

FERNANDO MATOS SCOTTI

**MANUFATURA ADITIVA POR DEPOSIÇÃO A ARCO DE PAREDES
FINAS DE AÇO INOXIDÁVEL SUPER DUPLEX COM
RESFRIAMENTO ATIVO POR QUASE-IMERSÃO**



UNIVERSIDADE FEDERAL DE UBERLÂNDIA
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA

2021

FERNANDO MATOS SCOTTI

**MANUFATURA ADITIVA POR DEPOSIÇÃO A ARCO DE PAREDES
FINAS DE AÇO INOXIDÁVEL SUPER DUPLEX COM
RESFRIAMENTO ATIVO POR QUASE-IMERSÃO**

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Uberlândia, como requisito parcial para obtenção do grau de **Mestre em Engenharia Mecânica**.

Área de Concentração: Materiais e Processos de Fabricação

Orientador: Prof. Dr. Ruham Pablo Reis

Uberlândia, Agosto de 2021

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

S431 2021	<p>Scotti, Fernando Matos, 1995- Manufatura Aditiva por Deposição a Arco de Paredes Finas de Aço Inoxidável Super Duplex Com Resfriamento Ativo Por Quase-imersão [recurso eletrônico] / Fernando Matos Scotti. - 2021.</p> <p>Orientador: Ruham Pablo Reis. Dissertação (Mestrado) - Universidade Federal de Uberlândia, Pós-graduação em Engenharia Mecânica. Modo de acesso: Internet. Disponível em: http://doi.org/10.14393/ufu.di.2021.471 Inclui bibliografia. Inclui ilustrações.</p> <p>1. Engenharia mecânica. I. Reis, Ruham Pablo, 1979-, (Orient.). II. Universidade Federal de Uberlândia. Pós- graduação em Engenharia Mecânica. III. Título.</p> <p style="text-align: right;">CDU: 621</p>
--------------	---

Bibliotecários responsáveis pela estrutura de acordo com o AACR2:

Gizele Cristine Nunes do Couto - CRB6/2091



UNIVERSIDADE FEDERAL DE UBERLÂNDIA

Coordenação do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica
Av. João Naves de Ávila, nº 2121, Bloco 1M, Sala 212 - Bairro Santa Mônica, Uberlândia-MG, CEP 38400-902
Telefone: (34) 3239-4282 - www.posgrad.mecanica.ufu.br - secposmec@mecanica.ufu.br



ATA DE DEFESA - PÓS-GRADUAÇÃO

Programa de Pós-Graduação em:	Engenharia Mecânica				
Defesa de:	Dissertação de Mestrado Acadêmico, nº 599, COPEM				
Data:	17/09/2021	Hora de início:	14:00	Hora de encerramento:	16:30
Matrícula do Discente:	11922EMC003				
Nome do Discente:	Fernando Matos Scotti				
Título do Trabalho:	Manufatura Aditiva por Deposição a Arco de Paredes Finas de Aço Inoxidável Super Duplex com Resfriamento Ativo por Quase-Imersão				
Área de concentração:	Materiais e Processos de Fabricação				
Linha de pesquisa:	Processos de Fabricação (Usinagem e Soldagem)				
Projeto de Pesquisa de vinculação:	Aplicabilidade da Manufatura Aditiva por Soldagem a Arco (MASA) para Fabricação de Componentes Metálicos de Simples, Média e Alta Complexidade utilizados no Setor de Óleo, Gás e Biocombustíveis				

Reuniu-se por meio de webconferência a Banca Examinadora, designada pelo Colegiado do Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica, assim composta: Professores Doutores: Louriel Oliveira Vilarinho - FEMEC/UFU; Ana Sofia Clímaco Monteiro d'Oliveira/UFPR e Ruham Pablo Reis - FEMEC/UFU, orientador do candidato. Ressalta-se que os Prof. Louriel Oliveira Vilarinho, Ruham Pablo Reis e o Discente participaram da defesa por meio de webconferência desde a cidade de Uberlândia/MG, Profa. Ana Sofia Clímaco Monteiro d'Oliveira desde a cidade de Curitiba/PR, em atendimento a Portaria nº 36, de 19 de março de 2020, da Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior - CAPES.

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

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

Aprovado.

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

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

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



Documento assinado eletronicamente por **Louriel Oliveira Vilarinho, Professor(a) do Magistério Superior**, em 17/09/2021, às 16:48, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 6º, § 1º, do [Decreto nº 8.539, de 8 de outubro de 2015](#).



Documento assinado eletronicamente por **Ana Sofia Clímaco Monteiro de Oliveira, Usuário Externo**, em 23/09/2021, às 14:33, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 6º, § 1º, do [Decreto nº 8.539, de 8 de outubro de 2015](#).



Documento assinado eletronicamente por **Ruham Pablo Reiser, Professor(a) do Magistério Superior**, em 24/09/2021, às 08:57, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 6º, § 1º, do [Decreto nº 8.539, de 8 de outubro de 2015](#).



A autenticidade deste documento pode ser conferida no site https://www.sei.ufu.br/sei/controlador_externo.php?acao=documento_conferir&id_orgao_acesso_externo=0, informando o código verificador **3046599** e o código CRC **F65C8790**.

AGRADECIMENTOS

Ao professor Ruham Pablo Reis, pela orientação, ensinamentos, confiança e incentivo ao longo de toda a realização deste trabalho.

Ao programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica da UFU, pelo suporte e oportunidade de realizar este curso.

À Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior – Brasil (CAPES) pela bolsa de estudos. À PETROBRÁS pelo financiamento das atividades experimentais e concessão de bolsa através do projeto 23117.018175/2019-80.

Aos professores Américo Scotti, Louriel Vilarinho, Valtair Ferraresi e Vladimir Ponomarev pelos ensinamentos e por serem grandes exemplos de profissionais na área.

Aos alunos, engenheiros e técnicos do grupo Laprosolda/UFU pela recepção, apoio e ensinamentos. Em especial, aos colegas de laboratório Felipe Ribeiro Teixeira e Vinícius Lemes Jorge pela amizade, companheirismo nas atividades de laboratório, discussões e aprendizados. Também ao professor Rafael Pereira Ferreira pelo suporte no desenvolvimento de códigos de programação utilizados neste trabalho.

Agradeço imensamente aos meus pais Marcelo e Cristina e minha irmã Thaís pela dedicação, apoio e carinho. Também à minha esposa Mariana pelo companheirismo e suporte.

SCOTTI, F. M. **Manufatura Aditiva por Deposição a Arco de Paredes Finas de Aço Inoxidável Super Duplex Com Resfriamento Ativo Por Quase-imersão**. 2021. 125 f. Dissertação de mestrado, Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia.

RESUMO

Entre os processos aplicáveis à manufatura aditiva de metais a manufatura aditiva por deposição a arco (MADA), que utiliza dos processos tradicionalmente empregados na soldagem, se destaca pelo menor custo e pelas altas taxas de deposição atingidas. A fabricação dos aços inoxidáveis super duplex (AISD) por MADA deve visar a deposição de peças com geometria adequada, livre de defeitos, além de garantir o balanço adequado das fases (ferrita e austenita) e a minimizar a formação de fases deletérias. Dada a importância do controle das taxas de resfriamento em MADA, diferentes técnicas de gerenciamento térmico têm sido estudadas no sentido de mitigar problemas relacionados ao acúmulo de calor, resultante da energia imposta pelo processo de deposição. Assim, este trabalho tem como objetivo avaliar a utilização do resfriamento ativo por quase-imersão (RAQI) na deposição de paredes finas de AISD sob as perspectivas de geometria, microestrutura e tempo de deposição dessas pré-formas. Ao longo do trabalho foram explorados os modos operacionais CMT e Pulsado, variantes do processo GMA, com diferentes velocidades de deposição. Em um primeiro momento foram identificados indícios de maior tendência à formação de poros quando uma mistura Ar + 2% CO₂ foi utilizada, diferentemente de deposições com Ar + 25% He nas quais não foram encontrados indícios de porosidade. Quanto às condições de resfriamento, identificou-se que é possível atingir níveis aceitáveis de ferrita e austenita quando se utiliza resfriamento natural (RN) com tempos de espera entre as camadas tais que a temperatura atinja 100° C. Ao utilizar um tempo de espera curto com RN, o acúmulo de calor acarretou um aumento progressivo da largura, balanço inadequado de fases e indícios da presença de fase sigma. Comparando com as condições RN, a utilização da técnica RAQI permitiu a fabricação de paredes sem indícios de defeitos, com níveis aceitáveis de ferrita e austenita e com tempos

de espera até 89% curtos. Para uma mesma velocidade de alimentação, ao se utilizar uma velocidade de deposição duas vezes maior no Pulsado em relação ao CMT, atingiram-se larguras próximas. Comparadas essas condições, identificou-se melhor acabamento superficial com Pulsado. No entanto, foram necessárias o dobro de camadas neste modo para atingir uma mesma altura de parede, acarretando em tempos consideravelmente mais longos de deposição. Também foram identificados indícios de que a perda de nitrogênio ocorre de forma mais acentuada no modo Pulsado, resultando em teores de ferrita maiores que o esperado, mas ainda dentro dos limites. Com exceção das condições em que houve acúmulo de calor (RN com tempos de espera curtos), a austenita secundária intragranular (γ_2), considerada também uma fase deletéria, apesar de menos crítica que a sigma, foi comumente observada. De modo geral, a aplicação da técnica RAQI se mostra promissora na deposição de paredes finas de AISD, com o potencial de reduzir drasticamente o tempo de deposição, sem acarretar prejuízos em termos de descontinuidades ou problemas metalúrgicos.

Palavras-chave: MADA; Resfriamento Ativo; RAQI; Gerenciamento térmico; Aços Inoxidáveis Super Duplex.

SCOTTI, F. M. **Wire Arc Additive Manufacturing of Super Duplex Stainless Steel Thin Walls with Near-Immersion Active Cooling**. 2021. 125 p. Master's thesis, Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia.

ABSTRACT

Within the processes used for additive manufacturing of metals, Wire Arc Additive Manufacturing (WAAM), which employs processes traditionally applied for welding, stands out due to the lower costs and higher deposition rates achieved. Strategies to manufacture super duplex stainless steels (SDSS) parts through WAAM should focus on guaranteeing a deposit with proper geometry, free from defects, proper phase balance (ferrite and austenite) and minimize the occurrence of deleterious phases. Given the importance of controlling cooling rates in WAAM, different thermal management methods have been studied aiming at mitigating problems related to heat accumulation, resultant from the energy input throughout the deposition process. Thus, this work aims at assessing the use of Near-Immersion Active Cooling (NIAC) in the deposition of SDSS thin walls in terms of geometry, microstructure and deposition time. The operational modes CMT and Pulsed GMA were explored throughout the work, with different travel speeds. During the first step clues that a higher tendency to form porosity was caused by the shielding gas composition Ar + 2 % CO₂. This was confirmed by the fact that when Ar + 25% He was applied no indication of porosity was found in the walls. In terms of cooling conditions, it was found that it is possible to achieve acceptable fractions of austenite and ferrite with natural cooling (NC) with dwell times long enough so the wall reached 100 °C. With short dwell times and NC, heat accumulation resulted in a progressive increase in width, unacceptable phase balance and indications of sigma phase presence. By using NIAC it was possible to manufacture walls with no indications of defects, acceptable phase balance and dwell times up to 89% shorter, compared to the NC condition. For a same wire feed speed, when a travel speed two times higher was employed in relation to CMT, similar widths were achieved. Comparing these two conditions, Pulsed mode resulted in better surface finish. However, to reach the same wall height, the number of layers was twice greater with Pulsed mode. Clues were found that a more pronounced nitrogen loss occurs during the deposition on

Pulsed mode, resulting in ferrite contents higher than expected, but still within the limits. Except in the conditions where heat accumulation occurred (NC with short times), secondary austenite (γ_2), which is considered also a deleterious phase although less critical than sigma, was commonly observed. In general, the use of NIAC in WAAM of SDSS thin walls showed itself promising with the potential of reducing the overall deposition time significantly, without causing defects or metallurgical problems.

Keywords: WAAM; Active cooling; NIAC; Thermal management; Super Duplex Stainless Steels.

LISTA DE SÍMBOLOS, NOMENCLATURAS E ABREVIACÕES

- MA – Manufatura Aditiva
- CAD – *Computer-aided design*
- FLP – Fusão em Leito de Pó
- DED – Deposição com energia direcionada
- MADA – Manufatura aditiva por deposição a arco
- CMT - Cold Metal Transfer
- RAQI – Resfriamento ativo por quase-imersão
- AID – aços inoxidáveis duplex
- AISD – aços inoxidáveis super duplex
- ASTM – *American Society for Testing and Materials*
- WAAM – *Wire Arc Additive Manufacturing*
- GMA – *Gas Metal Arc*
- GTA – *Gas Tungsten Arc*
- PA – Plasma Arc
- STT – *Surface Tension Transfer*
- GMA-P – *Pulsed Gas Metal Arc*
- V_a – Velocidade de alimentação
- V_d – Velocidade de deposição
- ZAC – Zona afetada pelo calor
- MEV – microscópio eletrônico de varredura
- DBCP – Distância Bico de contato peça
- DLAP – Distância lâmina d'água peça
- E_{arco} – Energia do arco por unidade de comprimento
- I_M – Corrente Média
- I_{RMS} – Corrente eficaz (*root mean square*)
- W_t – Parâmetro t de ondulação de superfície
- W_z – Parâmetro z de ondulação de superfície
- W_a – Parâmetro a de ondulação de superfície
- W_q – Parâmetro q de ondulação de superfície

SUMÁRIO

INTRODUÇÃO	1
1.1. Objetivos 4	
1.1.1. Objetivo geral	4
1.1.2. Objetivos específicos	4
REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	6
2.1. Manufatura aditiva por deposição a arco elétrico (MADA)	6
2.1.1. Cold Metal Transer (CMT).....	8
2.1.2. GMA Pulsado (GMA-P).....	10
2.2. Desempenho em MADA	11
2.2.1. Propriedades geométricas	12
2.2.2. Propriedades mecânicas	15
2.3. Gerenciamento térmico em MADA.....	16
2.4. Aços inoxidáveis duplex	19
2.4.1. Classificação dos aços inoxidáveis duplex	19
2.4.2. Equilíbrio Ferrita-Austenita.....	21
2.4.3. Precipitação de fases deletérias	22
2.4.4. Detecção das fases deletérias	25
2.4.5. Propriedades mecânicas	26
2.5. Manufatura aditiva aços inoxidáveis duplex.....	27
2.5.1. Zona afetada pelo calor	28
2.5.2. Soldagem multipasses dos AID	30
2.5.3. MADA dos aços inoxidáveis duplex	32
2.5.4. Considerações finais sobre a revisão bibliográfica.....	37
DEPOSIÇÕES PRELIMINARES DE PAREDES FINAS EM AISD.....	38
3.1. Metodologia geral	39
3.2. Procedimentos experimentais, insumos e análise de dados	40
3.2.1. Aparato e estratégia de deposição das pré-formas.....	40
3.2.2. Seleção do substrato e sistema de fixação	43
3.2.3. Metal de adição	43
3.2.4. Gás de proteção.....	44
3.2.5. Aquisição de sinais durante a deposição.....	44
3.2.6. Digitalização 3D e avaliação geométrica.....	45
3.2.7. Preparação metalográfica.....	47
3.2.8. Avaliação de porosidade e vazios por gravimetria	47
3.2.9. Quantificação do teor de ferrita	50

3.2.10.	Planejamento experimental.....	51
3.3.	Resultados e discussões	54
3.3.1.	Sinais elétricos e velocidade de alimentação	54
3.3.2.	Geometria e diluição da primeira camada	55
3.3.3.	Temperaturas de interpasse.....	58
3.3.4.	Geometria das paredes	60
3.3.5.	Porosidade.....	62
3.3.6.	Teor de ferrita	64
3.3.7.	Microestrutura.....	66
AVALIAÇÃO DE ESTRATÉGIAS DE GERENCIAMENTO TÉRMICO NA DEPOSIÇÃO DE PAREDES FINAS EM AISD		70
4.1.	Metodologia	70
4.2.	Procedimentos experimentais, insumos e análise de dados	71
4.2.1.	Gás de proteção e seleção de parâmetros	71
4.2.2.	Aparato e estratégia de deposição.....	73
4.2.3.	Aquisição de sinais durante a deposição.....	74
4.2.4.	Digitalização 3D e avaliação geométrica.....	75
4.2.5.	Planejamento Experimental	78
4.3.	Resultados e discussões	80
4.3.1.	Incremento médio em ‘z’ e quantidade de camadas	80
4.3.1.	Sinais elétricos e velocidade de alimentação	80
4.3.2.	Geometria	84
4.3.3.	Acabamento e aspecto superficial	87
4.3.4.	Ciclos térmicos	91
4.3.5.	Porosidade.....	96
4.3.6.	Teor de ferrita	97
4.3.7.	Fases secundárias	103
4.3.8.	Tempo de deposição	109
CONCLUSÕES.....		112
TRABALHOS FUTUROS.....		115
REFÊRENCIAS BIBLIOGRÁFICAS		116

CAPÍTULO I

INTRODUÇÃO

A manufatura aditiva (MA) se tornou um tema de grande atenção nos últimos anos, o que pode ser observado pela quantidade, ainda notadamente crescente, de publicações científicas e o surgimento de novos empreendimentos e investimentos no setor. Com o amadurecimento das tecnologias relacionadas, os nichos de mercado e aplicações de MA se diversificaram de acordo com potencial de cada processo. No entanto, ainda há um grande potencial a ser explorado em termos de metodologias, materiais, normatização e novas aplicações.

A MA foi aplicada a princípio como uma forma de produzir protótipos de forma mais ágil a partir de modelos CAD 3D. Posteriormente foi identificado o potencial de se fabricar peças com geometrias mais complexas, que em alguns casos não poderiam ser fabricadas pelos métodos convencionais (DING et al., 2015). A deposição de componentes com geometrias próximas à final pode reduzir o desperdício de material, quando comparado aos métodos de manufatura subtrativa, fator que tem um impacto econômico e ecológico (GORSSE et al., 2017). Além disso, a capacidade da MA para fabricação de peças sob demanda demonstra em diversos casos a possibilidade de reduzir o tempo de entrega, fator que também impacta economicamente diversos setores, como por exemplo a indústria de óleo e gás. Posch et al. (2017) mencionam que a MA é uma alternativa para a otimização da cadeia de suprimentos, além de aumentar a flexibilidade em termos do projeto de novas geometrias.

Nos processos para metais baseados na fusão em leito de pó (FLP), camadas de pó metálico espalhadas por uma superfície são fundidas seletivamente de forma progressiva e sucessiva até que se forme o componente desejado. Como fonte de energia podem ser utilizados feixes de lasers ou de elétrons, e tais processos mostram um grande potencial para a fabricação

de peças complexas e com alta exatidão em termos de geometria. No entanto, devido às baixas taxas de construção atingidas e elevado custo dos equipamentos, esses processos, pelo menos por enquanto, são limitados a aplicações de prototipagem rápida ou peças com elevado valor agregado. Além disso, as dimensões dos componentes são em muitos casos limitadas pelo tamanho da câmara de construção.

Já nos processos de deposição com energia direcionada (DED) uma fonte de energia é utilizada para fundir o material de adição (na forma de pó ou arame) localmente, de modo que a geometria desejada é obtida através do deslocamento relativo entre a base de construção e o conjunto fonte de energia e material de adição. Esses processos derivam geralmente dos similares utilizados para soldagem de metais e as fontes de energia podem ser laser, feixe de elétrons e arco elétrico. Os processos DED em geral se destacam pela capacidade de produzir peças maiores e com maiores taxas de deposição (construção), em especial utilizando o arco elétrico. Apesar da resolução inferior quando comparado aos demais processos DED, a manufatura aditiva por deposição a arco elétrico (MADA) desponta como uma tecnologia favorável em aplicações que exigem tempos de entrega curtos.

Os desafios relacionados ao desenvolvimento e consolidação da MADA envolvem a compreensão dos fenômenos relacionados ao processo utilizado, planejamento e programação de trajetória, desempenho e qualidade dos materiais (geometria, acabamento, defeitos, aspectos metalúrgicos e propriedades) e monitoramento do processo. Notadamente com a utilização do arco elétrico em MA, o elevado aporte térmico associado à deposição de múltiplas camadas pode resultar em distorções, tensões residuais, desvios geométricos e transformações metalúrgicas indesejáveis. Especialmente na deposição de paredes finas, referidas no presente trabalho como aquelas depositadas com um único passe linear por camada, devido à condução de calor unidirecional ao longo da parede, as taxas de resfriamento tendem a ser mais lentas que as comumente observadas na deposição de blocos (depositados com sobreposição de camadas ou oscilação transversal da tocha), ou na soldagem. Em condições extremas ocorre o fenômeno do acúmulo de calor, resultando em uma tendência crescente das temperaturas nas camadas até que se atinge um patamar elevado, resultando em taxas de resfriamento progressivamente mais lentas.

Neste contexto, o gerenciamento térmico é fator chave e engloba diversas estratégias possíveis para a mitigação desses problemas. Conforme citado por Scotti et al. (2020) essas estratégias podem partir da seleção de processos e parâmetros que reduzem o calor imposto, como, por exemplo, o uso do processo derivativo *Cold Metal Transfer* (CMT). Outra

perspectiva é a utilização de técnicas de dissipação do calor das pré-formas entre os passes e mesmo durante a deposição de material. Em muitos casos são utilizados tempos de espera entre a deposição das camadas até que uma temperatura suficientemente baixa seja atingida. No entanto, caso a dissipação de calor seja feita de forma natural, esses tempos podem se tornar consideravelmente longos, comprometendo a capacidade produtiva do processo. Assim, algumas das mais recentes inovações em MA visam justamente otimizar a extração de calor das pré-formas durante a deposição, como no caso da técnica de Resfriamento Ativo Por Quase-Imersão (RAQI), apresentada por Da Silva (2019). Esse autor demonstra resultados promissores da aplicação da técnica na deposição de ligas de alumínio.

Essas potencialidades e dificuldades mencionadas podem assumir características específicas dependendo do material de interesse. Assim, explorar os comportamentos das diversas ligas metálicas utilizadas na indústria (aços, titânio, alumínio, etc.) é um caminho natural para o amadurecimento da MA. Nesse cenário, a família dos aços inoxidáveis duplex (AID) é de grande interesse a setores como de óleo e gás, dessalinização, papel e celulose. Chail e Kangas (2016), por exemplo, apontam que a combinação de excelente resistência à corrosão aliada a elevadas propriedades mecânicas e com bom custo benefício fez com que os AID (em especial os super duplex) se tornassem alternativas a materiais de alto desempenho como os aços super austeníticos e ligas de níquel em algumas aplicações na indústria de óleo e gás. Assim, a fabricação de peças em AID de forma ágil por meio da MA pode atender a demandas desse setor por tempos de entrega mais curtos e produção sob demanda.

Os aços inoxidáveis duplex pertencem ao sistema Fe-Ni-Cr e as composições das diferentes ligas disponíveis e os tratamentos térmicos aplicados são tais que em sua microestrutura coexistem as fases ferrita e austenita, em quantidades aproximadamente iguais. Por conta da complexidade dos elementos de liga presentes nos AID, uma série de reações de precipitação (dependentes de tempo e temperatura) podem ocorrer nesses materiais quando submetidos a processos que envolvam aquecimento tais como forjamento, soldagem e a própria MA. Esses precipitados, como por exemplo a fase sigma (σ), em geral deterioram as propriedades dos AID e, conforme o estudo de Azevedo et al. (2019), são a causa de diversas falhas em ambiente industrial. Além disso, os ciclos térmicos no processamento dos AID devem ser tais que a proporção entre ferrita e austenita não seja desbalanceada, garantindo o desempenho adequado do material em termos de propriedades.

Já existem estudos tratando da fabricação dos AID por MADA, mas ainda em quantidade relativamente pequena, até porque esse grupo de materiais ainda é subdividido em

lean, standard, super e hiper duplex, que, apesar das similaridades, apresentam particularidades importantes. Conforme mencionado por Wittig et al. (2020), as recomendações de energia do arco e composição dos arames, voltadas originalmente à soldagem, resultam muitas vezes em uma microestrutura predominantemente austenítica. Isso resulta dos elevados tempos de resfriamento, principalmente em estruturas de paredes mais finas, e do reaquecimento a temperaturas entre 1200 e 800 °C causado pela deposição de camadas subsequentes. Esses mesmos autores demonstram a possibilidade de se atingir uma microestrutura adequada através da correta seleção de arames e energias do arco. Observa-se que neste caso os níveis da temperatura de interpasse foram sempre inferiores a 100 °C, o que acarreta tempos de resfriamento demasiadamente longos nas faixas de temperatura consideradas problemáticas. Além do mais, o tempo de espera para a deposição de novas camadas pode chegar a valores em torno de 10 minutos, limitando a capacidade produtiva.

Assim, a aplicação de uma técnica de resfriamento ativo como a RAQI representa um grande potencial no sentido de favorecer as taxas de resfriamento, permitindo a formação de uma microestrutura adequada, e ainda assim com um tempo de deposição reduzido nos AID.

1.1. Objetivos

1.1.1. Objetivo geral

O objetivo geral deste trabalho é avaliar a viabilidade da utilização do Resfriamento Ativo por Quase-Imersão (RAQI) como estratégia de gerenciamento térmico na manufatura aditiva por deposição a arco (MADA) de pré-formas em aço inoxidável super duplex (AISD) AWS ER2594.

1.1.2. Objetivos específicos

Os objetivos específicos são:

- Avaliar a potencialidade de se produzir paredes finas em AISD via MADA com auxílio da técnica RAQI, atingindo requisitos relativos à proporção das fases ferrita e austenita;
- Investigar a influência da técnica RAQI sobre a mitigação da formação de fases deletérias (precipitados, etc.) em paredes finas de AISD depositadas por MADA;
- Avaliar parâmetros de acabamento superficial em pré-formas em AISD depositadas por MADA; e

- Quantificar a possível redução no tempo de deposição de pré-formas em AISD pela utilização da técnica RAQI junto à MADA, comparado ao resfriamento apenas natural.

CAPÍTULO II

REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1. Manufatura aditiva por deposição a arco elétrico (MADA)

Conforme definição da ASTM, manufatura aditiva (MA) consiste do processo de unir materiais para construir objetos, a partir de modelos 3D, normalmente camada a camada, em oposição aos processos de manufatura subtrativa, como a usinagem (ASTM 52900:2019). Em relação aos processos puramente subtrativos, a manufatura aditiva é vantajosa quanto à economia de matéria prima devido à possibilidade de se produzir peças com geometria próxima da final (UZIEL, 2016). Além disso, quando comparada à fundição e ao forjamento, permite a redução do tempo de entrega para pequenas quantidades de componentes, por não serem necessárias ferramentas específicas como moldes e matrizes, favorecendo a produção sob demanda (DEBROY et al., 2018). Quando comparadas entre si, as diversas técnicas de MA se inserem em nichos específicos conforme suas vantagens e limitações. Conforme apontado por Cunningham et al. (2018), as técnicas de deposição com energia direcionada (DED) vêm ganhando espaço por possibilitarem a construção de componentes de grandes dimensões e de média complexidade a um custo praticável. Essa combinação de características se dá pela maior capacidade em termos de taxa de deposição e volume de construção, quando comparada aos processos por fusão em leito de pó (FLP).

Conforme descrito por Dass e Moridi (2019), os processos DED, caracterizados pela fusão localizada do material de adição, podem ser subdivididos em função do tipo de energia utilizada (laser, feixe de elétrons ou arco elétrico) e da forma do material de adição (pó ou arame). Diversas configurações de sistemas de movimentação são possíveis, tais como células

robóticas ou posicionadores/pórticos (mesas) de controle numérico. A associação da energia do arco elétrico com adição de material na forma de arame é denominada comumente em inglês por *wire arc additive manufacturing* (WAAM). O termo pode ser adaptado em português como manufatura aditiva a arco elétrico (MADA). A Figura 2.1 mostra o processo de deposição de uma hélice naval produzida pelo laboratório de manufatura aditiva do porto de Rotterdam (RAMLAB). Quando comparados aos processos DED por laser ou feixe de elétrons, os processos a arco possuem vantagens quanto ao menor custo e maior eficiência energética (DING et al., 2015).

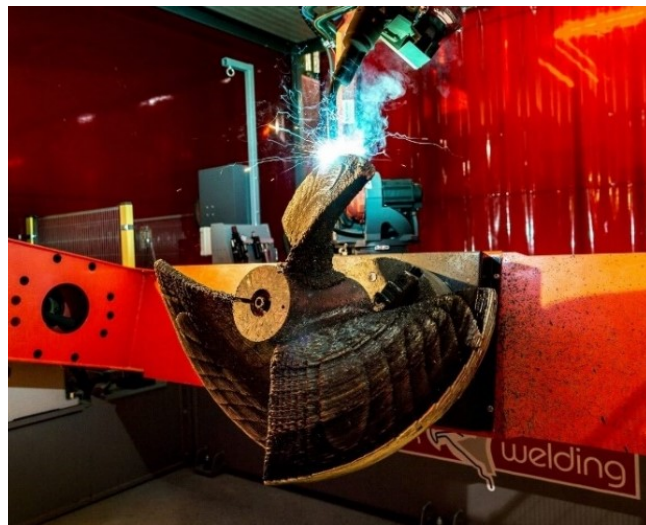


Figura 2.1 - Hélice naval produzida por MADA (DAMEN SHIPYARDS GROUP, 2017)

As diferentes técnicas de MADA derivam de processos tradicionalmente utilizados para soldagem como Gas Metal Arc (GMA), Gas Tungsten Arc (GTA) e Plasma Arc (PA), indicados sem o W de *welding* por se tratar agora de MA (ASTM f3187 - 16 , 2016). Alberti et al. (2014) menciona que os conhecimentos prévios em soldagem permitem uma evolução mais rápida de aplicação desses processos na MA. O processo GMA se destaca por possibilitar taxas de deposição de 2 a 3 vezes maiores que as obtidas com GTA ou PA (WU et al., 2018a). Outra vantagem do GMA, conforme mencionado por Williams et al. (2016), se dá pelo fato de que a alimentação de material (arame-eletrodo) é coaxial à tocha, simplificando a movimentação do cabeçote de deposição (tocha) em relação trajetória de deposição. Os processos GTA e PA, embora sejam apontados como muito estáveis, requerem que se garanta a alimentação de material sempre na mesma direção, o que cria dificuldades em termos de planejamento de trajetória (demanda por giro da tocha ou impedimento de mudanças de direção). Esses mesmos autores dão destaque ao processo *Cold Metal Transfer* (CMT) da fabricante austriaca Fronius®, uma variante do GMA capaz de realizar transferência metálica com alto grau de controle,

resultando em uma deposição com calor imposto baixo e praticamente sem respingos (redução de desperdício de material). Assim, o CMT tem sido amplamente aplicado à MA (PLANGGER et al., 2019). Outros processos derivativos do GMA, como o *Surface Tension Transfer* (STT) da fabricante americana Lincoln Electric®, também são utilizados com objetivos semelhantes. Ghaffari et al. (2019) utilizaram o STT para a deposição de paredes em aço de baixa liga. Rodriguez et al. (2018), na vertente de processos para MA com eletrodos não-consumíveis, demonstram que o TopTIG (variante do processo GTA), ao adicionar arame de forma próxima ao arco (pequeno ângulo entre arame e eletrodo), confere natureza coaxial ao processo, sendo vantajoso em relação aos processos GTA convencional e PA.

2.1.1. Cold Metal Transfer (CMT)

A variante do processo GMA denominada Cold Metal Transfer (CMT) baseia-se na transferência metálica por curto-circuito controlado. Conforme discutido na seção anterior, devido às suas características, o CMT desponta como um dos principais processos na literatura de MADA. As fontes da fabricante Fronius® com módulo CMT são equipadas com um sistema de controle digital de alta velocidade, responsável por controlar corrente, tensão e comprimento do arco. A principal inovação neste caso é baseada no sistema de reversão periódica do sentido de movimento da alimentação de arame por meio de um servo motor junto à tocha (KAH et al. 2013). Além disso, um dispositivo do tipo pulmão (*buffer*) é responsável por acomodar o movimento de retorno do arame. Os componentes do sistema típico utilizado para o CMT podem ser vistos na Figura 2.2. Essa reversão de movimento do arame é responsável por auxiliar o destacamento de cada gota em transferência.

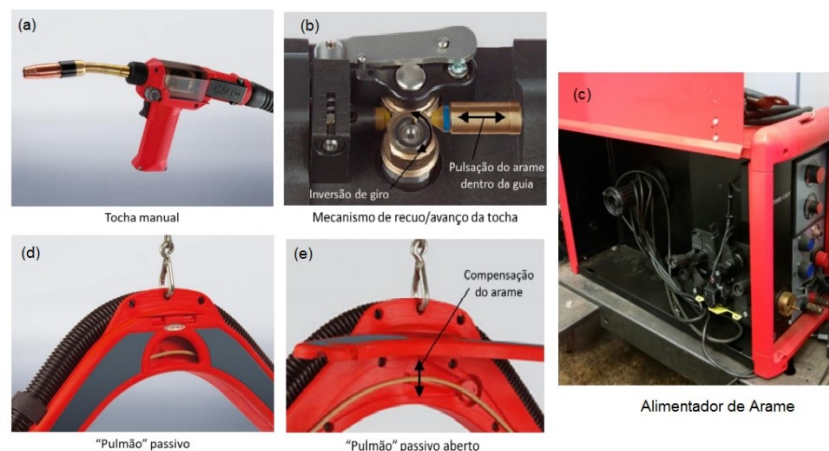


Figura 2.2 - Componentes típicos do sistema Fronius® CMT (FRONIUS, 2014 - adaptado)

A Figura 2.3 mostra o ciclo de funcionamento do CMT. Durante a fase de curto-circuito (*short-circuiting phase*) a corrente é mantida em um nível baixo e o contato entre o arame e a

poça de fusão é estabelecido. Ao fim desta etapa, o servo motor da tocha inverte o sentido do movimento do arame (afastando-o da poça de fusão), auxiliando o destacamento da gota. Esse movimento e a baixa corrente aplicada neste momento permitem uma transferência suave e com baixa geração de respingos. Já na fase de arco aberto (*arc phase*) a corrente é aumentada e ocorre a reignição do arco, ao mesmo tempo em que a velocidade de alimentação retorna ao sentido original e uma nova gota se forma na ponta do arame. Posteriormente, a corrente é novamente reduzida e o arame se aproxima da poça de fusão até que se estabeleça um novo curto-circuito, reiniciando o ciclo.

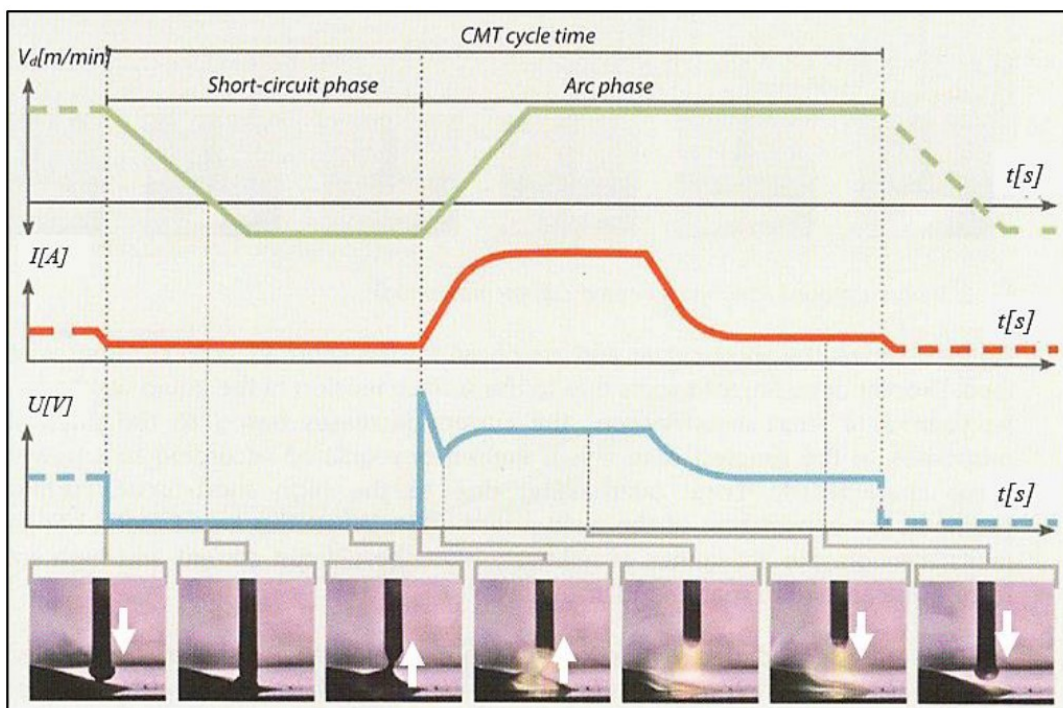


Figura 2.3 - Comportamento da velocidade de alimentação (V_d), corrente (I) e Tensão (U) e etapas do ciclo de funcionamento do CMT (FRONIUS, 2014)

O princípio de funcionamento do CMT foi subsequentemente expandido pela Fronius® com o desenvolvimento de variantes como o CMT Advanced, CMT Pulse e CMT Pulse Advanced. O CMT Advanced adiciona ao ciclo de funcionamento a inversão periódica da polaridade elétrica entre o arame-eletrodo e peça. O CMT Pulse intercala ciclos de curto-circuito do CMT com ciclos de transferência por voo livre em corrente pulsada. O CMT Pulse Advanced combina as modificações das duas primeiras variantes.

O CMT produz cordões de boa qualidade com baixa geração de respingos e baixo aporte térmico. Essas características são geralmente apontadas como as que tornam o processo adequado à MA (WILLIAMS et al., 2016). Da Silva (2019) complementa ainda que pela capacidade de manter um curto comprimento de arco, a pressão sobre a poça de fusão é

reduzida. Além disso, o calor é transferido ao material de forma regular. Essas características resultam em uma poça de fusão controlável e, portanto, favorável à sobreposição de camadas, especialmente na deposição de paredes relativamente finas.

2.1.2. GMA Pulsado (GMA-P)

A variante GMA Pulsado (GMA-P) foi desenvolvida nos anos 60 visando superar as desvantagens da transferência globular e atingindo os benefícios da transferência goticular (KAH et al. 2013). Esse processo se baseia na pulsação da corrente entre um nível baixo (corrente de base) e um nível alto (corrente de pico), resultando em uma corrente média inferior às necessárias para a transferência goticular. A corrente de base é responsável por manter o arco e contribuir para a diminuição da corrente média, enquanto a corrente de pico é responsável por garantir o destacamento da gota (quando bem regulado, com uma gota destacada a cada pulso de corrente). A sequência de destacamento de uma gota por esse processo é exemplificada na Figura 2.4.

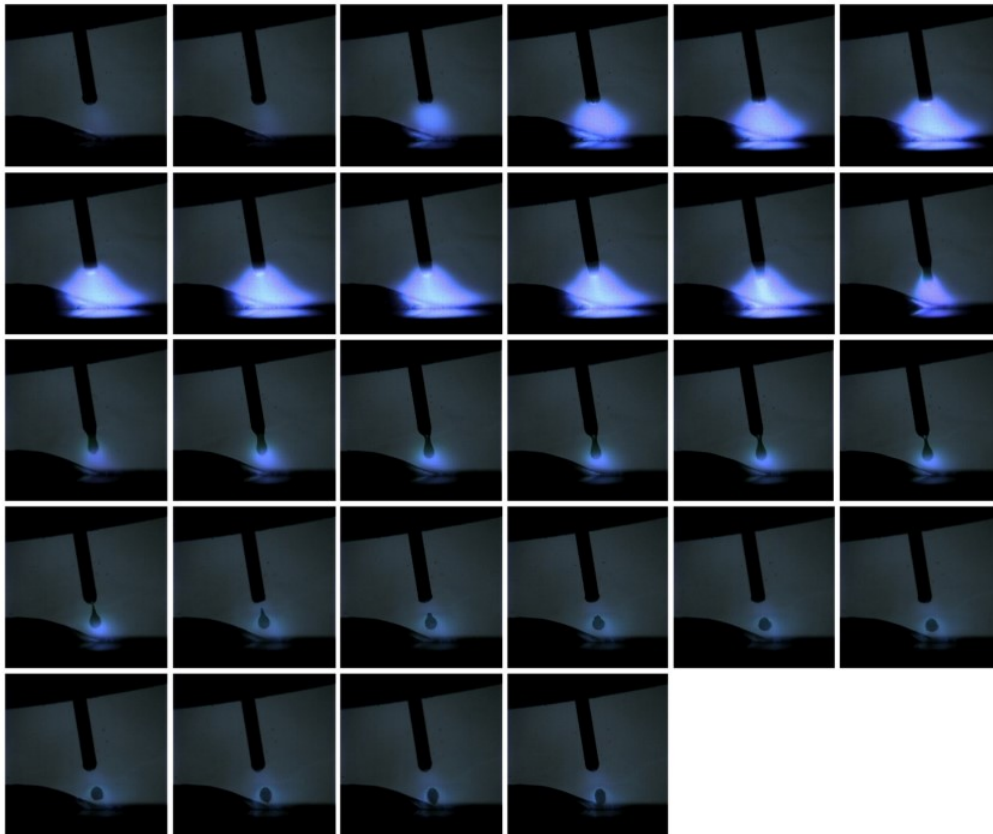


Figura 2.4 - Sequência de destacamento de gota no processo GMA-P (EGERLAND, 2015)

2.2. Desempenho em MADA

A exploração das potenciais vantagens da MADA é permeada por desafios que envolvem o tempo de construção e a qualidade das pré-formas em termos de geometria, integridade e propriedades dos materiais. Cunningham et al. (2018) descrevem os principais critérios de desempenho em MADA conforme o esquema da Figura 2.5. Yehorov et al. (2019) destacam que, apesar dos avanços que tornaram as tecnologias de MADA praticáveis, a definição do nicho de mercado em que esta rota de MA se inserirá depende do custo relacionado. Cunningham et al. (2017) discutem aspectos da modelagem de custos em MADA, e são levados em conta, por exemplo, o tempo de preparação, tempo de deposição (construção) e operações de pós-processamento como usinagem e tratamentos térmicos. Ding et al. (2015) mencionam que exatidão e acabamento superficial ruins tornam operações de usinagem mais necessárias, resultando em maiores tempos de produção das peças e em mais desperdício de material. A otimização da geometria das pré-formas pode ser feita, por exemplo, através dos parâmetros de deposição (YEHOROV; DA SILVA; SCOTTI, 2019) e/ou planejamento de trajetória (DING et al., 2014).

O processo de deposição em MADA pode acarretar em descontinuidades que comprometem a integridade dos componentes fabricados. Wu et al. (2018) apontam que a formação de poros geralmente ocasiona em perda de propriedades mecânicas. Esses autores mencionam que a ocorrência de porosidade pode estar associada a uma trajetória inadequada ou a instabilidades no processo de deposição. A eficácia da proteção gasosa em MADA, assim como na soldagem, também representa um fator importante. Também como em soldagem a arco, podem ocorrer outros tipos de descontinuidades como trincas, microfissuras e distorções.

A elevada taxa de deposição dos processos MADA é comumente acompanhada de um elevado aporte térmico. Os sucessivos ciclos de deposição de camadas podem resultar no superaquecimento do componente em construção, resultando em variações na geometria (WU et al., 2017), em heterogeneidade microestrutural e em tensões residuais (HÖNNIGE et al., 2017). Alguns desses aspectos deletérios serão aprofundados nas subseções seguintes.



Figura 2.5 - Medidas de desempenho em MADA (CUNNINGHAM et al., 2018 - adaptado)

2.2.1. Propriedades geométricas

Segundo Ding et al. (2018), os processos de MA envolvem o fatiamento de um modelo 3D em um conjunto de contornos de camadas 2,5D com uma altura de camada constante ou adaptativa, de forma que o material é depositado nesses contornos, camada a camada, da base ao topo do componente. Nos processos DED alimentados com arame, as estratégias valem-se da deposição sucessiva com empilhamento de cordões, onde, dependendo da largura da parede almejada, vários podem ser dispostos antes lateralmente em passes ou com tecimento em passe único para a formação de uma única camada. A disposição dos cordões influencia diretamente na exatidão e no acabamento superficial das pré-formas. O efeito “escada”, ilustrado na Figura 2.6, é uma variação geométrica associada à altura variável de cada camada. Em uma dada superfície, quando maior a altura da camada, maior o erro associado (SINGH & DUTTA, 2003). O efeito escada é observado em diversos tipos de MA e se torna bastante evidente em componentes com variação de espessura ao longo da altura. Ding et al. (2015) apontam que a exatidão dos processos de MA alimentados por arame chega a ser 10 vezes mais baixa que a dos processos alimentados por pó, uma vez que a espessura mínima de camada é geralmente superior. Silva (2020) identificou que o efeito “humping”, resultado de velocidades de deposição elevadas e caracterizado pela formação de um cordão com corcovas cíclicas ao longo

da direção de deposição limita a deposição de paredes finas (com resolução em milímetros) em MADA.

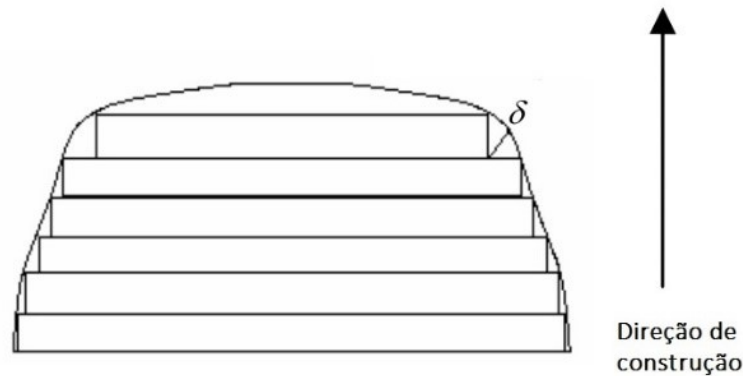


Figura 2.6 - Ilustração do efeito escada associado à variação de altura das camadas (SINGH & DUTTA, 2003 - adaptado)

Geng et al. (2018) afirmam que a uniformidade da superfície depositada é relacionada à consistência das condições de contorno térmicas da poça de fusão. Esses autores discutem a ondulação da superfície causada pela convexidade de cordões sobrepostos verticalmente, neste caso mais relacionada aos processos DED. A Figura 2.7 ilustra uma parede composta por camadas de um único cordão (passe único) e a distinção entre largura efetiva e largura total conforme proposto por Martina et al. (2012). Dahat et al. (2020) indicam que é possível minimizar a quantidade de material residual a ser removida no pós-processamento por meio da seleção adequada dos parâmetros de deposição. Esses autores propuseram a criação de mapas operacionais para a avaliação de regiões de geometrias ótimas em função dos parâmetros de deposição (velocidade de deposição e corrente, neste caso). Segundo Yehorev et al. (2019), para que se garanta melhor qualidade superficial é necessário minimizar o calor imposto e o acúmulo de calor sob a camada depositada, além de se utilizar um processo com baixa pressão do arco elétrico, evitando o escorrimento lateral da poça de fusão. Esses mesmos autores indicam que essas características podem ser obtidas através da seleção de um arco curto, baixa relação entre corrente e velocidade de deposição, temperatura entre camadas (de interpasse) baixa e constante e uma composição de gás de proteção que favoreça a emissão catódica no centro do arco. Xiong et al. (2015) observam características similares, indicando que o aumento da corrente, além de promover maior imposição de calor, aumenta a pressão do arco. Esses fatores combinados resultam em instabilidades na poça de fusão. Modelos que visam compreender e prever o comportamento da geometria dos cordões em função dos parâmetros

de deposição têm sido investigados afim de otimizar a qualidade geométrica e aspectos superficiais.

