CEFET/RJ
DIRETORIA DE PESQUISA E PÓS-GRADUAÇÃO

COMPORTAMENTO MECÂNICO, MICROESTRUTURAL E DE RESISTÊNCIA À CORROSÃO DE REVESTIMENTOS SOLDADOS COM SUPERLIGA DE NIQUEL 625 PELO PROCESSO GMAW COM ELETRODO ROTATIVO (GMAW-RE)

Jeferson Frederico Monteiro Costa

Tese de Doutorado apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica e Tecnologia de Materiais do Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca – CEFET/RJ como parte dos requisitos à obtenção do título de Doutor em Engenharia Mecânica e Tecnologia de Materiais.

Orientadores:

Luís Felipe Guimarães de Souza, D.Sc.

Jorge Carlos Ferreira Jorge, D.Sc.

Rio de Janeiro
Dezembro de 2023

COMPORTAMENTO MECÂNICO, MICROESTRUTURAL E DE RESISTÊNCIA À CORROSÃO DE REVESTIMENTOS SOLDADOS COM SUPERLIGA DE NIQUEL 625 PELO PROCESSO GMAW COM ELETRODO ROTATIVO (GMAW-RE)

Tese de Doutorado apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica e Tecnologia de Materiais do Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca – CEFET/RJ como parte dos requisitos à obtenção do título de Doutor em Engenharia Mecânica e Tecnologia de Materiais.

Jeferson Frederico Monteiro Costa

Aprovada por:

Presidente, Professor D.Sc. Luís Felipe Guimarães de Souza (CEFET/RJ) (Orientador)

Professor D.Sc. Jorge Carlos Ferreira Jorge (CEFET/RJ) (Coorientador)

Professor D.Sc. Humberto Nogueira Farneze (CEFET/RJ)

Professor D.Sc. Matheus Campolina Mendes (CEFET/RJ)

Professora D.Sc. Tatiane de Campos Chuvas (CEFET/RJ)

Professor D.Sc. Leonardo Sales Araújo (COPPE/UFRJ)

Professor D.Sc. Américo Scotti (UFU)

Rio de Janeiro
Dezembro de 2023

Ficha catalográfica elaborada pela Biblioteca Central do CEFET/RJ

C837 Costa, Jeferson Frederico Monteiro
Comportamento mecânico, microestrutural e de resistência à corrosão de revestimentos soldados com superliga de niquel 625 pelo processo GMAW com eletrodo rotativo (GMAW-RE) / Jeferson Frederico Monteiro Costa. — 2023.
135f. : il. color. , enc.

Tese (Doutorado) Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca, 2023.
Bibliografia : f. 123-135
Orientador: Luís Felipe Guimarães de Souza
Coorientador: Jorge Carlos Ferreira Jorge

1. Revestimentos. 2. Solda e soldagem. 3. Ligas de níquel. 4. Resistência de materiais. I. Souza, Luís Felipe Guimarães de. (Orient.). II. Jorge, Jorge Carlos Ferreira (Coorient.) III. Título.

CDD 672.73

Elaborada pela bibliotecária Tania Mello – CRB/7 nº 5507/04

AGRADECIMENTOS

Para a consecução desse trabalho foi fundamental a contribuição de diversas pessoas e instituições, que atuaram tanto materialmente, fornecendo materiais, equipamentos e serviços utilizados no desenvolvimento dos experimentos, quanto no aspecto pessoal, emocional e motivacional. Portanto, é importante deixar aqui registrado o meu mais sincero e profundo agradecimento a todos esses “coautores”. Nos parágrafos abaixo vou tentar listar todos, mas entendo que a tarefa é difícil.

Inicialmente, gostaria de agradecer ao meu núcleo familiar: aos meus pais, Emília e Waldemar, não só pela minha concepção, mas principalmente pela minha formação moral, ética e acadêmica, além do exemplo, amor e carinho. À minha irmã, Carmelinda (Carmen), que sempre me apoiou e me inspirou pela sua força e determinação. À minha esposa, Maria Aparecida (Cida), a quem devo atribuir boa parte dos créditos desse trabalho, pelo amor e cumplicidade de mais de 30 anos de estrada juntos. Ao meu filho Guilherme (Gui), que além de ser a materialização do nosso amor, seus pais, é um raio de luz que ilumina a nossa estrada para o futuro. A todos os meus familiares, uma lista grande de pessoas, que foram muito importantes para mim.

Uma outra referência importante, é a acadêmica. Assim sendo, gostaria de fazer um agradecimento especial aos meus orientadores, professor D.Sc. Luís Felipe Guimarães de Souza e professor D.Sc. Jorge Carlos Ferreira Jorge, que se complementam perfeitamente na orientação. A experiência e o conhecimento técnico deles foram fundamentais para o desenvolvimento do trabalho, mas sem dúvida alguma, preciso destacar a amizade, o respeito e a motivação ao longo do trabalho, e principalmente, nos momentos mais difíceis. Agradeço também aos professores que participaram da minha banca de avaliação no exame de qualificação e na defesa da tese: Professor D.Sc. Humberto Nogueira Farneze (CEFET/RJ), Professor D.Sc. Matheus Campolina Mendes (CEFET/RJ), Professora Dra.Sc. Tatiane de Campos Chuvas (CEFET/RJ), Professor D.Sc. Leonardo Sales Araújo (COPPE/UFRJ) e Professor D.Sc. Americo Scotti. As sugestões, observações e críticas feitas nas apresentações foram contribuições importantes para a reavaliação e redirecionamento do trabalho, além das participações na realização e análise dos resultados de alguns ensaios. Gostaria também de registrar meu agradecimento a todos os meus professores desde o curso de doutorado no CEFET-RJ, como no mestrado na UFRJ, no curso de especialização em engenharia da soldagem da SLV/Mannheim GmbH, UFRJ e SENAI-RJ, na graduação no Instituto Militar de Engenharia (IME) e no curso técnico no CEFET-

RJ. Todos foram muito importantes e contribuíram na minha formação.

Agora, corro um alto risco de cometer o grave erro de esquecer o nome de alguém, mas vou tentar listar os amigos, colegas e colaboradores, que contribuíram de alguma forma para a realização do trabalho: Marcos Muller Lobato, um grande amigo que deu um substancial apoio na soldagem das peças de teste. Paulo Cesar de Souza, um outro grande amigo de muitos anos na atividade de soldagem, um grande soldador e uma grande pessoa, que ajudou também na soldagem das primeiras chapas de teste. Daniel Adolpho, amigo e incentivador, que além da constante motivação, auxiliou na execução de análises químicas. Fernando Antônio Corrêa, outro grande amigo que foi contemporâneo, fazendo o seu mestrado no CEFET-RJ. Walker A. S. Filho, mais um amigo de longa data, que foi contemporâneo no curso de doutorado. William de Abreu Macedo, meu ex-chefe, e Katarina Fernandes, minha ex-estagiária, que hoje é uma brilhante engenheira de soldagem, ambos prestaram um grande apoio na viabilização da soldagem das peças de teste. Fábio Augusto D´Aquino, um amigo sempre disposto a ajudar, que colocou às instalações da sua empresa à disposição para a realização das soldas, além do suporte técnico na manutenção da tocha. Prof. Francisco Carlos Nipo da Silva, responsável pelo LABIE/CEFET, Hiron Akira Yamada Magalhães e Marcelo Felipe Avalelas Teixeira, técnicos do LAMAT/CEFET-RJ, Brenno Tavares Duarte do LABUS/CEFET-RJ, Lorhan Veras Lourenço, Luiz Gustavo C. Soares da Fonseca e Leonardo Carretta da Silva, técnicos do DEMET - Coordenação Mecânica/CEFET-RJ, que colaboraram na preparação, acompanhamento e execução de alguns ensaios nos respectivos laboratórios. Meus colegas de pós-graduação no CEFET-RJ: Guilherme Mastrange Silveira, Felipe Augusto de Castro Almeida, Camila Pereira Alvarães, João Vitor Silva Matias, Jorge Luiz Coutinho Diniz, Manuel Joaquim de Castro Lourenço e Rogério Oliveira de Azevedo Júnior, além dos já citados: Fernando e Walker.

Por fim, mas não menos importante, é necessário agradecer às instituições que contribuíram para a realização do trabalho. O primeiro agradecimento é para o CEFET-RJ, instituição na qual eu iniciei a minha trajetória profissional nos anos 70 do século passado e que após 4 décadas, retornei para o doutoramento. A infraestrutura laboratorial do CEFET-RJ e a excelência dos cursos de pós-graduação foram determinantes para o planejamento e desenvolvimento do trabalho experimental.

A empresa White Martins Gases Industriais Ltda. teve participação determinante no curso do trabalho, pois além de ceder a tocha do processo GMAW-RE para a soldagem, cedeu também o arame de superliga de níquel e a mistura gasosa utilizados nos experimentos, além de realizar nas suas instalações o experimento preliminar.

A empresa Binzel do Brasil Industrial Ltda. apoiou o desenvolvimento do trabalho disponibilizando a infraestrutura laboratorial e o serviço de manutenção da tocha específica para o processo GMAW-RE.

A Universidade Federal do Rio de Janeiro (UFRJ), Laboratório de Prop-Mec pelo apoio na realização de ensaios mecânicos e metalográficos.

Ao Centro de Pesquisa da Petrobras – Petróleo Brasileiro S.A. pela realização de análises químicas.

Se esqueci alguém, por favor me desculpem, mas a memória já não é a mesma.

RESUMO

COMPORTAMENTO MECÂNICO, MICROESTRUTURAL E DE RESISTÊNCIA À CORROSÃO DE REVESTIMENTOS SOLDADOS COM SUPERLIGA DE NIQUEL 625 PELO PROCESSO GMAW COM ELETRODO ROTATIVO (GMAW-RE)

Jeferson Frederico Monteiro Costa

Orientadores:

Luís Felipe Guimarães de Souza, D.Sc.

Jorge Carlos Ferreira Jorge, D.Sc.

Resumo da Tese de Doutorado submetida ao Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica e Tecnologia de Materiais do Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca, CEFET/RJ, como parte dos requisitos necessários à obtenção do título de Doutor em Engenharia Mecânica e Tecnologia de Materiais.

O presente trabalho investiga a aplicabilidade do processo GMAW com Eletrodo Rotativo (GMAW-RE) na Soldagem de revestimento de superliga 625 sobre substrato de aço estrutural. O trabalho foi organizado em três fase: a primeira fase para selecionar os parâmetros do processo GMAW-RE para a soldagem de revestimento, a segunda fase comparando os revestimentos produzidos com o processo GMAW-RE com outro produzido com os mesmos parâmetros com o processo GMAW Pulsado (GMAW-P), e a terceira fase comparando as propriedades dos revestimentos realizados com o processo GMAW-RE com camadas única e dupla. Os revestimentos foram analisados através da sua microestrutura em microscópio óptico e eletrônico de varredura, composição química, propriedades mecânicas (ensaios de microdureza e dobramento) e também quanto a sua resistência à corrosão (ensaios polarização potenciodinâmica cíclica conforme ASTM G61, polarização potencioestática para determinação da TCP, conforme ASTM G150 e imersão, conforme ASTM G48). Os resultados dos testes demostraram que o processo GMAW-RE produz um revestimento de superliga de níquel 625 com baixa diluição e propriedades adequadas a uma vasta gama de aplicações, mesmo quando produzido em camada única.

Palavras-chave: Revestimento soldado; GMAW-RE; Liga de Níquel 625; Microestrutura; Propriedades Mecânicas, Corrosão.

ABSTRACT

MECHANICAL, MICROSTRUCTURAL, AND CORROSION RESISTENCE BEHAVIOR OF NICKEL SUPERALLOY 625 CLADDING OBTAINED BY THE GMAW PROCESS WITH ROTATING ELECTRODE (GMAW-RE)

Jeferson Frederico Monteiro Costa

Supervisors:
Luís Felipe Guimarães de Souza, D.Sc.
Jorge Carlos Ferreira Jorge, D.Sc.

Abstract of doctorate thesis submitted to the Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica e Tecnologia de Materiais of Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca, CEFET/RJ, as a partial fulfillment of the requirements for the degree of Doctor of Science in Mechanical Engineering and Materials Technology.

The present work investigates the applicability of the GMAW with Rotating Electrode (GMAW-RE) process in clad welding of 625 superalloy on structural steel substrate. The work was organized in three phases: the first phase to select the parameters of the GMAW-RE process for clad welding, the second phase comparing the clads produced with the GMAW-RE process with another produced with the same parameters with the Pulsed GMAW(GMAW-P) process, and the third phase comparing the properties of clads made with the GMAW-RE process with single and double layers. The coatings were analyzed through their microstructure under optical and scanning electron microscopes, chemical composition, mechanical properties (microhardness and bending tests) and also regarding their resistance to corrosion (cyclic potentiodynamic polarization tests according to ASTM G61, potentiostatic polarization to determine the CPT, according to ASTM G150 and immersion, according to ASTM G48). Test results demonstrated that the GMAW-RE process produces a clads of nickel superalloy 625 with low dilution and properties suitable for a wide range of applications, even when produced in a single layer.

Keywords: Weld Cladding; GMAW-RE; Nickel Alloy 625; Microstructure; Mechanical Properties; Corrosion.

Sumário

CAPÍTULO I – INTRODUÇÃO..... 1
CAPÍTULO II – REVISÃO BIBLIOGRÁFICA..... 6
II.1 – Metalurgia da Soldagem da Superliga de Níquel 625..... 6
II.2 - Comportamento de Revestimentos Soldados com a Superliga de Níquel 625... 19
II.3 - O Processo GMAW-RE..... 29
CAPÍTULO III– MATERIAIS E MÉTODOS...... 42
III.1 – Fases do Desenvolvimento do Trabalho..... 42
III.2 – Materiais..... 42
III.3 - Procedimento de Soldagem..... 43
III.4 - Caracterização Microestrutural..... 46
III.5 - Ensaios Mecânicos..... 48
III.6 - Análise Química..... 50
III.7 - Ensaios de Corrosão..... 50
III.7.1 – Ensaio Eletroquímico de Polarização Potenciodinâmica Cíclica de Pite.... 50
III.7.2 – Ensaio Potenciostático para Determinação da Temperatura Crítica de Pite..... 52
III.7.3 – Ensaio de Imersão 53
CAPÍTULO IV – RESULTADOS..... 56
IV.1 - Fase 1 – Parâmetros de soldagem para os processos GMAW-P/GMAW-RE... 56
IV.1.1 – Validação dos Parâmetros para o Processo GMAW-P..... 56
IV.1.2 – Soldagem com o Processo GMAW-RE: Aspectos Geométricos dos Cordões..... 57
IV.1.3 – Caracterização Microestrutural 58
IV.2 – Fase 2 – Comparação do processo GMAW-RE com GMAW-P..... 60
IV.2.1 – Caracterização Microestrutural..... 60
IV 2.2 – Comportamento em Corrosão..... 65
IV.2.2.1 - Ensaio Eletroquímico de Polarização Potenciodinâmica Cíclica..... 65
V 2.2.2 - Ensaio Para Determinação da TCP..... 65
IV.3 – Fase 3 – Comportamento dos Revestimentos com Camadas Única e Dupla. 66
IV.3.1 – Caracterização microestrutural..... 66
IV.3.2 – Análise Química..... 69
IV.3.3 – Propriedades Mecânicas..... 69
IV.3.4 – Comportamento em Corrosão..... 70

IV.3.4.1 – Ensaio Eletroquímico de Polarização Potenciodinâmica Cíclica..... 70
IV.3.4.2 – Ensaio Para Determinação da TCP..... 71
IV.3.4.3. – Ensaio de Imersão..... 71
CAPÍTULO V – DISCUSSÃO..... 73
V.1 – Fase 1 - Seleção dos Parâmetros para os Processos GMAW P/GMAW-RE.... 73
V.1.1 – Parametrização do Processo GMAW-P..... 74
V.1.2 – Parametrização do Processo GMAW-RE..... 76
V.2 – Fase 2 - Comparação entre os processos GMAW-P e GMAW-RE..... 79
V.2.1 – Soldagem das peças de teste..... 79
V.2.2 - Caracterização microestrutural..... 81
V.2.3 - Comportamento em Corrosão..... 85
V.3 – Fase 3 – Estudo do desempenho de revestimentos soldados com o processo GMAW-RE com camadas única e dupla..... 88
V.3.1 – Caracterização Microestrutural..... 89
V.3.2 – Propriedades Mecânicas..... 92
V.3.3 – Comportamento em Corrosão..... 94
V.4 – Considerações Finais..... 96
CAPÍTULO VI – CONCLUSÕES..... 99
CAPÍTULO VII – SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS 100
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS..... 101

Lista de Figuras

Figura II.1 – MEV mostrando a estrutura eutética γ/Laves na região interdendrítica do revestimento soldado de superliga 625 (Silva et al., 2013) 9
Figura II.2 – Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) mostrando a estrutura eutética γ/Laves e as partículas cuboidais na região interdendrítica do revestimento soldado de superliga 625 (Silva et al., 2013). 10
Figura II. 3 – (a) Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) mostrando a estrutura eutética γ/Laves e as partículas MX na região interdendrítica (b) Microscopia Eletrônica de Transmissão mostrando partícula MX na matriz austenítica (Solecka et al., 2018)..... 11
Figura II.4 – (a) Microscopia Eletrônica de Transmissão de campo claro mostrando a presença de partículas MX junto com a fase Laves. (b)-(g) Mapeamento EDS do elemento identificado na figura. (Solecka et al., 2018). 12
Figura II.5 – Microscopia Eletrônica de Transmissão de campo claro e respectivo espectro do EDS para as seguintes partículas de segunda fase: (a) e (b) fase Laves. (c) e (d) NbC, (e) e (f) (Nb,Ti)C . (Xu et al., 2013). 12
Figura II.6 -Desenho esquemático mostrando o mecanismo de formação do contorno de grão tipo II na soldagem de revestimento de superliga 625 com substrato de aço (DuPont et al., 2009). 13
Figura II.7 – (A) Micrografia de revestimento de superliga 625 sobre aço (B) Mapeamento de composição química do revestimento. (DuPont e Kusko, 2007) 15
Figura II.8 – (a) MEV da ZPM indicando uma região de alta dureza destacada pelo quadrado tracejado (b) Ampliação da região demarcada revelando a presença de martensita na solda de revestimento de superliga 625 em substrato de aço ARBL (Silva, 2010). 15
Figura II.9 – Morfologias relativas a classificação das ZPD´s conforme critério de Doody (1992): (a) Praia (b) Península (c) Ilha. (adaptação de Doody, 1992). 16
Figura II.10 – Regiões da ZPM conforme Beaugrand et al. (2009)..... 17
Figura II.11 – Mapeamento da composição química e microdureza em torno da linha de fusão (LF) em três regiões distintas: (a) LF sem qualquer tipo de ZPD (b) LF com ZPD tipo praia (c) LF com ZPD tipo península, Zhang et al. (2023). 18
Figura II. 12- Análise da microestrutura na região da linha de fusão de amostra contendo ZPD tipo praia na soldagem de revestimento de liga 625 sobre substrato de aço API 5L X80 (e) microestrutura MEV (f) EBSD - figura de polo invertido (g) EBSD - mapa de distribuição de fases. Zhang et al. (2023) 18
Figura II. 13 - Gráfico adaptado representando o efeito combinado da taxa de solidificação e

do gradiente de temperatura no modo de solidificação do metal de solda de diferentes ligas. (Bunaziv et al., 2019). 19
Figura II. 14 – Resultado da análise por microscopia dos corpos de prova submetidos ao ensaio de polarização (a) superliga 625 (b) superliga C276 (Silva et al., 2014). 21
Figura II. 15 - Curvas de polarização cíclica potenciodinâmica de superligas de níquel expostas a: (a) solução saturada de CO2 a 80ºC (b) solução saturada de CO2 a 80 ºC com traços de H_2S. (Yin et al., 2009). 22
Figura II. 16 - Curvas de polarização de revestimento LASER de superliga 625 e de aço inoxidável AISI 304L em solução deaerada 3,5%NaCl a temperatura ambiente. (Abioye et al., 2015). 24
Figura II. 17– Superfície do revestimento LASER de superliga 625: (a) antes do ensaio de corrosão (b) após o ensaio de corrosão. (Abioye et al., 2015). 25
Figura II. 18 – Mapeamento da superfície da amostra de revestimento com liga 625 com raio X após o ensaio de corrosão. (Abioye et al., 2015). 25
Figura II. 19 – Curva referente ao ensaio PPC da superliga 625 com monitoração do pH e do teor de O_2 do eletrólito e análise do eletrodo de trabalho (Kravetz, 2018)..... 27
Figura II. 20 - Tocha do processo GMAW-RE mostrando o giro do arame-eletrodo. (Almeida, 2019). 29
Figura II. 21 – Ciclo térmico dos processos de soldagem (a) GMAW Convencional (b) GMAW-RE (raio de rotação = 4 mm e frequência de rotação = 5 Hz=300 rpm) com as respectivas seções transversais da poça de fusão (c) GMAW Convencional e (d) GMAW-RE (Guo et al., 2011). 34
Figura II.22– Efeito do raio de rotação (r) do arame-eletrodo na soldagem GMAW-RE sobre a distribuição de temperatura na poça de fusão. (a) r = 0 mm (b) r = 2 mm (c) r= 3 mm (d) r = 4 mm. A frequência de rotação foi de 5 Hz (300 rpm) em todas as condições (Bai et al., 2012). 35
Figura II. 23 – Efeito do raio de rotação do arame-eletrodo na soldagem GMAW-RE sobre: (a) temperatura de pico na ZTA (b) dimensões da solda (Bai et al., 2012). 36
Figura II. 24 – Efeito da frequência de rotação do arame-eletrodo na soldagem GMAW-RE sobre: (a) temperatura de pico na ZTA b) dimensões da solda (Bai et al., 2012). 36
Figura II. 25 – Efeito da frequência de rotação do arame-eletrodo na soldagem GMAW-RE sobre as características geométricas do cordão de solda (Silveira, 2018). 37
Figura II. 26 – Efeito da frequência de rotação do arame-eletrodo na soldagem GMAW-RE sobre microestrutura do cordão de solda: (a) 0 rpm (b) 100 rpm e (c) 500 rpm. (Zhang et al., 2014). 38
Figura II. 27– Efeito da frequência de rotação do arame-eletrodo na soldagem GMAW-RE

sobre a temperatura da gota metálica transferida (Santos, 2019). 38
Figura II. 28 - Efeito da frequência de rotação do arame-eletrodo na soldagem GMAW-RE sobre o diâmetro da gota metálica transferida (Santos, 2019). 39
Figura II. 29 – Efeito da frequência de rotação do arame-eletrodo na soldagem GMAW-RE sobre o comprimento do arco elétrico (Santos, 2019)..... 39
Figura II. 30 – Gráfico referente ao efeito da frequência de rotação do arame-eletrodo na soldagem GMAW-RE sobre o comprimento do arco elétrico (Santos, 2019). 39
Figura III.1 – Detalhe dos equipamentos utilizados na soldagem das peças de teste. 45
Figura III.2 – Indicação da posição de retirada das amostras para as análises macro/microscópica realizadas. 46
Figura III.3 - Representação esquemática das características geométricas da seção transversal do cordão de solda: largura (L), reforço (R), penetração (P), área depositada (Ad), área do metal de base fundida (Af). 47
Figura III.4 – Dimensões dos corpos de prova para o ensaio de dobramento.(ASME IX, 2023) 49
Figura III.5 – Espectômetro de Emissão Óptica SPETROMAXx utilizado para análise química dos revestimentos soldados. 50
Figura III.6 – Aparato para o teste de polarização potenciodinâmica cíclica, destacando a visão geral do aparato, a amostra embutida em resina, a tela com o resultado gráfico do ensaio e a montagem da célula eletroquímica. 51
Figura III.7 – Gráficos ilustrando a determinação dos parâmetros: (a) Epit (Magnabosco, 1995) (b) Erep.(ASTM G61, 2009) 52
Figura III.8 – Montagem do teste para determinação da TCP segundo a ASTM G150 (2013). 54
Figura III. 9 – (a) Montagem do aparato para o teste de imersão (b) Balança analítica utilizada na pesagem das amostras submetidas ao teste de imersão. 55
Figura IV.1 – Aspecto visual dos cordões de soldagem de revestimento com o processo GMAW pulsado. 56
Figura IV.2 – Aspecto macrográfico dos cordões de soldagem de revestimento com o processo GMAW pulsado. (a) Passe único (b) Multipasses. Ataque químico: Nital 2% 56
Figura IV. 3 – Aspecto visual dos cordões de solda depositados no experimento da Fase 1. Ocorrências de respingos são indicadas pelas elipses. Escala: 1:3,5. 57
Figura IV.4 – Macrografia dos cordões depositados em passe único no experimento com o processo GMAW-RE. Ataque químico Nital 2%. 57
Figura IV. 5 – Macrografia das amostras com deposição de cordões com sobreposição do

experimento com o processo GMAW-RE. Ataque: ácido oxálico 10%. 58
Figura IV. 6–Influência da frequência de rotação na microestrutura do metal depositado pelo processo GMAW-RE observada por MEV. Ataque: ácido oxálico. (a) 500 rpm; (b) 1.000 rpm; (c) 1.500 rpm. Onde: D – região dendrítica, ID – região interdendrítica, FS – Fase secundária. 59
Figura IV.7 – MEV com espectro de análise por EDS indicando presença de fase Laves e NbC no metal de solda depositado com frequência de rotação de 500 rpm pelo processo GMAW-RE. Ataque: eletrolítico com ácido oxálico 10%. 59
Figura IV.8 – Perfil de penetração dos revestimentos depositados pelos processos GMAW pulsado convencional e GMAW-RE (MO). Ataque: nital 2% e ácido oxálico 10%. (a) GMAW-RE – Diluição- 4%; (b) GMAW pulsado – Diluição- 13%. 60
Figura IV. 9– Microestruturas dos revestimentos depositados na Fase 2, observadas na linha de fusão (LF) e a 3 mm desta região (3LF) (MO). Ataque: ácido oxálico 10% e nital 2%. Pos A e B referente a Figura IV.8. 61
Figura IV. 10 – Microestrutura da linha de fusão observada por MEV com elétrons secundários, mostrando as ZPM´s e o perfil de composição química obtido por EDS. (a) GMAW-RE; (b) GMAW-P. Ataque: ácido oxálico 10% e nital 2%. 61
Figura IV.11– Ocorrência de descontinuidade do tipo praia (Posição 2) na linha de fusão do revestimento GMAW-P. (a) Variação de microdureza ($HV_{0.5}$) (MO); (b) EBSD. A composição foi obtida por análise pontual via EDS. Posição 1 – Metal base -93Fe-1.0Mn; Posição 2 –LF Praia - 75Fe-0.7Mn-5Cr-14Ni-2Mo; (c) Posição 3 – Metal de solda 23Fe-17Cr-50Ni-7Mo. ... 62
Figura IV. 12 – Resultados de microdureza(HV0.5) obtidos na região da linha de fusão do revestimento realizado com o processo GMAW-RE. MS – Metal de Solda e MB – Metal de Base. 63
Figura IV. 13 – Microestruturas da região de grãos grosseiros da ZTA (RGGZTA) observadas por MEV. Ataque: nital 2%. (a) GMAW-RE; (b) GMAW-P. 64
Figura IV. 14 – Microestrutura do metal depositado (MEV). Ataque: Ácido oxálico. (a) GMAW-RE (FS- 2%); (b) GMAW-P (FS – 4.5%). Onde: D- Região dendrítica; ID – Região interdendrítica. 64
Figura IV. 15–Aspecto representativo das curvas de polarização cíclica dos revestimentos. (a) GMAW-RE; (b) GMAW-P. 65
Figura IV. 16 – Aspecto superficial dos revestimentos depositados pelo processo GMAW-RE. (a) Uma camada; (b) Duas camadas. 66
Figura IV. 17 – Macrografia dos revestimentos depositados pelo processo GMAW-RE. Ataque: ácido oxálico 10% e nital.2% (a) 1 camada; (b) 2 camadas. 66
Figura IV. 18 – Microestrutura dos revestimentos depositados pelo processo GMAW-RE com

1 e 2 camadas (MO). Ataque: ácido oxálico 10% e nital 2%. 3LF = 3 mm da linha de fusão. 67
Figura IV. 19 – Microestrutura dos revestimentos depositados pelo processo GMAW-RE com (a) Uma camada e (b) Duas camadas, observadas na linha de fusão (MEV). Ataque: ácido oxálico 10% e nital 2%. 67
Figura IV. 20 – Imagens de MEV e espectros obtidos por EDS das fases secundárias encontradas nos revestimentos (MEV). Ataque: Ácido oxálico 10%. 68
Figura IV. 21– Mapeamento dos principais elementos de liga em função da distância à linha de fusão. (a) Uma camada; (b) Duas camadas. 69
Figura IV. 22 – Aspecto geral dos corpos de prova de dobramento após execução do ensaio. (a) Uma camada; (b) Duas camadas. Escala: 1:1. 70
Figura IV.23 – Comportamento da microdureza Vickers (HV0,5) dos revestimentos depositados pelo processo GMAW-RE próximo à linha de fusão..... 70
Figura IV. 24 – Aspecto representativo das curvas de polarização potenciodinâmica cíclica dos revestimentos depositados pelo processo GMAW-RE. (a) 1 camada; (b) 2 camadas ... 71
Figura V. 1 – Desenho esquemático ilustrando o efeito da inclinação da tocha na soldagem de revestimento. 80
Figura V. 2 – Desenho esquemático ilustrando o efeito da penetração na espessura dos revestimentos de camadas única (a) e dupla (b). 89

Lista de Tabelas

Pág

Tabela II.1- Especificação da composição química da superliga de níquel 625(ASME, 2023). 6

