A, v. 527, n. 13-14, p. 3210-3216, 2010. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2010.01.085>

WANG, T. et al. *Microstructure and properties of die steel fabricated by WAAM using H13 wire*. Vacuum, v. 149, p. 185-189, 2018. <https://doi.org/10.1016/j.vacuum.2017.12.034>

XU, X. et al. *Microstructural evolution and mechanical properties of maraging steel produced by wire arc additive manufacture process*. Materials Characterization, v. 143, p. 152-162, 2018. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2017.12.002>

XU, X. et al. *Oxide accumulation effects on wire+ arc layer-by-layer additive manufacture process*. Journal of Materials Processing Technology, v. 252, p. 739-750, 2018. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2017.10.030>

XU, X. et al. *Preliminary investigation of building strategies of maraging steel bulk material using wire arc additive manufacture*. Journal of Materials Engineering and Performance, v. 28, p. 594-600, 2019. <https://doi.org/10.1007/s11665-018-3521-5>

YANG, G. et al. *Influence of shielding gas nitrogen content on the microstructure and mechanical properties of Cu-reinforced maraging steel fabricated by wire arc additive manufacturing*. Materials Science and Engineering: A, v. 832, p. 142463, 2022. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.142463>

YANG, L. et al. *Microstructure and mechanical properties of H13 steel block produced by wire arc additive manufacturing*. Materials Letters, v. 358, p. 135777, 2024. <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2023.135777>

YANG, X. et al. *Effect of cobalt-based coating microstructure on the thermal fatigue performance of AISI H13 hot work die steel*. Applied Surface Science, v. 521, p. 146360, 2020. <https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2020.146360>