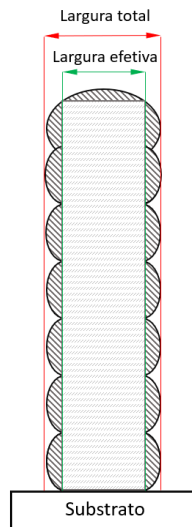


Figura 2.7 - Representação das dimensões de largura total e efetiva associadas à ondulação da superfície em processos DED

Wittig et al. (2020) avaliaram os efeitos da energia do arco (no processo GMA-CMT) e da composição do arame de diversas opções comercialmente disponíveis de duplex e super duplex. Foram avaliados inicialmente os efeitos da velocidade de alimentação do arame (V_a) e da velocidade de translação (velocidade de deposição – V_d) sobre a geometria das paredes construídas. Ao aumentar ao valor de V_a para um mesmo valor de V_d , observa-se o aumento tanto da largura quanto da altura das camadas, devido à maior taxa de deposição. De forma análoga, aumentando-se V_d reduz-se a largura e altura das camadas pela redução na taxa da quantidade de material depositado por unidade de comprimento. Esses mesmos autores concluem que a razão entre as velocidades V_a/V_d pode ser utilizada para a obtenção de diferentes larguras e alturas. No entanto, um aumento na área de seção transversal sempre está associado a um aumento na energia do arco empregada, consequentemente a um maior calor imposto. Além disso, com o aumento da energia observou-se maior ondulação lateral nas paredes.

Xiong et al. (2013) discutem diferentes modelos matemáticos correspondentes à seção transversal de cordões depositados pelo processo GMA. Os autores demonstram ainda a importância da seleção adequada dos parâmetros de sobreposição parcial e lateral de cordões em uma mesma camada em deposições que requerem mais de um cordão por camada. Nessa situação, além dos parâmetros de deposição de cada cordão, a seleção da sobreposição parcial e lateral dos cordões deve ser adequada para que se garanta uma superfície regular acima da

camada. O planejamento de trajetória também é um fator importante em termos de exatidão e qualidade superficial. Ding et al. (2014) discutem diferentes propostas de algoritmos para a geração de trajetórias. O uso da técnica de tecimento, consistindo de um movimento oscilatório transversal à direção de deposição, é apontado por Li et al. (2018) como uma forma de garantir melhor estabilidade e qualidade superficial na deposição de estruturas largas.

2.2.2. *Propriedades mecânicas*

A solidificação do material e os subsequentes e intensos ciclos térmicos nos processos DED afetam diretamente a microestrutura das ligas depositadas, que por sua vez afeta as propriedades mecânicas resultantes na pré-forma. Cunningham et al. (2018) apontam a tendência à formação de grãos colunares grandes que apesar de vantajosos em aplicações com requisitos de resistência à fluência, em geral são associados a menor resistência à tração, ao impacto e à corrosão, quando comparados a uma microestrutura equiaxial mais refinada. O crescimento de grão ocorre preferencialmente nas orientações cristalográficas correspondentes ao máximo gradiente térmico. Uma vez que o processo de deposição é caracterizado por gradientes expressivos de temperatura, diversos autores observam variações nas propriedades mecânicas em função da direção de deposição.

A Figura 2.8 ilustra uma pré-forma típica em MADA e as respectivas direções comumente avaliadas na literatura. Rodriguez et al. (2018), por exemplo, encontraram menor resistência à tração na direção vertical (direção de construção) em relação à direção horizontal (direção de deposição) em paredes de aço inoxidável 316L depositadas pelos processos CMT e TopTIG. Um resultado similar foi observado por Moore et al. (2019) na deposição de paredes de aço carbono com sobreposição parcial e lateral de cordões. Os mesmos autores observam que o uso da oscilação transversal (tecimento) reduziu as disparidades entre as orientações em termos de resistência mecânica. No entanto, o alongamento ainda se mostra inferior na direção de construção quando comparado à direção de deposição. Wang et al. (2016) observam que o calor imposto pelo processo afeta o tamanho dos grãos do aço inoxidável 304L, que por sua vez afeta a resistência mecânica conforme a relação de Hall-Petch. Além disso, esses autores demonstram a variação na microestrutura em função da altura das paredes, de modo que a região do topo apresenta grãos mais grosseiros, ao que se levanta a possibilidade de ter ocorrido acúmulo de calor durante a deposição. Wuet et al. (2019) apontam que o refinamento da microestrutura ou mudança na direção dos grãos colunares deve ser buscado para que se garanta uniformidade nas propriedades mecânicas nos aços inoxidáveis austeníticos.

A presença de defeitos de solidificação, incluindo a falta de fusão entre camadas, também pode afetar as propriedades mecânicas, conforme observado por Ghaffari et al. (2019). Outro fator relevante é o fato de que baixas taxas de resfriamento, ocasionadas pelo acúmulo de calor, podem levar à formação de fases deletérias (HOSSEINI et al., 2019). Observa-se de modo geral que a obtenção de propriedades adequadas em um componente fabricado por MADA depende do material, estratégia de deposição e dos ciclos térmicos.

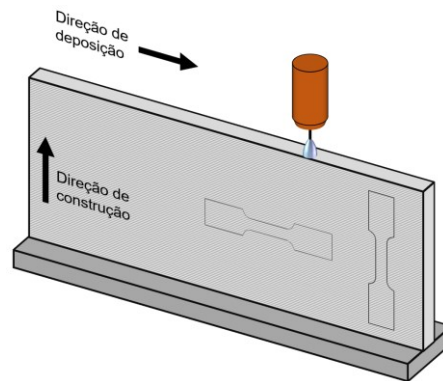


Figura 2.8 – Ilustração das direções de deposição e construção e posicionamento de corpos de prova de tração tipicamente encontrados na literatura de MADA

2.3. Gerenciamento térmico em MADA

Conforme mencionado nos subcapítulos anteriores, o comportamento térmico do processo de deposição é diretamente responsável pela qualidade final do componente em termos de geometria, propriedades mecânicas e integridade. Yang et al. (2017) avaliaram o processo de deposição por GMA através de filmagens termográficas. Segundo os autores, à medida em que a parede se torna mais alta, ocorre o acúmulo de calor, ou seja, passa a crescer uma área de elevada temperatura na pré-forma. Nesta condição, o substrato e dispositivos de atracção não mais são eficientes em dissipar o calor imposto. Vale ressaltar que este fenômeno é diretamente relacionado à geometria da pré-forma, de modo que, quanto menor a largura, a condução de calor é reduzida, conforme indicado por Scotti et al. (2020). A Figura 2.9 ilustra o típico histórico térmico de três camadas durante um processo DED, observando-se o aumento na temperatura de pico devido ao acúmulo de calor (DASS & MORIDI, 2019). Em contrapartida, sabe-se que, a depender do material, taxas de resfriamento muito elevadas podem resultar em microestruturas indesejáveis. Desta forma, o gerenciamento térmico, ou seja, o planejamento e principalmente a execução de ações que visem controlar parâmetros térmicos ao longo da construção das pré-formas é fator-chave para a obtenção de componentes íntegros e/ou manutenção da produtividade.

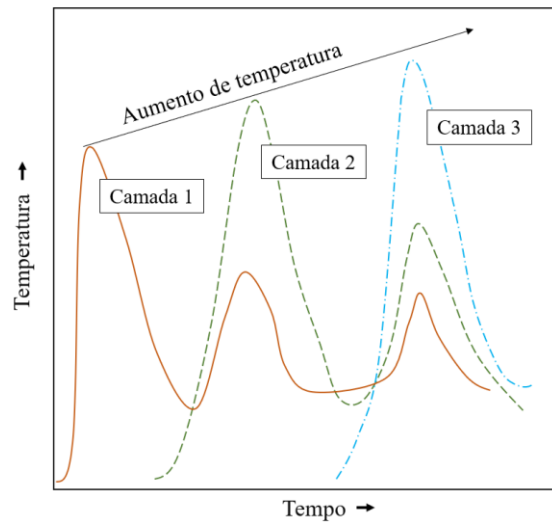


Figura 2.9 – Esquema do comportamento dos ciclos térmicos de três camadas consecutivas durante um processo DED (DASS & MORIDI, 2019 - adaptado)

Uma possível solução para o acúmulo de calor é introduzir um tempo de espera entre o fim de cada camada e o início da próxima, sendo que este tempo deve ser suficientemente longo para que o calor seja dissipado naturalmente e se atinja uma temperatura de interpasse adequada. No entanto, esse tempo de espera pode inferir drástico aumento no tempo total de deposição (tempo de construção) da pré-forma. Além disso, uma taxa de resfriamento muito baixa, decorrente da espera pela ação do resfriamento natural, pode ocasionar o crescimento exacerbado dos grãos e/ou na formação de fases indesejadas. Do ponto de vista da seleção do processo e dos seus parâmetros, é possível minimizar o efeito do acúmulo de calor reduzindo-se o calor imposto. Por esta razão, diversos autores apontam o CMT como uma opção viável para MADA devido à sua capacidade de realizar a transferência metálica com redução do aporte térmico. No entanto, a redução do calor imposto pelo processo pode ser limitada quando se deseja manter elevadas taxas de deposição. Por esta razão, outra forma de mitigar o acúmulo de calor consiste no resfriamento da pré-forma durante o processo de MA.

Li et al. (2018) propuseram a utilização de um sistema de resfriamento de princípio termoelétrico, onde um sistema de aletas é posicionado nas adjacências da pré-forma em deposição. Esses autores alegam que a produtividade é potencialmente aumentada devido à redução do tempo de espera entre camadas. Além disso, apontam a redução do tamanho de grão em depósitos de uma liga de alumínio com a utilização desse sistema. No entanto, tal abordagem impõe uma barreira física que limita a construção de geometrias mais complexas. Wu et al. (2018b) utilizaram um sistema de ejeção de CO₂ comprimido para reduzir as temperaturas de interpasse na deposição de paredes de Ti6Al4V. Embora não tenham observado

variações significativas na evolução microestrutural e dureza, os autores comentam que o resfriamento forçado é benéfico em termos de redução da oxidação e do tempo de espera e melhora na exatidão geométrica.

A técnica denominada Resfriamento Ativo por Quase-Imersão (RAQI), apresentada por Da Silva et al. (2020), consiste em realizar a deposição dentro de um tanque, onde o nível de fluido é continuamente controlado de modo a garantir a dissipação de calor da pré-forma, mas sem submergir completamente a mesma. A Figura 2.10 ilustra esquematicamente o regime térmico com a aplicação deste conceito em comparação com outras duas abordagens. A primeira abordagem apresentada consiste no resfriamento natural, ou seja, sem a utilização de uma técnica de resfriamento adicional. Neste caso, haveria maior propensão a problemas relativos ao acúmulo de calor ou à imposição de elevados tempos de espera entre a deposição das camadas. A segunda consiste no resfriamento do substrato (nível de fluido fixo), denominada pelos autores como resfriamento passivo. Esta abordagem perderia efetividade à medida que a pré-forma se tornasse mais alta e o nível de deposição mais afastado do substrato, tornando a dissipação de calor muito mais dependente da condutividade térmica da própria pré-forma e do substrato. A terceira situação ilustra justamente a condição da técnica RAQI, onde o nível do fluido de resfriamento variável possibilita contato direto com todas as camadas imediatamente abaixo do nível de deposição corrente e durante todo o tempo de construção, possibilitando uma dissipação de calor contínua e mais efetiva por convecção.

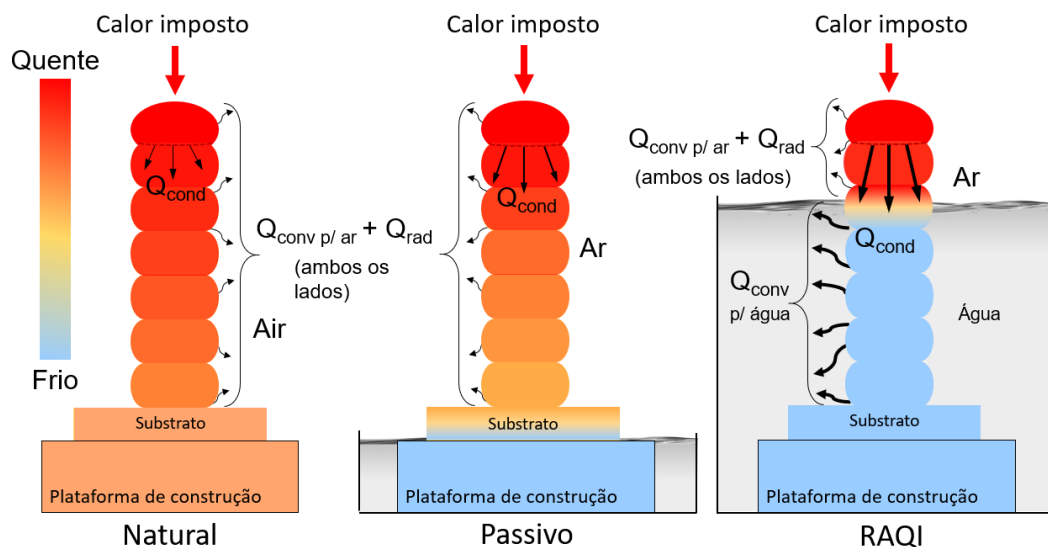


Figura 2.10 – Modelo físico simplificado do regime térmico em deposições com resfriamento natural, passivo e ativo (RAQI), onde Q_{cond} = calor por condução, Q_{conv} = calor por convecção, Q_{rad} = calor irradiado (DA SILVA, 2019 - adaptado)

Da Silva et al. (2020) apontam o potencial da técnica RAQI em minimizar ou eliminar problemas decorrentes da deposição via MADA. O ajuste dos ciclos térmicos permitiria um controle de características geométricas e microestruturais das pré-formas. Além disso, a técnica permitiria a manutenção ou mesmo o aumento da produtividade por meio da redução do tempo de espera necessário para que se atinja uma temperatura de interpasse ou da possibilidade de se aumentar as taxas de deposição sem, contudo, incorrer no comprometimento das condições térmicas. Os mesmos autores apontam ainda algumas restrições quanto ao uso da técnica, como a dificuldade operacional associada à utilização de um tanque de água em sistemas com múltiplos eixos de movimentação que incluam a movimentação da base de sustentação. A recomendação é que a técnica deve ser aplicada preferencialmente em componentes que tenham pelo menos um plano de simetria, dada a limitação à posição plana de deposição. Por fim, quando se utiliza água como fluido refrigerante (opção preferencial), deve-se atentar para o risco de contaminação da poça de fusão pelo hidrogênio evaporado.

2.4. Aços inoxidáveis duplex

Os aços inoxidáveis duplex (AID) designam uma classe de aços inoxidáveis caracterizados por uma microestrutura composta por aproximadamente metade ferrita e metade austenita quando em temperatura ambiente. Segundo Lippold e Kotecki (2005), os aços duplex tem substituído os austeníticos em diversas aplicações nas quais há preocupação quanto à corrosão sob tensão e por pites. Esses autores comentam que a resistência mecânica dos aços duplex é consideravelmente superior à dos austeníticos e o limite de escoamento é tipicamente superior a 425 MPa, enquanto os austeníticos possuem por volta de 210 MPa. Essa maior resistência também os tornam mais adequados a aplicações sujeitas à abrasão. Essas características fazem com que os AID sejam amplamente utilizados pela indústria de óleo e gás (CHAI & KANGAS, 2014). No entanto, essas ligas possuem limites inferiores de temperatura de operação, pois estão sujeitos à transição dúctil-frágil. Existem também limites superiores de temperatura uma vez que fases frágeis podem ser formadas a partir de 280 °C. Também por este motivo, os processos de fabricação e inclusive a soldagem dos AID requerem precauções específicas para que se garantam as propriedades desejáveis nos componentes (KOTECKI, 2010).

2.4.1. Classificação dos aços inoxidáveis duplex

Os aços inoxidáveis duplex são geralmente classificados em função da resistência à corrosão, algo associado principalmente aos teores de elementos de liga. O *Pitting Resistance*

Equivalent (PRE_N), corresponde a uma quantificação empírica da resistência à corrosão por pites, é um parâmetro comumente avaliado em aços inoxidáveis e é calculado conforme a Equação 2.1, onde Cr, Mo, W e N representam respectivamente os teores de Cromo, Molibdênio, Tungstênio e Nitrogênio (LIPPOLD & KOTECKI, 2005). A Tabela 2.1 apresenta a divisão dos aços duplex em quatro grupos distintos (KAHAR, 2017) de acordo com faixas de composição química e os valores resultantes de PRE_N , observando-se no entanto que não há um consenso quanto à classificação mais adequada (IMOA, 2014).

$$PRE_N = Cr + 3,3(Mo + 0,5W) + 16N \quad \text{Eq. (2.1)}$$

Tabela 2.1 - Composição química e PRE_N dos grupos de aços inoxidáveis duplex (KAHAR, 2017 - adaptado)

Tipo	Cr%	Ni %	Mo %	N %	PRE_N
<i>Lean duplex</i>	20-24	1-5	0,1-0,3	0,1-0,22	24-25
<i>Standard duplex</i>	21-23	4,5-6	2,5-3,5	0,1-0,22	33-35
<i>Super duplex</i>	24-29	4,5-8	2,7-4,5	0,1-0,35	>40
<i>Hyper duplex</i>	27	6,5	5	0,4	49

Segundo Kahar (2017), a liga *lean duplex* 2304 (UNS 32304) foi desenvolvida inicialmente como uma alternativa aos aços austeníticos AISI 316, porém com o dobro de limite de escoamento e maior resistência à corrosão sob tensão (CST). Os *standard duplex*, ou apenas duplex, como o 2205 (UNS 32205), perfazem o tipo mais proeminente em termos comerciais, sendo que seus níveis mais elevados de nitrogênio garantem boa soldabilidade. O PRE_N entre 33 e 35 os coloca entre os aços AISI 317 e os super austeníticos com 5-6% de Molibdênio em termos resistência à corrosão localizada. Os aços inoxidáveis *super duplex* (AISD) foram desenvolvidos para ambientes agressivos e são alternativas aos super austeníticos e ligas de níquel em determinadas aplicações. Dentre eles, o aço SAF 2507 (UNS 32750) possui elevados teores de Mo e N, o que resulta em um PRE_N elevado (42 a 43), além de resistência mecânica elevada. Os *hyper duplex*, como o SAF 2707 (UNS 32707), foram desenvolvidos como complementares ao 2507 com resistência mecânica ainda maior, visando aplicações em ambientes extremamente agressivos.

2.4.2. Equilíbrio Ferrita-Austenita

Como descrito por Lippold e Kotecki (2005), os aços inoxidáveis duplex são baseados em um sistema de liga Fe-Cr-Ni-N, de forma que as os teores desses elementos são ajustados para que se obtenha uma microestrutura composta de aproximadamente 50% de ferrita e 50% austenita, e por isso a denominação “*duplex*”. Os elementos de liga podem ser divididos entre os formadores de ferrita e os formadores de austenita. O teor de elementos ferritizantes geralmente é superior, e por conta disso os AID se solidificam virtualmente com 100% de ferrita. A formação da austenita depende de uma transformação no estado sólido que ocorre conforme a temperatura decresce. Observa-se que o nitrogênio é um elemento de grande importância para acelerar a formação da austenita e estabiliza-la, além de contribuir com o aumento na resistência à corrosão por pites. O diagrama pseudobinário ilustrado na Figura 2.11 mostra que as composições dos AID compreende a faixa de valores de Cr_{eq}/Ni_{eq} (WRC-1992) entre 2,25 e 3,5. Nesse diagrama é possível observar a transformação da fase líquida (L) em ferrita (δ) e o início da nucleação e crescimento da austenita (γ) em temperaturas abaixo da linha *solvus* da ferrita. Para uma determinada composição química, o controle da temperatura de processamento e das taxas de resfriamento permite garantir a proporção adequada das fases durante a produção dos AID.

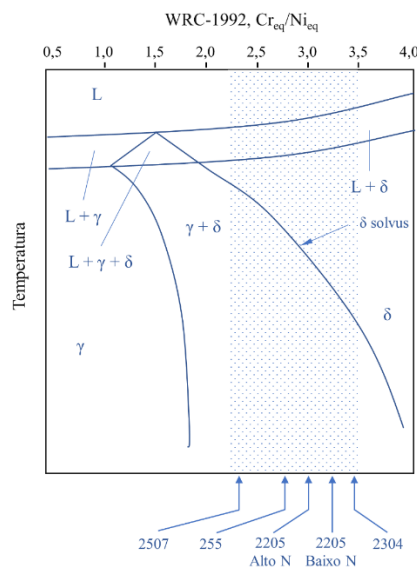


Figura 2.11 – Região de temperatura elevada do diagrama de fases pseudobinário para as composições químicas dos AID. A região sombreada corresponde à faixa de ligas comercialmente disponíveis. (LIPPOLD & KOTECKI, 2005 - adaptado)

Durante o resfriamento, a austenita se precipita inicialmente nos contornos de grão da ferrita, seguido pela formação de placas de Widmanstätten e por fim com disposição intragranular (SIEURIN, 2006). O processamento dos AID normalmente fundidos inclui o

recozimento de solubilização ou trabalho a quente em temperaturas próximas à linha *solvus* da ferrita, seguido de têmpera em água ou resfriamento rápido por outros meios. Quanto maior a temperatura de trabalho a quente ou solubilização, maior a fração de austenita (LIPPOLD & KOTECKI, 2005). À medida que a temperatura é reduzida, o processo de difusão dos elementos de liga é reduzido e não mais acompanha as mudanças nas composições de equilíbrio da ferrita e da austenita, e assim a proporção de fases presentes naquele dado tempo e temperatura serão mantidas (OGAWA & KOSEKI, 1989). A Figura 2.12 ilustra as microestruturas típicas de aços AID conformados e fundidos.

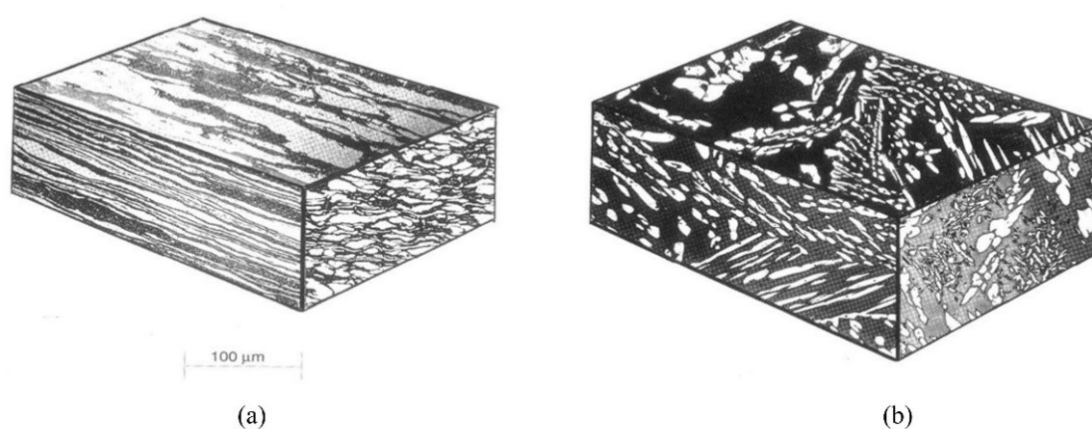


Figura 2.12 – Microestruturas típicas dos AID nas formas conformada (a) e fundida (b) (WEN & LUNDIN, 2005 - adaptado)

2.4.3. Precipitação de fases deletérias

Por conta do complexo arranjo dos elementos de liga nos AID, uma série de reações de precipitação podem acontecer em faixas de temperatura abaixo dos 1000 °C. Muitos dos precipitados formados são indesejáveis e podem provocar fragilização e perdas na resistência à corrosão dessas ligas. A Figura 2.13 mostra as faixas de formação dos diversos precipitados em função da temperatura e do tempo. Além disso, é apresentado o efeito da adição de elementos de liga no deslocamento das curvas de precipitação. A adição principalmente de Cr, Mo e W acelera a precipitação de fases como a sigma (σ) e a chi (χ) (LIPPOLD & KOTECKI, 2005), implicando em maior susceptibilidade de ocorrência nos aços *super duplex* e *hiper duplex*.

Em uma revisão sobre causas de falha nos AID, Azevedo et al. (2019) apontam que em cerca de 50% dos casos analisados a origem da falha estava relacionada à precipitação de fases deletérias, principalmente da fase sigma (σ). As precipitações podem ocorrer durante etapas de produção e processamento dos AID, assim como durante sua aplicação em serviço. Por isso, os AID são limitados a operação em temperaturas inferiores a 300 °C (dependendo da norma),

principalmente por conta da formação da fase alpha prime (α'). Assim, os processos de conformação, fundição e soldagem devem ser planejados de modo a garantir que a formação de fases secundárias seja suprimida. Em geral, minimiza-se o tempo de exposição do material às faixas de temperatura de precipitação. Entende-se que cuidado similar deve ser dispensado à MA desses materiais. Na sequência a seguir, comenta-se brevemente sobre a formação e implicações dos precipitados mais notáveis e comumente reportados na literatura geral relacionada aos AID.

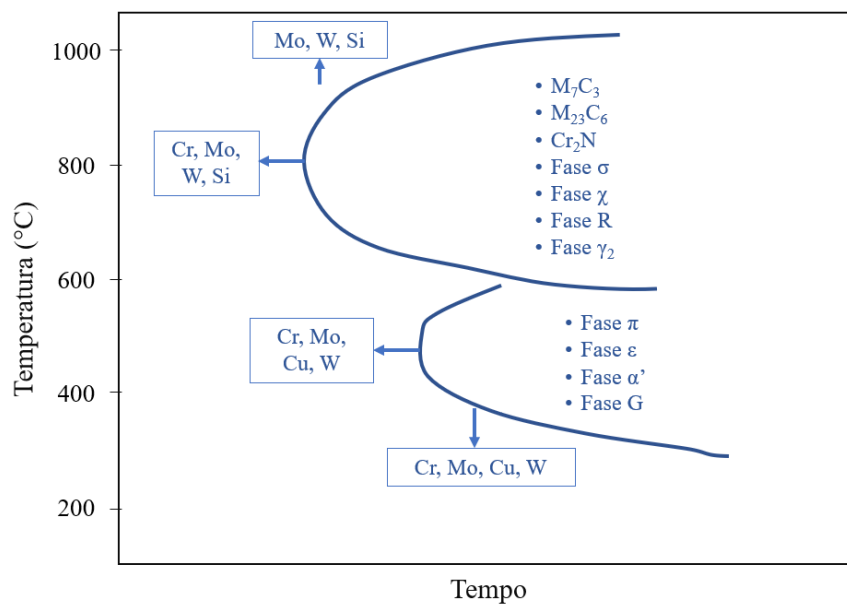


Figura 2.13 - Formação de precipitados nos AID em termos de temperatura e tempo (LIPPOLD & KOTECKI, 2005 - adaptado)

Fase sigma (σ)

A fase sigma (σ) possui uma estrutura cristalina tetragonal e é rica em Fe, Cr e Mo, e sua precipitação ocorre na faixa de temperaturas entre 600 e 950 °C, dependendo da composição da liga. A ferrita é termodinamicamente metaestável nessas temperaturas e sofre um processo de decomposição que origina a fase σ . Essa decomposição se dá geralmente por uma reação eutetóide onde a ferrita se decompõe em austenita e σ (RAMIREZ, 2001). A precipitação de fase σ ocorre geralmente nas interfaces de ferrita e austenita. Essa reação apresenta uma curva de transformação em 'C', conforme visto na Figura 2.13. Em soldagem por fusão, principalmente de múltiplos passes, devido aos ciclos de aquecimento e taxas de resfriamento mais baixas, a fase σ pode se formar na zona afetada pelo calor ou no metal de solda sujeito a rea aquecimento (VILLALOBOS-VERA; MENDOZA-BRAVO, 2017). Hosseini (2019) aponta

que a prevenção da fase σ é mais desafiante em AISD comparativamente a AID, uma vez que a precipitação se torna mais rápida.

A perda de resistência ao impacto e à corrosão pela presença da fase σ é notória e discutida por diversos autores. Nishimoto et al. (2006) observaram que a energia absorvida no impacto cai para cerca de 75% na presença de 5% de fase σ em AISD, e mesmo frações menores já provocam queda na resistência. Yongqiang et al. (2018) descrevem o mecanismo de corrosão por pites induzido pela formação de fase σ em AID. Segundo esses autores, a grande variação no conteúdo de Cr associada à presença da fase σ cria heterogeneidades no filme passivo e enfraquece sua capacidade de proteção. Quando maior a diferença de conteúdo de Cr, maior a probabilidade de formação de pites nas regiões mais empobrecidas.

Fase chi (χ)

A fase chi (χ) possui uma estrutura cúbica e é caracterizada por ser rica em Mo, e sua precipitação ocorre na faixa de temperaturas entre 700 e 900 °C. A nucleação é rápida e ocorre antes da precipitação da fase σ . A fase σ pode precipitar a partir da fase χ e substituí-la em tempos mais longos de envelhecimento (POHL; STORZ; GLOGOWSKI, 2007). Resíduos de fase χ podem ser observados parcialmente dissolvidos em fase σ localizada nos contornos de grão prévios. Os efeitos indesejáveis da ocorrência da fase χ são semelhantes aos observados pela presença da fase σ , e a distinção de seus efeitos é difícil até pelo fato de que normalmente são observadas em coexistência (NILSSON, 1992).

Fase alfa *prime* (α')

A formação da fase alpha prime (α') é comumente referida como fragilização a 475 °C. Em temperaturas entre 280 e 500 °C ocorre uma decomposição espinoidal da ferrita em uma ferrita rica em Cr (fase α') e outra rica em ferro (fase α) com diferentes parâmetros de rede. Matias et al. (2017) observaram o aumento substancial na dureza em um AID, associado à queda na tenacidade, com o aumento do tempo de envelhecimento, em incrementos de 2 horas a 475 °C. Por conta disso, a aplicação dos AID geralmente é limitada a temperaturas inferiores a 300 °C, temperatura a partir da qual pode haver fragilização, especialmente após longos períodos de exposição.

Nitretos de cromo

A formação de nitretos de Cr (Cr_2N e CrN) é vinculada geralmente à faixa de temperaturas entre 700 e 900 °C, especialmente quando um resfriamento rápido ocorre a partir

de temperaturas elevadas de solubilização (NILSSON, 1992). Segundo Ramirez (2001), durante o resfriamento ocorre uma competição entre a precipitação da austenita e o nitreto de Cr. Caso a quantidade de austenita formada seja próxima à condição de equilíbrio, todo o N será dissolvido. Em contrapartida, caso a formação de austenita seja retardada ou impedida, a ferrita se torna supersaturada em N, ocasionando a precipitação dos nitretos. A presença desses nitretos pode ser prejudicial à resistência à corrosão e ao impacto, porém, devido às suas frações volumétricas menores, os nitretos são geralmente apontados como menos prejudiciais que a fase σ .

Austenita secundária (γ_2)

A precipitação da austenita secundária (γ_2) nos AID é consequência do reaquecimento de uma microestrutura metaestável. Dois tipos distintos de γ_2 são descritos por Nilsson et al. (1995). No primeiro caso, a fase γ_2 é uma consequência do crescimento de partículas preexistentes austenita primária (γ), mas com variação na composição química. O segundo tipo (γ_2) precipita na forma de finas partículas aciculares no interior da ferrita. Alguns autores demonstram a correlação entre a precipitação dos nitretos de Cr e a fase γ_2 (RAMIREZ; LIPPOLD; BRANDI, 2003). Segundo Ramirez (2001), a formação de γ_2 na zona termicamente afetada do AID SAF 2507 está relacionada à liberação do N pela dissolução do Cr_2N na faixa de temperaturas entre 1000 e 1200 °C, e este elemento atua como estabilizador de austenita, promovendo a formação da fase γ_2 .

De acordo com Nilsson et al. (1995), os baixos teores de Cr, Mo e N na fase γ_2 são responsáveis por torná-la mais susceptível à corrosão por pites. Segundo esses autores, em juntas soldadas por fusão não é possível garantir que o metal de solda seja totalmente livre da presença de γ_2 . Se a mesma se encontrar em regiões confinadas, ou seja, sem contato direto com agentes corrosivos e em pequenas frações, não serão encontrados problemas práticos. Acredita-se que tal inferência se estenda à pré-formas fabricadas por MADA.

2.4.4. Detecção das fases deletérias

A norma ASTM A923 (ASTM, 2003) trata de diferentes formas para a detecção de fases secundárias prejudiciais nos AID, que são designadas como metodologias A, B e C. A metodologia A consiste em um teste de ataque eletroquímico com hidróxido de sódio. Este teste pode ser utilizado para a aceitação de um material, mas não para a rejeição. A metodologia B baseia-se no ensaio de impacto Charpy para detecção de possíveis perdas de tenacidade pela precipitação de fases deletérias. A preparação de corpos de prova e procedimentos de testes

neste caso seguem a ASTM A370. A norma ressalta que este ensaio serve ao propósito de indicar a presença ou não de indícios de fases intermetálicas e não necessariamente o de avaliar o desempenho do material. O ensaio Charpy proposto na norma é diferente do comumente aplicado para determinação da tenacidade e não deve ser usado para caracterização do material. Por fim, a metodologia C consiste em um ensaio de corrosão similar ao indicado na ASTM G48-A para corrosão por pites em solução de cloreto de ferro. A taxa de corrosão neste caso é calculada de acordo com a perda em massa e área superficial, sendo a perda de resistência à corrosão é devido ao empobrecimento local de Cr e Mo. Vale destacar que nessas metodologias a identificação propriamente dita e a caracterização das fases intermetálicas não é visada, avaliando-se apenas a ocorrência ou não de seus efeitos como forma de identificação indireta.

2.4.5. Propriedades mecânicas

Conforme mencionado anteriormente, os AID tornam-se atrativos pela combinação de elevada resistência mecânica associada à elevada resistência à corrosão. Smuk (2004) aponta que o travamento mútuo do crescimento de grão entre ferrita e austenita resulta em uma microestrutura refinada, contribuindo com aumento na resistência mecânica. Os requisitos de propriedades sob tensão dos AID são descritos nas normas ASTM A240 para conformados e ASTM A890 para fundidos. O gráfico da Figura 2.14 mostra os valores mínimos de limite de escoamento, limite de ruptura e alongamento dos principais AID e do aço austenítico ASTM 316L a título de comparação.

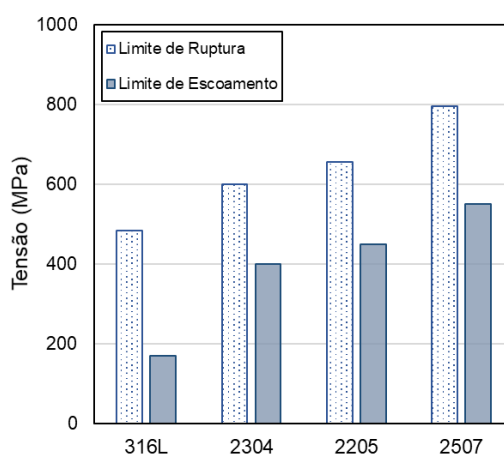


Figura 2.14 - Requisitos mínimos de limites de ruptura e escoamento para AID e o aço ASTM 316L conforme ASTM A240

A tenacidade ao impacto dos AID é considerada satisfatória quando a fração de austenita é adequada. Kuroda et al. (2005) discutem o papel da austenita na resistência ao impacto de juntas soldadas de um AISD. O aumento na fração de austenita, associado a taxas de

resfriamento mais lentas, aumenta a energia absorvida no impacto. No entanto, o crescimento excessivo de grão ferrítico provoca a redução da energia absorvida. Haghdadi et al. (2019) mostraram que há influência da morfologia da austenita na temperatura de transição dúctil-frágil da liga 2205 com diferentes tratamentos térmicos.

2.5. Manufatura aditiva aços inoxidáveis duplex

O contexto da aplicação de MADA para fabricação de componentes em aço duplex é semelhante ao mencionado anteriormente no subcapítulo 2.1. Em um trabalho de investigação do potencial do processo CMT para deposição de pás de turbina em AID, Posch et al. (2017) atribuem tempos longos de entrega de componentes ao fato de que o estado da arte na produção de geometrias mais complexas vale-se da fundição e associa também o número limitado de fornecedores de material de adição (arama de AID). Desta forma, a viabilização da MADA com essas ligas poderia flexibilizar a cadeia de suprimentos e reduzir os tempos de entrega de componentes.

Conforme mencionado anteriormente, a MADA tem como vantagem a disponibilidade do conhecimento prévio produzido em soldagem por fusão, especialmente a arco elétrico e com múltiplos passes. Por isso, os fundamentos já explorados na soldagem multipasses dos AID podem fornecer uma base para a MADA em termos de consumíveis, gases de proteção e formação de zonas fundida e afetada pelo calor.

Ramirez (2001) menciona que a maioria das aplicações dos AID na indústria envolvem algum processo de soldagem. Em geral, todos os processos convencionais por fusão podem ser utilizados na soldagem dos AID, mas processos de alta densidade de energia, como laser e feixe de elétrons, podem ter sua aplicação limitada. Isso se deve ao fato de que taxas de resfriamento elevadas associadas a esses processos impede a precipitação de austenita.

Ainda segundo Ramirez (2001), os metais de adição empregados na soldagem dos AID possuem teor de Ni de 2,5 a 3,5% superior ao metal de base. Devido ao caráter gamagênico do Ni, essa adição visa garantir a formação de austenita na zona fundida. A adição do N também favorece a formação adequada de austenita. Ogawa & Koseki (1989) identificaram que o N é o principal ator na formação da austenita no metal de solda. Segundo Kotecki (2010), melhores condições de soldabilidade nos AID foram atingidas através da especificação de metais de base com maior teor de N. A adição deste elemento no gás de proteção também favorece a formação de austenita na zona fundida (VARBAI et al., 2019). Observa-se que, enquanto átomo intersticial, a velocidade de difusão do N é maior comparada àquelas de elementos como Cr,

Ni e Mo, resultando em uma maior facilidade de migrar para a austenita, mesmo em condições mais rápidas de resfriamento.

A energia de soldagem também representa um fator importante na soldagem dos AID. Observa-se que uma energia de soldagem muito baixa pode resultar em um resfriamento rápido, impedindo que haja a formação adequada da austenita. Neste caso, o excesso de ferrita resulta em perda de tenacidade e resistência à corrosão e aumenta a susceptibilidade à fragilização por hidrogênio (WEN & LUNDIN, 2005). Por outro lado, uma energia de soldagem elevada pode favorecer a precipitação de fases deletérias, além de promover a formação de uma microestrutura grosseira.

2.5.1. Zona afetada pelo calor

Lippold e Kotecki (2005) dividem o comportamento da zona afetada pelo calor (ZAC) em três diferentes regiões em função do tempo e da temperatura conforme mostrado na Figura 2.15. Na região I o metal de base é aquecido a temperaturas próximas à temperatura *solvus* da ferrita. Nesta etapa a austenita se transforma em ferrita através do crescimento controlado por difusão até que a estrutura se torna totalmente ferrítica. Nessa mesma faixa de temperatura a maioria dos precipitados presentes na estrutura se dissolvem. Já na região II, abaixo da temperatura *solvus* da ferrita, ocorre o crescimento de grão ferrítico, uma vez que não há austenita ou precipitados que limitem esse crescimento. Na região III, seguindo o resfriamento, inicia-se a nucleação e crescimento da austenita, assim como as reações de precipitação. Com taxas de resfriamento elevadas, associadas à retenção da ferrita, a precipitação de carbeto e nitreto é mais pronunciada.

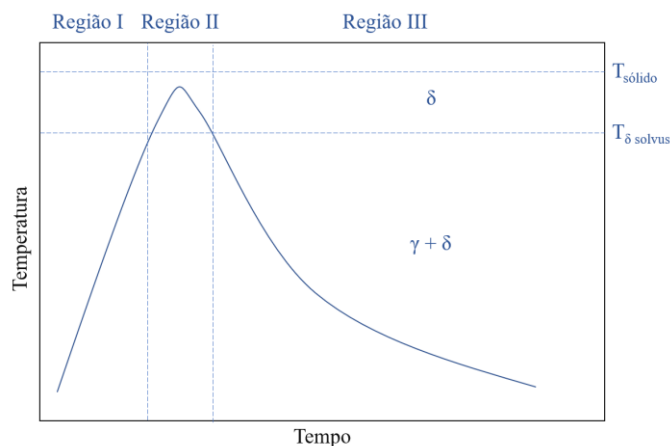


Figura 2.15 - Ciclo térmico na ZAC de um AID na região adjacente à linha de fusão (LIPPOLD & KOTECKI, 2005 - adaptado)

A formação da austenita é comumente correlacionada com o tempo de resfriamento entre 1200 e 800 °C ($\Delta t_{12/8}$). A Figura 2.16, obtida por Kuroda et al. (2005) através da simulação física da ZAC de um AISD (liga 2507), mostra o aumento progressivo da presença de austenita à medida que se aumenta o tempo $\Delta t_{12/8}$. O crescimento de grãos da ferrita foi correlacionado ao tempo de resfriamento entre 1400 e 1200 °C. Yang et al. (2011) avaliaram o efeito do calor imposto e do tempo de resfriamento entre 800 e 500 °C ($\Delta t_{8/5}$) na ZAC da liga 2205. Observa-se que com calor imposto mais baixo, além do baixo teor de austenita, grandes quantidades de nitretos de Cr são observadas dentro dos grãos de ferrita, o que é associado ao menor tempo de resfriamento.

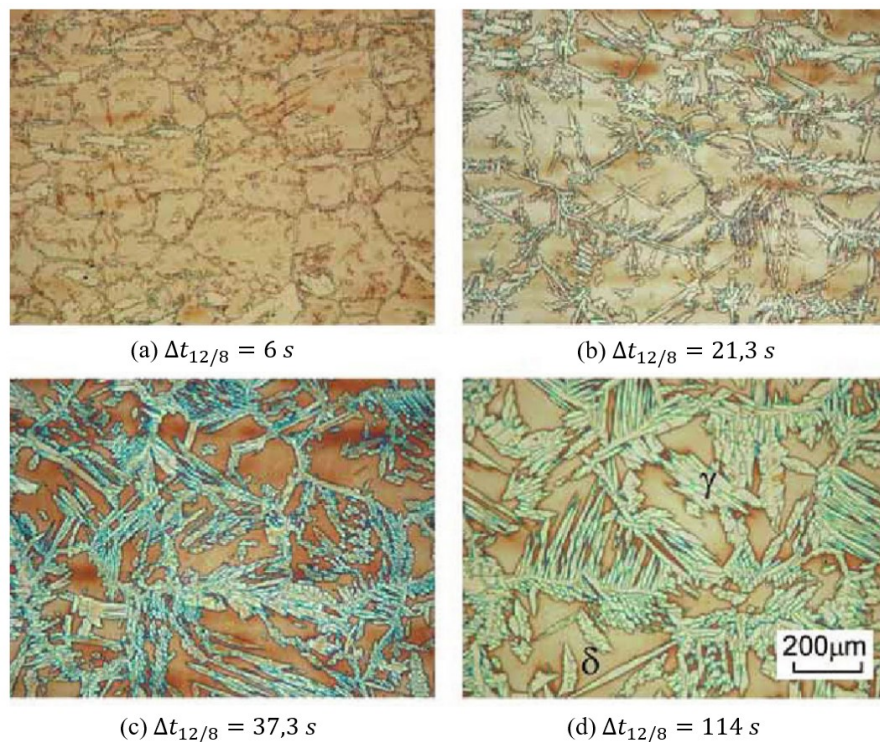


Figura 2.16 - Influência do tempo de resfriamento $\Delta t_{12/8}$ na formação de austenita na ZAC simulada de um aço 2507. Nota: na figura original utiliza-se t_{14-10} já que os autores trabalham com temperaturas em Kelvin, mas nesta adaptação utilizou-se a referência em celsius para padronização (KURODA ET AL. , 2005 - adaptado)

Ainda segundo Lippold e Kotecki (2005), quanto menor o Cr_{eq}/Ni_{eq} , maior se torna a temperatura *solvus* da ferrita (Figura 2.11). Como consequência, o tempo acima dessa temperatura se torna menor para uma dada ZAC, limitando o crescimento de grão da ferrita. Desse modo, observa-se que a região de grãos grosseiros da ZAC é extremamente estreita em ligas como a 2507 (AISD). Por outro lado, a precipitação de nitretos ricos em Cr é mais intensa nessa liga.

Em sua revisão, Ramirez (2001) distingue também a ZAC de baixa temperatura onde a linha *solvus* da ferrita não é ultrapassada. Nesse caso, a temperatura de equilíbrio entre a

austenita e ferrita pode ser atingida de forma que ocorre a dissolução parcial da austenita durante o aquecimento assim como sua precipitação durante o resfriamento (dependente também da taxa de queda de temperatura). Além disso, a faixa de temperaturas de precipitação de fases deletérias é distinguida, de forma que quanto mais lento o resfriamento nessas temperaturas, mais provável a precipitação destes constituintes.

2.5.2. Soldagem multipasses dos AID

Na soldagem multipasses diversos autores observam o aumento na fração de austenita na raiz em decorrência dos ciclos de reaquecimento. No trabalho de Bermejo et al. (2019), ao avaliar a evolução microestrutural de uma junta de AISD cordão a cordão, essa tendência foi observada. Esses autores indicam que os ciclos de reaquecimento provocaram a formação de austenita nas regiões intragranulares, além do crescimento das ripas de austenita de Widmanstätten e da austenita intergranular. Os mesmos autores observam ainda que formação da austenita secundária (γ_2) se relaciona à presença prévia de nitretos de Cr associada ao número de ciclos de reaquecimento. Os resultados indicam que a quantidade de ciclos de reaquecimento é mais influente do que o tempo despendido nas temperaturas críticas (os autores do trabalho consideraram 500 °C como a temperatura crítica de formação de γ_2). A taxa de resfriamento, por outro lado, é significativa na análise de precipitação de nitretos de Cr. A precipitação desses nitretos é associada ao resfriamento rápido (implicando menor tempo para difusão do N) e ao tamanho de grão ferrítico (implicando maiores distâncias para que o N se difunda até a austenita).

Os resultados de Chehuan et al. (2014) também indicam que a quantidade de passes, suas larguras e os ciclos de reaquecimento resultantes têm grande influência na formação da fase γ . Esses autores observaram que a condição com menor energia (0,8 kJ/mm) resultou em um pior desempenho nos testes de corrosão quando comparada a uma condição de maior energia de soldagem (1,26 kJ/mm). Conforme mencionado anteriormente, a austenita secundária (γ_2) é mais susceptível à corrosão localizada, uma vez que esta fase possui menos N, Cr e Mo comparada às austenitas intergranular e de Widmanstätten. Neste mesmo trabalho também foi utilizada uma energia de soldagem 2,0 kJ/mm, condição na qual foi identificada, além da fase γ_2 , a presença da fase σ . Esses resultados evidenciam as razões para que sejam recomendados limites inferiores e superiores de energia de soldagem para os AID, o que pode se assumir ser verdade também em MADA.