Tabela II.2 - Composição química das fases encontradas no revestimento de superliga 625 (Solecka et al., 2018). 11

Tabela II.3 - Resultado do ensaio de corrosão de polarização potenciodinâmica.de revestimentos soldados com LASER e material de base (Abioye et al., 2015) 24

Tabela II.4 - Resultado da análise química por EDX nas regiões dendrítica e interdendrítica da superfície de revestimentos soldados com LASER após ensaio de corrosão (Abioye et al., 2015). 26

Tabela II.5 - Resultados de Ensaios de Polarização Potenciodinâmica Cíclica para a liga 625 de diversos pesquisadores (Guo et al., 2023; Souza et al., 2021; Gui et al., 2022; Moura et al., 2022; Abioye et al., 2015; Alvarães, 2020; Han et al., 2018) 26

Tabela II.6 - Resultados de ensaios para determinação das Temperaturas Críticas de Pite (TCP) e de Fresta (TCF) (Klapper et al., 2017) 28

Tabela III.1 - Composição química dos materiais informada pelos fornecedores (% Peso). 43

Tabela III.2 – Parâmetros de soldagem selecionados para soldagem de revestimento com processo GMAW pulsado convencional. 43

Tabela III.3 – Identificação das peças de teste da Fase 1 e parâmetros específicos do processo GMAW-RE. 49

Tabela IV.1 - Características geométricas dos revestimentos obtidos pelo processo GMAW-RE. 58

Tabela IV.2 – Características visuais e dimensionais dos revestimentos soldados multipasses obtidos pelo processo GMAW-RE. 59

Tabela IV.3 – Análise comparativa dos principais elementos de liga obtida por EDS. 62

Tabela IV.4 – Parâmetros obtidos no ensaio eletroquímico de polarização potenciodinâmica cíclica para as amostras referentes aos 2 processos. 65

Tabela IV.5 – Resultados de TCP para os revestimentos depositados pelos processos GMAW-RE e GMAW. 65

Tabela IV.6 – Análise comparativa por EDS dos principais elementos de liga nos revestimentos com uma e duas camadas. 68

Tabela IV.7 – Análise química dos revestimentos com uma e duas camadas. 69

Lista de Tabelas (continuação)

Tabela IV.8 – Parâmetros obtidos no ensaio eletroquímico de polarização cíclica. 71
Tabela IV.9 – Resultados de TCP para os revestimentos depositados pelos processos GMAW-RE e GMAW. 71
Tabela IV.10 – Perda de massa do revestimento após ensaio de corrosão por imersão. 72

Lista de Símbolos e Abreviações-

γ – Fase gama (austeníta/CFC)

ASME – American Society of Mechanical Engineers

ASTM – American Society for Testing Materials

AWS - American Welding Society

CCC - Cúbico de Corpo Centrado

CFC - Cúbico de Face Centrada

CMT – Cold Metal Transfer

CPT – Critical Pitting Temperature

TCP – Temperatura Crítica de Pite

TCF – Temperatura Crítica de Fresta

EBSD - Electron Backscattering Diffraction

EDS - Energy Dispersive X-Ray

GMAW - Gas Metal Arc Welding

GMAW-P - Gas Metal Arc Welding Pulsed

GMAW-RE - Gas Metal Arc Welding with Rotating Electrode

MEV - Microscópio Eletrônico de Varredura

NACE - National Association of Corrosion Engineers

OCP - Open Circuit Potencial

PCA - Potencial de Circuito Aberto

PPC – Polarização Potenciodinâmica Cíclica

PIB - Produto Interno Bruto

PREN - Pitting Resistance Equivalent Number

SCE - Saturated Calomel Electrode

UNS - Unified Numbering System

ZPM – Zona Parcialmente Misturada

ZPD - Zona Parcialmente Diluída

ZTA - Zona Termicamente Afetada

CAPÍTULO I

INTRODUÇÃO

Apesar dos fortes apelos ambientais no sentido de haver uma redução nas emissões de CO_2, o processamento de petróleo e gás natural ainda é fundamental para a produção de energia em todo o planeta. O transporte desses produtos e seus derivados é feito em grande parte, por uma rede dedicada de dutos, de milhões de quilômetros de extensão (Braga e Leister, 2018). Grande parte desses dutos é composta por tubos de aço estrutural de alta resistência, como o aço API 5L X80, para os quais os requisitos de soldagem são bastante rigorosos (Chen et al., 2022). Esta liga, que além da alta resistência mecânica possui também elevada tenacidade, tem sido amplamente utilizada no transporte de fluido por longas distâncias (Wang et al., 2023, Bai et al., 2019).

Adicionalmente, a resistência à corrosão também é um requisito importante nessa aplicação, pois a tubulação de aço de baixa liga é propensa a falhas por corrosão em ambiente contendo H_2S/CO_2. A corrosão de dutos é uma preocupação não só econômica, mas principalmente de segurança, sendo que a sua inspeção e reparo são bastante onerosos devido ao elevado custo e risco da operação, além do tempo de inatividade (Dornelas et al., 2022).

Para mitigar esse problema, revestimentos por soldagem com materiais resistentes à corrosão, como as superligas de níquel, por exemplo, são utilizados como uma solução econômica (He et al., 2022; Bunaziv et al., 2019; Singhal et al., 2020; Volpi et al., 2018). Conforme citado por Xu et al. (2019), o revestimento de materiais estruturais menos nobres com materiais de alta resistência à corrosão apresenta um custo de apenas 25% a 50% daquele que seria comprometido se a estrutura fosse fabricada integralmente com a liga resistente à corrosão. Trata-se de uma solução flexível, que pode ser facilmente aplicada na fabricação, em peças de materiais diversos, com diferentes formas, diferentes geometrias e em diferentes posições.

A superliga de níquel 625 é frequentemente usada como material de revestimento resistente à corrosão em ambientes severamente corrosivos, devido a sua melhor relação custo X benefício (Wang et al., 2021; Xu et al., 2018; Zhang et al. 2023; Dornelas et al., 2022). Majerik et al. (2022) afirmam que o revestimento com superliga de níquel 625 pode contribuir para incrementar uma vida útil de 9 meses para 3 a 4 anos na indústria de energia.

A superliga de níquel 625 é uma liga Ni-Cr-Mo-Nb endurecível por solução sólida, onde o molibdênio aumenta a resistência à corrosão, o cromo melhora a resistência à oxidação em altas temperaturas e o nióbio reduz a corrosão intergranular por formação de carbonetos (Xu

et al., 2019; Ban et al., 2016; Kim et al., 2015). No entanto, na soldagem desta superliga, o Nb e o Mo segregam em direção ao líquido e promovem um aumento significativo do teor desses elementos nas regiões interdendríticas, contribuindo para a precipitação da fase Laves, rica em Nb, e de carbonetos primários MC do tipo NbC. Essa precipitação pode causar efeitos prejudiciais na resistência à corrosão e nas propriedades mecânicas dos componentes soldados (Rajani et al., 2013; Lippold et al., 2009; Guo et al., 2017; Cieslak et al., 1989). Em geral, o aumento da fração de fases secundárias e compostos intermetálicos tem uma influência deletéria na resistência à corrosão (Tumer et al., 2019; Xu et al., 2013). Este fenômeno é agravado com o aumento do aporte térmico na soldagem de revestimento de componentes de aço, pois além da taxa de corrosão aumentar devido à microssegregação de Nb e Mo, aumenta o teor de Fe na poça de fusão pela maior diluição (Kim et al., 2015).

Além da utilização de aços de alta resistência, que permitem a redução da espessura necessária para suportar o mesmo carregamento, a indústria de óleo e gás está atualmente buscando soluções alternativas que proporcionem ganhos de qualidade e produtividade. Por exemplo, empresas que exploram petróleo e gás em águas muito profundas (~ 2.000 m) usam “risers” rígidos longos, que são soldados a bordo de embarcações de lançamento, sendo que o custo de aluguel destas embarcações é de aproximadamente US$ 650.000/dia. Qualquer proposta que represente redução no tempo de soldagem ou redução de problemas de qualidade (refugo ou retrabalho) produzem um impacto significativo no custo da operação. O padrão NACE MR0175 (2009) exige que a dureza na ZTA de componentes forjados de aço AISI 8630 revestido com a liga de níquel 625 não exceda 250 HV, exigindo um tratamento térmico pós-soldagem (TTPS) para diminuir a dureza na ZTA soldada. No entanto, o TTPS resulta na difusão de carbono do aço para o revestimento e pode levar à fragilização da interface (Dai et al., 2018). Para superar esse problema, aços com baixo teor de carbono, como o API 5L X80, estão sendo usados (He et al., 2022; Zhang et al. 2023), reduzindo o risco de falha durante o processo de fabricação, ou mesmo em serviço.

A execução de revestimentos depositados com duas ou três camadas para atingir a espessura mínima exigida de 3 a 5 mm e controlar a diluição do substrato (Mahapata et al., 2016; Rajani et al., 2013; Xu et al., 2018; Volpi et al., 2018; Norsok, 2004) pode ser produzida por vários processos. Para superfícies extensas e regulares, processos de alta produtividade como eletroescória ou arco submerso são preferidos; enquanto processos mais versáteis como eletrodo revestido (SMAW), TIG (GTAW), MIG (GMAW) e arame tubular (FCAW) são indicados para superfícies menores e/ou irregulares (Volpi et al., 2018). Embora o processo TIG seja empregado constantemente, algumas de suas características não são ideais para essa aplicação, incluindo a baixa taxa de deposição e a alta diluição do metal base (Frei et al., 2016). Para algumas aplicações, por exemplo, revestimentos estruturais em acessórios para componentes de linhas de fluxo submarinas, são necessários elevados volumes de metal

depositado, o que torna a taxa de deposição do processo um fator chave para obter alta eficiência (Frei et al., 2016). Nesse sentido, o processo GMAW é uma opção para aumentar a produtividade (Frei et al., 2016), sendo uma escolha preferencial devido à sua boa qualidade e produtividade (Moura et al., 2022; Mota et al., 2019). O processo GMAW é popular dentre os vários processos de revestimento e é amplamente utilizado na indústria devido a várias características, como a alta confiabilidade, a capacidade de soldar em todas as posições, a facilidade de operação e mecanização, bem como a alta produtividade (Das et al., 2011; Mota et al., 2018). Para melhoria dos resultados, a utilização do modo pulsado é uma alternativa que apresenta registros de eficiência comprovada ao longo de anos (Posch et al., 2014; Rutzinger, 2014).

No entanto, a aplicação de processos convencionais de soldagem a arco elétrico algumas vezes compromete a resistência à corrosão devido à elevada taxa de diluição com o metal base. A diluição é um fator importante que afeta a qualidade das superfícies revestidas (Volpi et al., 2018) e deve ser mantida no menor percentual possível, apenas para garantir o ancoramento ao substrato (Volpi e tal., 2018; Rutzinger, 2014; Nouri et al., 2007). A difusão de Fe no revestimento é considerada uma questão crítica e, no caso da superliga de níquel 625, o teor máximo permitido de Fe é de 5% (API, 2009) ou 10% (Norsok, 2004). O aumento do teor de Fe provoca uma oxidação mais rápida e a formação de incrustações ricas em óxidos de ferro (Fe_2O_3, Fe_3O_4 e FeO), contribuindo para a redução da resistência à corrosão (DuPont et al., 2009).

A literatura (Frei et al., 2016; Solecka et al., 2015; Rosmuz-Goniskowska et al. 2017; Guo et al., 2023; He et al., 2022; Evangeline et al., 2021; Mota et al., 2019; Alvarães et al., 2020; Mougo et al., 2020; Posch et al., 2014; Najafi et al., 2021; Silveira et al., 2021) registra que processos não convencionais como Cold Metal Transfer (CMT), Soldagem híbrida MIG-Laser, TIG com arame quente, MIG com arame frio, eletro-escória e GMAW Spin Arc já foram aplicados na soldagem de revestimento, visando ganhos de qualidade e produtividade. A questão pode parecer paradoxal, pois em geral, os processos de alta produtividade utilizam alto aporte de calor, que por sua vez, tende a produzir alta penetração, ou seja, maior diluição. Por essa razão, se justifica a busca por processos e técnicas de soldagem alternativos, como os listados acima, que teriam potencial para associar alta produtividade e baixa penetração/diluição. De acordo com Singhal et al. (2020), o arco rotativo e a pulsação do arco elétrico são as alternativas mais adequadas para controlar a geometria da poça de fusão e do cordão de solda na soldagem GMAW de revestimento.

O Processo de Soldagem GMAW com Eletrodo Rotativo (GMAW-RE) é uma variação do processo GMAW, no qual o arame-eletrodo é posto a girar em torno do eixo central da tocha, de modo a possibilitar a regulagem de diferentes diâmetros de rotação. O processo permite também o controle da frequência de rotação através de uma tocha de soldagem

especialmente projetada (Silveira et al., 2020). O movimento rotativo proporciona menor penetração, menor diluição e perfil mais homogêneo do cordão de solda por este ser mais plano e raso. Como consequência, espera-se também maior produtividade na soldagem de revestimento devido a possibilidade de obtenção da espessura e composição química requeridas com a deposição de menor número de camadas que a demandada pelo processo convencional.

Embora resultados promissores com o processo GMAW-RE estejam disponibilizados para soldagem em chanfro estreito (Silveira et al., 2020; Silva Filho et al., 2019; Sankar et al., 2022; Silveira et al., 2021; Santos, 2019), esse processo ainda é pouco conhecido e a literatura abordando o potencial para depositar revestimentos de qualidade ainda é bastante limitada, cabendo destacar, o recente trabalho de Azevedo Júnior et al. (2023), no qual se aponta o potencial do processo GMAW-RE para a aplicação de soldagem de revestimento.

A presente tese de doutorado tem por objetivo estudar o comportamento de revestimentos da superliga de níquel 625 sobre o aço API 5L X80 depositados pelo processo GMAW-RE. Em particular, visando avaliar o potencial deste processo como alternativa vantajosa para substituição do processo GMAW convencional, amplamente utilizado na indústria de óleo e gás, na execução de revestimentos resistentes à corrosão.

Para cumprimento dos objetivos, esta tese foi desenvolvida em três fases características e sequenciais, quais sejam:

a) Fase 1 – Determinação dos parâmetros de soldagem mais adequados para o processo GMAW-RE.

   Nesta fase, foram realizados diversos testes com a variação da frequência e do diâmetro de rotação para a deposição de 3 passes em camada única de superliga de níquel 625, de modo a identificar qual seria o conjunto de parâmetros mais adequado.

b) Fase 2 – Estudo comparativo com o processo GMAW-P.

   Nesta fase, foram realizadas análises comparativas da microestrutura e do comportamento em corrosão com um revestimento de superliga de níquel 625 depositado pelo processo GMAW pulsado convencional, doravante referido como GMAW-P, com os mesmos parâmetros de soldagem na deposição de 4 passes em camada única, com o objetivo de evidenciar possíveis características vantajosas do processo GMAW-RE;

c) Fase 3 – Estudo das propriedades mecânicas, microestruturais e de corrosão de revestimentos de superliga de níquel 625 depositados com camadas única e dupla pelo processo GMAW-RE.

   Nesta fase, foram estudadas as propriedades relevantes de revestimentos obtidos pelo processo GMAW-RE, com o objetivo de caracterizar a possibilidade de soldagem em camada única, atendendo aos requisitos exigidos para aplicação industrial.

Como principais contribuições do trabalho desenvolvido, pode-se destacar:

(a) Apresentação do processo GMAW-RE como uma alternativa para deposição de revestimentos de superliga de níquel 625 com a qualidade requerida para a aplicação na indústria de óleo e gás;

(b) Resultados inéditos de propriedades mecânicas, microestruturais e de corrosão de revestimento depositado em camada única e dupla de superliga de níquel 625 pelo processo GMAW-RE e;

(c) Indicação do processo GMAW-RE como uma alternativa para deposição de revestimentos de qualidade com a superliga de níquel 625 em camada única.

CAPÍTULO II

REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

II.1 – Metalurgia da Soldagem da Superliga de Níquel 625

A superliga de níquel 625 (UNS N06625) é uma liga Ni-Cr-Mo-Nb com a composição química especificada na Tabela II.1. Essa superliga é muito empregada em condições críticas de serviço, em razão de sua excelente resistência à corrosão em diversos meios agressivos, tanto oxidantes como redutores. Possui ainda, alta resistência mecânica e capacidade para trabalhar em uma ampla faixa de temperatura de serviço que abrange desde temperaturas criogênicas até temperaturas elevadas, da ordem de 982 ^{o}C (Xue et al., 2023; Rivolta et al., 2023).

Tabela II.1- Especificação da composição química da superliga de níquel 625(ASME, 2023).

%Ni	**%Cr**	**%Fe**	**%Mo**	**%C**	**%Mn**	**%(Nb+Ta)**
58,0(**)	20,0-23,0	5,0(*)	8,0-10,0	0,10(*)	0,50(*)	3,15-4,15
%Si	**%P**	**%S**	**%Al**	**%Ti**	**%Co**	
0,50(*)	0,015(*)	0,015(*)	0,40(*)	0,40(*)	1,0(*)	

(*) valor máximo (**) valor mínimo

As ligas de níquel endurecidas por solução sólida, como a superliga 625, se solidificam como austenita (fase γ), que não sofre transformação de fase no estado sólido durante o resfriamento até a temperatura ambiente. Entretanto, durante a solidificação da fase austenítica ocorre um intenso efeito de microsegregação que provoca variações locais de composição química na estrutura de subgrãos e no líquido que ainda não solidificou. A segregação interdendrítica de elementos de liga (Cr, Mo, Nb, Fe e Si) e de impurezas (P, S, O e C) levam a formação de segundas fases no final da solidificação, tipicamente fase Laves e carbonetos (DuPont et al., 2009; Bunaziv et al., 2019). A análise composicional mostra que o núcleo das dendritas apresenta menor concentração de Mo e Nb, enquanto que na região interdendrítica a maior concentração de Nb e Mo, favorecem a formação de fase Laves e carbonetos. A fase Laves é um composto intermetálico com estrutura hexagonal do tipo A_2B onde A = Ni, Cr, Fe e B= Mo, Nb, Si (Bunaziv et al., 2019).

Com relação a evolução da microestrutura de solidificação da superliga 625, Cieslak (1991) desenvolveu um experimento para investigar o efeito dos elementos de liga Nb, Si e C, avaliando inclusive a susceptibilidade de formação de trincas a quente. O experimento consistiu na produção de 8 ligas com teores diferentes dos três elementos objetos do estudo. As ligas foram fundidas com o processo GTAW autógeno visando avaliar a formação da microestrutura durante o processo de solidificação e sua tendência à formação de trincas a

quente pelo teste Varestrain. O resultado do estudo indicou que entre as ligas examinadas, aquelas contendo Nb apresentaram constituintes do tipo eutético γ/MC(NbC), γ/Laves e γ/M_6C. Essas ligas têm uma faixa de temperatura de solidificação/fusão mais larga e são menos resistentes à formação de trincas a quente quando comparadas com as ligas sem Nb. Entre as ligas com Nb, adições de C e Si promoveram o aumento do percentual de microconstituinte do tipo eutético e a susceptibilidade de trincas a quente. Adições de C promoveram a formação do constituinte do tipo eutético γ/MC(NbC) em detrimento do γ/Laves. O Si promoveu o incremento do constituinte γ/Laves, com ou sem a presença de C, e promoveu também a formação do constituinte γ/M_6C em composições com baixos teores de C.

A presença de Fe em ligas de Ni reduz a solubilidade do Nb na fase austenítica e aumenta a estabilidade da fase Laves (DuPont & Robino, 1999). A introdução de Fe por efeito de diluição na soldagem de revestimento da superliga 625 sobre substrato de aço provoca modificação importante no processo de solidificação, aumentando o risco de fissuração a quente. O eutético γ/Laves é o constituinte mais deletério no que concerne à formação de trinca a quente, pois é o que se forma a temperatura mais baixa, quando as tensões térmicas significativas já estão atuantes (Silva, 2010). Adições de C em percentuais acima de 0,052% melhoram notadamente a resistência à fissuração a quente (DuPont et al., 1998).

A microsegregação é um fenômeno importante na definição da microestrutura final do cordão de solda de superliga 625, em função da redistribuição de elementos de liga e impurezas, como ilustrado nos parágrafos anteriores. A equação de Scheil (Eq. II.1) descreve essa redistribuição de soluto durante a solidificação supondo difusão completa no líquido e nenhuma difusão no sólido (Kou, 2003):

$$C_s = kC_0(1 - f_s)^{(k-1)}; \qquad C_L = C_0 f_l^{(k-1)}; \quad k = \frac{C_s}{C_L} \qquad \text{Eq. II.1}$$

onde: C_s = percentual do elemento na fase sólida, C_L = percentual do elemento na fase líquida residual, k= coeficiente de partição, C_o = percentual do elemento no metal líquido inicial, f_L = fração volumétrica da fase líquida, f_s= fração volumétrica da fase sólida. As composições de C_s e C_L são relativas à interface S/L.

Silva et al. (2012) indicaram que o fator k pode ser aplicado na determinação da direção e intensidade da microsegregação esperada para um dado elemento na solidificação. Valores de k<1 indicam que o teor de elemento de liga no sólido é menor que o do líquido, e portanto, a segregação está ocorrendo no sentido da região interdendrítica. Se o valor de k>1, a segregação está ocorrendo no sentido do núcleo das dendritas, que é a primeira região a solidificar. Naturalmente que quando k = 1 significa que a distribuição do elemento é homogênea na estrutura da liga. Por hipótese, k é considerado constante, de modo que no

início da solidificação quando $C_L=C_o$, implica que $C_s = kC_o$, pois $C_s = kC_L$. (conforme a Eq. II.1). No caso do metal de solda, C_o é a mescla do metal de adição com o metal de base, tendo a diluição como ponderador. Os valores de k calculados para Ni, Cr e Fe no experimento de Silva et al. (2012) apresentaram valores maiores que 1, indicando leve tendência de segregação destes para o sólido (núcleo da dendrita). Nb, Mo, Ti e Si apresentaram valores de k menores que 1, confirmando a tendência da concentração destes elementos na região interdendrítica.

Neste mesmo trabalho, os autores (Silva et al., 2012) utilizaram os resultados da análise química a 3mm da linha de fusão do revestimento soldado com o processo GTAW com arame frio para calcular a diluição local, em particular para o Fe. A expressão utilizada (Eq. II.2) é apresentada abaixo.

$$D = \frac{C_{ms} - C_{ma}}{C_{mb} - C_{ma}} \qquad \text{Eq II.2}$$

onde D = diluição local, C_{ms}= teor do elemento no metal de solda, C_{ma}= teor do elemento no metal de adição, C_{mb}= teor do elemento no metal de base. Os resultados da diluição local calculados pela Eq. II.2 apresentaram valores 12% menor para a solda com menor corrente de soldagem e 16,8% maior para a solda com maior corrente de soldagem, quando comparado com o método macrográfico (diluição global). Os autores assinalaram que os níveis de diluição não dependem apenas da corrente de soldagem, como eles evidenciaram em um outro trabalho dentro desse mesmo projeto.

Em trabalho subsequente, Silva et al. (2013) destacaram que no caso de revestimento com superliga 625 em aços estruturais depositados com o processo GTAW com arame frio, a microestrutura do metal de solda pode ser significativamente modificada pela diluição inerente ao processo de soldagem. Nesses casos os teores de Fe e C principalmente, tendem a aumentar e influir na formação da microestrutura do metal de solda (revestimento). Assim sendo, a rota de solidificação proposta por DuPont e Robino (1999) apresentada na Equação II.3 para ligas de Ni pode ser modificada pela formação de precipitados complexos contendo C, N, Nb e Ti .

$$L \rightarrow L + \gamma \rightarrow L + \gamma + (\gamma/NbC) \rightarrow \gamma + (\gamma/NbC) + (\gamma/Laves) \qquad \text{Eq. II.3}$$

Silva et al. (2013) confirmaram a forte segregação de Nb e Mo para a região interdendrítica, sendo que por outro lado, houve um pequeno empobrecimento dos elementos Ni, Fe e Cr nessa região. A segregação de Nb foi muito mais intensa que a de Mo,

corroborando a observação de Cieslak (1991), na qual ele indica que o Nb é o elemento preponderante na formação das fases secundárias na superliga 625. A Figura II.1 ilustra o aspecto morfológico eutético da fase Laves observada por Silva et al. (2013) na região interdendrítica do metal de solda.

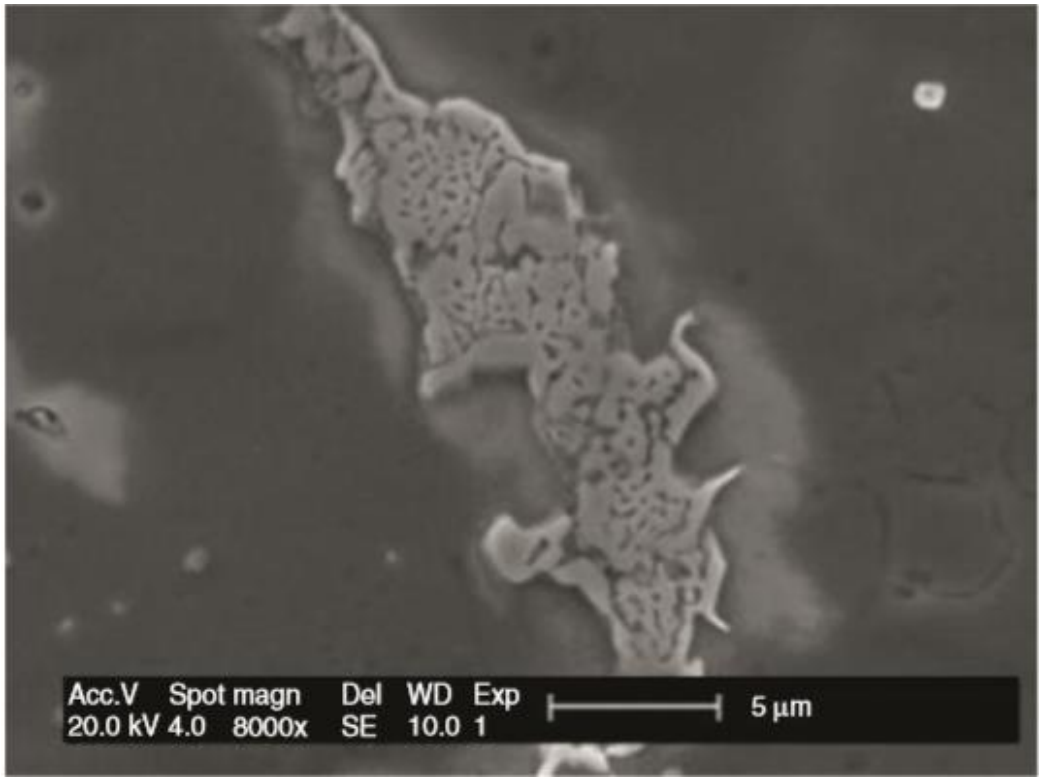


Figura II.1 – MEV mostrando a estrutura eutética γ/Laves na região interdendrítica do revestimento soldado de superliga 625 (Silva et al., 2013)

Silva et al. (2013) identificaram uma partícula de segunda fase com morfologia cuboidal que ainda não havia sido reportada para a superliga 625 (Figura II.2). Trata-se de uma partícula composta pelos elementos Nb, Ti, C e N, com a particularidade de que o núcleo é composto por uma partícula de nitreto de titânio (TiN). Esta partícula, por possuir alto ponto de fusão, provavelmente atuou como núcleo para a precipitação do carboneto de titânio e nióbio (NbTi)C, em seu entorno, similar a uma casca. Essas observações levaram a proposição de uma nova rota para a solidificação do metal de solda de liga 625 depositada sobre substrato de aço (Equação II.4). A Figura II.2 ilustra a formação da microestrutura segundo essa rota de solidificação.

$$L + (TiN) \rightarrow L + \gamma + (TiN) \rightarrow L + \gamma + (TiN) + (NbTi)C\ [casca]$$
$$\rightarrow L + \gamma + (TiN) + (NbTi)C\ [casca] + NbC[braço]$$
$$\rightarrow L + \gamma + (TiN) + (NbTi)C\ [casca] + NbC[braço] + Laves$$
$$\rightarrow \gamma + (TiN)\ [núcleo] + (NbTi)C\ [casca] + NbC[braço] + Laves \qquad \text{Eq. II.4}$$

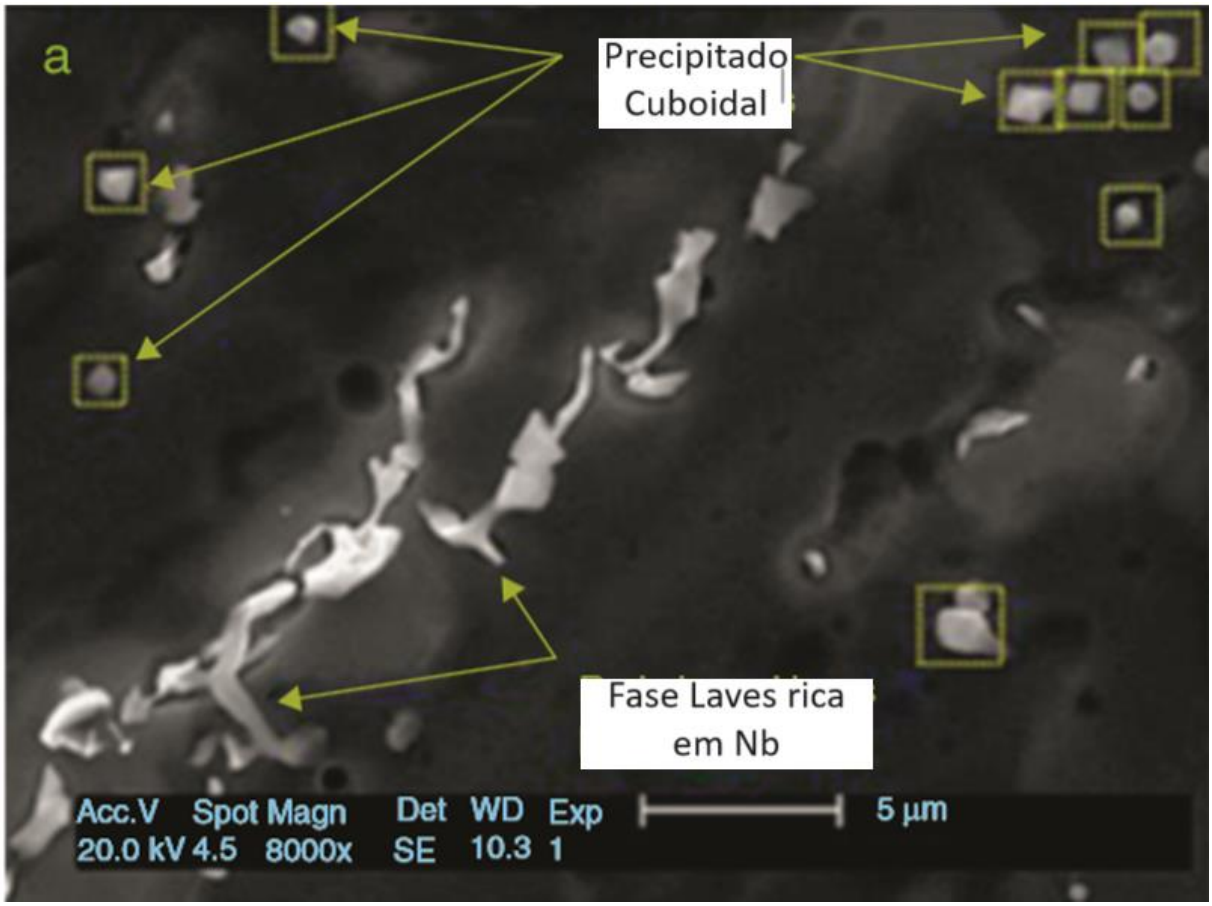


Figura II.2 – Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) mostrando a estrutura eutética γ/Laves e as partículas cuboidais na região interdendrítica do revestimento soldado de superliga 625 (Silva et al., 2013).

