

UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS
Escola de Engenharia
Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica

Cassio Emanuel Ribeiro Martins

**ANÁLISE MICROESTRUTURAL E PROPRIEDADES MECÂNICAS DE PRÉ-
FORMAS FABRICADAS COM CONSUMÍVEL AWS ER 308L POR MANUFATURA
ADITIVA COM VARIAÇÃO DO TEMPO DE INTERPASSES**

Belo Horizonte
2024

Cassio Emanuel Ribeiro Martins

**ANÁLISE MICROESTRUTURAL E PROPRIEDADES MECÂNICAS DE PRÉ-
FORMAS FABRICADAS COM CONSUMÍVEL AWS ER 308L POR MANUFATURA
ADITIVA COM VARIAÇÃO DO TEMPO DE INTERPASSES**

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Minas Gerais, como requisito parcial à obtenção do título de mestre em Engenharia Mecânica.

Orientador: Ariel Rodriguez Arias

Belo Horizonte

2024

M386a

Martins, Cassio Emanuel Ribeiro.

Análise microestrutural e propriedades mecânicas de pré-formas fabricadas com consumível AWS ER 308L por manufatura aditiva com variação do tempo de interpases [recurso eletrônico] / Cassio Emanuel Ribeiro Martins/ - 2024.

1 recurso online (77 f. : il., color.) : pdf.

Orientador: Ariel Rodriguez Arias.

Dissertação (mestrado) - Universidade Federal de Minas Gerais, Escola de Engenharia.

Apêndices: f. 68-77.

Inclui bibliografia.

Exigências do sistema: Adobe Acrobat Reader.

1. Engenharia mecânica - Teses. 2. Aço inoxidável - Teses. 3. Manufatura aditiva - Teses. 4. Soldagem subaquática - Teses. I. Rodríguez Arias, Ariel. II. Universidade Federal de Minas Gerais. Escola de Engenharia. III. Título.

CDU: 621(043)



UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS
ESCOLA DE ENGENHARIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

FOLHA DE APROVAÇÃO

ANÁLISE MICROESTRUTURAL E PROPRIEDADES MECÂNICAS DE PRÉ-FORMAS FABRICADAS COM CONSUMÍVEL AWS ER 308L POR MANUFATURA ADITIVA COM VARIAÇÃO DO TEMPO DE INTERPASSES

CÁSSIO EMANUEL RIBEIRO MARTINS

Dissertação submetida à Banca Examinadora designada pelo Colegiado do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Minas Gerais, constituída pelos Professores: Dr. Ariel Rodríguez Arias (Orientador - Departamento de Engenharia Mecânica/UFMG), Dr. Eduardo José Lima II (Departamento de Engenharia Mecânica/UFMG), e Drª. Hellen Cristine Prata de Oliveira (Pesquisadora/CIT Senai), como parte dos requisitos necessários à obtenção do título de **"Mestre em Engenharia Mecânica"**, na área de concentração de **"Engenharia de Manufatura e Materiais"**.

Dissertação aprovada no dia 07 de março de 2024.

Por:



Documento assinado eletronicamente por **Ariel Rodríguez Arias, Chefe de departamento**, em 13/03/2024, às 09:18, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 5º do [Decreto nº 10.543, de 13 de novembro de 2020](#).



Documento assinado eletronicamente por **Hellen Cristine Prata de Oliveira, Usuária Externa**, em 13/03/2024, às 19:38, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 5º do [Decreto nº 10.543, de 13 de novembro de 2020](#).



Documento assinado eletronicamente por **Eduardo Jose Lima II, Professor do Magistério Superior**, em 13/03/2024, às 20:32, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 5º do [Decreto nº 10.543, de 13 de novembro de 2020](#).



A autenticidade deste documento pode ser conferida no site https://sei.ufmg.br/sei/controlador_externo.php?acao=documento_conferir&id_orgao_acesso_externo=0, informando o código verificador **3087107** e o código CRC **726BEB2A**.

Dedico a minha família, esposa e amigos.

AGRADECIMENTOS

Agradeço a Deus por me dar a vida, saúde e força para prosseguir no crescimento da minha formação profissional e pessoal.

Agradeço à minha família, minha mãe Rosana, meu pai Wagner, meu irmão Bruno, por todos os momentos e ensinamentos que me formaram como pessoa. Me sinto privilegiado por ter uma família tão especial.

Agradeço a Luciana, minha esposa que esteve comigo durante toda essa jornada, com muito amor, carinho e apoio.

Ao meu orientador, o professor Ariel Arias pela orientação e ensinamentos.

Agradeço de maneira muito especial, a Hellen Prata, Nilo Nogueira e Fagner Coelho, por me auxiliarem no desenvolvimento desse trabalho e por dividirem comigo o grande conhecimento que possuem.

Ao CIT SENAI e as demais pessoas envolvidas no projeto CDT MADA, pela disponibilização da estrutura para realização dos ensaios e testes.

A UFMG pelo apoio técnico;

A CAPES pelo auxílio financeiro.

"Seja você quem for, seja qual for a posição social que você tenha na vida, a mais alta ou a mais baixa, tenha sempre como meta muita força, muita determinação e sempre faça tudo com muito amor e com muita fé em Deus, que um dia você chega lá. De alguma maneira você chega lá."

(Ayrton Senna)

RESUMO

A Manufatura Aditiva por Deposição a Arco (MADA) destaca-se entre as tecnologias de manufatura aditiva devido à sua alta taxa de deposição de material e custos de investimento mais acessíveis. Entretanto, peças produzidas por MADA frequentemente enfrentam desafios relacionados a um histórico térmico complexo, resultando no acúmulo excessivo de calor, o que afeta significativamente suas características microestruturais e mecânicas. Este estudo concentra-se na análise do intervalo de tempo entre passes de deposição e seu impacto nas propriedades de componentes fabricados pela MADA, utilizando consumível de aço inoxidável AWS ER 308L como material de deposição. Foram fabricadas duas pré-formas de simples camadas com diferentes intervalos de tempo entre passes (60 segundos e 300 segundos) sob condição de resfriamento livre. A influência desses intervalos foi avaliada por meio da caracterização da microestrutura, utilizando técnicas como microscopia ótica e MEV, além da análise das propriedades mecânicas, incluindo resistência à tração e microdureza. Os resultados revelaram que a pré-forma produzida por MADA apresentou uma microestrutura ferrítica-austenítica, com diferentes morfologias de ferrita ao longo das duas pré-formas depositadas. A microestrutura é predominante de austenítica com presença de ferrita delta, que aparecem nos limites das dendritas de austenita. Consequentemente, a pré-forma com maior tempo de resfriamento apresentou melhores resultados mecânicos e de microestrutura. Assim, conclui-se que utilizar o controle do tempo entre a deposição de camadas como forma de otimizar o resfriamento das pré-formas é uma estratégia viável para melhoria na qualidade dos componentes fabricados de aço inoxidável 308L pelo processo MADA.

Palavras-chave: manufatura aditiva; aço inoxidável 308L; microestrutura; propriedades mecânicas.

ABSTRACT

Wire Arc Additive Manufacturing (WAAM) stands out among additive manufacturing technologies due to its high material deposition rate and more affordable investment costs. However, parts produced by WAAM often face challenges related to a complex thermal history, resulting in excessive heat buildup, which significantly affects their microstructural and mechanical characteristics. This study focuses on analyzing the time interval between deposition passes and its impact on the properties of components manufactured by WAAM, using AWS ER 308L stainless steel consumable as the deposition material. Two single-layer preforms were manufactured with different time intervals between passes (60 seconds and 300 seconds) under free cooling conditions. The influence of these intervals was evaluated by characterizing the microstructure, using techniques such as optical microscopy and SEM, as well as analyzing the mechanical properties, including tensile strength and microhardness. The results revealed that the preform produced by WAAM had a ferritic-austenitic microstructure, with different ferrite morphologies along the two deposited preforms. The microstructure is predominantly austenitic with the presence of delta ferrite, which appears at the boundaries of the austenite dendrites. Consequently, the preform with the longer cooling time showed better mechanical and microstructure results. It can therefore be concluded that using control of the time between layer deposition as a way of optimizing the cooling of preforms is a viable strategy for improving the quality of components made from 308L stainless steel using the WAAM process.

Keywords: additive manufacturing; stainless 308L; microstructure; hardness; tensile

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1. Métodos de manufatura aditiva de materiais metálicos de acordo com o tipo de matéria-prima.....	20
Figura 2. Célula de Soldagem Utilizada para Manufatura Aditiva.	21
Figura 3. Comparação dos tempos de espera durante deposição de aço ER309LSi	24
Figura 4. Temperatura de interpasso em função do tempo de espera.....	24
Figura 5. Diagrama pseudo-binário Fe-Cr-Ni com 70% de Fe.	27
Figura 6. Diagrama de Schaeffler.....	29
Figura 7. Ferritas residuais nos contornos de grão com morfologias esqueléticas e planas	30
Figura 8. Micrografias da manufatura aditiva do aço inoxidável 308L.	31
Figura 9. Tipo de solidificação com o diagrama de fase pseudo-binário.	33
Figura 10. Representação da pré-forma depositada.....	37
Figura 11. Representação da retirada das amostras na pré-forma.	38
Figura 12. Localização dos pontos de indentação no ensaio de dureza.	40
Figura 13. Geometria das amostras de tração.....	41
Figura 14. Diagrama de Schaeffler com valores de C_{req} e N_{ieq} do aço inoxidável 308L.	42
Figura 15. Solidificação dos aços inoxidáveis austeníticos no diagrama pseudo-binário.	43
Figura 16. Micrografias da manufatura aditiva do 308L, pré-forma 60s a) região superior, b) região intermediária e c) região inferior. Aumento 100x	45
Figura 17. Micrografias da manufatura aditiva do 308L, pré-forma 300s a) região superior, b) região intermediária e c) região inferior. Aumento 100x	47
Figura 18. Micrografias por microscopia eletrônico de varredura, pré-forma 60s. Aumento 500x	49
Figura 19. Micrografias por microscopia eletrônico de varredura, pré-forma 300s. Aumento 500x	50
Figura 20. Dureza média total das pré-formas.	53
Figura 21. Comparação das durezas medidas ao longo das pré-formas.....	54
Figura 22. Variação de temperatura no substrato $t=60s$	55
Figura 23. Variação de temperatura no substrato $t=300s$	55

Figura 24. Gráfico dos valores médios de limite de resistência, escoamento e alongamento para o aço inoxidável 308L produzido por processo MADA..... 56

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Valores encontrados na literatura de resistência mecânica para o aço inoxidável 308L produzido convencionalmente e por MADA	32
Tabela 2 – Modo de solidificação e influência da relação Creq/Nieq na solidificação dos aços inoxidáveis.....	35
Tabela 3 - Composição química do arame ER 308L.....	36
Tabela 4 – Parâmetros de soldagem do processo	37
Tabela 5 - Análise EDS da pré-forma em aço inoxidável 308L para 60s	50
Tabela 6 - Análise EDS da pré-forma em aço inoxidável 308L para 300s	51
Tabela 7 - Valores de dureza Vickers medidos	52
Tabela 8 - Valores de limite de resistência, escoamento e deformação para o aço inoxidável 308L produzido por processo MADA.	57

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

AISI	<i>American Iron and Steel Institute</i>
A	Austenita
AF	Austenita-Ferrita
ASTM	<i>American Society for Testing and Materials</i>
AWS	<i>American Welding Society</i>
BJT	<i>Binder Jetting</i>
DBCP	Distância entre Bico de Contato e Peça
C	Carbono
CCC	Cúbica de Corpo Centrada
CFC	Cúbica de Face Centrada
CP	Corpo de prova
Cr	Cromo
Creq	Cromo Equivalente
Cu	Cobre
DED	<i>Directed Energy Deposition</i>
F	Ferrita
FA	Ferrita-Austenita
Fe	Ferro
GMAW	<i>Gas Metal Arc Welding</i>
GTAW	<i>Gas Tungsten Arc Welding</i>
HV	Dureza <i>Vickers</i>
LE	Limite de Escoamento
LR	Limite de Resistência a Tração
M	Martensita
MA	Manufatura Aditiva
MADA	Manufatura Aditiva por Deposição a Arco
MAG	<i>Metal Active Gas</i>
MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura
MEX	<i>Material Extrusion</i>
MJT	<i>Material Jetting</i>
MIG	<i>Metal Inert Gas</i>
Mn	Manganês

Mo	Molibdênio
MO	Microscopia óptica
N	Nitrogênio
Nb	Nióbio
Ni	Níquel
Nieq	Níquel Equivalente
PBF	<i>Powder Bed Fusion</i>
SHL	<i>Sheet Lamination</i>
TIG	<i>Tungsten Inert Gas</i>
VPP	<i>Vat Photopolymerization</i>
ZTA	Zona Termicamente Afetada
WAAM	<i>Wire Arc Additive Manufacturing</i>
Si	Silício
Ti	Titânio
γ	Austenita
δ	Ferrita Delta
ε	Deformação

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO.....	16
1.1 Objetivo geral.....	17
1.2 Objetivos específicos.....	17
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	18
2.1 Manufatura aditiva.....	18
2.1.1 Manufatura aditiva por deposição a arco elétrico (MADA).....	20
2.1.2 Efeitos do acúmulo de calor no processo MADA.....	22
2.1.3 Gerenciamento térmico no processo MADA.....	23
2.2 Aços inoxidáveis.....	25
2.2.1 Aços inoxidáveis austeníticos.....	26
2.2.2 Microestrutura.....	29
2.2.3 Propriedades mecânicas.....	32
2.2.4 Solidificação de aços inoxidáveis.....	32
3 MATERIAIS E MÉTODOS.....	35
3.1 Materiais empregados.....	35
3.2 Produção das pré-formas por mada.....	36
3.3 Retirada dos corpos de prova.....	38
3.4 Caracterização estrutural.....	38
3.4.1 Preparação metalográfica.....	38
3.4.2 Microscopia ótica.....	39
3.4.3 Microscopia eletrônica de varredura (mev) com espectroscopia de energia dispersiva (eds).....	39
3.5 Propriedades mecânicas.....	39
3.5.1 Ensaio dureza vickers.....	39
3.5.2 Ensaio de tração.....	40
4 RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	41
4.1 Modo de solidificação.....	41
4.2 Análise microestrutural por microscópio ótico.....	44

4.3 Microscopia eletrônica de varredura (mev)/ espectroscopia de dispersão de energia (eds)	48
4.4 Análise da dureza vickers	52
4.5 Ensaio de tração	56
5 CONCLUSÕES	60
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	61
APÊNDICE A - Composição química de arames conforme a AWS A5.9-93	68
APÊNDICE B – Corrente, Tensão e Velocidade de Alimentação das pré-formas	69
APÊNDICE C – Imagem termográfica após a 10ª camada de deposição. (Sentido de deposição da esquerda para direita)	75
APÊNDICE D – Diferença de temperatura entre pré-forma e substrato	76
APÊNDICE E – Variação da microdureza (HV)	77

1 – INTRODUÇÃO

A busca pela redução de custos nos processos de fabricação é um dos desafios primordiais enfrentados pelas indústrias contemporâneas. Para enfrentar essa questão, é importante o desenvolvimento de procedimentos inovadores e mais eficazes. A tecnologia de Manufatura Aditiva (MA) destaca-se como uma abordagem exclusiva que viabiliza a produção direta de componentes complexos ou personalizados a partir do projeto, eliminando a necessidade de ferramentas dispendiosas, como matrizes, punções ou moldes de fundição. Adicionalmente, esse recurso reduz substancialmente o número de etapas em comparação com os processos convencionais (DEBROY, 2018).

A manufatura aditiva (MA) é um processo que se baseia na adição progressiva de material em camadas para a formação de uma peça. Cada camada representa uma seção transversal fina de um modelo tridimensional gerado por computador. Reconhecida por sua capacidade de revolucionar os processos produtivos, a MA tem o potencial de transformar as estratégias de produção vigentes. Com o contínuo aprimoramento do processo e a fabricação de peças com maior precisão dimensional e acabamento superior, a tendência é que essa técnica se integre cada vez mais aos processos produtivos (DING, 2015; FERRARESI, 2018).

Para a manufatura aditiva por deposição a arco (MADA), são essenciais elementos como uma fonte de calor (arco elétrico), um sistema de movimentação (robô) e material de adição (arame) para a fabricação do componente. De modo geral, a aplicação da MA é apropriada para componentes de médio a grande porte, caracterizados por geometrias de baixa a média complexidade. Adicionalmente, essa técnica pode ser empregada na restauração de componentes desgastados ou fraturados, oferecendo diversas opções para a combinação de metal de adição, metal base, modo de transferência do metal, tratamentos térmicos, entre outros.

Assegurar as propriedades mecânicas das estruturas é crucial para viabilizar a manufatura aditiva em escala industrial. Langelandsvik (2020), afirma que essa viabilidade traria benefícios econômicos e ambientais, como a redução de tempo e de matéria-prima necessária para fabricar uma peça. Além disso, o número de operações e, conseqüentemente, a energia utilizada seriam drasticamente reduzidos. Isso permitiria a produção de estruturas mais complexas, tornando o processo MADA mais competitivo. Arana (2022) destaca que o custo de manufatura de uma peça pelo processo MADA pode ser reduzido de 7% a 69% em comparação com a usinagem convencional.

De acordo com Ornek (2018), há mais perguntas do que respostas sobre os materiais gerados por MA. O controle da microestrutura final desses materiais é um desafio, sendo que, segundo o autor, ela varia em qualquer ponto e em todas as direções. Isso demanda pesquisas adicionais para a caracterização da microestrutura. O autor destaca que, nas investigações do processo de MADA, o enfoque tem sido majoritariamente nos parâmetros e metodologias de produção, como a deposição de estruturas multicamadas e o planejamento do caminho da ferramenta. Assim, há uma atenção limitada às propriedades críticas determinadas no final do processo de impressão do componente.

O eficaz controle do acúmulo de calor na pré-forma depositada não apenas influencia a microestrutura, mas também desempenha um papel fundamental na prevenção de defeitos, como poros e trincas, que podem comprometer a integridade da peça fabricada. Portanto, este estudo visa avaliar se ao aplicar as condições de tempo de espera durante a deposição das camadas, será possível obter melhores propriedades mecânicas e metalográficas na pré-forma final.

1.1 OBJETIVO GERAL

Analisar os impactos na microestrutura e nas propriedades mecânicas de pré-formas produzidas por manufatura aditiva por deposição a arco, usando o consumível de aço inoxidável 308L, tendo como parâmetro variável o tempo entre os interpasses, visando a minimização do acúmulo de calor durante o processo.

1.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS

- Estabelecer parâmetros de soldagem tais como: corrente, velocidade de deslocamento, velocidade alimentação de arame, entre outros;
- Analisar o comportamento microestrutural (micrografia e MEV) e mecanicamente (dureza e tração) nas duas condições de tempo de espera nos interpasses das pré-formas fabricadas por manufatura aditiva;
- Analisar composição química do arame depositado e prever o modo de solidificação com base nessa variável.

2 – REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 MANUFATURA ADITIVA

A Manufatura Aditiva (MA) está ganhando espaço e se disseminando amplamente, sendo empregada em diversos tipos de materiais (polímeros, cerâmicas e metais) e em vários setores industriais (aeronáutico, aeroespacial, automotivo, médico etc.). Essa tecnologia possibilita a criação de peças complexas, com baixa densidade e excelentes propriedades mecânicas. Além de sua aplicação na produção de novos produtos, a MA também se destaca no reparo de componentes metálicos, contribuindo, em ambos os casos, para a redução do tempo de processamento e dos custos associados à fabricação (CHEN et al., 2018).

Huang (2015) destaca que a tecnologia tem conquistado notoriedade nos processos de fabricação devido à sua excepcional versatilidade na construção de geometrias complexas, em contraste, por exemplo, com a manufatura subtrativa amplamente utilizada em processos como torneamento e fresamento.

Bandyopadhyay (2019) cita o rápido crescimento e integração na indústria. Essa técnica é distinguida pela deposição sucessiva de camadas, construindo estruturas em um plano. Isso resulta na produção de protótipos ou peças de alta complexidade geométrica e qualidade, fabricadas a partir de diversos materiais e designs, com o auxílio de modelos computacionais estruturais.

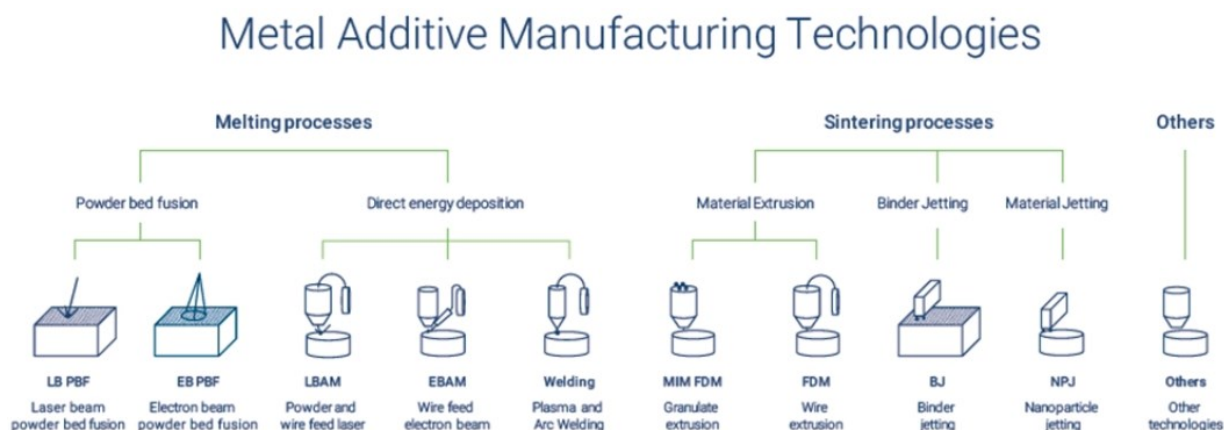
Alberti (2015) e Chen (2015) descreveram as principais vantagens das técnicas de Manufatura Aditiva (MA), que incluem a flexibilidade na utilização de diversos materiais, a minimização de resíduos durante o processo de fabricação, a capacidade de otimizar geometrias e criar componentes leves, resultando em uma redução do consumo de material e energia na produção, e, conseqüentemente, a diminuição dos custos de transporte na cadeia de suprimentos.

A tecnologia da Manufatura Aditiva, em seu estágio inicial, destacou-se pelo desenvolvimento em torno de materiais poliméricos, ceras e laminados de papel, assim como em materiais disponíveis e utilizados em outros processos de fabricação, como metais, cerâmicas e compósitos. A escolha do material para a Manufatura Aditiva está intimamente relacionada ao tipo de processo a ser empregado, à fonte de energia utilizada e à aplicação final do produto (DEBROY, 2018).

Conforme a ASTM F2792 (2013), os processos de Manufatura Aditiva em materiais metálicos são agrupados em sete categorias distintas: *binder jetting (BJT)*, *directed energy deposition (DED)*, *material extrusion (MEX)*, *material jetting (MJT)*, *powder bed fusion (PBF)*, *sheet lamination (SHL)* e *vat photopolymerization (VPP)*. Uma classificação mais detalhada, considerando a forma do metal e as fontes de calor, é apresentada na Figura 1, indicando também que alguns processos requerem sinterização para alcançar propriedades mecânicas desejadas na manufatura aditiva metálica, que usualmente emprega pó metálico ou arames como matérias-primas.