A título de ilustração, a Figura 2.17 traduzida e adaptada do trabalho de Paulraj e Garg (2016), mostra as microestruturas nos passes de acabamento e raiz de uma junta de AISD soldada por múltiplos passes pelo processo GTAW. Nota-se um efeito similar ao apresentado anteriormente; na raiz a fração de ferrita é reduzida e ocorre presença de austenita secundária fase γ_2 . A norma Norsok M-601 determina que a fração de ferrita na zona fundida deve estar entre 30% e 70%. Voltando à junta da Figura 2.17, já no acabamento observa-se a microestrutura típica da zona fundida sem reaquecimento. Esses autores também observam que temperaturas de interpasse mais elevadas provocaram formação da fase γ_2 e de fases intermetálicas.

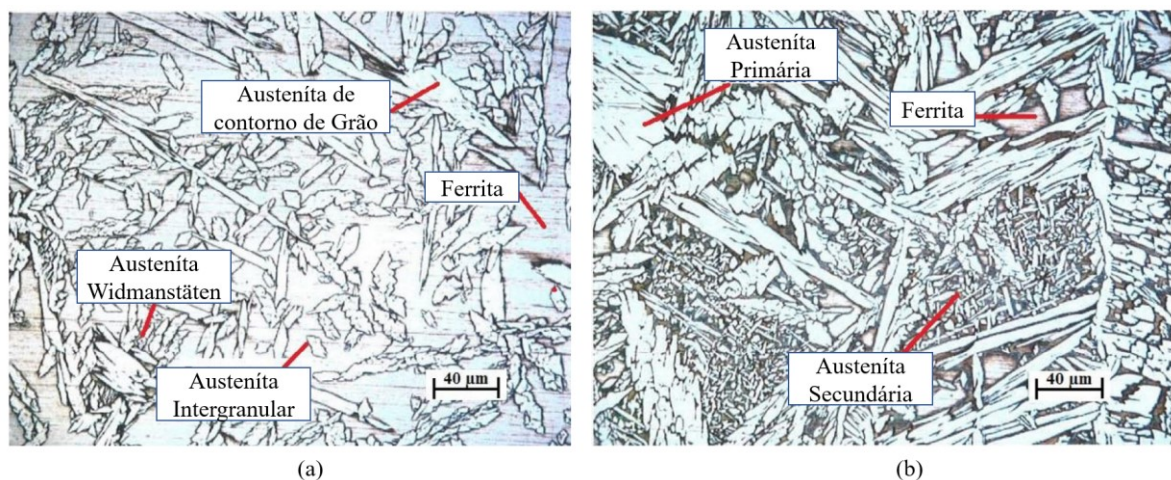


Figura 2.17 - Microestruturas típicas dos passes de acabamento (a) e raiz (b) na soldagem multipasse de um AISD (PAULRAJ; GARG, 2016 - adaptado)

A formação da fase σ também pode ter efeitos indesejáveis na tenacidade e resistência à corrosão, conforme discutido anteriormente. Bermejo et al. (2019) encontraram pequenas quantidades dessa fase (menos de 1%) nos cordões reaquecidos por pelo menos três ciclos (Figura 2.18). Nishimoto et al. (2006) propuseram um modelo preditivo para precipitação da fase σ na soldagem multipasses dos AID. Esses autores indicam que as regiões sujeitas a múltiplos aquecimentos e com maior tempo em temperaturas críticas apresentam maior teor de fase σ . Hosseini et al. (2016) concluíram que os fatores relevantes à formação dessa fase na soldagem de um AISD são as temperaturas de pico, o tempo acumulado na faixa de temperaturas críticas e o número de ciclos de reaquecimento. Observa-se que estes autores apontam a faixa de 828 a 1028 °C como mais relevante em comparação às faixas de 500 a 800 °C e 800 a 1200 °C tradicionalmente utilizadas na avaliação da precipitação da fase σ . A total ausência dessa fase nos AID com 25% de Cr (AISD) é improvável. No entanto, quando os precipitados são confinados a pequenas regiões descontínuas eles representam pouco efeito na definição das propriedades (LIPPOLD & KOTECKI, 2005). Isso foi confirmado no trabalho de

Bermejo et al. (2019), uma vez que os resultados dos ensaios de impacto se mostraram satisfatórios. De toda forma, os limites superiores de calor imposto de 1,5 kJ/mm para os AISD são recomendados para que se evite a precipitação extensiva de fases intermetálicas (KOTECKI, 2010). Assim como deve se atentar para o controle da temperatura máxima de interpasse em 150° C para a soldagem mecanizada (Norsok M-601).

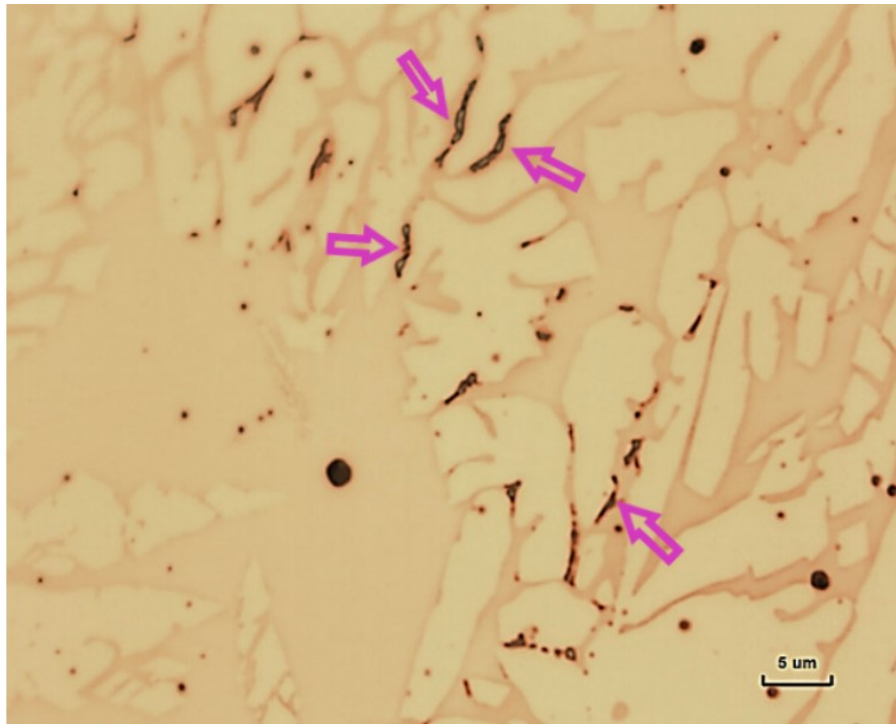


Figura 2.18 - Presença de fase σ em um cordão sujeito a múltiplos reaquecimentos (BERMEJO et al., 2019)

Em algumas situações pode ser realizado o tratamento térmico de solubilização seguido de têmpera em água, especialmente em soldagem de fundidos (LIPPOLD & KOTECKI, 2005). Kotecki (2010) destaca a necessidade de certo cuidado na seleção da temperatura de solubilização uma vez que o teor mais elevado de Ni no metal de solda eleva a temperatura solvus da fase σ . Isso implica que a temperatura de solubilização deve ser mais elevada. A norma AWS D10.18 (2018) indica que a temperatura de solubilização deve ser no mínimo 1150 °C caso seja utilizado um consumível com teor de Ni elevado, mas caso não haja metal de adição a temperatura de solubilização mínima é de 1040 °C. Ainda segundo a AWS D10.18, o tratamento térmico pós-soldagem geralmente não é necessário e a estrutura como soldada pode oferecer propriedades satisfatórias se um procedimento correto for executado.

2.5.3. MADA dos aços inoxidáveis duplex

O estudo da fabricação de componentes em AID por MA é relativamente recente na literatura e a quantidade de trabalhos especializados publicados ainda é pequena. Posch et al.

(2017) avaliaram a fabricação de pás de rotor em AID (ER2209) utilizando o processo GMA-CMT. Foram depositadas 136 camadas respeitando-se uma temperatura de interpasse de 150 °C. Esses autores identificaram o crescimento de grãos colunares característico das construções em MADA. Houve uma tendência à redução do teor de ferrita e os valores encontrados estão próximos ao limite inferior para metais de solda de AID (30%). Observa-se que os grãos de ferrita apresentam uma orientação preferencial [0 0 1], enquanto a austenita se orienta de forma aleatória. A Figura 2.20 mostra as micrografias de regiões próximas à base ((a) e (b)), centro (c) e topo (d) da pré-forma. Nota-se, principalmente nas regiões da base, sujeitas a mais ciclos de reaquecimento, que a austenita se torna predominante (região branca). Além disso, as regiões pretas foram investigadas por microscopia eletrônica e foram identificadas como austenita secundária (fase γ_2) com estrutura bastante refinada. Wittig et al. (2020) ilustram, como disposto na Figura 2.19, uma comparação entre os tempos de resfriamento $t_{12/8}$ para diferentes níveis de energia na deposição de paredes e incluem um exemplo de tempos observados em juntas soldadas. Este efeito é similar ao discutido anteriormente na soldagem multipasses dos AID, porém nesse caso de MA o efeito dos ciclos térmicos se torna mais crítico uma vez que a geometria em forma de parede fina limita a condução de calor.

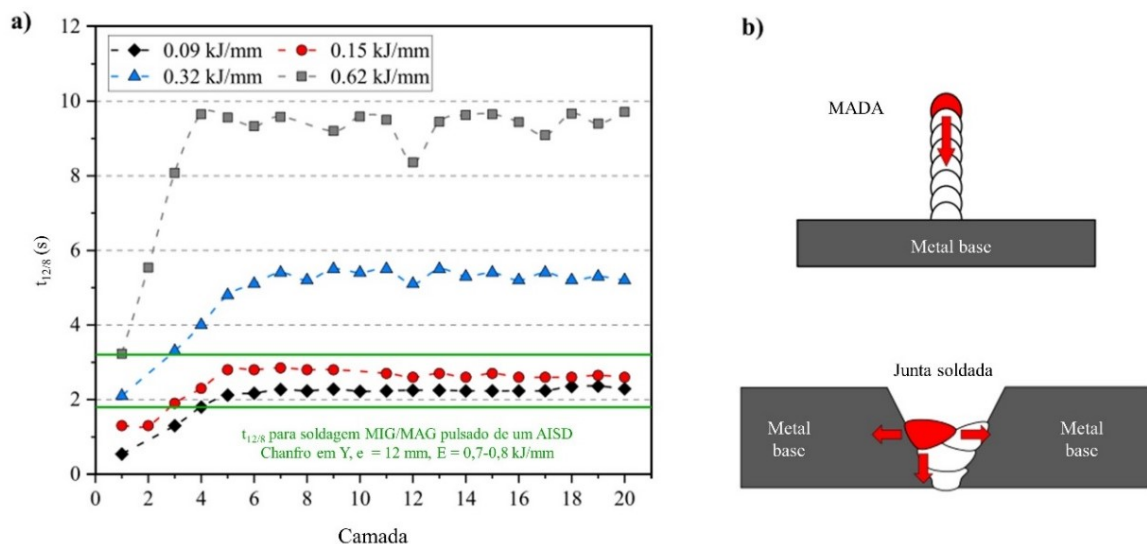


Figura 2.19 - (a) Comparação dos tempos de resfriamento $t_{12/8}$ em MADA em função da energia do arco (b) comparação esquemática da dissipação de calor em MADA e na soldagem (WITTIG ET AL., 2020 - adaptado)

Posch et al. (2017) ainda concluem que resultados de ensaios de impacto e tração foram satisfatórios quando comparados às especificações do consumível (arame). A presença de fases intermetálicas não foi mencionada nesse caso. Além disso, a liga utilizada caracteriza um AID com 22% Cr, ou seja, conforme mencionado anteriormente, uma liga menos propensa à precipitação de intermetálicos comparada aos AISD com 25% Cr.

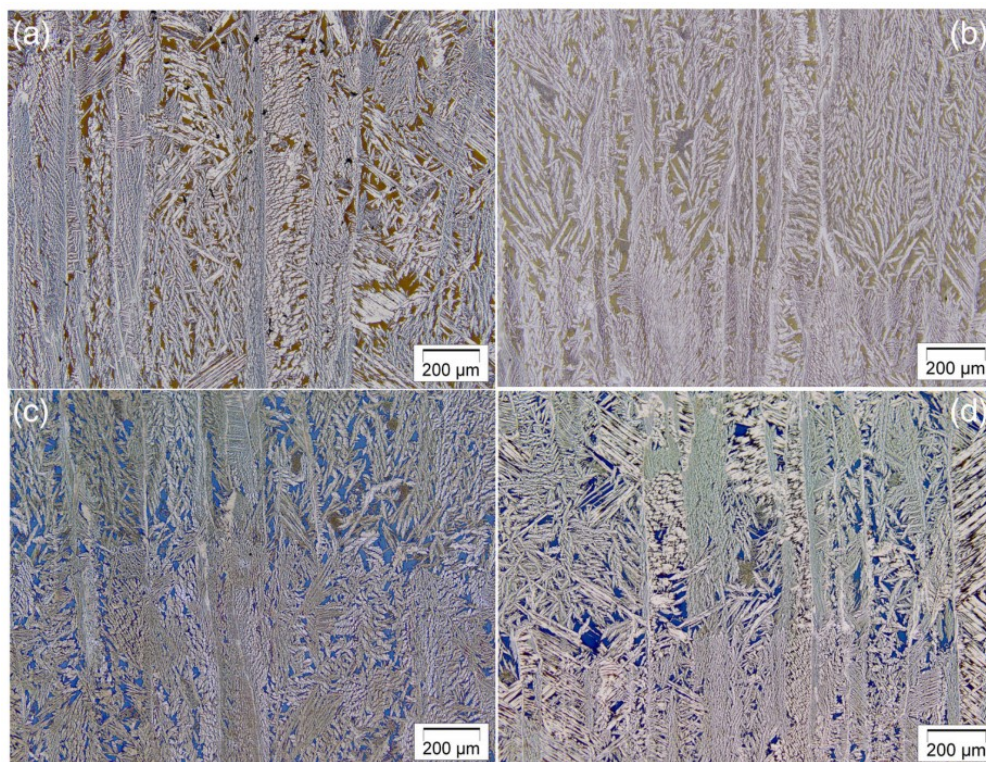


Figura 2.20 - Micrografias da pá de rotor construída por MADA. As regiões (a) e (b) são próximas à base, enquanto as regiões (c) ficam no centro e (d) no topo do componente (POSCH ET AL., 2017)

Eriksson et al. (2018) exploraram a deposição de paredes com um AISD (25% Cr), também utilizando o processo GMA-CMT, no caso avaliando energias de soldagem de 0,4 a 0,87 kJ/mm e com temperatura de interpasse em 100 °C. A resistência ao impacto das paredes se mostrou cerca de um terço da resistência do metal de base. Embora não tenha sido comprovado por microscopia, esse resultado indicaria a presença de fases intermetálicas. O crescimento de grãos foi apontado como razão da queda de tenacidade. Foram observados nitretos de Cr e austenita secundária (fase γ_2) em microscopia ótica. A fração de ferrita foi estimada entre 15 e 27% nas paredes considerando os três níveis de energia de arco utilizados. Ainda segundo os mesmos autores, esse resultado é atribuído ao fato de que os consumíveis projetados para a soldagem dos AID possuem maior teor de Ni (elemento gamagênico) comparado ao metal de base (9,5% no arame contra 6,6% no metal de base). Partindo desse princípio, Stützer et al. (2019) propuseram o uso da técnica de adição de arame frio associada ao processo GMA-CMT para MADA. Ao variar a velocidade de adição de um arame não energizado com menor Ni equivalente, esses autores demonstraram a possibilidade de se controlar o balanço de ferrita e austenita na microestrutura final dos depósitos. Nota-se que a adição de arame frio no processo GMA é capaz de diminuir o calor transferido ao metal de base (camada anterior), uma vez que parte da energia do arco é destinada a fusão do segundo arame (RIBEIRO et al., 2015). Isso justifica a observação dos mesmos autores de que a altura das

camadas aumenta à medida do aumento da taxa de alimentação de arame frio, o que pode também ter influenciado os ciclos térmicos durante a deposição.

No trabalho de Wittig et al. (2020) sobre MADA, os resultados mostraram que o aumento na energia do arco resulta em menores teores de ferrita devido aos tempos de resfriamento mais longos e picos de temperatura mais elevados. Além disso, o teor de ferrita se mostrou geralmente maior nas regiões do topo das paredes comparado a regiões centrais e da base. Essa tendência é atribuída pelos autores ao fato de que a penúltima camada é exposta a apenas um ciclo de reaquecimento (devido à deposição da camada seguinte e última), não sendo obviamente a última camada é reaquecida. Assim, essas regiões são expostas por menos tempo à faixa de temperatura onde ocorre precipitação de austenita. No entanto, de modo geral, diferentemente dos resultados de Eriksson et al. (2018), Wittig et al. (2020) conseguiram alcançar teores de ferrita razoavelmente próximos a 50%. Os arames com teor reduzido de Ni ou com maiores teores de Cr favoreceram maiores teores de ferrita. Por fim, destaca-se que foi observada a presença de austenita secundária (γ_2) associada a regiões reaquecidas. Embora não seja quantificada, a maior presença dessa fase foi identificada nas amostras que utilizaram arames contendo Si e W, ambos considerados elementos responsáveis por uma redução no tempo necessário para a precipitação da fase γ_2 .

Hejripour et al. (2019) estudaram a deposição de uma geometria em forma de parede e outra cilíndrica utilizando o processo GMA e um arame de AID (ER2209). Baseados em simulação computacional, esses autores estimaram os ciclos térmicos em pontos específicos das duas geometrias. Os resultados obtidos foram similares aos de Posch et al. (2017), sendo em torno de 30% o teor de ferrita mensurado na parede. Não foram encontrados indícios da presença da fase σ , e os autores atribuem isso ao fato de que as taxas de resfriamento não foram suficientemente lentas para que ocorresse a precipitação. O menor teor de ferrita das paredes, comparado ao substrato e a ZAC do substrato, resultaram em valores médios de dureza menores nas regiões depositadas. Os ensaios de tração na direção de deposição (horizontal) tiveram resultados comparáveis ao observado no material conformado segundo os autores, embora tenham sido de fato inferiores. O ensaio de tração na direção de construção (vertical) resultou em performance inferior, indicando anisotropia das propriedades.

Também com um AID (liga 2209), Hosseini et al. (2019) exploraram a construção de blocos constituídos de mais de um passe por camada. Foram avaliados os ciclos térmicos e microestruturas em diferentes regiões para duas condições distintas; uma com menor energia e maior número de passes, e outra com maior energia e menor número de passes. Foi observado

um padrão no teor de austenita dos cordões sujeitos aos múltiplos reaquescimentos. Mais ao centro dos mesmos, observou-se o crescimento de austenita secundária (γ_2). Já em regiões nos cantos dos cordões, sujeitos a ciclos mais intensos de reaquescimento, observou-se o crescimento de austenitas primária e secundária grosseira.

Hosseini et al. (2019) observaram ainda que a condição de maior energia resultou em menor teor de austenita nos cordões como depositados, apesar do tempo $\Delta t_{12/8}$ ter sido maior nessa condição. Esse resultado foi justificado pelo fenômeno da perda de N durante a deposição, associado à energia elevada, retardando a formação da austenita. Esse fenômeno já foi discutido na literatura de soldagem dos AID, sendo que autores especializados argumentam que o mesmo pode se tornar mais crítico em MADA uma vez que na soldagem a formação do cordão ocorre geralmente dentro de uma junta cercada pelo próprio chanfro ou pelos demais cordões que também contêm N. Por outro lado, Wittig et al. (2020), avaliando a composição química de paredes depositadas, demonstraram que, dependendo da composição do arame, podem ocorrer tanto perdas quanto ganhos de N. Esses mesmos autores constataram também perdas no percentual de Cr, que variaram de 0,33 a até 0,73% de diferença em relação ao especificado para o arame. Neste mesmo trabalho, análise em microscopia eletrônica de varredura (MEV) revelou a presença de fases intermetálicas, provavelmente σ ou χ nas regiões centrais dos blocos (Figura 2.21). A condição de maior energia apresentou maiores teores de fases intermetálicas. A presença de nitretos de cromo foram identificadas nos cordões reaquescidos por um único ciclo, próximo à linha de fusão entre cordões.

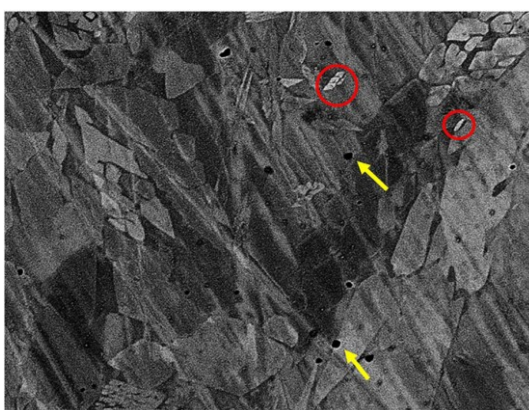


Figura 2.21 – Micrografia de elétrons retroespalhados indicando a presença de fases intermetálicas (círculos vermelhos) e nitretos (setas amarelas) em depósitos de AID (liga 2209) (HOSSEINI et al., 2019)

Zhang et al. (2019) exploraram o processo derivativo TOP-TIG para a deposição de paredes com múltiplas camadas de passe/cordão único com um AISD (arame ER2594). O crescimento da austenita primária e precipitação da austenita secundária devido aos ciclos de reaquescimento também foi marcante. No corpo da parede o teor de austenita chegou a 98,45%

(avaliado por difração de raios X). Na região da última camada o teor de austenita foi de 51,78%, uma vez que a mesma não foi submetida a reaquecimento. Os autores do trabalho discutem em detalhes as diferentes morfologias de austenita encontradas. A detecção de fases intermetálicas foi feita por meio da difração de elétrons retroespalhados (EBSD). Foram encontradas pequenas quantidades das fases σ e χ e quantidades mais consideráveis de CrN. O teor de N do arame (0,22%) retarda a difusão de Cr e Mo, diminuindo a sensibilidade à precipitação de intermetálicos. Em contrapartida, a saturação de N favorece a precipitação de nitretos. Os resultados dos ensaios de tração mostram anisotropia, tendo os corpos de prova na direção de construção (vertical) menor limite de resistência e menor alongamento, embora o limite de escoamento tenha sido próximo nas duas direções (construção e deposição). Os valores de resistência ao impacto foram aceitáveis em relação às especificações para do arame.

2.5.4. Considerações finais sobre a revisão bibliográfica

De modo geral, com base nos trabalhos disponíveis na literatura, pode-se inferir que existe um grande potencial para fabricação com AID por MADA. As fases deletérias consideradas mais críticas, como σ e χ , não parecem representar um grande problema e quando aparecem estão em pequenas quantidades. Os desafios mais comumente citados em termos de microestrutura estão relacionados à formação excessiva de austenita e à presença de nitretos e austenita secundária (fase γ_2). Observa-se, todavia, que a obtenção de microestruturas adequadas requer temperaturas de interpasse relativamente baixas (geralmente inferiores a 100 °C), o que leva à demanda por longos tempos de espera entre a deposição de cada camada. Até o momento não foram publicados estudos investigando a deposição desses aços com aplicação de técnicas de resfriamento ativo. Neste contexto, a técnica de resfriamento ativo por quase-imersão (RAQI) tem, por hipótese baseada na aplicação em MADA com outros metais, o potencial de otimizar o processo de deposição dos AID garantindo taxas de resfriamento adequadas, mas com tempos de espera entre deposições e, assim, de construção (de toda a pré-forma) significativamente menores.

CAPÍTULO III

DEPOSIÇÕES PRELIMINARES DE PAREDES FINAS EM AISD

Na manufatura aditiva por deposição a arco se faz necessário um substrato, a partir do qual inicia-se a deposição das camadas. Este pode ser posteriormente removido da peça depositada, ou ser utilizado como parte dela. Em alguns casos, a diferença entre a dissipação de calor nas primeiras camadas (tridimensional) e nas camadas superiores (bidimensional) pode resultar em variações geométricas, o que pode ser solucionado pela remoção das primeiras camadas quando se separa a peça do substrato. No caso da deposição de materiais mais nobres, como os AID, a utilização de um substrato de composição similar pode representar um custo adicional. E a reutilização de um substrato nem sempre é possível devido às distorções provocadas pelos ciclos térmicos de uma deposição. Além disso, partindo da premissa de que uma das vantagens da MADA, conforme mencionado anteriormente, é a redução do tempo de entrega do componente, a aquisição de chapas para substratos de materiais considerados mais nobres pode ser um complicador em função da menor disponibilidade. Assim, a utilização de um substrato menos nobre do que a peça depositada pode representar uma vantagem em custo e tempo de produção na MADA dos AID (quando o substrato não faz parte do componente final). Em outra perspectiva, no caso da deposição de ligas com baixa difusividade térmica, principalmente na deposição das primeiras camadas, a utilização de um substrato dissimilar pode ser empregada com o intuito de que o substrato seja capaz de dissipar mais facilmente o calor associado à deposição. Por fim, o conceito de deposição sobre um substrato dissimilar pode ser empregado para a confecção de componentes com gradação de propriedades. Por exemplo, Chandrasekaran (2020) depositaram um componente composto parcialmente de um aço carbono-manganês e um AID para uma aplicação em dutos submarinos.

A fusão dos metais de base e de adição na primeira camada originam um cordão de composição intermediária entre ambos, dependendo da diluição. Este conceito é amplamente discutido tanto na soldagem quanto na deposição de revestimentos. Assim como na deposição dos revestimentos, quanto menor a diluição na MADA, menor a influência da composição do metal de base no cordão. A extensão da faixa de composição mista entre os metais de adição e de base são um fator determinante para as propriedades finais de um componente com gradação de propriedades ou na quantidade de camadas a serem removidas caso o objetivo seja manter apenas o componente depositado sem mistura.

Do ponto de vista da seleção de parâmetros de deposição e gerenciamento térmico, as diferentes abordagens podem envolver o modo de transferência metálica e operação da fonte, bem como a aplicação de técnicas de resfriamento. Isto é, pode-se partir tanto do princípio de atuar sobre a energia imposta pelo processo, quanto sobre a extração de calor na pré-forma em deposição. O uso do processo *Cold Metal Transfer* (CMT), variante do GMA, desponta como uma das opções mais populares para MADA na literatura devido à sua estabilidade característica e baixo aporte térmico. A utilização do modo de transferência Pulsado também representa uma possibilidade de aplicação à MADA por também se enquadrar como um modo de baixo aporte térmico. Além disso, existe uma variedade maior de fabricantes e fontes capazes de operar neste modo, o que pode implicar uma maior acessibilidade à tecnologia e menores custos.

Assim, nessa etapa visa-se de forma preliminar avaliar a deposição de pré-formas em AISD sobre um substrato de aço baixa liga, com os modos operacionais CMT e Pulsado e com a utilização do resfriamento ativo por quase-imersão (RAQI). Nessa etapa serão avaliados os possíveis defeitos e dificuldades no processo de deposição do AISD em questão, bem como as metodologias empregadas para avaliação da geometria e microestrutura das pré-formas.

3.1. Metodologia geral

Para a avaliação preliminar foi proposta a execução de deposição de paredes com um cordão por camada utilizando-se um arame de AISD sobre um substrato de aço carbono. Para avaliação da diluição e geometria da primeira camada, selecionou-se um comprimento maior para a primeira camada em relação às seguintes, permitindo a análise da secção transversal do apenas do primeiro cordão e também da parede. Foram utilizadas linhas sinérgicas em modos CMT e Pulsado *Fronius CMT Advanced 400*.

Assim, para cada um dos processos utilizados, CMT e Pulsado, foi estabelecida uma condição de parâmetros na qual a transferência ocorresse de forma estável e sem respingos. Conforme mencionado por Scotti et al. (2020), os processos de controle realizados pela fonte *Fronius CMT Advanced 400* no modo sinérgico podem resultar em variações entre velocidade de alimentação selecionada e real. Assim, a seleção da velocidade de alimentação em cada caso foi feita de modo a garantir que o mesmo valor real, mensurado através de um sistema de aquisição, fosse atingido. Deste modo, as comparações entre os testes são feitas com base na premissa de que a taxa de deposição foi a mesma nos casos em que a velocidade de deposição (translação da tocha/mesa) foi a mesma.

Foram propostos dois níveis de energia de deposição, variados conforme a velocidade de deposição, sendo o nível mais baixo de velocidade correspondente a uma energia mais alta, e o nível mais alto de velocidade correspondente a uma energia mais baixa. A técnica RAQI foi utilizada para garantir que temperaturas mais baixas fossem atingidas com tempos de espera curtos entre as deposições das sucessivas camadas. Sendo o resfriamento feito de forma passiva (água como líquido de resfriamento em contato com o substrato) no início da deposição, e posteriormente ativo a partir do momento em que a pré-forma atinge uma altura mínima, ou seja, o nível de água como líquido de resfriamento passa a subir conforme novas camadas são depositadas.

Durante os testes foram adquiridos sinais de tensão, corrente e velocidade de alimentação. As paredes foram digitalizadas por um *scanner* 3D para avaliação geométrica. Foram retiradas seções transversais das paredes depositadas em cada teste, bem como da região contendo apenas a primeira camada. Essas seções foram devidamente preparadas e submetidas a visualização por microscopia ótica e microscopia eletrônica de varredura (MEV). A composição da interface entre substrato e parede foi avaliada através de espectroscopia de raios-x por energia dispersiva (EDS). O teor de ferrita foi medido pelo método de indução magnética (ferritoscópio).

3.2. Procedimentos experimentais, insumos e análise de dados

3.2.1. Aparato e estratégia de deposição das pré-formas

Para a realização dos experimentos foi utilizada uma fonte *Fronius CMT Advanced 400* com cabeçote VR 7000 CMT e equipada de uma RCU 5000i para seleção de linhas sinérgicas e respectivos parâmetros. Essa fonte permite a seleção de linhas sinérgicas nos modos Circuito Convencional, CMT e Pulsado, de acordo com material, bitola do arame e gás de

proteção utilizado. No caso do CMT foi selecionada a linha sinérgica de código 1052 e no Pulsado a linha 539. A translação da tocha foi feita por um sistema do tipo pórtico CNC com três eixos (Figura 3.1) controlado através do programa Mach3. A tocha foi posicionada na posição vertical (ângulo de 90° em relação ao plano de deposição). As trajetórias foram programadas em código G de modo que as camadas fossem depositadas de forma linear (sem translação perpendicular) de forma bilateral, ou seja, em movimentos de ida e de volta da tocha, com um tempo de parada fixo entre cada camada (30 s).

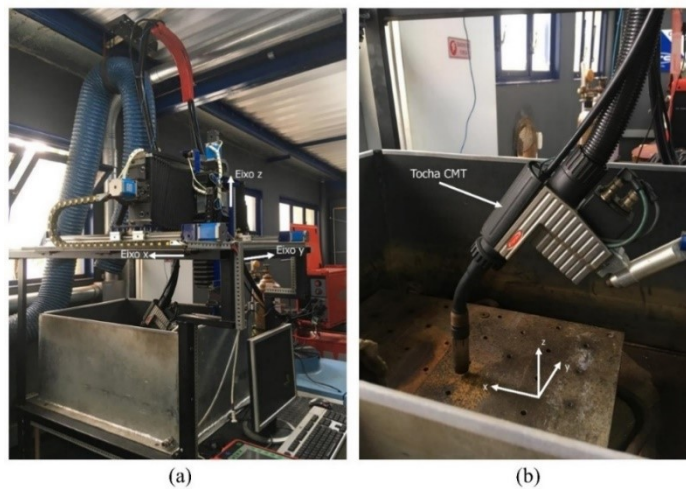


Figura 3.1 - Aparato de deposição (a) visão externa do pórtico CNC e respectivos eixos (b) interior da cuba do RAQI com tocha CMT e eixos de referência

O sistema de pórtico CNC conta com uma cuba para utilização do RAQI. A água, utilizada como líquido de refrigeração, é transferida de um reservatório à cuba de acordo com um sistema de controle baseado em um sensor de nível com boia, de movimento solidário ao da tocha (Figura 3.2), conectado a uma válvula solenoide. A distância da lâmina d'água ao topo da peça (DLAP) é utilizada com o parâmetro de controle do RAQI, onde quanto mais curta a distância mais intenso será o resfriamento promovido pela água (DA SILVA, 2019).

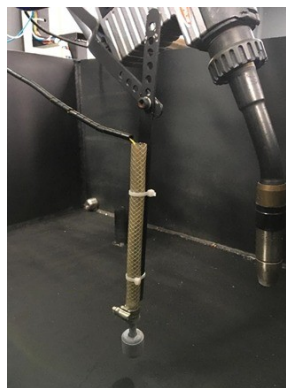


Figura 3.2 – Boia para acionamento e desligamento da válvula solenoide com movimento solidário à tocha no RAQI

Para dos testes do presente trabalho, durante a deposição das camadas iniciais, a lâmina de água foi mantida em um nível ligeiramente abaixo do substrato. Essa condição é descrita como resfriamento passivo, uma vez que a água não extrai calor diretamente da pré-forma. Ao passo que a pré-forma atinge uma altura maior ou igual à DLAP selecionada, o nível da água sobe a cada incremento vertical na tocha visando a manutenção de uma distância fixa entre o nível de deposição e o nível da lâmina de água. Uma ilustração e descrição das etapas da estratégia de resfriamento adotadas durante a deposição são dadas na Figura 3.3.

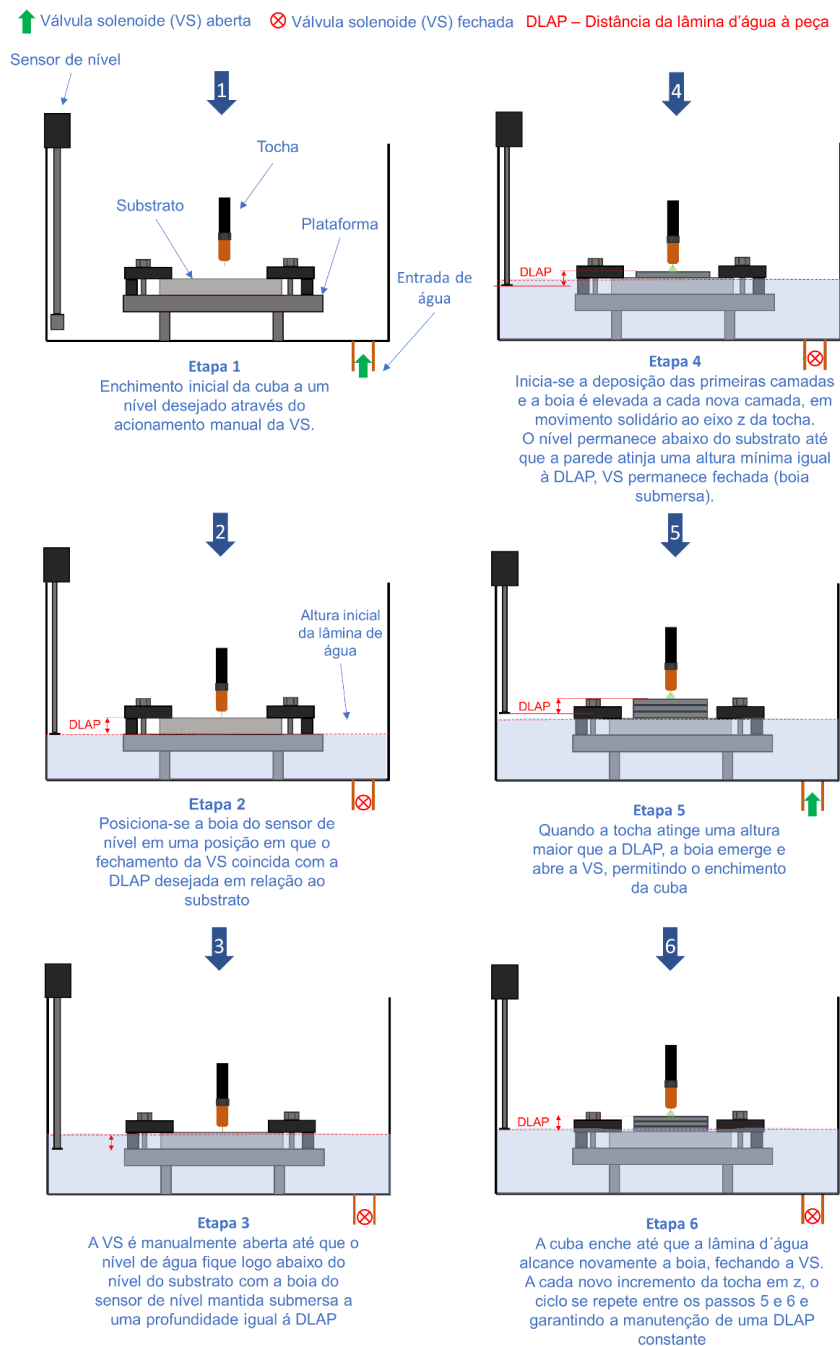


Figura 3.3 - Sistema de controle do nível de água para o Resfriamento ativo por quase-imersão

3.2.2. Seleção do substrato e sistema de fixação

Como substrato foram utilizadas chapas de aço carbono SAE 1020 com dimensões 19,5 x 80 x 200 mm. Durante os testes preliminares observou-se que o grau de distorção do substrato poderia provocar trincas e o destacamento da interface entre o mesmo e as paredes depositadas (Figura 3.4-a). Assim, optou-se pela utilização de um substrato de espessura consideravelmente elevada (19,5 mm) e largo de tal modo a permitir uma melhor fixação do mesmo. Em cada teste o substrato foi fixado por quatro grampos presos por parafusos M10 a furos roscados na plataforma instalada no interior da cuba, como mostrado na (Figura 3.4-b).

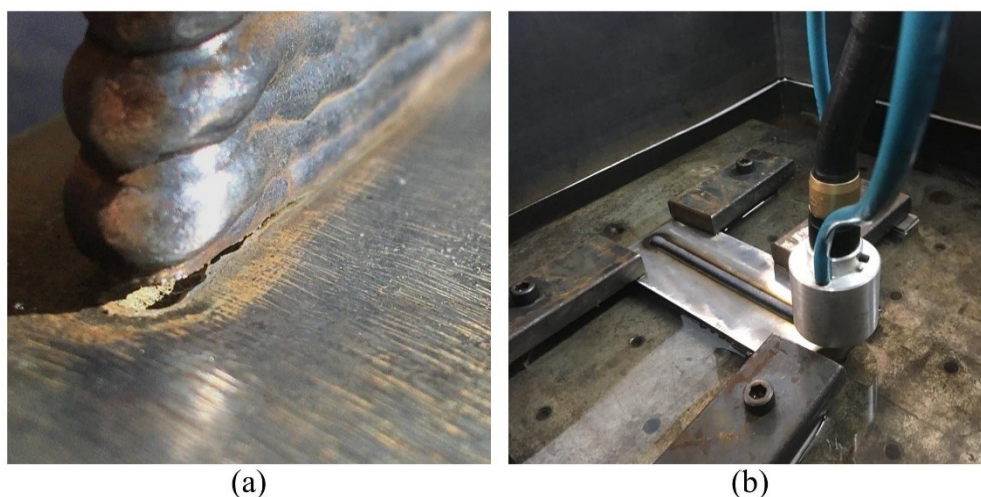


Figura 3.4 - Destacamento da interface entre parede e substrato provocada pela distorção do substrato: detalhe do destacamento da primeira camada (a); aparato de fixação do substrato (b)

3.2.3. Metal de adição

O arame selecionado como metal de adição foi o AWS ER2594 (AWS A5.9/SFA-5.9), também codificado como G 25 9 4 N L (EN ISO 14343-A), normalmente utilizado na soldagem dos AISD, com composição química similar ao SAF 2507. A composição do arame, segundo a fabricante Böhler (fornecedora utilizada), é descrita na Tabela 3.1.

Tabela 3.1 – Composição química em porcentagem de massa dos elementos do arame AWS ER2594 segundo a fabricante (Böhler)

Elemento	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	N
Massa. %	0,015	0,35	0,5	25	9,5	4,0	0,25

3.2.4. Gás de proteção

O gás de proteção utilizado foi uma mistura de nome comercial *Stargold Free* (White Martins) e composição nominal de Ar + 2,0 % CO₂. A fração de CO₂ foi aferida através do analisador de gases Oxybaby® da fabricante Witt e o valor encontrado foi de 2,8 %. Conforme indicado por Kovalenko (2019), a utilização de um sistema de proteção gasosa adicional (*trailing gas*) mostrou-se capaz de reduzir a oxidação da superfície dos cordões de aço inoxidável depositados em MADA. Assim, o dispositivo de proteção complementar desenvolvido por Da Silva (2019) foi utilizado com Ar puro, garantindo melhor proteção do metal depositado. Tal dispositivo é mostrado na Figura 3.5 e consiste de um corpo em alumínio preenchido com cavaco de titânio, que age como um filtro devido à afinidade deste material pelo o oxigênio. Um difusor com geometria do tipo colmeia (*honeycomb*) em liga de Ni é utilizada para garantir um fluxo laminar do gás.

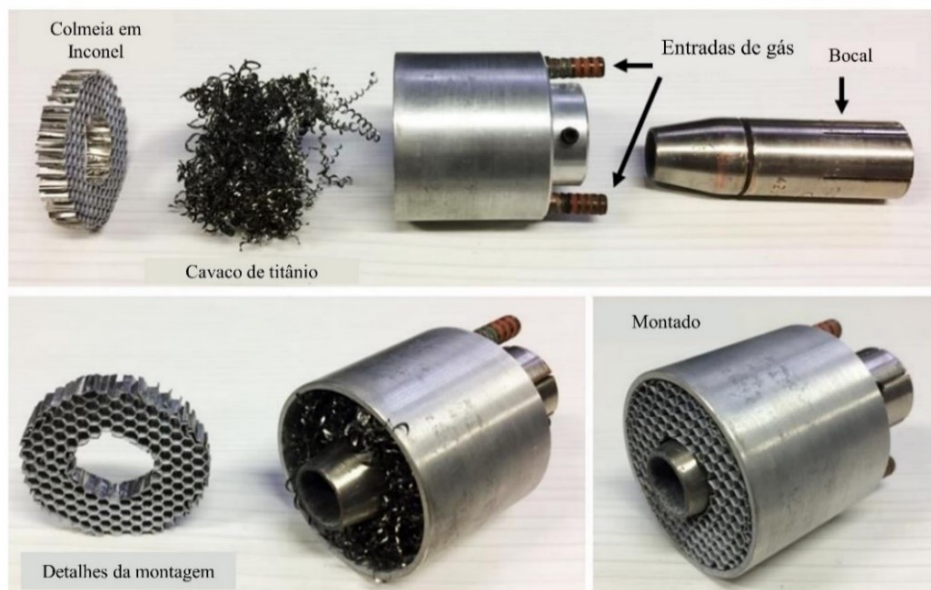


Figura 3.5 – Dispositivo de proteção gasosa complementar

3.2.5. Aquisição de sinais durante a deposição

Os sinais de corrente, tensão e velocidade de alimentação foram coletados através de um sistema de aquisição que consiste de:

- Um transdutor de corrente por efeito Hall (HTA 600-S), para medição da corrente;
- Cabos conectados em paralelo entre a tocha e o terra, para medição da tensão;
- Um *encoder* ótico acoplado posteriormente ao conjunto tracionador do cabeçote, para medição da velocidade de alimentação;

- O condicionador de sinais (desenvolvido no LAPROSOLDA-UFU);
- Uma placa de aquisição National Instruments (NI USB-6009);
- Computador com o programa LabView.

Os sinais foram adquiridos durante 8 segundos na deposição de cada camada, a uma taxa de 5 kHz. Os dados foram salvos em arquivos .txt e posteriormente analisados em termos gráficos e estatísticos.

As temperaturas de interpasse foram aferidas com um pirômetro (emissividade = 0,31), operado manualmente, ao final do tempo de espera entre as camadas apenas para manter as condições similares quando necessário.

3.2.6. Digitalização 3D e avaliação geométrica

As pré-formas depositadas foram digitalizadas através de um escâner HandySCAN 3D da Creafom com resolução 0,025 mm (Figura 3.6 (a)). O *scanner* é operado manualmente e feixes de laser são utilizados para a construção da malha 3D (Figura 3.6 (b)).

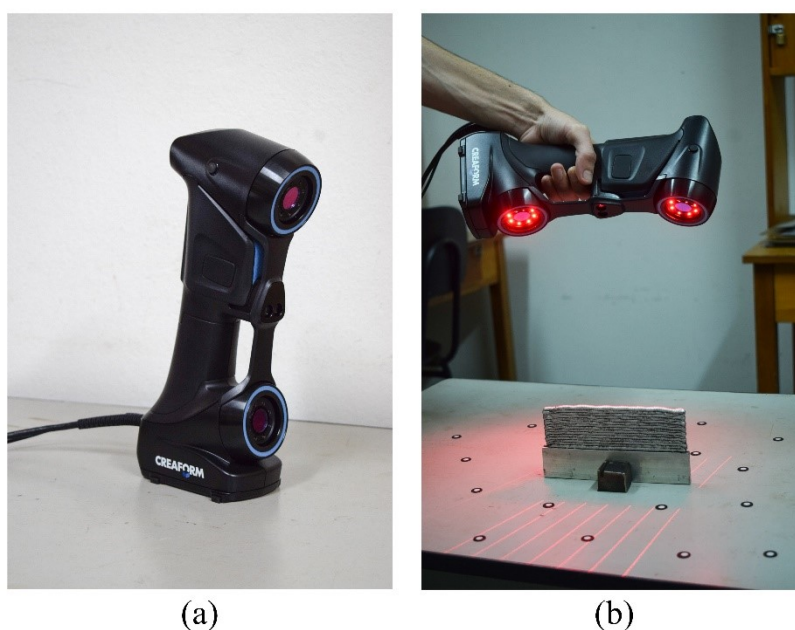


Figura 3.6 - Escâner Creafom HandySCAN (a) e processo de digitalização de uma pré-forma com o mesmo (b)

As malhas obtidas foram tratadas e analisadas através do módulo VXModel do programa VXelements, também da Creafom. Um procedimento foi proposto para a análise das larguras totais e efetivas e da ondulação de cada parede. Inicialmente a malha é adequada e quaisquer defeitos, como falhas no preenchimento da malha, são removidos com as ferramentas do programa (Figura 3.7-a). Posteriormente é feito um recorte na parte central da pré-forma,

excluindo as camadas da base, e os extremos onde incorrem irregularidades causadas pelos pontos de abertura e desligamento do arco (Figura 3.7-b). Desse primeiro recorte são separadas três seções de comprimento igual na direção paralela à direção de deposição (Figura 3.7-c). Por fim, o programa efetua uma comparação e cria um mapa de cores com as distâncias entre as duas superfícies laterais da pré-forma (Figura 3.7-d). Deste modo, o ponto de máximo (vermelho) e o ponto de mínimo (azul) correspondem às larguras total e efetiva, respectivamente (Figura 3.7-e). Essa comparação é feita em cada uma das três seções e os parâmetros são determinados através da média, evitando assim que os pontos máximos e mínimos indicados sejam enviesados. A ondulação é obtida através do cálculo de subtração entre a largura total e a efetiva seguido da divisão por dois.