Os resultados apresentados indicam que pequenas variações na composição química do metal de solda podem representar mudanças significativas em termos de rota de solidificação, e consequentemente, na microestrutura do revestimento. Esse fato reforça a importância de um controle adequado sobre as variáveis de soldagem que impactam na diluição global do processo. Entretanto, além da diluição global é importante considerar outros aspectos como a diluição local, os efeitos difusionais na linha de fusão e os gradientes de composição química, que também podem alterar a microestrutura do metal de solda (Silva et al., 2013).

Solecka et al. (2018) realizaram uma análise detalhada de um revestimento de superliga 625 depositada pelo processo CMT (“Cold Metal Transfer”, uma variação do processo GMAW convencional com transferência metálica do tipo curto-circuito controlado) sobre um substrato de aço Cr-Mo. A microestrutura observada foi celular-dendrítica com a matriz austenítica γ, partículas MX [(Nb,Ti)C,N; (Nb,Ti)N e NbC] e fase Laves. A análise via EDS revelou microsegregação típica de Cr e Fe para a região dendrítica e de Nb e Mo para a região interdendrítica. A precipitação de segunda fase na região interdendrítica devido a maior

concentração de Mo e principalmente Nb foi a justificativa para a significativa diferença de dureza (nanodureza) entre a região dendrítica (392±10 HV) e a região interdendrítica (493±19 HV). É importante pontuar que esses valores de nanodureza elevados contrastam com os valores de microdureza obtidos para a camada de revestimento, que foram de 250±10 HV1. Os valores de microdureza para o metal de base e ZTA foram, respectivamente, de: 150±15 HV1 e 205±8 HV1.

Na caracterização das fases presentes, os autores identificaram um fenômeno similar ao da nucleação a partir da partícula de TiN proposta por Silva et al. (2013), neste caso, a partir de partículas ricas em Al e Si (Figura II.3). A composição química das fases presentes na microestrutura observada foi determinada por EDS na microscopia por transmissão (Tabela II.2). Os autores também identificaram a ocorrência de fase Laves associada com o precipitado MX (Figura II.4).

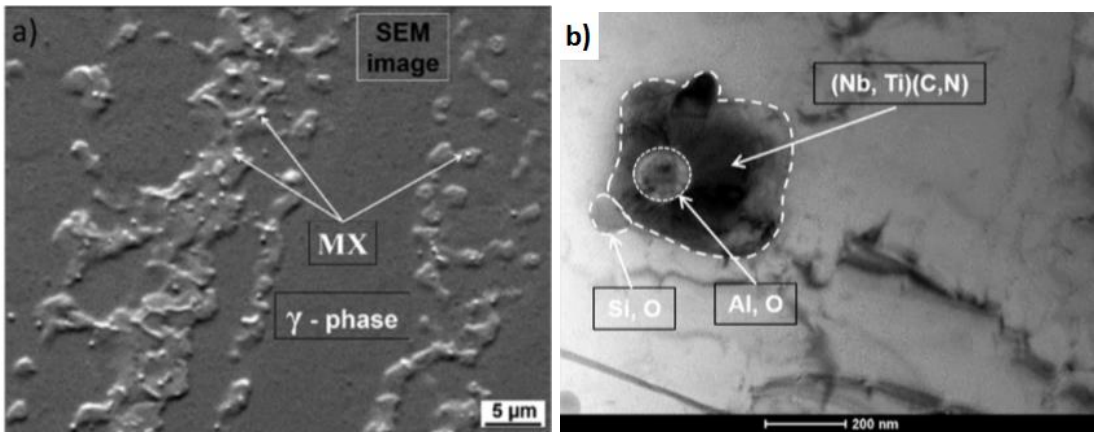


Figura II. 3 – (a) Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) mostrando a estrutura eutética γ/Laves e as partículas MX na região interdendrítica (b) Microscopia Eletrônica de Transmissão mostrando partícula MX na matriz austenítica (Solecka et al., 2018).

Tabela II.2 – Composição química das fases encontradas no revestimento de superliga 625 (Solecka et al., 2018).

Fase	%Ni	%Cr	%Mo	%Nb	%C	%Ti	%N	%Fe
Laves	45,6	14,3	19,7	19,8	-	-	-	0,6
γ	66,0	22,6	11,4	-	-	-	-	-
(Nb,Ti)N	4,8	4,2	-	49,8	-	33,6	7,6	-
(Nb,Ti)C,N	12,0	6,4	-	49,2	2,0	25,0	5,4	-

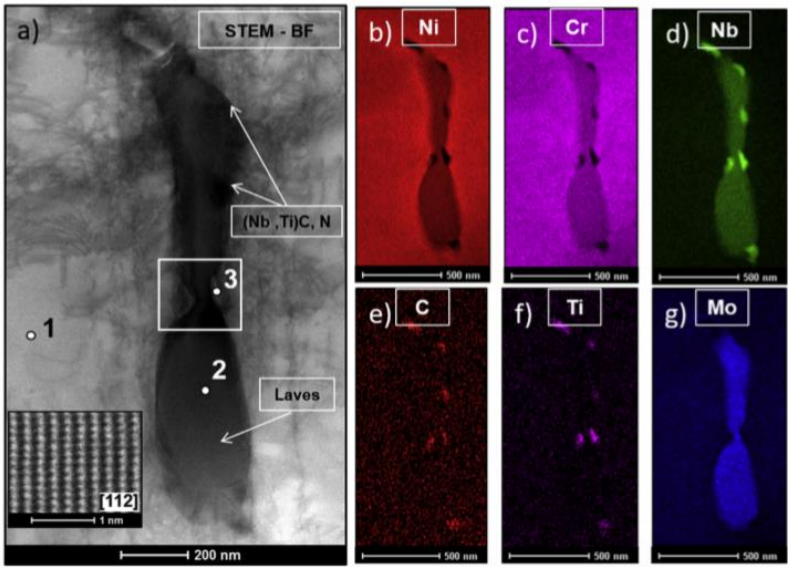


Figura II.4 – (a) Microscopia Eletrônica de Transmissão de campo claro mostrando a presença de partículas MX junto com a fase Laves. (b)-(g) Mapeamento EDS do elemento identificado na figura. (Solecka et al., 2018).

Xu et al. (2013) em seu trabalho visando avaliar as propriedades mecânicas e a evolução microestrutural da superliga 625 quando depositada pelo processo plasma pulsado, numa proposta de manufatura aditiva, caracterizou as fases presentes através de microscopia ótica e eletrônica. Na Figura II.5 os autores associam a característica morfológica com o espectro padrão de EDS das partículas de segunda fase identificadas. Essa prática é justificada por um histórico de caracterização dessas fases utilizando seus respectivos espectros e suas morfologias típicas (Cieslak, 1991; Gittos et al., 1996; DuPont et al., 1998; Silva, 2010; Solecka et al., 2018; Bunaziv et al., 2019; Alvarães, 2020; Mougo et al., 2020; Gui et al., 2022; Ghaemifar et al., 2023)

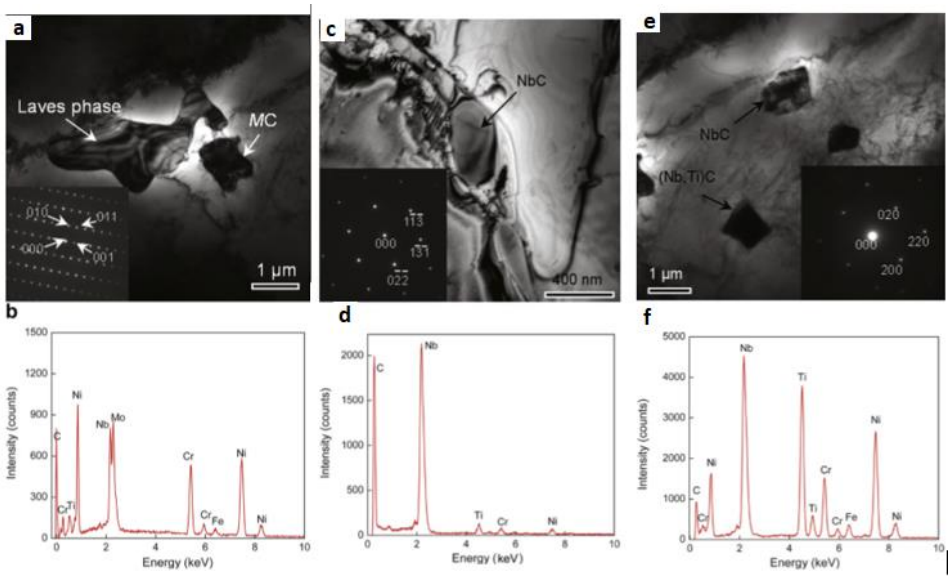


Figura II.5 – Microscopia Eletrônica de Transmissão de campo claro e respectivo espectro do EDS para as seguintes partículas de segunda fase: (a) e (b) fase Laves. (c) e (d) NbC, (e) e (f) (Nb,Ti)C . (Xu et al., 2013).

A evolução microestrutural na linha de fusão é particularmente relevante e pode ser bastante complexa, pois ao invés do crescimento epitaxial que ocorre normalmente na soldagem de união, na interface de solidificação do revestimento da superliga 625 com o substrato de aço, há a possibilidade de formação de contorno de grão do tipo II. Trata-se de um contorno de grão aproximadamente paralelo à linha de fusão (DuPont et al., 2009). A Figura II.6 apresenta um desenho esquemático do mecanismo de formação do contorno de grão tipo II para as ligas de níquel austeníticas sobre substrato de aço. É importante destacar que esse tipo de contorno de grão já foi associado a ocorrência de alguns casos de desplacamento (DuPont et al., 2009).

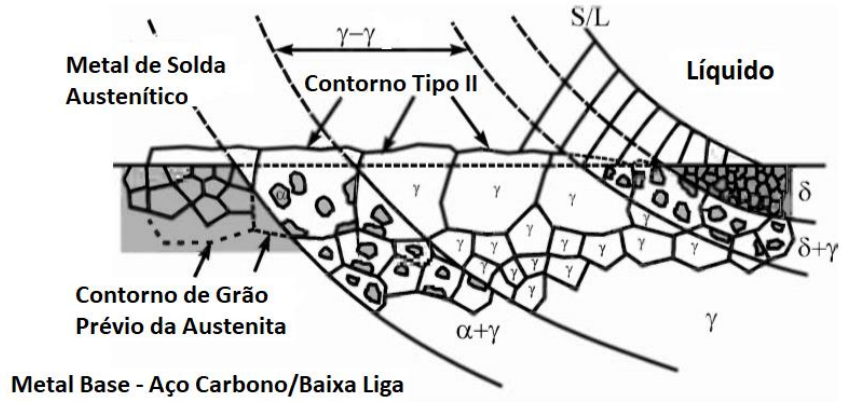


Figura II.6 -Desenho esquemático mostrando o mecanismo de formação do contorno de grão tipo II na soldagem de revestimento de superliga 625 com substrato de aço (DuPont et al., 2009).

O contorno de grão do tipo II é paralelo a linha de fusão e se localiza a alguns micrometros dentro do metal de solda. Ele se forma quando na temperatura na qual o metal de solda austenítico está se solidificando, o substrato de aço encontra-se com estrutura ferrítica (δ). Essa diferença de estruturas cristalográficas inibe a nucleação epitaxial na linha de fusão e demanda nucleação heterogênea do metal de solda austenítico. Entretanto, logo após a solidificação, o resfriamento provoca a transformação da ferrita δ em austenita. A nova interface CFC-CFC apresenta considerável desorientação cristalográfica, tornando a linha de fusão um contorno de alta energia, com mobilidade. O contorno faz uma migração curta para o interior do metal de solda, tendo como força motriz o gradiente de temperatura, o gradiente de composição química e a energia de desorientação cristalográfica entre o substrato e o metal de solda. O resfriamento interrompe a migração do contorno, de modo que o contorno do tipo II se forma necessariamente na faixa de temperaturas na qual o aço está com estrutura austenítica. Assim sendo, revestimentos de superliga 625 sobre substratos que não apresentem fase austenítica, como o caso de aços inoxidáveis ferríticos, não apresentarão contorno de grão tipo II (DuPont et al., 2009).

Certamente, um dos aspectos mais relevantes na soldagem de revestimento da

superliga de níquel 625 sobre substratos de aço carbono e baixa liga, refere-se à formação de uma zona de transição junto a linha de fusão, do lado do metal de solda. Essa zona é designada como Zona Parcialmente Misturada (ZPM), mas também identificada como Zona Parcialmente Diluída (ZPD), Zona de Transição Composicional (ZTC), Zona de Mistura Intermediária (ZMI), entre outras designações. Neste ponto é importante destacar que como não existe uma terminologia padronizada para identificar esse fenômeno que ocorre junto a linha de fusão, os termos são usados indistintamente, muitas vezes para fazer referência a uma determinada parte da região e não a ela como um todo. No presente trabalho, toda a região que apresenta variação significativa na sua composição química próxima a linha de fusão, será designada como Zona Parcialmente Misturada (ZPM), mesmo que o autor citado utilize outra terminologia. As subdivisões da ZPM serão identificadas oportunamente no texto.

A ZPM é relativamente pequena, não ultrapassa algumas dezenas de micrometros, mas em função de sua composição química e da taxa de resfriamento típicas do processo de soldagem, é possível que haja a formação de microestrutura frágil, ou seja, martensita (Doody, 1992, DuPont & Robino, 1999, DuPont & Kusko, 2007 e Zhang et al, 2023). Doody (1992) e Kejelin et al. (2005) fizeram extrapolações no diagrama de Schaeffler para demonstrar que a estrutura martensítica no metal de solda dissimilar de superliga 625 com aço carbono ou baixa liga, só começaria a ocorrer com valores de diluição mínimo de 70% ou 75%. Estrutura totalmente martensítica se formaria apenas com a diluição a partir de 85%. Esses valores de diluição são muito elevados para os processos convencionais de soldagem, principalmente no caso da soldagem de revestimento. Portanto, a formação dessas ZPM´s não poderia ser atribuída a diluição global do processo de soldagem, uma vez que o fluxo convectivo que age na poça de metal fundido tende a produzir um metal de solda com composição química relativamente homogênea (Kou & Yang, 2007).

A Figura II.7(A), de DuPont e Kusko (2007), apresenta a micrografia de uma solda de revestimento de superliga 625 sobre substrato de aço baixa liga, identificando uma camada fina de martensita junto a linha de fusão, do lado do metal de solda. Na Figura II.7(B) observa-se o mapeamento dos elementos de liga (Fe, Cr e Ni) referente a linha preta vertical introduzida na Figura II.7 (A), desde o metal de base até a estabilização dos valores no metal de solda. No gráfico de composição química está assinalada a região da ZPM, na qual ocorre uma variação contínua e muito intensa nos percentuais dos elementos mapeados. Nesse caso, a espessura da camada de martensita variou de 1-3μm e a ZPM apresentou largura de aproximadamente 30μm. Observa-se também nesta última figura, que a composição química do metal de solda se estabilizou após a ZPM.

A Figura II.8 ilustra o resultado obtido por Silva (2010), no qual é possível observar em detalhe, a estrutura martensítica numa parcela estreita da ZPM. De acordo com o autor (Silva, 2010), os principais fatores para formação desta microestrutura na interface da linha

de fusão estão associados principalmente à baixa eficiência dos fenômenos de convecção e difusão no metal líquido e a fraca agitação da poça de fusão nessa região junto a linha de fusão, resultando assim numa mistura incompleta do metal de base diluído no metal de solda.

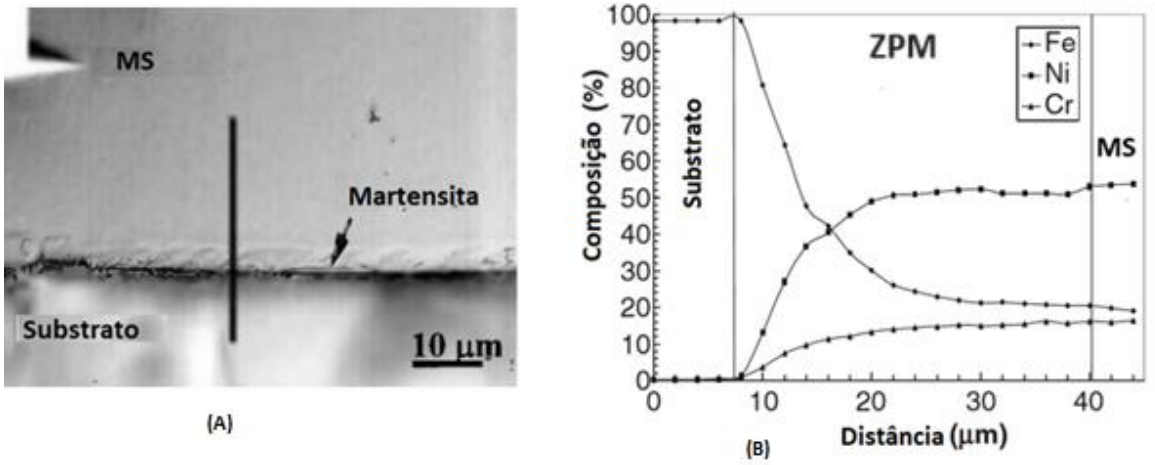


Figura II.7 – (A) Micrografia de revestimento de superliga 625 sobre aço (B) Mapeamento de composição química do revestimento. (DuPont e Kusko, 2007)

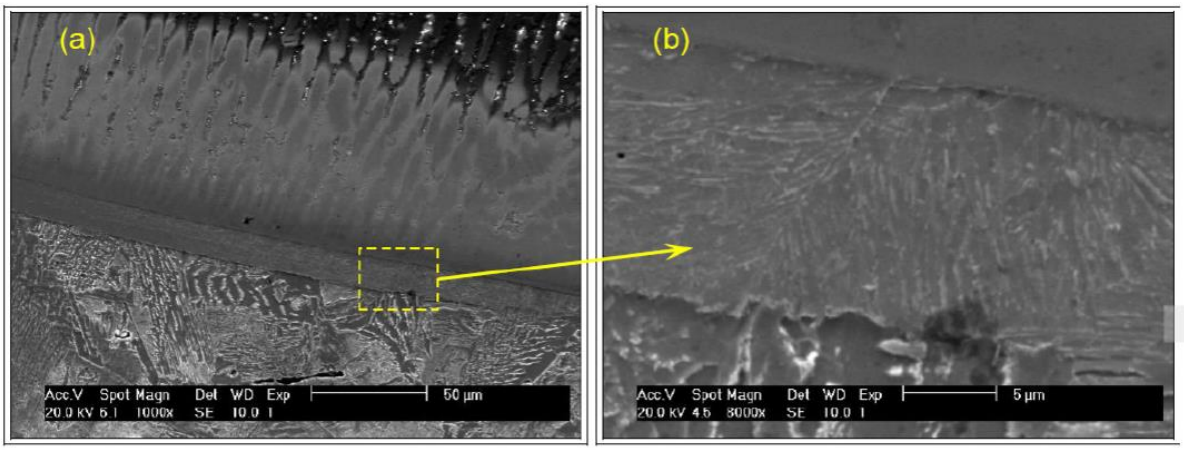
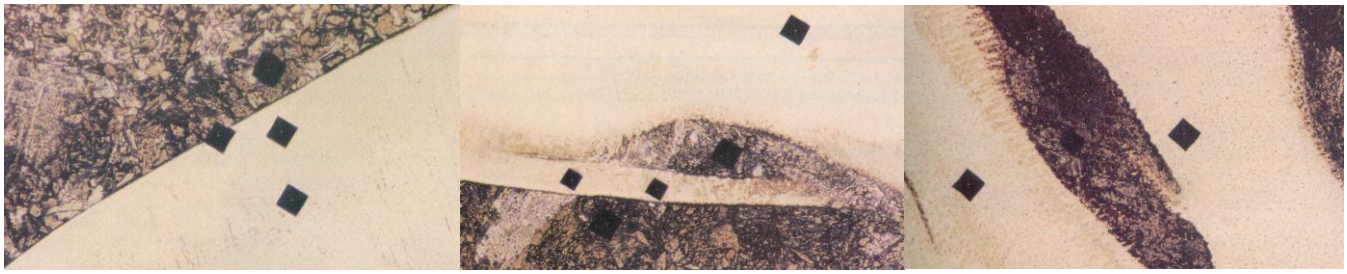


Figura II.8 – (a) MEV da ZPM indicando uma região de alta dureza destacada pelo quadrado tracejado (b) Ampliação da região demarcada revelando a presença de martensita na solda de revestimento de superliga 625 em substrato de aço ARBL (Silva, 2010).

Alguns autores como Doody (1992), Kejelin et al. (2005), Kim et al. (2015), Dai & Lippold (2018), Zhang et al. (2023), entre outros, utilizam o termo ZPM ou qualquer um dos demais indicados anteriormente, para fazer referência às alterações microscopicamente visíveis que ocorrem junto a linha de fusão. Essas alterações podem estar associadas à formação de microestrutura martensítica, e nesse caso, se constituiriam em pontos frágeis para eventual ocorrência de falhas. Doody (1992) inclusive estabeleceu uma classificação baseada na morfologia e dimensões dessas ocorrências, na qual elas são distinguidas como: praia, península ou ilha (figura II.9). No presente texto essas macrosegregações como

definido por Kou & Yang (2007) serão designadas como ZPD (Zona Parcialmente Diluída) ou diretamente como ocorrência tipo praia, ilha ou península.



(a) (b) (c)

Figura II.9 – Morfologias relativas a classificação das ZPD´s conforme critério de Doody (1992): (a) Praia (b) Península (c) Ilha. (adaptação de Doody, 1992).

Outros autores como DuPont & Kusko (2007), Silva (2010), Beaugrand et al. (2009), Rozmus-Górnikowska et al. (2017), entre outros, adotam o mesmo conceito do presente texto e descrevem a ZPM como uma zona de transição composicional complexa, que se estende desde a linha de fusão até a região na qual há a estabilização da composição química do depósito soldado (Figura II.7B). Nessa zona, conforme Beaugrand et al. (2009) podem-se formar 3 regiões morfologicamente distintas, designadas pelos autores de zonas M, Φ e Π (Figura II.10). A zona M é contígua a linha de fusão, com extensão de alguns micrometros, composta por ripas de constituinte rico em ferro com estrutura martensítica, em ocorrências conforme descritas por Doody (1992), ou seja, ZPD´s dos tipos praias, penínsulas e ilhas. A zona Φ também é contígua a linha de fusão, exibindo microestrutura monofásica, aparentemente homogênea em escala microscópica, e não caracterizada pelo ataque químico. A zona Π é uma região na qual se observa a presença de grande quantidade de partículas constituídas por elemento químico de número atômico elevado, com distribuição interdendrítica, consistente com a esperada segregação de Mo e Nb durante a solidificação dessa região de alta diluição. Essa proposta de padronização da terminologia dos fenômenos que ocorrem junta a linha de fusão em soldas de materiais dissimilares, aparentemente não foi largamente adotada, mas ilumina a questão da complexidade dessa região.

Zhang et al. (2023) fizeram um estudo aprofundado sobre os mecanismos de corrosão sob tensão a partir de um experimento que envolveu a soldagem de revestimento com a superliga de níquel 625 sobre o substrato de aço API 5L X80. Nesse trabalho foi observada a relevância das ZPD´s do tipo praia e península, (denominadas pelos autores como ZPM´s), no sentido de intensificar a nucleação e propagação de microtrincas em meios corrosivos severos. Os autores associaram a formação da ZPD´s com o fato da temperatura liquidus do aço, o metal de base, ser maior que a do metal de solda, possibilitando que a parcela final do substrato fundido que é introduzido na poça de fusão, venha a se solidificar antes que a

mistura se complete, produzindo regiões com elevado teor de Fe. Esses mecanismos de formação das ZPD´s junto a linha de fusão foram desenvolvidos e bem detalhados por Kou & Yang (2007), segundo os quais, quanto maior for a diferença entre as temperaturas liquidus do substrato e do metal de solda, maior será a taxa de resfriamento.

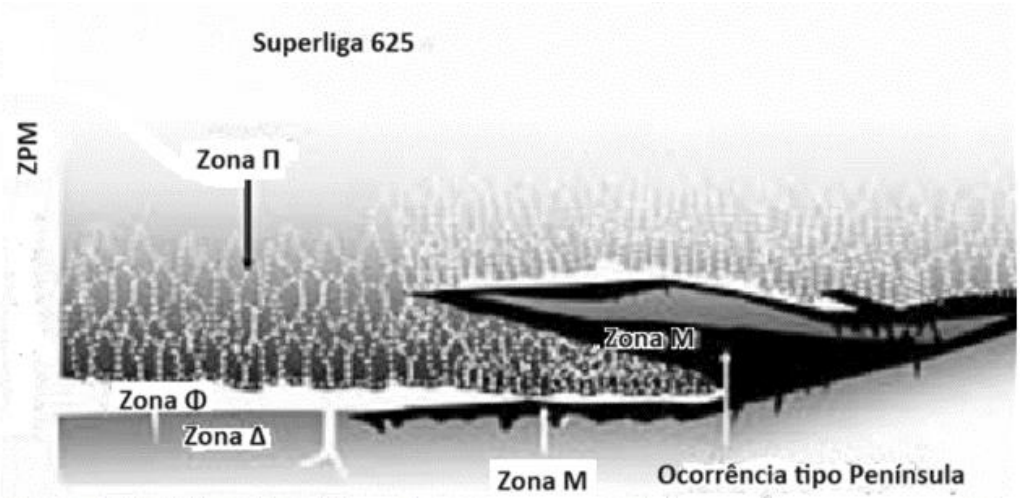


Figura II.10 – Regiões da ZPM conforme Beaugrand et al. (2009)

Zhang et al.(2023), observaram que o aumento na diferença entre as temperaturas de solidificação do substrato e do metal de solda induz ao estreitamento da zona de diluição (ZPM) e promove a transformação martensítica nessas regiões com alto teor de Fe. A Figura II.11 ilustra bem esse efeito, pois os autores comparam 3 amostras: a primeira sem ocorrência de ZPD junto a linha de fusão, a segunda com uma ocorrência tipo praia e a terceira com uma ZPD tipo península junto a linha de fusão. O mapeamento do teor de Fe, Ni e Cr na seção transversal do revestimento evidencia que na amostra sem ZPD, a extensão da zona de diluição (ZPM) é maior que nas amostras que apresentam ZPD tipo praia ou península, junto a linha de fusão. O mapeamento de microdureza evidencia a formação de microestrutura martensítica nas duas amostras com ZPD, com o pico de valor de dureza muito próximos. A Figura II.12 ilustra a análise feita por MEV na região com uma ZPD tipo praia, na qual os autores caracterizaram a presença de estrutura martensítica.

Conforme apresentado na Figura II.10 (Beaugrand et al., 2009), na ZPM podem aparecer diferentes ocorrências microestruturais produzidas pela maior ou menor ineficiência no processo de homogeneização da mistura do substrato fundido com o metal de adição depositado. Essas ocorrências podem ser contínuas ao longo da linha de fusão, assim como podem não ocorrer (Zhang et al., 2023). Mais afastado da linha de fusão, mas ainda dentro da ZPM, inicia a solidificação dendrítica do metal de solda com teor de Fe mais elevado que na região de estabilização da sua composição química. A precipitação grosseira que ocorre na região interdendrítica indicada por Beaugrand et al. (2009) tem como causa o elevado teor

de Fe, que diminui a solubilidade de Nb e Mo na matriz austenítica, intensificando a sua microsegregação.