Processos que incorporam arames são classificados como métodos de Deposição Direta de Energia (DED), nos quais a fusão ocorre durante o depósito do material. Enquanto no DED a energia é empregada para fundir o material simultaneamente ao depósito, no PBF o material é depositado inicialmente e fundido seletivamente pela fonte de calor, resultando em excesso de matéria-prima. A escolha de arames assegura uma eficiência no uso do material de até 100%, tornando o método mais sustentável e seguro para os operadores, evitando a exposição ao ambiente com pó metálico, prejudicial à saúde. Embora o PBF destaque-se pela precisão dimensional, frequentemente dispensando tratamento superficial subsequente, ele perde em termos de tempo de produção e volume da peça em relação ao DED (DEBROY, 2018; DING, 2015).

Figura 1. Métodos de manufatura aditiva de materiais metálicos de acordo com o tipo de matéria-prima.



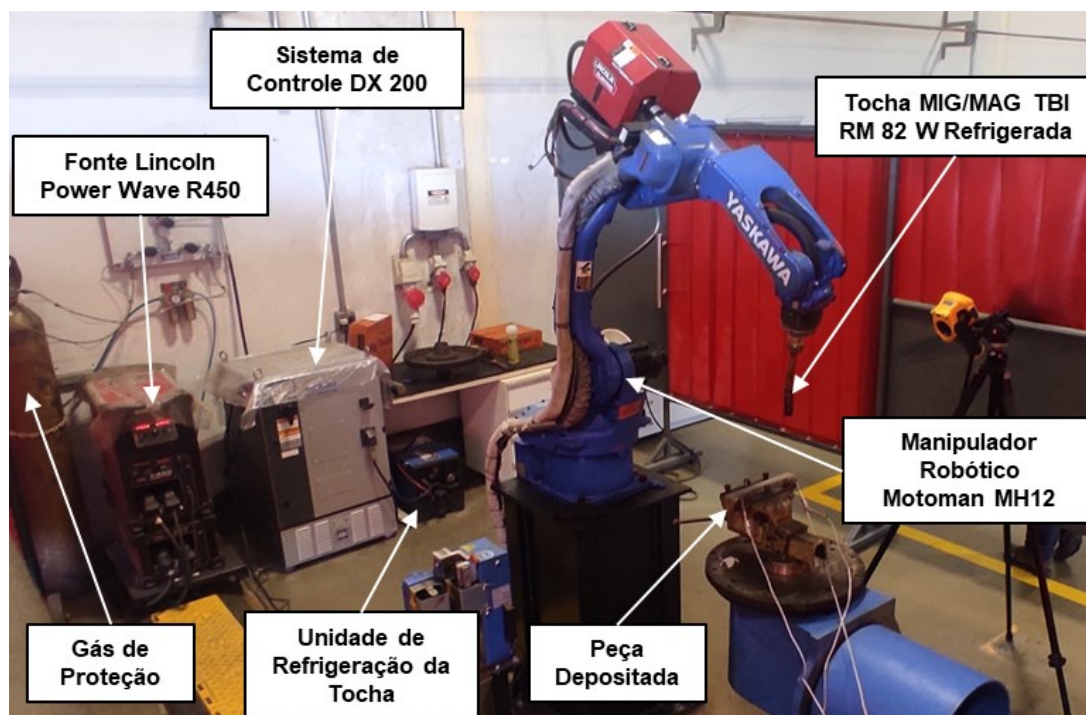
Fonte: Adaptado de AMPOWER (2022).

A aplicação de arames metálicos como matéria-prima nos processos de manufatura aditiva possibilitou a produção mais rápida de peças de maiores dimensões e com complexidade moderada em comparação com os métodos que utilizam pó metálico, graças à sua maior taxa de deposição de material. (DING, 2015).

2.1.1 MANUFATURA ADITIVA POR DEPOSIÇÃO A ARCO ELÉTRICO (MADA)

A Manufatura Aditiva por deposição a Arco Elétrico faz uso de equipamentos de soldagem convencionais prontos para uso, incluindo fontes de energia para soldagem, tochas e sistemas de alimentação de arame metálico. O movimento é facilitado por sistemas robóticos ou pórticos controlados por computador (Figura 2). As taxas de deposição na Manufatura Aditiva por deposição a Arco atingem níveis suficientemente elevados para permitir a fabricação em larga escala de peças (WILLIAMS, 2016). Processos que são baseados em arco elétrico apresentam uma eficiência próxima de 50 a 130 g/mim (COELHO, 2021).

Figura 2. Célula de Soldagem Utilizada para Manufatura Aditiva.



Fonte: CIT SENAI.

Alberti (2014) afirma que os processos de arco elétrico oferecem ampla versatilidade, abrangendo uma variedade de materiais, como ligas de ferro, alumínio, níquel e titânio, e possibilitando o processamento de componentes volumosos com alta velocidade de deposição.

Oliveira (2019) e Singh (2020) relatam que a Manufatura Aditiva por Deposição a Arco destaca-se como a técnica que proporciona a melhor fusão das camadas dentro das peças, facilitando a produção de elementos de grande geometria com menos complexidade em um intervalo de tempo menor. Uma vantagem significativa desse processo é o controle da estrutura granular da peça, assegurando alta qualidade para peças funcionais.

Ron (2019), relata que a capacidade de utilizar equipamentos já empregados nos processos de soldagem é um dos principais atrativos dessa técnica, podendo resultar em uma redução de quase 80% nos custos de produção em termos de matéria-prima e consumo de energia, em comparação a outras técnicas de manufatura aditiva.

O método de soldagem mais utilizado na Manufatura Aditiva por Deposição a Arco é o GMAW (*Gas Metal Arc Welding*), também conhecido como MIG/MAG, devido sua versatilidade e vantagens específicas como taxa de deposição, baixo custo, operação simples e fácil automação. Embora os processos TIG (*Tungsten Inert Gas*) e PAW (*Plasma Arc Welding*)

permitam um controle mais preciso do calor de entrada, eles enfrentam limitações devido à alimentação unidirecional do metal de adição, exigindo rotação da tocha/peça e complicando a programação do sistema de movimentação (WILLIAMS, 2016; WANG, 2016).

Conforme Scotti (2014), o processo MIG/MAG é baseado em uma fonte de calor elétrico entre um arame consumível e a peça a ser soldada. A proteção da região da solda é efetuada por uma atmosfera protetora de gás inerte (MIG - *Metal Inert Gas*), ativo ou uma mistura entre eles (MAG - *Metal Active Gas*). As vantagens principais do processo MIG/MAG incluem uma taxa de fusão do arame relativamente elevada, a flexibilidade para variar o modo de transferência metálica, permitindo a soldagem em diversas posições. Contudo, algumas dificuldades estão associadas a esse processo, como a emissão significativa de calor e luz, e a necessidade de conhecimento para regular os parâmetros de soldagem.

2.1.2 EFEITOS DO ACÚMULO DE CALOR NO PROCESSO MADA

Na manufatura aditiva baseada em processos GMAW, dependendo do modo de transferência utilizado pode haver uma alta transferência de energia para a peça, isso apresenta um grande desafio do acúmulo de calor, levando a problemas como o crescimento progressivo da poça de fusão, fusão excessiva das camadas inferiores e elevação da temperatura de interpasse. Esse problema surge devido ao modo preferencial de resfriamento da poça de fusão, que ocorre por condução de calor em direção ao substrato. Aumentar o número de camadas depositadas reduz a magnitude do fluxo de calor conduzido, resultando no acúmulo de calor. As consequências dessa condição incluem propriedades não homogêneas do material na direção vertical depositada, colapso estrutural da peça e alteração na largura e geometria do cordão (WU, 2017; GE, 2018; XIONG, 2018).

As propriedades únicas da manufatura aditiva induzem diferentes regiões da peça em construção a experienciarem ciclos repetitivos de aquecimento e resfriamento, impactando a estrutura e as propriedades locais do material. Dessa forma, este processo, equiparado à soldagem, incorpora uma fonte de calor móvel e a formação de uma zona de fusão com recirculação de metal líquido. Consequentemente, as relações entre o processo, a estrutura e as propriedades de uma liga depositada por MA compartilham semelhanças com as características de estruturas de soldas multipasse (DEBROY, 2018).

De acordo com Silva (2019), o acúmulo de calor é atribuído à dissipação insuficiente de calor, resultando em um balanço energético positivo, onde a entrada de calor supera a saída.

Wu (2018), complementa que ao longo da deposição, uma quantidade crescente de calor é dissipada na atmosfera adjacente por convecção e radiação, à medida que uma pré-forma é construída. Contudo, esses meios de transferência de calor são menos eficazes em comparação com a condução direta para o substrato, levando a uma dissipação mais lenta e, consequentemente, ao acúmulo de calor.

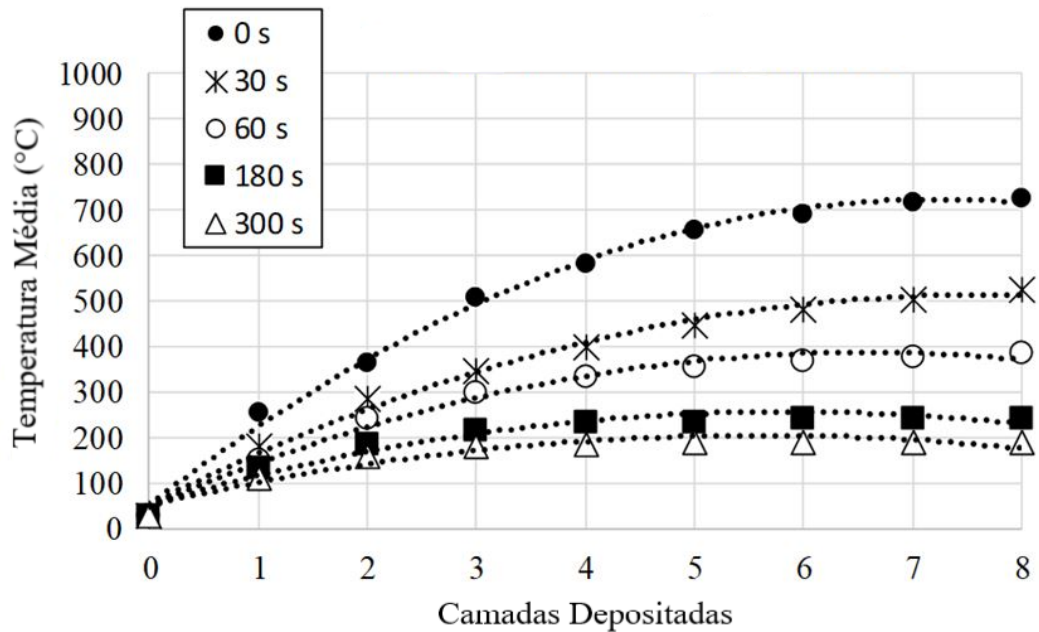
Para além das perdas na qualidade geométrica e superficial, um grande desafio causado pelo considerável aporte térmico envolvido é a formação de tensões residuais. As microestruturas finais são reflexo de todo o histórico de temperatura durante a deposição, e o surgimento de tensões residuais pode ter impactos adversos nas propriedades mecânicas do componente, tais como o limite de resistência à tração, ductilidade, dureza, entre outras.

A estratégia mais adotada para evitar o acúmulo de calor é a introdução de tempos de espera, conhecidos como "*idle time*", o resfriamento natural, implementada por meio de períodos de inatividade entre camadas, é uma maneira eficaz de diminuir o gradiente de temperatura nas peças depositadas (MONTEVECCHI, 2018).

2.1.3 GERENCIAMENTO TÉRMICO NO PROCESSO MADA

Em um estudo conduzido por Rocha (2020), foi analisado o efeito do tempo de espera, variando de 0 a 300 segundos, na construção de pré-formas compostas por oito camadas de aço inoxidável 309LSi. Na Figura 3, observam-se os resultados positivos registrados por meio de uma câmera térmica posicionada centralmente à frente da pré-forma. O autor destaca que esses resultados são replicáveis com diferentes parâmetros de processo, especialmente variando o tempo ocioso entre camadas. Desse modo, essa abordagem de controle térmico desempenha o papel de um controlador para os aspectos dimensionais da camada e para os resultados microestruturais.

Figura 3. Comparação dos tempos de espera durante deposição de aço ER309LSi

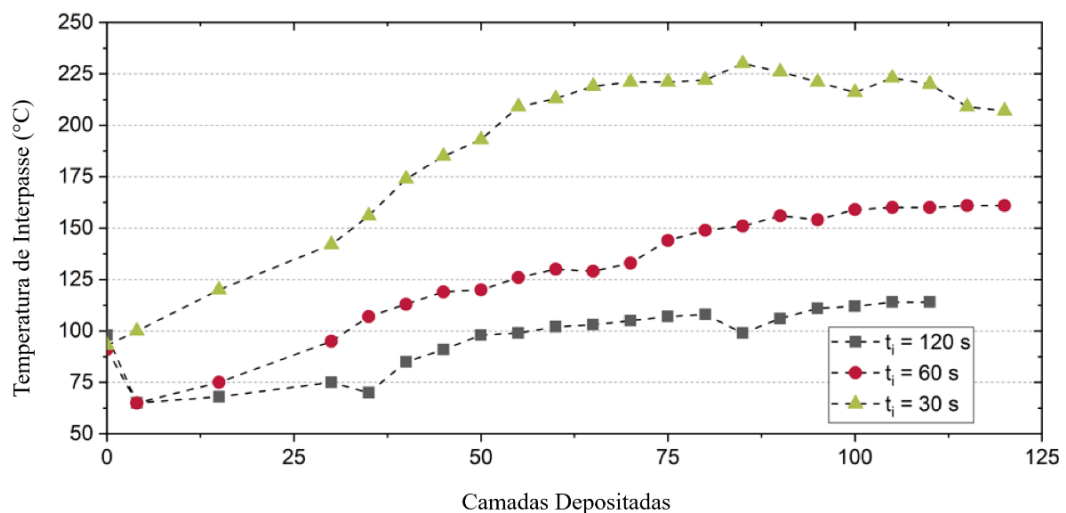


Fonte: Adaptada de Rocha (2020).

Em sua análise no processo MADA, Köhler (2020), incorporou a técnica de espera entre passes e monitorou as temperaturas na região central das camadas superiores usando um pirômetro infravermelho. A Figura 4 destaca a discrepância entre os resultados obtidos.

Em relação à MADA utilizando aço carbono, Yang (2017) constatou que um tempo de espera superior a 5 minutos exerce pouco impacto nos resultados de qualidade superficial e no gradiente de temperatura.

Figura 4. Temperatura de interpasse em função do tempo de espera



Fonte: Adaptada de Köhler (2020).

2.2 AÇOS INOXIDÁVEIS

Os aços inoxidáveis são ligas de aço que contêm pelo menos 11% de cromo. Este alto teor de cromo permite a formação de uma fina camada de óxido de cromo na superfície do aço devido à sua afinidade com o oxigênio, o óxido formado age como uma camada passiva atuando como uma barreira protetora contra a corrosão em muitos ambientes. Além de sua resistência à corrosão, os aços inoxidáveis apresentam características como excelente conformabilidade, alta tenacidade em temperaturas ambiente e criogênicas, além de boa resistência à oxidação e fluência em temperaturas elevadas (CALLISTER, 2000; ASKELAND, 2010). Outros elementos, como molibdênio, silício, nióbio e alumínio, são frequentemente encontrados como formadores de ferrita, aumentando a extensão da região ferrítica. Por outro lado, elementos como níquel, carbono, nitrogênio e cobre atuam como promotores da formação de austenita. Destaca-se a adição de nitrogênio em algumas ligas, visando melhorar a resistência, principalmente em condições de temperatura ambiente e criogênicas. (ASKELAND, 2010)

Os aços inoxidáveis são classificados de acordo com sua composição química separados em cinco tipos:

a) Aços Inoxidáveis Martensíticos

Podem ser tratados termicamente, destacando-se pela presença predominante de martensita e teor de cromo entre 11,5% e 18%. Exibem magnetismo, boa tenacidade, maleabilidade e grande resistência à corrosão (CALLISTER, 2000; LIPPOLD, 2005).

b) Aços Inoxidáveis Ferríticos

Contêm principalmente cromo na faixa de 14% a 27%, com baixo teor de carbono. Apresentam estrutura cristalina cúbica de corpo centrado (CCC), boa resistência mecânica, resistência à corrosão e são magnéticos em temperatura ambiente até a temperatura de Curie (750°C) (CALLISTER, 2000; LIPPOLD, 2005).

c) Aços Inoxidáveis Austeníticos.

Incluem aços ao cromo-níquel e ao cromo-níquel-manganês, conhecidos como 18-8. Caracterizam-se pela estrutura cristalina cúbica de face centrada (CFC), oferecendo excelente ductilidade, resistência ao impacto em baixas temperaturas, boa conformação mecânica, resistência à corrosão, resistência a altas temperaturas e endurecimento por solução sólida (CALLISTER, 2000; LIPPOLD, 2005).

d) Aços Inoxidáveis Dúplex

São combinações de duas fases, geralmente 50% de ferrita e 50% de austenita. São obtidos por controle adequado na composição e tratamento térmico para aplicações específicas de resistência à corrosão, conformação mecânica e soldabilidade (CALLISTER, 2000).

e) Aços Inoxidáveis Endurecidos por Precipitação

São aços que contêm Al, Nb, Ta e adquirem propriedades por meio de tratamento térmico de precipitação, apresentando alta resistência mecânica, mesmo com baixos teores de carbono (CALLISTER, 2000).

2.2.1 AÇOS INOXIDÁVEIS AUSTENÍTICOS

A estrutura cristalina CFC define os aços inoxidáveis austeníticos, os quais são formados pela incorporação de elementos austenitizadores, como níquel, manganês e nitrogênio. Esses aços são conhecidos por apresentarem notável resistência à corrosão, alta tenacidade, boa soldabilidade e propriedades criogênicas excepcionais (TOMA, 2012).

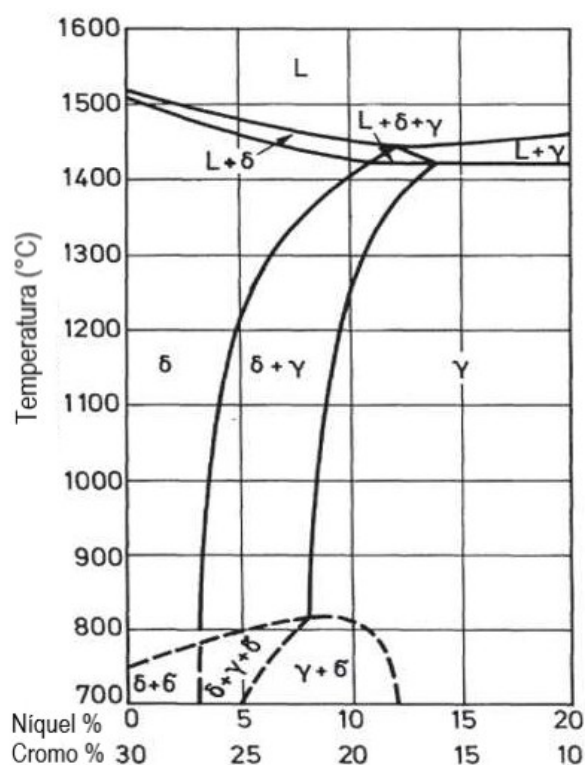
Nos aços inoxidáveis austeníticos da série AISI 300, que são os mais prevalentes nesse grupo, os teores típicos situam-se entre 16-25% de cromo e 8-20% de níquel. É possível incorporar elementos de liga, como até 1% de silício para desoxidação, carbono entre 0,02-0,08% para estabilizar a austenita, e cerca de 1,5% de manganês, atuando como estabilizador de austenita e formador de compostos de enxofre e sílica. A inclusão de molibdênio, ou molibdênio combinado com nitrogênio, resulta em um aumento significativo na resistência à corrosão por pite e corrosão por frestas (BROOKS, 1993).

Nos aços inoxidáveis austeníticos, a fase de equilíbrio é representada pela austenita (γ), com a possibilidade de formação de outras fases dependendo da composição química e temperatura. Utilizando o diagrama de fase pseudo-binário do Fe-Cr-Ni (Figura 5), que prevê as fases em condições de equilíbrio, observa-se que, após o resfriamento, podem surgir três microestruturas básicas: totalmente ferrítica, totalmente austenítica ou bifásica (austenítica e ferrítica). O níquel desempenha um papel fundamental, ampliando o campo austenítico e favorecendo a formação dos aços inoxidáveis austeníticos. Maiores concentrações de Ni resultam em uma microestrutura predominantemente austenítica, enquanto teores mais elevados de Cr tendem a gerar uma estrutura ferrítica. (SOUZA, 2022)

Conforme Lippold (2005), a utilização do diagrama de fase, assim como de outros diagramas de fase, é eficaz apenas em condições de equilíbrio, caracterizadas por taxas lentas de aquecimento e resfriamento. Em processos que envolvem rápidas mudanças de temperatura,

como a soldagem, as condições de não equilíbrio podem prevalecer, levando à presença significativa de outras fases. Souza (2022) destaca que, nos aços inoxidáveis austeníticos, há a possibilidade de formação de uma fração de ferrita além da matriz austenítica, sendo isso influenciado pelas condições específicas de fabricação.

Figura 5. Diagrama pseudo-binário Fe-Cr-Ni com 70% de Fe.



Fonte: Adaptado de SOUZA, 2022.

A ferrita (δ) em aços austeníticos, é caracterizada por sua riqueza em cromo e escassez de elementos estabilizadores de austenita., essa fase possui uma estrutura cúbica de corpo centrado (CCC), semelhante à ferrita (α), diferenciando-se pelo mecanismo de formação. A formação da fase δ ocorre principalmente pela precipitação primária do metal fundido, como observado em processos de soldagem, enquanto a fase α resulta da precipitação secundária da austenita a temperaturas inferiores a 911°C (SOUZA, 2022). Autores como DeLong (1974), Olson (1985) destacam a importância da presença da ferrita para reduzir trincas a quente, mitigar segregação e evitar a formação de fases eutéticas de baixo ponto de fusão. Chen (2018) apontam que em aços soldados e fundidos, a ferrita (δ) pode contribuir para melhorar o desempenho em aplicações de alta resistência.

A quantidade de ferrita (δ) pode ser estimada com o auxílio de diagramas constitucionais, como o de Schaeffler (Figura 6), que desempenha um papel crucial no estudo

da soldagem de aços inoxidáveis. Originalmente desenvolvido para prever o teor de ferrita no metal depositado em processos de soldagem, o diagrama de Schaeffler é amplamente utilizado para fornecer uma estimativa das fases presentes em metais conformados. Para a aplicação deste diagrama, os elementos de liga são categorizados em dois grupos - estabilizadores de ferrita e estabilizadores de austenita. Schaeffler propôs uma fórmula que expressa os elementos de cada grupo como um teor equivalente de cromo (ferritizantes) e um teor equivalente de níquel (austenitizantes), conforme apresentado nas Equações (1) e (2) (PADILHA, 2002; MORAIS, 2010).