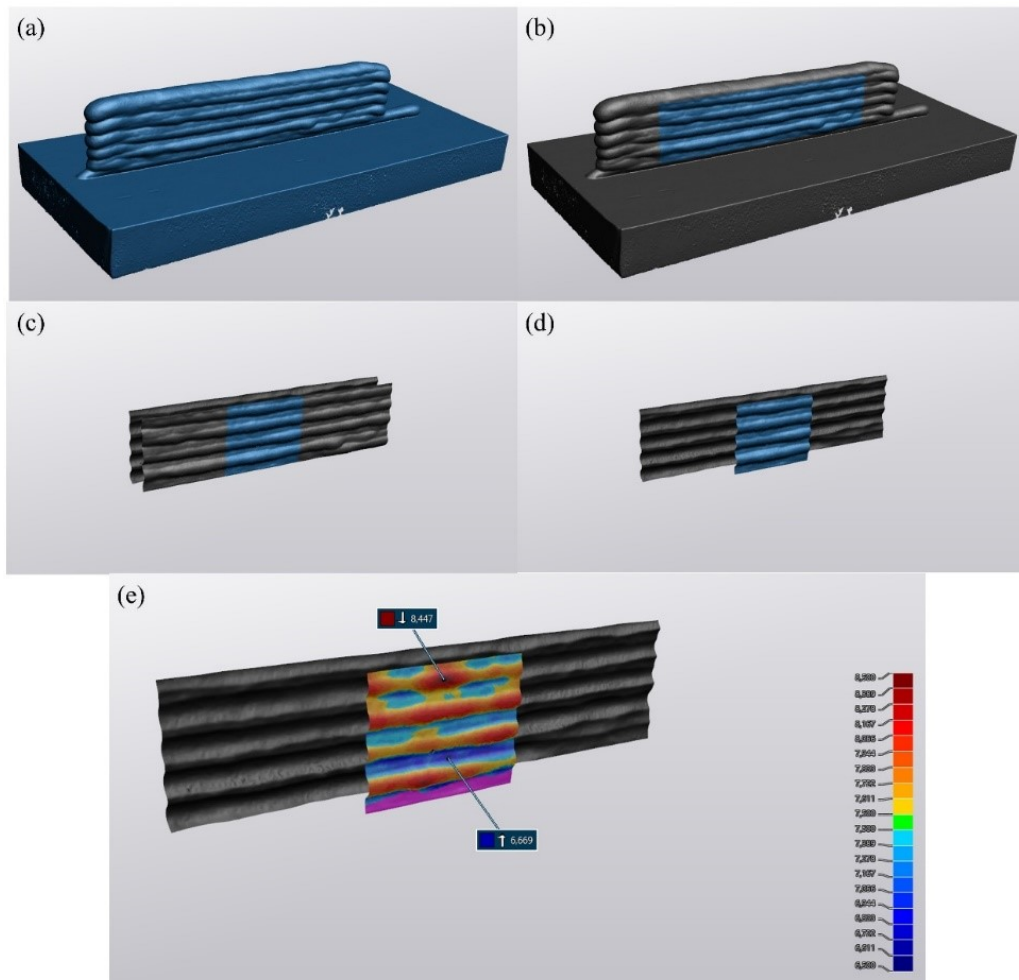


Figura 3.7 - Procedimento de análise de geometria na malha digital das pré-formas: malha como escaneada (a); recorte na região de interesse da parede (b); divisão da região de interesse em três seções (c) e (d); mapa de cores comparando a distância entre as superfícies laterais da malha (e)

3.2.7. Preparação metalográfica

As superfícies das seções transversais retiradas na região com apenas uma camada foram lixadas com lixas em ordem crescente de granulometria (80, 120, 220, 400, 600 e 1200) e atacadas quimicamente com Nital 10%. As seções transversais das regiões incluindo todas as camadas depositadas foram igualmente lixadas até a granulometria de 1200, seguido de polimento com aluminas de 1 e 0,5 μm consecutivamente. Nesse caso, um ataque foi feito com o reagente Beraha, composto de 60 ml de água, 30 ml de HCL e 0,75 g de metabissulfito de potássio. O tempo de ataque foi cerca de 10 segundos em imersão. Esse ataque tem como objetivo colorir a ferrita (geralmente em azul) para a quantificação posterior das fases. Para as seções transversais das regiões incluindo todas as camadas, uma segunda preparação foi feita com um ataque eletrolítico feito com uma solução de 30 g de NaOH diluídos em 75 g de água, com tensão de 3 V por 10 segundos. Esse ataque é descrito na ASTM A923 como uma metodologia de detecção da presença de fases deletérias em AID. Segundo a norma, a microestrutura deve ser avaliada em ampliações de 400 a 500 x e as fases intermetálicas são reveladas em amarelo ou marrom, geralmente na interface entre a ferrita e a austenita ou na matriz de ferrita. As imagens em macroescala foram obtidas pelo escâner Epson v19, enquanto que as micrografias foram produzidas em um microscópio ótico Olympus BX51M (Figura 3.8).

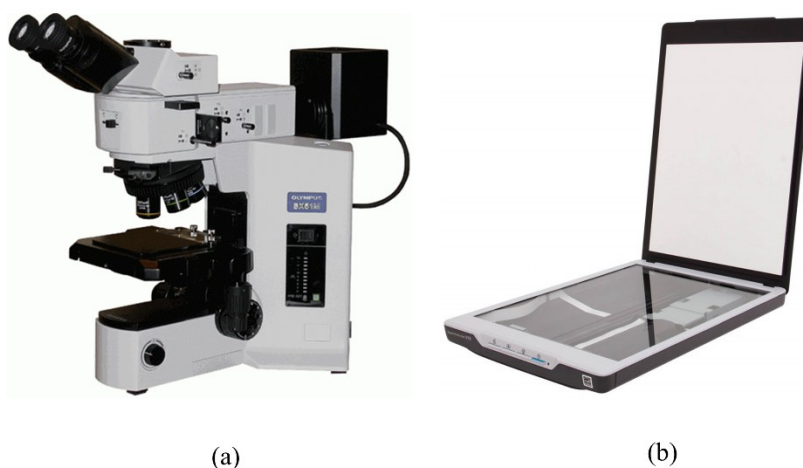


Figura 3.8 - Microscópio BX51M utilizado para análise de micrografia (a) e escâner Epson V19 utilizado para macrografais

3.2.8. Avaliação de porosidade e vazios por gravimetria

O método de Arquimedes, ou gravimetria, foi empregado com o objetivo de estimar o volume percentual de vazios nas amostras que podem ser relacionados a poros, trincas e faltas de fusão. Spierings et al. (2011), ao avaliar três técnicas comumente aplicadas a materiais

metálicos fabricados por MA (gravimetria, micrografia de seções transversais, e escaneamento por raios-x), indica que a gravimetria é capaz de produzir resultados confiáveis, além de ser barata e rápida. Em comparação à avaliação de seções transversais, a gravimetria é mais abrangente uma vez que é capaz de avaliar um volume maior de amostra, enquanto as seções transversais podem induzir a resultados enganosos e não representativos dependendo da região do corte. Por outro lado, a gravimetria não permite distinguir os tipos de discontinuidades presentes, tão pouco seus tamanhos e distribuição ao longo da peça, fornecendo apenas um valor percentual global.

O método de Arquimedes consiste em estimar a densidade da amostra e comparar com a densidade de referência do material utilizado. A densidade das amostras pode ser estimada utilizando medições em uma balança com a amostra ao ar e submersa em um fluido, o que resulta em uma massa aparente devido à ação do empuxo.

No presente trabalho, foram cortadas amostras de comprimento 20 mm das pré-formas depositadas, já separadas do substrato, para realização das medições. As massas foram medidas em uma balança Shimadzu UX6200H com resolução de 0,01 g. Para cada amostra foram feitas três medições de massa a seco (ao ar) e três medições com a amostra imersa em água destilada. Para fins de referência, uma amostra do arame (AWS ER2594), de cerca de 30 cm de comprimento e enrolada, foi submetida ao mesmo ensaio. Um suporte, previamente projetado e construído por MA (FDM) em plástico ABS por Felice (2020), foi utilizado para facilitar as pesagens (Figura 3.9).

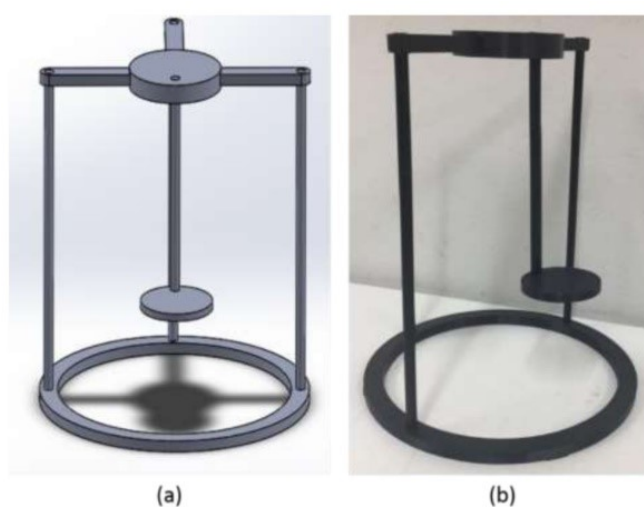


Figura 3.9 - Plataforma para medição de volume de vazios por gravimetria: (a) projeto em CAD; (b) montada após impressão 3D (FELICE, 2020)

A Figura 3.10 apresenta o procedimento de execução do ensaio de gravimetria, utilizando os equipamentos e acessórios descritos anteriormente:

1. Posicionamento da plataforma e béquer suspenso por outro suporte (a plataforma e o béquer não entram em contato direto);
2. O béquer é preenchido com água destilada;
3. A balança é referenciada em 0,00 g (tara);
4. Medição da massa da amostra ao ar (m_{ar}) sobre a parte superior da plataforma (Figura 3.10-a);
5. Medição da massa da amostra submersa em líquido ($m_{líquido}$) com a peça posicionada na região da plataforma submersa (Figura 3.10-b).

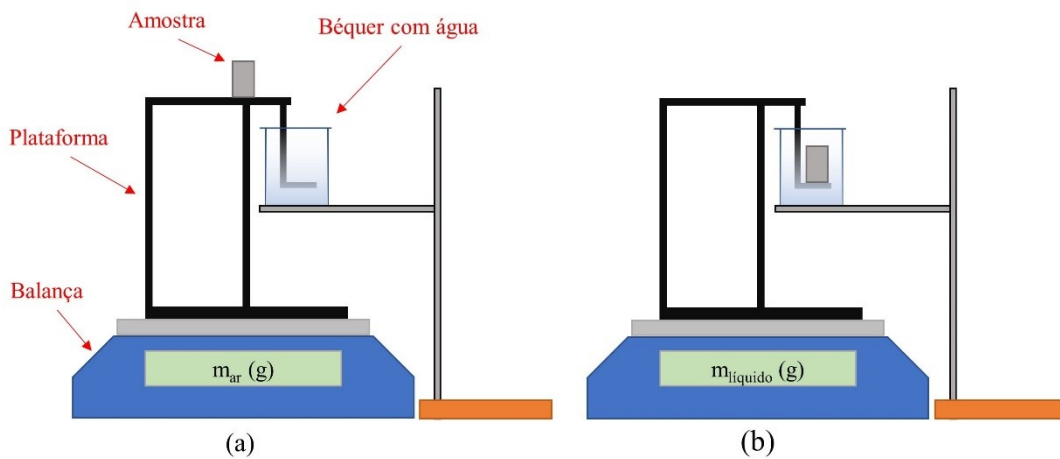


Figura 3.10 - Ilustração esquemática do procedimento da gravimetria: medição da amostra ao ar (a); medição da amostra submersa em líquido (b)

Com as massas medidas, a densidade da amostra ($\rho_{amostra}$) pode ser estimada através da Eq 3.1. Onde $\rho_{líquido}$ será nesse caso a densidade da água destilada ($1,00 \text{ g/cm}^3$) e m_{ar} e $m_{líquido}$ são respectivamente as médias das massas da amostra medidas ao ar e submersa em líquido.

$$\rho_{amostra} = \frac{\rho_{líquido} m_{ar}}{m_{ar} - m_{líquido}} \quad \text{Eq. (3.1)}$$

Calculada a densidade da amostra, é possível estimar o volume percentual de vazios através da Eq 3.2. Onde ρ_{ref} é a densidade de referência, que nesse caso foi a densidade do arame estimada em $7,83 \text{ g/cm}^3$. Um cálculo das incertezas foi feito de acordo com as equações descritas por Felipe (2020).

$$V_{vazios} = \frac{(\rho_{ref} - \rho_{amostra}) \cdot 100}{\rho_{ref}} \quad \text{Eq. (3.2)}$$

3.2.9. Quantificação do teor de ferrita

A quantificação o teor de ferrita (%) nas amostras foi feita através de um ferritoscópio Fischer (Figura 3.11) calibrado com três amostras de referência com teores de 0,5, 31,0 e 84,7% de ferrita. As medições foram feitas nas seções transversais das paredes. Em cada uma das paredes foram medidos 10 pontos em três regiões distintas da direção de construção (altura): topo; meio; base.



Figura 3.11 - Ferritoscópio utilizado para medições do teor de ferrita

A quantificação pelo ferritoscópio visa uma quantificação mais geral e é apontada por alguns autores como menos precisa, apesar de mais prática e rápida (PUTZ et al., 2019). Assim uma quantificação de ferrita em regiões mais específicas foi feita através de análise de imagem, onde foram distinguidas zonas no centro de uma camada, próximo à linha de fusão e logo abaixo da linha de fusão (Figura 3.12). Em cada uma dessas zonas, sete imagens foram feitas em posições distintas em relação à horizontal, com aumento de 500 x, a partir das quais foram calculados valores médios. Através do programa ImageJ, essas imagens foram convertidas em binárias onde a ferrita aparece na cor preta e a austenita aparece na cor branca, possibilitando que as frações de área ocupadas por cada fase fosse estimada (Figura 3.13).

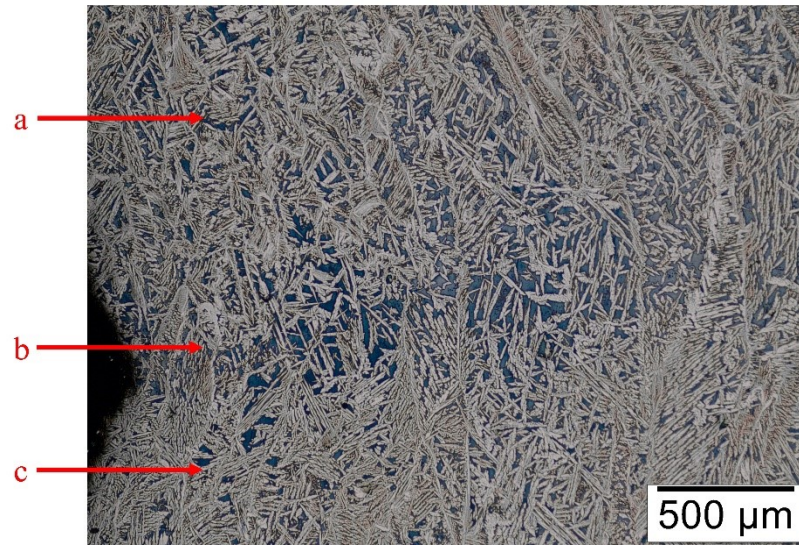


Figura 3.12 - Regiões de medição do teor de ferrita por análise de imagem (a) meio do cordão (b) próximo à linha de fusão (c) abaixo da linha de fusão

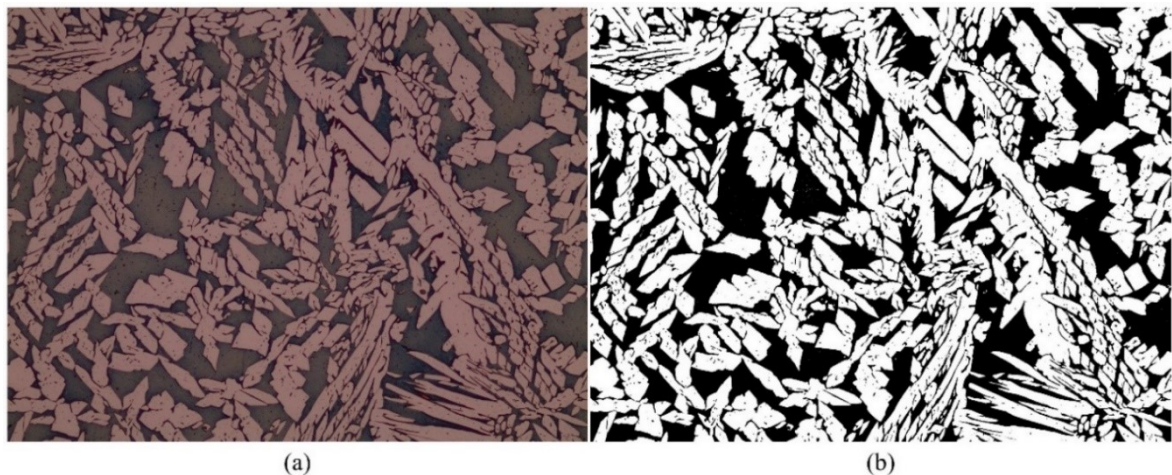


Figura 3.13 - Micrografia obtida com aumento de 500 x antes (a) e após (b) a conversão para o formato binário

3.2.10. Planejamento experimental

Por meio de testes de simples deposição de cordões sobre chapa, foram determinadas as linhas sinérgicas para os modos operacionais CMT e Pulsado, bem como os parâmetros a serem mantidos fixos. A Tabela 3.2 mostra os parâmetros comuns a todos os experimentos. Em todos os testes foram depositadas 13 camadas, tendo a primeira um comprimento de 180 mm e as demais 140 mm. A Figura 3.14 mostra uma ilustração esquemática da estratégia de deposição. O incremento no eixo vertical (z) após a deposição de cada camada varia de acordo com as condições de cada teste e, assim, foi previamente determinado caso a caso de modo a garantir uma condição constante de distância bico de contato-peça (DBCP) em todas as camadas de cada pré-forma.

Tabela 3.2 - Parâmetros mantidos fixos em todos os experimentos

Parâmetro	Valor
Distância bico de contato-peça (DBCP)	16 mm
Velocidade de alimentação real (medida)	4,0 m/min
Tempo de espera entre camadas	30 s
Vazão do gás de proteção na tocha	16 L/min
Vazão do gás de proteção adicional	9 L/min

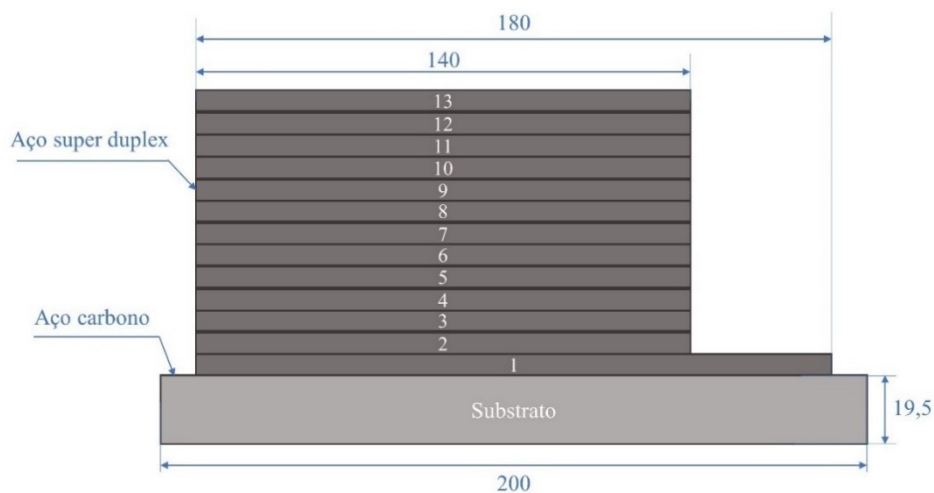


Figura 3.14 – Ilustração esquemática da estratégia das deposições preliminares

A Tabela 3.3 mostra o planejamento experimental para as deposições preliminares com a numeração e variáveis de cada teste. Para cada um dos modos operacionais (CMT e Pulsado) foram selecionadas duas velocidades de deposição (deslocamento da tocha). Deste modo, varia-se a relação V_a/V_d e o nível de energia. Os testes 1 e 3 correspondem aos modos CMT e Pulsado, respectivamente, com baixa velocidade de deposição e conseqüentemente maiores quantidade de material depositado e energia por unidade de comprimento. Os testes 2 e 4 correspondem aos modos CMT e Pulsado com velocidades de deposição mais elevadas e conseqüentemente menores quantidade de material depositado e energia por unidade de comprimento.

Uma condição de resfriamento equivalente foi aplicada nestes testes, onde o nível de água permanece ligeiramente abaixo do nível do substrato até que a pré-forma atinja uma altura de 13 mm. A partir dessa altura, o nível de água passa a ser elevado sequencialmente, garantindo uma distância fixa de 13 mm entre a lâmina d'água e o nível da deposição da peça (DLAP).

Tabela 3.3 - Lista com os testes e parâmetros variados nas deposições preliminares

Teste	Modo operacional	Velocidade de deposição [cm/min]	Condição de resfriamento	DLAP [mm]
1	CMT	20	RAQI	13
2	CMT	40	RAQI	13
3	Pulsado	20	RAQI	13
4	Pulsado	40	RAQI	13

3.3. Resultados e discussões

3.3.1. Sinais elétricos e velocidade de alimentação

A Figura 3.15 mostra os oscilogramas típicos da tensão e corrente para as linhas sinérgicas nos modos CMT e Pulsado utilizados durante o experimento para uma velocidade de alimentação real (medida) de 4 m/min. Na Figura 3.15 (a) observam-se os curtos-circuitos caracterizados por valores de tensão próximos a zero e o comportamento regular da corrente. Durante o curto-circuito a corrente é mantida em um patamar baixo e, associado à reversão do sentido de movimento do arame provocada conjunto tracionador da tocha, permite o destacamento suave da gota (com mínima geração de respingos). Na Figura 3.15 (b) observa-se uma sequência de pulsos com picos de corrente mais elevados, acompanhados pelo aumento na tensão (devido ao aumento no comprimento do arco). Neste caso, a transferência é do tipo voo livre.

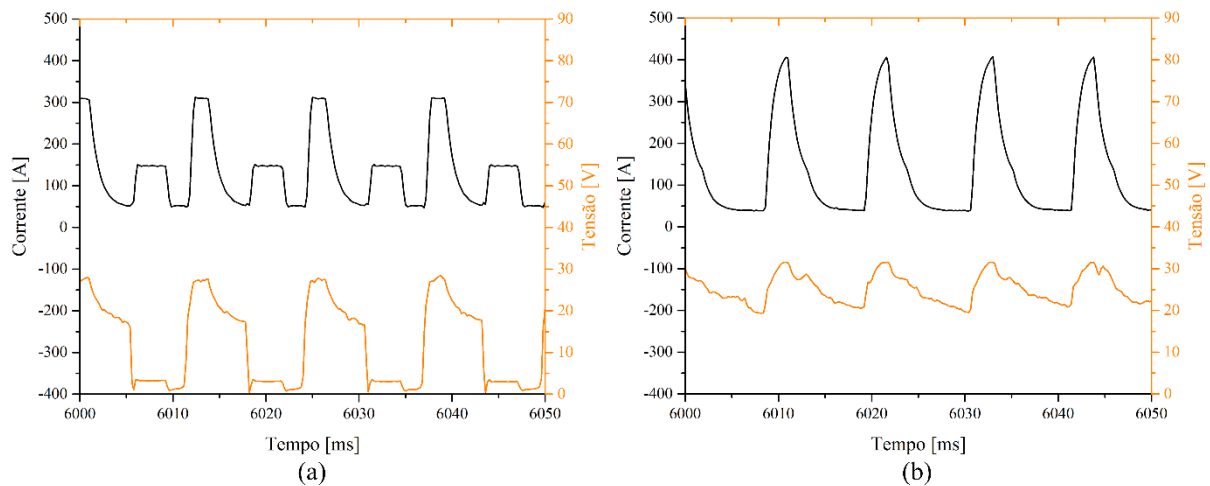


Figura 3.15 - Oscilogramas de corrente e tensão nos modos (a) CMT e Pulsado (b) para uma velocidade de alimentação de 4 m/min nas posições preliminares

A Figura 3.16 mostra os resultados de corrente média e eficaz (RMS) de acordo com o modo operacional e velocidade de deposição. Ressalta-se que, embora não seja esperado que os sinais elétricos variem significativamente com a mudança de velocidade de deposição, devido à operação sinérgica da fonte podem ocorrer mudanças nos sinais elétricos visando a manutenção do comprimento do arco e estabilidade da transferência metálica. As correntes médias associadas ao modo CMT são em geral inferiores ao Pulsado, embora a diferença seja cerca de apenas 10 A. No entanto, quando observados os valores eficazes a diferença se mostra mais significativa e o CMT apresenta valores em torno de 20% inferiores aos do modo Pulsado. Ou seja, o CMT é capaz de manter uma mesma taxa de fusão com uma menor energia quando comparado ao Pulsado. Essa característica possui relação direta com o calor imposto durante a

deposição, apesar de que a eficiência térmica não necessariamente é a mesma. O maior comprimento de arco associado ao Pulsado (intrínseco à transferência por voo livre) também é responsável por diferenças na formação do cordão.

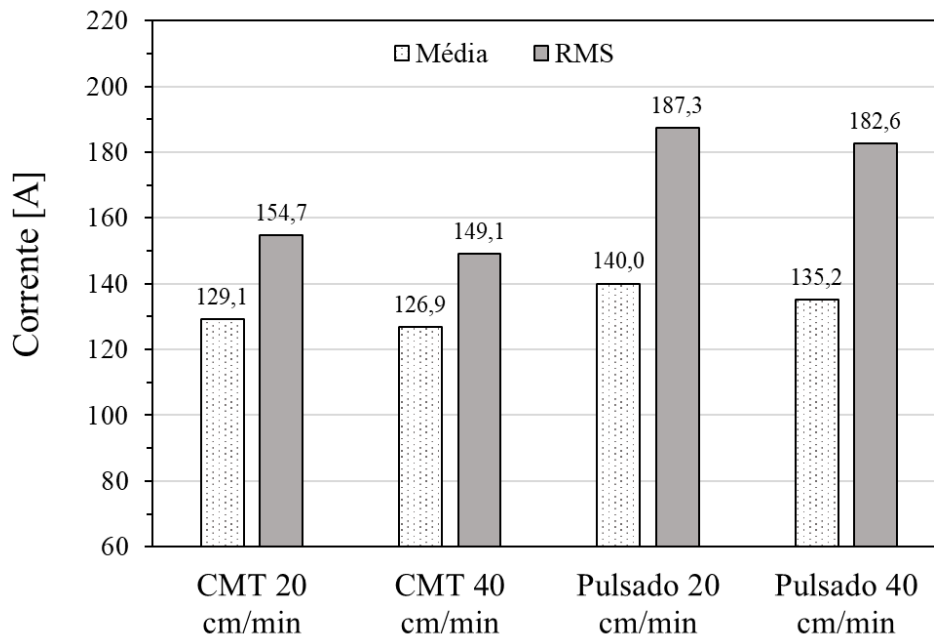


Figura 3.16 - Correntes média e eficaz (RMS) em função do modo operacional e velocidade de deposição nas deposições preliminares

3.3.2. Geometria e diluição da primeira camada

A Figura 3.17 mostra as macrografias das seções transversais na região da primeira camada depositada. Já a Figura 3.18 mostra os resultados das medições de largura, reforço e penetração para as diferentes condições de modo operacional e velocidade de deposição. Observa-se que o aspecto do cordão é diretamente afetado pelo modo operacional e pela velocidade de deposição. Os cordões depositados com o modo CMT apresentam menor largura quando comparados aos de mesma velocidade de deposição do modo Pulsado, além do aspecto mais convexo observado nas macrografias. Esse resultado se dá pela característica de menor comprimento de arco e menor energia associada típicos da transferência por curto circuito controlado, resultando em uma menor molhabilidade do cordão. A característica mais convexa dos cordões representaria uma limitação no caso da execução de passes de deposição com sobreposição lateral com o objetivo de atingir maiores larguras, podendo resultar em falta de fusão. Por outro lado, os cordões depositados no modo Pulsado apresentam maior penetração, o que neste caso é indesejável do ponto de vista da diluição com o substrato dissimilar. Em termos da variação na velocidade de deposição, conforme esperado, observa-se uma redução

geral no tamanho do cordão (largura, penetração e reforço) devido à menor quantidade de material depositada por unidade de comprimento.

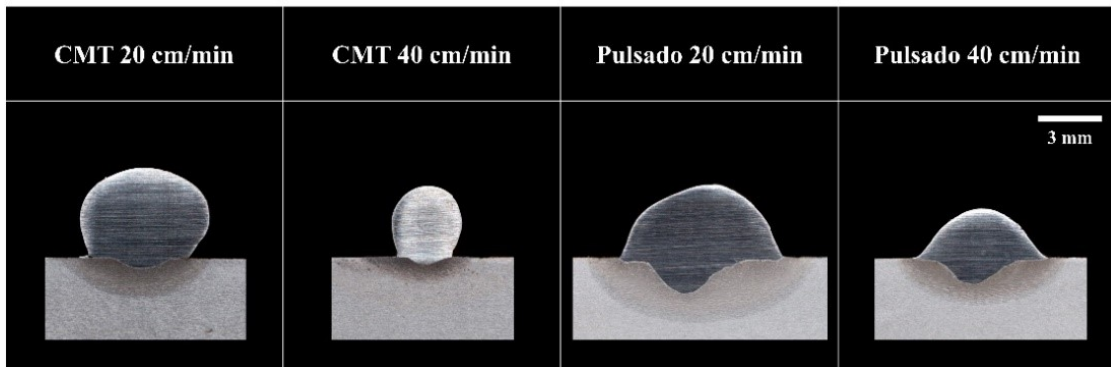


Figura 3.17 - Macrografias da primeira camada para as condições testadas nas deposições preliminares

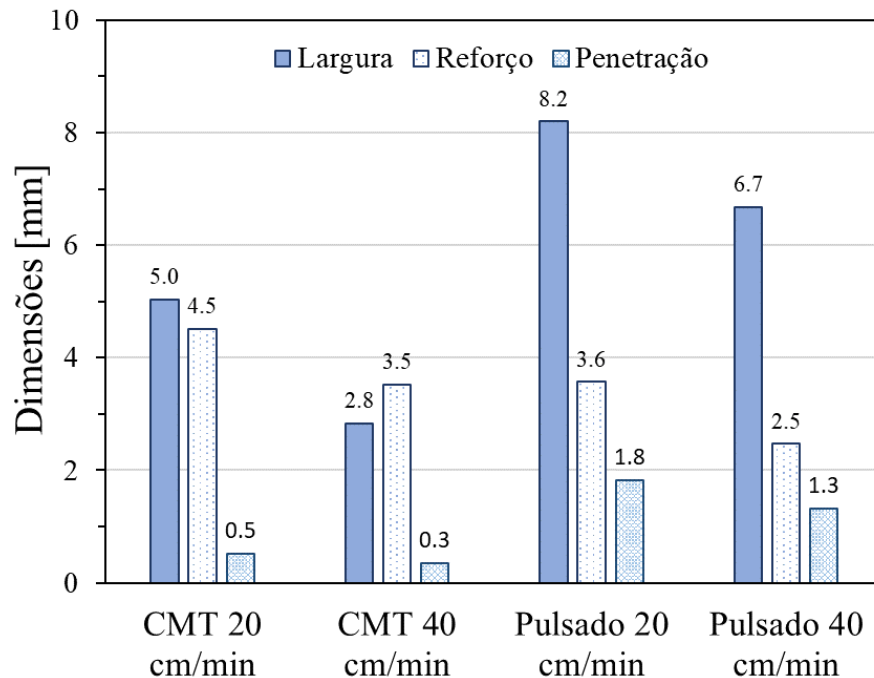


Figura 3.18 - Largura, penetração e reforço da primeira camada para as condições testadas nas deposições preliminares

Para minimizar o efeito do metal base dissimilar na composição da parede, visando remover o menor número de camadas possível em uma eventual peça, a diluição das camadas deve ser a menor possível. Os resultados de diluição mostrados na Figura 3.19 indicam que os cordões depositados com o modo Pulsado possuem diluição significativamente maior quando comparado ao CMT. Esse resultado é uma consequência dos maiores níveis de corrente no Pulsado, resultando em maior transferência de calor e pressão do arco sobre a poça. Observa-se que a baixa diluição observada com o CMT, embora favorável sob o ponto de vista da composição química, pode resultar em uma baixa adesão da camada ao substrato e ter como

consequência o destacamento da mesma devido às tensões térmicas resultantes da deposição de múltiplas camadas. Por fim, sabe-se que a utilização de um ângulo de ataque da tocha menor que 90 graus (“empurrando”) poderia reduzir a diluição nas condições depositadas com o modo Pulsado, como comumente aplicado em operações de revestimentos soldados. No entanto, na manufatura aditiva a inclinação da tocha dificulta a execução trajetórias mais complexas uma vez que a característica de coaxialidade do processo GMA seria perdida. De todo modo, a execução de uma espécie de revestimento na primeira camada poderia ser feita com a tocha inclinada (favorável do ponto de vista de diluição) e as demais camadas poderiam ser depositadas com a tocha na vertical (garantindo a coaxialidade). Outra opção seria a deposição da primeira camada utilizando tecimento com parâmetros adequados para reduzir a diluição.

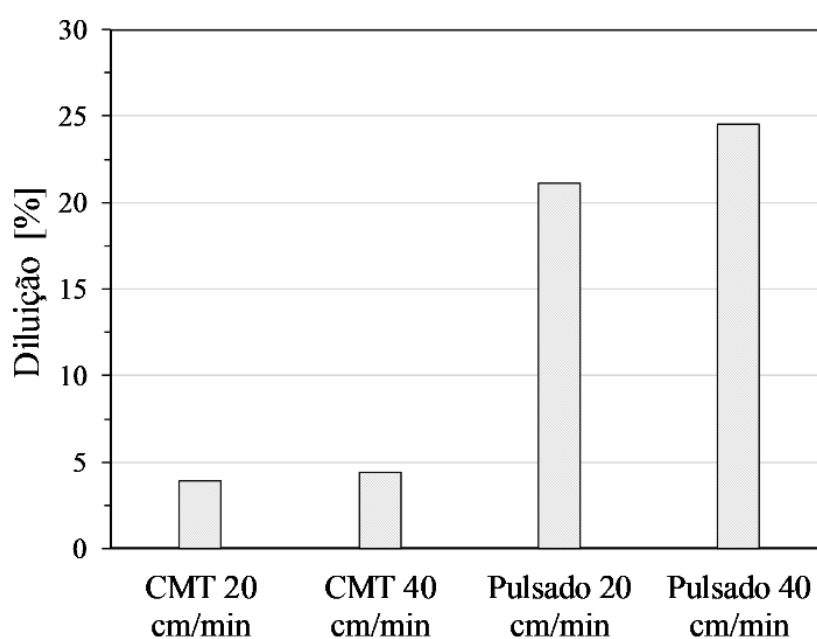


Figura 3.19 - Diluição da primeira camada para as condições testadas nas deposições preliminares

As análises pontuais de EDS foram feitas com passos de 0,5 mm tendo como referencial zero a linha de superfície do substrato. Esse referencial foi empregado de modo que os resultados de EDS forneçam um indício de altura mínima a ser descartada na remoção da parede por usinagem. Os resultados mostrados na Figura 3.20 indicam que, no caso das pré-formas depositadas com CMT, a região de transição entre as composições do substrato e do arame é muito pequena, não sendo claramente identificada com o passo de 0,5 mm utilizado na metodologia, fato atribuído à baixa diluição discutida anteriormente. Os teores de Cr ligeiramente abaixo da referência a partir nos testes com Pulsado, mesmo com os demais elementos já estabilizados, podem ser atribuídos à evaporação desse elemento na forma de fumos durante a deposição. No caso do modo Pulsado, devido à maior diluição, observam-se

regiões intermediárias mais evidentes até cerca de 2,0 mm de altura no caso da Vd de 20 cm/min e de 1,0 mm para a Vd de 40 cm/min. Essas regiões ficam evidenciadas pela resposta ao ataque nas macrografias. De modo geral, com base nos valores de reforço do cordão e altura média de camada mostrados anteriormente, o corte logo acima da primeira camada deve ser suficiente para garantir que a composição da pré-forma não seja influenciada pelo substrato.

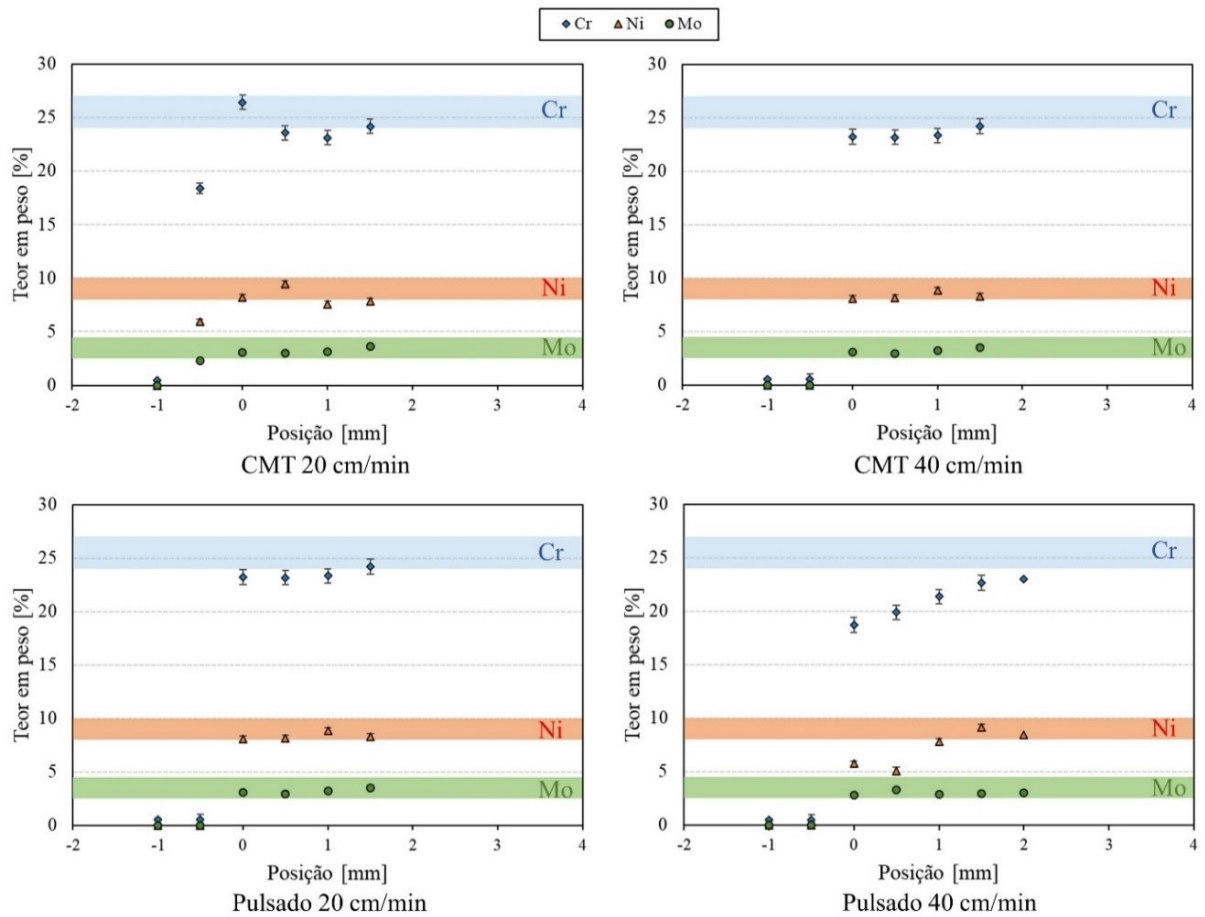


Figura 3.20 - Resultados dos teores de Cr, Ni e Mo obtidos por EDS na transição entre o substrato e as pré-formas nas deposições preliminares, sendo as faixas hachuradas correspondentes aos valores de referência (composição do arame) para cada elemento

3.3.3. Temperaturas de interpasse

A Figura 3.21. mostra as temperaturas de interpasse aferidas com o pirômetro nos testes das deposições preliminares nos quais, sendo mantida a mesma condição de resfriamento e variados o modo operacional e a velocidade de deposição (translação). Ressalta-se que a metodologia utilizada não visa fornecer valores de temperatura com alta precisão, uma vez que para tal seria necessária uma calibração específica da emissividade, além de um sistema automatizado de posicionamento do pirômetro e execução da aferição. De todo modo, essas

medições indicam a faixa de temperaturas ocorrentes e tem valor importante do ponto de vista prático.

Uma vez que as taxas de resfriamento devem ser rápidas o suficiente para que se evite a formação de fases deletérias, não são recomendadas temperaturas de interpasse elevadas tanto na soldagem quanto na MADA dos AID. A fabricante do arame utilizado recomenda, no caso da soldagem, temperaturas de interpasse abaixo dos 100 °C.

Devido à característica da estratégia de deposição adotada, o nível de água do RAQI permanece fixo no nível do substrato até que a parede ultrapasse o tamanho mínimo da distância selecionada entre a lâmina d'água e a peça (DLAP), momento a partir do qual o nível de água se eleva após a deposição de novas camadas, mantendo a DLAP constante. O número de camadas para atingir esse estágio depende das alturas médias das camadas e varia de acordo com a condição do teste. Por isso, observa-se uma tendência de aumento da temperatura de interpasse nas deposições das primeiras camadas. Esse efeito é mais evidente nos testes no modo Pulsado, associado à maior energia do arco e à menor altura média das camadas. Esse fenômeno poderia ser mitigado através do emprego de maiores tempos de espera até que a pré-forma atinja a altura mínima.

A eficácia do resfriamento ativo se torna mais evidente quando a água entra em contato direto com a pré-forma, garantindo que em todas as condições as temperaturas fiquem abaixo dos 100 °C recomendados pela fabricante do arame. Assim, fica evidenciada a eficácia da técnica RAQI em garantir temperaturas de interpasse baixas em um tempo relativamente curto.

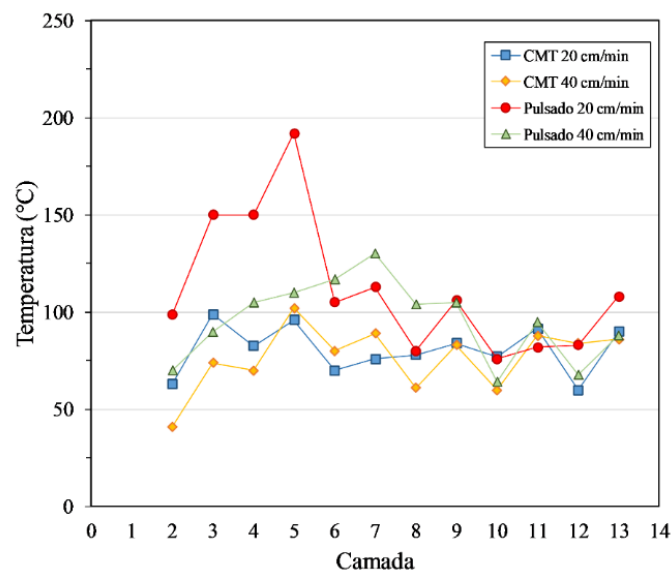


Figura 3.21 - Temperaturas de interpasse para as deposições preliminares com a mesma condição de resfriamento DLAP 13 mm

3.3.4. Geometria das paredes

A Figura 3.22 mostra as macrografias das seções transversais das paredes enquanto mostra os resultados de geométrica nas paredes das deposições preliminares. Em termos de largura (Figura 3.23-a) nota-se tendência similar ao discutido sobre a geometria da primeira camada. O maior comprimento de arco e a maior energia associada ao modo Pulsado resultam em paredes de maior largura (total e efetiva) para uma mesma velocidade de deposição. Já para um mesmo modo operacional, a largura efetiva é reduzida em cerca de 30% quando a velocidade de deposição varia de 20 para 40 cm/min. A mesma tendência de diminuição é observada na altura média das camadas (Figure 3.23-b).

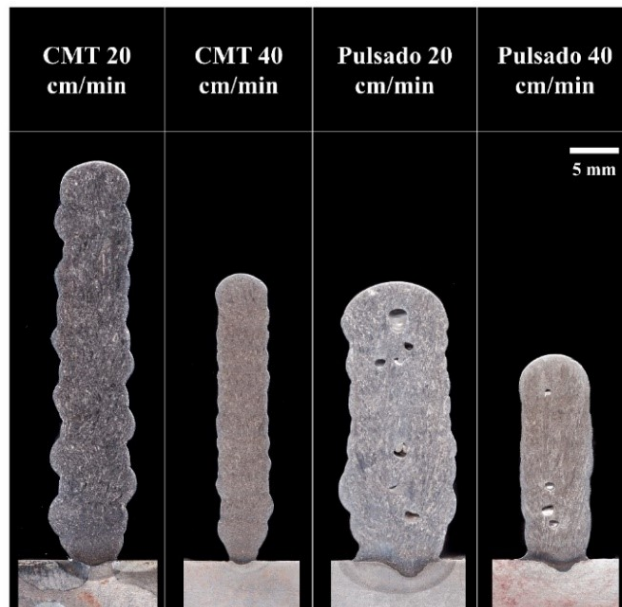


Figura 3.22 - Macrografias das seções transversais dos testes 1, 2, 3 e 4 (condição de resfriamento RAQI com DLAP de 13 mm em todos os casos) das deposições preliminares

Observa-se que as condições CMT 20 cm/min e Pulsado 40 cm/min atingiram larguras similares com taxas de deposição diferentes. Isso se reflete na altura média das camadas (Figura 3.23 – b) onde a condição Pulsado 40 cm/min apresenta um valor significativamente mais baixo devido à menor área depositada. Esse fato também se deve à maior capacidade de fusão da camada anterior associada ao modo Pulsado, que resulta em alturas de camada menores. A menor altura média das camadas implica que um número maior de camadas é necessário (maior tempo de deposição) para se atingir uma determinada altura de parede.

A ondulação das paredes (Figura 2.23 – c) torna-se menor com maiores velocidades de deposição considerando cada um dos modos e atingiu o menor valor na condição CMT 40 cm/min. Na condição CMT 20 cm/min, observa-se que a tendência à formação de um cordão

mais convexo, associada a uma poça de fusão maior, resultou em instabilidades e desvios laterais. Na condição Pulsado 20 cm/min, apesar da maior capacidade de fusão da camada anterior, a maior pressão do arco associada à poça de fusão maior também resultou em instabilidades e em uma ondulação mais elevada.

Em geral, no planejamento de uma deposição existe uma largura mínima de interesse. Nessa perspectiva, comparando-se os testes CMT 20 cm/min e Pulsado 40 cm/min, este último apresenta um resultado mais favorável em termos de ondulação (menor ondulação, menos material a ser removido), considerando que ambos atingiram uma faixa de largura similar. Pela macrografia da condição CMT 20 cm/min, observa-se que de modo geral as camadas sofreram desvios laterais alternados resultando em um aspecto irregular. Esse resultado pode ser atribuído a uma poça fusão grande que se torna instável e propensa a esses desvios por conta da baixa molhabilidade e penetração.