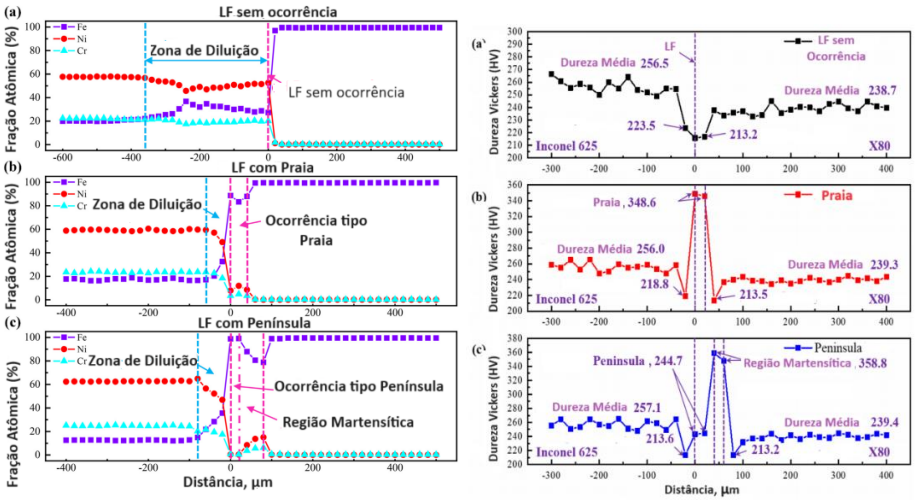


Figura II.11 – Mapeamento da composição química e microdureza em torno da linha de fusão (LF) em três regiões distintas: (a) LF sem qualquer tipo de ZPD (b) LF com ZPD tipo praia (c) LF com ZPD tipo península, Zhang et al. (2023).

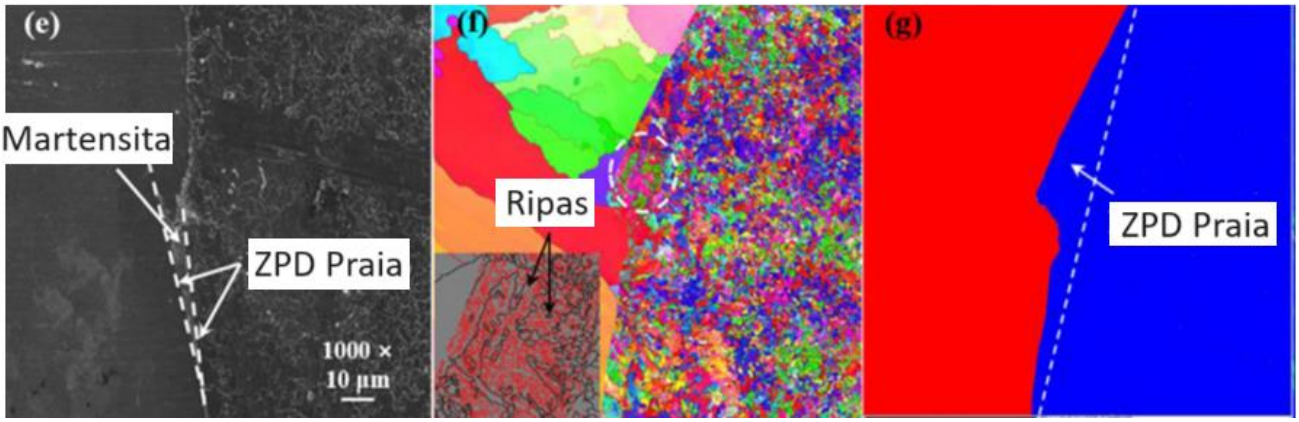


Figura II. 12- Análise da microestrutura na região da linha de fusão de amostra contendo ZPD tipo praia na soldagem de revestimento de liga 625 sobre substrato de aço API 5L X80 (e) microestrutura MEV (f) EBSD - figura de polo invertido (g) EBSD - mapa de distribuição de fases. Zhang et al. (2023)

O modo de solidificação a partir da ZPM pode variar conforme às condições térmicas na poça de fusão e variações composicionais locais. Segundo Bunaziv et al. (2019), o modo primário de solidificação da superliga 625 seria o celular-dendrítico, mas pode variar conforme apresentado na Figura II.13. O parâmetro G/R é o que indica o modo de solidificação, sendo G o gradiente de temperatura no líquido e R a velocidade de solidificação. No gráfico observa-se que a superliga 625, devido ao elevado teor de elementos de liga, não apresenta possibilidade de solidificação no modo planar.

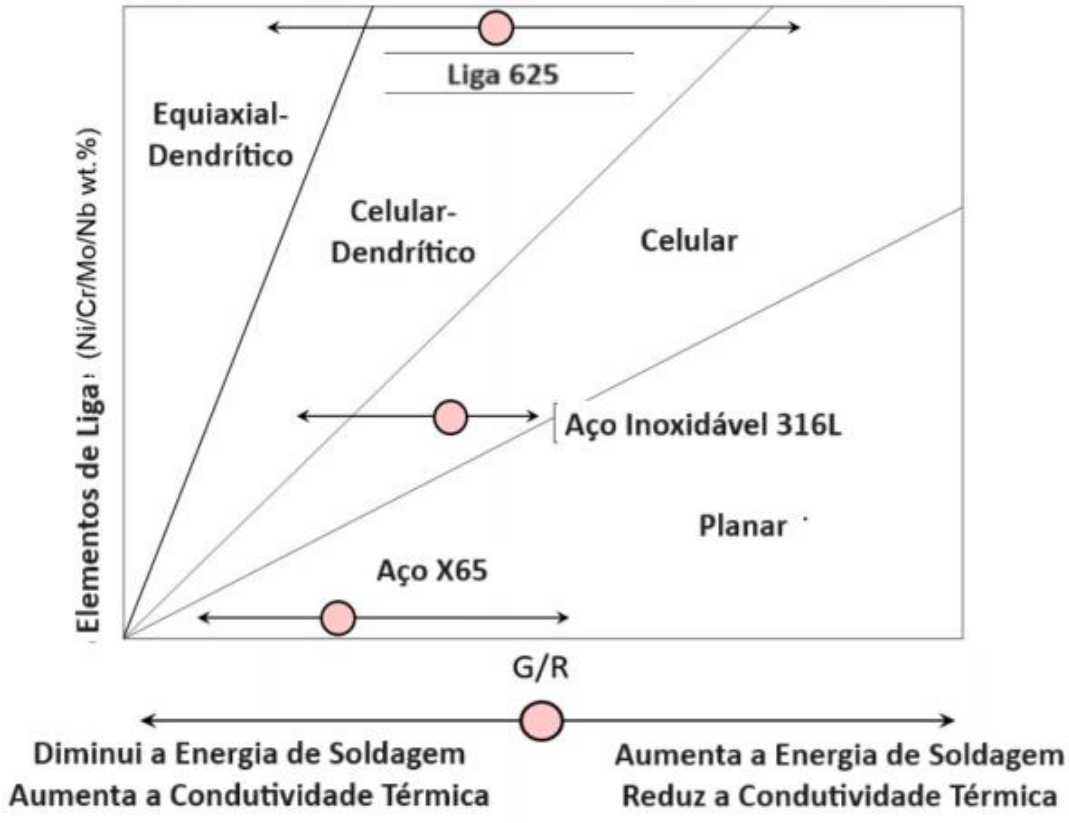


Figura II. 13 - Gráfico adaptado representando o efeito combinado da taxa de solidificação e do gradiente de temperatura no modo de solidificação do metal de solda de diferentes ligas. (Bunaziv et al., 2019).

II.2 – Comportamento de Revestimentos Soldados com a Superliga de Níquel 625

A corrosão é um processo espontâneo de degradação do material devido a reações químicas ou eletroquímicas promovidas pelo meio no qual ele está operando em serviço, podendo estar ou não associada a esforços mecânicos (Ponte, 2003). A degradação do material ocorre por perda de massa e/ou por comprometimento das suas propriedades químicas e físicas, podendo levar o componente a falha. A agressividade do meio desempenha um papel muito relevante na evolução do processo corrosivo. Estima-se que o prejuízo provocado pelo processo corrosivo seja muito elevado, da ordem de 3,4% do PIB global (NACE, 2016).

A proteção contra o processo corrosivo é complexa e demanda investimento em pesquisa e tecnologia. O primeiro passo é selecionar o material adequado para suportar às condições de serviço. Igualmente importante, é adotar um sistema de proteção e monitoramento dos componentes sujeitos às condições críticas de operação, visando prevenir a ocorrência de falhas eventuais. A soldagem de revestimento é uma dessas formas de proteger a superfície de um componente sujeito a condições críticas de trabalho. (NACE, 2016; Gentil, 2007)

A superliga de Ni 625, conforme foi apresentado no item anterior, possui um conjunto de propriedades que a elege para aplicações em condições de serviço muito severas, tanto em termos de temperatura de trabalho como corrosividade do meio (Fashu & Trabadelo, 2023). Guo et al. (2023) destacaram que a boa soldabilidade da superliga 625 permitiu associar essas propriedades excepcionais com o custo de produção menos restritivo, através da sua deposição seletiva apenas nas superfícies nas quais é requerida. Entretanto, ressaltam a importância do controle da diluição no processo de deposição, pois através desta, o substrato pode contaminar o revestimento, principalmente com Fe e C. Souza et al. (2021) corroboraram com este cuidado, em particular, no caso do processo GMAW (MIG/MAG), que produz níveis de diluição mais altos que outros processos como GTAW(TIG), Plasma de arco transferido com adição de pó (PTA-P), Laser(LW) e CMT(Cold Metal Transfer).

Diversos autores (Bunaziv et al., 2019; Silva et al., 2012; Solecka et al., 2015; Kou e Yang, 2007; Teichmann, 2016; Silva et al., 2014) destacaram que a segregação de elementos de liga degrada a resistência à corrosão da superliga 625. A elevada resistência à corrosão da superliga 625 é obtida através da formação de uma película passiva de óxido de cromo (Cr_2O_3) sobre a superfície do material, similar a dos aços inoxidáveis (Silva et al, 2012; Karimihaghighi & Naghizadel, 2023). A presença de outros elementos de liga além do cromo, como o molibdênio, alumínio e tungstênio, pode incrementar essa propriedade, especialmente no que se refere à corrosão localizada. (Karimihaghighi & Naghizadel, 2023)

Por outro lado, ferro e carbono são elementos que precisam ser limitados na composição da liga, pois produzem efeitos nocivos em relação a resistência à corrosão, em particular, a precipitação de partículas de segunda fase nos contornos de grão (Silva et al., 2014). Na soldagem de revestimento sobre substrato de aço, a diluição é uma janela possível para inserção destes elementos. As normas e códigos de soldagem (API 6A, 2010; DNV-OS-F101, 2012; API 5L, 2004) restringem a diluição na soldagem de revestimento de superliga 625 sobre substrato de aço, de modo que o teor de ferro no metal de solda não ultrapasse um valor especificado, normalmente entre 5 e 10%.

Silva et al. (2014) desenvolveram um teste comparativo referente a resistência à corrosão, entre dois revestimentos soldados com o processo GTAW com superligas Ni-Cr-Mo sobre um substrato de aço ASTM A516 grau 60. As superligas de Ni foram a 625 e a C276, sendo que ambas foram depositadas com os mesmos parâmetros de soldagem em camada única. Os revestimentos foram avaliados por meio de análise metalográfica e ensaios de corrosão e foram submetidos aos ensaios de polarização eletroquímica com solução de cloreto de sódio (NaCl), de acordo com a ASTM G61 (2009). Para avaliar a susceptibilidade à corrosão localizada por pites foi realizado também o ensaio conforme a norma ASTM G48 (2009), para determinação da Temperatura Crítica de Pite (TCP). A caracterização dos revestimentos indicou diluição baixa (2,19% para a superliga 625 e 7,11% para a superliga

C276), microestrutura típica de revestimentos soldados com ligas de Ni (matriz austenítica com precipitação de segunda fase na região interdendrítica) e presença de ZPM com estrutura martensítica. O resultado do teste de polarização cíclica potenciodinâmica mostrou que as regiões corroídas da superliga 625 foram concentradas ao longo dos núcleos da dendritas, enquanto que na superliga C276 o ataque ocorreu preferencialmente na vizinhança dos precipitados ricos em Mo (Figura II.14). Em ambos os casos os autores associaram esse comportamento a regiões empobrecidas em Mo: na superliga 625 pela microsegregação e na superliga C276 pela concentração de Mo nos precipitados, num mecanismo similar ao da sensitização nos aços inoxidáveis.

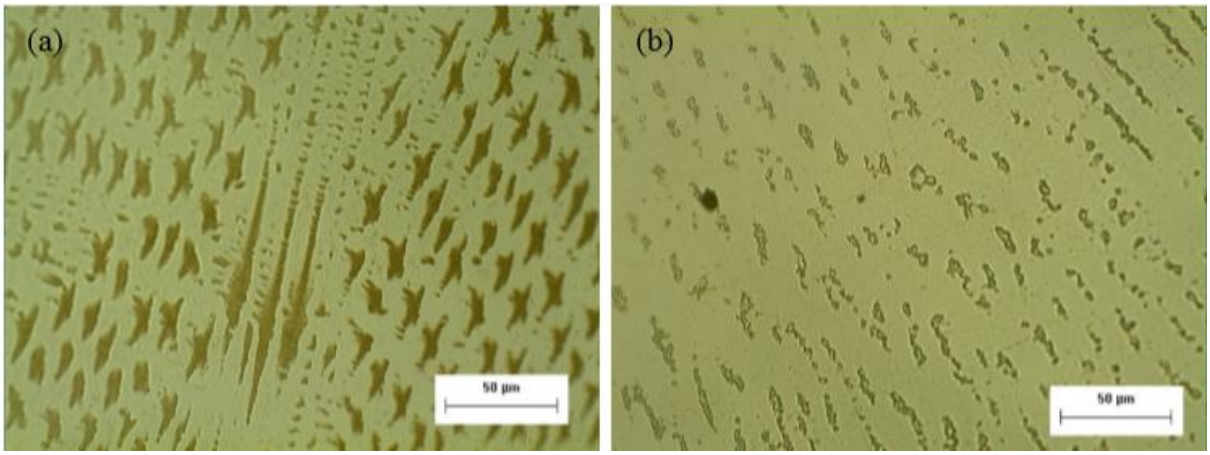


Figura II. 14 – Resultado da análise por microscopia dos corpos de prova submetidos ao ensaio de polarização (a) superliga 625 (b) superliga C276 (Silva et al., 2014).

No teste de imersão segundo a norma ASTM G48 (2009), a superliga 625 apresentou pites na superfície a temperatura de 50 ºC. A superliga C276 somente apresentou pites a temperatura de 70 ºC. Entretanto, os autores destacaram que apesar da superliga 625 ter falhado a temperatura mais baixa (50 ºC), na temperatura de 70 ºC ela foi menos atacada que a superliga C276. Apesar desse aparente paradoxo, os autores concluíram que a superliga C276 deve ser considerada mais resistente à corrosão por pites, conforme a norma ASTM G48 (2009), uma vez que o ataque por pites na temperatura de 50 ºC não ocorreu para esta, apenas para a superliga 625. Eles justificaram esse comportamento em função da superliga C276 apresentar o PREN (Pitting Resistance Equivalent Number) maior que o da superliga 625, mesmo apresentando o teor de ferro maior que 10%. A Equação II.5 apresenta a fórmula do PREN utilizada pelos autores (Silva et al., 2014). É fácil observar que o PREN considera apenas a composição química da liga (parcial), independente da sua microestrutura, do meio corrosivo a que o material está submetido e tão pouco os esforços atuantes. Valle (2017) enfatiza que é um erro a utilização do PREN como critério único de seleção de material sem levar em consideração às características do meio corrosivo, que quanto mais agressivo for o meio, menor é a correlação entre o PREN com a resistência à corrosão por pite.

$$PREN = \%Cr + 1{,}5\,(\%Mo + \%W + \%Nb) + 30\,(\%N) \qquad \text{Eq. II.5}$$

Yin et al. (2009) realizaram ensaios de polarização cíclica em algumas superligas de Ni em solução 5% NaCl com CO_2 a 80 ºC. Os resultados indicaram que a superliga 625 e a superliga G3 (44,5%Ni, 24%Cr, 7,6%Mo, 1,15%W, 1,35%Cu) apresentaram faixas de passivação estáveis, enquanto as demais ligas apresentaram pites metaestáveis. Esse resultado foi atribuído ao maior teor de Mo dessas duas ligas, quando comparadas com as demais ligas testadas. A superliga 625 apresentou o maior valor de E_p (potencial de pite), indicando sua maior resistência à corrosão por pite que as demais ligas, apesar de seu PREN ser bem próximo ao da superliga G3 (Figura II.15 (a)). Novamente observa-se a falta de correspondência entre o PREN e a resposta do material nos ensaios de corrosão eletroquímicos.

Yin et al. (2009) submeteram as mesmas ligas ao mesmo ensaio de polarização cíclica, apenas modificando a solução utilizada, que foi a solução saturada de CO_2 a 80 ºC, neste caso com traços de H_2S (Na Figura II.15 (b)). Observa-se que a região de passivação das superligas de Ni no meio CO_2/H_2S tornaram-se mais largas e estáveis que na solução saturada apenas com CO_2. Os autores indicam que o H_2S atuou como despolarizador catódico acelerando a iniciação do processo corrosivo. E justificaram a importância desse trabalho, pois existem poucos dados disponíveis sobre o comportamento corrosivo das superligas de Ni em meios contendo CO_2 e H_2S, que são muito comuns em aplicações do segmento óleo e gás.

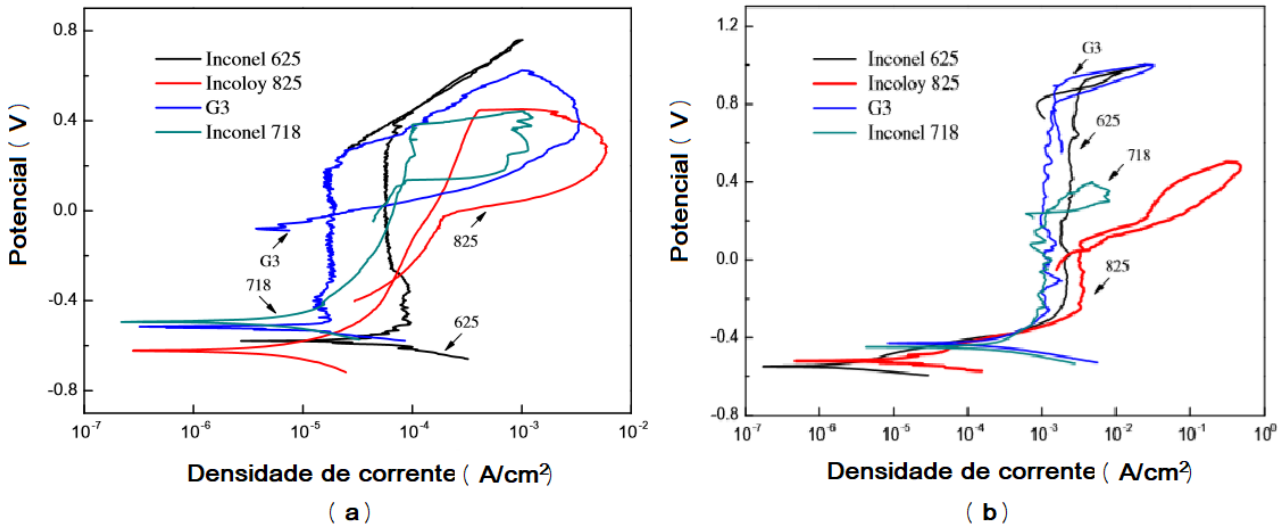


Figura II. 15 - Curvas de polarização cíclica potenciodinâmica de superligas de níquel expostas a: (a) solução saturada de CO2 a 80ºC (b) solução saturada de CO2 a 80 ºC com traços de H_2S. (Yin et al., 2009).

Ferreira et al. (2011) compararam dois revestimentos soldados com as superligas 625 e 825 depositadas sobre substrato de aço carbono utilizando o processo GMAW. Os ensaios de polarização linear potenciodinâmica (PLP) foram realizados em solução de NaCl

3,5% saturado com CO_2. A superliga 625 apresentou o potencial de corrosão (E_{cor}=-0,160 V) mais negativo que o da superliga 825(E_{cor}=-0,055 V), indicando que o último revestimento apresentou uma região imune maior que a da superliga 625, apesar do PREN mais baixo. Este efeito foi atribuído pelos autores à formação de fases deletérias na superliga 625 por efeito de diluição. No teste de polarização potenciostática (PP) aplicado às mesmas duas ligas com a mesma solução, apenas sem o CO_2, os resultados de E_p (potencial de pite) foram invertidos (zona de passivação da superliga 625 (E_{pit}=0,878 V) maior que a da superliga 825 (E_{pit}=0,711 V)). Esse último resultado foi atribuído ao maior teor de Mo da superliga 625 em relação a superliga 825.

Abioye et al. (2015) desenvolveram um experimento com a soldagem de revestimento com o processo LASER de superliga 625 sobre um substrato de aço inoxidável AISI 304. A avaliação da resistência à corrosão foi realizada com solução de 3,5% NaCl deaerada com o ensaio eletroquímico de polarização potenciodinâmica (ASTM G61) a temperatura ambiente. Foram selecionadas duas condições de soldagem com diferentes percentuais de diluição (4,5% e 12%), sendo ainda avaliado também o metal de base sem revestimento nas mesmas condições de ensaio. Aos resultados dos testes de corrosão foram agregados os dados da literatura referente a uma peça forjada de superliga 625 para servir como referência. A Tabela II.3 apresenta os resultados obtidos e os dados do material de referência (forjado de superliga 625) e a Figura II.16 apresenta o gráfico dos ensaios.

A análise dos resultados indica que o revestimento de superliga 625 com 4,5% de diluição apresentou um desempenho muito próximo ao da peça forjada de superliga 625. Já na comparação desse revestimento com o metal de base (aço inoxidável AISI 304L) fica evidenciado o melhor desempenho do revestimento, uma vez que a densidade de corrente de passivação (I_p) é menor e o potencial de quebra (E_b) é maior. O I_p menor significa que a camada passivada se forma com menor densidade de corrente evitando perda de material. O valor de E_b maior significa que o revestimento resiste mais a formação de ataque localizado (pite) na camada passivada. Observando o gráfico da Figura II.16, no caso do metal de base ocorre um rápido incremento da densidade de corrente após a região passivada, com pequena ou nenhuma variação no potencial, o que provavelmente indica a formação de pite na sua superfície. No caso do revestimento de superliga 625 o gráfico mostra que na região transpassiva o gradiente de densidade de corrente é pequeno, o que indica que o processo corrosivo é uniforme.

A comparação entre os dois revestimentos com diferentes níveis de diluição (4,5% e 12%) mostra que o revestimento com 12% de diluição apresenta E_b menor, E_{cor} menor e I_p maior, ou seja, evidencia o efeito deletério do Fe sobre a resistência à corrosão. A Figura II.17 apresenta a superfície do corpo de prova de corrosão do revestimento de superliga 625 antes e após o ensaio. O aspecto superficial da amostra após o ensaio de corrosão sugere que

houve corrosão uniforme no revestimento de superliga 625 pela ausência de pites. A matriz austenítica apresenta evidências de ataque seletivo devido a presença de produtos de corrosão como indicado na Figura II.17(b). Os precipitados aparentemente não foram afetados, pois tanto quantitativamente quanto morfologicamente não houve modificação significativa (Abioye et al., 2015).

Tabela II.3 – Resultado do ensaio de corrosão de polarização potenciodinâmica.de revestimentos soldados com LASER e do material de base (Abioye et al., 2015)

Amostra	E_{corr} (mV)	I_p ($mAcm^{-2}$)	E_b (mV)
Liga 625 - 4,5%D	-222±8	$3,0x10^{-4}$	585±5
Liga 625 - 12%D	-273±18	$2,2x10^{-3}$	472±8
Aço inox 304 – MB	-265±16	$1,9x10^{-3}$	340±10
Liga 625 – forjado	-264	$4,7x\ 10^{-4}$	600

onde E_{corr} = potencial de corrosão, I_p = densidade de corrente de passivação, E_b = potencial de quebra.

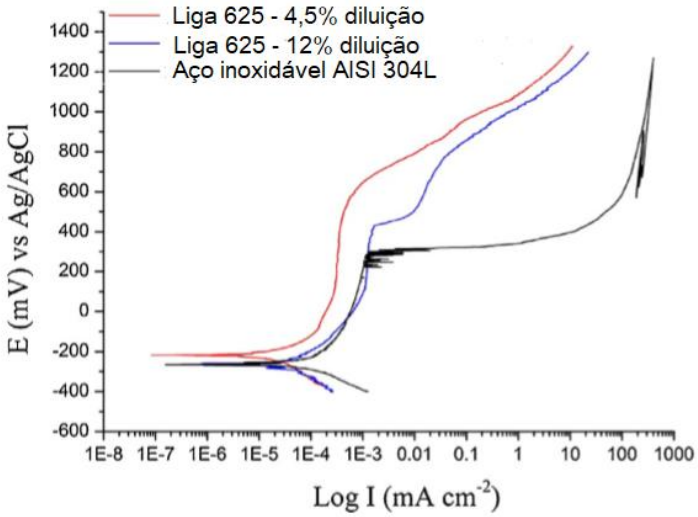


Figura II. 16 - Curvas de polarização de revestimento LASER de superliga 625 e de aço inoxidável AISI 304L em solução deaerada 3,5%NaCl a temperatura ambiente. (Abioye et al., 2015).

O mapeamento com raio X da superfície da amostra de revestimento de superliga 625 (Figura II.18) e a análise química com o EDX (Tabela II.4) confirmaram a presença de oxigênio em teor significativo na região referente a matriz. Na região interdendrítica, o percentual de oxigênio foi relativamente baixo, indicando que a formação de óxido nessa região ocorreu com muito menor intensidade, confirmando o ataque seletivo a matriz (Abioye et al., 2015), resultado similar ao de Silva et al. (2014).

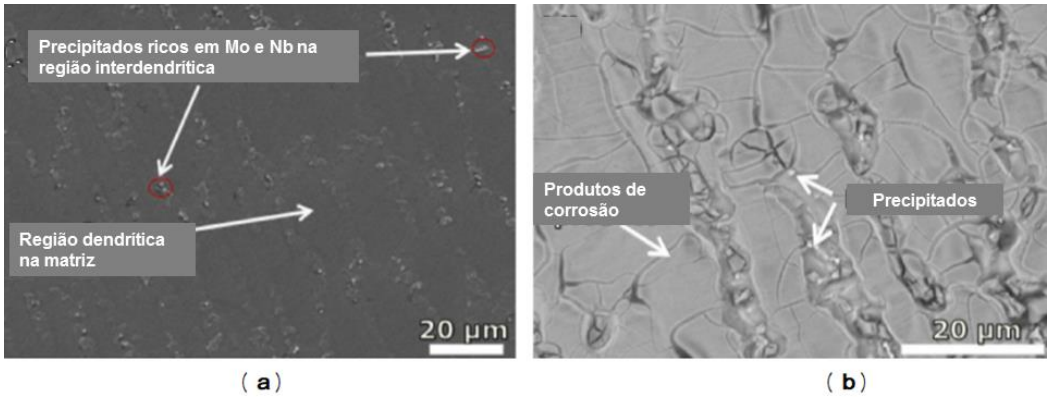


Figura II. 17– Superfície do revestimento LASER de superliga 625: (a) antes do ensaio de corrosão (b) após o ensaio de corrosão. (Abioye et al., 2015).

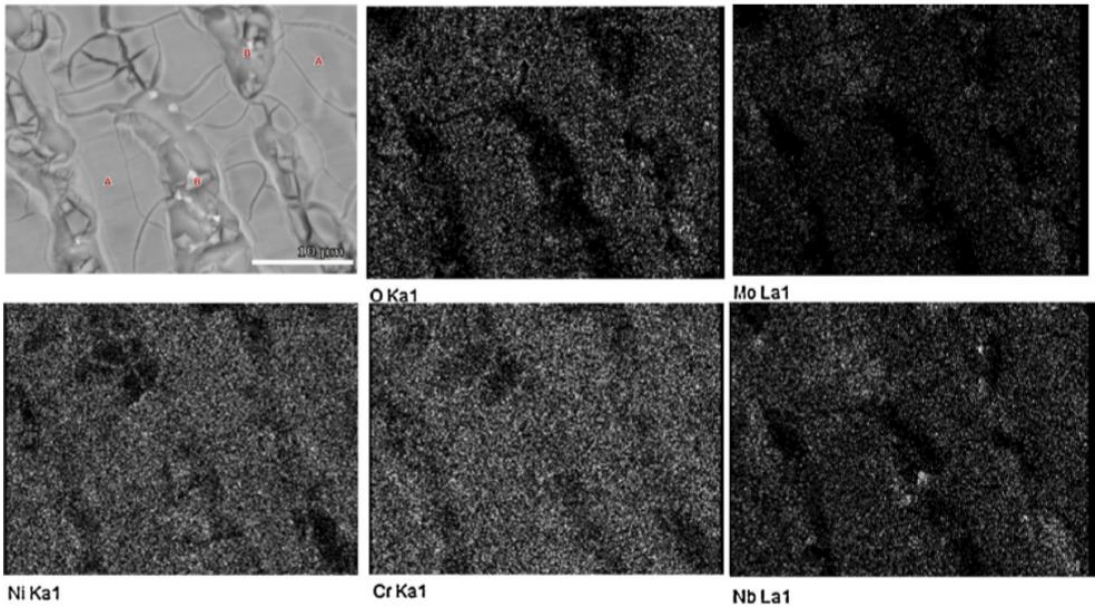


Figura II. 18 – Mapeamento da superfície da amostra de revestimento com liga 625 com raio X após o ensaio de corrosão. (Abioye et al., 2015).