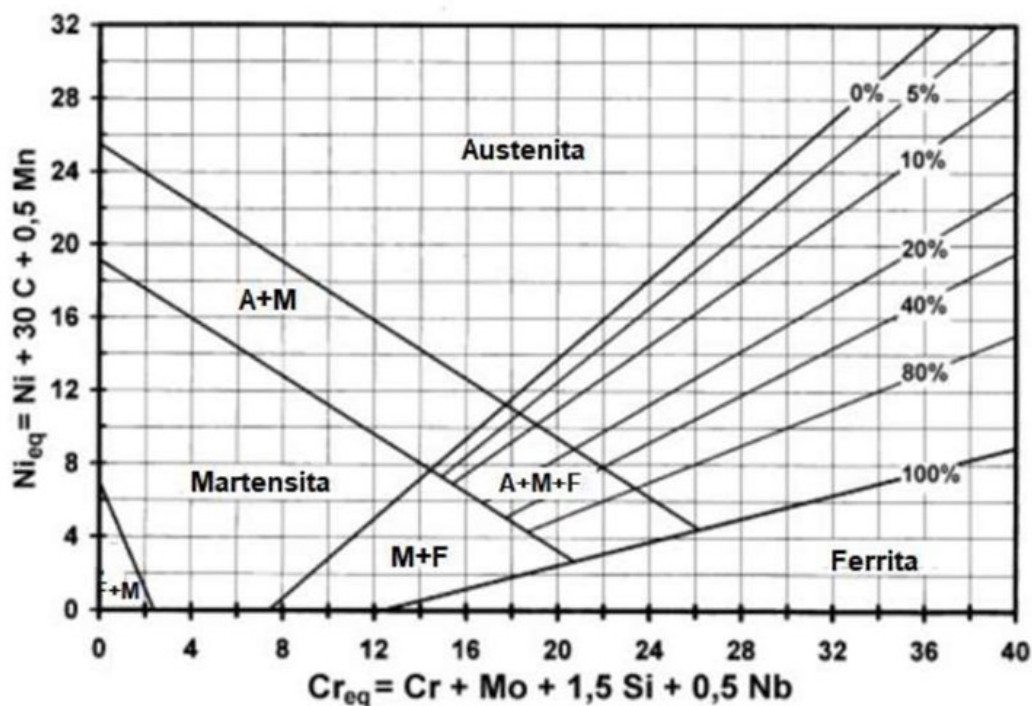
A partir deste diagrama, é possível identificar três regiões distintas onde a microestrutura da zona fundida consiste em uma única fase: austenita, martensita ou ferrita. Além disso, são observadas formações bifásicas, como austenita-martensita (A+M) ou martensita-ferrita (M+F), e até mesmo uma composição ternária, envolvendo as três fases (austenita-martensita-ferrita - A+M+F). A análise da microestrutura da zona fundida é conduzida por meio do cálculo dos equivalentes de cromo (Cr_{eq}) e níquel (Ni_{eq}) da solda. A quantidade de ferrita delta (%) presente no aço austenítico pode ser prevista utilizando a Equação (3) e os valores de cromo equivalente e níquel equivalente (GUILHERME, 2016, e LIBERATO, 2017).

$$Cr_{eq} = Cr + Mo + 1,5Si + 0,5Nb \quad (1)$$

$$Ni_{eq} = Ni + 30C + 0,5Mn \quad (2)$$

$$\%Ferrita = 3(Cr_{eq} - 0,93Ni_{eq} - 6,7) \quad (3)$$

Figura 6. Diagrama de Schaeffler



Fonte: LIBERATO, 2017

2.2.2 MICROESTRUTURA

Debroy (2018), explica que a sobreposição sucessiva de camadas com composição química única propicia o crescimento epitaxial dos grãos. Isso implica que os grãos herdam a orientação cristalográfica dos grãos formados na camada anterior. Esse crescimento ocorre preferencialmente na direção do fluxo de calor. As estruturas resultantes, colunares e equiaxiais, são comumente observadas em componentes fabricados por manufatura aditiva após o processo de solidificação, sendo sua formação influenciada pelo gradiente de temperatura e pela taxa de solidificação.

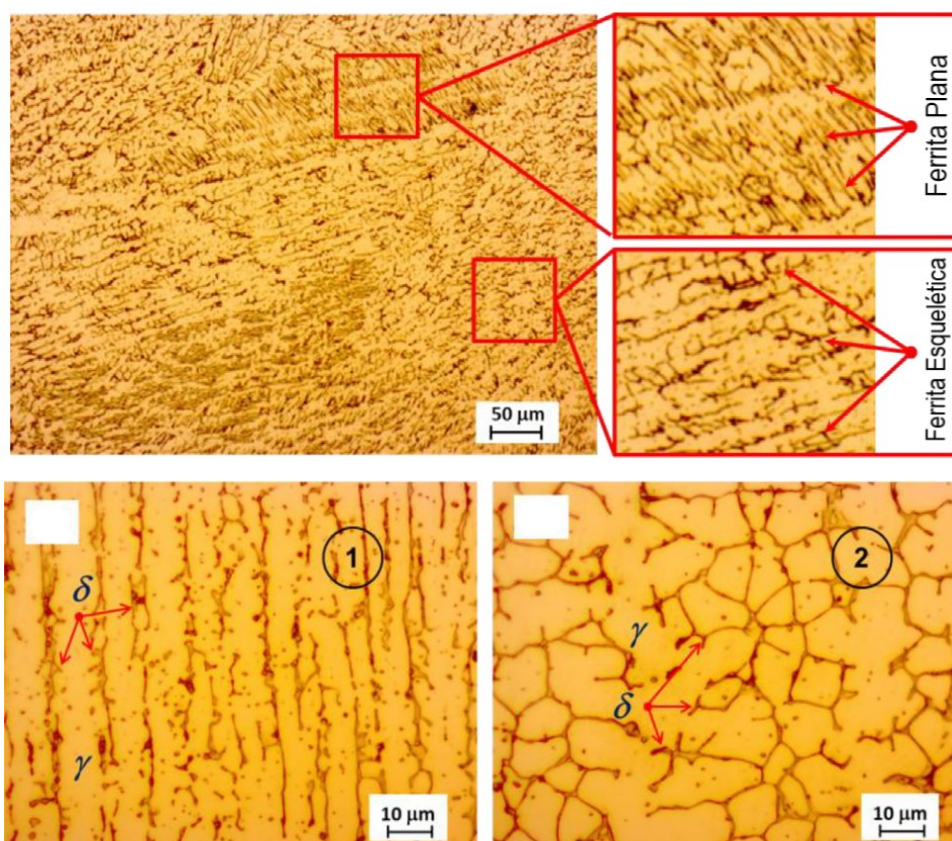
Rodrigues (2019) e Sander (2021) destacam a influência da sobreposição de camadas na criação de zonas de transição microestrutural. A formação de cada nova camada implica a reaquecimento da região imediatamente superior à camada anterior, que estava previamente fundida e em processo de resfriamento. Essa dinâmica resulta em alterações microestruturais, especialmente na região mais próxima à nova camada em formação. Assim, as áreas mais distantes da zona de fusão apresentam uma taxa de resfriamento distinta em relação às áreas mais próximas, originando microestruturas diversas.

DebRoy (2018) e Michla (2021), avaliaram que as propriedades inerentes à manufatura

aditiva tornam a formação da ferrita praticamente inevitável na maioria dos aços inoxidáveis austeníticos da série 300. A morfologia e a concentração dessa fase, contudo, variam, sendo influenciadas não apenas pela relação C_{req}/Ni_{eq} , mas também pela técnica específica de manufatura aditiva empregada, juntamente com os parâmetros do processo e o modo de resfriamento.

No estudo conduzido por Mai (2021), utilizando manufatura aditiva pelo processo GMAW com aço inoxidável 308L, revela que a ferrita (δ) surge a partir da fase líquida, manifestando-se como fase primária. Posteriormente, devido ao resfriamento rápido, as fases austeníticas (γ) se desenvolvem, substituindo gradualmente a ferrita primária. Ferritas residuais são então observadas nos contornos de grãos da austenita, apresentando morfologias esqueléticas e planas (Fig.7).

Figura 7. Ferritas residuais nos contornos de grão com morfologias esqueléticas e planas

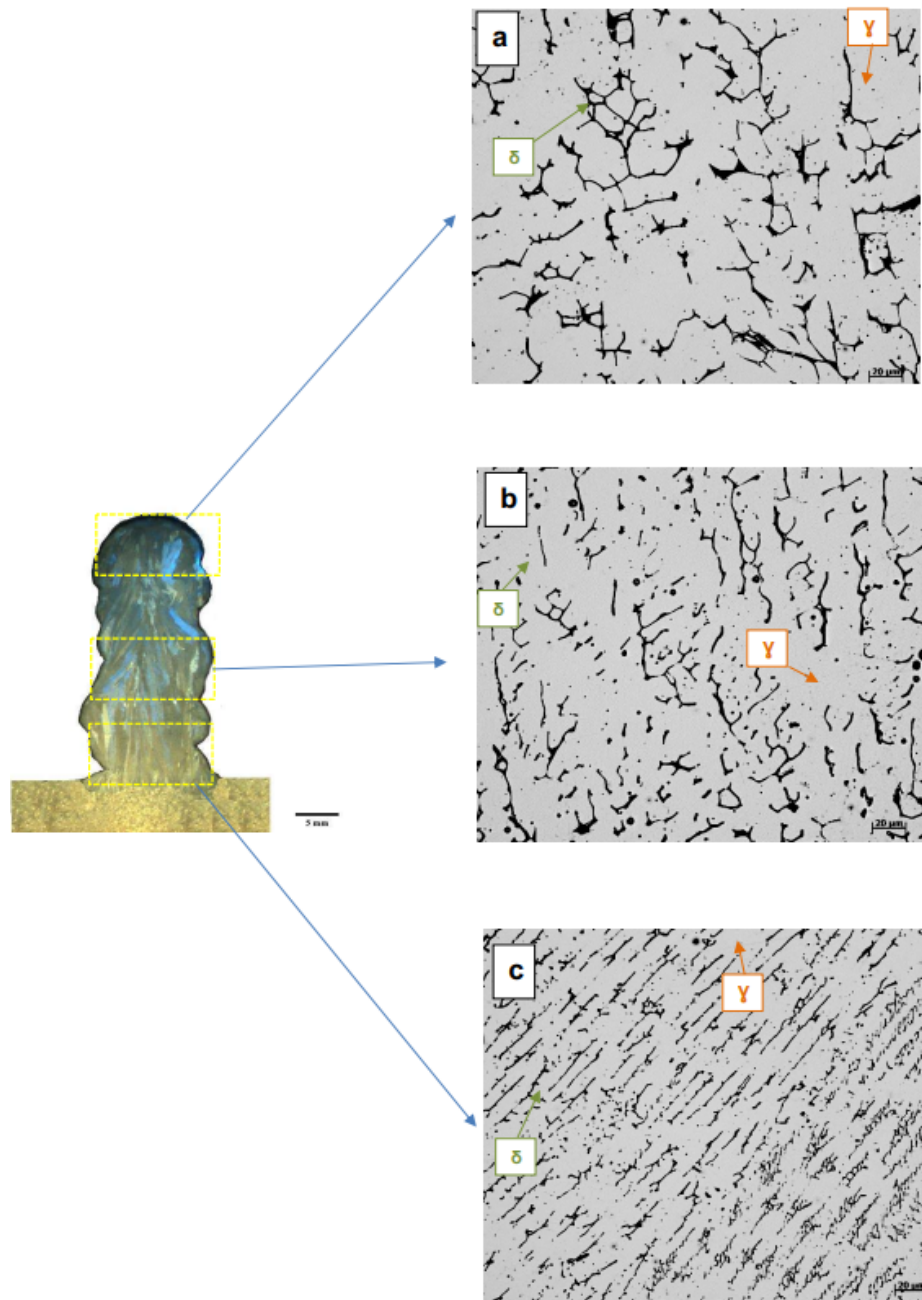


Fonte: Adaptado MAI, 2021

Conforme observações de Urbina Leal (2022) em seu estudo com aço inoxidável 308L utilizando manufatura aditiva pelo processo TIG, a análise do comportamento de solidificação na manufatura aditiva revela a presença de ferrita (δ) ao longo da microestrutura do corpo de

prova. Na micrografia da seção transversal do componente da manufatura aditiva, a ferrita (δ), identificada em preto, encontra-se organizada dentro de uma fase matriz de austenita (γ), que se destaca como a fase mais clara (cinza) (Fig.8). Além disso, são destacadas as duas morfologias distintas da ferrita nessa microestrutura: vermicular e acicular. O desenvolvimento da microestrutura de ferrita vermicular é frequentemente atribuído à baixa velocidade de solidificação e à subsequente transformação de estado sólido.

Figura 8. Micrografias da manufatura aditiva do aço inoxidável 308L.



Fonte: URBINA LEAL, 2022

2.2.3 PROPRIEDADES MECÂNICAS

O processo MADA é reconhecido por induzir anisotropia nas propriedades de seus componentes. Os ciclos térmicos complexos locais durante a deposição do material resultam na formação de uma microestrutura heterogênea, o que, por sua vez, leva a propriedades mecânicas anisotrópicas. Embora os componentes metálicos produzidos por MA geralmente demonstrem resistências comparáveis ou até superiores aos metais provenientes de processos convencionais, a ductilidade desses componentes é frequentemente reduzida, devido a uma combinação de fatores, como porosidade, defeitos de construção, contaminação, tensão residual e acabamento superficial inadequado (SAMES, 2016).

Na tabela 1, são fornecidos alguns dos valores encontrados na literatura para as propriedades mecânicas do aço inoxidável 308L, abrangendo produções por processo convencional e por MADA. É possível observar em alguns casos uma melhora no valor da resistência à tração e na deformação (ϵ) da liga em comparação ao aço forjado. O limite de escoamento obteve valores melhores do que o material convencional. Le (2022); Ke (2020); Mai (2020) observaram uma variação na microdureza ao longo da peça depositada, seguindo a direção de construção. Notavelmente, áreas submetidas a refusão apresentaram uma maior concentração de ferrita, grãos austeníticos menores e, por consequência, valores mais elevados de microdureza.

Tabela 1 - Valores encontrados na literatura de resistência mecânica para o aço inoxidável 308L produzido convencionalmente e por MADA

Nº	Referência	Modo de Fabricação	Limite de Resistência LR (MPa)	Limite de Escoamento LE (MPa)	ϵ (%)	Dureza (HV)
1	LIPPOLD (2005)	Forjado	515	205	40	-
2	LE (2022)	MADA GMAW	483-518	273-287	42-47	153 - 164
3	LI (2021)	MADA GMAW	580	269	68	224
4	KE (2020)	MADA GTAW	571	-	16,1	118-174
5	MAI (2020)	MADA GMAW	531-552	343-352	39-54	155-169

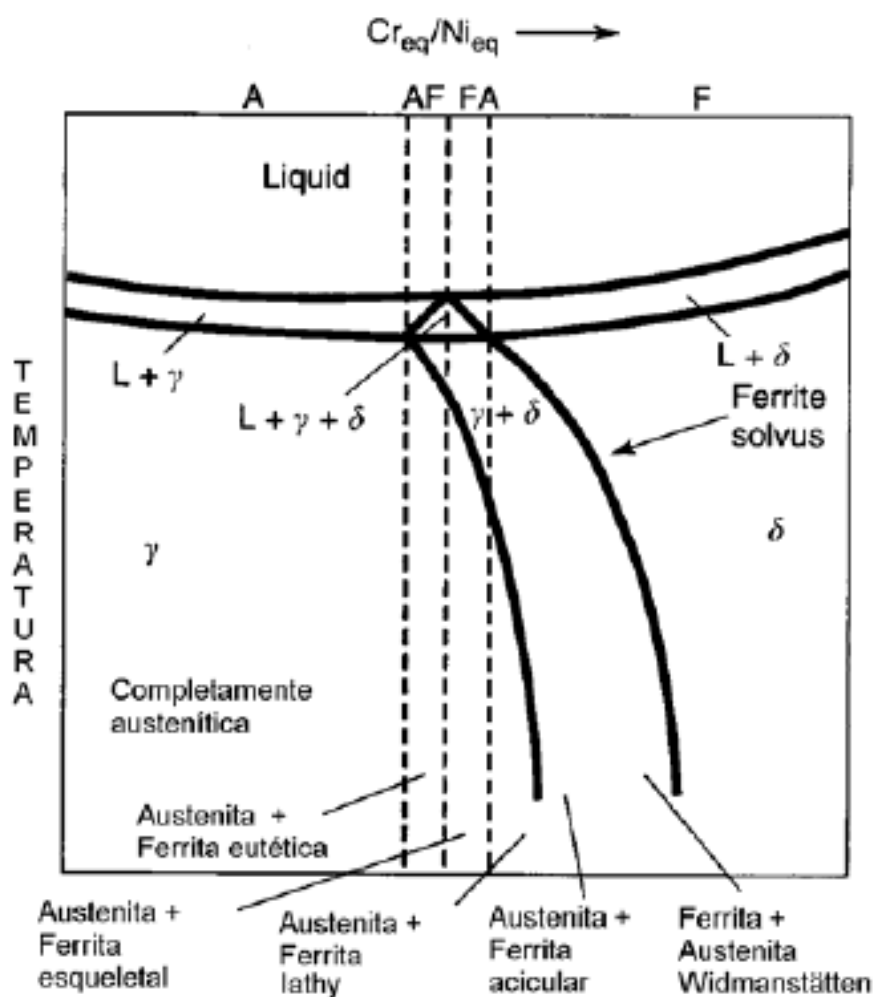
2.2.4 SOLIDIFICAÇÃO DE AÇOS INOXIDÁVEIS

A solidificação dos aços inoxidáveis e resistentes ao calor do sistema Fe-Cr-Ni ocorre de forma que podem se apresentar tanto como fase primária de ferrita quanto de austenita. Essa característica é predominantemente influenciada pela composição química, mais

especificamente pelo equilíbrio entre os elementos de liga que promovem a formação dessas fases (PADILHA, 1994).

Os aços inoxidáveis têm a capacidade de solidificar-se tanto como ferrita quanto austenita como fase primária, sendo esse comportamento influenciado pela composição resultante durante o processo de solidificação. Segundo Lippold (2005), esse fenômeno está associado ao equilíbrio entre os elementos que promovem a formação de austenita e os que favorecem a formação de ferrita, além da taxa de resfriamento. Em condições de uma elevada relação Cr_{eq}/Ni_{eq} , é observada a solidificação primária ferrítica, enquanto que em uma baixa relação Cr_{eq}/Ni_{eq} , a solidificação primária é austenítica. A figura 9 proporciona uma visualização dessa relação, incluindo uma região no diagrama de fase Fe-Cr-Ni onde austenita, ferrita e líquido coexistem.

Figura 9. Tipo de solidificação com o diagrama de fase pseudo-binário.



Fonte: LIPPOLD, 2005

No contexto dos aços inoxidáveis austeníticos, quatro tipos de solidificação e possíveis transformações do estado sólido são identificados. As solidificações do tipo A e AF estão associadas à formação primária de austenita, enquanto as do tipo FA e F têm a ferrita delta como fase primária. Lippold (2005) destacam que, após a solidificação, ocorrem modificações microestruturais adicionais no estado sólido para os tipos FA e F, devido à instabilidade da ferrita delta em baixas temperaturas, como apresentado na Tab. 2 e detalhado a seguir.

- a) A solidificação do Tipo A é marcada pelo surgimento de dendritas de austenita, seguido pela completa formação desta fase. Em termos simples, esse tipo de solidificação é característico da austenita primária, influenciado pela segregação de elementos de liga e impurezas durante o processo, aproveitando-se da baixa difusividade desses elementos em temperaturas elevadas. Este processo mantém o perfil de segregação estabelecido durante a solidificação.
- b) A solidificação do Tipo AF caracteriza-se pela formação de ferrita no desfecho do processo de solidificação da austenita primária, contanto que haja uma quantidade adequada de elementos promotores de ferrita. A ferrita que surge ao longo dos contornos exibe uma estabilidade relativa e apresenta resistência à transformação em austenita durante o resfriamento da soldagem, especialmente quando já enriquecida nos referidos elementos promotores de ferrita.
- c) A solidificação Tipo FA, observa-se que a ferrita é a primeira fase a se solidificar, assumindo a forma de dendritas. Posteriormente, a austenita se forma na interface entre ferrita e líquido, por meio de uma reação peritética ou, em determinadas condições de solidificação, por meio de uma reação eutética que envolve três fases (Líquido + γ + δ). Após a nucleação, a austenita se desenvolve em direção à ferrita e ao líquido, resultando na segregação de elementos que promovem a formação da ferrita.
- d) A solidificação do Tipo F, observa-se que a formação é integralmente constituída pela ferrita, com a posterior ocorrência de austenita no estado sólido.

Tabela 2 – Modo de solidificação e influência da relação Creq/Nieq na solidificação dos aços inoxidáveis

Solidificação	Modo de solidificação	Mecanismo	Relação Creq/Nieq
Austenítica	I (A)	$\text{Liq} \rightarrow \text{Liq} + \gamma \rightarrow \gamma$	<1,38
Austenítica-ferrítica	II (AF)	$\text{Liq} \rightarrow \text{Liq} + \gamma \rightarrow \text{Liq} + \gamma + \delta \rightarrow \gamma + \delta$	1,38-1,5
Ferrítica-austenítica	III (FA)	$\text{Liq} \rightarrow \text{Liq} + \delta \rightarrow \text{Liq} + \delta + \gamma \rightarrow \delta + \gamma$	1,5-2,0
Ferrítica	IV (F)	$\text{Liq} \rightarrow \text{Liq} + \delta \rightarrow \delta$	>2,0

Fonte: GUILHERME, 2016

3 – MATERIAIS E MÉTODOS

Inicialmente foram definidos a geometria a ser produzida e a determinação dos parâmetros do processo para a fabricação das pré-formas necessárias aos testes. Posteriormente, na segunda fase, realizou-se a fabricação das pré-formas empregando o processo MADA, garantindo condições ideais para o monitoramento térmico e a subsequente remoção dos corpos de prova. Por fim, a terceira etapa englobou a obtenção de todos os corpos de prova destinados aos ensaios de dureza, tração e metalografia, seguida pela realização dos testes no Centro de Inovação e Tecnologia do Serviço Nacional de Aprendizagem Industrial (CIT SENAI), situado em Belo Horizonte.

3.1 MATERIAIS EMPREGADOS

A construção das pré-formas por manufatura aditiva por deposição a arco foi realizada a partir da deposição de múltiplas camadas utilizando o arame de aço inoxidável AWS ER 308L com diâmetro 1,2mm como matéria prima. A composição química do arame comercial AWS ER 308L do fornecedor Sandvik é apresentada na Tabela 3.

Para a proteção da poça de fusão foi utilizada a mistura 98% Argônio - 2% CO₂, com uma vazão de 15 l/min.