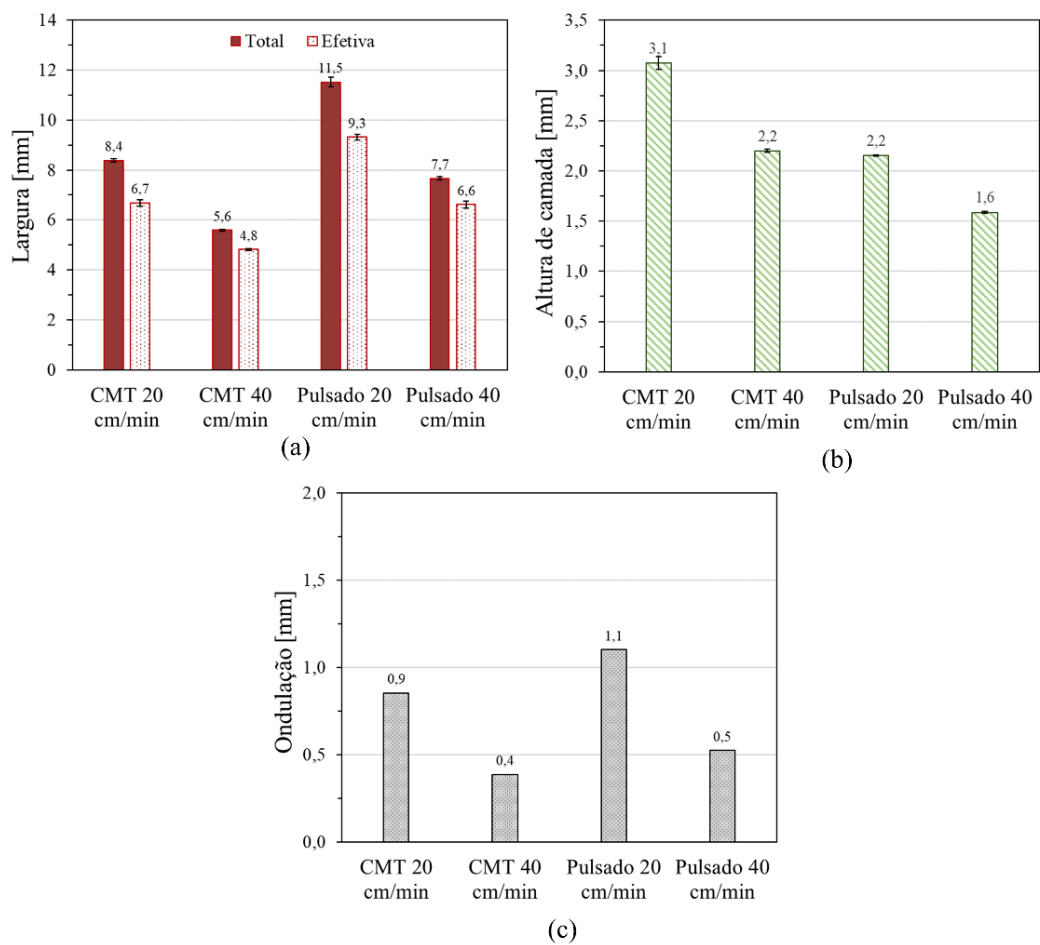


Figura 3.23 - Parâmetros geométricos das paredes depositadas nos modos CMT e Pulsado com diferentes velocidades de deposição nas deposições preliminares (a) Larguras total e efetiva (b) Altura média das camadas (c) ondulação

3.3.5. Porosidade

Através da análise de duas seções transversais distintas para cada teste, foi possível observar que as condições com o modo Pulsado apresentam poros de até 1,5 mm de diâmetro (Figura 3.24). Em contrapartida, não foram encontrados indícios de porosidade nas seções transversais das condições depositadas com o CMT. Westin (2014) aponta a susceptibilidade dos AISD à formação de poros durante a soldagem associada ao alto teor de nitrogênio no arame (que cumpre papel metalúrgico como formador de austenita) e à presença de O_2 ou CO_2 no gás de proteção (responsável por promover a estabilidade do arco). Destaca-se que essa restrição não se aplica às demais famílias dos AID (*lean* e *standard duplex*) devido aos menores teores de nitrogênio. Bermejo et al. (2015) ao testar diferentes composições de gases de proteção na soldagem do AID indicaram que a mistura $Ar+CO_2$ resultou na formação de poros no metal de solda. Stützer et al. (2017), em um estudo similar, recomendaram que o teor de CO_2 seja mantido abaixo de 2%. Além disso, os autores constataram um aumento na quantidade de poros com maior calor imposto. Segundo os mesmos, embora haja a hipótese de que maiores tempos de resfriamento facilitem o escape dos gases e poderiam levar a uma menor incidência de poros, essa tendência não é observada experimentalmente. Uma vez que a formação de poros se relaciona à absorção de carbono e oxigênio do gás de proteção, a poça de fusão tem mais tempo para a absorção desses gases com menores velocidades de deposição.

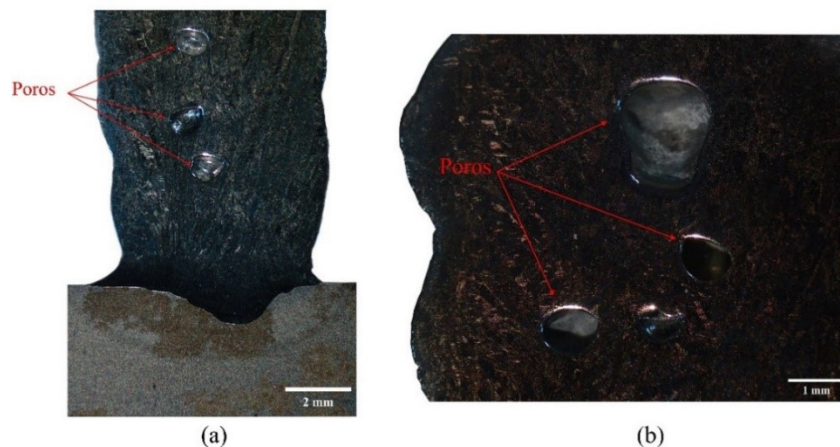


Figura 3.24 - Macrografias e identificação de poros em amostras das deposições preliminares (a) 4 Pulsado 40 cm/min e (b) 3 Pulsado 20 cm/min

O gráfico da Figura 3.25 mostra os resultados de volume percentual de vazios estimados por gravimetria dos testes onde foram variados os modos operacionais e velocidade de deposição. Os resultados confirmam os indícios observados nas macrografias e os testes com o modo Pulsado apresentam percentuais por volta de 1,5%. Apesar de não terem sido identificados poros ou outras discontinuidades nas macrografias dos testes como o modo

operacional CMT (com Vd de 20 cm/min), a gravimetria indica algum percentual de vazios, ainda que os valores sejam mais baixos. No caso do Pulsado, levando-se em conta a incerteza de medição, não se observa efeito significativo da velocidade de deposição sobre o percentual de vazios. Já no caso do CMT a condição de maior Vd não apresentou uma quantidade significativa de vazios, enquanto a menor Vd apresenta por volta de 0,4%. Nesse caso, o efeito do resfriamento mais rápido da poça, limitando o tempo para que os gases escapem, prevaleceu sobre o efeito da poça de fusão maior e mais propensa à contaminação.

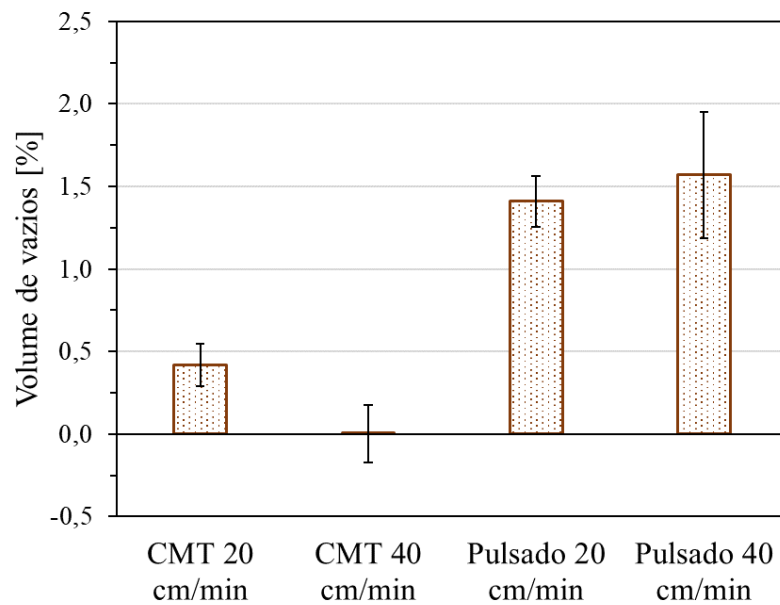


Figura 3.25 - Volume percentual de vazios estimado pela gravimetria e respectivas incertezas dos testes das deposições preliminares

Cabe ressaltar que, embora sejam demonstrados indícios nos trabalhos anteriormente mencionados, o fato da utilização de teores por volta de 2% de CO₂ na deposição dos AISD resultar na formação de porosidade não é uma informação totalmente difundida. Lervåg et al. (2020) utilizaram um gás composto de Argônio com 2% de CO₂ e 0,03% NO na deposição de paredes em AISD (ER2594) com o modo operacional CMT e não indicaram a ocorrência de porosidade. Além disso, a Tabela 5 mostra as composições de gases recomendadas no catálogo pelo fabricante do arame utilizado no presente trabalho, onde consta a possibilidade de emprego da mistura Ar + 2 % CO₂. De todo modo, ainda que em uma das condições testadas não tenham sido encontrados indícios de porosidade, o risco associado a essa composição de gás de proteção limita a faixa de parâmetros que pode ser empregada. Torna-se necessário também investigar se a utilização da técnica de resfriamento ativo aqui utilizada contribui ou não para a formação de poros.

Tabela 3.4 – Composições de gás de proteção recomendadas pela fabricante Böhler para o arame ER2594

Composição	
1	100% Ar
2	Ar + 30% He + 0,05 – 1,00% CO ₂
3	Ar + 2 – 3% CO ₂
4	Ar + 1 – 2% O ₂

3.3.6. Teor de ferrita

A Figura 3.26 mostra os resultados de teor de ferrita em função do modo operacional e velocidade de deposição nas regiões do topo, meio e base das paredes. De modo geral, em todas as paredes observa-se a tendência de maiores teores de ferrita ao longo da direção de construção (vertical). Esse resultado é compatível com o observado por Wittig et al (2020) e ocorre devido à reformação da austenita (pelo crescimento da austenita primária e precipitação de nova austenita) durante os ciclos de reaquecimento associados à deposição de novas camadas, fato que não ocorre no topo da parede. A pequena diferença entre as regiões de topo e meio no teste com CMT 40 cm/min justifica-se pelo fato de que essa é a condição de menor energia do arco, tanto pelo modo operacional quanto por conta da velocidade de deposição. Assim, o efeito de reformação de austenita na região do meio não foi evidenciado.

Entre as diferentes condições das deposições preliminares não se observa uma tendência de variação no teor de ferrita em função da velocidade deposição. Embora o aumento na velocidade de deposição resulte que a energia por unidade de comprimento seja reduzida, observa-se que, conforme discutido anteriormente, também incorre uma variação significativa da largura. Isso de forma que uma parede de menor largura tem a condução de calor limitada pela menor área normal ao sentido de extração do calor. Assim, apesar das diferentes energias, os tempos de resfriamento $t_{12/8}$ podem não ter variado significativamente ao ponto de promover diferenças na formação da austenita.

Para os testes com o modo Pulsado os valores na região da base das paredes são ligeiramente inferiores aos observados com o CMT. Essa tendência se justifica pelo aumento de temperatura nas primeiras camadas, evidenciado na seção 3.3.3. que resultou em uma maior formação de austenita. Na região do meio da parede, o teor de ferrita não varia significativamente. Já na região do topo é possível observar uma tendência de aumento no teor de ferrita comparando as condições CMT e Pulsado com 40 cm/min. Com taxas de deposição

equivalentes, poderia ser esperado um menor teor de ferrita para o Pulsado devido à maior energia associada. Uma hipótese para isso é a da perda de nitrogênio mais acentuada no pulsado, tanto devido aos níveis maiores de corrente (maior poça de fusão) como pela ação do acoplamento do arco sob a gota. Sendo o N um dos principais elementos responsáveis pela formação da austenita, a perda do mesmo levaria a teores de ferrita maiores do que o esperado. Essa hipótese foi apontada por Hosseini et al. (2020) ao justificar, de forma similar ao presente trabalho, um teor de ferrita maior que o esperado em uma condição de maior energia. Em um trabalho anterior, os mesmos autores (HOSSEINI et al., 2016b) avaliaram a perda de N após múltiplos passes na soldagem TIG dos AISD e propuseram um modelo matemático para previsão da perda desse elemento baseado em seu teor inicial e na energia do arco. Ou seja, uma maior energia do arco representa um maior potencial de perda de N.

De todo modo, a norma NORSOK M-601 estabelece que o teor de ferrita deve estar entre 30 e 70%. Assim nenhuma das condições testadas atingiu valores fora dos limites estabelecidos. Além disso, Putz et al. (2019), ao avaliar metodologias para medição de ferrita, constataram que o ferritoscópio tende a subestimar o teor de ferrita em aproximadamente 10%. Assim, caso essa correção seja levada em conta os valores estariam ainda mais próximos de 50%. No entanto, caso seja confirmada a hipótese da perda de N nas peças depositadas no modo Pulsado, além do resultado já proibitivo em termos de formação de poros, essas pré-formas teriam sua resistência à corrosão por pites comprometida.

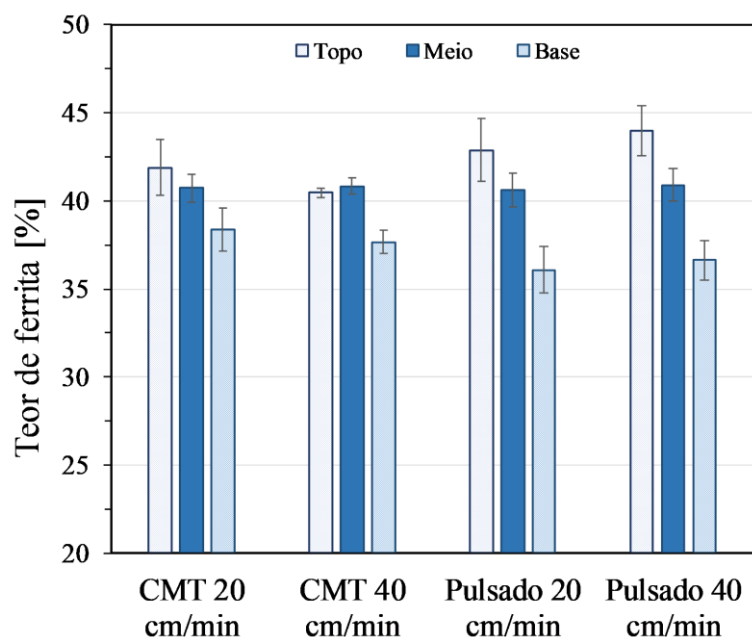


Figura 3.26 - Teores de ferrita medidos com o ferritoscópio na secção transversal das paredes nos modos CMT e Pulsado com diferentes velocidades de deposição das deposições preliminares

3.3.7. *Microestrutura*

A partir da análise das micrografias e da quantificação do teor de ferrita por imagem, é possível identificar as diferentes regiões formadas nas paredes em termos de microestrutura. Os resultados de cada uma das zonas (a, b, e c) nas três regiões (topo, meio e base), conforme a metodologia descrita no item 3.2.9, são mostrados na Figura 3.27. A não homogeneidade em termos de teor de ferrita entre as regiões foi apontada por Wittig (2020) como um fator que dificulta a quantificação do teor de ferrita geral da pré-forma através da análise de imagem. Nota-se uma tendência similar em todos os testes nos quais nas regiões do topo tem-se uma tendência decrescente de ferrita ao longo das zonas ‘a’, ‘b’ e ‘c’. Por outro lado, no meio e base o teor de ferrita é menor nas regiões a e c, e maior na região b onde atinge valores próximos a 50%. Esse fato é justificado pelo fato de que na região do topo as zonas ‘a’ e ‘b’ pertencem à última camada depositada, a qual não é submetida a ciclos posteriores de reaquecimento. Portanto, nessa região não ocorre a reformação de austenita justificando os teores mais altos de ferrita.

Em contrapartida, no meio e base das paredes a zona ‘a’ apresenta menores teores de austenita, uma vez que é uma zona termicamente afetada pelas camadas seguintes e provavelmente atinge temperaturas entre 800 e 1200 °C, o que justifica a formação de austenita secundária e crescimento da austenita primária. A zona ‘b’ apresenta teores de ferrita maiores que as demais e em alguns casos os valores atingidos são próximos aos da zona ‘a’ do topo (região não afetada por ciclos subsequentes). Assim, essa região é caracterizada por não ter ou ter em menor escala a reformação de austenita devido às menores temperaturas atingidas (mais distante da fonte de calor). A extensão da região de reformação de austenita depende da própria geometria da pré-forma e do calor imposto, e influenciará diretamente o valor médio de ferrita/austenita. Ressalta-se que a presente discussão trata apenas do teor de ferrita, e outras transformações caracterizadas por faixas mais baixas de temperatura podem ocorrer na região ‘b’. Por fim, para as regiões de meio e base as zonas ‘a’ e ‘c’ apresentam microestruturas similares, situando-se apenas em camadas diferentes.

A diferença entre as regiões do topo e meio podem ser observadas através das micrografias mostradas na Figura 3.28, tomando a condição CMT 20 cm/min como exemplo. Essa distinção entre os teores de ferrita ao longo da direção de construção (vertical) estão em concordância ao observado no trabalho de Wittig (2020).

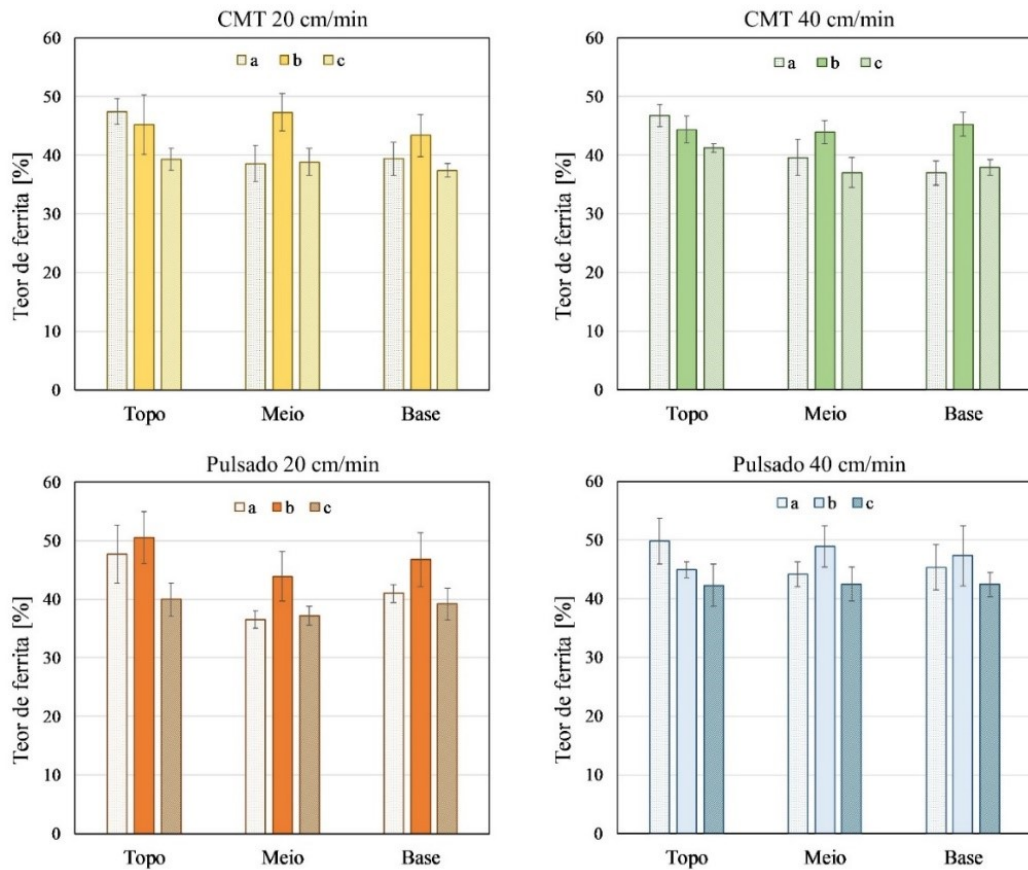


Figura 3.27 - Teores de ferrita medidos por análise de imagem no topo, meio e base das paredes das deposições preliminares em três regiões (a) meio do cordão (b) acima da linha de fusão (c) abaixo da linha de fusão conforme mostrado na Figura 3.18

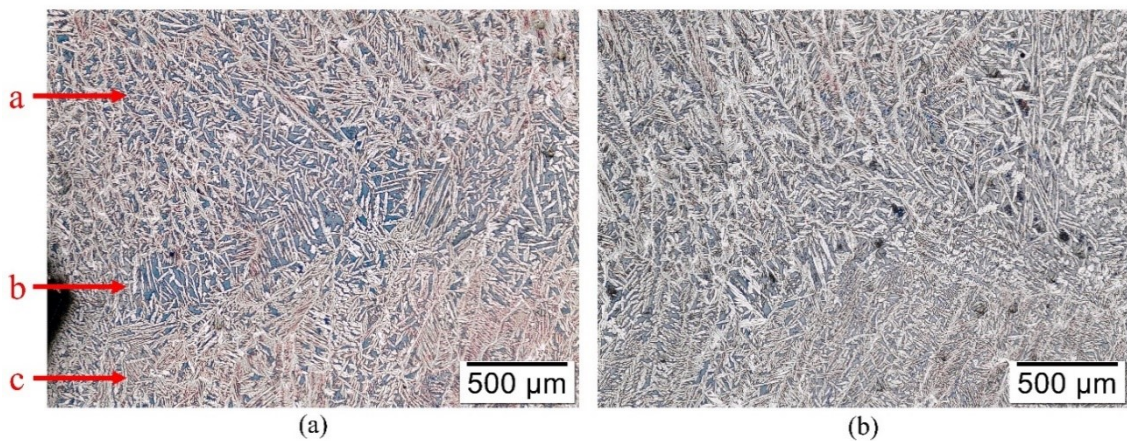


Figura 3.28 - Micrografias das regiões do topo (a) e meio (b) para condição CMT 20 cm/min das deposições preliminares

Através da análise das micrografias, é possível observar a formação frequente de austenita secundária (γ_2) intragranular em todas as condições, com exceção da condição CMT 40 cm/min. Wittig et al. (2020) encontraram um resultado similar e indicaram a hipótese de que o teor de W no arame G 25 9 4 N L, similar ao utilizado no presente trabalho, o torna mais susceptível à formação de γ_2 . A formação desta fase se deu preferencialmente na zona 'b' (logo

acima da linha de fusão) das regiões do meio e base das pré-formas. A morfologia e o tamanho das colônias de γ_2 foi distinta entre os testes. As imagens (a) e (b) da Figura 3.29 mostram as regiões em que se distingue a presença de γ_2 na condição CMT 20 cm/min, enquanto as imagens (c) e (d) mostram micrografias na condição Pulsado 20 cm/min.

Apesar das colônias de γ_2 em ocorrência frequente com ambos os modos operacionais, nota-se que no caso do Pulsado essas regiões se estendem por uma área maior. As morfologias encontradas na amostra do teste 4 (Pulsado Vd 20 cm/min) são similares às do teste 3 (Pulsado Vd 40 cm/min). Assim, a maior energia associada o modo Pulsado pode ter resultado em tempos de permanência em temperaturas entre 600 e 1100 °C, onde ocorre a formação de γ_2 conforme diagrama apresentado Hosseini et al. (2018) para um AISD. Ainda segundo esses mesmos autores, a austenita secundária tem morfologia mais refinada (similar ao observado no presente trabalho) quando formada em temperaturas mais baixas (em torno de 680 °C) e seu teor aumenta com o tempo de permanência. Outro aspecto relevante é o fato de que a altura média das camadas depositadas no modo Pulsado é consideravelmente menor. Assim uma mesma camada pode ser sujeita a um número maior de reaquecimentos até temperaturas nas quais pode ser formada a austenita secundária. Na análise por microscopia ótica das amostras atacadas com NaOH (eletrolítico) não foram observados indícios da presença de fases intermetálicas (σ e χ) em nenhuma das condições testadas nas deposições preliminares.

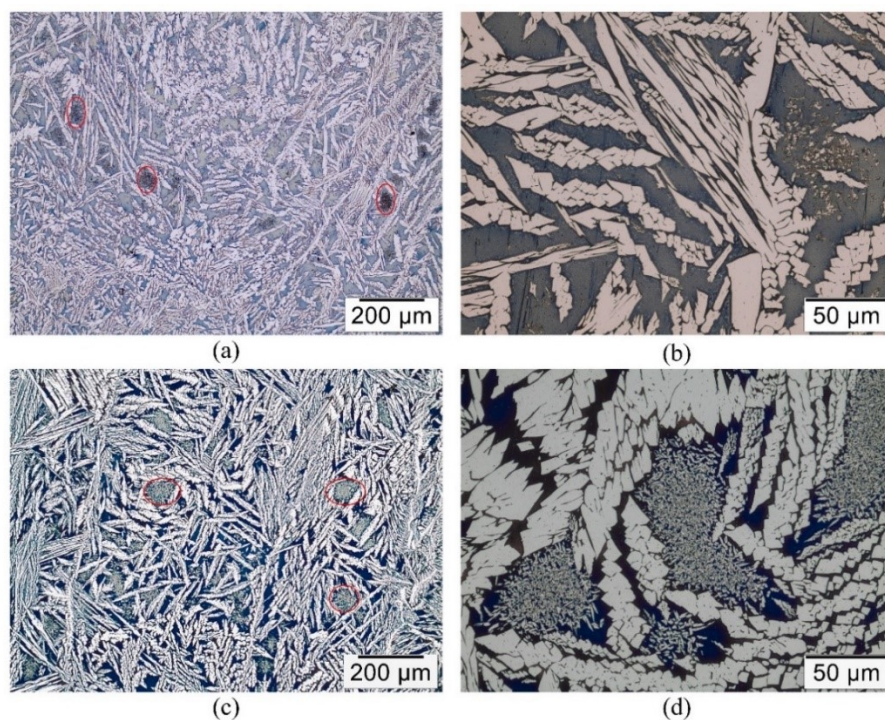


Figura 3.29 - Presença de austenita secundária circulado em vermelho na condição CMT 20 cm/min com aumentos de 100x (a) e 500x (b) e na condição Pulsado 20 cm/min com aumentos 100x (c) e 500x (d) ataque com Beraha

A Figura 3.30 mostra um exemplo típico das microestruturas observadas com esse ataque. A possível presença de nitretos de Cr será avaliada nos testes do capítulo seguinte, uma vez que a utilização do ataque com ácido oxálico se faz necessária.

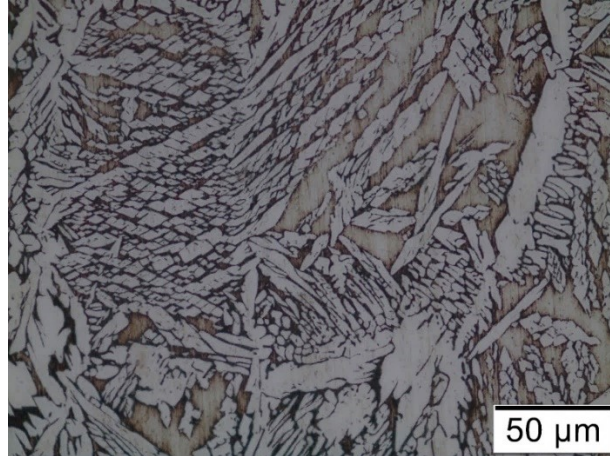


Figura 3.30 - Microestrutura típica observada nas deposições preliminares com o ataque eletrolítico em solução de NaOH evidenciando a ausência de indícios da concorrência de intermetálicos

CAPÍTULO IV

AVALIAÇÃO DE ESTRATÉGIAS DE GERENCIAMENTO TÉRMICO NA DEPOSIÇÃO DE PAREDES FINAS EM AISD

Neste capítulo serão investigados os aspectos relativos aos objetivos do presente trabalho no que tange a comparação entre as abordagens do resfriamento ativo por quase-imersão (RAQI) e do resfriamento natural. Conforme destacado na revisão bibliográfica, ainda que resultados promissores na deposição de AISD tenham sido observados na literatura, como no trabalho de Wittig et al. (2020), onde novas paredes foram depositadas sem a formação de fases deletérias e com teores aceitáveis de austenita/ferrita, o resfriamento ativo ainda não parece ter sido aplicado a esses aços. Assim, o resfriamento mais eficiente visa garantir não apenas características metalúrgicas favoráveis, como também garantir tempos de espera entre a deposição de camadas mais curtos, ou mesmo nulos. Além disso, uma vez que a MA tem como objetivo a construção de peças próximas à geometria final, é importante avaliar os efeitos dos parâmetros de processo sobre a geometria e parâmetros de caracterização do acabamento superficial. Por fim, será visada a elucidação acerca das possíveis causas da formação de poros observados nos experimentos preliminares através da seleção de um gás de proteção sem a presença de CO₂.

4.1. Metodologia

Para avaliar os efeitos das estratégias de gerenciamento térmico na deposição por MADA do AISD utilizado, foram propostos novos experimentos baseados na deposição de pré-formas do tipo paredes finas depositadas com um passe por camada. Foram propostos

experimentos com os modos operacionais CMT (com diferentes velocidades de deposição) e Pulsado, além das estratégias de resfriamento natural e ativo (com diferentes tempos de espera). O número de camadas depositadas foi variado de acordo com a condição de tal forma que se garantisse uma mesma altura mínima da parede, permitindo a comparação em termos de tempo de produção (pré-forma de determinada altura). O histórico térmico em um ponto fixo de cada pré-forma foi adquirido através de termopares. Os parâmetros geométricos e de acabamento superficial foram avaliados a partir da digitalização 3D das pré-formas com um escâner comercial. A possível presença de poros e vazios foi avaliada através de gravimetria e macrografias. Foram avaliados os aspectos microestruturais através de preparação metalográfica e microscopias ótica e eletrônica, medição dos teores de ferrita por ferritoscópio e ensaios de microdureza.

4.2. Procedimentos experimentais, insumos e análise de dados

Nesta seção serão descritos os procedimentos experimentais, insumos e métodos de análise de dados empregados neste capítulo. Cabe observar que boa parte dos procedimentos foram executados da mesma forma que os descritos no item 3.2 do Capítulo III. No entanto, novas abordagens foram propostas em termos de seleção de parâmetros e gás de proteção, estratégia de deposição, aquisição de temperatura e análises das digitalizações 3D das pré-formas. Por este motivo, estes procedimentos serão devidamente detalhados.

Foi utilizado o mesmo arame (AWS ER2594) dos testes preliminares. As análises metalográficas e medições por gravimetria foram feitas da mesma forma que descrito no item 3.2. As medições de teor de ferrita foram executadas com o auxílio do ferritoscópio, uma vez que a medição por imagem se torna altamente laboriosa quando um número maior de experimentos é executado. Além disso, os resultados do Capítulo III demonstram que o ferritoscópio é uma alternativa viável para uma análise geral dos teores de ferrita, embora não permita uma distinção clara entre regiões de uma mesma camada. Adicionalmente, ensaios de microdureza foram conduzidos com uma carga de 0,5 kgf ($HV_{0,5}$) em uma linha ascendente, com 14 identações espaçadas em 0,25 mm na região central de cada parede. Um ataque adicional com ácido oxálico (10%) com 5 V por 15 segundos foi executado para investigação das fases secundárias em parte das amostras.

4.2.1. Gás de proteção e seleção de parâmetros

Diferente dos testes do Capítulo III, foi adotada uma mistura Argônio + 25% Hélio afim de se investigar se a presença de poros pode ser mitigada pela utilização de um gás sem CO_2 .

A composição indicada pelo fornecedor foi verificada com o analisador de gases mostrado na Figura 4.1, e resultou em um valor adequado de 25,6% de Hélio. Devido à menor densidade do Hélio, a vazão do gás de proteção foi aumentada para 19 L/min, do contrário a quantidade de Hélio ionizada no acerco seria pequena, resultando em um cordão estreito e convexo, característico da utilização do Argônio puro.



Figura 4.1 - Analisador de gases utilizado para verificação do teor de Hélio no gás de proteção

Devido ao maior potencial de ionização e difusividade térmica, o Hélio possui efeito não somente sobre formação da poça, conferindo maior molhabilidade, como também afeta a eficiência de fusão do arame, ou seja, mantida a mesma distância bico de contato peça (DBCP) dos testes anteriores, correntes menores seriam atingidas para uma mesma velocidade de alimentação. Embora essa característica possa ser interessante do ponto de vista da MA, afim de garantir parâmetros mais próximos que permitissem uma comparação adequada acerca da formação de poros, testes preliminares de deposição de cordões sobre chapa foram realizados diminuindo-se a DBCP. Isso até que níveis de corrente média próximos aos dos testes do Capítulo III fossem atingidos para uma mesma velocidade de alimentação. Assim, a DBCP foi reduzida de 16 a 12 mm.

Por fim, conforme mencionado anteriormente, para cada uma das velocidades de deposição, a velocidade de alimentação foi ajustada visando garantir uma velocidade de alimentação média, medida pelo sistema de aquisição, de 4,0 m/min. Além disso, ajustes nos parâmetros de comprimento de arco (CA), correção dinâmica (CD - no caso do CMT) e correção de impulso (CI no caso do Pulsado) foram feitos visando garantir um comprimento de arco adequado e estabilidade do processo em cada caso. Maiores detalhes sobre os efeitos desses parâmetros sobre as linhas sinérgicas podem ser encontrados no trabalho de Kovalenko (2019). Os parâmetros selecionados na controladora da fonte Fronius CMT são mostrados na Tabela 4.1.

Tabela 4.1- Parâmetros selecionados na controladora da fonte de acordo com a condição de teste

Modo Operacional	Velocidade de deposição [cm/min]	Velocidade de alimentação* [m/min]	CA	CD	CI
CMT	20	4,5	15%	0,0	-
CMT	40	4,3	15%	0,0	-
Pulsado	40	4,0	7%	-	5,0

4.2.2. Aparato e estratégia de deposição

O aparato utilizado para as deposições foi o mesmo sistema do tipo pórtico associado ao sistema RAQI apresentados no Capítulo III (Figura 3.1). Uma nova estratégia foi proposta para essa bateria de experimentos. O comprimento das camadas foi de 150 mm, depositadas de forma bidirecional (deposição nos movimentos de ida e volta da tocha) com tempos de espera entre as camadas. A deposição de cada parede foi feita em duas etapas descritas a seguir.

Na primeira etapa, após a deposição de cada camada, verificou-se a variação necessária da tocha no eixo vertical (z) para garantir uma distância do bico de contato à peça (DBCP) constante, utilizando-se um gabarito. Os incrementos foram registrados a partir dos valores deposição mostrados no programa de controle de movimentação dos eixos (Mach3). Cada nova camada foi depositada quando a pré-forma atingiu temperaturas inferiores a 100 °C. Essa primeira etapa foi realizada até que a parede atingisse uma altura mínima de 17 mm. Nesse ponto, foi feita a fixação de termopares do tipo K, por descarga capacitiva, no meio da penúltima camada depositada na região central ao longo do comprimento. A fixação dos termopares na última camada forneceria dados mais completos do histórico térmico sofrido por uma única camada. No entanto, incorreria em maior risco de que o termopar fosse removido pela passagem do arco durante a deposição da camada seguinte. A fixação de termopares dos dois lados da parede, em alturas equivalentes, visou resultados redundantes como forma de segurança caso algum se desprendesse durante a deposição subsequente (Figura 4.2). Também a partir desse momento, ajustou-se o nível da lâmina de água (DLAP) a 13 mm da superfície da última camada depositada.

Além disso, a média do incremento em z de cada camada foi computada (descartando-se a primeira camada), permitindo automatização da deposição com um incremento fixo sem que variações grandes na DBCP desestabilizassem o processo e que a distância da lâmina

d'água a peça também fosse mantida constante. Com base no incremento médio das camadas também foi calculada a quantidade necessária de camadas para a deposição de uma altura total de 30 mm (além da altura já depositada). Por fim, a segunda etapa de deposição consiste na deposição automatizada, com base nos incrementos e número de camadas determinados na primeira etapa, com aquisição de temperatura.

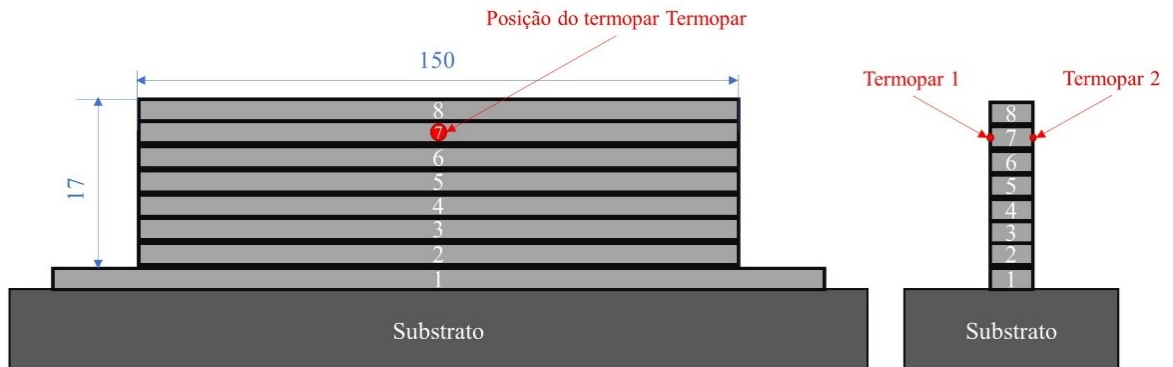


Figura 4.2 – Esquema da estratégia de deposição após a primeira etapa

4.2.3. Aquisição de sinais durante a deposição

O sistema de aquisição de tensão, corrente e velocidade de alimentação foram os mesmos descritos no Capítulo III. Na nova etapa uma placa de aquisição *National Instruments* cDAQ - 9171 associada a um computador com LabView foi utilizada para aquisição dos sinais dos termopares do tipo K com taxa de aquisição de 2 Hz. Bocais cerâmicos foram utilizados para proteger os termopares da ação direta do arco, evitando que os mesmos se destacassem da parede (Figura 4.3).

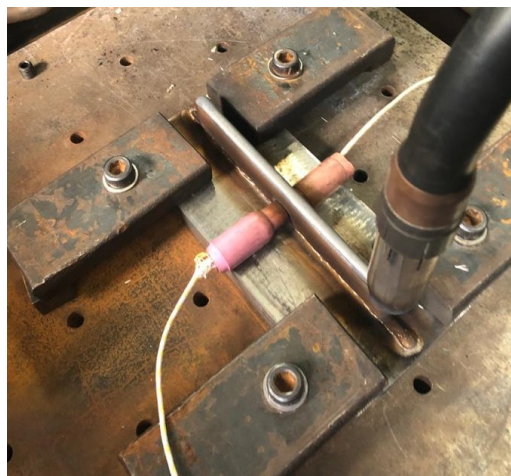


Figura 4.3 - Montagem dos termopares protegidos por bocais cerâmicos

4.2.4. Digitalização 3D e avaliação geométrica

As paredes depositadas foram digitalizadas com escâner 3D Creaform HandySCAN com resolução de 0,025 mm. No entanto, identificou-se uma limitação no uso do programa do escâner (*VXElements*) pelo fornecimento de parâmetros de análise de superfície além da comparação de distância entre duas superfícies, conforme realizado no Capítulo III. Além disso, a divisão da região de análise em três seções pode ainda conter erros pela presença de *outliers* além de demandar um tempo considerável de tratamento dos dados e efetuação da medição.

Por estes motivos, foi desenvolvido um código em linguagem Python capaz de fazer a leitura de arquivos do tipo nuvem de pontos (.txt) exportados do *VXElements*. A aplicação *VXModel* do *VXElements* ainda foi utilizada para uma preparação inicial das malhas, isto é, alinhamento em relação aos eixos de referência, e remoção das regiões extremas das paredes (pontos de abertura e desligamento do arco) e substratos, e a separação das superfícies de cada lado da parede. Exemplos dos planos de recorte criados em uma digitalização são mostrados na Figura 4.4 (a). O sistema de referência dos eixos x, y e z é gerado de forma automática pelo programa *VXModel* de forma que a origem se localiza no centroide entre as duas superfícies cortadas da parede, esse alinhamento dos eixos é fundamental para facilitar o tratamento dos dados posteriormente. Cada uma das duas superfícies é exportada individualmente para posterior análise (Figura 4.4 (b)).

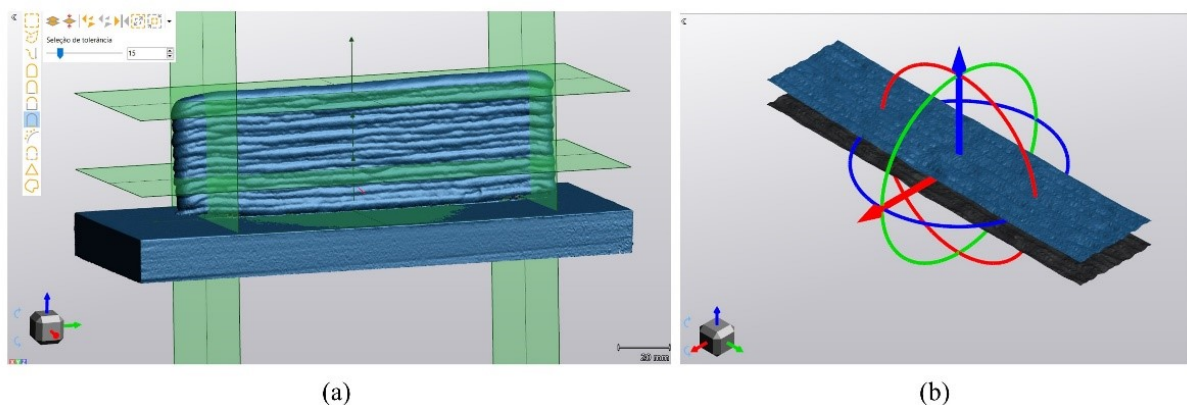


Figura 4.4 - Planos de recorte na malha de uma parede digitalizada (a) e sistema de alinhamento automático pelo *VXModel* (b)

Com as superfícies devidamente cortadas, o arquivo de texto é lido pelo código desenvolvido que ordena os pontos em relação ao eixo longitudinal da parede e divide a superfície em seções de um tamanho especificado pelo usuário (espaçamento). Os pontos são considerados pertencentes a uma mesma seção quando seus valores na direção do comprimento 'y' estão dentro da faixa do espaçamento. Caso o usuário selecione um espaçamento muito

estreito, as seções serão compostas de poucos pontos, e os perfis de ondulação podem ser pouco representativos. No sentido contrário, um espaçamento muito grande mescla em uma mesma seção pontos de regiões muito distintas, tornando uma mesma seção mais “poluída”. Assim existe um ponto ideal de espaçamento onde os pontos aglomerados para formar uma seção formam um perfil adequado.

Comparado à metodologia descrita no Capítulo III, ao invés das três seções manualmente separadas no *VXElements*, com o uso do código é possível selecionar espaçamentos pequenos, que resultam em um grande número de seções a serem avaliadas. Por exemplo, uma de superfície 140 mm de comprimento teria 280 seções avaliadas com um espaçamento de 0,5 mm selecionado. A Figura 4.5 mostra um exemplo dos perfis de ondulação lateral (x) gerados ao longo do eixo longitudinal da parede (y), sendo que o eixo z corresponde à direção de construção (vertical). Para melhor visualização, a cada vinte perfis gerados pelo programa, um é inserido no gráfico, e por isso a quantidade mostrada é menor do que a de fato utilizada para os cálculos subsequentes. Também por motivo de melhor visualização, os gráficos são deslocados de modo que o menor ponto em ‘x’ corresponda a zero e as proporções de escala entre os eixos são diferentes, dando destaque à ondulação.

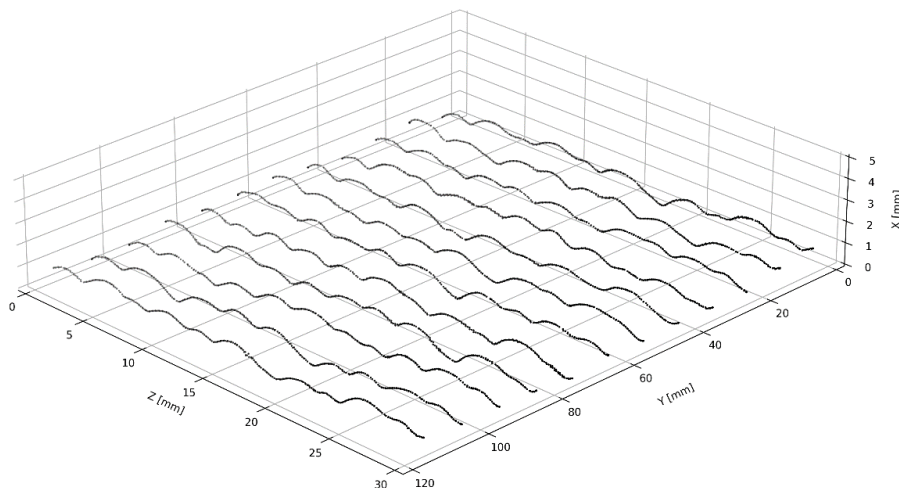


Figura 4.5 - Exemplo de perfis de ondulação avaliados pelo programa

A partir dessas seções, são calculados então três parâmetros de superfície, designados pela letra W em referência ao termo em inglês *waviness*. O parâmetro W_t (Eq. 4.1) é definido a partir da diferença entre os pontos mínimos e máximos de ondulação (na direção transversal da parede ‘x’). O parâmetro W_a mostrado na Eq. 4.2 é análogo ao parâmetro de rugosidade R_a (da usinagem) e é definido como a média da distância dos pontos em relação a uma linha média. O parâmetro W_q (Eq. 4.3) é análogo ao parâmetro de rugosidade R_q e é baseado na média

quadrática das distâncias em relação à linha média. Este parâmetro visa acentuar os efeitos dos picos e vales mais distintos. Por fim, o resultado final consiste da média desses parâmetros em cada seção e uma média final entre os resultados obtidos para as duas faces laterais das paredes.

$$W_t = x_{max} - x_{min} \quad \text{Eq. (4.1)}$$

$$W_a = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n (x_i - \bar{x}) \quad \text{Eq. (4.2)}$$

$$W_q = \sqrt{\frac{1}{n} \sum_{i=1}^n (x_i - \bar{x})^2} \quad \text{Eq. (4.3)}$$

Para cada seção, o código desenvolvido registra em um arquivo os valores mínimos e máximos de x , que podem posteriormente ser utilizados para cálculos das larguras total e efetiva, somando-se os módulos dos valores máximos e mínimos, seção a seção, de ambos os lados de cada parede. Por fim os valores médios são computados.

Conforme observado por Scotti et al. (2020), as paredes fabricadas por MA podem apresentar além da ondulação lateral, oriunda das características de formação das camadas depositadas, uma variação gradual de largura. Tipicamente em condições onde ocorre acúmulo de calor, a cada nova camada depositada ocorre um aumento na largura e consequente diminuição na altura da camada (também observado por Wu et al. (2017)). Além disso, podem haver desvios ocasionais, por alguma instabilidade, de camadas específicas, que representariam *outliers* e resultariam em valores tendenciosos dos parâmetros de superfície.

Assim, é necessário fazer uma distinção entre os efeitos na ondulação superficial, aumentos graduais de largura ou desvios em camadas isoladas. Por este motivo, foi proposta a divisão de cada seção em comprimentos amostrais menores (λ_c) ao longo de z , onde para cada um deles seriam calculados os parâmetros de superfície. Esse comprimento amostral é análogo ao *cutoff* utilizado nas medições de rugosidade, também com a intenção de distinguir desvios de superfície de maior e menor frequência. O resultado final de cada parâmetro seria, portanto, o resultado médio geral de todos os perfis ao longo de y , da média de cada comprimento amostral em z . A Figura 4.6 mostra um exemplo de uma seção com as linhas médias calculadas sem a distinção de um comprimento amostral (a) e com um de 5 mm (b). A média das distâncias entre os picos e vales nos comprimentos amostrais resulta em um parâmetro distinto de W_t , que

considera a distância entre o maior e o menor pico de forma geral. Esse novo parâmetro será denominado W_z (análogo ao R_z da rugosidade em tribologia).