De uma forma geral, considerando os resultados apresentados, eles corroboram as recomendações de GENTIL (2007) e também de Karimihaghighi & Naghizadel (2023), no sentido de que no estudo de um processo corrosivo devem ser sempre consideradas as variáveis dependentes do material metálico, do meio corrosivo e das condições de serviço. Segundo os autores, só esta avaliação conjunta permitirá indicar o material mais adequado para uma determinada aplicação. Por outro lado, segundo Abioye et al.(2015), foi possível verificar que o ensaio de polarização cíclica pontenciodinâmica é adequado para uma avaliação comparativa entre revestimentos soldados com diferentes técnicas e processos de soldagem. A tabela II.5 apresenta um compilado de resultados obtidos por diversos pesquisadores, em condições distintas de soldagem (processo utilizado, parâmetros e técnica de soldagem, número de camadas e substrato) e meio corrosivo também distintos para o ensaio de Polarização Potenciodinâmica Cíclica (ASTM G61).

Tabela II.4 – Resultado da análise química por EDX nas regiões dendrítica e interdendrítica da superfície de revestimentos soldados com LASER após ensaio de corrosão (Abioye et al., 2015).

Região	O	Cr	Fe	Ni	Nb	Mo
Matriz dendrítica	19,5	15,7	1,2	37,2	9,0	17,5
Interdendrítica	2,6	21,6	0,9	58,8	5,3	10,8

Tabela II.5 – Resultados de Ensaios de Polarização Potenciodinâmica Cíclica para a liga 625 de diversos pesquisadores (Guo et al., 2023; Souza et al., 2021; Gui et al., 2022; Moura et al., 2022; Abioye et al., 2015; Alvarães, 2020; Han et al., 2018)

Referência	E_{cor}(mV)	E_p(mV)	I_p(μA/cm²)	M. Corrosivo	Dil.(%)/%Fe	Nº Cam.	Processo	Substrato
Guo et al. 2023	-268	697	0,957	Sol.3,5%NaCl	3,71%Fe	1	LW	Aço Cr-Mo
	-234	645	0,195		13,29%Fe			
	-191	755	0,147		25,85%Fe			
Souza et al. 2021	-167	-	2,44 (*)	Sol.18%NaCl (*) 25ºC (**) 60ºC	19%D	1	GMAW	Aço C
	-154	-	2,66(*)		34,5%D		GMAW Th	
	-204	-	3,04(**)		19%D		GMAW	
	-203	-	3,58(**)		34,5%D		GMAW Th	
Gui et al. 2022	-254,6	-	0,04008	Sol.3,5%NaCl	1,86%D	1 fina (0,5mm)	LW	Aço Q245R
	-190,5	-	0,01121		1,51%D			
	-270,4	-	0,0118		0,28%D			
Moura et al., 2022	-187,48	994,68	0,06	Sol.3,5%NaCl 25ºC	13,61%Fe	1	MIG 75%He +Ar	Aço SAE 1006
	-195,78	670,45	0,06		4,22%Fe	2		
	-259,66	669,53	0,09		1,33%Fe	3		
	-156,62	963,86	0,04		26,88%Fe	1	MAG 25%CO2 + Ar	
	-189,63	728,67	0,04		10,32%Fe	2		
	-248,69	680,45	0,05		5,29%Fe	3		
Abioye et al., 2015	-222	585	0,3	Sol.3,5%NaCl	4,5%D	1	LW	AISI 304
	-273	472	2,2		12%D	1		
	-264	600	0,47		Forjado-0%D	-	-	
Alvarâes,2020	-117	680	-	Sol.3,5%NaCl	4,54%Fe	1mmLF	ESW	Aço ASTM A516
	-136	675	-		4,93%Fe	2mmLF		
	-126	706	-		4,51%Fe	3mmLF		
Han et al., 2018	-288	513,1	0,592	Sol.3,5%NaCl 25ºC	0,98%Fe	9	SMAW	ASTM A36
	-266,9	554,2	0,821		2,10%Fe			
	-260,9	559	0,820		2,21%Fe			

Kravetz (2018) assinala que existe uma lacuna na interpretação e entendimento dos resultados do ensaio PPC para a superliga 625. Isto é devido, segundo ele, a complexidade dos mecanismos que atuam no desenvolvimento da resistência à corrosão localizada desse material. É provável que essa complexidade interfira na interpretação dos resultados e justifique os resultados, que numa primeira avaliação seriam conflituosos.

No seu trabalho, Kravetz (2018) descreve os fenômenos observados no estudo detalhado sobre o ensaio PPC da superliga 625. A Figura II.19 apresenta a curva PPC completa juntamente com os resultados das medições de pH e teor de O_2 no eletrólito, bem como os resultados de análises realizadas no eletrodo de trabalho com MEV, EDS e espectroscopia Raman.

Segundo Kravetz (2018), a liga já se apresentava passivada no potencial de circuito aberto (PCA), uma vez que não há a transição ativo/passivo. Com o início da polarização, a densidade de corrente sobe gradativamente em função do crescimento da camada passiva (ponto P_0) até atingir a densidade de corrente de crítica (ponto P_1). O potencial de quebra (E_b)

é atingido por volta dos 0,630 V(SCE), não pela formação de pite, mas pela reação de decomposição da água, conforme ele demonstra pela acidificação do eletrólito e o aumento no teor de O_2. Na curva há também uma inflexão por volta de 0,750 V(SCE), ponto P_2, que é atribuída a formação do ânion molibdato (MoO^{-2}) na região externa da camada passiva.

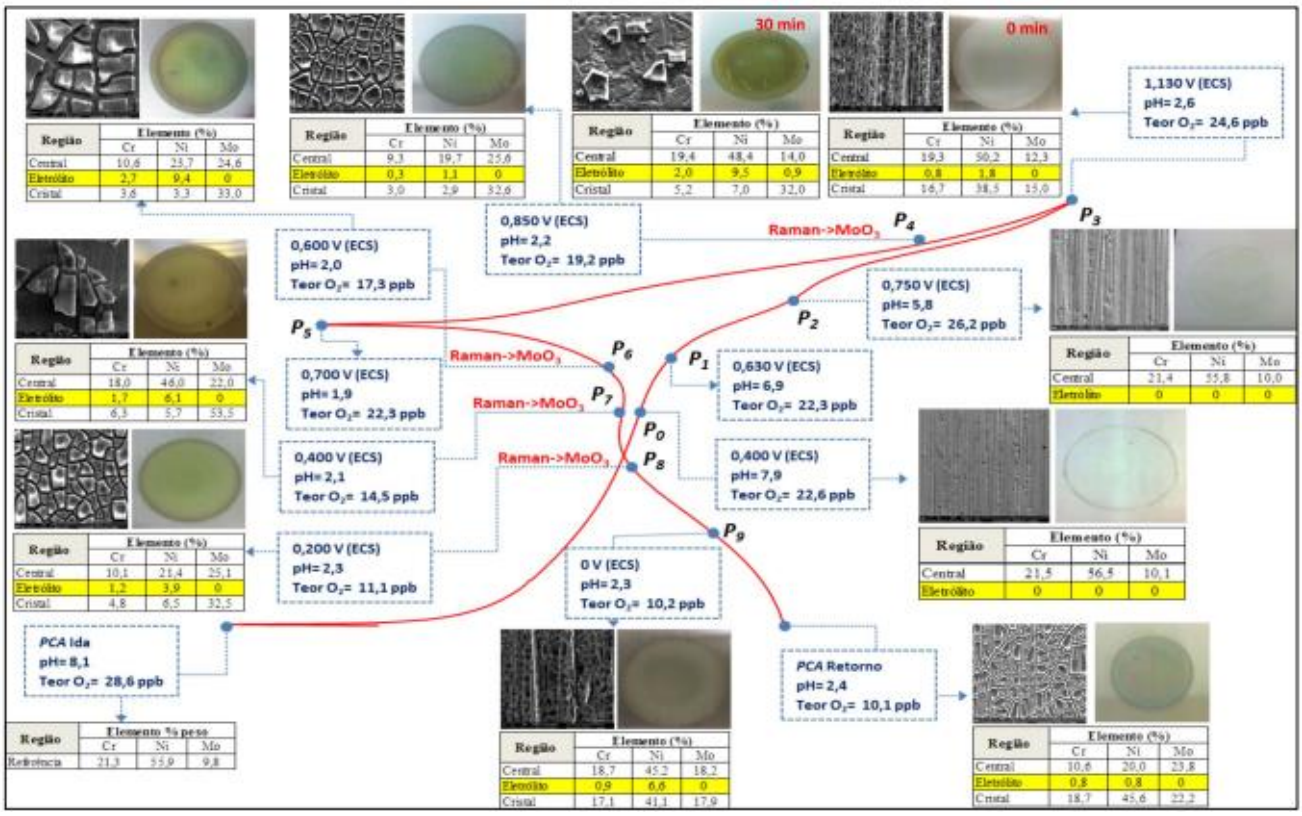


Figura II. 19 – Curva referente ao ensaio PPC da superliga 625 com monitoração do pH e do teor de O_2 do eletrólito e análise do eletrodo de trabalho (Kravetz, 2018

No ponto P_3 ocorreu acidificação severa do eletrólito, contribuindo para a formação da camada protetora rica em Mo, composta provavelmente por MoO^{-2} e MoO_3, e para a oxidação/dissolução generalizada da camada passiva originalmente formada, rica em Cr e Ni, ambas comprovadas pelos resultados de MEV e EDS. A reversão da polarização trouxe a ocorrência do fenômeno de histerese, que significa que as densidades de corrente são diferentes para a varredura anódica em relação a varredura catódica. A histerese é diretamente decorrente das transformações que ocorrem na superfície do material durante a polarização, e envolve, em geral a formação ou a dissolução da camada passiva. A histerese positiva (ponto P_4) é quando a densidade de corrente é menor na varredura reversa (catódica), indicando a formação de uma camada passiva de melhor qualidade (repassivação). No caso da superliga 625, Kravetz (2018) identificou a formação da camada protetora rica em MoO_3.

Nos pontos P_5, P_6, P_7 e P_8 a presença do MoO_3 na camada passivada permaneceu sendo observada, sendo que o maior percentual foi no ponto P_7. No ponto P_9 ocorre a oxidação/dissolução do MoO_3 para Mo^{+3}, comprovado pela não detecção de MoO_3 na camada

passivada.

Outros autores como Frazão et al. (2021) e Klapper et al. (2017) também criticam o uso do PREN como única referência para a comparação dos materiais com relação a resistência à corrosão localizada. Destacam que a utilização apenas da composição química, através de uma fórmula, que inclusive varia conforme a referência utilizada e não considera o efeito de alguns elementos químicos presentes na liga, despreza o efeito importante das variações microestruturais, do meio corrosivo, da temperatura, do acabamento superficial, dentre outros fatores, que podem impactar na corrosão localizada.

Klapper et al. (2017), utilizaram uma fórmula diferente da apresentada por Silva et al. (2014), (Equação II.6), para cálculo do PREN, que segundo os autores, é típica para avaliar a resistência de ligas de Ni à corrosão localizada: PRE = Cr + 3,3 (Mo+0,5W) + 16N (Eq. II.6). Essa fórmula, segundo os autores, destaca o papel do Cr nas ligas de Ni, na formação do Cr_2O_3, o óxido formador da camada passiva, mas que o Cr não influenciaria na capacidade de repassivação. O Mo e W seriam os elementos que contribuem para a capacidade de repassivação das ligas após a formação do pite. Por outro lado, descreveram evidências do efeito do Cu na corrosão localizada de ligas Ni-Cr-Mo em soluções salinas a altas temperaturas, retardando o início do ataque, e mesmo assim, nenhuma fórmula de PREN considera essa contribuição do cobre.

Klapper et al. (2017), também destacaram a importância das Temperaturas Críticas de Pite (TCP) e de Fresta (TCF) como parâmetros relevantes para o estudo da corrosão localizada em ligas de Ni. Essas são as temperaturas mínimas a partir das quais inicia o ataque por pites e fresta, respectivamente, para uma liga específica. A norma ASTM G48 descreve nos seus métodos C e D, respectivamente, os testes de imersão em solução de $FeCl_3$ + HCl para determinar as temperaturas TCP e TCF. A Tabela II.6 apresenta os resultados referentes à determinação da TCP e TCF para a superliga 625, inclusive em meios alternativos. Os autores ressaltam que a solução recomendada pela norma ASTM G48 utilizada para a determinação das temperaturas críticas possui uma limitação referente a estabilidade térmica em temperaturas acima de 85ºC. No caso da superliga 625 a sua TCP é maior que 85ºC, conforme apresentado na tabela II.6.

Tabela II.6 – Resultados de ensaios para determinação das Temperaturas Críticas de Pite (TCP) e de Fresta (TCF) (Klapper et al., 2017)

	Comp. química(%)[a]				TCP(ºC)				TCF (ºC)		
Liga	Cr	Mo	W	PREN[b]	M1[c]	M2[d]	M3[e]	M4[f]	M1[g]	M2[d]	M3[e]
UNS N06625	20,0	8,0	-	46	>85	75	90	41	35	85	50

a – Valores mínimos em% massa conforme SAE-ASTM
b – Conforme equação: PREN = Cr + 3.3 (Mo + 0,5 W) + 16N
c – Conforme método C da ASTM G 48 com a solução: 6% $FeCl_3$ + 1% HCl
d – 11,5% H_2SO_4 + 1,2% HCl + 1% $FeCl_3$ + 1% $CuCl_2$
e – 4%NaCl + 0,1% $Fe_2(SO_4)_3$ + 0,1 mol/l HCl
f – 4,5 mol/l $CaCl_2$
g - Conforme método D da ASTM G 48 com a solução: 6% $FeCl_3$ + 1% HCl

TCP = Temperatura Crítica de Pite
TCF = Temperatura Crítica de Fresta

II.3 –O Processo GMAW-RE

O processo de soldagem GMAW com eletrodo rotativo, na língua inglesa “GMAW with rotating electrode” (GMAW-RE) é uma variação do processo GMAW convencional (GMAW). Neste processo o arame-eletrodo além do movimento de alimentação na direção da poça de fusão, que é típico do processo GMAW convencional, é submetido também a um movimento giratório de pequeno diâmetro e de alta frequência (Almeida, 2019; Prasad et al., 2018; Santos et al., 2018; Heston, 2015; Zhang et al., 2014). A Figura II.20 apresenta o bocal da tocha utilizada no processo GMAW-RE, com o arame-eletrodo em seu movimento giratório.

Naturalmente, o movimento giratório do arame-eletrodo faz com que arco elétrico estabelecido entre este e o metal base, durante a soldagem, seja submetido a esse mesmo movimento de giro. Como o movimento de rotação do eletrodo é de pequeno diâmetro, o arco elétrico gira contornando a poça de fusão, enquanto a tocha é deslocada ao longo de sua trajetória, percorrendo a junta a ser soldada. A diferença essencial entre o processo GMAW e o processo GMAW-RE, é que no primeiro, o arame-eletrodo permanece apontando para o centro da poça de fusão, enquanto no segundo, o arame-eletrodo se movimenta continuamente em torno desta.

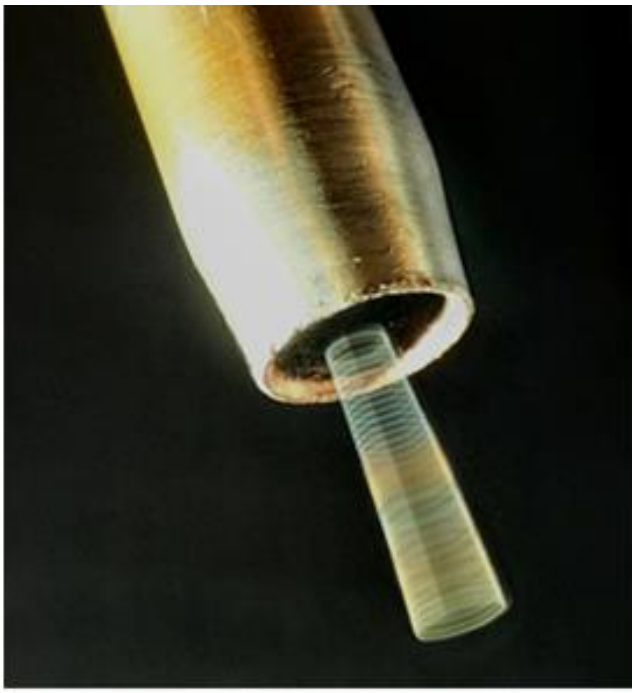


Figura II. 20 - Tocha do processo GMAW-RE mostrando o giro do arame-eletrodo. (Almeida, 2019).

Uma questão inicial relevante é relativa à terminologia aplicada na designação deste processo, pois vários autores (Prasad et al., 2018; Li et al., 2015; Raju et al.,2016; Guo et al.,

2011; Murayama et al., 2015; Duan et al., 2018) optaram pela designação do processo como GMAW com arco rotativo. De fato, embora este termo descreva uma característica típica do processo em questão, a relativamente recente revisão da terminologia dos modos de transferência metálica do processo GMAW convencional de Kah et al. (2014), estabeleceu que a transferência metálica rotativa ocorre para o processo convencional em faixas de energia mais elevadas. Esse modo de transferência é resultado da DBCP (distância bico de contato peça) longa (25 a 35 mm) associada com altas correntes e tensões do arco elétrico. No processo GMAW convencional, a rotação ocorre apenas no arco elétrico, o arame-eletrodo não gira, apenas mantém o seu movimento axial de alimentação de metal de adição. A rotação do arco elétrico no processo GMAW convencional é provocada pelas intensas forças eletromagnéticas atuantes (Kah et al., 2014). Portanto, essa designação para o novo processo como GMAW com arco rotativo pode provocar alguma confusão, caso não seja especificada a origem da rotação, se eletromagnética ou mecânica, notadamente porque se referem a processos com características completamente distintas.

Outros autores (Santos et al., 2018; Raju et al., 2016; Dierksheide et al., 2004) fazem menção ao processo como GMAW com eletrodo rotativo (GMAW-RE), enquanto Zhang et al. (2014), o designa como processo GMAW com arame rotativo (GMAW-RW). Nesses dois casos a diferença é sutil, pois em geral o arame utilizado no processo GMAW é também o eletrodo. A exceção ocorre quando há a adição de um arame extra, que pode ser frio ou quente, mas independentemente de ser um ou outro, o arame extra não se configura como um eletrodo no processo.

Existem ainda alguns trabalhos (Prasad et al., 2018; Santos et al., 2018; Heston, 2015) nos quais é possível encontrar menção ao processo pela sua marca comercial “SpinArc”, associado ao acrônimo GMAW ou MIG/MAG. Assim como também não é raro encontrar no mesmo texto mais do que uma dessas formas apresentadas (Raju & Raju, 2016), o que demonstra haver uma certa falta de padronização na designação do processo. No presente trabalho, a designação adotada para o processo será GMAW com eletrodo rotativo ou o acrônimo GMAW–RE.

O processo GMAW com eletrodo rotativo foi patenteado em 1983 nos EUA (Roen, 1983), tendo sido primeiramente desenvolvido para a soldagem de uma liga de alumínio usada em aplicação aeroespacial. O objetivo dessa modificação no processo GMAW convencional era obter um refinamento na estrutura do metal de solda depositado e eliminar alguns defeitos de soldagem, como falta de fusão, mordeduras e poros (Heston, 2015; Raju & Raju, 2016). Naquela época, o processo GMAW estava sendo aprimorado com o advento do controle eletrônico das fontes de soldagem, que permitiu um amplo avanço com a pulsação de corrente, o sinergismo, o controle adaptativo, a monitoração “on-line”, entre outros desenvolvimentos que decorreram dessa tecnologia (Santos et al., 2015; Marques et

al., 2015).

No processo GMAW-RE, além dos parâmetros de soldagem intrínsecos ao processo GMAW convencional, existem outros três parâmetros adicionais que vão caracterizar o movimento rotativo do arame-eletrodo, quais sejam: o sentido de rotação, o diâmetro de rotação e a frequência de rotação. Com relação ao sentido de rotação (horário ou anti-horário) são poucos os trabalhos que consideram o efeito desse parâmetro (Prasad et al., 2018; Heston, 2015; Li et al., 2015). Por outro lado, os poucos autores que fazem menção a esse parâmetro de soldagem destacam a sua importância, principalmente na soldagem fora de posição (Prasad et al., 2018; Heston, 2015), devido ao efeito da velocidade relativa, ou seja, a componente resultante do efeito da velocidade de rotação do eletrodo com a velocidade de deslocamento da tocha. Mesmo na soldagem na posição plana, Li et al. (2015) consideraram o efeito desse parâmetro para explicar os fenômenos observados no seu experimento, relativos a diferença de penetração nos dois lados de um chanfro estreito.

O diâmetro e a frequência de rotação são os parâmetros de soldagem do processo GMAW-RE que foram um pouco mais estudados, sendo diretamente relacionados com as modificações observadas em relação ao GMAW convencional. Essencialmente estes parâmetros influenciam no modo de transferência metálica do arame-eletrodo para a poça de fusão, e consequentemente, na distribuição de calor na junta soldada (Prasad et al., 2018; Zhang et al.; 2014; Bai et al.; 2012). O movimento rotativo acelera as gotículas metálicas radialmente, por efeito da força centrífuga (Guo et al., 2011). A projeção radial das gotículas metálicas introduz um controle adicional sobre a geometria do cordão de solda e no ciclo térmico de soldagem, pois os aspectos hidrodinâmicos e a distribuição de calor na poça de fusão são significativamente diferentes. Enquanto que no processo GMAW as gotas são transferidas sempre na direção axial, para o centro da poça de fusão, exceção feita a transferência com o arco rotativo mencionado anteriormente. No processo GMAW-RE as gotas são distribuídas radialmente em relação à poça.

Praticamente todas as aplicações e estudos do processo GMAW-RE encontrados na literatura exploram esse diferencial no fluxo de calor, no sentido de direcioná-lo para as paredes de um chanfro estreito (Bao et al., 2023;Prasad et al.;2018;Santos et al.; 2018; Zhang et al., 2014; Li et al., 2015; Raju & Raju, 2016; Guo et al., 2011; Murayama et al., 2015; Duan et al., 2018; Dierksheide et al., 2004; Bai et al., 2012). Dessa forma, o processo promove uma significativa redução no risco de falta de fusão lateral, que historicamente é uma limitação do processo GMAW convencional na soldagem de chanfros estreitos (Guzman-Flores et al., 2017). Esta característica do processo GMAW-RE contribui para viabilizar a soldagem em chanfro estreito, principalmente em juntas de maiores espessuras (Wang et al., 2007; Min et al., 2011), com resultados expressivos em relação a redução do volume de metal depositado,

tempo de soldagem e preparação da junta. Segundo Prasad et al. (2018), este processo promove um aumento de produtividade e qualidade em soldagens realizadas tanto com arames sólidos quanto arames tubulares dos tipos “metal-cored” e “flux-cored”.

O fluxo de calor na soldagem é um tópico bastante complexo e que ainda demanda um grande aprofundamento nos estudos visando esclarecer e quantificar precisamente os fenômenos que ocorrem na soldagem ao arco elétrico (AWS, 2001; Liskevych, 2014; Scotti et al., 2012). Não obstante, é de fundamental importância para a correlação das condições de soldagem com as propriedades mecânicas e microestruturais da junta soldada. A principal dificuldade para a determinação do fluxo de calor na soldagem é atribuída ao fato do arco elétrico ser um meio não uniforme, com altos gradientes térmicos, cujas propriedades são fortemente dependentes de qualquer variação nas condições de soldagem (Liskevych, 2014).

Liskevych (2014) em sua proposta de método para quantificação do aporte térmico na soldagem ao arco, destacou que ainda hoje conceitos básicos são utilizados de forma equivocada. Nessa proposta há inclusive uma análise dos principais erros cometidos nas avaliações que são adotadas por diversos métodos empíricos e numéricos, visando a quantificação do calor imposto na soldagem ao arco elétrico. A discussão envolve alguns conceitos bem estabelecidos como a energia de soldagem (E_s), mas que no trabalho, é analisada quanto aos erros incorporados, dependendo da metodologia experimental utilizada. Outros conceitos são propostos ou padronizados, como o calor absorvido (CA), calor imposto efetivo (CIE) e calor imposto líquido (CIL):

Energia de soldagem (E_s) é a energia desenvolvida pela fonte de calor para a operação de soldagem, sendo calculada pela razão da potência elétrica do arco pela velocidade de soldagem (AWS, 2001). Das diferentes formas usuais de calcular a potência (potência média aritmética, potência eficaz (RMS), potência instantânea-média aritmética e potência instantânea - RMS), Liskevych (2014) mostra que erros significativos, da ordem de 12% do valor total, podem ser introduzidos dependendo do caso específico. O método mais preciso é o da potência instantânea mostrado na Equação II.7.

$$P_{inst} = \left(\sum_{i=1}^{n} (Ui \times Ii)\right)/n \qquad \text{Eq. II.7 (Liskevych, 2014)}$$

Onde P é a potência, U a tensão do arco e I é a corrente elétrica, todos medidos instantaneamente em n pontos.

Calor Imposto Efetivo (CIE) é a parcela da energia de soldagem (livre das perdas do arco para o ambiente) que realmente afeta a velocidade de resfriamento, ou seja, o calor interno que se difunde para dentro do material da junta. O CIE depende do processo e dos parâmetros de soldagem, da espessura e natureza do material a ser soldado, geometria da junta, e etc. Quanto maior o CIE menor é a velocidade de resfriamento (Liskevych, 2014).

Calor Absorvido (CA) é a energia absorvida nos testes calorimétricos com os erros intrínsecos dessa medição. (Liskevych, 2014).

Calor Imposto Líquido (CIL) é a parcela da energia de soldagem que é transferida para a superfície do material a ser soldado, mesmo antes que esta se difunda para o interior do material ou que haja perda para o ambiente. Esse valor é o que deveria ser utilizado nos cálculos típicos de soldagem como preaquecimento, previsão da velocidade de resfriamento, extensão da ZTA, etc. (Liskevych, 2014).

A diferença pode parecer sútil na conceituação proposta por Liskevych (2014), mas é fundamental para entender a base fenomenológica por trás do processo, bem como para produzir modelos mais precisos. O trabalho detalhado desenvolvido para identificar e quantificar os erros sistemáticos produzidos na determinação do calor imposto líquido (CIL), a partir do valor obtido no calorímetro (calor absorvido (CA)), é bastante relevante. Não diferenciar o CA do CIL, significa introduzir esses erros sistemáticos na determinação do calor imposto que é o parâmetro de entrada em qualquer modelo matemático que tente descrever o efeito do calor produzido durante a soldagem. Igualmente importante é diferenciar o calor imposto líquido (CIL), que a rigor contempla todo o calor transferido para a junta, inclusive as perdas para o meio, do calor imposto efetivo (CIE). O CIE trata apenas do calor que efetivamente vai provocar alguma alteração na junta a ser soldada, seja ela a fusão do metal de solda ou o aquecimento da ZTA e do metal de base.

Scotti e colaboradores (2012) na sua proposta de modelo global para descrever o fluxo de calor na soldagem a arco elétrico, destacam a complexidade dos fenômenos envolvidos. Enfatizam que tanto os modelos numéricos, que mascaram a visão física dos fenômenos, quanto os modelos analíticos, que não são totalmente realísticos, demandam simplificações para torná-los viáveis. Essas limitações dos modelos são também alertadas por Marques & Modenesi (2014) em seu trabalho direcionado aos profissionais que atuam nas atividades cotidianas resolvendo os problemas relacionados à soldagem. Eles ressaltam a importância de se considerar os efeitos metalúrgicos do calor imposto pela operação de soldagem sobre as propriedades da junta, mas advertem sobre os devidos cuidados na utilização dessas equações, pois erros consideráveis podem ser cometidos, principalmente em condições de soldagem muito distintas daquelas utilizadas no desenvolvimento do modelo. Em geral, os autores recomendam os modelos para indicar tendências ou aproximações.

No caso específico do processo GMAW-RE, Guo et al. (2011) desenvolveram um modelo matemático para descrever a distribuição de calor e temperatura deste processo em relação ao GMAW convencional. A Figura II.21 mostra uma comparação entre os ciclos térmicos dos dois processos e as respectivas seções transversais das poças de fusão. Nos gráficos é possível perceber que o pico de temperatura no centro da poça de fusão é menor

para o processo GMAW-RE, enquanto que na parede do chanfro e na zona termicamente afetada (ZTA) as posições relativas dos picos se invertem. Essas curvas mostram claramente que no processo GMAW-RE a distribuição de calor é menos concentrada no centro do cordão de solda do que no processo GMAW convencional. Essa parte do calor que é redirecionada para a periferia da poça de fusão pela projeção centrífuga das gotas metálicas e pelo movimento rotativo do arco elétrico em relação à poça de fusão são os elementos que promovem essa mudança no comportamento térmico do processo.