Tabela 3 - Composição química do arame ER 308L

Composição química (%)									
Fe	Cr	Ni	Mn	Si	Mo	Cu	C	P	S
61,41	22,50	11,00	2,50	1,00	0,75	0,75	0,03	0,03	0,03

Fonte: Sandvik

O substrato utilizado para deposição da pré-forma foi uma barra de aço carbono SAE 1045 com 40mm de altura por 250mm de comprimento.

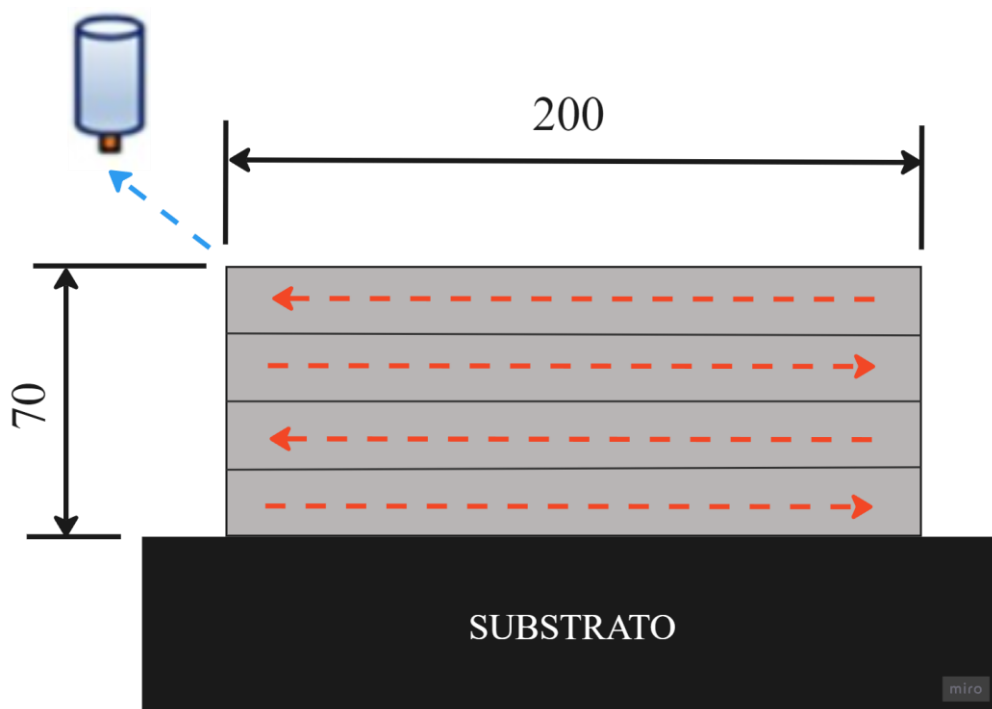
3.2 PRODUÇÃO DAS PRÉ-FORMAS POR MADA

O sistema utilizado no processo de fabricação é composto por uma célula de soldagem robotizada com um robô antropomórfico de seis graus de liberdade da marca Yaskawa Motoman, modelo MH12. Este conjunto trabalha com uma mesa posicionadora de dois graus de liberdade do modelo Motoman YH755-250 TR, ambos controlados pelo sistema de controle Yaskawa DX200. Além disso, o sistema possui uma estação de limpeza da tocha, modelo TBI BRG-2-VD. O braço robótico manipula uma tocha MIG/MAG do modelo TBI RM 82W, refrigerada a água por uma unidade de refrigeração Coolmate 3. A energia para o arco elétrico é fornecida pela fonte Lincoln Power Wave R450, enquanto o alimentador de arame utilizado é o Lincoln 4R220 Autodrive.

O modo de transferência metálica utilizado no processo foi o *Precision Pulse*, que de acordo com o manual do fabricante da fonte Lincoln R450, tem o mesmo comportamento do pulsado tradicional, mas devido a capacidade da fonte em manter a frequência do pulso fixa, este modo é capaz de criar uma transferência de gotas mais consistente.

Para condução deste estudo, foi estabelecido que as dimensões e os parâmetros de soldagem seriam uniformes durante a fabricação das pré-formas, possibilitando assim a comparação dos resultados dos testes e das análises metalúrgicas. A deposição foi efetuada obedecendo a trajetória de ida, da direita pra esquerda e de volta, da esquerda para a direita, sobre um substrato de aço carbono SAE 1045. As dimensões finais das pré-formas foram, espessura 10mm, altura 70mm e comprimento 200mm, representadas na Figura 10.

Figura 10. Representação da pré-forma depositada.



Fonte: Autor

Para obtenção da temperatura transferida ao substrato, foi utilizado durante o processo de fabricação um termopar tipo K inserido em um furo no centro do substrato e a leitura foi realizada por um Calibrador de Processo Multifunções da marca Fluke, modelo 743. Foi utilizada a câmera térmica da fabricante Fluke, modelo TI200, posicionada exatamente acima da estrutura para a obtenção das imagens térmicas que foram utilizadas na análise, conforme visto no apêndice C e D.

Com o objetivo de regular a temperatura da pré-forma, foram estabelecidos os parâmetros de soldagem (Tabela 4) e os tempos de interpasses de 60 segundos e 300 segundos entre a conclusão da deposição de uma camada e o início da subsequente. Essa estratégia visa evitar o acúmulo excessivo de calor na pré-forma. O processo de resfriamento transcorreu de maneira natural, envolvendo os mecanismos de condução, convecção e radiação.

Tabela 4 – Parâmetros de soldagem do processo

Tempo	Corrente (A)	Tensão (V)	Alimentação Arame (m/min)	Velocidade de soldagem (mm/min)	DBCP (mm)	Heat Input (kJ/mm)
60s	270,3	23,3	8,36	117	15	2,58
300s	270,4	23,5	8,38	117	15	2,61

Fonte: Autor

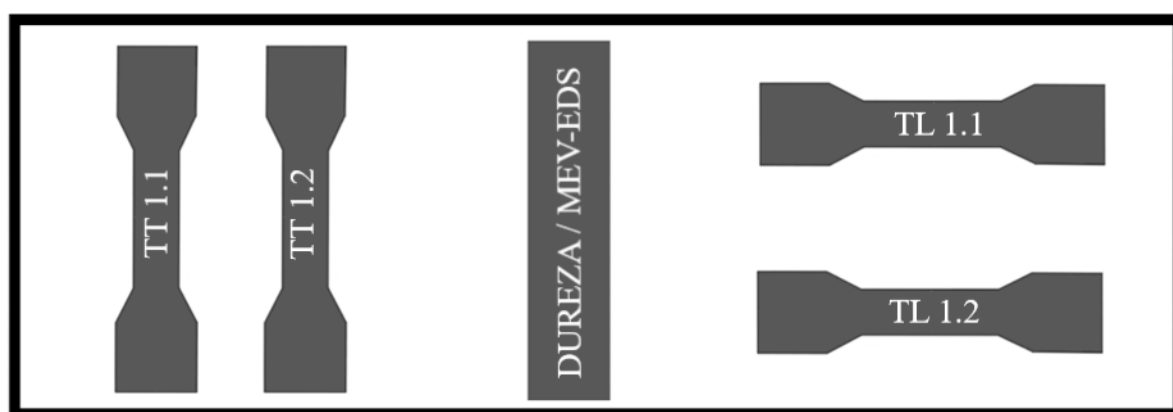
Ao todo, foram fabricadas quatro pré-formas, sendo duas com tempo de interpasso de 60 segundos e duas com tempo de interpassos de 300 segundos.

3.3 RETIRADA DOS CORPOS DE PROVA

Com o propósito de viabilizar as caracterizações mecânicas e microestruturais das amostras depositadas, os corpos de prova foram retirados por meio de corte através de eletroerosão a fio, conforme ilustrado na Figura 11. Obtiveram-se, assim, corpos de prova para a realização dos ensaios metalográficos, dureza e tração.

Para o ensaio de tração, dois corpos de prova no sentido longitudinal e dois no sentido transversal foram retirados da pré-forma de 60s e 300s, totalizando oito amostras. Os corpos de prova destinados aos ensaios metalográficos e medições de dureza foram extraídos da seção transversal da pré-forma.

Figura 11. Representação da retirada das amostras na pré-forma.



Fonte: Autor

3.4 CARACTERIZAÇÃO ESTRUTURAL

3.4.1 PREPARAÇÃO METALOGRAFICA

Após a realização do corte das amostras da pré-forma, o processo de preparação metalográfica compreendeu o embutimento, seguido por lixamento sequencial com lixas de granulometria decrescente (220, 320, 400, 600, 800, 1000, 1500), e subsequente polimento com pasta de diamante de 1 e $\frac{1}{4}$ μm . A etapa de ataque químico nas amostras, utilizando reagente Kalling's por imersão, 30 segundos (5g de CuCl_2 , 100mL de HCl , 100mL de álcool etílico). Após cada etapa do procedimento, o ataque químico foi interrompido com água corrente, seguido de álcool etílico e secagem com jato de ar frio.

Essa abordagem tem como objetivo facilitar a visualização dos microconstituintes presentes no material, permitindo sua avaliação no microscópio ótico.

3.4.2 MICROSCOPIA ÓTICA

A análise microestrutural foi conduzida por meio de um microscópio ótico da marca Olympus®, modelo BX51M, operando no modo campo claro, localizado no Instituto SENAI de Metalurgia e Ligas Especiais (ISIMLE). As amostras foram avaliadas microestruturalmente após ataque químico, para verificar as fases presentes e possíveis inclusões/segregações. Para uma compreensão mais detalhada dos efeitos térmicos decorrentes da deposição do metal em múltiplas camadas, a análise foi realizada em corpos de prova retirados da seção transversal que corresponde a direção de crescimento da parede de solda.

3.4.3 MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA (MEV) COM ESPECTROSCOPIA DE ENERGIA DISPERSIVA (EDS)

A avaliação microestrutural feita após o ataque químico concentrou-se na região do meio da amostra analisada. As análises foram realizadas em um Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV) da marca JEOL modelo JSM 6360LV equipado com Espectrômetro de Energia Dispersiva (EDS). As análises por EDS através do mapeamento e em ponto foi necessária para realizar a semiquantificação dos elementos químicos presentes nas regiões de interesse. As análises foram realizadas no Centro de Microscopia da Universidade Federal de Minas Gerais.

3.5 PROPRIEDADES MECÂNICAS

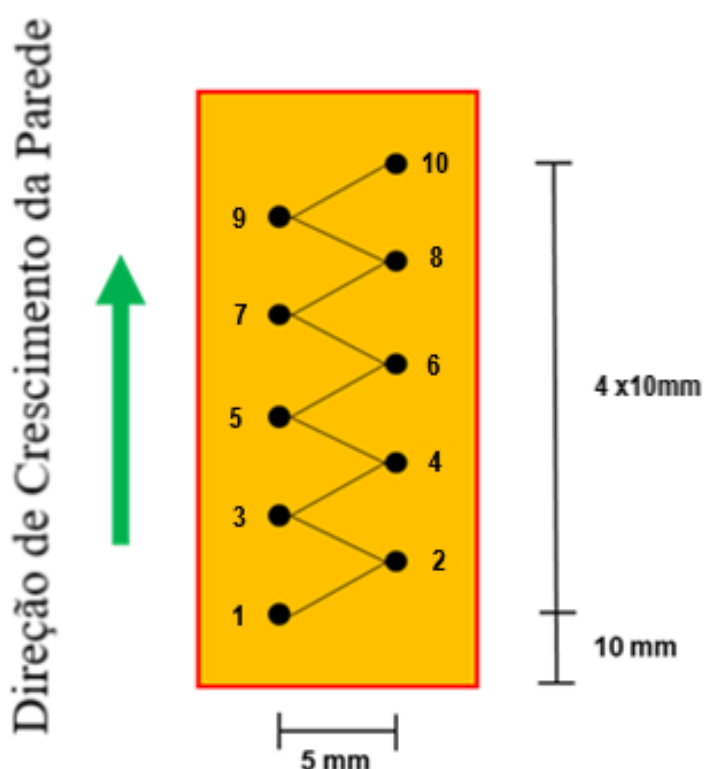
3.5.1 ENSAIO DUREZA VICKERS

As medidas de dureza foram realizadas na seção transversal das amostras após a preparação metalográfica, utilizando o microdurômetro modelo FM300 da fabricante IGS-Kontakt. Este equipamento encontra-se instalado no Instituto SENAI de Metalurgia e Ligas Especiais (ISIMLE) do Centro de Inovação e Tecnologia Senai. Os ensaios foram conduzidos de acordo com a Norma ASTM E92-2017 – Standard Test Methods for Vickers Hardness and Knoop Hardness of Metallic Materials, empregando um indentador de diamante e aplicando uma carga de 1 kgf por 15 segundos.

As indentações foram feitas na seção transversal para obter valores de dureza que refletissem a deposição sucessiva das camadas. A fim de garantir uma representação abrangente dos valores de dureza ao longo de todo o comprimento do material depositado, foram realizadas

10 medições em cada parte da amostra (inferior, intermediária e superior) totalizando 30 medições ao longo de seção transversal. Essas medições seguiram um padrão de movimento zig-zag, conforme ilustrado na Figura 12, com pontos espaçados verticalmente por 10 mm e horizontalmente por 5 mm. A primeira medição foi realizada a uma distância de 10 mm da parte inferior, correspondendo à região próxima ao substrato.

Figura 12. Localização dos pontos de indentação no ensaio de dureza.



Fonte: Autor

3.5.2 ENSAIO DE TRAÇÃO

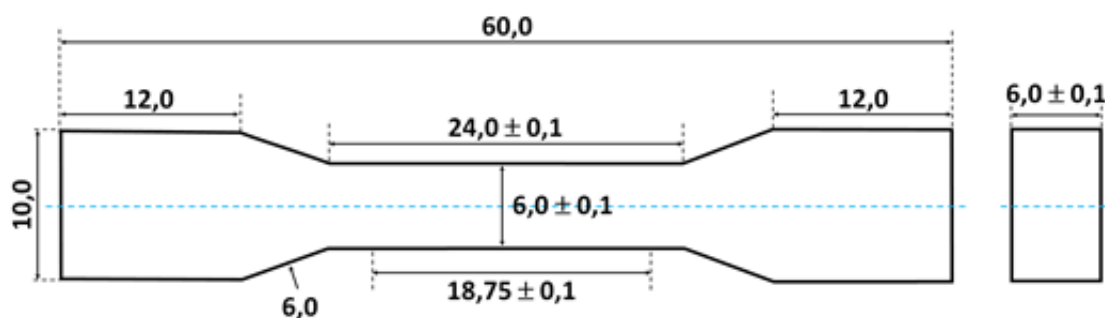
Os ensaios de tração seguiram os procedimentos técnicos do Laboratório de Ensaios Mecânicos e Metalográficos (LEMM), localizado no Instituto SENAI de Tecnologia em Metal Mecânica. O objetivo desse ensaio foi determinar as propriedades mecânicas do material, limite de escoamento (LE), limite de resistência mecânica (LR) e alongamento (AL).

O ensaio de tração foi realizado em temperatura ambiente nas seções transversais e longitudinais, a seção transversal do corpo de prova corresponde a direção de crescimento da pré-forma, enquanto a seção longitudinal é na direção do cordão de solda. Para realização do ensaio, utilizou-se a máquina de tração Shimadzu Autograph AG-X 300 kN, com uma velocidade de 1,5 mm/min, seguindo as orientações da Norma ASTM A370 - *Standard Test*

Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel, utilizando as dimensões *subsize* abaixo, Figura 13.

Um total de oito corpos de prova de tração, sendo dois na transversal e dois na longitudinal, foram retirados das pré-formas P1 e P2 ao longo da direção de construção.

Figura 13. Geometria das amostras de tração.



Fonte: Oliveira, H. C. P.

4 – RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 MODO DE SOLIDIFICAÇÃO

A microestrutura resultante é sensível à composição química e à velocidade de resfriamento no processo de fabricação (LIPPOLD, 2005). Durante a soldagem, em específico, o material enfrenta distintos ciclos térmicos nas regiões do metal de solda e da ZTA (Zona Termicamente Afetada), ocasionando alterações microestruturais específicas.

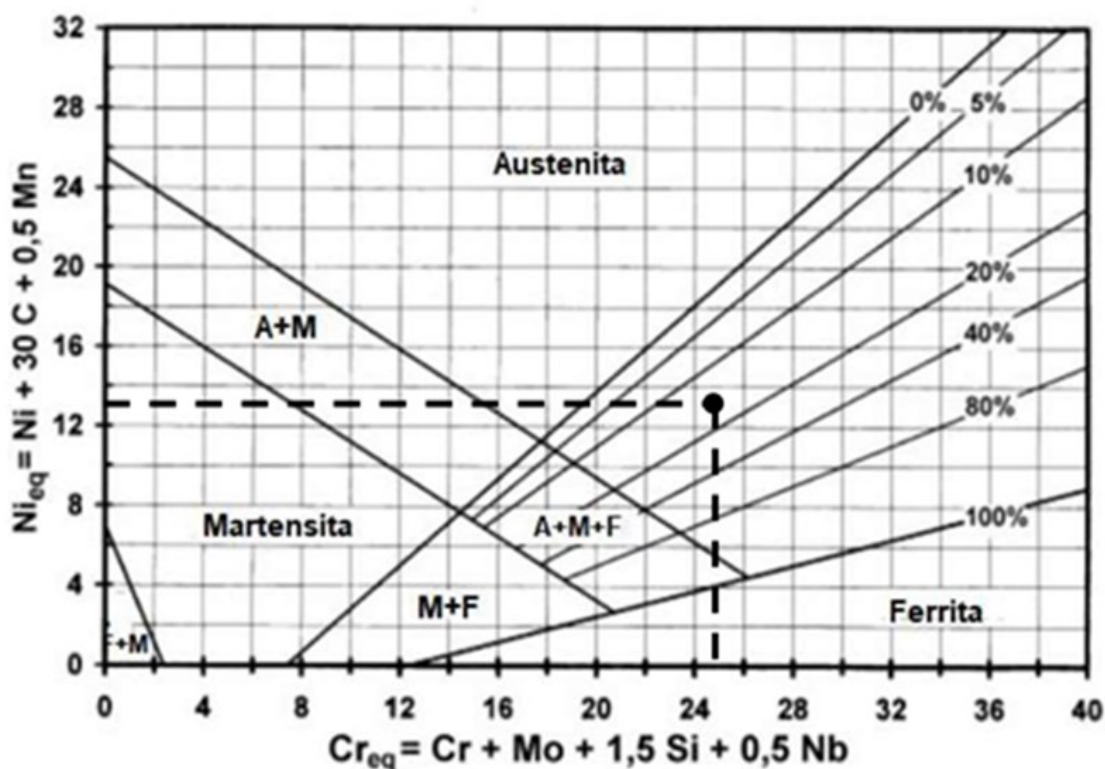
Para a caracterização microestrutural dos cordões depositados, foram utilizados o diagrama de Schaeffler e diagrama de fase pseudo-binário, considerando a composição química do metal de adição como base. O diagrama de Schaeffler foi empregado para estimar a microestrutura final e a composição química do metal de solda. Utilizando as composições químicas do metal de adição, realizou-se o cálculo do C_{req} e Ni_{eq} , conforme as equações 1 e 2, apresentado na seção 2.2.1.

- $C_{req} = 24,75\%$
- $Ni_{eq} = 13,15\%$
- $C_{req}/Ni_{eq} = 1,88$
- $\%Ferrita = 16,71\%$

A quantificação da ferrita nos aços inoxidáveis desempenha um papel fundamental na determinação da fabricação e execução de estruturas soldadas na indústria contemporânea. Essa capacidade de medir e estimar com precisão o teor de ferrita tem sido fundamental para prever uma variedade de propriedades das soldas dos aços inoxidáveis austeníticos. O teor de ferrita nas soldas de aços inoxidáveis austeníticos é influenciado por diversos fatores e é o resultado de várias mudanças microestruturais que ocorrem durante os processos de soldagem. Controlar adequadamente o teor de ferrita é essencial para garantir que as propriedades mecânicas e a resistência à corrosão das soldas atendam aos requisitos específicos de cada aplicação. (SIEWERT, 1988).

O resultado do gráfico, ao relacionar os valores de Cr_{eq} e Ni_{eq} , valida o valor obtido por meio da Equação 3, conforme explanado na Seção 2.2.1.

Figura 14. Diagrama de Schaeffler com valores de Cr_{eq} e Ni_{eq} do aço inoxidável 308L.



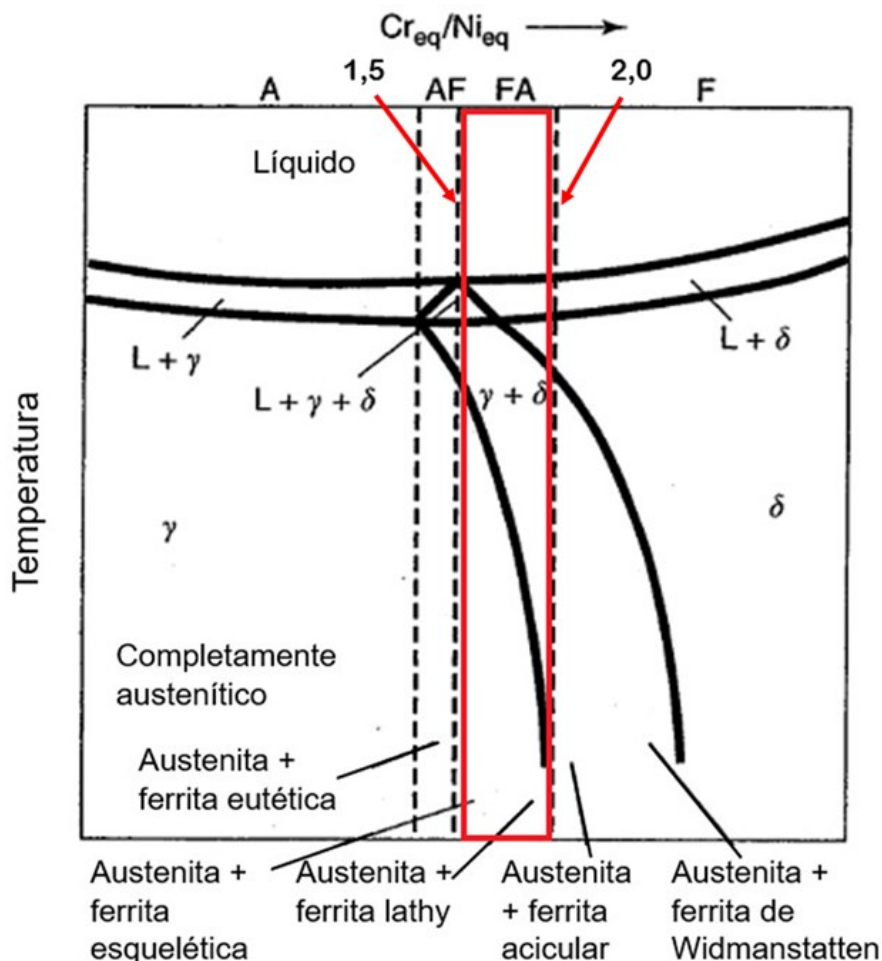
Fonte: Adaptado LIBERATO, 2017

Na região identificada como ferrita austenita (FA), observa-se um comportamento de solidificação onde a fase primária é a ferrita, solidificada na forma de dendritas, seguida pela formação de austenita na interface entre a ferrita e o líquido. (PADILHA, 1994)

O processo de manufatura aditiva do aço inoxidável 308L, nas condições de soldagem, apresentou um modo de solidificação denominado ferrita austenita (FA) (Figura 15). A

determinação desse modo de solidificação baseou-se no cálculo da relação Cr_{eq} e Ni_{eq} . Os resultados obtidos situam-se dentro da faixa correspondente ao modo FA, conforme indicado na Tabela 2 da Seção 2.2.4.