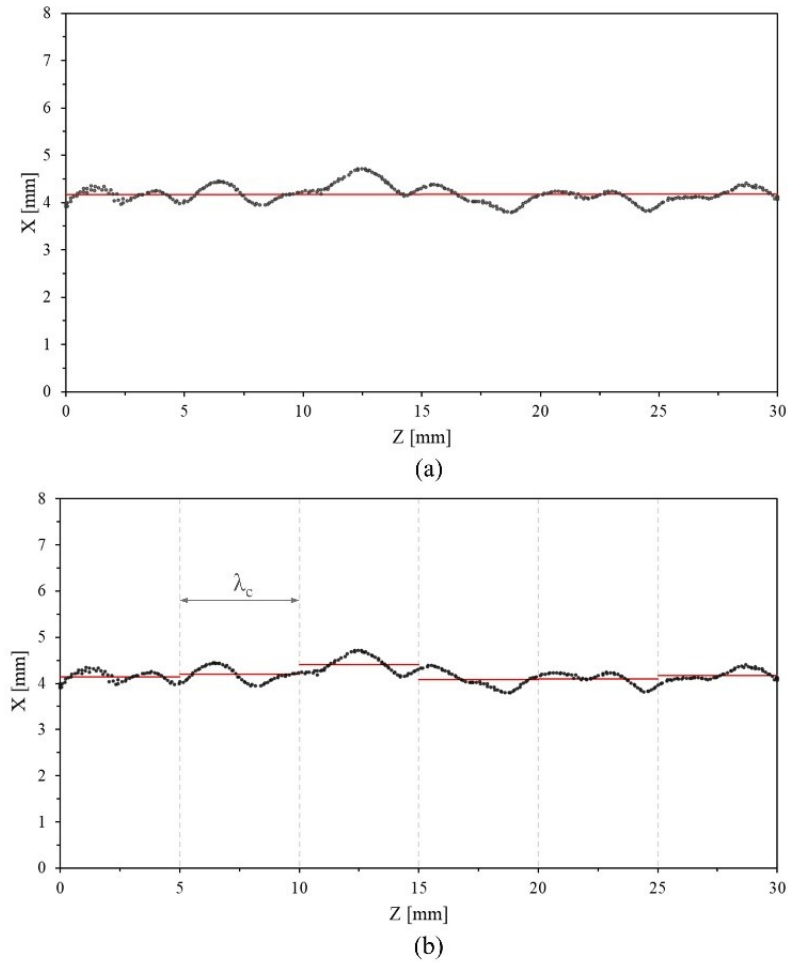


Figura 4.6 - Exemplo de análise de seção sem considerar um comprimento amostral menor (λ_c) (a) e com λ_c de 5 mm (b)

Uma vez que o programa registra os valores mínimos e máximos de cada seção, avaliados os dois lados de uma mesma parede é possível também determinar os valores médios de largura total e largura efetiva, através da soma dos valores absolutos. A avaliação da altura de camada foi feita de forma complementar através das macrografias com ataque químico, onde é possível identificar a linha de fusão. Através de um software de medição por imagem foram medidas as distancias de 10 camadas, que posteriormente foi dividida pelo número de camadas.

4.2.5. Planejamento Experimental

A Tabela 4.2 mostra o planejamento experimental da deposição das 12 paredes construídas. Os parâmetros fixos e estratégia de deposição foram previamente estabelecidos e apresentados. A numeração de 1 a 3 designa uma condição associada de modo operacional e

velocidade de deposição (Vd). As condições 1 e 2 correspondem aos testes feitos com o modo operacional CMT com nível baixo e alto de Vd, respectivamente. O teste 3 refere-se ao modo Pulsado com nível alto de Vd. As letras de ‘A’ a ‘D’ representam diferentes condições de resfriamento. Na condição ‘A’ as paredes foram depositadas com resfriamento natural (RN), esperando-se entre as deposições de novas camadas que a temperatura na pré-forma atingisse uma temperatura inferior ou igual a 100 °C, aferida com pirômetro. Nesses casos, os tempos de espera entre camadas foram cronometrados, e posteriormente discutidos nos resultados. A condição ‘B’ refere-se aos testes feitos com resfriamento natural, com tempo de espera fixo em 30 s, independente da temperatura. As condições ‘C’ e ‘D’ correspondem aos testes feitos com o uso do resfriamento ativo por quase-immersão (RAQI) com tempos de espera de 30 e 15 s, respectivamente, independente da temperatura. A distância da lâmina d’água à peça (DLAP) foi mantida em 13 mm para os testes nos quais o RAQI foi utilizado.

Tabela 4.2 - Nomenclatura e condições dos testes do presente capítulo. *A condição IT 100 °C refere-se à condição na qual o tempo de espera foi tal que a temperatura da última camada depositada fosse igual ou inferior a 100 °C

Teste	Modo de operação	Vd [cm/min]	Condição de resfriamento	DLAP [mm]	Tempo de espera entre camadas [s]
1A	CMT	20	RN	-	*IT 100 °C
1B	CMT	20	RN	-	30
1C	CMT	20	RAQI	13	30
1D	CMT	20	RAQI	13	15
2A	CMT	40	RN	-	*IT 100 °C
2B	CMT	40	RN	-	30
2C	CMT	40	RAQI	13	30
2D	CMT	40	RAQI	13	15
3A	Pulsado	40	RN	-	*IT 100 °C
3B	Pulsado	40	RN	-	30
3C	Pulsado	40	RAQI	13	30
3D	Pulsado	40	RAQI	13	15

4.3. Resultados e discussões

4.3.1. Incremento médio em 'z' e quantidade de camadas

Conforme apresentado no planejamento experimental, a primeira etapa de cada teste consistiu na deposição de um número de camadas necessário até que a parede atingisse 17 mm em altura. Durante essa etapa, foram registrados os incrementos necessários no eixo 'z' para que DBCP e DLAP (nos casos onde utilizou-se RAQI) fossem mantidas constante. O valor de incremento médio calculado a partir dos resultados da primeira etapa de deposição foram utilizados como incrementos fixos na segunda etapa, quando a deposição ocorreu de forma automatizada.

Um mesmo valor de incremento foi utilizado para cada condição de processo, independente da condição de resfriamento. A Tabela 4.3 mostra os valores de incremento em 'z' programados para cada condição e o número de camadas necessário para que a altura depositada final fosse maior que 30 mm. Ressalta-se que devido à lógica programada no código G, um ciclo de repetição inclui o movimento de ida e volta da tocha, assim são sempre depositados números pares de camadas.

Tabela 4.3 – Incremento em 'z' programado na etapa automatizada da deposição e quantidade de camadas de acordo com a condição do processo. *Número de camadas depositadas na etapa automatizada para uma altura mínima de 30 mm

Modo Operacional	Vd [cm/min]	Incremento em 'z' [mm]	*Número de camadas
CMT	20	2,75	12
CMT	40	1,60	20
Pulsado	40	1,30	24

4.3.1. Sinais elétricos e velocidade de alimentação

A Figura 4.7 mostra os oscilogramas típicos obtidos com os modos operacionais CMT e Pulsado para uma mesma velocidade de alimentação (4,0 m/min). Nota-se no caso do CMT a regularidade no sinal da tensão, indício de uma transferência metálica regular. No caso do Pulsado observa-se que o sinal de tensão permanece acima dos 20 V, indicando a não ocorrência de curto-circuito, que nesse caso seria indesejável. Nota-se que as correntes de pico atingidas no Pulsado são cerca de 100 A mais elevadas que no CMT, que se justifica pela característica

do pulsado de atingir a corrente de transição necessária para o destacamento da gota e transferência por voo livre. Além disso, nota-se que a frequência de pulsos de corrente no modo Pulsado é maior que a frequência de curto-circuito no CMT.

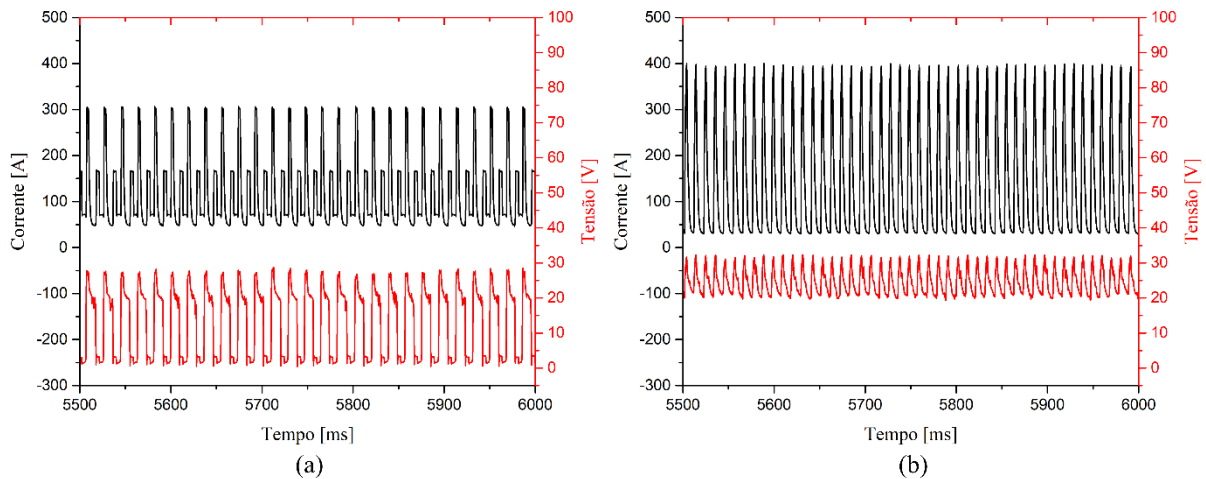


Figura 4.7 - Oscilogramas típicos obtidos nos modos operacionais CMT (a) e Pulsado (b) para uma V_a de 4,0 m/min

A Figura 4.8 mostra os resultados dos valores médios e RMS de corrente e tensão, velocidade de alimentação média e energia do arco por unidade de comprimento, obtidos na deposição de 10 camadas de cada teste, por 15 segundos em cada camada. A energia do arco por unidade de comprimento foi calculada com base na média da potência instantânea (valor médio do produto dos vetores de corrente e tensão) dividido pela velocidade de deposição de cada teste. Para uma mesma condição de deposição (modo operacional e V_d) os resultados de modo geral são consistentes para as diferentes condições de resfriamento, com exceção da condição de resfriamento natural com tempo de espera de 30 segundos (RN te 30 s). As variações se justificam pelo fato de que nessa condição a ocorrência de acúmulo de calor provoca uma variação da geometria das camadas ao longo da direção de construção (vertical), o que será evidenciado nas seções seguintes tratando de geometria e ciclos térmicos. O aumento progressivo das temperaturas de interpasse faz com que as camadas se tornem mais largas, e consequentemente mais baixas, uma vez que a relação V_a/V_d é mantida. Uma vez que o incremento vertical na tocha após a deposição de cada camada é estabelecido com um valor fixo e o movimento é automatizado, essa diminuição na altura das camadas resulta em um aumento progressivo (camada a camada) da distância bico de contato peça (DBCP).

De acordo com os resultados mostrados na Figura 4.8, é possível observar que os modos operacionais CMT e Pulsado tem respostas diferentes a essa variação na DBCP através da comparação entre a condição RN – te 30 s com as demais condições de resfriamento. Ressalta-

se que nessa discussão serão consideradas as condições CMT Vd 20 cm/min e Pulsado 40 cm/min, já que apresentaram variações mais perceptíveis em função da condição de resfriamento. A princípio, os valores de tensão média e RMS (c e d) não sofrem grandes variações entre as condições de resfriamento, resultado da característica de controle sinérgico em ambos os modos operacionais. Os valores de corrente média e RMS (a e b) tem tendências opostas dependendo do modo operacional; no caso do CMT os valores de corrente da condição RN – te 30 s são maiores, enquanto no Pulsado as correntes foram menores. Ressalta-se que a variação de corrente no Pulsado é mais significativa, cerca de 15 A nos valores médios e eficazes contra cerca de 6 A no caso do CMT. Por outro lado a velocidade de alimentação (e) teve maiores valores médios para a condição RN – te 30 s no caso do CMT, enquanto se manteve constante no Pulsado.

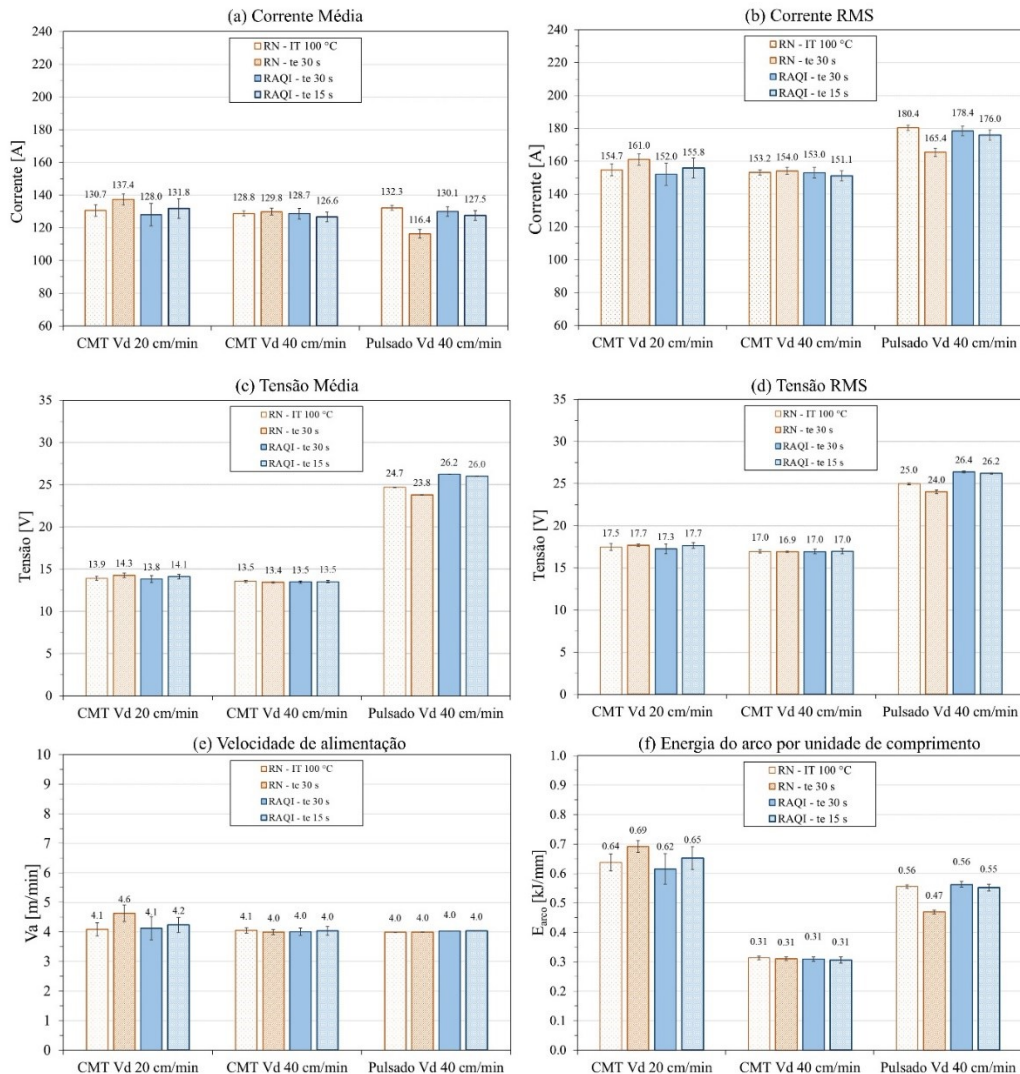


Figura 4.8 - Resultados médios da aquisição de dados em 10 camadas depositadas: corrente média (a); corrente RMS (b); tensão média (c); tensão RMS (d); velocidade de alimentação (e) e energia do arco por unidade de tempo

Esse resultado é uma consequência da diferença na estratégia de controle sinérgico dos modos operacionais. De modo geral, o objetivo em ambos os casos é a manutenção de um comprimento de arco e, conseqüentemente, da estabilidade da transferência metálica. No entanto, a forma de atuação sobre os parâmetros de processo é distinta. A equação do consumo (Eq. 4.4) pode ser utilizada para a compreensão dessas diferentes estratégias. Na equação TF corresponde à taxa de fusão, e leva em consideração as correntes média (I_M), corrente eficaz (I_{RMS}), comprimento livre do eletrodo (L), e as constantes α e β (dependem do material, arame e gás de proteção). O aumento na DBCP, por consequência da variação na geometria das camadas, provoca um aumento no comprimento livre do eletrodo (L).

Caso fossem mantidas as correntes média e eficazes, o aumento na taxa de fusão resultaria em um comprimento de arco mais longo. Assim, no caso do Pulsado, a manutenção do comprimento de arco é atingida através da redução dos níveis de corrente, enquanto a V_a é mantida constante. Já no caso do CMT, aumenta-se a alimentação de material (V_a) para que com uma taxa de fusão maior o comprimento de arco seja mantido. Como consequência da maior taxa de fusão, os níveis de corrente também são sutilmente alterados, mas ainda assim em um nível mais próximo da anterior comparado ao Pulsado. Ao comparar os maiores desvios padrão de velocidade de alimentação média do CMT na Figura 4.8 (e) aos do Pulsado (quase imperceptíveis), fica clara a tendência do CMT em variar a V_a como estratégia de controle.

$$TF = \alpha I_M + \beta L I_{RMS} \quad \text{Eq. (4.4)}$$

Para além da condição RN – te 30 s, observa-se (ainda na Figura 4.8) a consistência entre os resultados das condições depositadas com CMT com V_d de 20 e 40 cm/min. Para esses casos, todos os parâmetros atingiram valores muito próximos. Cabe ressaltar que a utilização do resfriamento ativo não teve influência perceptível nos sinais elétricos ou na estabilidade do processo. Comparados à condição Pulsado 40 cm/min, nota-se que os valores de corrente média foram também muito próximos, enquanto a corrente eficaz foi cerca de 25 A maior. Esse resultado se justifica pela maior frequência e amplitude de oscilação da corrente no Pulsado. Conseqüentemente, a energia do arco por unidade de comprimento (f) no Pulsado (comparado à mesma V_d no CMT) é consideravelmente mais alta, atingindo valores próximos (mas ainda inferiores) aos obtidos no CMT com metade da V_d (20 cm/min). As tensões (c e d) são evidentemente maiores no Pulsado, comparado ao CMT, devido à característica de maior comprimento de arco e corrente (maior volume de gás ionizado).

É importante ressaltar que esses resultados não necessariamente podem ser extrapolados para outras linhas sinérgicas, tanto do CMT como do Pulsado, que podem adotar estratégias diferentes. Por fim, destaca-se que a consistência nos resultados dos parâmetros elétricos para cada condição de processo demonstra que os incrementos em ‘z’ estabelecidos na primeira etapa de deposição, e implementados no algoritmo na etapa automatizada, foram adequados e garantiram uma DBCP suficientemente constante em todas as camadas (com exceção das condições RN – te 30 s). Esse fato pode ser verificado através dos valores de altura de camada, medidos depois da deposição das paredes e apresentados no item seguinte.

4.3.2. Geometria

As macrografias das seções transversais das paredes depositadas podem ser vistas na Figura 4.9 enquanto a Figura 4.10 apresenta os resultados de largura total (a) efetiva (b) e altura de camada (c) resultantes.

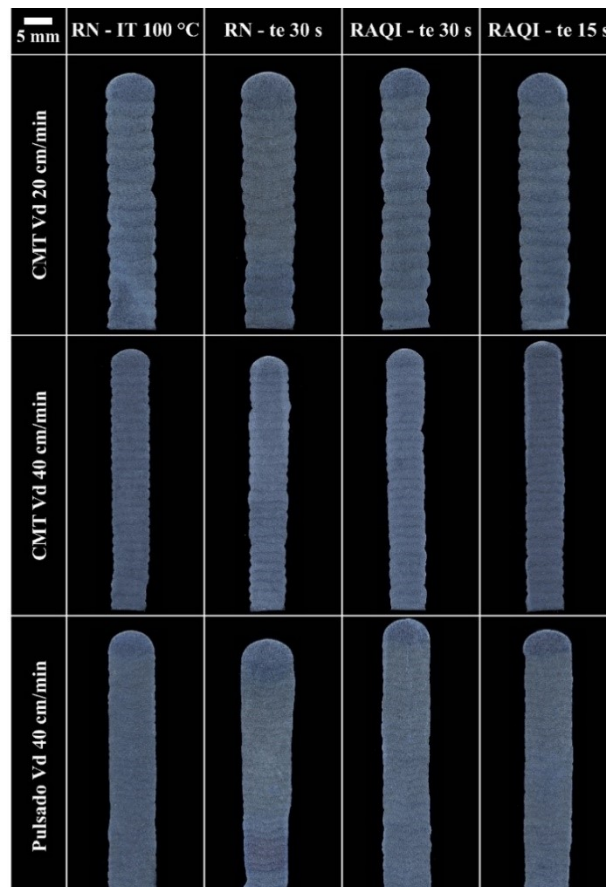


Figura 4.9 - Macrografias das seções transversais das paredes depositadas de acordo com planejamento da Tabela 4.2

Fica evidente, tanto pelas macrografias como pelos resultados das medições, a tendência de aumento na largura e diminuição na altura de camada anteriormente mencionada nos testes

preliminares feitos com resfriamento natural e tempo de espera de 30 s, nos casos CMT Vd 20 cm/min e Pulsado 40 cm/min. Este resultado é um indicio típico da ocorrência de acúmulo de calor, onde o aumento progressivo das temperaturas de interpasse diminuem a tensão superficial da poça de fusão e fazem com que essa se torne mais larga. Isto é, para essas condições, o tempo de espera de 30 s não foi suficiente para a dissipação apropriada do calor imposto pelo processo. Essa variação gradual na geometria é indesejável tanto por dificultar a predição da geometria como pelas consequentes variações causadas nos parâmetros elétricos, ou seja, pela perda da estabilidade da operação de deposição.

Na CMT Vd 20 cm/min (com RN – te 30 s) essa variação não foi observada, o que pode ser atribuído à menor energia associada a essa condição, fazendo com que o aumento nas temperaturas de interpasse não tenham sido suficientemente alto a ponto de provocar variações na geometria. Esse resultado é coerente com as variações nos parâmetros elétricos discutidas anteriormente.

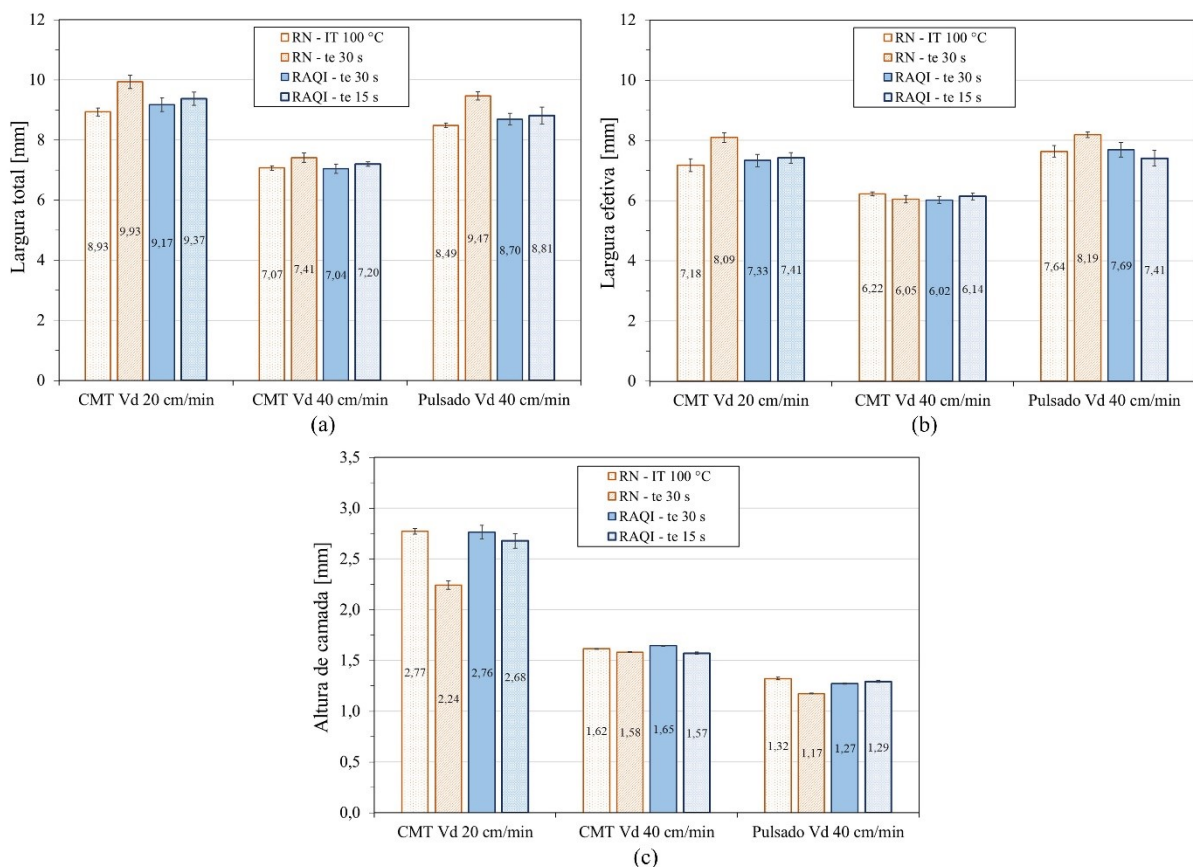


Figura 4.10 - Resultados de largura total (a) efetiva (b) e altura de camada (c) das pré-formas depositadas com Va de 4,0 m/min

Com exceção das condições com RN – te 30 s, variações sutis podem ser observadas em função da condição de resfriamento. Uma análise estatística com teste Tukey foi conduzida

para verificar a significância das variações nos valores médios de largura efetiva, com α de 0,05. No caso da condição CMT Vd 20 cm/min os p-valores foram menores que 0,001 para todas as comparações entre as condições de resfriamento. Houve uma tendência crescente entre as condições RN - IT 100 °C, RAQI - te 30 s e RAQI - te 15 s. No caso do CMT Vd 40 cm/min, a condição com RN - IT 100 °C teve maior largura que as demais, e a condição RAQI - te 15 s resultou em um valor intermediário. No caso do Pulsado Vd 40 cm/min, não houve diferença estatística significativa entre as condições RN - IT 100 °C e RAQI - te 30 s (p-valor = 0,11) e a condição RAQI - te 30 s teve largura menor que as demais. Essas variações em relação à condição de resfriamento podem estar relacionadas a uma maior ou menor eficácia da capacidade de resfriamento da técnica RAQI em cada condição. No entanto, é importante ressaltar que as variações não ultrapassam cerca de 3% de diferença (com exceção das condições RN - te 30 s discutidas anteriormente) e podem ser, portanto, intrínsecas ao processo ou à metodologia de medição. Assim, pelo menos através da análise de geometria, não há indícios de acúmulo de calor nas condições depositadas com a técnica RAQI.

Comparando as diferentes condições de processo, ainda na Figura 4.10 e com auxílio das macrografias da Figura 4.9, nota-se a já esperada diminuição tanto da largura quanto da altura da camada quando comparadas as condições CMT Vd 20 cm/min e CMT Vd 40 cm/min. Uma vez que a velocidade de alimentação é a mesma em ambos os casos (4,0 m/min), um aumento na velocidade de deposição reduz a relação V_a/V_d , resultando em uma área de seção transversal do cordão menor. O resultado demonstra, conforme observado por Wittig et al. (2020), que a relação V_a/V_d pode ser variada para que se atinja uma determinada largura alvo.

Com relação aos resultados da condição Pulsado Vd 40 cm/min, observa-se que as larguras de modo geral são maiores que a condição de mesma Vd depositada com CMT. O fato é que as larguras são muito mais próximas daquelas obtidas com CMT Vd 20 cm/min. Com a condição de resfriamento RAQI - te 15 s, por exemplo, o teste Tukey não indica diferença significativa entre as médias de largura efetiva entre Pulsado Vd 40 cm/min e CMT 20 cm/min (p-valor = 1,00). Assim, a comparação entre essas duas condições é mais realista do ponto de vista prático, uma vez que na MA geralmente tem-se por objetivo atingir uma largura alvo. O fato é que, com base na relação V_a/V_d , a área da seção transversal dos cordões depositados no Pulsado Vd 40 cm/min é metade daquela obtida com CMT Vd 20 cm/min. Já que as larguras foram próximas, esse resultado se reflete na altura da camada (Figura 4.10 (c)) que de fato foi cerca de 50% menor no Pulsado Vd 40 cm/min. A implicação prática desse resultado é que é

necessário depositar o dobro da quantidade de camadas com o Pulsado para que se atinja uma mesma altura de parede, o que foi previamente demonstrado na Tabela 4.2.

Conforme já esperado, devido ao maior calor transferido à poça de fusão quando utilizada a mistura de Argônio + 25% Hélio no gás de proteção comparado à mistura Argônio + 2% CO₂, as paredes depositadas no presente capítulo apresentam maior largura e menor altura de camada em relação aos testes do Capítulo III. Comparando as condições CMT Vd 20 cm/min e CMT Vd 40 cm/min Pulsado 40 cm/min (com RAQI - te 30 s), os aumentos em largura foram respectivamente: 0,66, 1,20 e 1,07 mm. Enquanto as alturas de camada diminuíram em 0,31, 0,55 e 0,31 mm. Pode-se esperar que, caso fossem feitos ajustes nas velocidades de deposição ou de alimentação, seria possível reduzir essa largura a valores próximos.

4.3.3. Acabamento e aspecto superficial

O aspecto superficial de uma região representativa da lateral das paredes depositadas em cada teste pode ser visto na Figura 4.11. Nas imagens é possível observar a diferença entre as alturas de camadas anteriormente discutida. Além disso, não se observa nenhum tipo de irregularidade provocado pelo uso da técnica RAQI. Nas condições com Pulsado Vd 40 cm/min com resfriamento natural, nota-se uma tendência de pequenos pontos de escorrimento da poça, resultando em uma superfície visualmente mais irregular quando comparada às condições com RAQI.

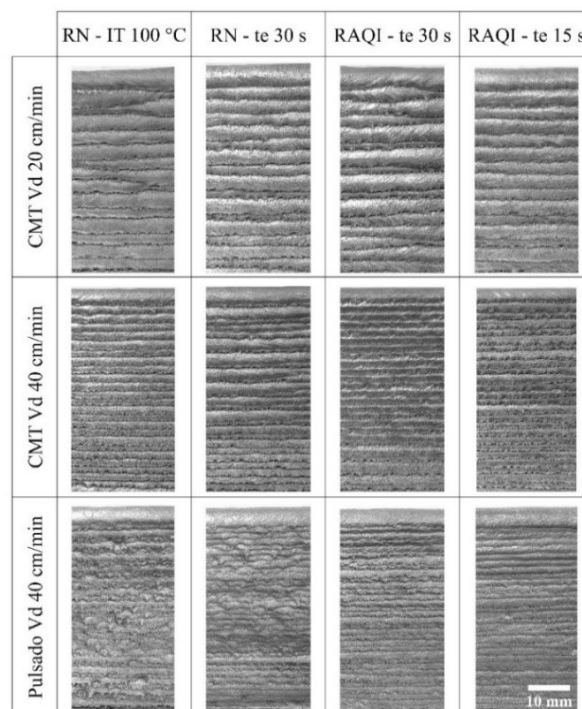


Figura 4.11 – Aspecto da superfície lateral das paredes depositadas de acordo com planejamento da Tabela 4.2

A Figura 4.12 mostra os resultados dos parâmetros de superfície W_t e W_z das paredes depositadas, analisados a partir da digitalização 3D. Conforme mencionado na metodologia, esses dois parâmetros se distinguem pois no primeiro (W_t) em cada perfil analisado ao longo de y são computados os valores mínimos e máximos em x (direção da largura da parede). Já W_z leva em consideração a média dos valores mínimos e máximos para um comprimento amostral (λ_c) ao longo de z , para cada perfil analisado. Uma vez determinadas as alturas de camadas, estipulou-se um λ_c de 3 mm, por ser ligeiramente superior à maior altura de camada encontrada. Dessa forma, minimizam-se os efeitos de desvios de ordem de grandeza maior que a ondulação, além de evitar a influência de camadas específicas que tenham sofrido algum desvio incomum. Comparando-se os resultados de W_t e W_z na Figura 4.12 (a) e (b), respectivamente, é possível observar que os resultados de W_t são geralmente maiores que W_z e apresentam uma variabilidade maior. Isso indica que a presença de *outliers* (pontos atipicamente distintos dos demais) afeta mais significativamente os resultados do primeiro. Assim, W_z fornece uma comparação mais realista do comportamento da superfície com o λ_c de 3 mm proposto. Uma vez que a análise de acabamento superficial em peças depositadas por MADA visa dar uma ideia da quantidade de material a ser usinado no pós-processamento a presença de *outliers* pode resultar em uma falsa noção nesse quesito, além de dificultar a identificação dos efeitos de cada variável. No entanto, sabe-se que em uma aplicação no processo de usinagem, a remoção de material seria baseada na mínima largura encontrada na parede, assim a presença de desses *outliers* será determinante na quantidade de material removida, que pode ser maior do que a ondulação por si só.

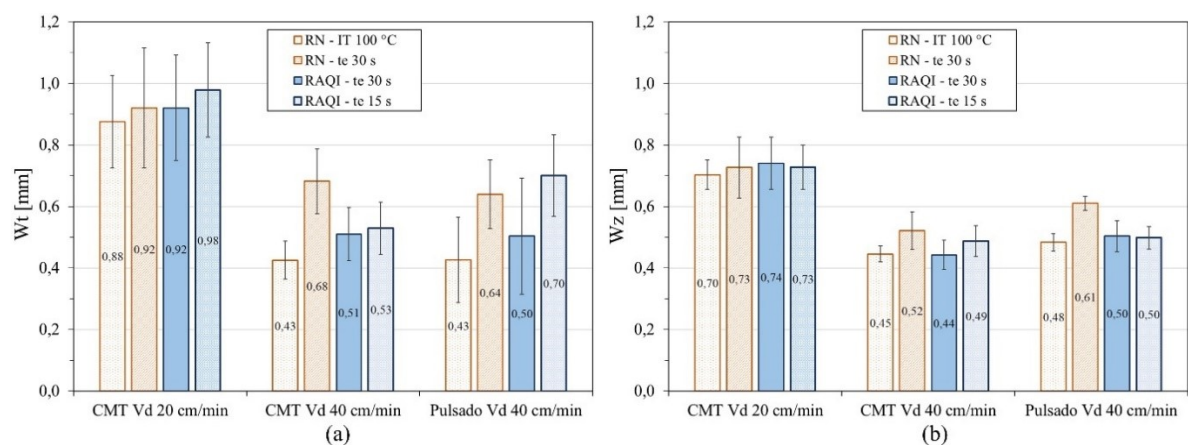


Figura 4.12 - Resultados dos parâmetros de superfície W_t (a) e W_z (b) obtidos através do processamento dos dados de escaneamento 3D pelo código desenvolvido em Python ($\lambda_c = 3$ mm)

O parâmetro W_z representa o desvio entre largura total (maior largura) e largura efetiva (menor largura) causado pela ondulação. De acordo com o gráfico da Figura 4.12 (b), com

exceção da condição RN - te 30 s, embora o teste Tukey tenha demonstrado significância na diferença dos valores médios, as condições de resfriamento não surtiram um efeito significativo no acabamento. Isto é, do ponto de vista da usinagem posterior, diferenças na ordem de 0,01 mm não são consideradas relevantes. Os maiores valores de W_z nas condições RN - te 30 s podem ser resultado de desvios e escorrimento da poça, causados pelo acúmulo de calor, ou ainda resquícios da variação gradual da largura no cálculo de W_z .

Avaliando-se as condições de deposição, há uma tendência de menores desvios (melhor acabamento) nas condições CMT Vd 40 cm/min e Pulsado Vd 40 cm/min, que apresentam valores similares, em relação à condição CMT Vd 20 cm/min. Os valores de W_z para essa última são cerca de 32% maiores. Esses resultados podem ser confirmados visualmente pela Figura 4.13, tomando como exemplo a condição RN - IT 100 °C. A maior ondulação observada na condição CMT Vd 20 cm/min pode ser atribuída ao tamanho da poça maior, comparado ao CMT Vd 40 cm/min, que, devido à viscosidade do material, se solidifica em um formato mais convexo, o que pode ser observado através das macrografias da Figura 4.9.

Conforme mencionado anteriormente a comparação entre as condições CMT Vd 20 cm/min e Pulsado Vd 40 cm/min é interessante do ponto de vista prático, uma vez que essas condições atingiram larguras efetivas similares. Portanto, pelos resultados é notável que a condição Pulsado Vd 40 cm/min foi capaz de produzir um melhor acabamento. Algumas hipóteses podem ser levantadas para justificar esse resultado. A princípio, apesar da maior velocidade de deposição, o caso com Pulsado aparentemente teve uma maior capacidade de penetração nas camadas anteriores. Além disso, a ação do arco de maior comprimento pode ter agido no sentido de maior aquecimento das regiões adjacentes à poça de fusão na camada previamente depositada, conferindo melhor molhabilidade e resultando em camadas menos convexas. Qualquer que seja a razão, ou uma combinação delas, o fato é que esse resultado estabelece um contraponto entre as duas condições. Por um lado, a menor altura de camada do Pulsado fez necessária a deposição do dobro de camadas em relação ao CMT (para uma largura efetiva próxima). No entanto, o acabamento superficial foi melhor (menores parâmetros de ondulação) no caso do Pulsado, o que reduziria o tempo de usinagem e o desperdício de material (na forma de cavaco) em pós-processamento.

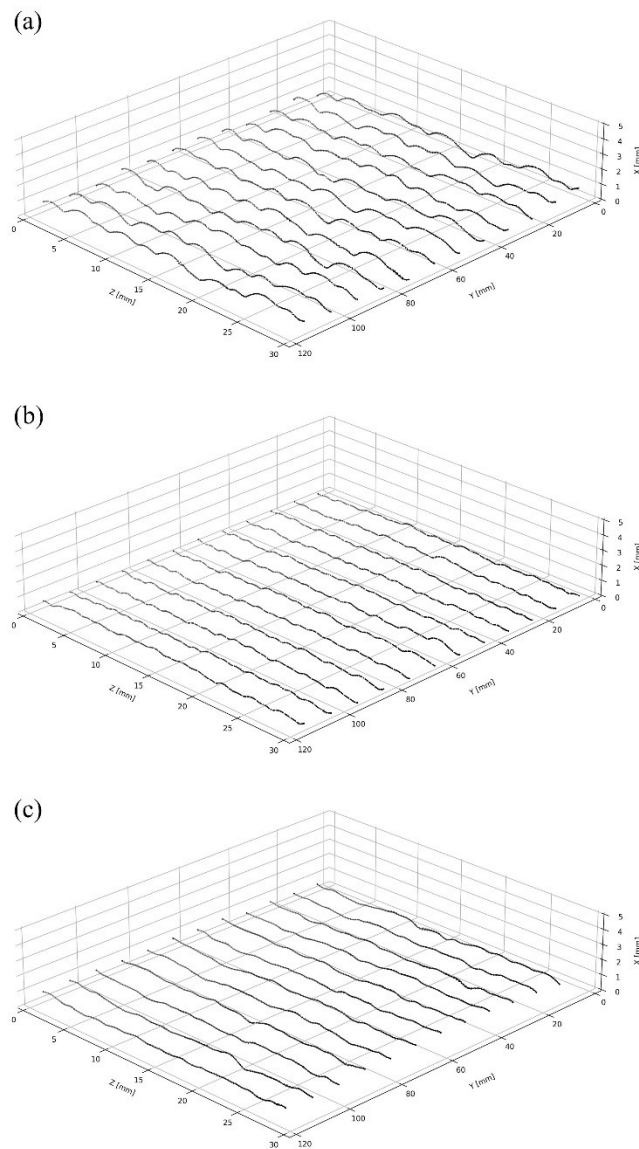


Figura 4.13 - Perfis de ondulação das paredes CMT Vd 20 cm/min (a) CMT Vd 40 cm/min (b) e Pulsado Vd 40 cm/min (c) todas com condição de resfriamento RN - IT 100 °C). X corresponde à direção da largura da parede, Z à altura (direção de construção), e Y a direção do comprimento (direção de deposição)

Na Figura 4.14 podem ser vistos os resultados dos parâmetros W_a e W_q . As tendências observadas coincidem com aquelas anteriormente discutidas em relação ao parâmetro W_z . No entanto, é possível observar diferenças na proporção das variações entre as condições. Tomando como exemplo a variação percentual de cada um dos três parâmetros, entre os casos CMT Vd 20 cm/min e Pulsado Vd 40 cm/min, com condição de resfriamento RAQI - te 30 s, nota-se que uma vez que o efeito da condição de resfriamento foi mínimo, a comparação pode ser estendida às demais. O parâmetro W_z foi cerca de 43% maior para o CMT, enquanto os parâmetros W_a e W_q foram 32 e 35% maiores, respectivamente. Vale lembrar que W_z representa a média dos pontos máximos e mínimos de cada segmento λ_c . Já W_a representa a distância dos pontos em

relação a uma linha média. Assim, é esperado que os valores de W_a sejam menores de que W_z de forma geral. Porém, a diferença na proporção de variação dos parâmetros entre os testes indica que o efeito dos valores de pico teve um efeito relevante na condição CMT Vd 20 cm/min, o que se justifica pelo aspecto mais convexo das camadas. O parâmetro W_q , por ser baseado em uma média quadrática, também tem o efeito de acentuação de efeito de valores de pico, apesar de ainda levar em consideração os demais pontos. Isso justifica a proporção da variação intermediária em relação a W_z e W_a .

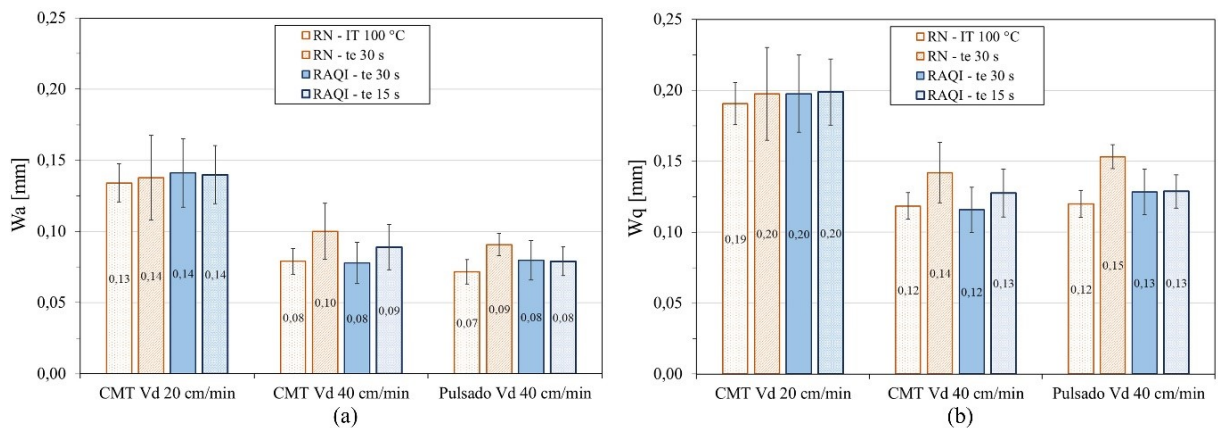


Figura 4.14 - Resultados dos parâmetros W_a (a) e W_q (b) obtidos através do processamento dos dados de escaneamento 3D pelo código desenvolvido em Python com $\lambda_c = 3$ mm

Por fim, os três parâmetros de acabamento (W_z , W_a e W_q) poderiam ser utilizados para comparações acerca da qualidade geométrica da lateral das paredes, uma vez que apresentaram as mesmas tendências em relação às condições de teste. No entanto, uma vez que a forma da ondulação pode afetar os resultados, uma análise conjunta dos parâmetros pode fornecer uma visão mais completa do resultado, principalmente no sentido de entender a quantidade de material a ser removida.

4.3.4. Ciclos térmicos

A metodologia de aquisição de temperatura na penúltima camada depositada antes do início da etapa de deposição automatizada se mostrou consistente para os testes feitos com resfriamento natural e os sinais não apresentaram ruídos evidentes. No entanto, nos testes onde foi empregada a técnica RAQI a formação de vapor de água, inerente ao processo, resultou em interferências nos resultados de temperatura. A Figura 4.15 mostra que os sinais de ambos os termopares fixados tiveram seus sinais drasticamente afetados pela água evaporada, tanto pela presença de ruído, como pela incoerência dos valores de temperatura atingidos. Por este motivo, serão analisados somente os ciclos térmicos dos testes feitos com resfriamento natural e

subsequentemente inferências sobre o ciclo térmico das condições com resfriamento ativo podem ser feitas com base nos resultados de geometria e microestrutura das pré-formas.

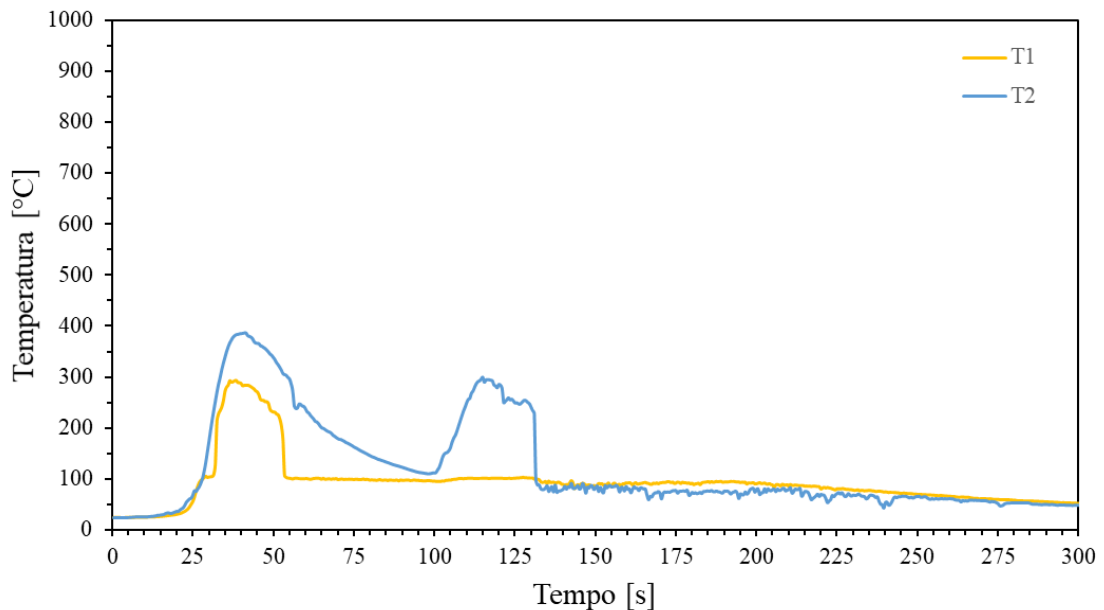


Figura 4.15 - Ciclo térmico registrado para um teste com a utilização da técnica RAQI, com ruídos provocados pela presença de vapor de água. T1 e T2 correspondem aos dois termopares fixados em alturas equivalentes nos dois lados da parede

Os históricos térmicos da penúltima camada depositada antes do início da etapa automatizada para as condições RN - IT 100 °C e RN - te 30 s são mostrados na Figura 4.16. Comparando-se as condições de resfriamento, em cada condição do processo, fica evidente que a utilização do tempo de espera de 30 s com resfriamento natural não permite que a dissipação adequada do calor e as temperaturas mínimas entre os ciclos térmicos tornam-se progressivamente maiores até que se estabilizam. É importante ressaltar que essas temperaturas mínimas entre os ciclos térmicos não correspondem à temperatura de interpasse, uma vez que a medição é feita em um ponto/nível fixo, de modo que a fonte de calor e as novas camadas depositadas se afastam progressivamente do ponto. Assim, uma vez que de forma geral em todos os casos o ponto atinge temperaturas entre 400 e 500 °C, já muito acima da temperatura de 100 °C recomendada na soldagem do AWS ER2594, as temperaturas de interpasse podem ter sido ainda mais elevadas. Como consequência, é possível que nos ciclos térmicos das camadas posteriores tempos de resfriamento de 1 minuto ou mais tenham ocorrido na faixa dos 700 a 950 °C onde, conforme o diagrama de precipitação do aço SAF 2507 apresentado por Hosseini et al. (2018), ocorre precipitação de fases deletérias como σ e χ . Apesar de serem necessários tempos mais longos, existe o risco de fragilização pela decomposição espinoidal da

ferrita na faixa dos 475 °C e formação da fase α' . Por fim, essas temperaturas elevadas justificam também os desvios geométricos já discutidos para as condições RN - te 30 s.