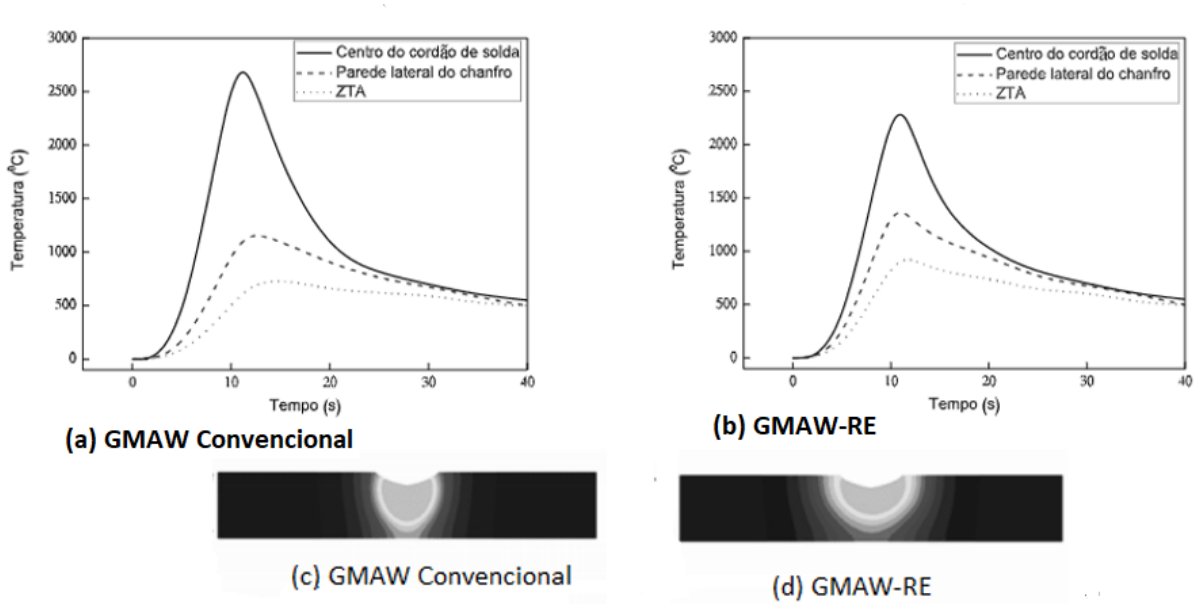


Figura II. 21 – Ciclo térmico dos processos de soldagem (a) GMAW Convencional (b) GMAW-RE (raio de rotação = 4 mm e frequência de rotação = 5 Hz=300 rpm) com as respectivas seções transversais da poça de fusão (c) GMAW Convencional e (d) GMAW-RE (Guo et al., 2011).

Ainda na Figura II.21 pode-se observar a distribuição de temperatura para os dois processos, na qual a poça de fusão do processo GMAW-RE apresenta menor penetração e maior largura do cordão de solda que no processo GMAW convencional. Esses resultados obtidos pelo modelo computacional de Guo et al. (2011) foram também confirmados experimentalmente.

Bai et al. (2012) usando o mesmo modelo computacional de Guo et al. (2011), investigaram o efeito do raio e da frequência de rotação do arame sobre as curvas de distribuição de calor na junta. O experimento demonstrou que o raio de rotação tem grande efeito sobre a distribuição de calor na junta como pode ser observado nas Figuras II.22 e II.23. Com o aumento do raio de rotação, a largura de distribuição de calor aumenta e a temperatura de pico diminui. O pico de temperatura no centro do cordão de solda com raio de rotação de 4 mm é de 2.200 ºC, que é 700 ºC menor quando comparado ao processo GMAW convencional (raio = 0 mm). Na ZTA a temperatura de pico com raio de rotação de 4 mm é

300 ºC maior que a do GMAW convencional. Essencialmente, a poça de fusão é mais larga e com menor penetração conforme o raio de rotação aumenta, em conformidade com tendências indicadas por Guo et al. (2011).

A frequência de rotação apresenta um efeito na distribuição de calor igualmente importante, mas um pouco mais complexo. Segundo Bai et al. (2012) existe um efeito antagônico provocado pela variação na frequência de rotação, entre o número de vezes que a região é aquecida e o tempo que a fonte de calor permanece na região. Esses fatores variam inversamente quando a frequência de rotação é modificada. Por essa razão, o efeito da variação de frequência de rotação apresenta o comportamento ilustrado na Figura II.23 (a), ou seja, aumenta com o aumento da frequência até 4,5 Hz (270 rpm) (quando predomina o efeito do aumento do número de vezes que a fonte de calor incide no ponto) e a partir daí cai, quando passa a predominar a redução do tempo que a fonte de calor permanece no ponto. A mesma inflexão é observada nas dimensões da solda na frequência de 4,5 Hz (270 rpm) na Figura II.24 (b).

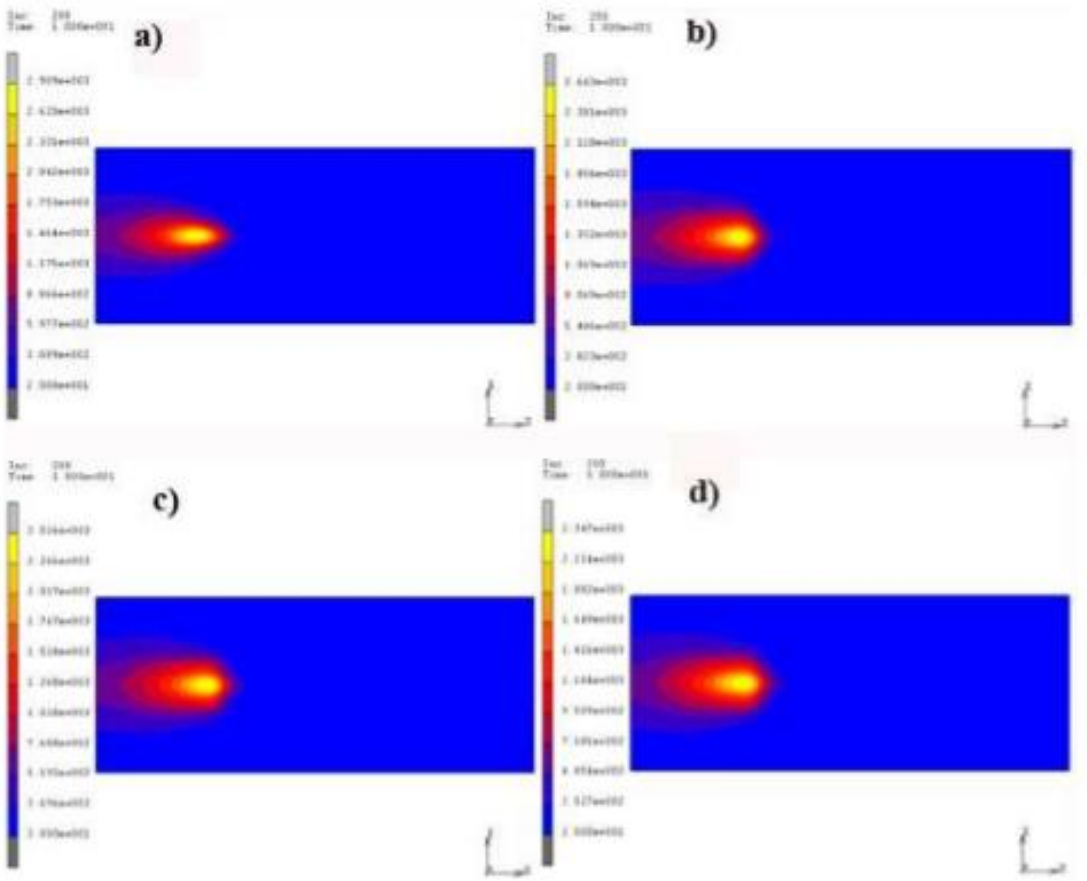


Figura II.22– Efeito do raio de rotação (r) do arame-eletrodo na soldagem GMAW-RE sobre a distribuição de temperatura na poça de fusão. (a) r = 0 mm (b) r = 2 mm (c) r= 3 mm (d) r = 4 mm. A frequência de rotação foi de 5 Hz (300 rpm) em todas as condições (Bai et al., 2012).

É importante observar e ressaltar que o modelo proposto por Bai et al. (2012) funcionou bem para baixas frequências de rotação. O próprio autor indica que para altas frequências o modelo não retrata bem os fenômenos ocorrentes no arco, pois observa-se uma variação na forma do arco elétrico e uma tendência a uma variação na sua posição vertical (arco “escalando” o chanfro estreito). Um outro aspecto que não fica claro, mesmo na faixa de frequência de rotação na qual o modelo se mostrou bem-comportado, é com relação a eventual interação entre as variáveis do processo, ou seja, o efeito causado pela variação do raio e da frequência de rotação simultaneamente. Seria particularmente interessante avaliar a performance em torno do ponto de inflexão da frequência de rotação (4,5 Hz = 270 rpm).

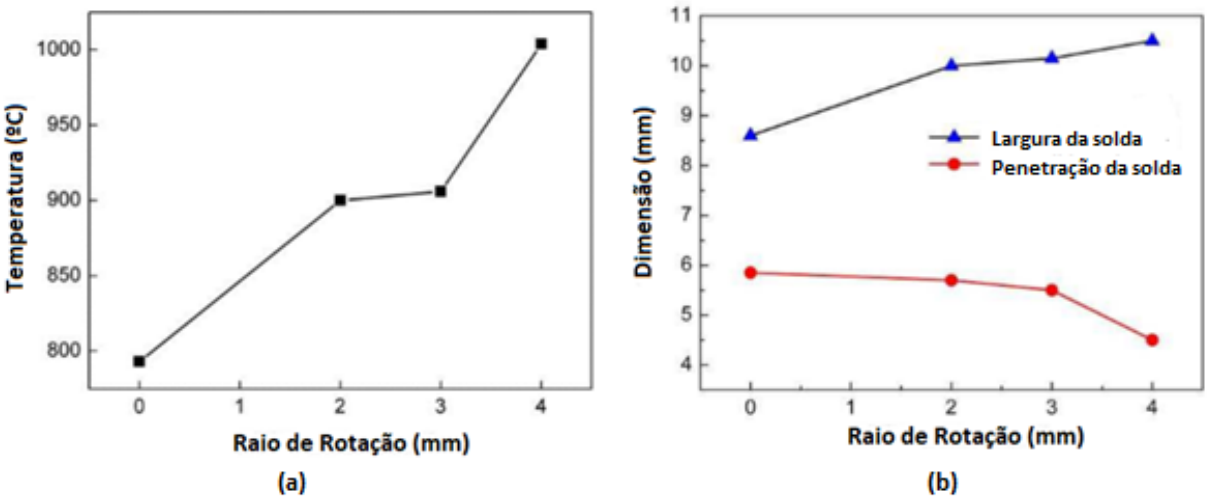


Figura II. 23 – Efeito do raio de rotação do arame-eletrodo na soldagem GMAW-RE sobre: (a) temperatura de pico na ZTA (b) dimensões da solda (Bai et al., 2012).

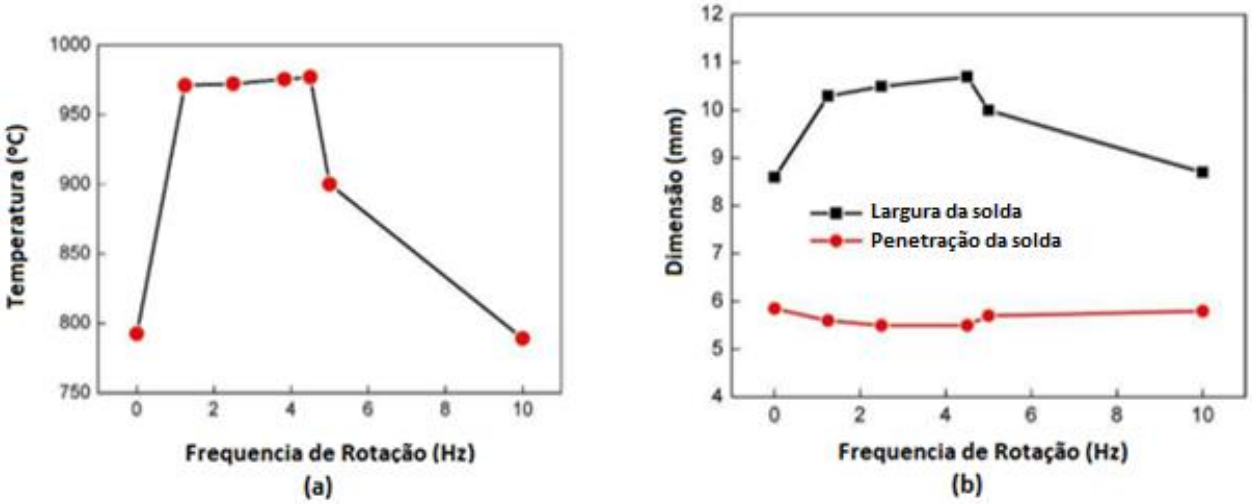


Figura II. 24 – Efeito da frequência de rotação do arame-eletrodo na soldagem GMAW-RE sobre: (a) temperatura de pico na ZTA b) dimensões da solda (Bai et al., 2012).

A Figura II.25 ilustra o efeito da variação da frequência de rotação do arame-eletrodo na soldagem GMAW-RE, em um experimento do tipo cordão sobre chapa (Silveira, 2018). Observa-se na macrografia uma evidente tendência de diminuição da profundidade de penetração e aumento da largura do cordão quando a frequência de rotação é incrementada. Esses resultados não são compatíveis com o comportamento descrito por Bai et al. (2012) e apresentado na Figura II.23(b). Dois aspectos bem distintos nos experimentos de Silveira (2018) e Bai et al. (2012) podem explicar a diferença nos resultados: a faixa de frequências utilizadas e o tipo de solda. Enquanto Silveira (2018) utilizou a faixa de frequência de 25-83 Hz (1.500-4.980 rpm) e cordão sobre chapa, Bai et al. (2012) trabalharam na faixa de 0-10 Hz (0-600 rpm) e com solda em chanfro estreito. Portanto, a divergência de resultados indica que esses condicionantes são importantes e que podem afetar fortemente a resposta do processo GMAW-RE.

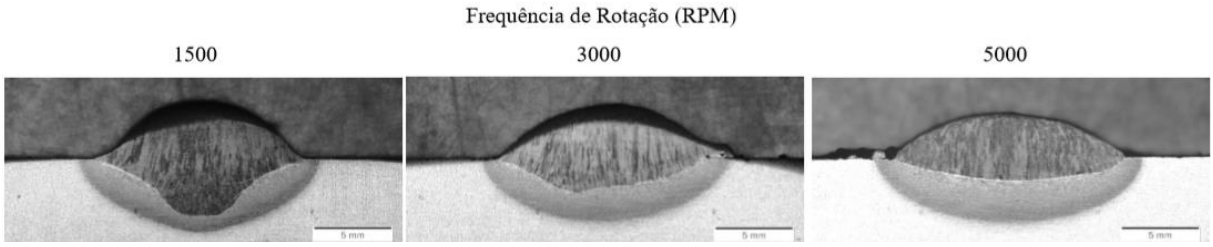


Figura II. 25 – Efeito da frequência de rotação do arame-eletrodo na soldagem GMAW-RE sobre as características geométricas do cordão de solda (Silveira, 2018).

Zhang et al. (2014) realizaram um experimento de soldagem de cordão sobre chapa em um aço C-Mn de 6 mm de espessura com o processo GMAW-RE variando a frequência de rotação entre 0-500 rpm. Os resultados mostraram que o aumento na frequência de rotação provocou redução na penetração e refinou a microestrutura do metal de solda (Figura II.26). Eles relataram a redução da quantidade de ferrita pro-eutetóide e desenvolvimento de microestrutura mais fina e uniforme com o aumento da frequência de rotação. O efeito foi atribuído ao incremento do fluxo metálico na poça de fusão induzido pela rotação do arame-eletrodo. Esse incremento no fluxo provocou o refinamento da ferrita que serviu como partícula nucleadora na interface sólido-líquido. No ensaio de tração as amostras soldadas com o processo GMAW-RE apresentaram incremento de resistência mecânica de até 15%. Raju & Raju (2016) reportaram também refinamento na microestrutura de ligas de alumínio 6061-T6 soldadas com o processo GMAW-RE.

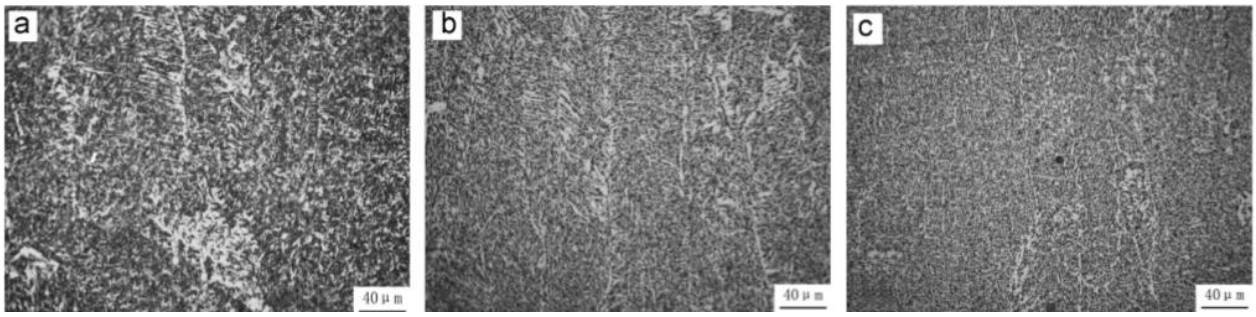


Figura II. 26 – Efeito da frequência de rotação do arame-eletrodo na soldagem GMAW-RE sobre microestrutura do cordão de solda: (a) 0 rpm (b) 100 rpm e (c) 500 rpm. (Zhang et al., 2014).

O trabalho de Santos (2019) contribuiu bastante para um melhor entendimento dos fenômenos que ocorrem na soldagem GMAW-RE, em particular, na visualização dos mecanismos que ocorrem na poça de fusão. Seus resultados corroboraram os resultados de Guo et al.(2011), no que concerne à distribuição de calor menos intensa no centro da poça de fusão e fez uma observação importante com relação a temperatura da gota metálica transferida. Nesse experimento Santos (2019) observou que o aumento na frequência de rotação do arame-eletrodo tende a reduzir a temperatura da gota metálica transferida para a poça de fusão (Figura II.27). O estudo demonstrou que a força centrifuga produzida pelo movimento rotatório do arame promove o destacamento antecipado da gota metálica, em relação ao processo convencional, sendo esse efeito intensificado com o aumento da frequência de rotação. A Figura II.28 ilustra um outro efeito dessa antecipação da transferência metálica, que é a redução no diâmetro da gotícula transferida com o aumento da frequência de rotação.

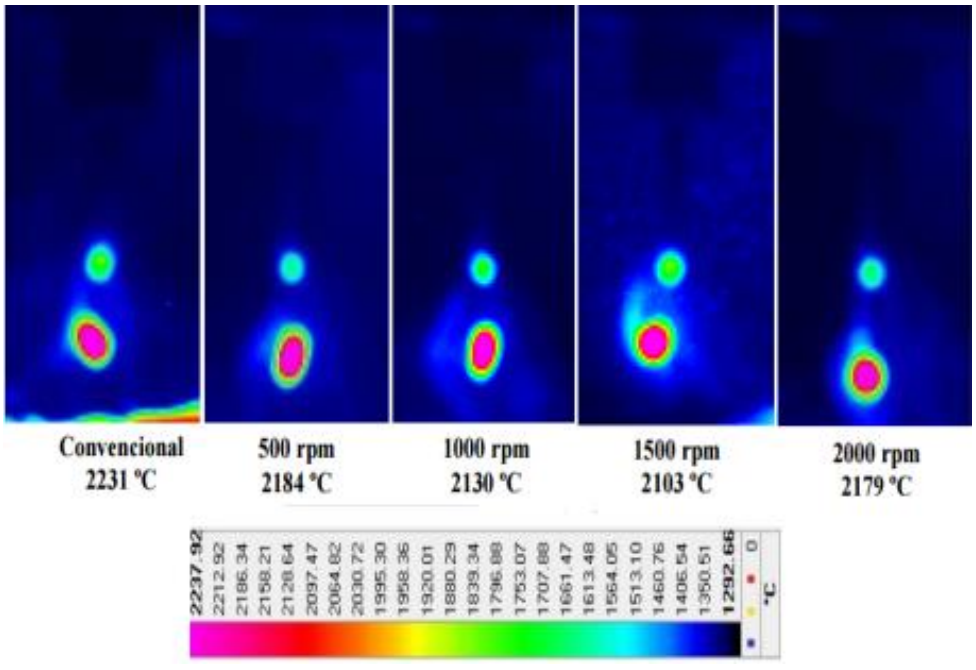


Figura II. 27– Efeito da frequência de rotação do arame-eletrodo na soldagem GMAW-RE sobre a temperatura da gota metálica transferida (Santos, 2019).

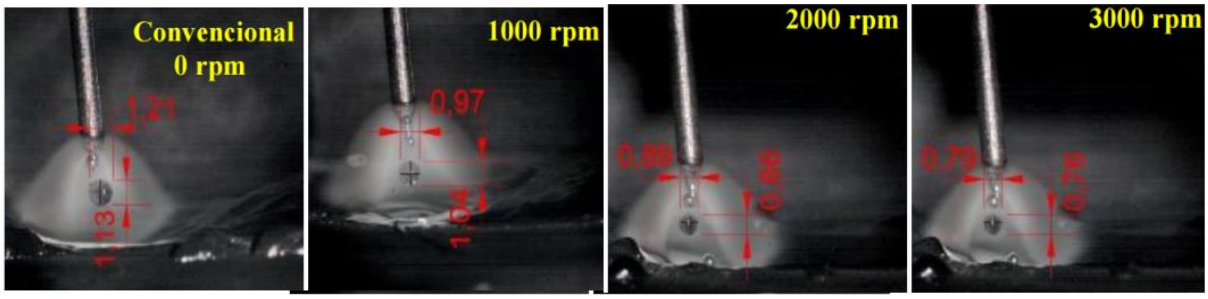


Figura II. 28 - Efeito da frequência de rotação do arame-eletrodo na soldagem GMAW-RE sobre o diâmetro da gota metálica transferida (Santos, 2019).

Outro efeito importante observado por Santos (2019) no seu experimento foi o aumento no comprimento do arco conforme houve o aumento na frequência de rotação do arame-eletrodo. A Figura II.29 ilustra esse efeito do aumento da frequência de rotação sobre o comprimento do arco elétrico e na Figura II.30 é apresentado o gráfico com os valores obtidos.

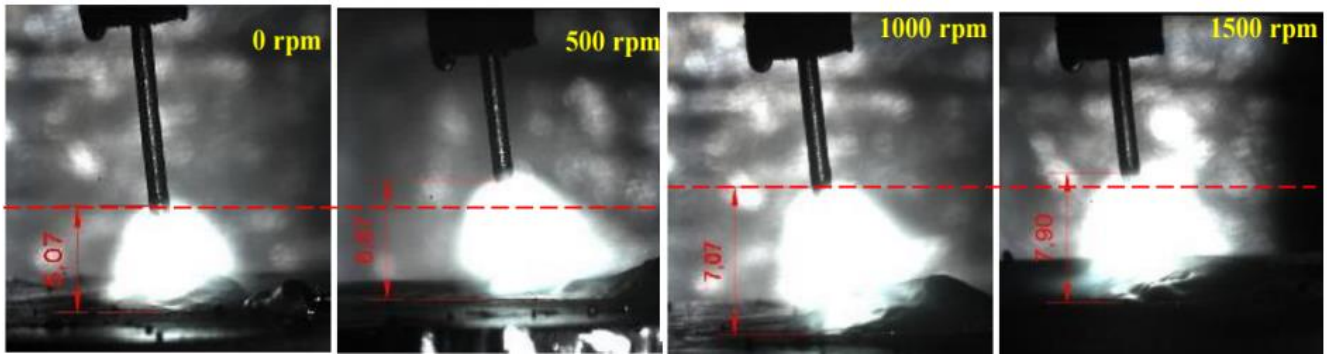


Figura II. 29 – Efeito da frequência de rotação do arame-eletrodo na soldagem GMAW-RE sobre o comprimento do arco elétrico (Santos, 2019).

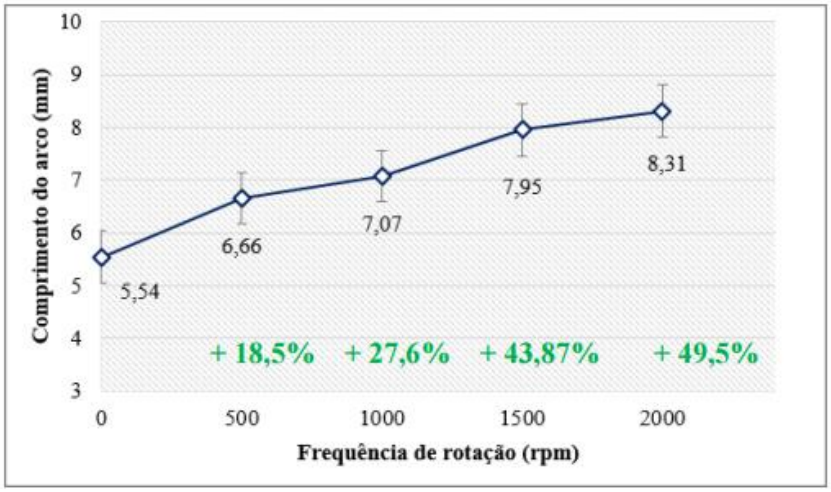


Figura II. 30 – Gráfico referente ao efeito da frequência de rotação do arame-eletrodo na soldagem GMAW-RE sobre o comprimento do arco elétrico (Santos, 2019).

No trabalho de Santos (2019) também se estudou a parametrização do processo para a soldagem “Narrow GAP” (NG) tanto com a transferência por curto-circuito, goticular (spray) e pulsada. Finalmente, foi realizado um estudo sobre o efeito do movimento rotativo do arame-eletrodo sobre o comportamento do fluxo de gás de proteção, considerando que a rotação do eletrodo pode provocar uma turbulência no fluxo de gás, o que é uma questão bastante sensível, principalmente para a soldagem NG.

Na soldagem de revestimento, o controle sobre a geometria do cordão de solda, em particular o perfil de penetração, é de fundamental relevância para evitar a diluição elevada, que deteriora as propriedades do revestimento (Costa, 1996; Silva et al., 2014; Souza et al., 2021; Guo et al., 2023). Nesse aspecto, os trabalhos de Guo et al.(2011), Santos (2019) e de Silveira (2018) indicam que as perspectivas de aplicação do processo GMAW-RE na soldagem de revestimento têm grande potencial de sucesso, como reconhecem também outros pesquisadores (Prasad et al., 2018; Heston, 2015). Entretanto, sobre esse tema, apenas o trabalho de Azevedo Junior (2023), que apresenta uma abordagem preliminar para soldagem de revestimento com aço inoxidável superaustenítico com o processo GMAW-RE foi localizado. Portanto, a iniciativa do presente trabalho, é no sentido de avaliar a aplicabilidade do processo GMAW-RE na soldagem de revestimento, e em particular, empregando ligas de Ni, que além do alto valor agregado, possuem dificuldades de molhabilidade.

Na soldagem GMAW de revestimento com a superliga 625 a atmosfera gasosa de proteção desempenha uma função importante, tanto na estabilidade do arco elétrico como no controle da geometria do cordão de solda. Kejelin (2012) desenvolveu um experimento para avaliar o efeito de diferentes atmosferas de proteção gasosa na soldagem de revestimento com a superliga 625. Os resultados indicaram que atmosferas de proteção inertes ou redutoras produziram revestimentos com melhor resistência à corrosão e menor dureza. Os resultados de Baixo & Dutra (2009) e de Moura et al. (2022) corroboram a conclusão de Kejelin (2012).

A despeito de todas as vantagens potenciais apontadas, alguns pontos necessitam ser avaliados como possíveis limitações da tecnologia GMAW-RE. O primeiro aspecto relevante é a falta de informações precisas sobre a parametrização da tecnologia com eletrodo rotativo (diâmetro, velocidade e sentido de rotação). Alguns autores relataram problemas de instabilidade do arco elétrico com projeção de respingos (Santos et al., 2018; Duan et al., 2018; Venkatesh et al., 2018), sendo que Santos et al. (2018) relataram também que a rotação do eletrodo provocou instabilidade inclusive na proteção gasosa.

No caso da utilização do recurso de pulsação da corrente de soldagem, essa interação é ainda mais complexa, pois o número de parâmetros de soldagem cresce substancialmente (Duan et al.,2018; Fischer, 2011). Atualmente as fontes que utilizam

recurso de pulsação são, em sua maioria, sinérgicas (Fischer, 2011; Resende et al., 2009; Sem et al., 2015), ou seja, o soldador ou operador não tem acesso aos parâmetros de soldagem, mas apenas a um controle para ajustar a energia do arco elétrico. A curva sinérgica é estabelecida pelo fabricante para uma dada condição de trabalho (como por exemplo: material de base, arame-eletrodo e gás de proteção) que normalmente só permite um pequeno ajuste em torno do ponto ótimo de trabalho. No caso do processo GMAW-RE com uma fonte pulsada é difícil prever como será a interação entre os parâmetros sinérgicos e os da tecnologia do arame-eletrodo rotativo. Apenas 3 autores dos pesquisados trabalharam com fontes pulsadas e o GMAW-RE (Santos et al., 2018; Raju & Raju, 2016; Wang et al., 2007) e todos relataram problemas de instabilidade. É importante destacar que nenhum desses três trabalhou com soldagem de revestimento, todos trabalham com soldagem em chanfro estreito.