Figura 15. Solidificação dos aços inoxidáveis austeníticos no diagrama pseudo-binário.



Fonte: Adaptado LIPPOLD, 2005

Na solidificação FA do aço inoxidável 308L, a ferrita precipita do líquido quando a temperatura atinge um ponto inferior à temperatura de nucleação da ferrita na condição de equilíbrio. À medida que a temperatura de fusão se reduz para a região trifásica, ocorre a formação das três fases ($\delta + \gamma + L$). O mecanismo exato da reação de três fases em ligas ternárias de Fe-Cr-Ni ainda não está completamente esclarecido pelos pesquisadores, sendo ocasionalmente referido como uma reação peritética/eutética. Nesse modo de solidificação, a microestrutura de ferrita vermicular é comumente atribuída à baixa velocidade de solidificação e à subsequente transformação de estado sólido (FU, 2009; YILMAZ, 2017).

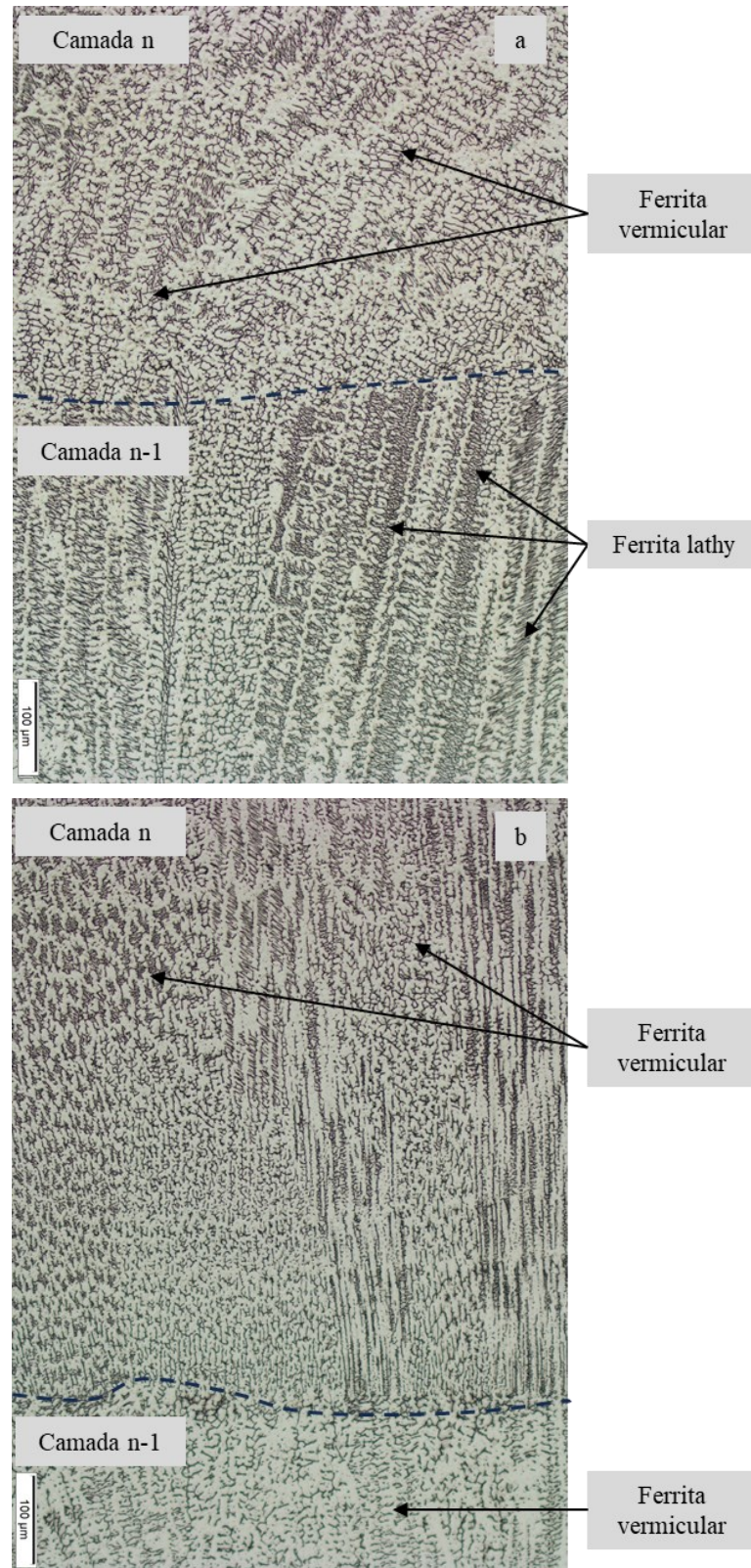
4.2 ANÁLISE MICROESTRUTURAL POR MICROSCÓPIO ÓTICO

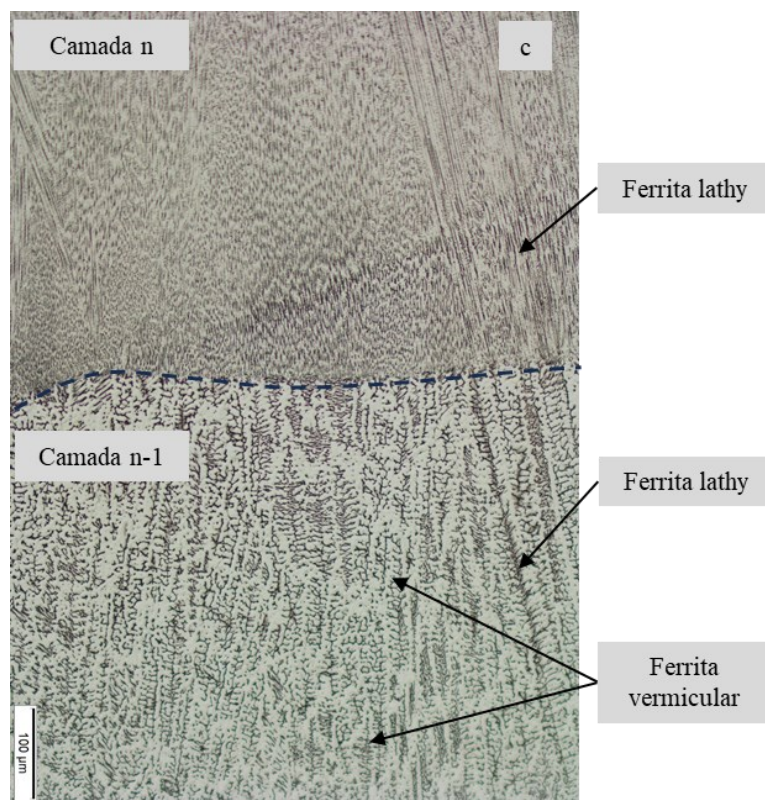
A microestrutura dos aços inoxidáveis austeníticos é notavelmente influenciada por diferentes condições de solidificação, podendo manifestar-se como ferrita primária ou austenita primária. Essa complexidade não apenas depende do processo de solidificação, mas também da subsequente transformação no estado sólido, cujo controle é exercido pela composição química e taxas de resfriamento. Conforme elucidado na seção 2.2.4 deste estudo, os aços inoxidáveis austeníticos apresentam quatro modos distintos de solidificação, resultando em variadas morfologias de ferrita na microestrutura (FU, 2009).

De acordo com o diagrama de Schaeffler, a composição química do consumível utilizado nas deposições indica uma microestrutura predominantemente austenítica, com uma estimativa de aproximadamente 10 a 20% de ferrita delta. A interpretação das Figuras 16 e 17 revelou que a região mais clara na microestrutura corresponde à fase austenítica (γ), enquanto a área mais escura está associada à ferrita delta (δ) com diferentes morfologias dispersas na matriz austenítica, constituindo as únicas fases identificadas por MO na amostra produzida por Manufatura Aditiva com Arco (MADA). Uma análise comparativa das morfologias visíveis nas imagens com as mencionadas por pesquisadores como Chen (2018) e Wu (2019) ressaltou a predominância das morfologias vermicular e *lathy*. Esses padrões de ferrita delta (δ) alinham-se com as expectativas para o modo de solidificação FA, conforme antecipado por Lippold (2005).

A análise dos resultados do tempo de interpasse de 60s, revelou uma notável variação na morfologia da ferrita delta(δ) na região de interface. A variação na microestrutura é explicada pelos diferentes ciclos térmicos ocorridos em cada região durante a fabricação. À medida que cada camada é depositada, a região previamente fundida e em processo de resfriamento é submetida a um novo aquecimento parcial durante o processo de deposição da camada subsequente, resultando em alterações microestruturais. Assim, é possível observar as morfologias vermicular e *lathy* da ferrita delta (δ), conforme exemplificado na Figura 16a, 16b e 16c, em concordância com as descobertas previamente apresentadas por Wang (2020) e Koli (2022). Esses são tipos de ferrita (δ) comumente encontrados no modo de solidificação FA, como previsto para este material (LIPPOLD, 2005).

Figura 16. Micrografias da manufatura aditiva do 308L, pré-forma 60s a) região superior, b) região intermediária e c) região inferior. Aumento 100x



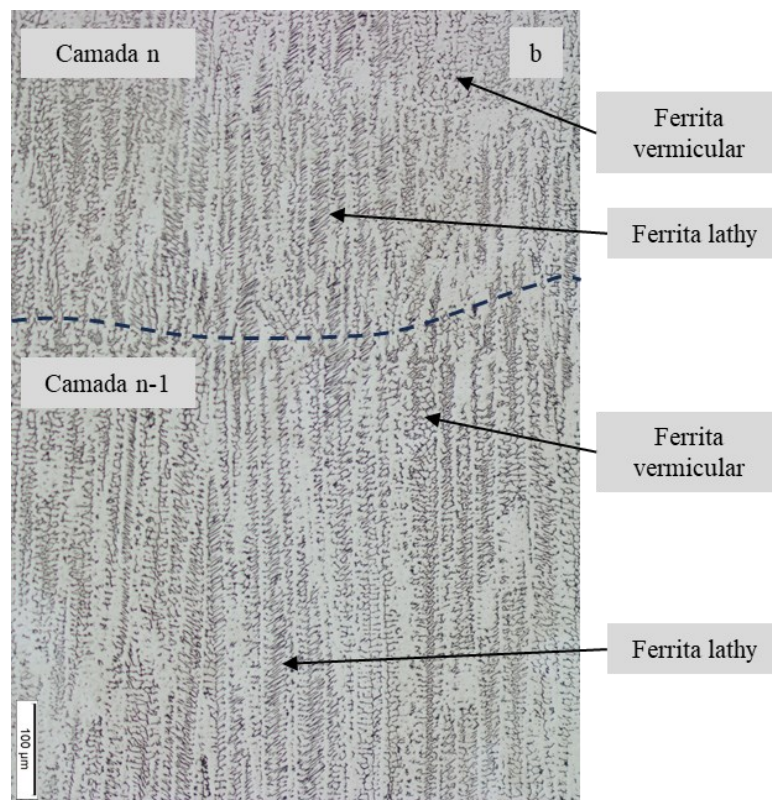
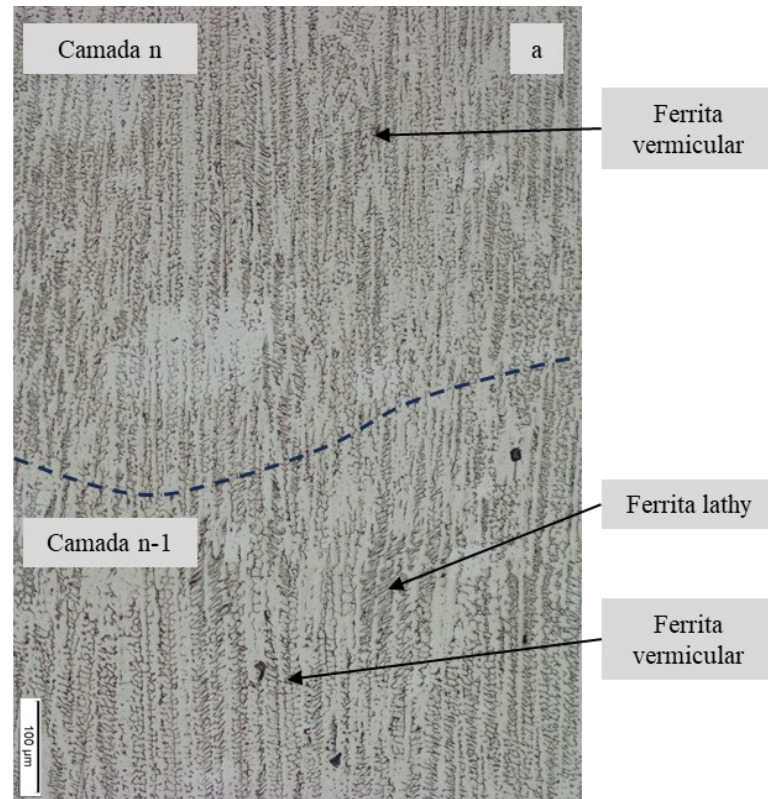


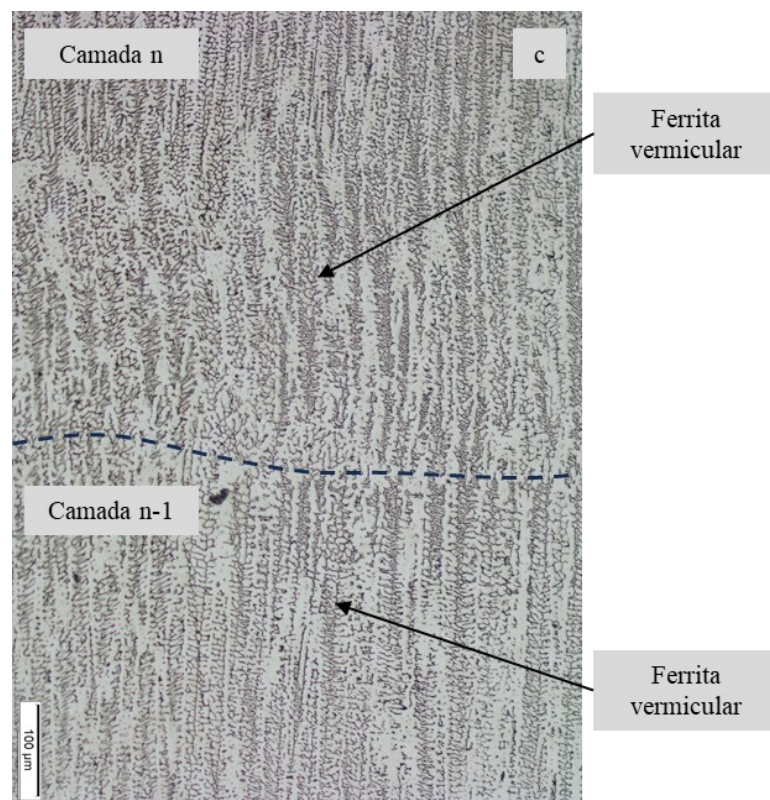
Fonte: Autor

A análise dos resultados do tempo de interpasse de 300s, observa-se que a estrutura de grãos apresenta um crescimento vertical, oposto ao fluxo de calor que se desloca em direção à base. Nas proximidades da linha de fusão, são evidenciadas estruturas celulares, como demonstrado na Figura 17c. A partir dessas, desenvolve-se estruturas colunares dendríticas finas. Posteriormente, na região central do depósito, essas estruturas colunares dendríticas finas transformam-se em uma forma mais grosseira, possivelmente devido ao aumento do aporte térmico decorrente da deposição subsequente, conforme ilustrado na Figura 17a e 17b. Por fim, as estruturas colunares dendríticas grosseiras transformam-se em estruturas celulares próximas à linha de diluição do depósito posterior.

Verificou-se que, mesmo com a repetição do padrão de microestrutura em todas as camadas depositadas, as estruturas tendem a apresentar uma morfologia mais grosseira nas camadas verticais finais, enquanto são mais refinadas nos primeiros depósitos. Essa observação sugere uma relação com o efeito de resfriamento devido ao maior intervalo de tempo entre as deposições, o que resulta em uma taxa de resfriamento mais elevada nos primeiros depósitos, aumentando assim a taxa de nucleação dos cristais.

Figura 17. Micrografias da manufatura aditiva do 308L, pré-forma 300s a) região superior, b) região intermediária e c) região inferior. Aumento 100x





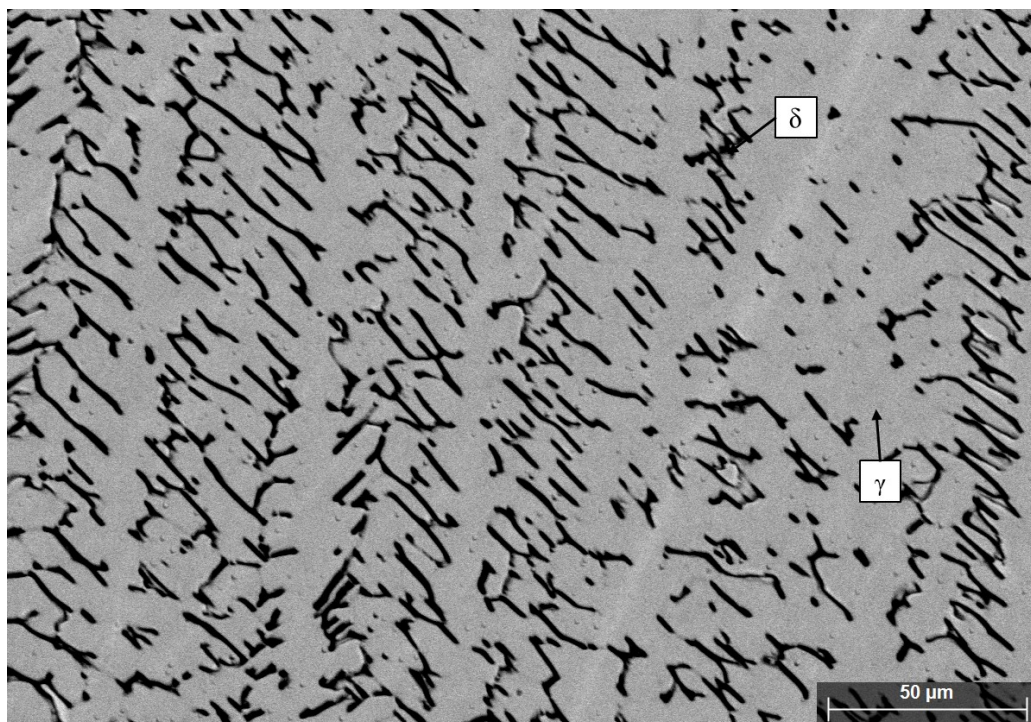
Fonte: Autor

4.3 MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA (MEV)/ ESPETROSCOPIA DE DISPERSÃO DE ENERGIA (EDS)

Ao analisar as micrografias das Figuras 18 e 19, capturadas através de imagens de elétrons secundários e retroespalhados no microscópio eletrônico de varredura, observa-se na microestrutura a presença de ferrita delta (δ), exibindo uma variedade de morfologias, dispersas dentro de uma matriz austenítica. Este arranjo microestrutural, associado ao modo de solidificação FA no aço inoxidável 308L, foi detalhado na seção anterior 4.1. A literatura atesta que a escolha pelo modo de solidificação FA é favorecida em aços inoxidáveis austeníticos devido à sua capacidade de formar ferrita a partir do estado líquido, impedindo assim a formação de trincas a quente (TOMA, 2012).

A análise da Figura 18 revela uma microestrutura mais uniforme nas regiões mais afastadas da linha de fusão. O processo de solidificação se inicia nessas áreas mais distantes da poça fundida e, conforme o resfriamento prossegue, o calor é transferido para as regiões já solidificadas. Consequentemente, os grãos que se formam primeiro permanecem expostos a temperaturas mais elevadas por mais tempo, o que promove seu crescimento e permite a decomposição parcial da ferrita em austenita (SOARES, 2012; ZHONG, 2021).

Figura 18. Micrografias por microscopia eletrônico de varredura, pré-forma 60s. Aumento 500x

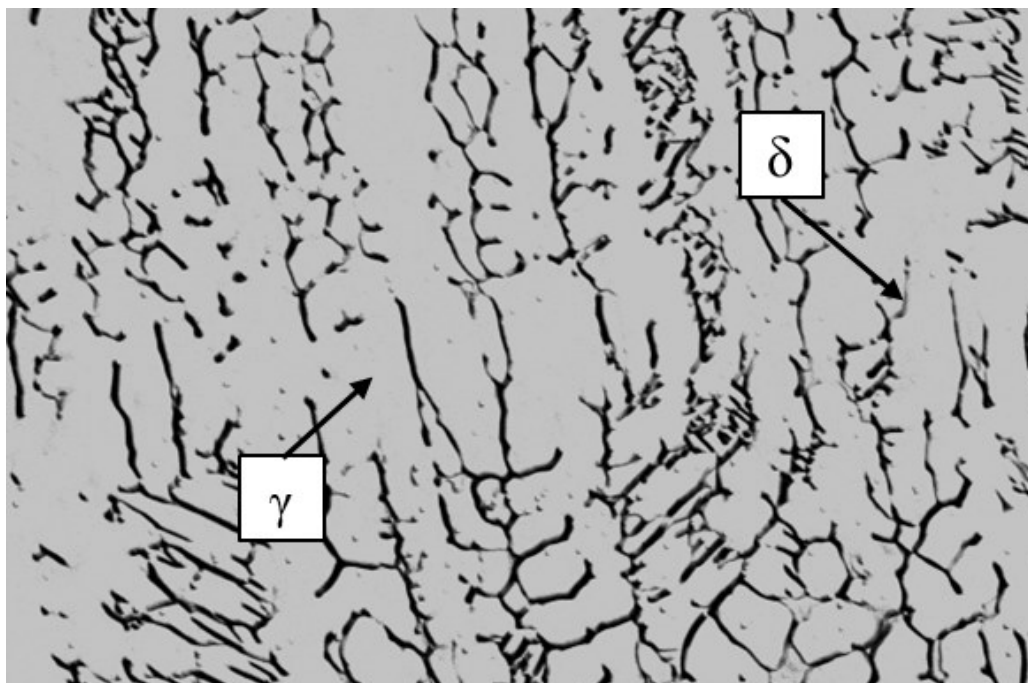


Fonte: Autor

Como observado na Figura 19, houve uma mudança na morfologia da ferrita delta (δ) na região analisada. Esse fenômeno parece ser atribuído aos diferentes ciclos térmicos experimentados por cada local durante o processo de fabricação. Quando uma camada é depositada, a área anteriormente fundida, e portanto, em uma temperatura mais baixa devido ao tempo prolongado de espera, é submetida a um reaquecimento parcial, resultando em alterações na microestrutura.