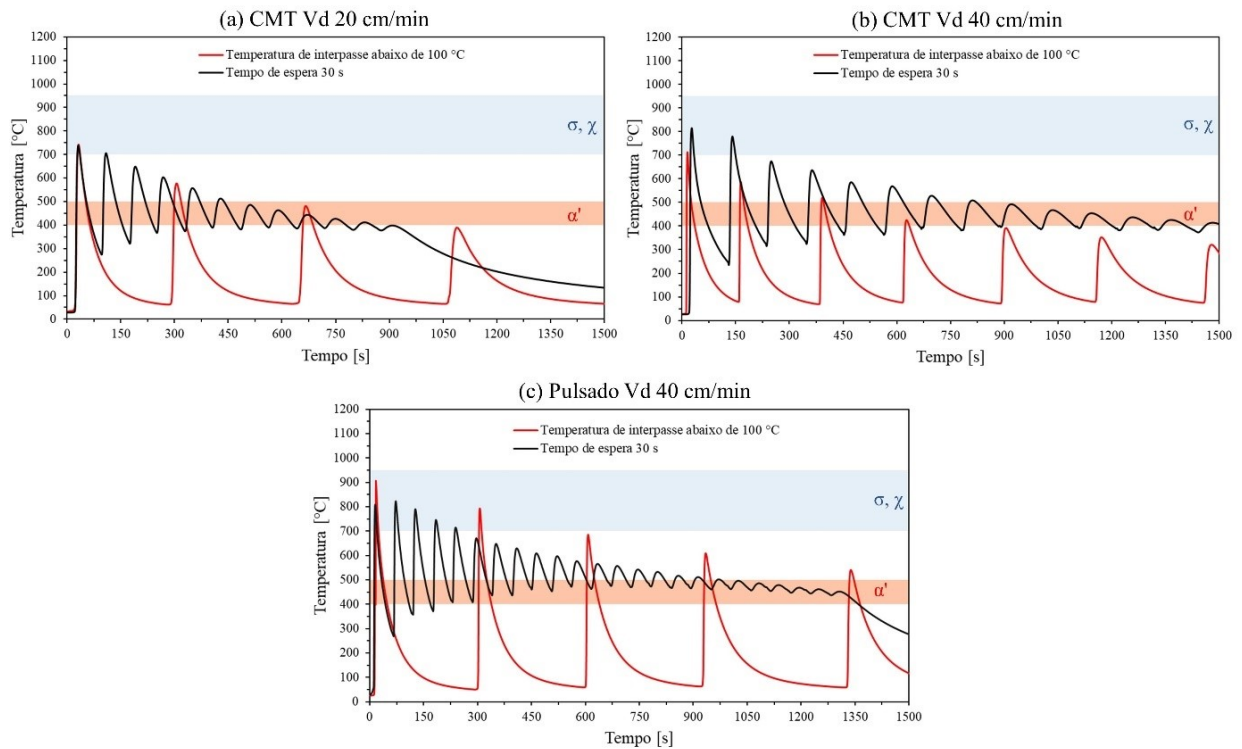


Figura 4.16 - Ciclos térmicos das condições depositadas com temperatura de interpasse menor ou igual a 100 °C e com tempo de espera fixo em 30 s para as condições de processo (a) CMT Vd 20 cm/min (b) CMT Vd 40 cm/min (c) Pulsado Vd 40 cm/min

Nos ciclos térmicos das condições RN - 100 °C confirma-se o fato de que as temperaturas entre a deposição de novas camadas foram suficientemente baixas e o aumento progressivo observado nas condições RN - te 30 s não ocorre. Fica evidente, pelo menor número de ciclos térmicos observados na faixa dos gráficos, que uma quantidade menor de camadas é depositada na mesma janela de tempo. Os tempos de espera e as consequências sobre o tempo total de deposição em cada caso serão discutidos mais adiante.

É importante observar que as temperaturas atingidas no ponto de medição são função não somente do aporte térmico, mas também da geometria da parede. Conforme discutido anteriormente, as alturas de camada são diferentes, o que implica que a cada novo ciclo térmico a distância da fonte de calor ao ponto/nível de medição também é diferente. Além disso, a largura da parede também afeta a transferência de calor por condução de forma diretamente proporcional. Entre as condições CMT Vd 20 cm/min e CMT Vd 40 cm/min as temperaturas de pico são próximas, apesar da diferença na energia do arco por unidade de comprimento (0,64 e 0,31 kJ/mm, respectivamente). Isso se deve ao fato de que a altura da camada no primeiro caso é maior, ou seja, a fonte de calor se afasta em incrementos maiores a cada ciclo. De todo

modo, a condição Pulsado Vd 40 cm/min apresenta temperaturas de pico mais elevadas, uma vez que a altura da camada é a menor, apesar da energia do arco intermediária às outras duas condições (0,56 kJ/mm). A princípio, é importante lembrar que embora a energia do arco seja relacionada ao aporte térmico, essas duas grandezas não necessariamente terão a mesma proporção para condições diferentes (eficiência térmica), especialmente quando comparados modos operacionais distintos como o CMT e Pulsado. Assim, tanto por esse motivo como pelo aspecto da própria influência da geometria da parede nas temperaturas atingidas em uma mesma camada, a utilização da energia do arco como parâmetro em MADA deve ser feita com cautela.

Quanto ao tempo de resfriamento na faixa onde poderia ocorrer a formação de fases como σ e χ , deve-se lembrar que as temperaturas registradas tem forte influência da posição do termopar na própria camada. Isso, uma vez que, como é característico na soldagem e na MA, os gradientes térmicos são intensos, ou seja, variações grandes de temperatura podem ser observadas em uma distância curta. Além disso, ao fixar o termopar no meio da penúltima camada, os ciclos térmicos não necessariamente correspondem às regiões da zona termicamente afetada. Assim, a metodologia proposta nesse trabalho visa apenas dar uma visão geral do comportamento dos ciclos térmicos na camada.

Nota-se que nas condições CMT Vd 20 cm/min e CMT Vd 40 cm/min, as temperaturas de pico são próximas a 700 °C no primeiro ciclo registrado em cada uma, já no limite de inferior da faixa de precipitação. Já no caso do Pulsado Vd 40 cm/min, os dois primeiros picos atingem temperaturas acima de 700 °C, totalizando um tempo de 9,5 segundos na faixa de 700 a 950 °C. É importante lembrar que o ciclo térmico causado pela deposição da camada imediatamente acima da camada avaliada não é registrado, pois conforme a metodologia proposta a fixação do termopar foi feita em uma distância que reduzisse o risco de remoção do termopar pela passagem do arco elétrico. Com base nos resultados de altura das camadas, as temperaturas de pico foram associadas à distância do ponto à fonte de calor (poça de fusão/arco) e submetidos a uma regressão exponencial do tipo ($y = a + be^{-kx}$). Os pontos mais próximos da distância 0, aparecem translúcidos pois foram estimados através da regressão, para uma distância de meia altura de camada. Essa seria a distância da fonte de calor no ciclo térmico causado pela deposição da camada imediatamente acima, não registrado pelo termopar.

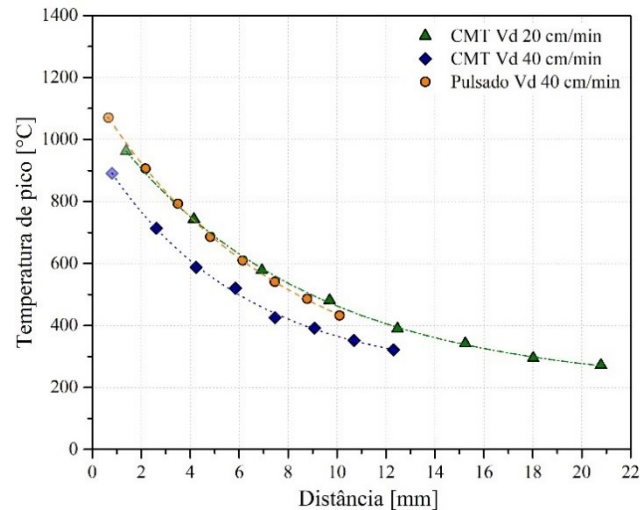


Figura 4.17 - Temperaturas de pico em função da distância da fonte de calor ao ponto de medição. Com regressão exponencial do tipo $y = a + be^{-kx}$. *Os pontos translúcidos (próximos à distância 0) correspondem a dados estimados pela regressão

Considerando as temperaturas de pico estimadas pela regressão, fica evidente que no primeiro ciclo térmico todas as condições atingem temperaturas superiores a 700 °C. No entanto, é esperado que os tempos de permanência sejam curtos, devido ao maior gradiente térmico. Somado ao ciclo anterior, provavelmente a condição mais crítica, Pulsado Vd 40 cm/min, não atingiria meio minuto de permanência total nessas condições, sendo que no diagrama apresentado Hosseini et al. (2018) a precipitação começa em tempos próximos a 1 minuto. Além disso, Bermejo et al. (2019) apontam indícios de que a precipitação de fase σ não está associada somente ao tempo de permanência, como também ao número de ciclos de reaquecimento, sendo necessários pelo menos três ciclos de reaquecimento para tal. Ou seja, nas condições RN - 100 °C, nos pontos onde foi adquirido o ciclo térmico, não há indícios que levem à hipótese de formação intensa de fases intermetálicas. No entanto, ainda cabe a investigação metalográfica para que se confirme essa ausência.

Apesar dos ciclos térmicos não terem sido registrados para as condições com RAQI, a Figura 4.18 mostra exemplos visuais das paredes sob deposição com e sem resfriamento ativo, com tempo de espera de 30 segundos. As imagens (a) e (c) correspondem a instantes mais próximos do fim da deposição da camada anterior, enquanto as figuras (b) e (d) correspondem aos instantes mais próximos ao fim do tempo de espera. É visível que a condição com RAQI foi capaz de reduzir drasticamente as temperaturas, com o mesmo tempo de espera, pela diferença na coloração rubra observada na condição RN - te 30 s. Associado ao resultado de geometria das paredes anteriormente discutido, não há indícios de que o acúmulo de calor tenha ocorrido nas condições com RAQI.

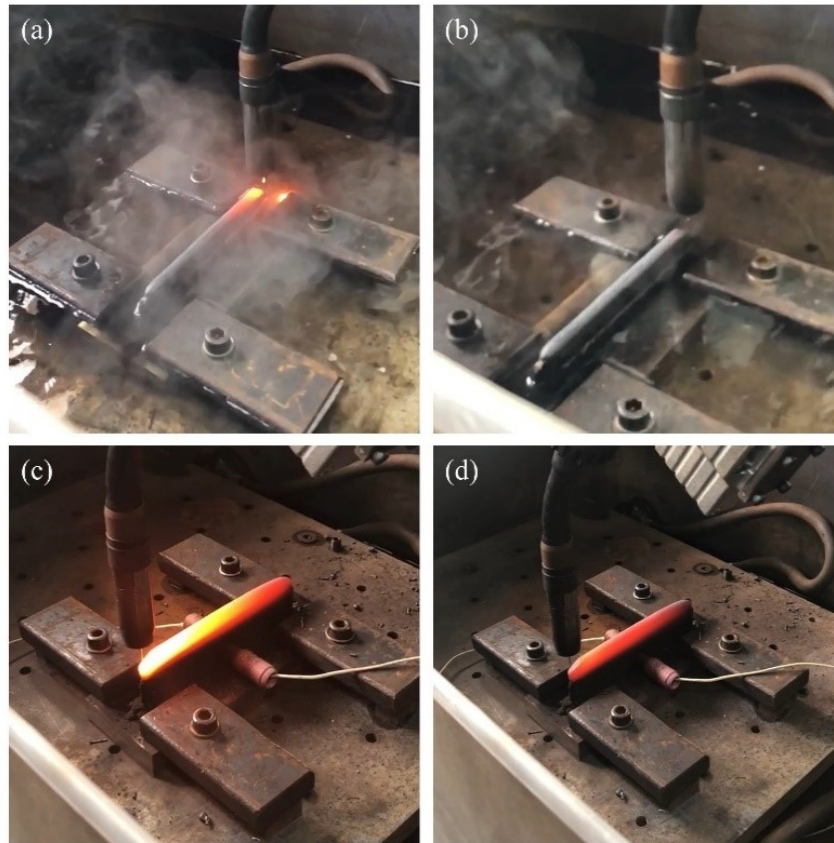


Figura 4.18 - Fotografias das paredes durante o tempo de espera de 30 s com RAQI (a e b) e com RN (resfriamento natural) (c e d)

4.3.5. Porosidade

Em nenhuma das condições de deposição do presente capítulo foi observada a presença de poros ou vazios nas seções transversais, conforme ilustrado na Figura 4.9 - Macrografias das seções transversais das paredes depositadas. Os resultados de teor de vazios obtidos por gravimetria (Tabela 4.4) confirmam que não há indício significativo de formação de poros. Observa-se que em alguns casos o resultado negativo indica que a densidade de amostra foi em média ligeiramente superior à da referência. No entanto, levando-se em conta os valores de incerteza, também mostrados na Tabela 4.4, essas variações são intrínsecas à técnica de medição e de maneira geral pode-se concluir que a densidade das amostras é estatisticamente igual à da referência considerada. Assim, ressalta-se a importância do cálculo da incerteza na avaliação de medições de teor de vazios por gravimetria.

Os resultados confirmam a hipótese levantada no Capítulo III, embasada também pelos trabalhos de Bermejo et al. (2015) e Stützer et al. (2017), de que a presença de teores de CO_2 acima de 2% na composição do gás de proteção torna a deposição dos AISD propensa à formação de porosidade, uma vez que foram utilizadas as mesmas relações V_a/V_d e níveis de

corrente daqueles utilizados no Capítulo III. Além disso, confirma-se que apesar da presença do vapor de água durante as deposições com RAQI, que podem ser vistos na Figura 4.18, não há indícios de que tenham sido gerados poros e vazios ou mesmo outros tipos de descontinuidades como trincas, que poderiam ser identificadas nas macro e micrografias.

Tabela 4.4 – Teores de vazio e respectivas incertezas dos testes da Tabela 4.2 mensurados por gravimetria

Teste	Volume de Vazios [%]	Incerteza [%]
1A	-0,2	± 0,3
1B	0,0	± 0,2
1C	0,2	± 0,1
1D	-0,1	± 0,1
2A	0,2	± 0,1
2B	-0,3	± 0,3
2C	-0,2	± 0,4
2D	-0,1	± 0,2
3A	-0,3	± 0,2
3B	-0,3	± 0,3
3C	-0,2	± 0,4
3D	-0,1	± 0,4

4.3.6. Teor de ferrita

Os resultados de teor percentual de ferrita (δ) (nas regiões de topo e meio das pré-formas são mostrados na Figura 4.19. Nota-se de forma geral, uma tendência a teores de ferrita ligeiramente superiores na região do topo em relação ao meio, para uma mesma condição. Conforme discutido no Capítulo III, esse resultado é atribuído ao efeito da reformação da austenita (γ), devido ao reaquecimento provocado pelas camadas subsequentes na região do meio (crescimento da austenita primária e precipitação de nova austenita). Observa-se que parte das medições no topo ainda inclui regiões termicamente afetadas, porém o efeito da última camada (não reaquecida) prevalece sobre a média. Como mostrado na Figura 4.20, a parede da condição CMT Vd 20 cm/min - RAQI te 30 s foi selecionada como exemplo e as micrografias mostram a transição entre a última e a penúltima camada (a) e a transição entre duas camadas no meio da parede (b). O maior teor de austenita (fase mais clara nas imagens) na região do

meio confirma os resultados das medições com ferritoscópio. Observa-se ainda que uma região estreita próxima à linha de fusão permanece com maior teor de ferrita.

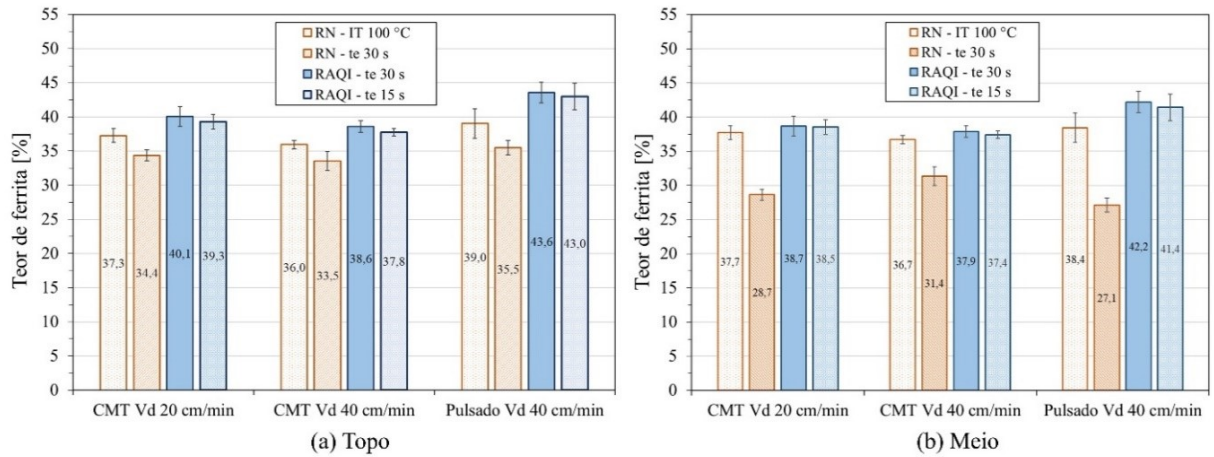


Figura 4.19 - Teores de ferrita medidos por ferritoscópio nas regiões de topo (a) e meio (b) das paredes depositadas

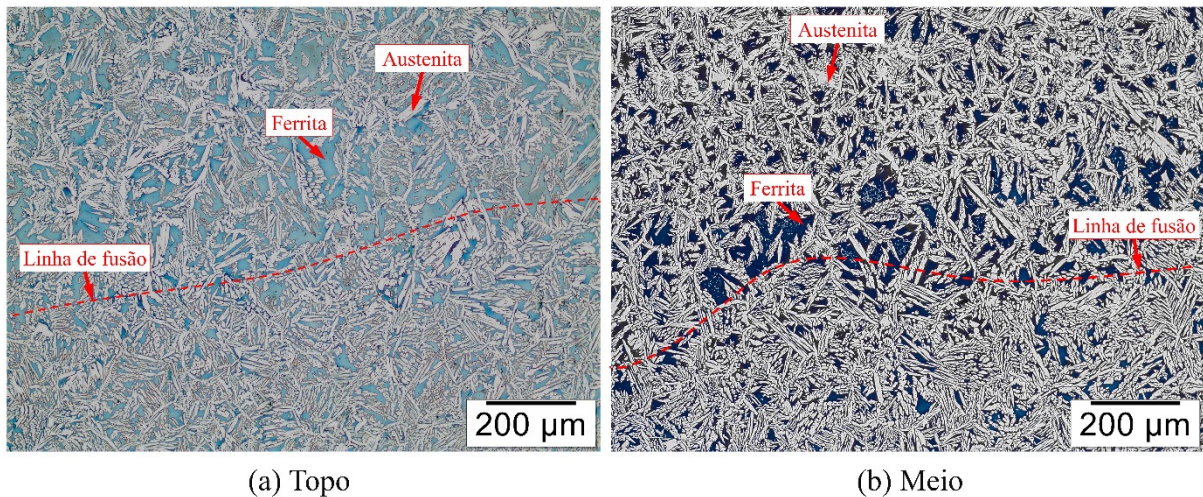


Figura 4.20 - Micrografias da transição entre camadas no topo (a) e meio (b) da parede CMT Vd 20 cm/min – RAQI te 30 s (Ataque: Beraha)

Com relação às variações entre os testes, ainda na Figura 4.19 nota-se que, em todas as condições de processo, a condição de resfriamento RN - te 30 s resultou em teores mais baixos de ferrita, principalmente na região do meio. Esse resultado já era esperado, uma vez que com o efeito do acúmulo de calor, as taxas de resfriamento tornam-se progressivamente mais lentas e resultam em maior formação de austenita, tanto a partir da solidificação (observável pela variação na região do topo), como também na reformação de austenita nas regiões termicamente afetadas (meio). Como mostrado na Figura 4.21, uma micrografia da região do meio da parede de condição CMT Vd 40 cm/min - RN te 30 s foi selecionada como exemplo e ilustra a maior presença de austenita constatada pelas medições.

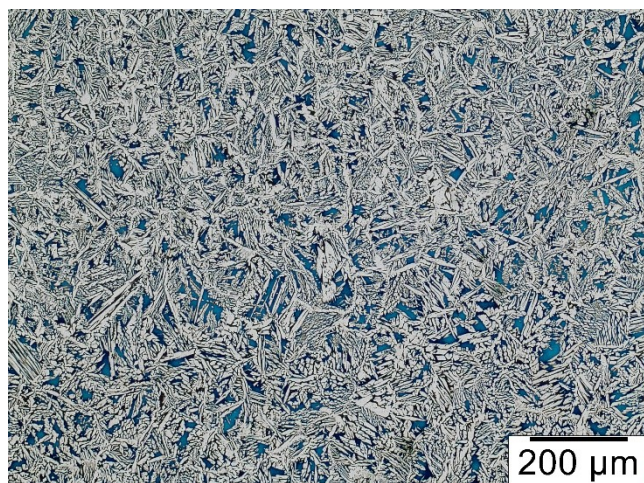


Figura 4.21 - Micrografia da região do meio da parede CMT Vd 40 cm/min - RN te 30 s (Ataque: Beraha)

Com relação às demais condições, o teste Tukey (com $\alpha = 0,05$) foi utilizado para comparações entre as médias. Com relação ao caso CMT Vd 20 cm/min, na região do topo o teste Tukey indica que não há uma diferença significativa entre as médias das condições com RAQI te 30 e 15 s ($p\text{-valor} > 0,05$), mas estas diferem-se da condição RN - 100 °C ($p\text{-valor} < 0,001$). No gráfico da Figura 4.19 (a) observa-se que as condições com RAQI resultaram em teores de ferrita cerca de 7% maiores. Já na região do meio, nessa mesma condição, não há diferença estatística significativa entre as médias ($p\text{-valor} > 0,05$), comparando as condições de resfriamento (exceto RN - te 30 s). Ainda assim, os valores médios também indicam a tendência de aumento. Com relação aos casos CMT e Pulsado com Vd de 40 cm/min, as mesmas tendências são observadas em função da condição de resfriamento. Diferente das outras condições, no caso do Pulsado a tendência de aumento no teor de ferrita nas condições com RAQI em relação à condição RN - IT 100 °C pode ser confirmada através do teste Tukey, com um $p\text{-valor} < 0,001$.

Com base nesses resultados, nota-se que na região do topo há indícios de que as taxas de resfriamento tenham sido mais intensas com o uso do resfriamento por RAQI, mesmo um tempo de espera de 15 segundos. Na região do meio, o efeito do reaquecimento sobre a reformação da austenita tornou esse resultado menos aparente, não podendo ser confirmado pelo teste estatístico em todos os casos, embora uma tendência parecida seja esperada. As micrografias da Figura 4.22 ilustram esse resultado, comparando as condições de resfriamento RN - IT 100 °C e RAQI - te 15 s. Nota-se que de todo modo, todas as condições de resfriamento, com exceção da condição RN - te 30 s, atingiram valores aceitáveis de teor de ferrita como estabelecido em NORSOK M-601 (30% a 70%) ou mesmo considerando diretrizes mais conservadoras que exigem um mínimo de 35% para AISD.

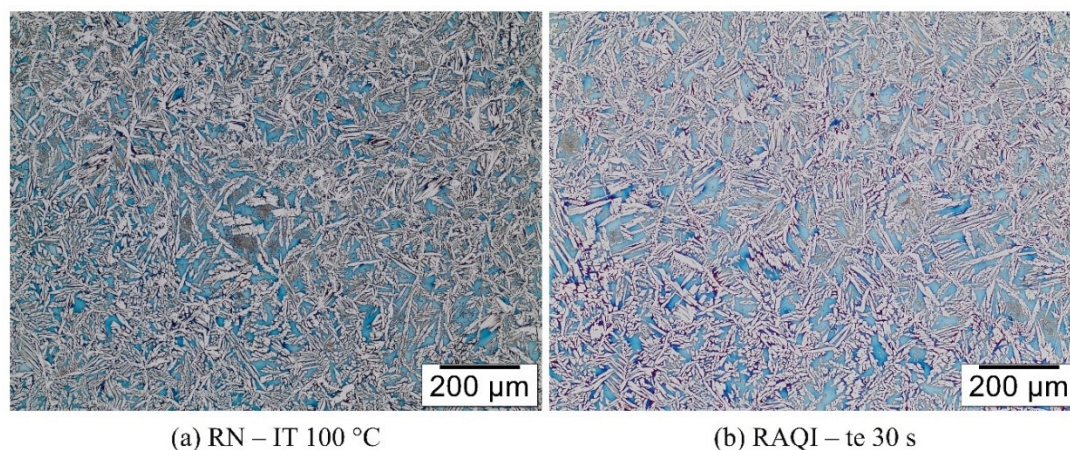


Figura 4.22 - Micrografias da região do meio das condições de resfriamento RN - IT 100 °C (a) e RAQI - te 15 s (b) depositadas com CMT Vd 20 cm/min (Ataque: Beraha)

Relativo ao efeito das diferentes condições de processo, para uma mesma condição de resfriamento, observa-se a princípio que no caso do CMT a variação na velocidade de deposição (de 20 a 40 cm/min) não resultou em variações significativas no teor de ferrita. Novamente utilizando-se do teste Tukey, tanto no topo quanto no meio das paredes os p-valores não indicam diferenças significativas nos valores médios.

Tratando da zona termicamente afetada na soldagem, Lippold e Kotecki (2005) indicam que o aumento nas taxas de resfriamento a partir da temperatura *solvus* de ferrita pode afetar significativamente o teor de ferrita final, no sentido decrescente. A variação na energia do arco por unidade de comprimento entre as condições CMT com Vd de 20 e 40 cm/min (0,64 e 0,31 kJ/mm, respectivamente) pode não ter sido suficientemente grande a ponto de refletir no teor de ferrita. É importante lembrar, além disso, que o aumento de Vd resultou em paredes mais finas e de menor altura, conforme anteriormente discutido. Ou seja, a diminuição da energia vem acompanhada de uma limitação na capacidade de condução de calor pela própria geometria. Com isso, as condições de resfriamento podem ter sido similares e resultado em valores próximos de balanço das fases. No trabalho Lervåg et al. (2020), onde foram depositadas paredes com o arame AWS ER2594 (equivalente ao do presente trabalho), a variação de energia do arco de 0,4, 0,54 e 0,87 kJ/mm também não levou a uma variação significativa do teor de ferrita nas paredes. Observa-se no entanto, que os valores obtidos por esses autores foram significativamente mais baixos (por volta de 20% de ferrita) que os do presente trabalho.

Já no caso do Pulsado Vd 40 cm/min, os teores de ferrita foram estatisticamente distintos dos demais nas condições com RAQI (ligeiramente maiores). Com um valor de energia do arco intermediário às duas condições com CMT, poderia se esperar menores teores de ferrita nessa

condição. Esse resultado segue a mesma tendência das observações feitas no Capítulo III. Assim, a hipótese da perda de N pode ser apontada como causa da menor formação de austenita nesse caso.

Segundo Kah e Martizakeinen (2013), aparentemente a diferença na pressão parcial entre o N dissolvido na poça de fusão e o gás de proteção agindo sobre a poça de fusão é a causa da perda de nitrogênio. Hosseini et al. (2016b) investigaram o fenômeno na soldagem TIG autógena de um AISD. Os teores de ferrita aumentaram progressivamente com o número de passes. Através de cálculos termodinâmicos os autores demonstraram que com menores teores de N, a temperatura de início de formação da austenita é reduzida. Nas condições de equilíbrio para composição dos AISD, é esperada uma solidificação mista com ferrita e austenita. Esse aspecto pode ser observado na Figura 4.23 para os diagramas de ferrita e austenita com composição nominal (0,24% de N). Com a perda de N ocorre uma expansão do campo monofásico de ferrita delta a partir da solidificação, o que pode ser observado, ainda na Figura 4.23, onde as linhas tracejadas mostram uma composição hipotética onde o teor de N foi reduzido a 0,12%. Assim, o crescimento de grãos ferríticos, que seria lento em uma composição onde não há dissolução completa da austenita (conforme observado por Ramirez et al. (2003)), se tornaria mais rápido.

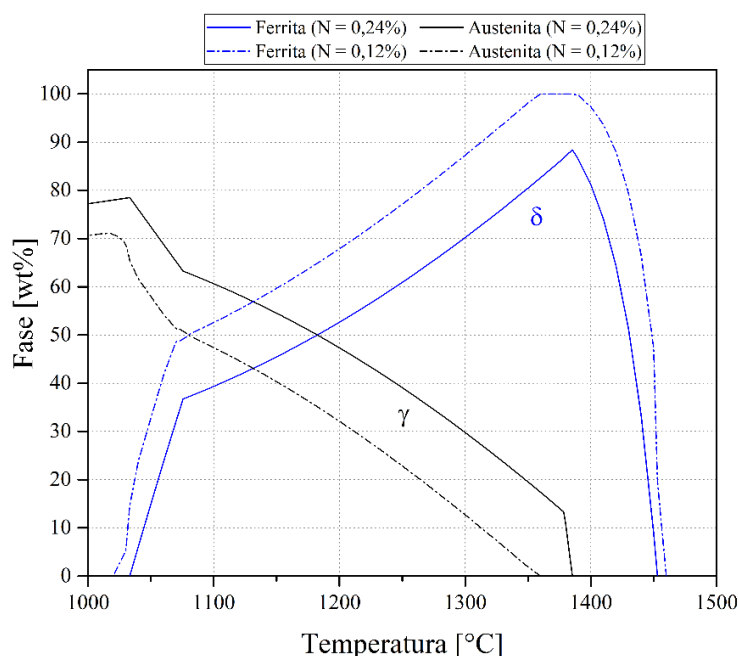


Figura 4.23 - Diagramas de equilíbrio das fases ferrita e austenita a partir da composição nominal do arame AWS ER2594 com teores de nitrogênio de 0,12% (linhas tracejadas) e 0,24% (linhas cheias)

Ao estudar o tratamento térmico de um AID UNS 32304, que apresenta uma faixa de temperaturas com campo monofásico de ferrita, Magalhães et al. (2017) identificaram um

crescimento de grão significativo, proporcional à raiz quadrada do tempo de permanência em 1300 °C. Os autores constataram ainda que, uma vez que o tamanho de grão afeta a distância ser percorrida pelos elementos por difusão, o teor de austenita também pode ser afetado. Isto é, com maiores distâncias a serem percorridas pelos elementos por difusão, a formação de austenita se torna mais lenta e limitada. Assim, a perda de N pode afetar a formação de austenita tanto de forma direta, uma vez que é um importante elemento austenitizante, como de forma indireta afetando o crescimento de grãos ferríticos.

Embora o tamanho de grão não possa ser facilmente quantificado no presente trabalho, uma comparação entre as micrografias das condições CMT Vd 20 cm/min e Pulsado Vd 40 cm/min com os diferentes tipos de resfriamento é apresentada na Figura 4.24.

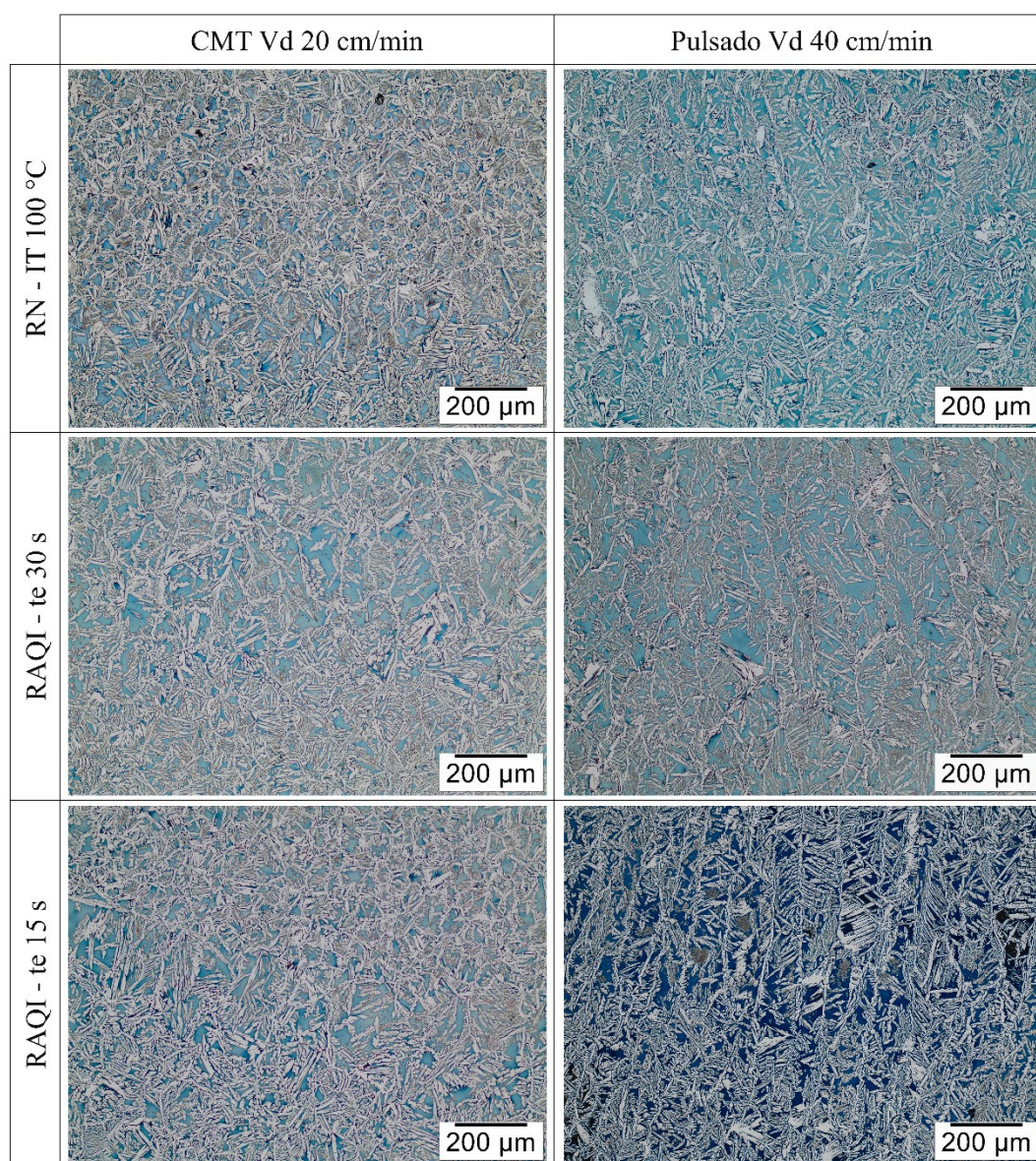


Figura 4.24 - Micrografias das regiões do meio das paredes comparando CMT Vd 20 cm/min e Pulsado Vd 40 cm/min com diferentes condições de resfriamento

É possível observar uma tendência de direcionamento da austenita de contorno de grão na direção vertical (direção da extração de calor) mais pronunciada nos casos com o modo Pulsado, o que seria um indício de crescimento de grãos da ferrita. No trabalho de Posch et al. (2017), ao depositar uma pré-forma com o arame ER2209 (duplex), foi constatado através da técnica de difração de eletros retroespalhados (*electron backscatter diffraction – EBSD*) que os grãos de ferrita apresentavam uma direção cristalográfica preferencial ($[0\ 0\ 1]$), enquanto os grãos de austenita eram orientados de forma aleatória.

Ainda no trabalho de Hosseini et al. (2016b), é sugerida uma equação que correlaciona a energia de soldagem com a perda de N ($\Delta m_N = -0,17 \cdot E_{\text{arco}} \cdot N_{\text{inicial}}$). No entanto, conforme mencionado anteriormente, o trabalho aborda a soldagem TIG autógena. Ou seja, essa equação não abarca os possíveis efeitos na deposição GMA que até onde consta para o presente autor, ainda não foi amplamente explorada na literatura. Uma hipótese é de que no caso da deposição com alimentação de arame, a perda de N pode ocorrer tanto pela poça de fusão, como também pelas gotas durante a formação e transferência. Assim, no caso do Pulsado, a exposição das gotas ao arco aberto e os níveis mais altos de correntes de pico podem favorecer a perda de N, quando comparado ao modo CMT, que intercala períodos de arco aberto e curto-circuito com níveis de corrente menores. Também é possível que a similaridade nos teores de ferrita entre as condições CMT Vd 20 cm/min e CMT 40 cm/min também tenha sido causada por uma maior perda de N no primeiro caso.

Em outro trabalho, Hosseini e Karlsson (2019) apontam que a perda de N pode ocorrer não somente na zona fundida, como também na zona termicamente afetada, pelo mecanismo de difusão. Assim, a maior capacidade de fusão das camadas anteriores no Pulsado, observada pela geometria resultante, também pode ter contribuído com uma maior perda de N. É importante lembrar que além do efeito sobre a formação da austenita, o N é um elemento importante do ponto de vista da resistência à corrosão por pites. Assim, ainda que o balanço entre as fases esteja dentro dos limites, a hipótese da perda de N poderia resultar em um material mais susceptível à corrosão.

4.3.7. Fases secundárias

A presença de fases secundárias foi investigada através da microscopia ótica com ataque eletrolítico de ácido oxálico. Nas paredes depositadas com a condição de resfriamento natural e tempo de espera de 30 s (RN - te 30 s) com grande frequência foram observadas regiões escuras nas interfaces entre ferrita e austenita (Figura 4.25). Essas regiões representam indícios

da presença de fases como sigma (σ) e chi (χ), sendo o aspecto mais escuro provavelmente um resultado da maior sensibilidade ao ataque (menor resistência à corrosão) associada ao empobrecimento nos teores de Cr e Mo nas adjacências das fases intermetálicas. Nesses casos, a precipitação de fases deletérias já era esperada, pois, conforme discutido anteriormente, o acúmulo de calor levou a temperaturas de interpasse e taxas de resfriamento progressivamente mais lentas. Assim, a condição RN - te 30 s apresenta, além dos desvios geométricos e balanço entre ferrita e austenita inadequado, indícios da precipitação de fases deletérias que provavelmente levariam essas pré-formas a apresentar propriedades de corrosão e tenacidade inadequadas. Nas demais condições de resfriamento esses indícios da presença dessas fases não foram observados, e a Figura 4.25 mostra exemplos de microestruturas típicas da condição RAQI - te 30 s, onde as interfaces entre ferrita e austenita aparecem preservadas. É importante ressaltar que esse aspecto não pode ser observado através do ataque com Beraha, que poderia ter levado a conclusões imprecisas.

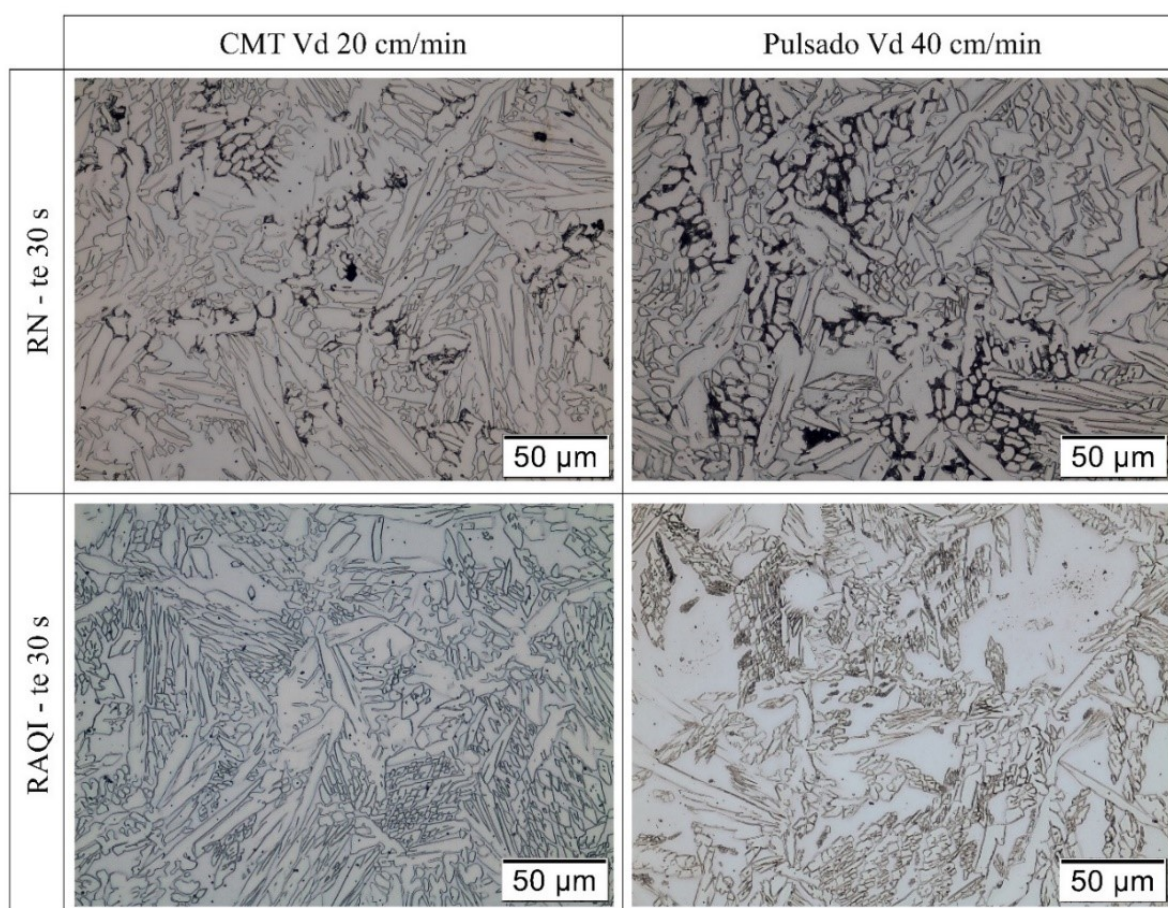


Figura 4.25 - Micrografias das condições CMT Vd cm/min e Pulsado Vd 40 cm/min nas condições RN - te 30 s e RAQI - te 30 s, onde as regiões pretas correspondem a indícios da formação de fases deletérias (Ataque: Ácido oxálico)

Através do mapeamento de microdureza com carga de 500 g, Hosseini et al. (2018) encontraram regiões de pico de até 340 HV associados a regiões sujeitas à formação de fase σ e à decomposição da ferrita (formação de α') e valores entre 260 e 290 HV nas regiões não afetada um AISD (2509) similar aos do presente estudo. Os resultados de microdureza baseados na linha de identações feita em cada parede do presente trabalho são mostrados na Figura 4.26. Nas condições com CMT os valores de dureza variaram numa faixa entre 267 e 308 HV, sem nenhuma tendência evidente de variação entre as condições. No caso do Pulsado Vd 40 cm/min é possível observar alguns pontos com valores mais elevados na condição de resfriamento RN - te 30 s, chegando a ter um pico de 326 HV que pode ser um indicativo da formação de fases intermetálicas, já apontado pelas micrografias.

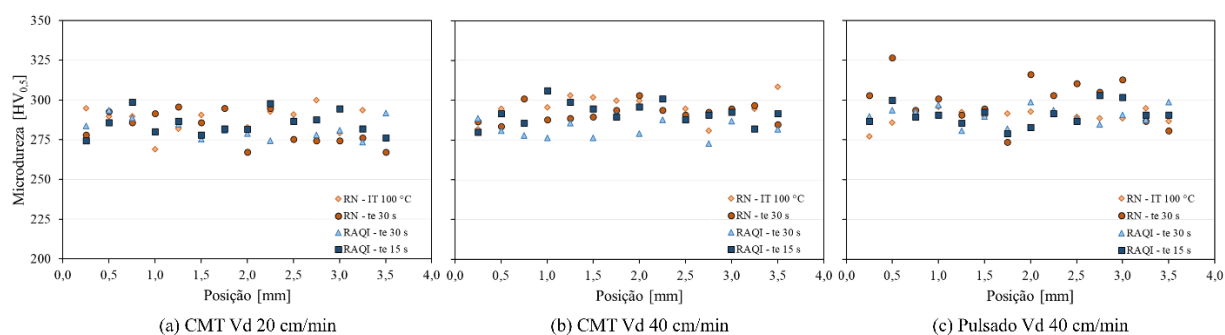


Figura 4.26 - Perfis de microdureza ao longo da linha de identações ascendente no sentido de construção das paredes

Após investigação metalográfica, a presença da austenita secundária intragranular (γ_2) pode ser observada com frequência em todas as amostras, com exceção daquelas com condição de resfriamento RN - 100 °C. Esse resultado confirma as observações dos testes preliminares no Capítulo IV. Ramirez et al. (2003) descreveram o mecanismo de precipitação da austenita secundária intragranular no qual, durante o reaquecimento, os nitretos de Cr agem ao mesmo tempo como fonte de N e pontos de nucleação de γ_2 . Os nitretos por sua vez precipitam durante o resfriamento a partir da temperatura de fusão devido à supersaturação de N na ferrita, onde não há tempo o suficiente para que o nitrogênio se desloque por difusão até austenita.

Bermejo et al. (2019), ao estudar a soldagem multipasses dos AID, confirmaram esse comportamento observando a precipitação de γ_2 em camadas reaquecidas onde previamente haviam nitretos. De fato, indícios da presença de nitretos intragranulares foi observada na última camada (não reaquecida), como pode ser visto na Figura 4.27.