Outro ponto importante a ser observado consiste no fato de se tratar de uma tecnologia relativamente recente, sendo que existem vários equipamentos que estão sendo utilizados com características operacionais muito distintas. Zhang et al.(2014) relataram o uso de um equipamento que permite variar a frequência de rotação entre 0-500 rpm, enquanto que no equipamento de Silveira (2018) a faixa de frequência de rotação é de 200 rpm a 5.500 rpm. É razoável esperar que alguns resultados obtidos de experimentos realizados com janelas operacionais assim tão distintas, possam estar limitados aos seus respectivos espaços amostrais.

Uma contribuição importante para o melhor entendimento do processo seria um estudo correlacionando a microestrutura presente na junta soldada produzida com o processo GMAW-RE e suas propriedades mecânicas. Os trabalhos realizados até agora, foram predominantemente direcionados no sentido de avaliar a adequação das juntas soldadas com relação aos requisitos de norma (Wang et al., 2007; Min et al., 2011; Venkatesh et al., 2018). Apesar dessa abordagem adotada ser uma etapa bastante importante para validar o processo, por outro lado, não esclarece os fenômenos metalúrgicos relacionados com as características específicas do processo GMAW-RE. Algumas iniciativas mais recentes nesse sentido (Silveira et al., 2021; Almeida, 2019 e Silva Filho et al.,2021) reforçam a importância dessa linha de desenvolvimento do processo.

Finalmente, existem também as questões de cunho prático, fundamentais no que concerne à implementação do processo: robustez com relação às tolerâncias de montagem e às condições de serviço, demanda de manutenção da tocha e repetitividade (parâmetros ocultos). Especificamente na soldagem de revestimento essas questões são menos críticas, mas ainda são importantes para um avaliação de viabilidade do processo.

CAPÍTULO III

MATERIAIS E MÉTODOS

III.1 – Fases do Desenvolvimento do Trabalho

Esta tese foi desenvolvida em três fases distintas, conforme apresentado a seguir:

a) **Fase 1** – Determinação de parâmetros de soldagem do processo GMAW-P/GMAW-RE.

Inicialmente nesta fase, foram determinados os parâmetros de soldagem para a deposição da superliga 625 com o processo GMAW-P convencional sobre o substrato de aço estrutural. Os parâmetros selecionados para o processo GMAW-P foram utilizados em um experimento com o processo GMAW-RE, no qual foram realizadas nove deposições em camada única com três passes, variando a frequência e o diâmetro de rotação para estabelecimento do melhor conjunto de parâmetros para o processo GMAW-RE. Esse conjunto de parâmetros foi adotado nas fases posteriores.

b) **Fase 2** – Comparação entre os processos GMAW-P e GMAW-RE.

Nesta fase, foram utilizadas para testes comparativos o revestimento em camada única com quatro passes pelo processo GMAW-P validado na fase anterior, com o revestimento que apresentou o melhor resultado no experimento com três passes com o processo GMAW-RE, da Fase 1. Os dois revestimentos foram soldados com os mesmos parâmetros de soldagem do processo GMAW-P, sendo agregado no caso do processo GMAW-RE os valores de diâmetro e frequência de rotação selecionados no experimento da Fase 1. A comparação contemplou a avaliação visual e dimensional, análise macroscópica e microestrutural (MO e MEV), microdureza e de corrosão dos revestimentos para evidenciar possíveis vantagens do processo GMAW-RE sobre o GMAW-P.

c) **Fase 3** – Estudo do desempenho de revestimentos obtidos pelo processo GMAW-RE

Nesta fase, foram depositados revestimentos com 1 e 2 camadas pelo processo GMAW-RE, utilizando os parâmetros definidos na Fase 1. Após a soldagem das duas peças de teste, foram estudadas as propriedades mecânicas, macro e microestruturais e de corrosão, com o objetivo de avaliar o desempenho e adequação do processo GMAW-RE, aplicados à revestimentos, para utilização na indústria de óleo e gás.

III.2 – Materiais

Os materiais utilizados no desenvolvimento do presente trabalho foram os seguintes:

i) Material de base (substrato) - foram utilizadas amostras com dimensões 210×200×25 mm removidas de tubos de aço API 5L X65 (Fase 1) e API 5L X80 (Fases 2 e 3) (API, 2004).

ii) Consumível de soldagem (metal de adição) – foi utilizado um arame-eletrodo de 1,1 mm de diâmetro de superliga de níquel 625 da classe AWS A5.14 ER NiCrMo-3 (ASME, 2023). A Tabela III.1 apresenta a composição química dos materiais, conforme informado pelos fornecedores.

iii) Gás de proteção para a soldagem – foi utilizada a mistura Ar-25%He em todas as soldagens.

Tabela III.1 - Composição química dos materiais informada pelos fornecedores (% Peso).

Material	%C	%Si	%Mn	%Ni	%Cr	%Mo	%Nb	%Fe	%Ti
Metal base Fase 1	0.08	0.30	1.27	0.19	0.02	-	0.05	Bal.	0.02
Metal base Fases 2 e 3	0.07	0.26	1.51	0.25	0.09	0.27	0.02	Bal.	0.01
Metal de adição	0.015	0.01	0.01	65.20	21.58	8.79	3.61	0.19	0.16

III.3 – Procedimento de Soldagem

Inicialmente, foi feita a parametrização para a soldagem de revestimento com o processo GMAW pulsado convencional visando depositar a superliga de níquel 625 sobre o substrato de aço API 5L X65. O conjunto de parâmetros de soldagem foi obtido de um experimento preliminar. A Tabela III.2 apresenta os parâmetros de soldagem selecionados para o processo GMAW pulsado convencional com cordões retos, sem tecimento. Esses parâmetros de soldagem foram utilizados em todas as soldagens nas Fases 1, 2 e 3, sendo acrescidos os parâmetros específicos do arco rotativo (frequência e diâmetro de rotação), quando a soldagem era referente ao processo GMAW-RE.

Tabela III.2 – Parâmetros de soldagem selecionados para soldagem de revestimento com processo GMAW pulsado convencional.

Corrente Média de Soldagem (A)	215
Corrente de pico (A)	400
Corrente de base (A)	100
Tempo de pico (ms)	2,5
Tempo de base(ms)	2,5
Tensão de soldagem (V)	35,0
Velocidade de Soldagem (cm/min)	20
Distância Bico-Peça (mm)	23
Vazão do gás de proteção Ar-25%He (l/min)	25
Ângulo da tocha	90º
Preaquecimento (ºC)	100
Sobreposição dos cordões	50%

Na Fase 1, foram soldadas 9 chapas de teste variando a frequência de rotação em

três níveis: 500 rpm, 1.000 rpm e 1.500 rpm e o diâmetro de rotação também em três níveis: 3 mm, 6 mm e 8 mm. O objetivo foi selecionar o melhor conjunto de parâmetros para utilizar nos revestimentos de todas as demais fases desta tese. A Tabela III.3 apresenta a identificação das chapas de teste com as diferentes condições de soldagem do processo GMAW-RE. Os três níveis de frequência de rotação foram selecionados a partir de um teste preliminar no qual se verificou que o limite operacional para a soldagem sem a excessiva projeção de respingos e instabilidade do processo para a condição específica selecionada, era de 1.500 rpm. Portanto, os três níveis de frequência de rotação foram distribuídos uniformemente na faixa aplicável de trabalho (500 rpm a 1.500 rpm). No caso do diâmetro de rotação, verificou-se que toda a faixa operacional do equipamento (0 a 8 mm) poderia ser utilizada. Portanto, optou-se pela exploração dos diâmetros maiores, em função dos resultados preliminares e da própria recomendação do fabricante da tocha para essa aplicação (Heston, 2015; Funderburk, 2015), uma vez que não havia nenhuma referência anterior na literatura técnica relativa a soldagem de revestimento com o processo GMAW-RE. O diâmetro menor (3mm) foi selecionado, em função dos bons resultados obtidos em trabalhos anteriores na soldagem em chanfro estreito (Sankar et al., 2022; Silveira et al., 2021; Silva Filho et al., 2019).

Tabela III.3 – Identificação das peças de teste da Fase 1 e parâmetros específicos do processo GMAW-RE .

Identificação	Diâmetro(mm)	Frequência(rpm)
S305	3	500
S310	3	1.000
S315	3	1.500
S605	6	500
S610	6	1.000
S615	6	1.500
S805	8	500
S810	8	1.000
S815	8	1.500

Todas as soldagens nas Fases 1, 2 e 3 foram realizadas na posição plana, de forma mecanizada, utilizando um trator de soldagem sobre trilhos com controle analógico de velocidade de deslocamento, marca Solda Brasil, modelo CG-30. A fonte de soldagem utilizada foi do tipo inversora sinérgica pulsada com ciclo de trabalho de 300A@60%, marca comercial/modelo: Miller/Millermatic 350P. Para implementação do processo GMAW-RE foi utilizada uma tocha com eletrodo rotativo, com ciclo de trabalho 350A@100%, com a faixa de diâmetro de rotação de 0-8 mm e frequência de rotação de 200 rpm a 5.500 rpm (Binzel ABIMIG SpinArc). A soldagem foi monitorada com um sistema de aquisição de dados com frequência de 5 KHz com quatro canais para corrente de soldagem, tensão do arco elétrico,

velocidade de alimentação de arame e vazão do gás de proteção (IMC SAP V4). A Figura III.1 mostra os equipamentos utilizados na soldagem. Os equipamentos utilizados pertencem ao Laboratório de Soldagem (LASOL) do CEFET-RJ.

Na primeira fase, foram depositados 3 cordões de solda em camada única, sendo o primeiro cordão mais longo que os demais para que se pudesse avaliar também às características do cordão único. Todos os substratos de aço foram lixados com disco flexível para remoção da camada de óxido superficial e, em seguida, foi feita a limpeza da superfície com acetona. O pré-aquecimento de 100 ºC foi feito com maçarico oxi-combustível e o controle de temperatura foi feito com pirômetro de contato. A limpeza dos cordões entrepasses foi feita com escova de aço inoxidável manual e a temperatura entrepasses foi mantida abaixo de 175 ºC (conforme recomendação da norma N-133, 2012).

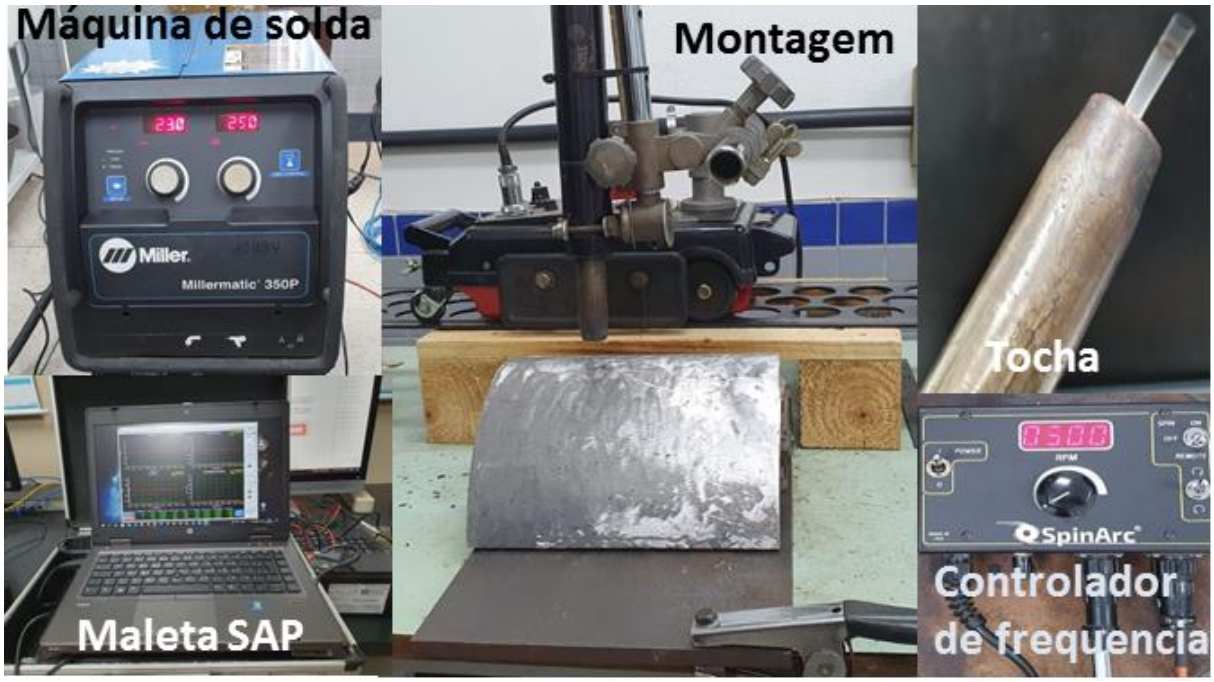


Figura III.1 – Detalhe dos equipamentos utilizados na soldagem das peças de teste.

Pelos resultados obtidos na Fase 1, os revestimentos das Fases 2 e 3 foram depositados com os mesmos parâmetros elétricos apresentados na Tabela III.2, sendo que para o processo GMAW-RE foram selecionados a frequência de rotação de 500 rpm e o diâmetro de rotação de 3 mm. O procedimento de preparação e limpeza da superfície das peças de teste e limpeza entrepasses também foram iguais aos descritos na Fase 1.

Para a avaliação comparativa entre os processos GMAW e GMAW-RE na Fase 2, foram ensaiados o revestimento com 4 passes em camada única soldado com o processo GMAW-P e o revestimento com 3 passes em camada única soldado com o processo GMAW-RE, ambos produzidos na Fase 1.

Na Fase 3, foram depositados 14 passes no revestimento de camada única, enquanto que no revestimento com camada dupla foram depositados 14 passes na primeira camada e 12 passes na segunda camada.

A avaliação visual dos revestimentos foi efetuada após todas as soldagens e consistiu na verificação da ocorrência de descontinuidades como respingos, trincas e mordeduras, bem como, o acabamento e convexidade dos cordões e o alinhamento das margens das soldas. A pontuação do visual das soldas de revestimento foi efetuada de forma comparativa, sendo a pontuação final, a média de todas as notas atribuídas a cada item avaliado.

III.4 – Caracterização Macro e Microestrutural

Após a soldagem, foram retiradas amostras para análise macro e microestruturais dos revestimentos por microscopia óptica (MO) e eletrônica de varredura (MEV) equipada com sistema de espectroscopia de energia dispersiva de raio-x (Energy Dispersive Spectrometry – EDS) e difração de elétrons retroespalhados (Electron Backscatter Diffration – EBSD).

A caracterização microestrutural (identificação e quantificação de fases secundárias) foi realizada em amostras transversais nas Fases 1 a 3 e de topo na Fase 3, em relação aos cordões de solda, conforme mostrado na Figura III.2. As amostras transversais à linha de fusão (LF) foram observadas nos planos da espessura, visando a verificação da interface revestimento/substrato, e no que concerne a identificação e quantificação das fases e eventuais descontinuidades presentes. Foi também avaliada a evolução da composição química em diferentes distâncias da linha de fusão. As descontinuidades aqui abrangem tanto os defeitos estruturais oriundos da operação de soldagem como trincas, poros, falta de fusão, inclusões não metálicas e mordeduras, como também a presença e características das ZPD´s na ZPM.

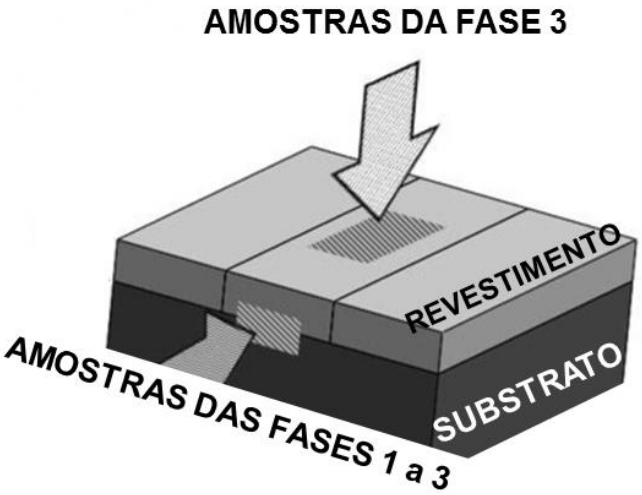


Figura III.2 – Indicação da posição de retirada das amostras para as análises macro/microscópica realizadas.

As amostras de topo, paralelas à linha de fusão (Fase 3), foram utilizadas para a caracterização microestrutural na mesma face onde foram realizados os ensaios de corrosão.

A preparação das amostras para as análises macrográfica e por MO seguiu o procedimento metalográfico convencional de lixamento com lixas d'água de granulometria 100, 220, 320, 400, 600 e 1200 mesh e posterior polimento com pasta de diamante com granulometria 6, 3, 1 e 0,25 μm, nesta sequência. Após a preparação, foi realizado o ataque químico com nital 2% para evidenciar a microestrutura do metal base e, em seguida, o ataque eletrolítico com ácido oxálico 10%, a 4,5 V por 10 s, para evidenciar a microestrutura e fases secundárias do metal depositado.

Para a realização das micrografias foi utilizado um microscópico óptico da marca Olympus modelo BX60M assistido pelo software Olympus Stream Essentials para geração e tratamento de imagens. Foi utilizado o microscópico eletrônico de varredura da marca Cambridge Instruments modelo CamScan 3200LV equipado com um sistema de Espectroscopia de Energia Dispersiva (EDS). Equipamentos disponíveis no Laboratório de Materiais (LAMAT) do CEFET/RJ.

A análise macrográfica consistiu em um exame visual da seção transversal dos cordões de solda em busca de defeitos ou descontinuidades macroscópicas, com o intuito de avaliar a integridade da solda. Além disso, com o auxílio do software Image J, foi calculada a diluição global do processo, seguindo a Equação III.1 e a configuração mostrada na Figura III.3.

$$\text{Diluição} = Af/(Af+Ad) \qquad \text{(Eq. III.1)}$$

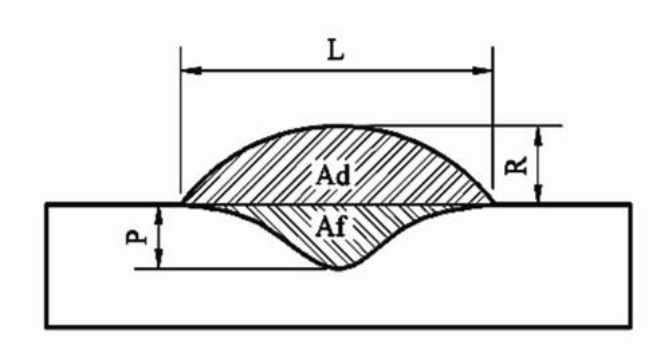


Figura III.3 - Representação esquemática das características geométricas da seção transversal do cordão de solda: largura (L), reforço (R), penetração (P), área depositada (Ad), área do metal de base fundida (Af).

A análise por MO foi utilizada, inicialmente, na caracterização microestrutural do metal de solda e da linha de fusão, a fim de avaliar e quantificar a formação de fases secundárias e/ou ZPD´s do tipo ilhas, praias e penínsulas e, posteriormente, para observar a eventual presença de pites após o ensaio de corrosão por imersão. Em seguida, para uma avaliação microestrutural mais detalhada, as amostras foram analisadas por microscopia

eletrônica de varredura (MEV/EDS), inclusive para verificar a possível ocorrência de pites no revestimento, resultantes do ensaio eletroquímico de corrosão.

A utilização de EDS teve por objetivo a verificação de diferenças na composição química local, de forma semiquantitativa e comparativa. Assim, avaliou-se a variação de composição entre as regiões dendríticas (D) e interdendríticas (ID) do metal depositado a diferentes distâncias da linha de fusão, além de análise pontuais nas fases secundárias, tais como Laves e carbonetos de Nb (NbC).

A diluição local (D_L) foi calculada seguindo a Equação II.2 com base no teor de Fe. Este elemento foi selecionado como referência porque o aço C-Mn usado como substrato não apresenta elementos essenciais para um mapeamento, como Cr e Mo, que aparecem apenas na ZPM (Silva et al., 2013).

A análise por EBSD (difração de elétrons retroespalhados ou em inglês: Electron BackScattered Diffraction) foi utilizada como técnica complementar para identificação das fases e de regiões com ZPD´s. Os parâmetros utilizados na análise foram: voltagem de 20kV, distância de trabalho de 20 mm, ângulo de inclinação da amostra de 70º e “step-size” de 0,3 µm.

A quantificação das fases secundárias foi realizada no MEV utilizando uma tela de 99 pontos, em pelo menos 10 campos selecionados aleatoriamente na região analisada. A identificação dessas fases secundárias foi efetuada a partir de características reconhecidas pelo longo histórico de pesquisas sobre a superliga 625, em particular pelo espectro obtidos por MEV/EDS.

III.5 – Ensaios Mecânicos

Foram realizados os ensaios mecânicos de dobramento e microdureza Vickers ($HV_{0.5}$) no presente trabalho experimental. O ensaio de microdureza Vickers foi realizado em amostras retiradas transversalmente em relação ao eixo das soldas nas Fases 1 a 3, e no topo das amostras da Fase 3, de forma similar às amostras para o ensaio metalográfico (Figura III.2). Para o ensaio de dobramento os corpos de prova foram retirados longitudinalmente em relação ao eixo das soldas de revestimento depositadas na Fase 3. As dimensões e preparação dos corpos de prova para o ensaio de dobramento seguiram os requisitos do código ASME seção IX (Figura III.4).

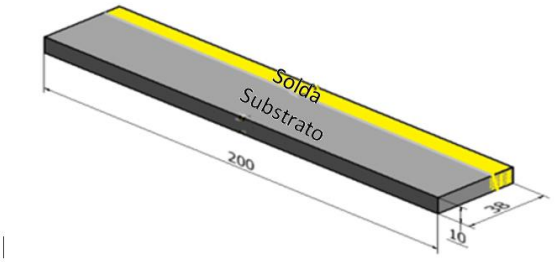


Figura III.4 – Dimensões dos corpos de prova para o ensaio de dobramento.(ASME IX, 2023)

O ensaio de dobramento guiado com ângulo de 180º foi realizado a temperatura ambiente, em corpos de prova laterais removidos longitudinalmente em relação ao sentido do revestimento, conforme a Figura III.4. O ensaio seguiu o procedimento descrito no código ASME BPVC, seção IX (2023), QW 161.1. O corpo de prova foi usinado com às dimensões da Figura III.4 e dobrado com um cutelo de 40 mm de diâmetro, que corresponde a 4 vezes a espessura do corpo de prova. Utilizou-se para o ensaio a máquina universal de ensaios mecânicos EMIC DL 10000. O objetivo desse ensaio é submeter o corpo de prova a um grau de conformação, no qual a sua severidade é definida pelo ângulo de dobramento e pelo raio do cutelo. O corpo de prova dobrado não deve apresentar nenhuma indicação (maior que 3mm) na região tracionada que evidencie a presença de descontinuidade produzida pela soldagem. As arestas dos corpos de prova devem ser arredondadas para evitar a ocorrência de trincas pelo efeito de concentração de tensões. Caso essas trincas ocorram, elas devem ser desconsideradas, a menos que haja evidência da ocorrência de algum defeito de soldagem relacionado a ela. O ensaio visa avaliar a integridade da solda, e principalmente, a ligação revestimento/substrato. A avaliação da superfície ensaiada é feita visualmente. O ensaio foi realizado no Laboratório de Inspeção e Ensaios (LABIE) do CEFET-RJ.

O ensaio de microdureza Vickers ($HV_{0,5}$) foi realizado conforme procedimento da norma ASTM E384 (2017), nas mesmas amostras utilizadas nos ensaios metalográficos. O equipamento utilizado foi um microdurômetro da marca Instron-Wilson Instruments, modelo 402MVD, com penetrador de diamante piramidal de base quadrada com ângulo de 136°no vértice. Nas amostras de topo, dez medidas foram tomadas para cada amostra. Os ensaios foram realizados a temperatura ambiente (25 °C), através da aplicação da carga de 500 gf durante 15 segundos. O ensaio de microdureza foi utilizado para identificar regiões com propriedades potencialmente distintas, notadamente, nas proximidades da linha de fusão (LF), onde seria esperado encontrar zonas parcialmente misturadas (ZPM), e inclusive, estrutura martensítica. O ensaio de microdureza foi realizado no Laboratório de Materiais (LAMAT) do CEFET-RJ.

III.6 – Análise Química

A análise química foi realizada na superfície do revestimento soldado em posição similar a utilizada para análise metalográfica da Fase 3 (Figura III.2). Foi utilizado um espectômetro de emissão óptica da marca SPECTROMAXx, do Laboratório MTC – Materials Test Center Ltda. (Figura III.5). A superfície da amostra foi lixada com lixadeira elétrica para remover irregularidades e a camada de óxido superficial, e previamente à análise, foi feita a limpeza com acetona.

Antes de iniciar a medição das amostras o equipamento foi calibrado com um padrão específico para ligas de Ni. Após a calibração, as amostras foram colocadas individualmente na câmara de leitura onde é feito o centelhamento e a medição do teor dos elementos de liga presentes na amostra. Cada amostra foi analisada duas vezes para estimativa do erro de medição.



Figura III.5 – Espectômetro de Emissão Óptica SPETROMAXx utilizado para análise química dos revestimentos soldados.

III.7 - Ensaios de Corrosão

Para a avaliação do comportamento do revestimento frente à corrosão localizada por pites foram utilizados três procedimentos distintos, quais sejam: técnica eletroquímica de polarização potenciodinâmica cíclica (PPC) conforme norma ASTM G61 (2009), técnica potencioestática para determinação da temperatura crítica de pite (TCP) de acordo com a norma ASMT G150 (2013) e a técnica de imersão para a verificação de perda de massa, seguindo a norma ASTM G48 (2015). Todos os ensaios de corrosão foram realizados no LAMAT/CEFET-RJ.

III.7.1 – Ensaio Eletroquímico de Polarização Potenciodinâmica Cíclica

Para a realização do ensaio eletroquímico de polarização potenciodinâmica cíclica (ASTM G61, 2009) foi utilizado um potenciostato e uma célula eletroquímica tripla composta do eletrodo de trabalho (material de estudo: revestimento), um contra eletrodo de platina (Pt)

e um eletrodo de referência de calomelano saturado (Saturated Calomel Electrode – SCE). A Figura III.6 mostra o aparato utilizado no ensaio.

Os eletrodos de trabalho, contendo as amostras cortadas do revestimento em estudo, foram fabricados através da fixação a um fio condutor de cobre, soldado na superfície inferior e, em seguida, embutidos em resina de cura a frio para isolamento. A superfície de contato com o eletrólito foi preparada de forma semelhante à das amostras para micrografia, ou seja, com lixamento até granulometria 1200 meshs, seguido por polimento com pasta de diamante de granulometria até1µm. Visando evitar corrosão por frestas na interface, as laterais e vértices da face embutida da amostra que entra em contato com o eletrólito foram recobertos com esmalte incolor de secagem rápida para proteção. Tal preparação superficial (com polimento), vai além da exigida por norma e tem o objetivo de obter uma superfície mais homogênea de modo a facilitar as análises microscópicas posteriores.

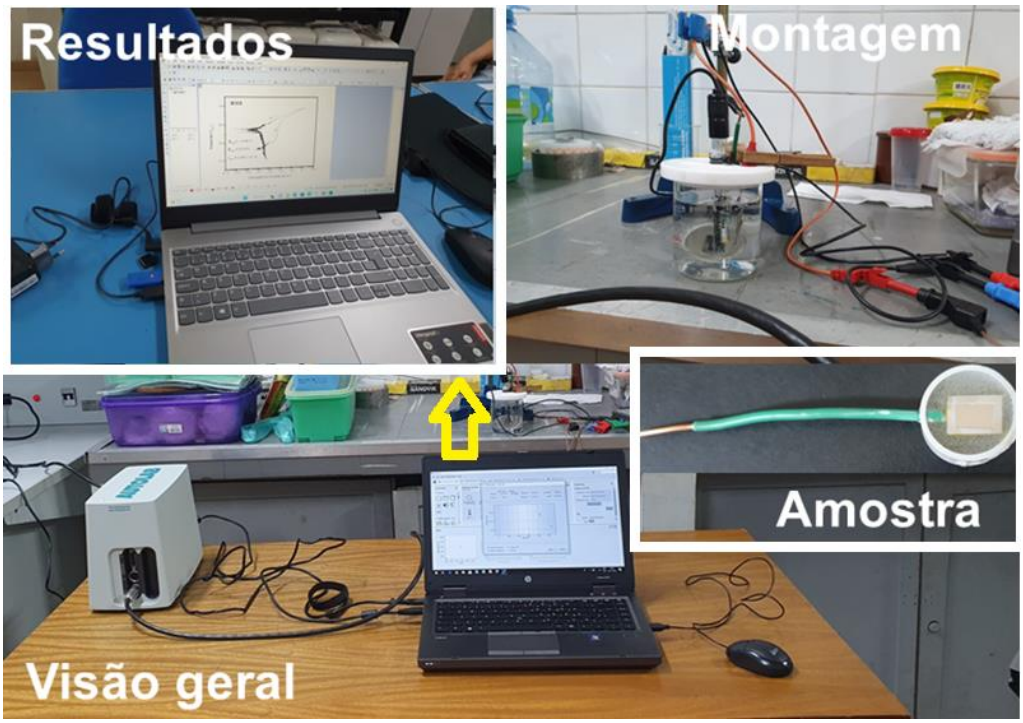
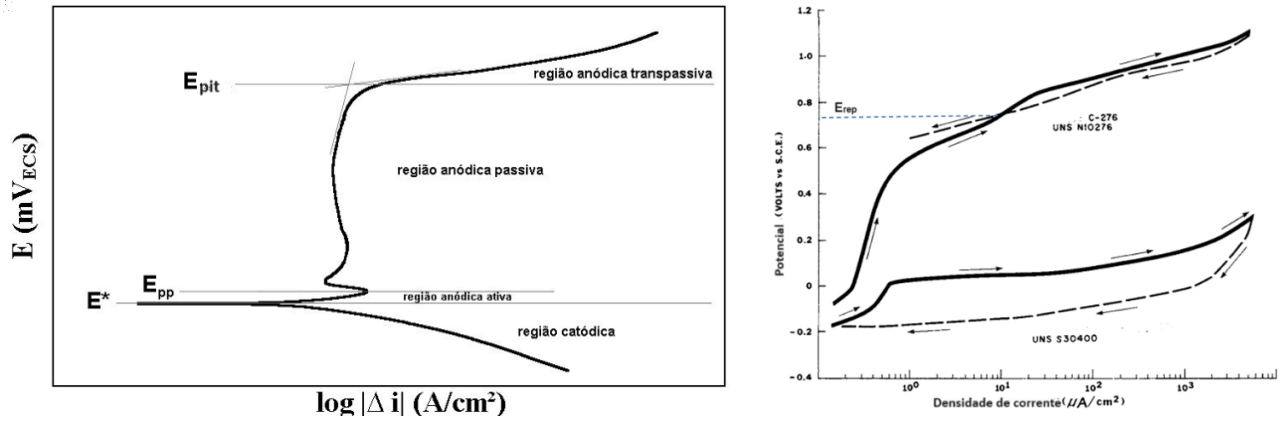


Figura III.6 – Aparato para o teste de polarização potenciodinâmica cíclica, destacando a visão geral do aparato, a amostra embutida em resina, a tela com o resultado gráfico do ensaio e a montagem da célula eletroquímica.