Visualmente, observa-se uma maior presença de ferrita na Figura 18 em comparação com a Figura 19. A ferrita exibe uma maior concentração de Cr, enquanto a austenita apresenta uma maior concentração de Ni.

Figura 19. Micrografias por microscopia eletrônico de varredura, pré-forma 300s. Aumento 500x



Fonte: Autor

A análise por espectroscopia de energia dispersiva (EDS) realizada nas áreas representadas pelas Figuras 18 e 19 revelou alterações na composição química, porém os principais elementos permaneceram constantes na camada depositada, em concordância com os valores do metal de adição (conferir Tabela 3, seção 3.1). Esses resultados são detalhados nas Tabelas 5 e 6. É importante ressaltar que, em relação à composição do arame indicada na Tabela 3, podem ocorrer diferenças nos valores devido à natureza semiquantitativa da análise por EDS e à influência da área selecionada para análise.

Tabela 5 - Análise EDS da pré-forma em aço inoxidável 308L para 60s

Elemento	%Peso	%Atômico
Fe	67,43	66,23
Cr	19,55	20,63
Ni	10,38	9,70
Mn	1,79	1,79
Si	0,85	1,66

Fonte: Autor

Tabela 6 - Análise EDS da pré-forma em aço inoxidável 308L para 300s

Elemento	%Peso	%Atômico
Fe	67,61	66,36
Cr	19,76	20,83
Ni	10,02	9,36
Mn	1,73	1,72
Si	0,89	1,73

Fonte: Autor

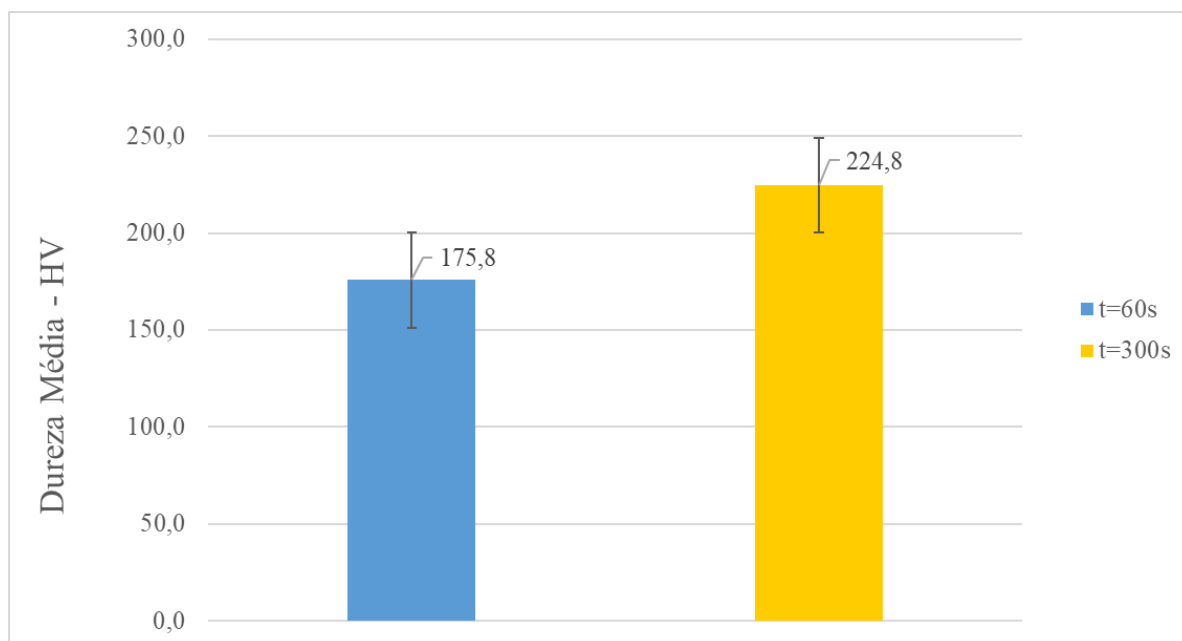
4.4 ANÁLISE DA DUREZA VICKERS

O propósito das medições de microdureza foi identificar eventuais disparidades nos valores de dureza, decorrentes das distintas taxas de resfriamento das pré-formas. Com essa finalidade, foram conduzidas leituras na seção transversal dos corpos de prova (CPs) retirados das pré-formas de 60s e 300s, conforme detalhado na Tabela 7.

Tabela 7 - Valores de dureza Vickers medidos

Ponto de Medição	DUREZA VICKERS (HV)		
	t=60s		
	Base	Meio	Topo
1	181,0	169,0	177,0
2	198,0	170,0	180,0
3	179,0	171,0	181,0
4	182,0	187,0	168,0
5	175,0	175,0	171,0
6	178,0	168,0	176,0
7	178,0	165,0	163,0
8	183,0	182,0	164,0
9	178,0	192,0	171,0
10	181,0	165,0	165,0
Média	181,3 ± 6,33	174,4 ± 9,45	171,6 ± 6,64
Média Geral			
Dureza Média Total		Coef. Variação	
175,8 ± 8,43		4,80%	
Ponto de Medição	DUREZA VICKERS (HV)		
	t=300s		
	Base	Meio	Topo
1	210,0	198,0	211,0
2	232,0	221,0	213,0
3	241,0	223,0	224,0
4	242,0	230,0	222,0
5	230,0	223,0	231,0
6	210,0	248,0	230,0
7	217,0	243,0	229,0
8	213,0	239,0	232,0
9	226,0	228,0	206,0
10	226,0	230,0	215,0
Média	224,7 ± 11,92	228,3 ± 13,95	221,3 ± 9,43
Média Geral			
Dureza Média Total		Coef. Variação	
224.8 ± 11.85		5.27%	

Fonte: Autor

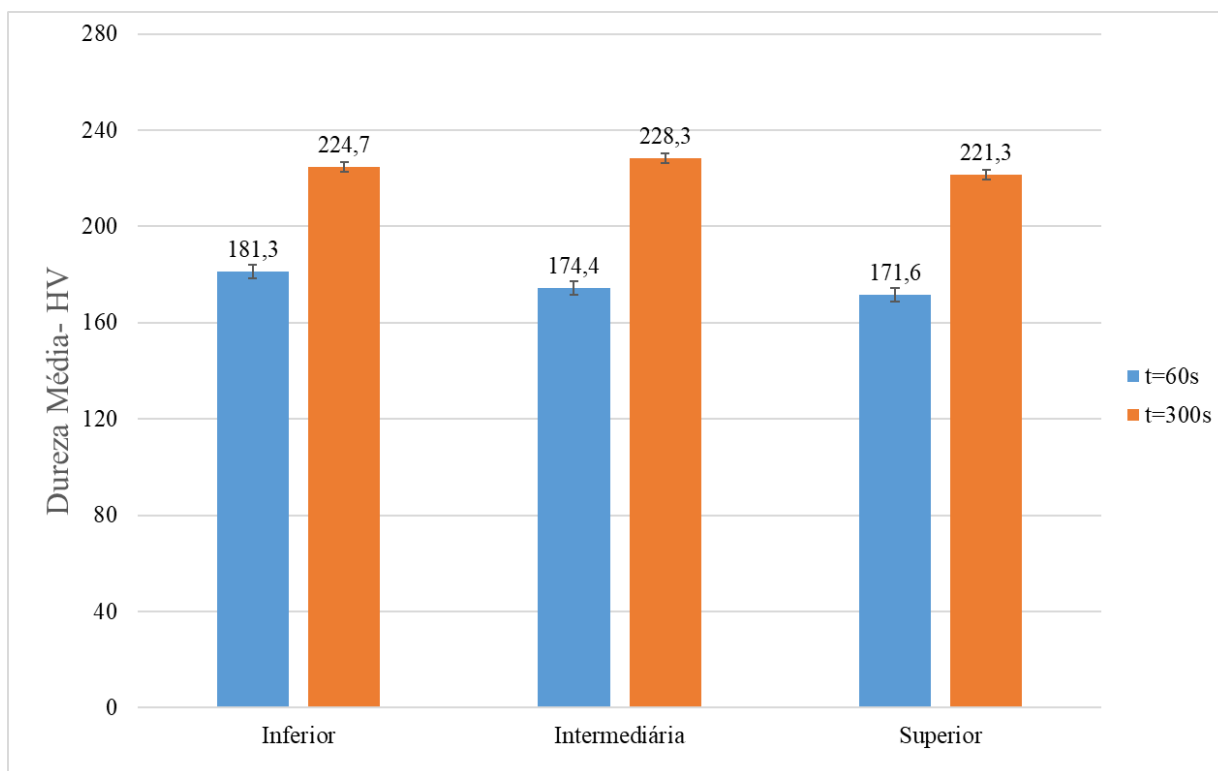
Figura 20. Dureza média total das pré-formas.

Fonte: Autor

Os valores médios de dureza são apresentados na Figura 20. A partir dos resultados apresentados foi possível observar um aumento significativo na dureza do aço inoxidável 308L quando o tempo de resfriamento entre camadas é maior.

A pré-forma produzida por MADA, com um tempo de interpasso de 300s, demonstrou uma microdureza média 27,9% superior à pré-forma com um tempo de interpasso de 60s. Esse acréscimo está diretamente associado à microestrutura resultante da maior taxa de resfriamento experimentada pela peça. Com uma maior presença de ferrita delta (δ) no componente depositado, observou-se um aumento na dureza média da liga analisada (GHASEMI, 2018).

Figura 21. Comparação das durezas medidas ao longo das pré-formas.



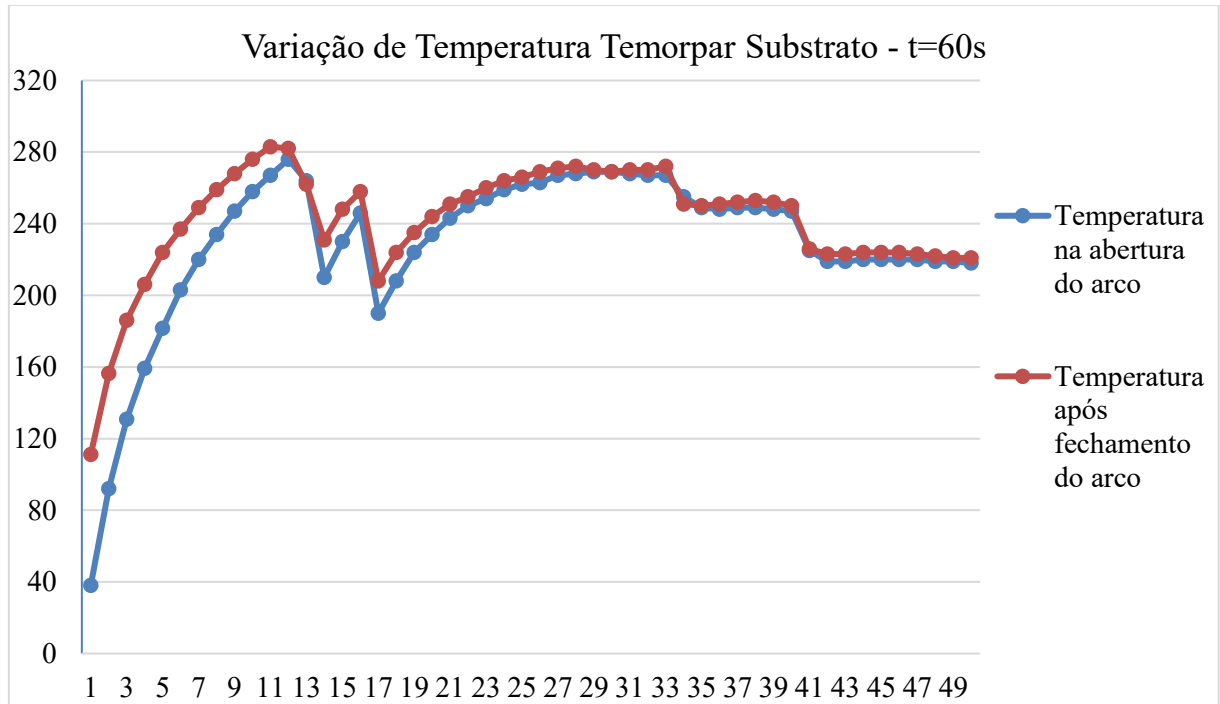
Fonte: Autor

A Figura 21 apresenta a análise nas amostras das pré-formas de 60s e 300s, na região da base apresentaram médias de dureza de $181,3 \pm 6,33$ HV e $224,7 \pm 11,92$ HV, respectivamente. Na região intermediária das amostras os valores médios de dureza foram de $174,4 \pm 9,45$ HV e $228,3 \pm 13,95$ HV. Na parte superior, a amostra de 60s o valor de dureza é de $171,6 \pm 6,64$ HV, enquanto a amostra de 300s a dureza média foi de $221,3 \pm 9,43$ HV. Entre as regiões analisadas da amostra de 60s, observou-se uma redução na dureza média da região da base para intermediária de 3,9% e uma redução de 1,6% da região intermediária para a região superior. Para a amostra de 300s, observou-se um aumento na dureza média da região da base para intermediária de 1,6% e uma redução de 3,2% da região intermediária para a região superior.

O comportamento da dureza ao longo das amostras analisadas pode ser explicado pelas características de resfriamento. Nas primeiras camadas depositadas, o substrato tem influência na direção do fluxo de calor proveniente do processo de deposição, resultando na rápida remoção de calor das camadas. No entanto, à medida que mais camadas são adicionadas, a fonte de calor se distancia do substrato, perdendo sua eficácia como absorvedor de calor. A partir desse ponto, o calor da peça é dissipado principalmente por convecção e radiação tornando o processo de resfriamento mais lento. As Figuras 22 e 23 ilustram o comportamento da

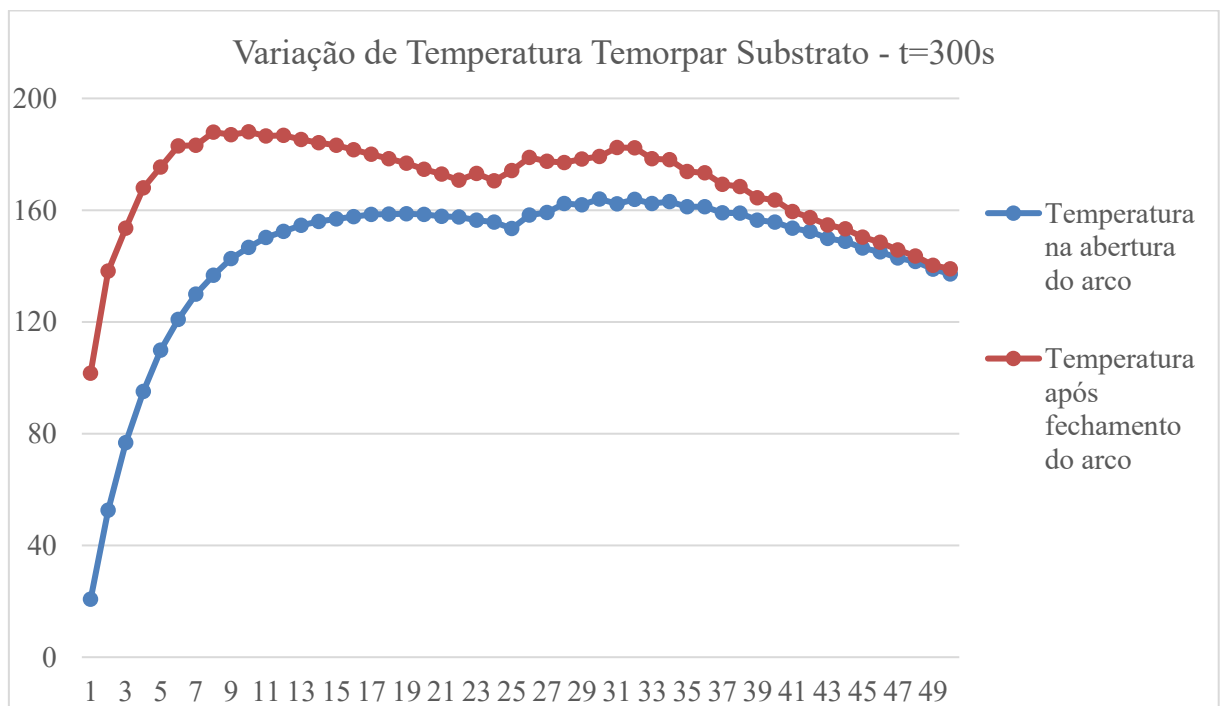
temperatura do substrato no momento de abertura e de fechamento do arco durante a deposição de todas as camadas.

Figura 22. Variação de temperatura no substrato $t=60s$.



Fonte: Autor

Figura 23. Variação de temperatura no substrato $t=300s$.

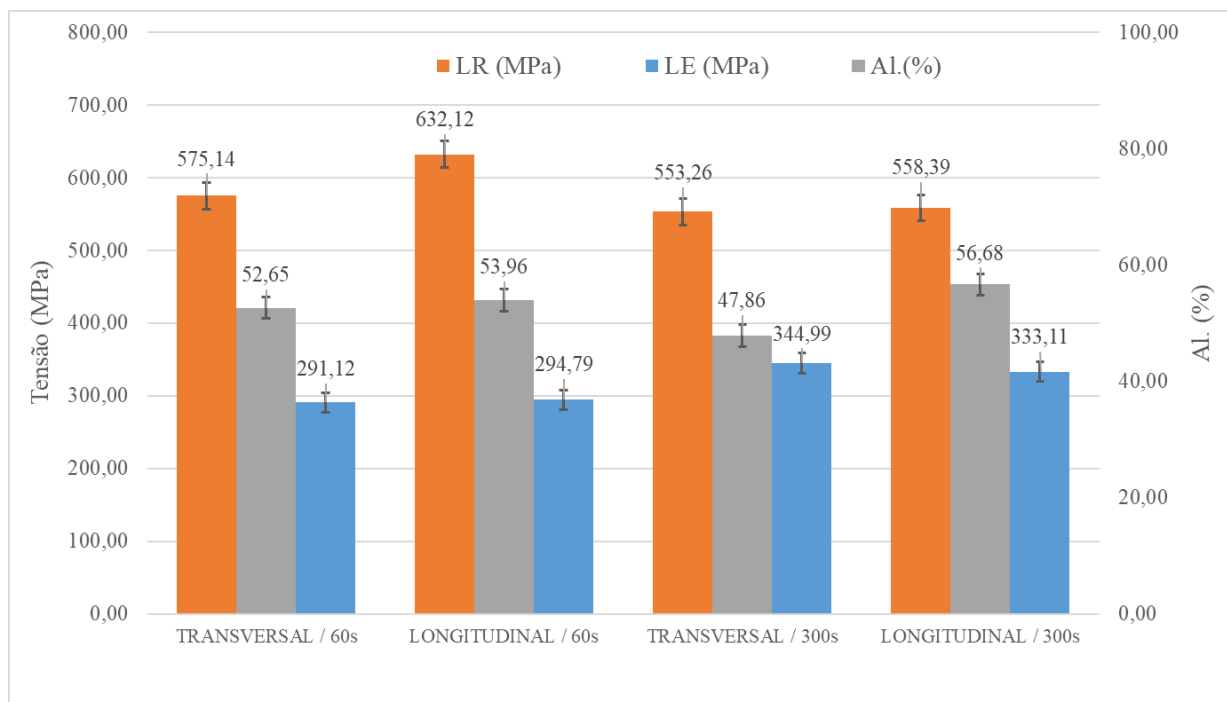


Fonte: Autor

4.5 ENSAIOS DE TRAÇÃO

O gráfico dos valores médios de limite de resistência (LR), limite de escoamento (LE) e alongamento (Al) do aço inoxidável 308L manufaturado via MADA foi apresentado na Figura 24.

Figura 24. Gráfico dos valores médios de limite de resistência, escoamento e alongamento para o aço inoxidável 308L produzido por processo MADA.



Fonte: Autor

A Tabela 8 disponibiliza os resultados dos ensaios, destacando os valores de limite de resistência à tração, limite de escoamento e alongamento. A interpretação desses dados indica que o processo de fabricação analisado usando o aço inoxidável 308L com variação do tempo de interpasse, resultou em valores próximos ou até superiores aos encontrados por outros autores, conforme descrito na Tabela 1 da Seção 2.2.3.

Tabela 8 - Valores de limite de resistência, escoamento e deformação para o aço inoxidável 308L produzido por processo MADA.

SEÇÃO TRANSVERSAL t=60s			
Corpo de Prova	LE (MPa)	LR (MPa)	Al.(%)
TT1.1	289,12	597,03	52,91
TT1.2	287,78	582,92	52,90
TT2.1	296,47	545,46	52,14
Média	291,12	575,14	52,65
Desvio Padrão (MPa)	4,68	26,65	0,44
Coef. Variação (%)	1,61	4,63	0,84
SEÇÃO LONGITUDINAL t=60s			
Corpo de Prova	LE (MPa)	LR (MPa)	Al.(%)
TL1.1	324,46	691,13	54,94
TL1.2	267,82	665,99	49,94
TL2.1	292,08	539,23	57,01
Média	294,79	632,12	53,96
Desvio Padrão (MPa)	28,42	81,42	3,63
Coef. Variação (%)	9,64	12,88	6,74
SEÇÃO TRANSVERSAL t=300s			
Corpo de Prova	LE (MPa)	LR (MPa)	Al.(%)
TT1.1	364,29	559,15	40,55
TT1.2	352,76	552,24	53,30
TT2.1	317,93	548,39	49,72
Média	344,99	553,26	47,86
Desvio Padrão (MPa)	24,14	5,45	6,58
Coef. Variação (%)	7,00	0,99	13,74
SEÇÃO LONGITUDINAL t=300s			
Corpo de Prova	LE (MPa)	LR (MPa)	Al.(%)
TL1.1	336,40	565,61	54,05
TL1.2	347,40	562,46	57,42
TL2.1	315,53	547,09	58,57
Média	333,11	558,39	56,68
Desvio Padrão (MPa)	16,19	9,91	2,35
Coef. Variação (%)	4,86	1,77	4,14

Fonte: Autor

Os resultados dos ensaios de tração revelaram que, na pré-forma de 60s, a média do limite de resistência foi 4,0% maior do que na pré-forma de 300s, quando os corpos de prova

foram retirados no sentido transversal da parede depositada. No entanto, no sentido longitudinal, essa diferença foi ainda mais expressiva, alcançando 13,2% a mais na pré-forma de 60s em comparação com a pré-forma de 300s.

Quanto ao limite de escoamento, observou-se que na pré-forma de 60s, o valor foi 18,5% menor do que na pré-forma de 300s, considerando ambos os corpos de prova retirados no sentido transversal da parede depositada. Porém, no sentido longitudinal, a diferença entre os valores foi de 13,0% a menos na pré-forma de 60s em comparação com a pré-forma de 300s.

No que diz respeito ao alongamento, os resultados indicam que na pré-forma de 60s, o valor médio foi 10,0% maior do que na pré-forma de 300s, quando os corpos de prova foram retirados no sentido transversal da parede depositada. No entanto, no sentido longitudinal, essa diferença foi de 5,0% a menos na pré-forma de 60s em comparação com a pré-forma de 300s.