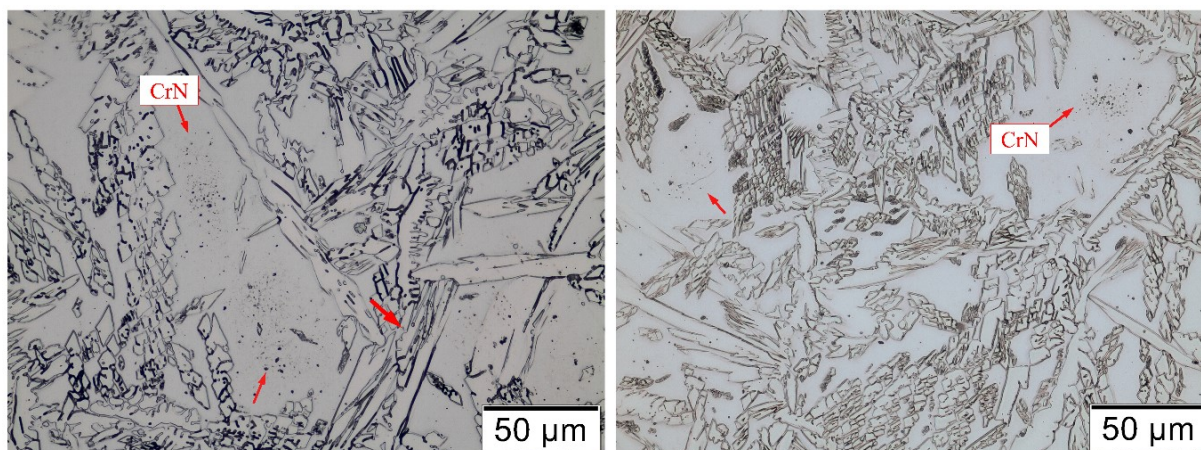


Figura 4.27 - Presença de Nitretos de Cr nas camadas não reaquecidas (Ataque: ácido oxálico)

Hosseini et al. (2018) identificaram uma faixa de temperatura ampla onde a precipitação de γ_2 é possível (600 a 1110 °C), dependendo também do tempo de exposição. Esses autores indicam ainda que a austenita secundária formada em temperaturas mais baixas (mais próximo dos 600 °C) tem aspecto mais refinado, enquanto a formada em temperaturas mais elevadas (mais próximo dos 1110 °C) tem aspecto mais grosseiro. Exemplo de γ_2 mais grosseira e mais refinada podem ser vistos na Figura 4.28 (a) e na Figura 4.28 (b), respectivamente (ambas observadas na parede de condição CMT Vd 20 cm/mim RAQI - te 30 s).

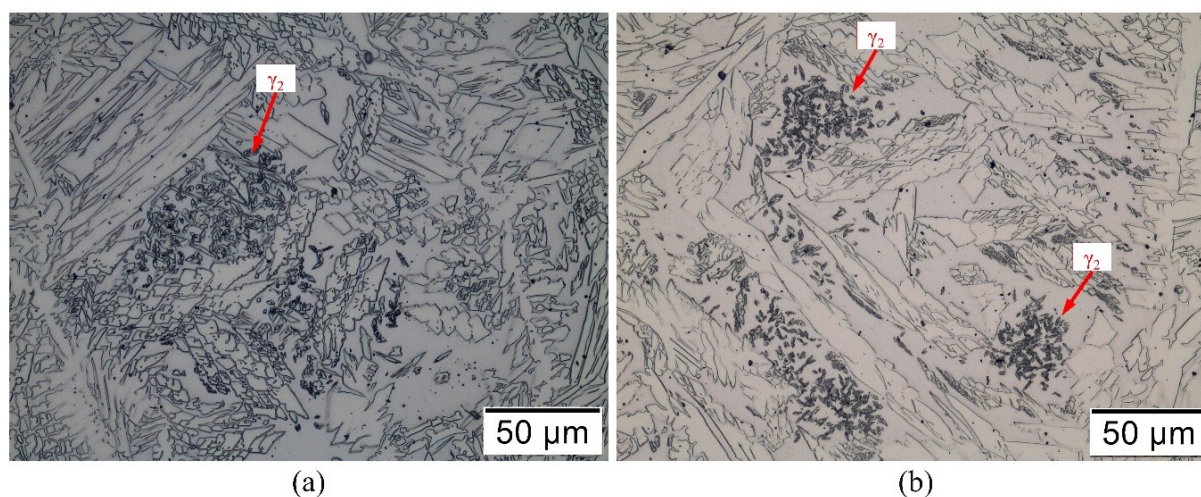


Figura 4.28 - Austenita secundária grosseira (a) e fina (b) encontradas na parede de condição CMT Vd 20 cm/mim RAQI - te 30 s

A presença de austenita secundária intragranular foi mais comum nas regiões inferiores das camadas (acima da linha de fusão com a camada anterior), uma vez que essa região corresponde à uma zona termicamente afetada (devido à deposição das camadas seguintes) de temperaturas mais baixas, onde provavelmente haviam nitretos oriundos do primeiro ciclo térmico. A Figura 4.29 ilustra um caso típico de presença de γ_2 .

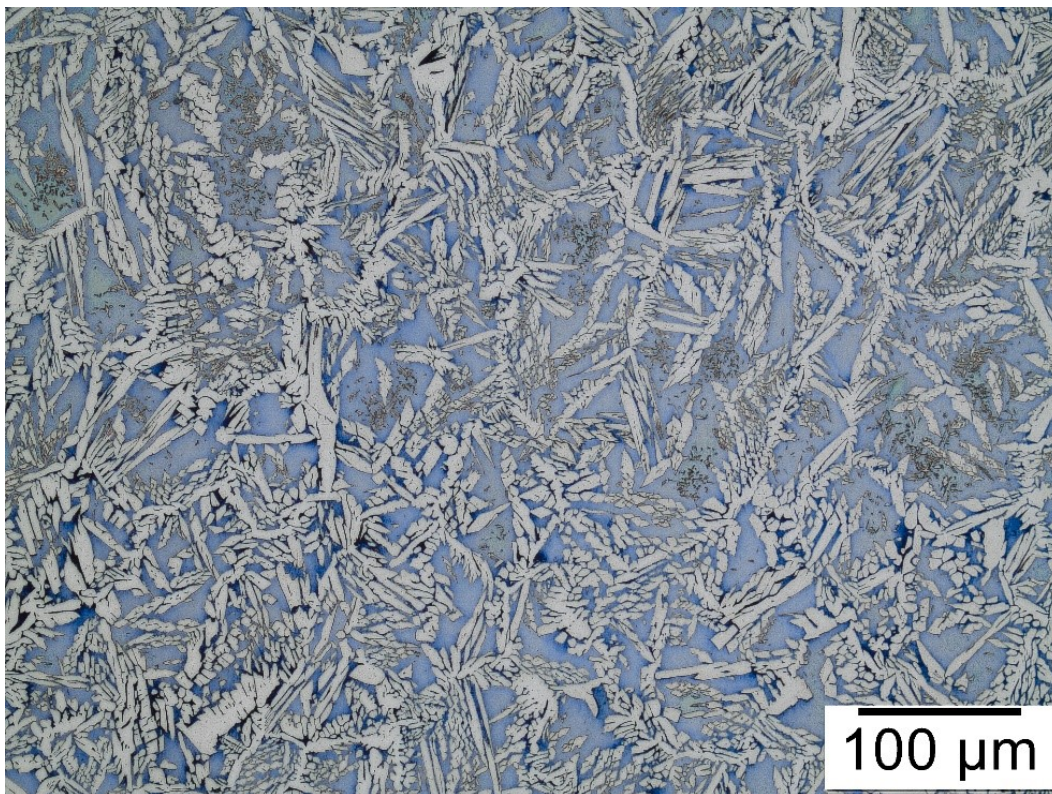


Figura 4.29 - Austenita secundária intragranular na condição CMT Vd 40 cm/min com RAQI - te 30 s (Ataque: Beraha)

Nas zonas de temperaturas mais altas é possível que ocorra a dissolução dos precipitados e o crescimento da austenita primária, esgotando o potencial termodinâmico de formação da austenita secundária. Por esse mesmo motivo, a austenita secundária não foi encontrada nas condições RN - te 30 s, uma vez que o resfriamento mais lento permite a difusão dos elementos e conseqüentemente maior formação de austenita, reduzindo a tendência da ferrita em ser supersaturada em N. Segundo Nilsson et al. (1995), em ligas com menores teores de N a precipitação de γ_2 se torna mais provável devido ao retardamento da formação da austenita primária, levando à formação de uma ferrita mais instável. Ou seja, a perda de N também pode ter influência sobre a tendência a formação de austenita secundária. Na Figura 4.30 é possível observar a presença de ilhas de γ_2 mais extensas no caso da condição Pulsado Vd 40 cm/min com RAQI - te 30 (comparado à Figura 4.29), no caso formadas em regiões onde previamente havia uma área extensa de ferrita. Essa característica pode ser um resultado de uma combinação dos efeitos da perda de N como do maior número de ciclos de reaquecimento a temperaturas de formação de γ_2 no caso do Pulsado.

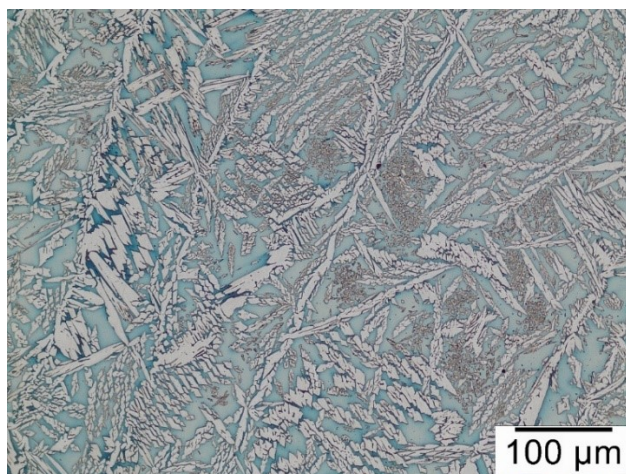


Figura 4.30 - Colônias de austenita secundária observadas na condição Pulsado Vd 40 cm/min com RAQI - te 30 (Ataque: Beraha)

Ainda no trabalho de Hosseini et al. (2018), foram utilizados cálculos termodinâmicos para determinar as composições de equilíbrio da austenita secundária precipitada em função das temperaturas de formação e confirmam que, além da mudança na morfologia, há uma tendência diretamente proporcional à temperatura e aos teores de Cr, Mo e N da austenita secundária formada. Isto é, a austenita secundária de baixas de temperaturas tem o *pitting resistance number* (PREN) inferior e seria, portanto, mais susceptível à corrosão. Zhang et al. (2016), trabalhando com um aço UNS S31803, observaram que a zona termicamente afetada de uma junta soldada por múltiplos passes sofre corrosão mais severa, e que a austenita secundária foi mais susceptível ao início da formação de pites do que a austenita primária e a ferrita. De fato, observa-se que, como a austenita secundária, especialmente a mais refinada apresenta maior sensibilidade ao ataque com ácido oxálico, como pode ser visto na Figura 4.28 e na Figura 4.31.

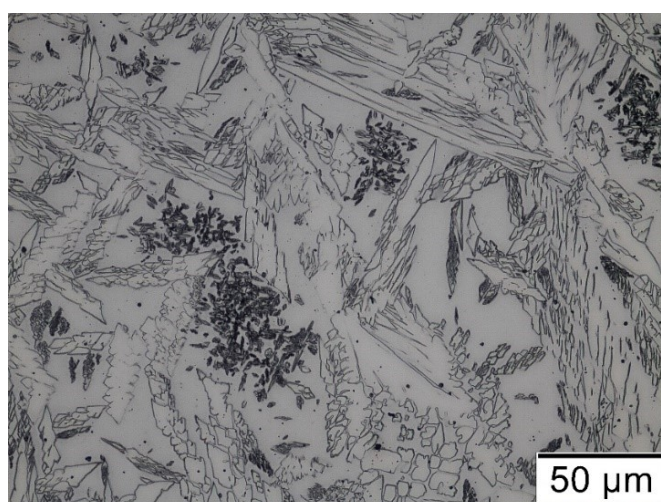


Figura 4.31 - Colônias de austenita secundária na condição Pulsado Vd 40 cm/min com RAQI - te 30 (Ataque: Ácido oxálico)

É importante ressaltar que, segundo Nilsson et al. (1995), o efeito de γ_2 é menos drástico do que das fases intermetálicas como σ e χ . Segundo esses autores, dependendo da composição, não é possível garantir uma deposição livre de γ_2 . Porém, sua presença pode ser tolerada caso esteja presente em pequenas quantidades e especialmente em casos onde não é exposta à superfície. No trabalho de Wittig et al. (2020), embora a austenita secundária tenha sido observada em diversas composições de arame em AID, os resultados dos ensaios de corrosão conforme a ASTM G48 (Método A) atenderam aos critérios da ISSO 17781. Assim, seria necessária uma investigação acerca do comportamento das pré-formas em relação à corrosão afim de determinar se a presença de γ_2 nesses casos é tolerável.

4.3.8. Tempo de deposição

A Figura 4.32 mostra os resultados de tempo de deposição, levando em consideração somente a etapa automatizada. No gráfico são distinguidos o tempo ativo, ou seja, o somatório dos tempos em que ocorre de fato a deposição de material, e o tempo ocioso, resultado do somatório dos tempos de espera entre as deposições de cada uma das camadas. O tempo de construção é função da quantidade de camadas depositadas, velocidade de deposição e tempo de espera entre camadas. É importante ressaltar que o comprimento e geometria da peça influencia não somente o tempo ativo, mas também o tempo ocioso. Isto é, para peças maiores, tanto pelo maior volume de material (maior dissipação de calor), como pelo maior afastamento da tocha em relação ao ponto inicial, os tempos de espera podem ser menores (podendo inclusive ser nulos). Para peças mais curtas, o efeito contrário também seria válido. Assim, a análise seguinte é considerada válida especificamente para a deposição de paredes com 150 mm de comprimento.

Observa-se que nas condições RN - IT 100 °C o tempo ocioso de deposição é consideravelmente mais alto que as demais, uma vez que a largura relativamente pequena da parede limita a dissipação do calor. Além disso, o tempo ocioso se torna muito maior que o tempo ativo, o que indica que, pelo menos nesse caso, o cálculo da taxa de deposição baseado na velocidade de alimentação de material, por si só, não daria uma boa representação do tempo de produção do componente. Evidentemente, as condições RN - te 30 s e RAQI - te 30 s apresentam tempos iguais, porém a utilização de tempos de espera curtos com resfriamento natural resulta em acúmulo de calor, conforme discutido anteriormente, e torna-se inviável do ponto de vista prático.

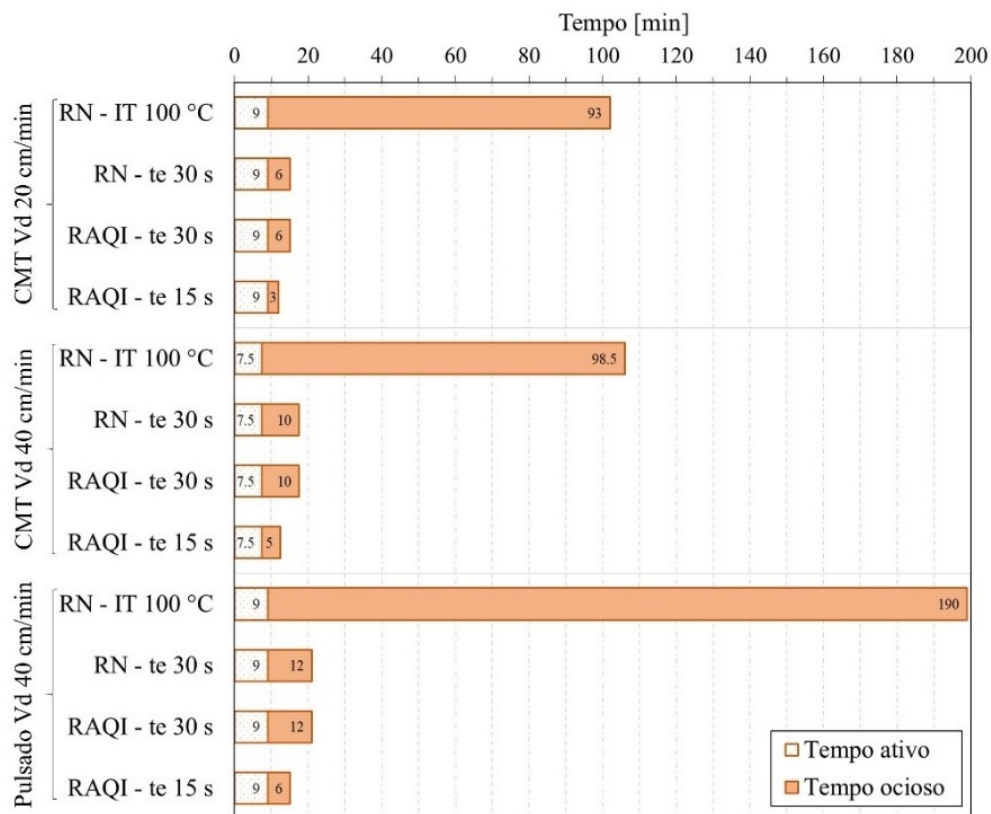


Figura 4.32 - Tempos ativo e ocioso nas etapas automatizadas das deposições

Ao comparar as diferentes condições de processo, é importante lembrar que a quantidade de camadas depositadas foi variada de modo a atingir a altura mínima de 30 mm. Assim, entre as condições CMT Vd 20 cm/min e Pulsado Vd 40 cm/min, embora a segunda tenha o dobro da velocidade de deposição, a quantidade de camadas necessárias também dobrou. Assim os tempos de deposição tornam-se equivalentes (9 min). Os tempos de espera variaram de 4 a 7 minutos no caso do CMT Vd 40 cm/min (IT - 100 °C). Já nos casos CMT Vd 20 cm/min e Pulsado Vd 40 cm/min os de tempo de espera foram similares e ficaram entre 5 e 10 min. Essa variação no tempo de espera se dá de forma crescente em relação à altura da parede, isto é, os tempos se tornam mais longos à medida em que a região sob deposição se afasta do substrato, uma vez que a condução de calor se torna praticamente unidirecional e o resfriamento passa a ser menos influenciado pela extração de calor do substrato. A partir de uma certa altura, o tempo de espera se estabilizou em valores mais próximos do limite superior. Os tempos de espera observados mostram concordância com os dados da literatura. No ciclo térmico mostrado por Wittig et al. (2020), na deposição de uma parede (CMT e resfriamento natural) em uma condição com nível de energia do arco por unidade de comprimento (0,66 kJ/mm) muito próximos aos da condição CMT Vd 20 cm/min do presente trabalho, é possível observar que os tempos de espera estão na faixa entre 8 e 10 minutos. A diferença marcante no

tempo ocioso entre as condições de processo com RN - 100 °C é atribuída não somente ao tempo de espera para cada camada, mas principalmente à quantidade de camadas, isto é, quanto mais camadas depositadas mais tempos de espera são acrescidos.

CAPÍTULO V

CONCLUSÕES

A respeito da manufatura aditiva por deposição a arco (MADA) com resfriamento ativo por quase-imersão (RAQI) aplicada ao aço inoxidável super duplex (AISD) ER2594, são destacadas as conclusões listadas abaixo.

Sobre a avaliação de aspectos preliminares:

Com base nos resultados discutidos nos Capítulos III constata-se a viabilidade da deposição de material sobre um substrato dissimilar e de baixo custo, desde que sejam removidas as primeiras camadas, em função da diluição. Além disso, no mesmo capítulo, foram encontrados indícios de que a proteção gasosa com uma mistura de Ar + 2% CO₂ resulta na formação de poros nas camadas, especialmente quando o modo operacional GMA Pulsado foi utilizado. Esse resultado é corroborado no Capítulo IV onde, com a utilização de uma mistura Ar + 25% He, não houve ocorrência de porosidade aparente (tanto pela gravimetria como pelas macrografias) em nenhuma das condições empregadas, tanto em termos de modo operacional como de técnica de resfriamento (natural ou RAQI). A análise das frações de ferrita/austenita por meio de ferritoscópio se mostrou equivalente à análise baseada em imagens micrográficas.

Acerca dos resultados do Capítulo IV, onde foram exploradas diferentes estratégias de gerenciamento térmico bem como os modos operacionais CMT e Pulsado, pode-se concluir que:

- A utilização do tempo de espera de 30 s com resfriamento natural resultou em uma condição de baixa capacidade de dissipação do calor imposto no processo de deposição. Assim, o acúmulo de calor ocasionado levou a desvios na geometria das paredes, com progressivos aumento da largura e decréscimo da altura das camadas. Consequentemente, as variações na distância bico de contato-peça (DBCP) resultaram em alterações nos parâmetros elétricos e velocidade de alimentação (V_a), que apresentaram respostas distintas dependendo do modo operacional. Além disso, devido às taxas de resfriamento mais lentas, os teores de austenita tornaram-se excessivamente elevados, resultando em frações de austenita/ferrita fora dos padrões normativos. Foram encontrados ainda indícios da formação de fases deletérias como σ ou χ , também associadas às baixas taxas de resfriamento;
- No modo operacional CMT, o aumento de 20 a 40 cm/min na velocidade de deposição (V_d), para uma mesma V_a , resultou na diminuição da largura e altura de camada e efeito na ondulação das paredes. No caso do modo Pulsado, com V_d de 40 cm/min, larguras próximas às obtidas no CMT com V_d de 20 cm/min foram alcançadas. Consequentemente, a altura de camadas foi menor, fazendo necessária deposição do dobro de camadas para que fosse atingida uma mesma altura alvo. Em contrapartida, obteve-se melhor acabamento (menor ondulação).
- Com exceção da condição de RN - te 30 s, as condições de resfriamento utilizadas não apresentaram uma tendência clara de efeito sobre os parâmetros geométricos e de acabamento das paredes;
- Apesar da impossibilidade de demonstrar os ciclos térmicos das condições com RAQI, as análises de geometria e microestrutura das paredes permitem inferir que não houve acúmulo de calor e que os ciclos térmicos foram adequados. Em termos de geometria, não se observa o aumento progressivo da largura de camada com utilização dessa abordagem de resfriamento ativo. Em termos de microestrutura, os teores de ferrita atenderam aos requisitos, apesar de um pouco maiores com RAQI (tempos de espera de 30 e 15 s) do que com resfriamento natural e temperatura de interpasse abaixo dos 100 °C. Também não foram encontrados indícios de fases deletérias como σ ou χ ;
- O aumento da V_d de 20 para 40 cm/min no modo CMT não resultou em variações significativas dos teores de ferrita, apesar da variação da energia do arco. A variação na energia do arco pode não ter sido suficientemente significante a ponto de alterar

a característica de formação e reformação da austenita. Mas isso também pode ser atribuído ao efeito competitivo de diminuição na largura da parede, que restringe a condução de calor;

- No caso do modo Pulsado, apesar da maior energia do arco associada, observou-se a tendência de maiores teores de ferrita. A hipótese é que a perda de N (elemento crucial na formação de austenita) tenha ocorrido de forma mais acentuada com esse modo operacional, tanto pela poça de fusão quanto a partir das gotas em formação e transferência. A perda de N retarda o início de formação de austenita, bem como pode ampliar o campo monofásico de ferrita δ , permitindo o rápido crescimento de grão;
- A presença de austenita secundária intragranular (γ_2) foi identificada em todas as situações com exceção daquelas com condição de resfriamento RN - te 30 s. Nesses casos o resfriamento lento permite maior formação e crescimento de austenita primária, esgotando o potencial termodinâmico de precipitação de γ_2 , sendo a presença desta mais frequentemente observada nas condições de maior energia. Embora seja considerada uma fase deletéria, seu efeito sobre as propriedades é menos drástico que o da fase σ . De todo modo, ensaios de corrosão seriam necessários para determinar se o material como depositado atende aos critérios para AISD;
- Por fim, constata-se que o tempo de deposição é altamente dependente do modo operacional e da condição de resfriamento da deposição das camadas. O maior número de camadas necessário para se atingir uma altura alvo no caso do modo Pulsado eleva consideravelmente o tempo ocioso devido à espera entre camadas. Nas condições testadas, a técnica RAQI permitiu a redução do tempo de deposição em 85 a 89% dependendo da Vd e do modo operacional, sem nenhum prejuízo em termos de geometria e microestrutura. Esse fato é atribuído à maior capacidade de dissipação do calor imposto pelo processo de deposição com a utilização do resfriamento ativo.

De modo geral, conforme proposto nos objetivos deste trabalho, a aplicação da técnica RAQI demonstra grande potencialidade na fabricação de peças em AISD (ER2594) via MADA.

CAPÍTULO VI

TRABALHOS FUTUROS

Tendo em vista as limitações do escopo deste trabalho e com o intuito de permitir novos avanços técnicos e científicos na fabricação de peças em AISD por MADA, são propostos os seguintes temas para trabalhos futuros:

- Realização de ensaios de corrosão nas amostras produzidas no presente trabalho, visando investigar se podem ser atendidos os critérios normativos dos AISD, bem como elucidação acerca do efeito da presença de γ_2 sobre a resistência à corrosão do material depositado;
- Investigação da utilização das variantes do CMT como CMT Pulse e CMT Pulse Advanced para deposição de peças em AISD visando um ponto ótimo em termos de acabamento, microestrutura e tempo de deposição, tendo em vista as vantagens e desvantagens dos modos operacionais CMT e Pulsado, apresentadas neste trabalho;
- Exploração de faixas mais amplas de velocidades de alimentação e deposição visando identificar limites operacionais na deposição de paredes finas em AISD, bem como a criação de mapas que facilitem a seleção de parâmetros;
- Exploração da seleção de parâmetros e respectivos efeitos das técnicas de sobreposição de cordões e tecimento (oscilação transversal da tocha), visando a construção de paredes espessas e/ou estruturas do tipo bloco a partir de depósitos de maior largura.

REFÊRENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

A HOSSEINI, V. et al. Time-temperature-precipitation and property diagrams for super duplex stainless steel weld metals. **Welding in the World**, v. 62, n. 3, p. 517–533, 2018. <https://doi.org/10.1007/s40194-018-0548-z>

A HOSSEINI, V. et al. Wire-arc additive manufacturing of a duplex stainless steel: thermal cycle analysis and microstructure characterization. **Welding in the World**, v. 63, n. 4, p. 975–987, 2019. <https://doi.org/10.1007/s40194-019-00735-y>

A HOSSEINI, V.; HURTIG, K.; KARLSSON, L. Bead by bead study of a multipass shielded metal arc-welded super-duplex stainless steel. **Welding in the World**, v. 64, n. 2, p. 283–299, 2020. <https://doi.org/10.1007/s40194-019-00829-7>

A HOSSEINI, V.; KARLSSON, L. Physical and kinetic simulation of nitrogen loss in high temperature heat affected zone of duplex stainless steels. **Materialia**, v. 6, n. April, p. 100325, 2019. <https://doi.org/10.1016/j.mtla.2019.100325>

ALBERTI, E. A.; SILVA, L. J. DA; D'OLIVEIRA, A. S. C. M. Manufatura Aditiva: o papel da soldagem nesta janela de oportunidade. **Soldagem & Inspeção**, v. 19, n. 2, p. 190–198, 2014. <https://doi.org/10.1590/0104-9224/SI1902.11>

AMERICAN, A.; STANDARD, N. Guide for Welding Ferritic / Austenitic Duplex Stainless Steel Piping and. 2008.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM A240: Standard Specification for Chromium and Chromium-Nickel Stainless Steel Plate, Sheet, and Strip for Pressure Vessels and for General Applications. **ASTM International**, v. I, p. 12, 2004.

ASTM AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM A923: Standard Test Methods for Detecting Detrimental Intermetallic Phase in Wrought Duplex Austenitic / Ferritic Stainless Steels** 1Annual Book of ASTM Standards, 2003.

ASTM INTERNATIONAL. Standard Guide for Directed Energy Deposition of Metals. **ASTM Standard**, p. 1–22, 2016.

BERMEJO, M. A. V. et al. A new approach to the study of multi-pass welds- microstructure and properties of welded 20-mm-thick superduplex stainless steel. **Applied Sciences (Switzerland)**, v. 9, n. 6, 2019.

CHAI, G.; KANGAS, P. Recent developments of advanced austenitic and duplex stainless steels for oil and gas industry. **Energy Materials 2014, Conference Proceedings**, p. 703–709, 2014. <https://doi.org/10.3390/app9061050>

CHAIL, G.; KANGAS, P. Super and hyper duplex stainless steels: Structures, properties and applications. **Procedia Structural Integrity**, v. 2, p. 1755–1762, 2016. <https://doi.org/10.1016/j.prostr.2016.06.221>

CHANDRASEKARAN, S.; HARI, S.; AMIRTHALINGAM, M. Wire arc additive manufacturing of functionally graded material for marine risers. **Materials Science and Engineering A**, v. 792, n. June, p. 139530, 2020. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.139530>

CHEHUAN, T. et al. Influence of multipass pulsed gas metal arc welding on corrosion behaviour of a duplex stainless steel. **Corrosion Science**, v. 86, p. 268–274, 2014. <http://dx.doi.org/10.1016/j.apsusc.2016.10.047>

CUNNINGHAM, C. R. et al. Cost Modelling and Sensitivity Analysis of Wire and Arc Additive Manufacturing. **Procedia Manufacturing**, v. 11, n. June 2017, p. 650–657, 2017. <https://doi.org/10.1016/j.promfg.2017.07.163>

CUNNINGHAM, C. R. et al. Invited review article: Strategies and processes for high quality wire arc additive manufacturing. **Additive Manufacturing**, v. 22, n. June, p. 672–686, 2018. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2018.06.020>

DAHAT, S. et al. A Methodology to Parameterize Wire + Arc Additive Manufacturing: A Case Study for Wall Quality Analysis. **Journal of Manufacturing and Materials Processing**, v. 4, n. 1, p. 14, 2020. <https://doi.org/10.3390/jmmp4010014>

DAMEN SHIPYARDS GROUP. **WORLD'S FIRST CLASS APPROVED 3D PRINTED SHIP'S PROPELLER UNVEILED**. Disponível em: <https://www.damen.com/en/news/2017/11/worlds_first_class_approved_3d_printed_ships_propeller_unveiled>. Acesso em: 19 fev. 2020.

DASS, A.; MORIDI, A. State of the art in directed energy deposition: From additive manufacturing to materials design. **Coatings**, v. 9, n. 7, p. 1–26, 2019. <https://doi.org/10.3390/coatings9070418>

DE FARIAS AZEVEDO, C. R. et al. An overview of the recurrent failures of duplex stainless steels. **Engineering Failure Analysis**, v. 97, n. December 2018, p. 161–188, 2019. <https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2018.12.009>

DEBROY, T. et al. Additive manufacturing of metallic components – Process, structure and properties. **Progress in Materials Science**, v. 92, p. 112–224, 2018. <https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2017.10.001>

DING, D. et al. A tool-path generation strategy for WAAM_Wollongong_2014. **International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 73, p. 173–183, 2014. <http://dx.doi.org/10.1007/s00170-014-5808-5>

DING, D. et al. Wire-feed additive manufacturing of metal components: technologies, developments and future interests. **International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 81, n. 1–4, p. 465–481, 2015. <https://doi.org/10.1007/s00170-015-7077-3>

DING, Y.; AKBARI, M.; KOVACEVIC, R. Process planning for laser wire-feed metal additive manufacturing system. **International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 95, n. 1–4, p. 355–365, 2018. <https://doi.org/10.1007/s00170-017-1179-z>

EGERLAND, S. A contribution to arc length discussiona. **Soldagem e Inspecao**, v. 20, n. 3, p. 367–380, 2015. <https://doi.org/10.1590/0104-9224/SI2004.06>

ERIKSSON, M. et al. Additive manufacture of superduplex stainless steel using WAAM. **MATEC Web of Conferences**, v. 188, p. 1–8, 2018. <https://doi.org/10.1051/mateconf/201818803014>

FELICE, I. O. Avaliação Geométrica , Térmica e de Porosidade de Pré-formas em Manufatura Aditiva por Deposição a Arco com Resfriamento Ativo por Quase-Imersão, **Universidade Federal de Uberlândia, 2020** . <http://doi.org/10.14393/ufu.di.2020.3612>

GHAFFARI, M. et al. Effect of Solidification Defects and HAZ Softening on the Anisotropic Mechanical Properties of a Wire Arc Additive-Manufactured Low-Carbon Low-Alloy Steel Part. **Jom**, v. 71, n. 11, p. 4215–4224, 2019. <https://doi.org/10.1007/s11837-019-03773-5>

GORSSE, S. et al. Additive manufacturing of metals: a brief review of the characteristic microstructures and properties of steels, Ti-6Al-4V and high-entropy alloys. **Science and Technology of Advanced Materials**, v. 18, n. 1, p. 584–610, 2017. <https://doi.org/10.1080/14686996.2017.1361305>

HAGHDADI, N. et al. Microstructure dependence of impact toughness in duplex stainless steels. **Materials Science and Engineering A**, v. 745, n. December 2018, p. 369–378, 2019. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.12.117>

HAIBIN GENG, JINGLONG LI, JIANGTAO XIONG, XIN LIN, DAN HUANG, F. Z. Formation and improvement of surface waviness for additive manufacturing 5A06 aluminium alloy component with GTAW system. **Rapid Prototyping Journal**, v. 24, n. 2, p. 342–350, 2018. <https://doi.org/10.1108/RPJ-04-2016-0064>

HEJRIPOUR, F. et al. Thermal modeling and characterization of wire arc additive manufactured duplex stainless steel. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 272, n. March, p. 58–71, 2019. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2019.05.003>

HÖNNIGE, J. R.; WILLIAMS, S.; ROY, M. J. Residual Stress Characterization and Control in the Additive Manufacture of Large Scale Metal Structures. **Residual Stresses 2016**, v. 2, n. July, p. 455–460, 2017. <http://dx.doi.org/10.21741/9781945291173-77>

HOSSEINI, V. A. et al. Influence of multiple thermal cycles on microstructure of heat-affected zone in TIG-welded super duplex stainless steel. **Welding in the World**, v. 60, n. 2, p. 233–245, 2016a. <https://doi.org/10.1007/s40194-016-0300-5>

HOSSEINI, V. A. et al. Nitrogen loss and effects on microstructure in multipass TIG welding of a super duplex stainless steel. **Materials and Design**, v. 98, p. 88–97, 2016b. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2016.03.011>

HOSSEINI, V. A. Tech Talk Embrittlement and sensitization to corrosion in super duplex stainless steel welds. n. December, p. 4–6, 2019.

KAH, P.; MARTIKAINEN, J. Influence of shielding gases in the welding of metals. **International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 64, n. 9–12, p. 1411–1421, 2013. <https://doi.org/10.1007/s00170-012-4111-6>

KAH, P.; SUORANTA, R.; MARTIKAINEN, J. Advanced gas metal arc welding

processes. **International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 67, n. 1–4, p. 655–674, 2013. <https://doi.org/10.1007/s00170-012-4513-5>

KAHAR, D. S. D. Duplex Stainless Steels-An overview. **International Journal of Engineering Research and Applications**, v. 07, n. 04, p. 27–36, 2017. <https://doi.org/10.9790/9622-0704042736>

KOTECKI, D. J. Some pitfalls in welding of duplex stainless steels. **Soldagem & Inspeção**, v. 15, n. 4, p. 336–343, 2010. <https://doi.org/10.1590/S0104-92242010000400011>

KOVALENKO, O. Avaliação De Aspectos Da Estabilidade Do Arco E Da Geometria De Pré-Formas Em Manufatura Aditiva Utilizando O Processo Mig / Mag Cmt Com Foco Na Liga Ti-6Al-4V. p. 244, 2019. <http://dx.doi.org/10.14393/ufu.te.2019.629>

KURODA, T.; IKEUCHI, K.; KITAGAWA, Y. Role of austenite in weld toughness of super duplex stainless steel. **Welding in the World**, v. 49, n. 5–6, p. 29–33, 2005. <https://doi.org/10.1007/BF03263407>

LERVÅG, M. et al. Additive manufacturing with superduplex stainless steel wire by cmt process. **Metals**, v. 10, n. 2, p. 26–31, 2020. <https://doi.org/10.3390/met10020272>

LI, F. et al. Thermoelectric cooling-aided bead geometry regulation in wire and arc-based additive manufacturing of thin-walled structures. **Applied Sciences (Switzerland)**, v. 8, n. 2, 2018. <https://doi.org/10.3390/app8020207>

LIPPOLD, JOHN C.; KOTECKI, D. J. **Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels**. Hoboken: John Wiley & Sons, 2005.

MAGALHÃES, C. H. X. M. et al. Characterization of the Austenite reformation mechanisms as a function of the initial ferritic state in a UNS S32304 duplex stainless steel. **Materials Research**, v. 20, n. 6, p. 1470–1479, 2017. <https://doi.org/10.1590/1980-5373-MR-2016-1122>

MARTINA, F. et al. Investigation of the benefits of plasma deposition for the additive layer manufacture of Ti-6Al-4V. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 212, n. 6, p. 1377–1386, 2012. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2012.02.002>

MATERIALS, A. A. S. FOR T. AND. **ASTM A890: Standard Specification for Castings , Iron-Chromium-Nickel-Molybdenum Corrosion- Resistant , Duplex (Austenitic / Ferritic) for GeneralPractice**, 2010.

MATIAS, J. V. S. et al. Embrittlement and corrosion decay of a cast duplex stainless steel. **Materials Research**, v. 20, n. 1, p. 279–283, 2017. <https://doi.org/10.1590/1980-5373-MR-2017-0138>

MOORE, P.; ADDISON, A.; NOWAK-COVENTRY, M. Mechanical properties of wire plus arc additive manufactured steel and stainless steel structures. **Welding in the World**, p. 1521–1530, 2019. <https://doi.org/10.3390/app10051563>

NILSSON, J. O. Super duplex stainless steels. **Materials Science and Technology (United Kingdom)**, v. 8, n. 8, p. 685–700, 1992. <https://doi.org/10.1179/mst.1992.8.8.685>

NILSSON, J. O.; KARLSSON, L.; ANDERSSON, J. O. Secondary austenite formation and its relation to pitting corrosion in duplex stainless steel weld metal. **Materials Science and Technology (United Kingdom)**, v. 11, n. 3, p. 276–283, 1995. <https://doi.org/10.1179/mst.1995.11.3.276>

NIROSTA, K. T. **Practical Guidelines for the Fabrication of Duplex Stainless Steels**. 3^a ed. London, England: [s.n.].

NISHIMOTO, K.; SAIDA, K.; KATSUYAMA, O. Prediction of sigma phase precipitation in super duplex stainless steel weldments. **Welding in the World**, v. 50, n. 3–4, p. 13–28, 2006. <https://doi.org/10.1007/BF03263429>

NORSOK, V.; REFERENCE, S. **Norsok M-601: Welding and Inspection of Piping**, 2016.

OGAWA, T.; KOSEKI, T. Effect of composition profiles on metallurgy and corrosion behavior of duplex stainless steel weld metals. **Weld. J.**, v. 68, n. 5, p. 181, 1989.

PAULRAJ, P.; GARG, R. Effect of welding parameters on pitting behavior of GTAW of DSS and super DSS weldments. **Engineering Science and Technology, an International Journal**, v. 19, n. 2, p. 1076–1083, 2016. <https://doi.org/10.1016/j.jestch.2016.01.013>

PLANGGER, J. et al. CMT additive manufacturing of a high strength steel alloy for application in crane construction. **Metals**, v. 9, n. 6, p. 1–14, 2019. <https://doi.org/10.3390/met9060650>

POHL, M.; STORZ, O.; GLOGOWSKI, T. Effect of intermetallic precipitations on the properties of duplex stainless steel. **Materials Characterization**, v. 58, n. 1, p. 65–71, 2007. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2006.03.015>

POSCH, G.; CHLADIL, K.; CHLADIL, H. Material properties of CMT—metal additive manufactured duplex stainless steel blade-like geometries. **Welding in the World**, v. 61, n. 5, p. 873–882, 2017. <https://doi.org/10.1007/s40194-017-0474-5>

PUTZ, A. et al. Methods for the measurement of ferrite content in multipass duplex stainless steel welds. **Welding in the World**, v. 63, n. 4, p. 1075–1086, 2019. <https://doi.org/10.1007/s40194-019-00721-4>

RAMIREZ, A. J. L. Precipitação de fases intermetálicas e austenita secundária na ZAC de soldagens multipasse de aços inoxidáveis duplex. p. 265, 2001.

RAMIREZ, A. J.; LIPPOLD, J. C.; BRANDI, S. D. The relationship between chromium nitride and secondary austenite precipitation in duplex stainless steels. **Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science**, v. 34 A, n. 8, p. 1575–1597, 2003. <https://doi.org/10.1179/136217104225021715>

RIBEIRO, R. A. et al. Predicting weld bead geometry in the novel CW-GMAW process. **Welding Journal**, v. 94, n. 9, p. 301s-311s, 2015.

RODRIGUEZ, N. et al. Wire and arc additive manufacturing: a comparison between CMT and TopTIG processes applied to stainless steel. **Welding in the World**, v. 62, n. 5, p. 1083–1096, 2018. <https://doi.org/10.1007/s40194-018-0606-6>

SCOTTI, F. M. et al. Thermal management in WAAM through the CMT Advanced process and an active cooling technique. **Journal of Manufacturing Processes**, v. 57, p. 23–35, 2020. <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2020.06.007>

SIEURIN, H. **Fracture toughness properties of duplex stainless steels**, 2016. ISBN 91-7178-354-7

SILVA, B. H. S. Avaliação e Aplicabilidade de Arame Ultrafino em Manufatura Aditiva por Deposição a Arco (MADA). **Universidade Federal de Uberlândia**, p. 102, 2020. <http://doi.org/10.14393/ufu.di.2020.279>

SILVA, L. J. DA. Near-Immersion Active Cooling for Wire + Arc Additive Manufacturing: From Concept To Application Near-Immersion Active Cooling for Wire + Arc Additive. p. 140, 2019.

SILVA, L. J. DA et al. Concept and validation of an active cooling technique to mitigate heat accumulation in WAAM. **The International Journal of Advanced Manufacturing**

Technology volume. 2020. <https://doi.org/10.1007/s00170-020-05201-4>

SINGH, P.; DUTTA, D. Multi-Direction Layered Deposition – An Overview of Process Planning Methodologies. **Proceedings of the Solid Freeform Fabrication Symposium**, p. 279–288, 2003.

SMUK, O. **Microstructure and Properties of Modern P/M Super Duplex Stainless Steels**. Royal Institute of Technology. 2004.

SONGQING WEN, CARL D. LUNDIN, G. B. Metallurgical Evaluation of Cast Duplex Stainless Steels and Their Weldments. v. 1, p. 221, 2005.

SPIERINGS, A. B.; SCHNEIDER, M.; EGGENBERGER, R. Comparison of density measurement techniques for additive manufactured metallic parts. **Rapid Prototyping Journal**, v. 17, n. 5, p. 380–386, 2011. <https://doi.org/10.1108/13552541111156504>

STÜTZER, J. et al. GMAW cold wire technology for adjusting the ferrite–austenite ratio of wire and arc additive manufactured duplex stainless steel components. **Metals**, v. 9, n. 5, 2019. <https://doi.org/10.3390/met9050564>

STÜTZER, J.; ZINKE, M.; JÜTTNER, S. Studies on the pore formation in super duplex stainless steel welds. **Welding in the World**, v. 61, n. 2, p. 351–359, 2017. <https://doi.org/10.1007/s40194-016-0409-6>

UZIEL, A. Looking at Large-Scale, Arc-Based Additive Manufacturing. **Materials Science and Technology (United Kingdom)**, v. 32, n. 7, p. 615–616, 2016.

VALIENTE BERMEJO, M. A. et al. Effect of shielding gas on welding performance and properties of duplex and superduplex stainless steel welds. **Welding in the World**, v. 59, n. 2, p. 239–249, 2015. <https://doi.org/10.1007/s40194-014-0199-7>

VARBAI, B. et al. Weldability of Duplex Stainless Steels-Thermal Cycle and Nitrogen Effects. **Welding Journal**, v. 98, n. 3, p. 78- S-87- S, 2019. <https://doi.org/10.29391/2019.98.006>

VILLALOBOS-VERA, D. I.; MENDOZA-BRAVO, I. Microstructural transformation in a root pass of superduplex stainless steel multipass welding. **Materials Research**, v. 20, n. 2, p. 303–307, 2017. <https://doi.org/10.1590/1980-5373-MR-2016-0506>

WANG, Z.; PALMER, T. A.; BEESE, A. M. Effect of processing parameters on

microstructure and tensile properties of austenitic stainless steel 304L made by directed energy deposition additive manufacturing. **Acta Materialia**, v. 110, p. 226–235, 2016. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.03.019>

WESTIN, E. M. Welding Research Optimisation of welding procedures for duplex and superduplex stainless steels. v. 59, p. 38–52, 2014.

WILLIAMS, S. W. et al. Wire + Arc additive manufacturing. **Materials Science and Technology (United Kingdom)**, v. 32, n. 7, p. 641–647, 2016.

WITTIG, B.; ZINKE, M.; JÜTTNER, S. Influence of arc energy and filler metal composition on the microstructure in wire arc additive manufacturing of duplex stainless steels. **Welding in the World**, 2020. <https://doi.org/10.1179/1743284715Y.0000000073>

WU, B. et al. 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, n. December 2016, p. 304–312, 2017. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2017.07.037>

WU, B. et al. A review of the wire arc additive manufacturing of metals: properties, defects and quality improvement. **Journal of Manufacturing Processes**, v. 35, n. February, p. 127–139, 2018a. <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2018.08.001>

WU, B. et al. The effects of forced interpass cooling on the material properties of wire arc additively manufactured Ti6Al4V alloy. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 258, n. October 2017, p. 97–105, 2018b. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2018.03.024>

WU, W. et al. Forming process, microstructure, and mechanical properties of thin-walled 316L stainless steel using speed-cold-welding additive manufacturing. **Metals**, v. 9, n. 1, 2019. <https://doi.org/10.3390/met9010109>

XIONG, J. et al. Modeling of bead section profile and overlapping beads with experimental validation for robotic GMAW-based rapid manufacturing. **Robotics and Computer-Integrated Manufacturing**, v. 29, n. 2, p. 417–423, 2013. <https://doi.org/10.1016/j.rcim.2012.09.011>

XIONG, J.; ZHANG, G.; ZHANG, W. Forming appearance analysis in multi-layer single-pass GMAW-based additive manufacturing. **International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 80, n. 9–12, p. 1767–1776, 2015.

<https://doi.org/10.1007/s00170-015-7112-4>

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. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2017.01.024>

YANG, Y. et al. The effect of large heat input on the microstructure and corrosion behaviour of simulated heat affected zone in 2205 duplex stainless steel. **Corrosion Science**, v. 53, n. 11, p. 3756–3763, 2011. <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2011.07.022>

YEHOROV, Y.; DA SILVA, L. J.; SCOTTI, A. Balancing WAAM Production Costs and Wall Surface Quality through Parameter Selection: A Case Study of an Al-Mg5 Alloy Multilayer-Non-Oscillated Single Pass Wall. **Journal of Manufacturing and Materials Processing**, v. 3, n. 2, p. 32, 2019. <https://doi.org/10.3390/jmmp3020032>

YONGQIANG, W. et al. Effect of sigma phase precipitation on the pitting corrosion mechanism of duplex stainless steels. **International Journal of Electrochemical Science**, v. 13, n. 10, p. 9868–9887, 2018. <https://doi.org/10.20964/2018.10.38>

ZHANG, X. et al. Microstructure and mechanical properties of TOP-TIG-wire and arc additive manufactured super duplex stainless steel (ER2594). **Materials Science and Engineering A**, v. 762, n. May, p. 138097, 2019. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.138097>

ZHANG, Z. et al. Investigation on microstructure evolution and properties of duplex stainless steel joint multi-pass welded by using different methods. **Materials and Design**, v. 109, p. 670–685, 2016. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2016.07.110>

ZHIHAO LI, GUOCAI MA, GANG ZHAO, MIN YANG, W. X. **Weave Bead Welding Based Wire and Arc Additive Manufacturing Technology**. [s.l.] Springer Singapore, 2018. v. 923. https://doi.org/10.1007/978-981-13-2396-6_38