Nos processos MADA, a estratégia de construção em camadas, pode acomodar inclusões nas interfaces e outros defeitos, como poros ou regiões de baixa densidades que irão deteriorar as propriedades mecânicas dos componentes preparados (ZHONG et al., 2016). Assim, apesar de produzir peças com menor tamanho de grão, que tende a corresponder a materiais com melhor resistência a tração (KRAKHMALEV et al., 2018), a presença desses defeitos, como observado por Wang (2019) e Chen (2018) contribui para que haja uma diminuição na resistência da liga.

Nos processos de Manufatura Aditiva com Deposição de Arco (MADA), a estratégia de construção em camadas pode resultar na formação de inclusões nas interfaces e em outros defeitos, como poros ou regiões de baixa densidade, que têm o potencial de comprometer as propriedades mecânicas dos componentes fabricados (ZHONG et al., 2016). Embora a técnica possa produzir peças com tamanho de grão reduzido, o que geralmente está associado a materiais com melhor resistência à tração (KRAKHMALEV et al., 2018), a presença desses defeitos, conforme observado por Wang (2019) e Chen (2018), tende a causar uma diminuição na resistência da liga.

Os resultados das propriedades de tração obtidos nesta pesquisa são consistentes com as descobertas de Mai (2021). De acordo com o autor que investigou pré-formas finas fabricadas em aço inoxidável 308LSi por meio do processo MADA, os resultados para o limite de resistência, limite de escoamento e alongamento em corpos de prova retirados na transversal foram de $531,78 \pm 4,52$ MPa, $343,67 \pm 7,53$ MPa e $39,58 \pm 1,38\%$, respectivamente. Para os

corpos de prova retirados na longitudinal, os valores foram respectivamente de $552,95 \pm 4,96$ MPa, $352,6 \pm 8,12$ MPa e $54,13 \pm 1,29\%$. Mai (2021) afirma que as propriedades de tração das pré-formas depositadas tendem a apresentar valores mais elevados no sentido longitudinal, quando comparado com os corpos de prova retirados na transversal.

5 – CONCLUSÕES

Ao empregar os parâmetros de soldagem predefinidos, efetuou-se com sucesso a manufatura aditiva do aço inoxidável 308L por meio do processo de soldagem MIG, resultando em pré-formas projetadas para análise, compostas por 50 cordões de solda depositados. A avaliação da relação de composição química C_{req}/Ni_{eq} indicou que o modo de solidificação para o aço inoxidável 308L utilizado neste processo é FA (ferrítica-austenítica). Além disso, a análise revelou uma microestrutura austenítica com a presença da ferrita delta em diferentes morfologias dispersas na matriz, tendo como morfologias predominantes, a vermicular e *lathy*.

A amostra com um intervalo de 300 segundos revelou uma morfologia mais homogênea, destacando-se pela predominância da ferrita vermicular e *lathy*. Por contraste, a amostra com um intervalo de 60 segundos apresentou uma morfologia menos uniforme, evidenciando áreas com prevalência maior da ferrita vermicular.

Os valores mais elevados de microdureza foram identificados na amostra com um intervalo de 300 segundos, caracterizada por uma maior concentração de ferrita delta (δ) na estrutura do material analisado.

Ao analisar o parâmetro do tempo de resfriamento ao qual as pré-formas foram submetidas, observa-se que um maior tempo de intervalo entre passes resultou em um aumento na dureza do material depositado. Os resultados de tração, foram condizentes com os valores esperado para materiais fabricados por MADA, conforme comparado com outros autores os valores são próximos dos encontrados em outras pesquisas. Os valores encontrados nos estudos foram significativamente influenciados pelo tempo de resfriamento, resultando em valores distintos tanto na análise transversal quanto na longitudinal da pré-forma.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ALBERTI, E. A.; BUENO, B. M. P.; D'OLIVEIRA, A. S. Processamento de ligas de níquel com técnica de manufatura aditiva utilizando plasma por arco transferido. **Soldagem & Inspeção**, v. 20, p. 137-147, 2015.

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

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM F2792: Standard terminology for additive manufacturing technologies**. West Conshohocken, 2013.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM 52900: Additive Manufacturing – General Principles – Fundamentals and Vocabulary**. West Conshohocken, 2015.

ARANA, M.; UKAR, E.; RODRIGUEZ, I.; AGUILAR, D.; ÁLVAREZ, P. Influence of deposition strategy and heat treatment on mechanical properties and microstructure of 2319 aluminum WAAM components. **Materials & Design**, v. 221, 110974, 2022.

ASKELAND, D. R., PHULÉ, P. P., WRIGHT, W. J., BHATTACHARYA, D. K., **The Science and Engineering of Materials**, 6th ed., Stamford, 2010.

BANDYOPADHYAY, A.; BOSE, S. (Ed.). **Additive manufacturing**. CRC press, 2019.

BROOKS, J., A.; LIPPOLD, J., C. Selection of wrought austenitic stainless steels. **ASM handbook**, v. 6, p. 456-470, 1993.

CALLISTER, W. D. **Ciência E Engenharia de Materiais: Uma Introdução**. Grupo Gen-LTC, 2000.

CHEN, D., HEYER, S., IBBOTSON, S., SALONITIS, K., STEINGRÍMSSON, J. G., & THIEDE, S. Direct digital manufacturing: definition, evolution, and sustainability implications. **Journal of Cleaner Production**, v. 107, p. 615-625, 2015.

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

COELHO, F. G. F. Desenvolvimento de um sistema baseado em aquisição de imagens para a parametrização do processo GMAW-P em manufatura aditiva. 188p, 2021, Tese de Doutorado. Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte.

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

DELONG, W. T. Ferrite in austenitic stainless steel weld metal. **Weld. J. (NY)**, v. 53, n. 7, p. 273-286, 1974.

DING, D.; PAN, Z.; CUIURI, D.; LI, H. Wire-feed additive manufacturing of metal components: technologies, developments and future interests. **International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 81, p. 465-481, 2015.

FERRARESI, H. N. **Efeito Dos Ciclos Térmicos Da Manufatura Aditiva Por Soldagem A Arco Sobre A Dureza E Microestrutura Da ZAC De Um Ferro Fundido Nodular**. 144p. 2018. Dissertação de Mestrado. Universidade Federal Uberlândia, MG, Brasil.

FU, J. W., YANG, Y. S., GUO, J. J., MA, J. C., & TONG, W. H. Microstructure evolution in AISI 304 stainless steel during near rapid directional solidification. **Materials Science and Technology**, v. 25, n. 8, p. 1013-1016, 2009.

GHASEMI, R., BEIDOKHTI, B., & FAZEL-NAJAFABADI, M. Effect of delta ferrite on the mechanical properties of dissimilar ferritic-austenitic stainless-steel welds. **Archives of Metallurgy and Materials**, v. 63, n. 1, p. 437–443, 2018.

GE, J., LIN, J., LEI, Y., & FU, H. Location-related thermal history, microstructure, and mechanical properties of arc additively manufactured 2Cr13 steel using cold metal transfer welding. **Materials Science and Engineering: A**, v. 715, p. 144-153, 2018.

GUILHERME, L. H. **Influência Da Fase Sigma Na Corrosão Em Microrregiões De Juntas Soldadas Por Processos MIG Do Aço Inoxidável AISI 316L**. 197p, 2016. Tese de Doutorado. Universidade de São Paulo, SP, Brasil.

HUANG, Y., LEU, M. C., MAZUMDER, J., & DONMEZ, A. Additive manufacturing:

current state, future potential, gaps and needs, and recommendations. **Journal of Manufacturing Science and Engineering**, v. 137, n. 1, p. 014001, 2015.

KRAKHMALOV, P., FREDRIKSSON, G., SVENSSON, K., YADROITSEV, I., YADROITSAVA, I., THUVANDER, M., & PENG, R. Microstructure, solidification texture, and thermal stability of 316 L stainless steel manufactured by laser powder bed fusion. **Metals**, v. 8, n. 8, p. 643, 2018.

KE, Y.; XIONG, J. Microstructure and mechanical properties of double-wire feed GTA additive manufactured 308L stainless steel. **Rapid Prototyping Journal**, v. 26, n. 9, p. 1503-1513, 2020.

KÖHLER, M., HENSEL, J., & DILGER, K. Effects of thermal cycling on wire and arc additive manufacturing of Al-5356 components. **Metals**, v. 10, n. 7, p. 952, 2020.

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

LANGELANDSVIK, G.; HORGAR, A.; FURU, T.; ROVEN, H. J.; AKSELSEN, O. M. Comparative study of eutectic Al-Si alloys manufactured by WAAM and casting. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 110, p. 935-947, 2020.

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

LIBERATO, F. M. **Soldagem Subaquática de Aço Baixo Carbono com Eletrodo Inoxidável Austenítico**. 141p, 2017, Tese de Doutorado. Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte.

LIPPOLD, J.C.; KOTECHI, D.J. **Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels**. Ohio: John Wiley & Sons Inc., 2005

MAI, D. S., DOAN, T. K., & PARIS, H. Wire and arc additive manufacturing of 308L

stainless steel components: Optimization of processing parameters and material properties. **Engineering Science and Technology, an International Journal**, v. 24, n. 4, p. 1015-1026, 2021.

MAI, D. S., LE, V. T. Microstructural and mechanical characteristics of 308L stainless steel manufactured by gas metal arc welding-based additive manufacturing. **Materials Letters**, v. 271, p. 127791, 2020.

MICHLA, J. R. J.; NAGARAJAN, R.; KRISHNYSAMY, S.; SIENGCHIN, S.; ISMAIL, S. O.; PRABHU, T. R. Conventional and additively manufactured stainless steels: a review. **Transactions of the Indian Institute of Metals**, v. 74, n. 6, p. 1261-1278, 2021.

MONTEVECCHI, F., VENTURINI, G., GROSSI, N., SCIPPA, A., CAMPATELLI, G. Idle time selection for wire-arc additive manufacturing: A finite element-based technique. **Additive Manufacturing**, v. 21, p. 479-486, 2018.

MORAIS, V. L. **Estudo comparativo da deformação a frio e da resistência à corrosão nos aços inoxidáveis austeníticos AISI 201 e AISI 304**. 166p, 2010. Tese de Doutorado. Universidade de São Paulo, SP, Brasil.

OLIVEIRA, J. M. D. **Caracterização de peça em aço inox 316L fabricada por manufatura aditiva (DMLS)**. 2019. Trabalho de Conclusão de Curso. Universidade Tecnológica Federal do Paraná.

OLSON, D. L. Prediction of austenitic weld metal microstructure and properties. **Welding journal**, v. 64, n. 10, p. 281-295, 1985.

ÖRNEK, C. Additive manufacturing—a general corrosion perspective. **Corrosion Engineering, Science and Technology**, v. 53, n. 7, p. 531-535, 2018.

PADILHA, A. F.; GUEDES, L. C. **Aços inoxidáveis austeníticos: microestrutura e propriedades**. Hemus Editora Limitada, São Paulo, 1994.

PADILHA, A. F.; RIOS, P. R. Decomposition of austenite in austenitic stainless steels. **ISIJ international**, v. 42, n. 4, p. 325-327, 2002.

WILLIAMS, S. W., MARTINA, F., ADDISON, A. C., DING, J., PARDAL, G., & COLEGROVE, P. Wire+ arc additive manufacturing. **Materials science and technology**, v.

32, n. 7, p. 641-647, 2016.

ROCHA, P. C. J., RODRIGUES, M. B., PEREIRA, M., & GALEAZZI, D. Analysis of interlayer idle time as a temperature control technique in additive manufacturing of thick walls by means of CMT and CMT pulse welding processes. **Soldagem & Inspeção**, v. 25, 2020.

RODRIGUES, T. A., DUARTE, V., AVILA, J. A., SANTOS, T. G., MIRANDA, R. M., & OLIVEIRA, J. P. Wire and arc additive manufacturing of HSLA steel: Effect of thermal cycles on microstructure and mechanical properties. **Additive Manufacturing**, v. 27, p. 440-450, 2019.

RON, T., LEVY, G. K., DOLEV, O., LEON, A., SHIRIZLY, A., & AGHION, E. Environmental behavior of low carbon steel produced by a wire arc additive manufacturing process. **Metals**, v. 9, n. 8, p. 888, 2019.

SAMES, W. J., LIST, F. A., PANNALA, S., DEHOFF, R. R., & BABU, S. S. The metallurgy and processing science of metal additive manufacturing. **International materials reviews**, v. 61, n. 5, p. 315-360, 2016.

SANDER, G., BABU, A. P., GAO, X., JIANG, D., BIRBILIS, N. On the effect of build orientation and residual stress on the corrosion of 316L stainless steel prepared by selective laser melting. **Corrosion Science**, v. 179, p. 109149, 2021.

SIEWERT, T. A.; MCCOWAN, C. N.; OLSON, D. L. Ferrite number prediction to 100 FN in stainless steel weld metal. **Welding Journal**, v. 67, n. 12, p. 289-298, 1988.

SILVA, L. J. **Near-immersion active cooling for wire+ arc additive manufacturing: from concept to application near-immersion active cooling for wire+ arc additive**, 140p. 2019. Tese de Doutorado. Universidade Federal Uberlândia, MG, Brasil.

SINGH, S. R., & KHANNA, P. Wire arc additive manufacturing (WAAM): A new process to shape engineering materials. **Materials Today: Proceedings**, v. 44, p. 118-128, 2021.

SCOTTI, A.; PONOMAREV, V. Soldagem MIG/MAG: melhor entendimento, melhor desempenho. São Paulo, Artliber Editora, 288 p., 2014.

SOARES, P. R. S. **Estudo da corrosão em diferentes tipos de aço**. 78p. 2012.

Dissertação de Mestrado. Instituto Superior de Engenharia do Porto. Porto, Portugal.

SOUZA, G. P.; TERRONES, L. A. H. Susceptibilidade à corrosão intergranular e por pites do aço inoxidável austenítico AISI 347 soldado e solubilizado. **Exatas & Engenharias**, v. 10, n. 29, p. 74-89, 2020.

SOUZA, L. B. O. **Correlação Entre Processos De Fabricação Convencional e Por Manufatura Aditiva com as Propriedades do Aço Inoxidável 316L**. 104p, 2022. Dissertação de Mestrado, Universidade Federal Uberlândia, MG, Brasil.

SUN, L., JIANG, F., HUANG, R., YUAN, D., GUO, C., WANG, J. Microstructure and mechanical properties of low-carbon high-strength steel fabricated by wire and arc additive manufacturing. **Metals**, v. 10, n. 2, p. 216, 2020.

TOMA, R., E. **Comparação de juntas soldadas de aço inoxidável AISI 304 para aplicação em baixa temperatura utilizando-se a soldagem por arco submerso**. 2012. Tese de Doutorado. Universidade de São Paulo, SP, Brasil.

URBINA LEAL, D. A. **Caracterização microestrutural e avaliação da resistência à corrosão na manufatura aditiva do ER308L pelo processo TIG**. 102p, 2022. Dissertação de Mestrado. Universidade de São Paulo, SP, Brasil.

XIONG, J., LI, R., LEI, Y., & CHEN, H. Heat propagation of circular thin-walled parts fabricated in additive manufacturing using gas metal arc welding. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 251, p. 12-19, 2018.

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

WANG, L.; WU, C. S.; GAO, J. Q. Suppression of humping bead in high speed GMAW with external magnetic field. **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 21, n. 2, p. 131-139, 2016.

WANG, L., XUE, J., & WANG, Q. Correlation between arc mode, microstructure, and mechanical properties during wire arc additive manufacturing of 316L stainless steel. **Materials Science and Engineering: A**, v. 751, p. 183-190, 2019.

WU, B., DING, D., PAN, Z., CUIURI, D., LI, H., HAN, J., FEI, Z. Effects of heat accumulation on the arc characteristics and metal transfer behavior in Wire Arc Additive Manufacturing of Ti6Al4V. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 250, p. 304-312, 2017.

WU, B., PAN, Z., DING, D., CUIURI, D., LI, H., FEI, Z. The effects of forced interpass cooling on the material properties of wire arc additively manufactured Ti6Al4V alloy. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 258, p. 97-105, 2018.

WU, W., XUE, J., WANG, L., ZHANG, Z., HU, Y., DONG, C. Forming process, microstructure, and mechanical properties of thin-walled 316L stainless steel using speed-cold-welding additive manufacturing. **Metals**, v. 9, n. 1, p. 109, 2019.

YANG, D., WANG, G., & ZHANG, G. Thermal analysis for single-pass multi-layer GMAW based additive manufacturing using infrared thermography. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 244, p. 215-224, 2017.

YILMAZ, O.; UGLA, A. A. Microstructure characterization of SS308LSi components manufactured by GTAW-based additive manufacturing: shaped metal deposition using pulsed current arc. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 89, p. 13-25, 2017.

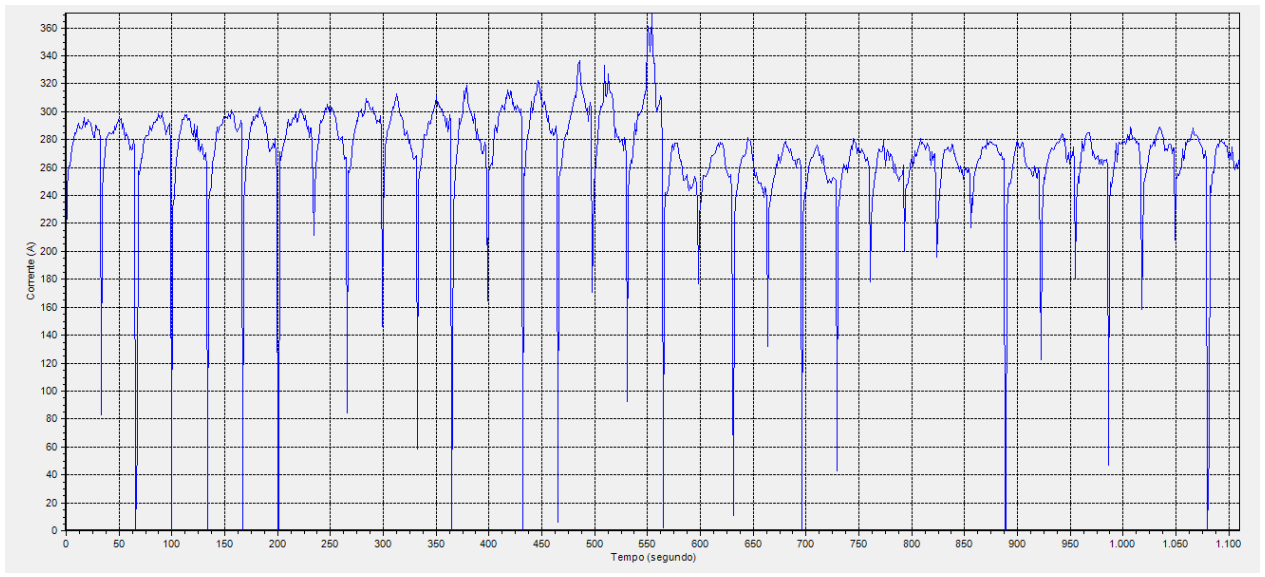
ZHONG, Y., LIU, L., WIKMAN, S., CUI, D., & SHEN, Z. Intragranular cellular segregation network structure strengthening 316L stainless steel prepared by selective laser melting. **Journal of Nuclear Materials**, v. 470, p. 170-178, 2016.

ZHONG, Y., ZHENG, Z., LI, J., & WANG, C. Fabrication of 316L nuclear nozzles on the main pipeline with large curvature by CMT wire arc additive manufacturing and self-developed slicing algorithm. **Materials Science and Engineering: A**, v. 820, p. 141539, 2021.

APÊNDICE A - Composição química de arames conforme a AWS A5.9-93

AWS	Composição química (% em peso)									
	C	Cr	Ni	Mo	Mn	Si	P	S	N	Cu
ER209	0,05	21-24	9,5-12	1,5-3	4 -7	0,9	0,03	0,03	0,1-0,3	0,75
ER218	0,1	16,0-18,0	8,0-9,0	0,75	7,0-9,0	3,4-4,5	0,03	0,03	0,08-0,18	0,75
ER307	0,04-0,14	19,5-22,0	8,0-10,7	0,5-1,5	3,3-4,75	0,3-0,65	0,03	0,03	-	0,75
ER308	0,08	19,5-22,0	9,0-11,0	0,75	1,0-2,5	0,3-0,65	0,03	0,03	-	0,75
ER308H	0,04-0,08	19,5-22,0	9,0-11,0	0,50	1,0-2,5	0,3-0,65	0,03	0,03	-	0,75
ER308L	0,03	19,5-22,0	9,0-11,0	0,75	1,0-2,5	0,3-0,65	0,03	0,03	-	0,75
ER308Mo	0,08	18,0-21,0	9,0-12,0	2,0-3,0	1,0-2,5	0,3-0,65	0,03	0,03	-	0,75
ER308Si	0,08	19,5-22,0	9,0-11,0	0,75	1,0-2,5	0,3-0,65	0,03	0,03	-	0,75
ER309	0,12	23,0-25,0	12,0-14,0	0,75	1,0-2,5	0,3-0,65	0,03	0,03	-	0,75
ER309L	0,03	23,0-25,0	12,0-14,0	0,75	1,0-2,5	0,3-0,65	0,03	0,03	-	0,75
ER310	0,08-0,15	25,0-28,0	20,0-22,5	0,75	1,0-2,5	0,3-0,65	0,03	0,03	-	0,75
ER312	0,15	28,0-32,0	8,0-10,5	0,75	1,0-2,5	0,3-0,65	0,03	0,03	-	0,75
ER316	0,08	18,0-20,0	11,0-14,0	2,0-3,0	1,0-2,5	0,3-0,65	0,03	0,03	-	0,75
ER317	0,08	18,5-20,5	13,0-15,0	3,0-4,0	1,0-2,5	0,30-0,65	0,03	0,03	-	0,75

APÊNDICE B – Corrente, Tensão e Velocidade de Alimentação das pré-formas



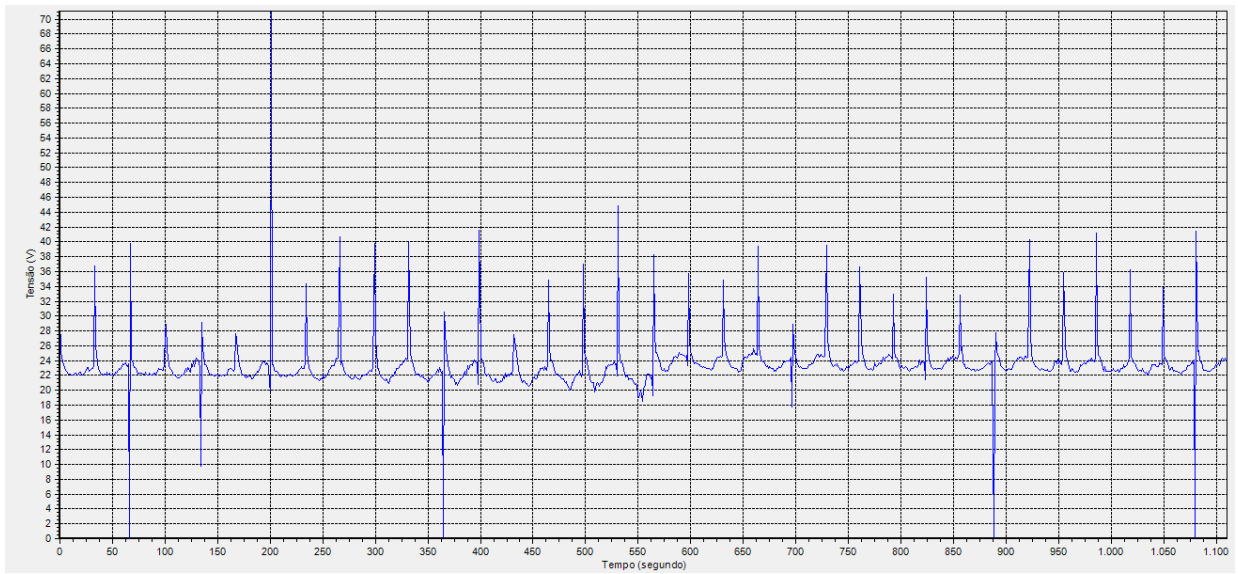
Estatística

Sinal: Parede_2_Inox_60s - Fonte Solda - Sandvik.txt
Canal: Corrente (A)

Início: 0,0 segundo
Intervalo: 1112,0 segundo
Pontos: 1112

Média: 270,31 A
Desvio Padrão: 42,855 A
Média eficaz: 273,68 A
Valor mínimo: 0,0 A
Valor máximo: 370,60 A

Coefficiente de correlação (r): -0,1535
Inclinação: -2,0479E-002 A/segundo
Intercepto: 281,68 A



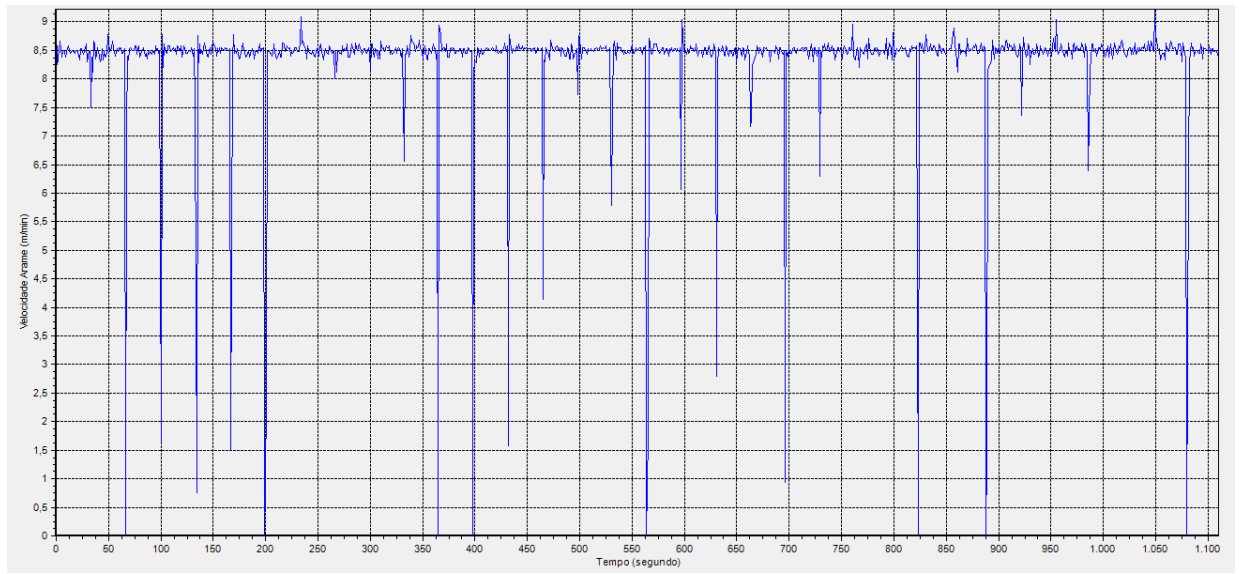
Estatística

Sinal: Parede_2_Inox_60s - Fonte Solda - Sandvik.txt
Canal: Tensão (V)

Início: 0,0 segundo
Intervalo: 1112,0 segundo
Pontos: 1112

Média: 23,317 V
Desvio Padrão: 3,284 V
Média eficaz: 23,546 V
Valor mínimo: 0,0 V
Valor máximo: 71,10 V

Coefficiente de correlação (r): 0,1039
Inclinação: 1,0619E-003 V/segundo
Intercepto: 22,727 V



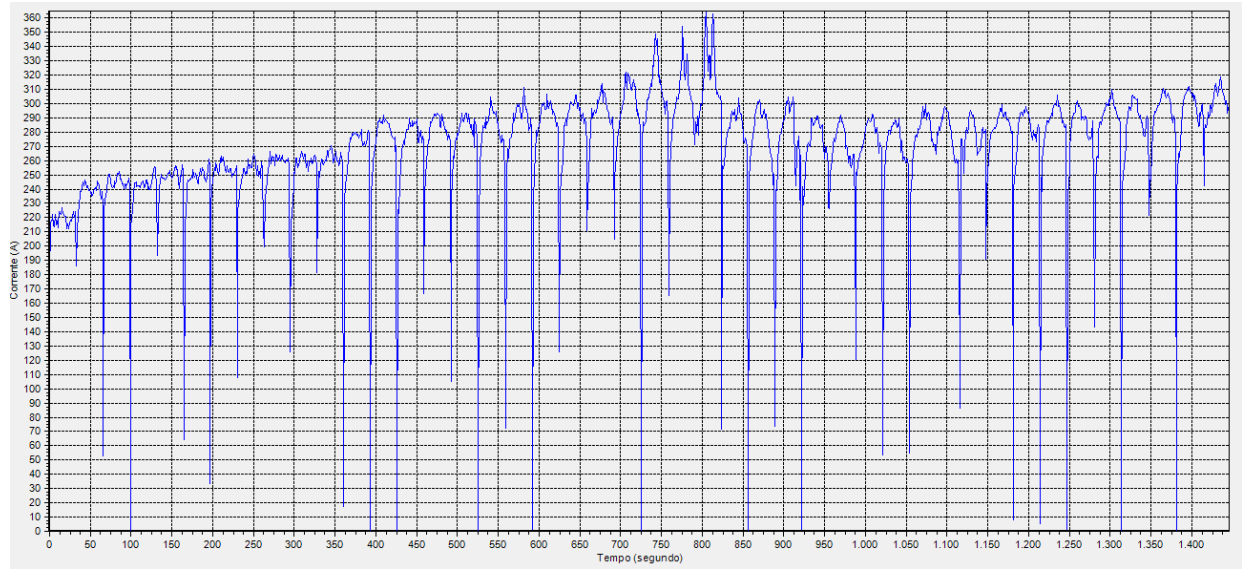
Estatística

Sinal: Parede_2_Inox_60s - Fonte Solda - Sandvik.txt
Canal: Velocidade Arame (m/min)

Início: 0,0 segundo
Intervalo: 1112,0 segundo
Pontos: 1112

Média: 8,357 m/min
Desvio Padrão: 0,9986 m/min
Média eficaz: 8,416 m/min
Valor mínimo: 0,0 m/min
Valor máximo: 9,220 m/min

Coefficiente de correlação (r): 3,6365E-002
Inclinação: 1,1308E-004 m/min/segundo
Intercepto: 8,294 m/min



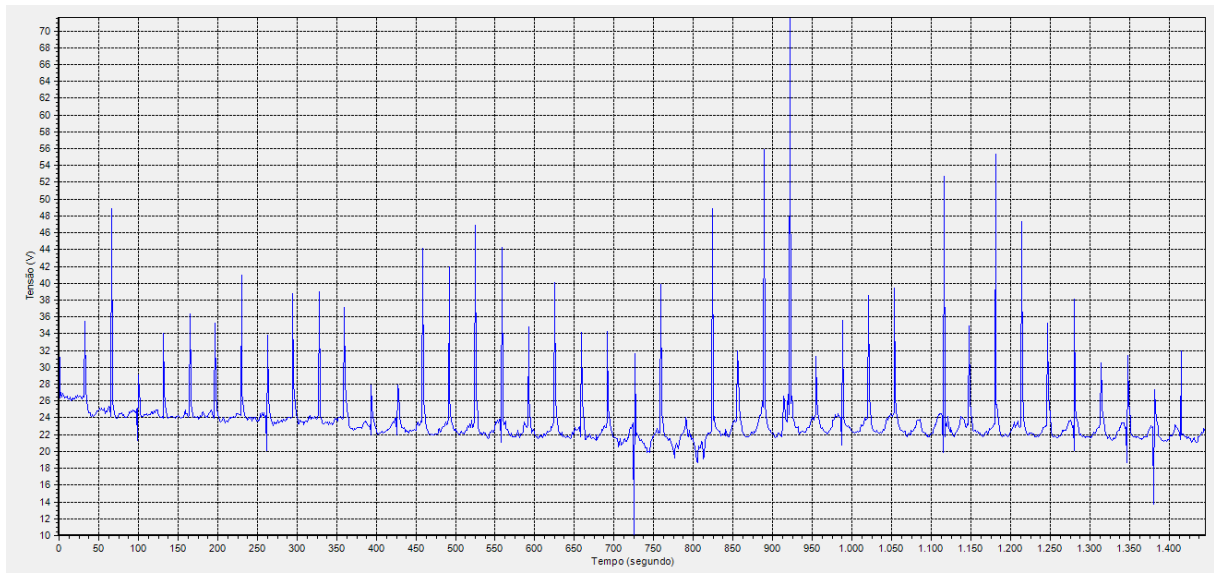
Estatística

Sinal: Parede_2_Inox_300s - Fonte Solda - Sandvik.txt
Canal: Corrente (A)

Início: 0,0 segundo
Intervalo: 1448,0 segundo
Pontos: 1448

Média: 270,39 A
Desvio Padrão: 41,539 A
Média eficaz: 273,56 A
Valor mínimo: 0,0 A
Valor máximo: 364,90 A

Coefficiente de correlação (r): 0,3279
Inclinação: 3,2573E-002 A/segundo
Intercepto: 246,82 A



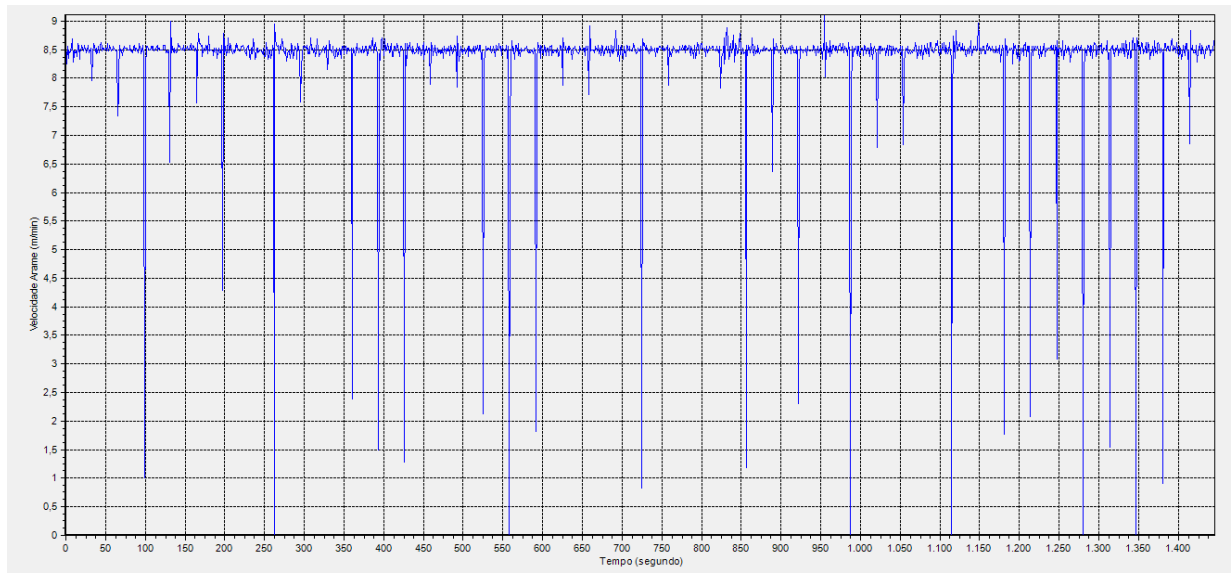
Estatística

Sinal: Parede_2_Inox_300s - Fonte Solda - Sandvik.txt
Canal: Tensão (V)

Início: 0,0 segundo
Intervalo: 1448,0 segundo
Pontos: 1448

Média: 23,510 V
Desvio Padrão: 3,358 V
Média eficaz: 23,749 V
Valor mínimo: 10,000 V
Valor máximo: 71,60 V

Coefficiente de correlação (r): -0,2034
Inclinação: -1,6337E-003 V/segundo
Intercepto: 24,692 V



Estatística

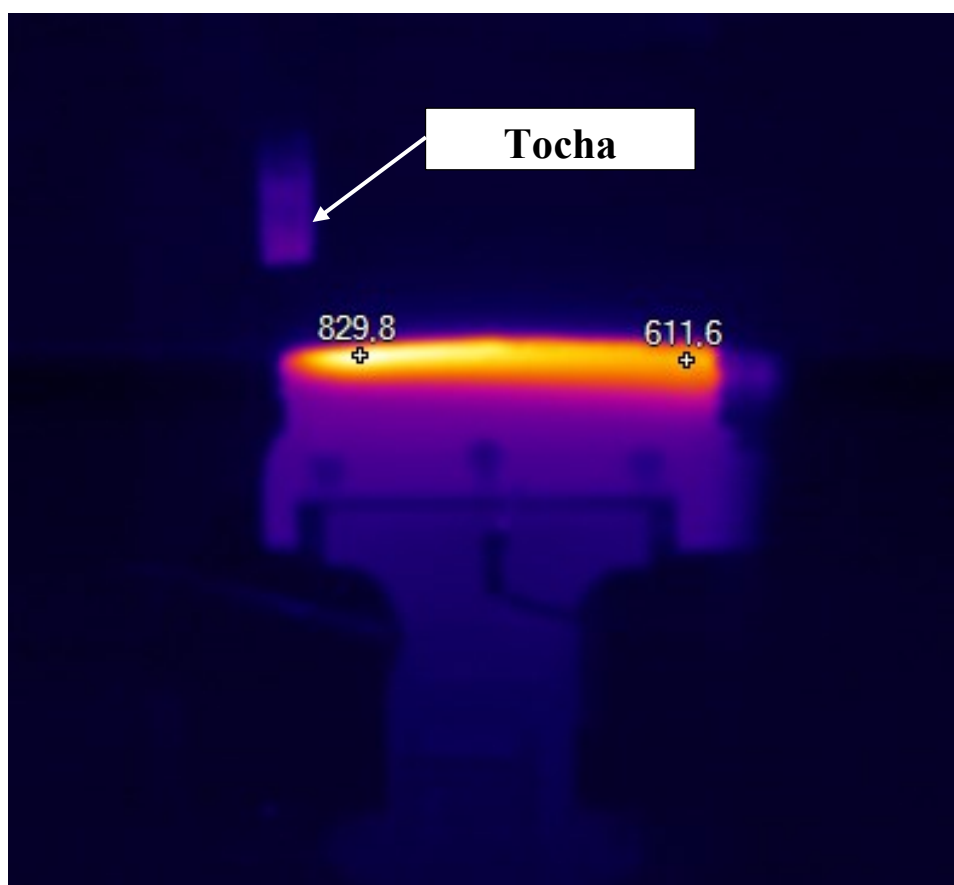
Sinal: Parede_2_Inox_300s - Fonte Solda - Sandvik.txt
Canal: Velocidade Arame (m/min)

Início: 0,0 segundo
Intervalo: 1448,0 segundo
Pontos: 1448

Média: 8,381 m/min
Desvio Padrão: 0,9083 m/min
Média eficaz: 8,430 m/min
Valor mínimo: 0,0 m/min
Valor máximo: 9,110 m/min

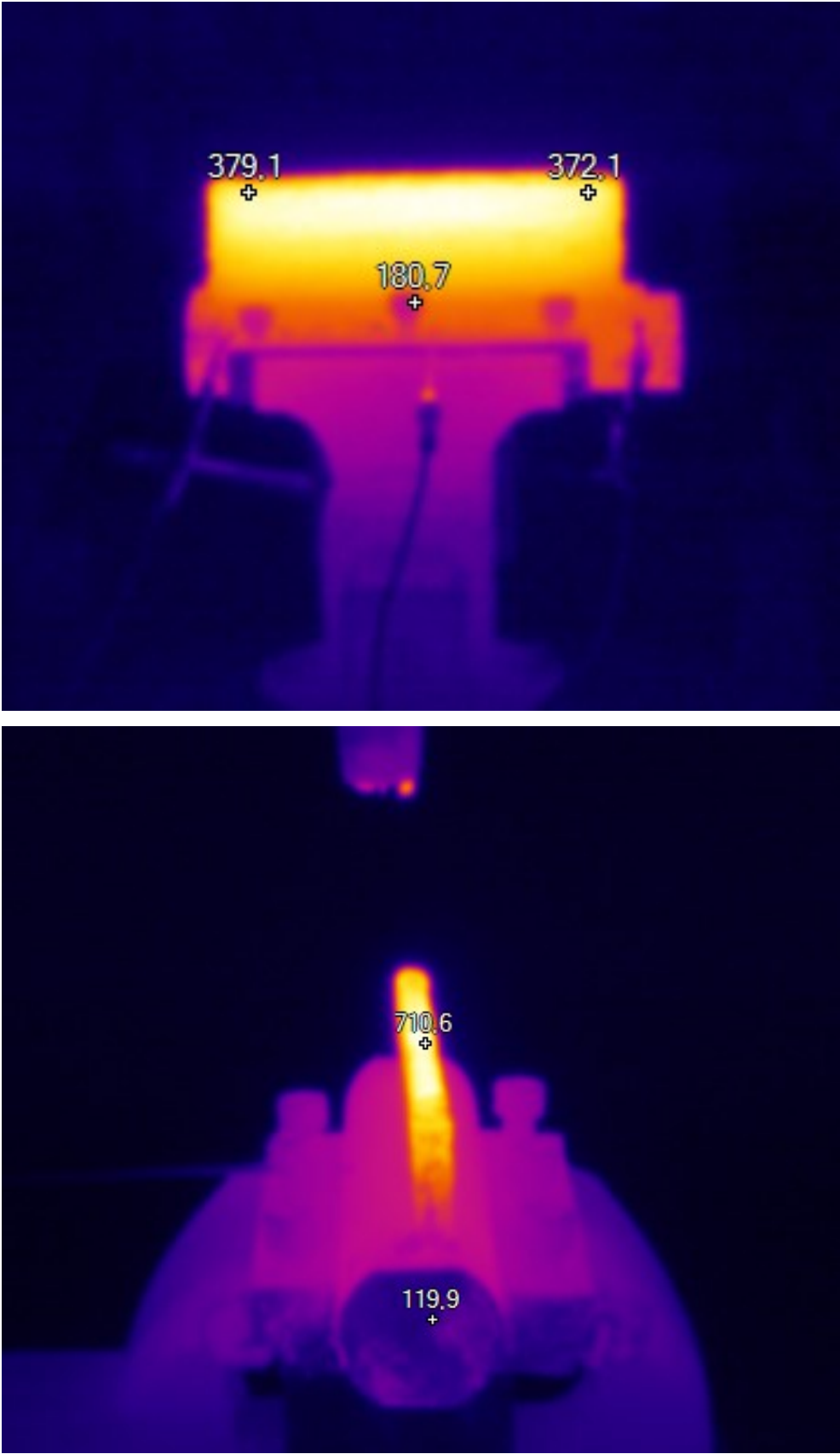
Coefficiente de correlação (r): -3,5242E-002
Inclinação: -7,6549E-005 m/min/segundo
Intercepto: 8,437 m/min

APÊNDICE C – Imagem termográfica após a 10ª camada de deposição. (Sentido de deposição da esquerda para direita)

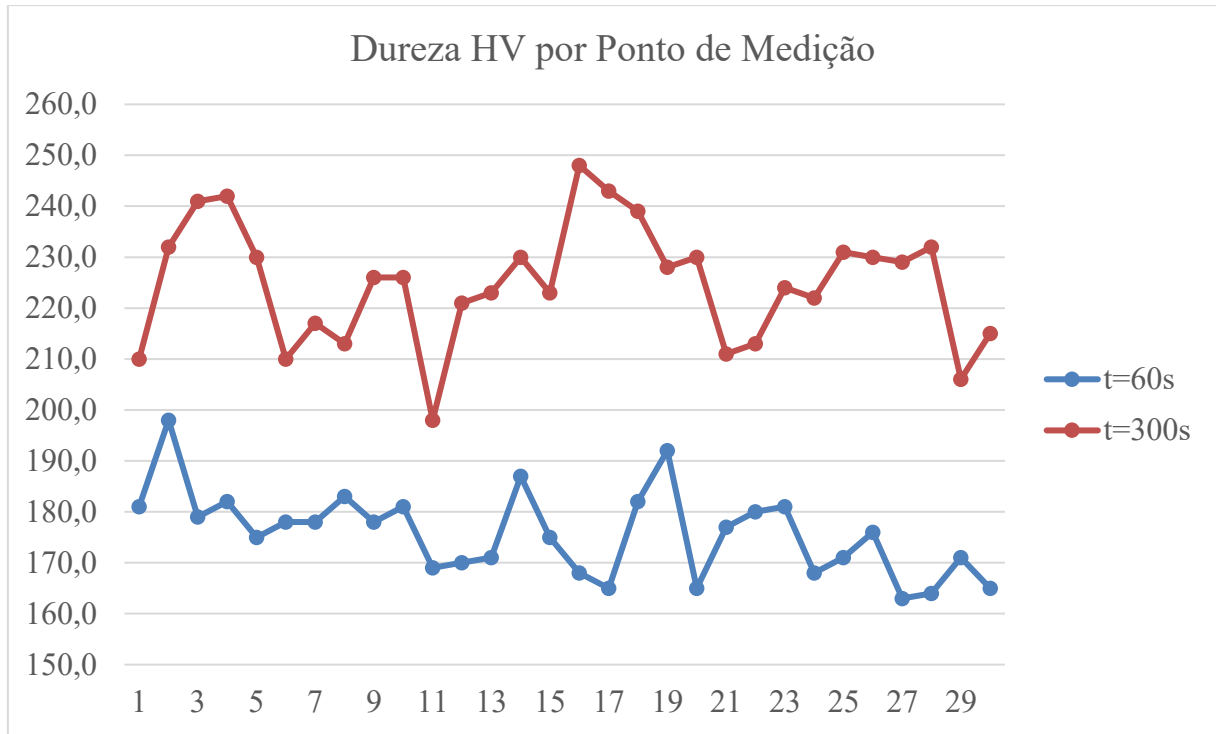


Fonte: Autor

APÊNDICE D – Diferença de temperatura entre pré-forma e substrato



Fonte: Autor

APÊNDICE E – Variação da microdureza (HV)

Fonte: Autor