Os ensaios eletroquímicos foram realizados no Laboratório de Materiais (LAMAT) do CEFET/RJ com o auxílio de um potenciostato da marca Metrohm-Autolab modelo PGSTAT 204, em temperatura ambiente controlada, mantida a 22 °C, e utilizando uma solução aquosa (eletrólito) com concentração de 3,5% de NaCl. A célula tripla foi mantida imersa na solução por cerca de 30 minutos, antes de iniciar a polarização, a fim de promover a estabilização do potencial de circuito aberto (E_{ocp}), ou o potencial de corrosão (E_{corr}). A varredura, portanto, se iniciou a partir deste patamar no sentido anódico, aumentando o potencial a uma taxa constante de 1 mV_{SCE}/s, até atingir o potencial no qual a densidade de corrente fosse igual a

1 mA/cm^2. Assim que tal valor foi alcançado, o sentido da varredura foi revertido para o lado catódico, até que o E_{ocp} fosse novamente atingido.

Os valores de corrente e tensão medidos pelo potenciostato são processados com o auxílio do software NOVA 2.1.2. Com os dados inseridos antes do início do ensaio (identificação e área exposta da amostra) juntamente com as medições realizadas, o software plota a curva de potencial *versus* o logaritmo da densidade de corrente. Quando o potencial de pite (E_{pit}) é atingido, durante a primeira varredura no sentido anódico, ocorre um brusco aumento da densidade de corrente. O valor de E_{pit}, que representa o menor potencial no qual o pite se inicia e cresce, é determinado pelo encontro das retas tangente anterior e posterior ao aumento repentino da densidade de corrente (Figura III.7a). Já o potencial de repassivação (E_{rep}), ou de proteção, que avalia a capacidade do material de inibir o processo de corrosão uma vez já iniciado, é dado pelo ponto de encontro das curvas anódica e catódica, após a varredura reversa (Figura III.7b). A resistência à corrosão relativa é definida como a diferença entre o potencial de pite e o potencial de repassivação ($E_{pit} - E_{rep}$), que representa a extensão da zona de passivação imperfeita (Kravetz, 2018; Magnabosco, 1995; Wolynec, 2002; Yin et al., 2009).



(a) (b)

Figura III.7 – Gráficos ilustrando a determinação dos parâmetros: (a) Epit (Magnabosco, 1995) (b) Erep.(ASTM G61, 2009)

Com os parâmetros eletroquímicos mensurados (E_{ocp} ,E_{pit}) juntamente com a análise da histerese entre as curvas, foi possível avaliar o comportamento em corrosão do revestimento e, via MEV, relacioná-los com a composição química, microestrutura e presença de fases secundárias. Estes ensaios foram realizados nas Fases 2 e 3 da presente Tese.

III.7.2 – Ensaio Potenciostático para Deteminação da Temperatura Crítica de Pite

Os testes potenciostáticos para determinação da temperatura crítica de pite (TCP) seguiram as recomendações da norma ASTM G150 (2013). Foi utilizada uma célula de três

eletrodos: Calomelano saturado (Saturated Calomel Electrode – SCE) como eletrodo de referência, uma placa de platina como contra-eletrodo e o eletrodo de trabalho (topo do revestimento soldado).

O eletrodo de trabalho foi polarizado com 700 mV SCE, e a temperatura da célula foi aumentada em 1°C/min, em uma solução de teste composta por 1 mol/L de NaCl. Em princípio, a TCP é determinada quando a densidade de corrente ultrapassar o valor de 100 $\mu A/cm^2$. A temperatura do teste máxima é de 85°C, devido à limitação referente a estabilidade térmica da célula de teste (Klapper et al., 2017).

Os eletrodos de trabalho contendo as amostras cortadas do revestimento em estudo, foram fabricados através da fixação de um fio condutor de cobre, soldado na superfície inferior e, em seguida, embutidos em resina de cura a frio. A superfície de contato com o eletrólito foi preparada de forma semelhante à das amostras para micrografia, ou seja, com lixamento até granulometria 1200 meshs, seguido por polimento com pasta de diamante de granulometria até1μm. Para evitar corrosão por frestas, foi realizada a aplicação de esmalte incolor de secagem rápida para delimitar a área de contato. A superfície foi examinada cuidadosamente com um microscópio óptico após cada teste para garantir que não houvesse corrosão por frestas nas bordas da amostra, o que poderia invalidar o procedimento (Lorenzoni et al., 2019).

O equipamento utilizado foi o mesmo do teste de polarização potenciodinâmica, acrescendo o Banho Maria Digital Modelo NI 1215, fabricado pela Nova Instruments, para efetuar o controle da temperatura da solução durante o ensaio. A Figura III.8 ilustra a montagem realizada para a execução do teste. Estes ensaios foram realizados nas Fases 2 e 3 da presente Tese.

III.7.3 – Ensaio de Imersão

Amostras retangulares de aproximadamente 10 x 10 mm e 2 mm de espessura, foram preparadas, após removidas do topo do revestimento para o ensaio de imersão. Por conterem apenas o metal de solda, não se fez necessário embuti-las para proteção. Estas amostras foram polidas com pasta de diamante de granulometria de 6 μm e, em sequência, deixadas expostas ao ar por 24h, para que a camada passiva do material fosse totalmente regenerada. Posteriormente, as amostras foram pesadas em balança de precisão previamente a realização do ensaio. As superfícies das amostras foram observadas por meio de microscópio ótico, sem ataque químico, para verificação de possíveis defeitos existentes em decorrência da soldagem.

O ensaio de imersão foi realizado de acordo com a norma ASTM G48 (2015) método A. As amostras foram imersas em solução de cloreto férrico ($FeCl_3$) com temperatura controlada de 40 ± 2 °C, conforme especificado pela norma (Figura III.9a). Após 24 horas do início da imersão, as amostras foram então retiradas e limpas em água corrente, com o auxílio

de sabão e algodão, para a remoção de possíveis produtos da corrosão.

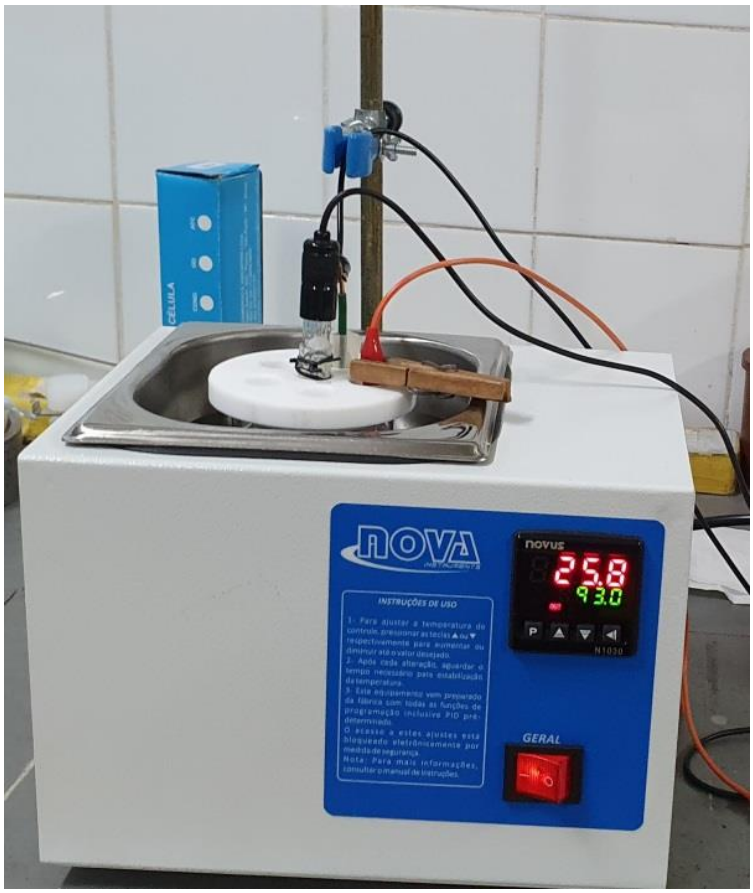


Figura III.8 – Montagem do teste para determinação da TCP segundo a ASTM G150 (2013).

Após a limpeza, as amostras foram novamente pesadas em balança de precisão e analisadas por meio de microscópio óptico, sem ataque químico, para identificação de possíveis pites. A norma NORSOK M-601 (2008) especifica como critério de aprovação para os testes de imersão que não é aceitável a presença de pites após avaliação da superfície ensaiada com um aumento de 20x, ou perda de massa superior a 4,0 g/m^2.

Para a realização deste ensaio, foi utilizada uma balança de precisão da marca Shimadzu modelo AW 220, com cargas máxima e mínima de 220 g e 0,01 g, respectivamente, e precisão de 4 casas decimais. O equipamento é um ativo do Laboratório de Química do CEFET/RJ (Figura III.9b). Estes ensaios foram realizados na Fase 3 da presente Tese.



(a) (b)

Figura III. 9 – (a) Montagem do aparato para o teste de imersão (b) Balança analítica utilizada na pesagem das amostras submetidas ao teste de imersão.

CAPÍTULO IV

RESULTADOS

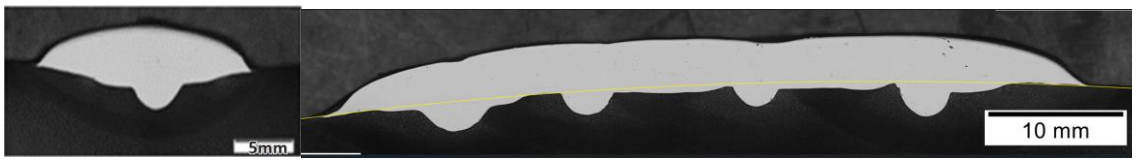
IV.1 – Fase 1 – Parâmetros de soldagem para os processos GMAW-P/GMAW-RE

IV.1.1 – Validação dos Parâmetros para o Processo GMAW-P

A primeira etapa do trabalho da Fase 1, foi a validação do conjunto de parâmetros previamente selecionados para a soldagem de revestimento com o processo GMAW-P com o arame-eletrodo AWS A5.14 ER NiCrMo-3, sobre substrato de aço estrutural, utilizando como gás de proteção a mistura Ar-25%He. Os parâmetros foram originalmente ajustados numa fonte de soldagem similar a utilizada no LASOL/CEFET-RJ, sendo que ambas possuem a curva sinérgica pulsada SS Tri-Mix, o que facilitou a replicação dos parâmetros. No caso da fonte de soldagem Millermatic 350P, as funções “Sharp Arc” e “Arc Length” permitem o ajuste fino dos parâmetros para compensar pequenas variações em termos de condições de soldagem. Com o ajuste “Sharp Arc” em 25 e “Arc Length” em 35 obteve-se o conjunto de parâmetros de soldagem, monitorados pelo sistema de aquisição de dados SAP V4, apresentados na Tabela III.2. O aspecto visual dos cordões de solda produzidos com o conjunto de parâmetros ajustados, estão apresentados na Figura IV.1 e a sua seção macrográfica na Figura IV.2.



Figura IV.1 – Aspecto visual dos cordões de soldagem de revestimento com o processo GMAW pulsado.



(a) (b)

Figura IV.2 – Aspecto macrográfico dos cordões de soldagem de revestimento com o processo GMAW pulsado. (a) Passe único (b) Multipasses. Ataque químico: Nital 2%

IV.1.2 – Soldagem com o Processo GMAW-RE: Aspectos Geométricos dos Cordões

A parametrização para o processo GMAW-RE foi realizada através de um experimento conforme descrito no item III.3, Tabela III.3. A Figura IV.3 mostra o aspecto visual dos cordões depositados, onde pode-se notar que o diâmetro de rotação de 8 mm não apresentou um comportamento regular, além da alta incidência de respingos.

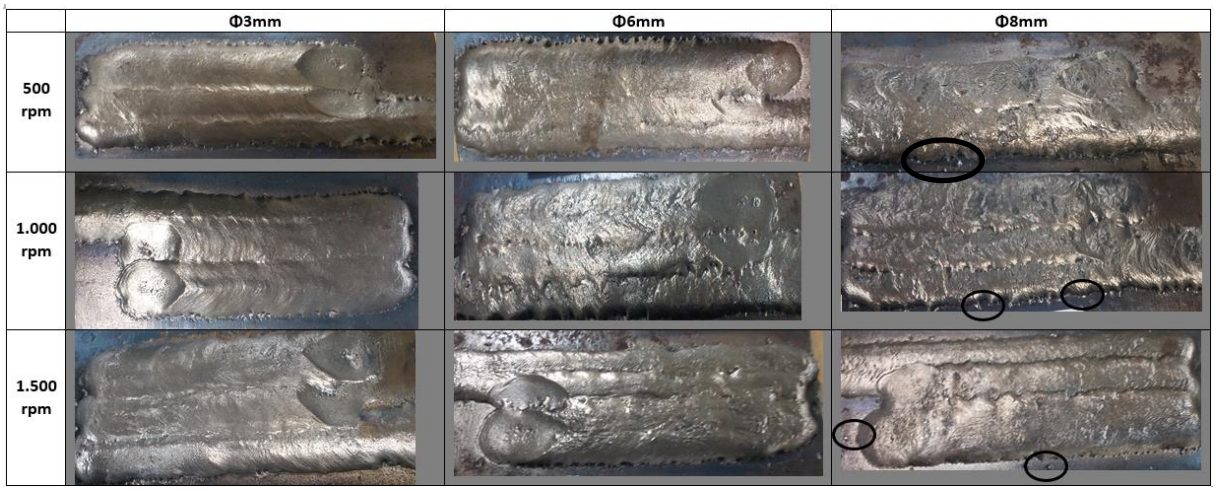


Figura IV. 3 – Aspecto visual dos cordões de solda depositados no experimento da Fase 1. Ocorrências de respingos são indicadas pelas elipses. Escala: 1:3,5.

A Figura IV.4 mostra a macrografia de cordões de solda depositados em passe único, onde se nota que o processo GMAW-RE apresenta uma tendência para a deposição de cordões com a penetração menor e mais homogênea, quando comparado com o perfil proporcionado pelo processo GMAW-P apresentado na Figura IV.2 (a). A Tabela IV.1 apresenta os resultados das medições feitas nas soldas em passe único.

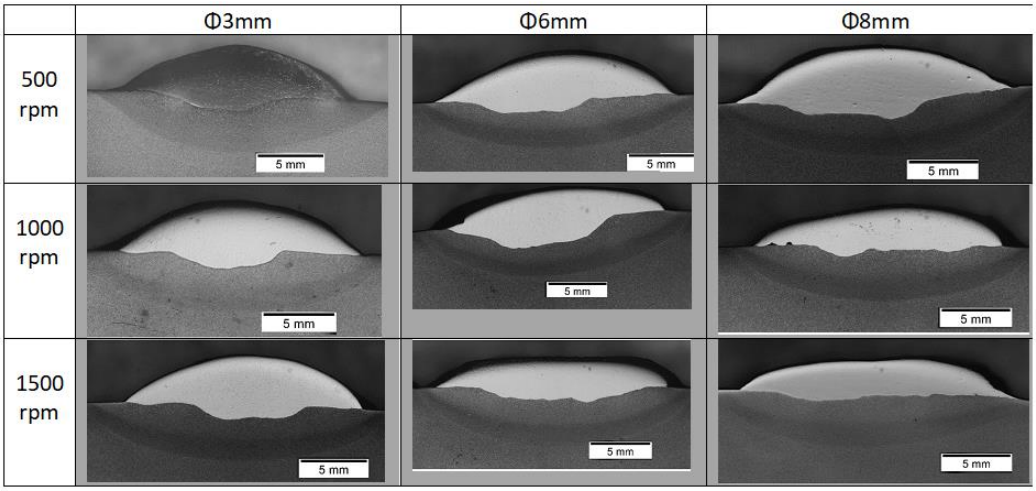


Figura IV.4 – Macrografia dos cordões depositados em passe único no experimento com o processo GMAW-RE. Ataque químico Nital 2%.

A Figura IV.5 mostra o aspecto macrográfico da deposição dos cordões com sobreposição para revestimento. Observa-se novamente que o processo GMAW-RE apresenta uma tendência para deposição de cordões de solda com penetração menor e mais

homogênea.

Tabela IV.1 - Avaliação dimensional das soldas em passe único do experimento com o processo GMAW-RE e com o processo GMAW-P.

Critério	S305	S310	S315	S605	S610	S615	S805	S810	S815	GMAW-P
Diluição (%)	25,0	18,2	15,2	23,0	45,7	32,0	26,1	14,0	17,0	31,2
Largura (mm)	18,1	17,1	18,1	18,7	18,9	19,5	19,9	18,2	20,8	18,7
Altura (mm)	3,8	2,8	3,7	3,3	2,7	2,2	3,3	2,8	2,5	3,0
Penetração(mm)	1,0	2,0	1,3	1,4	2,2	1,3	2,0	1,0	1,0	3,0

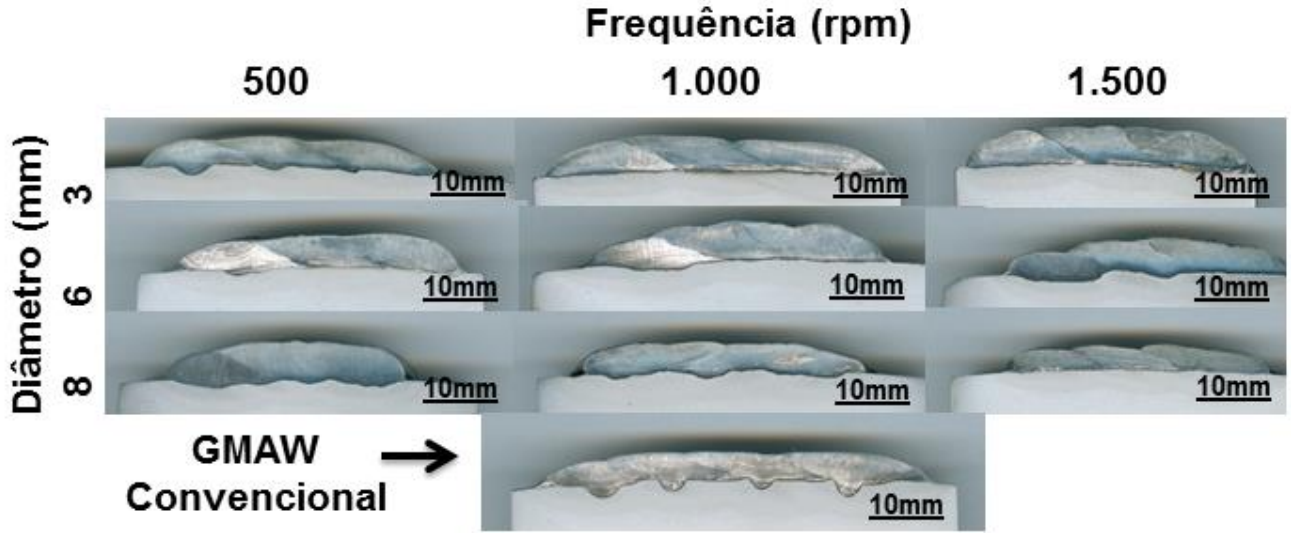


Figura IV. 5 – Macrografia das amostras com deposição de cordões com sobreposição do experimento com o processo GMAW-RE. Ataque: ácido oxálico 10%.

A Tabela IV.2 apresenta os dados da avaliação visual e dimensional das soldas com três passes. Observa-se na Tabela, que os maiores diâmetros de rotação provocaram um aumento da diluição e diminuição da espessura de camada. A princípio, a frequência de rotação não provocou mudanças significativas na geometria dos cordões de solda. Observa-se uma tendência à degradação no aspecto visual do cordão conforme se aumenta o diâmetro e a frequência de rotação. Com base nestas evidências, concluiu-se que o diâmetro de rotação de 3 mm era o mais adequado para essa aplicação, e que a frequência de rotação teria uma pequena influência no aspecto visual na deposição multipasses para este diâmetro, podendo, a princípio, ser utilizado qualquer dos três níveis testados.

IV.1.3 – Caracterização Microestrutural

Com base nos resultados do item anterior, foram realizadas análises microestruturais por MEV/EDS dos revestimentos depositados com o diâmetro de rotação de 3 mm, de forma a possibilitar a seleção da frequência de rotação mais adequada para continuidade da avaliação.

A Figura IV.6 mostra a microestrutura dos metais depositados a 3 mm da linha de fusão, espessura de camada mínima exigida para revestimentos utilizados na área de óleo e

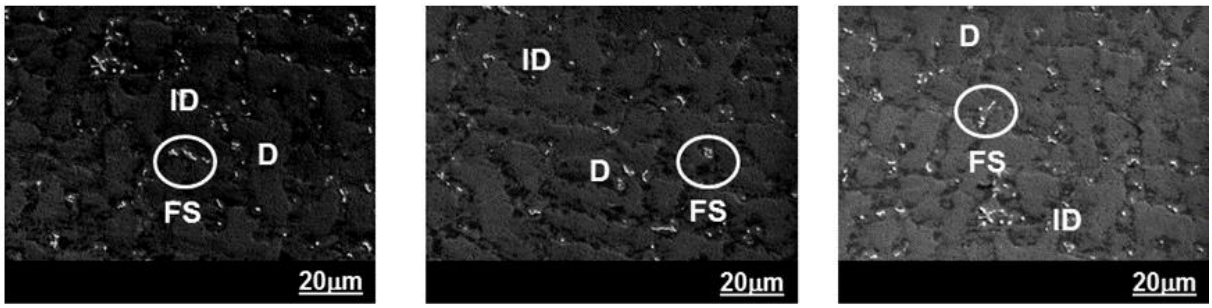
gás (Norsok, 2004). Fica evidente a semelhança microestrutural das amostras analisadas, onde é observada uma matriz austenítica com reduzida fração de fases secundárias (<2%). As fases secundárias foram identificadas como fase Laves e carbonetos de nióbio, conforme esperado, para metais depositados com a superliga de Ni 625 (Figura IV.7).

Tabela IV.2 - Características visuais e dimensionais dos revestimentos soldados com 3 passes e camada única obtidos pelo processo GMAW-RE.

Identificação	Altura (mm)	Diluição (%)	Visual
S305	4,5 ± 0,3	3,9	9,0
S310	4,8 ± 0,1	3,9	8,7
S315	4,8 ± 0,1	4,3	8,5
S605	4,4 ± 0,3	6,2	8,0
S610	4,8 ± 0,4	7,5	7,5
S615	4,8 ± 0,3	13,5	6,5
S805	4,6 ± 0,1	18,8	6,0
S810	4,1 ± 0,2	11,0	5,5
S815	3,5 ± 0,2	3,7	7,0

(*) A avaliação visual pontuou presença de respingos, acabamento do cordão, convexidade e alinhamento das margens.

Não foram observadas trincas, mordeduras e poros, tanto superficialmente quanto nas seções transversais observadas macro e microscopicamente. O alinhamento das margens da solda e a convexidade dos cordões também apresentaram melhores resultados com a frequência de 500 rpm.



(a) (b) (c)

Figura IV. 6–Influência da frequência de rotação na microestrutura do metal depositado pelo processo GMAW-RE observada por MEV. Ataque: ácido oxálico. (a) 500 rpm; (b) 1.000 rpm; (c) 1.500 rpm. Onde: D – região dendrítica, ID – região interdendrítica, FS – Fase secundária.

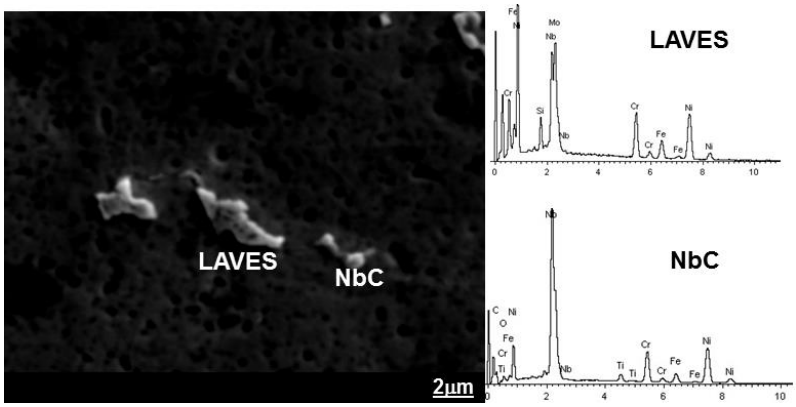


Figura IV.7 – MEV com espectro de análise por EDS indicando presença de fase Laves e NbC no metal de solda depositado com frequência de rotação de 500 rpm pelo processo GMAW-RE. Ataque: eletrolítico com ácido oxálico 10%.

IV.2 – Fase 2 – Comparação do processo GMAW-RE com GMAW-P

Nesta fase, foram retiradas amostras dos revestimentos produzidos na fase anterior com os processos GMAW-P e GMAW-RE, esse último com diâmetro de rotação de 3mm e a frequência de rotação de 500 rpm, a condição que apresentou o melhor resultado no experimento da fase anterior. O objetivo foi fazer uma avaliação comparativa mais detalhada, com a caracterização microestrutural das amostras por MO e MEV, ensaio de microdureza em regiões das amostras com microestrutura potencialmente sensíveis e ensaios de corrosão para quantificar a resistência à corrosão dos revestimentos.

IV.2.1 – Caracterização Microestrutural

A Figura IV.8 apresenta, em detalhe, as macrografias das seções transversais dos revestimentos- depositados pelos dois processos GMAW-P e GMAW-RE. Observa-se os diferentes perfis de penetração na linha de fusão para cada uma das soldas. A interface obtida com o processo GMAW-RE é mais plana, induzindo a uma menor diluição, o que resulta numa microestrutura mais homogênea, como será verificado adiante.

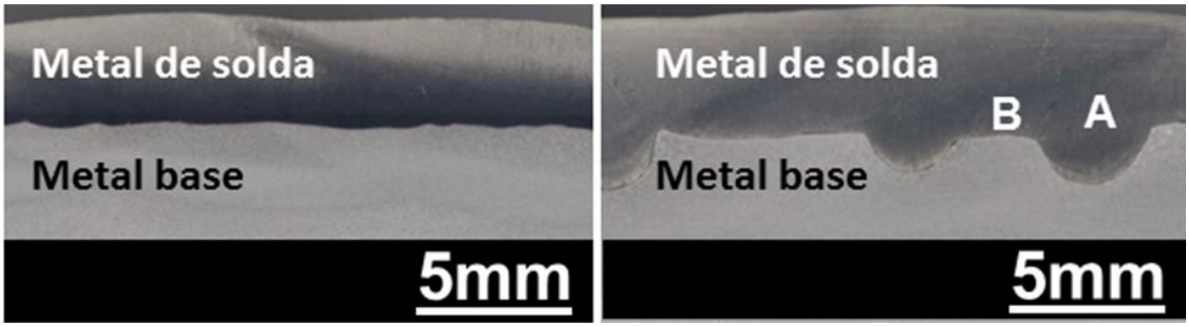


Figura IV.8 – Perfil de penetração dos revestimentos depositados pelos processos GMAW pulsado convencional e GMAW-RE (MO). Ataque: nital 2% e ácido oxálico 10%. (a) GMAW-RE – Diluição- 4%; (b) GMAW pulsado – Diluição- 13%.

As Figuras IV.9 e IV.10 mostram detalhes da microestrutura próximo a linha de fusão, onde podem ser distinguidas as seguintes regiões: zona de fusão, zona parcialmente misturada (ZPM) e metal de base. Segundo Mota et al. (2019), ZPM´s são macrosegregações intrínsecas em soldas dissimilares, cuja composição química e propriedades mecânicas diferem daquelas do metal de solda e do substrato.

A Figura IV.10 mostra as imagens obtidas por MEV na linha de fusão, onde é possível visualizar mais nitidamente a zona planar no depósito realizado pelo processo GMAW-RE e evidenciar que ela é bem mais estreita que no depósito feito com o processo GMAW-P. A análise semi-quantitativa da composição química, por meio de EDS, transversalmente a linha de fusão confirmou que a zona não atacada na seção metalográfica apresenta as características da zona parcialmente misturada. Além disso, verificou-se que o revestimento depositado pelo processo GMAW-RE estabilizou a composição química em menores

distâncias da linha de fusão (Figura IV.10).

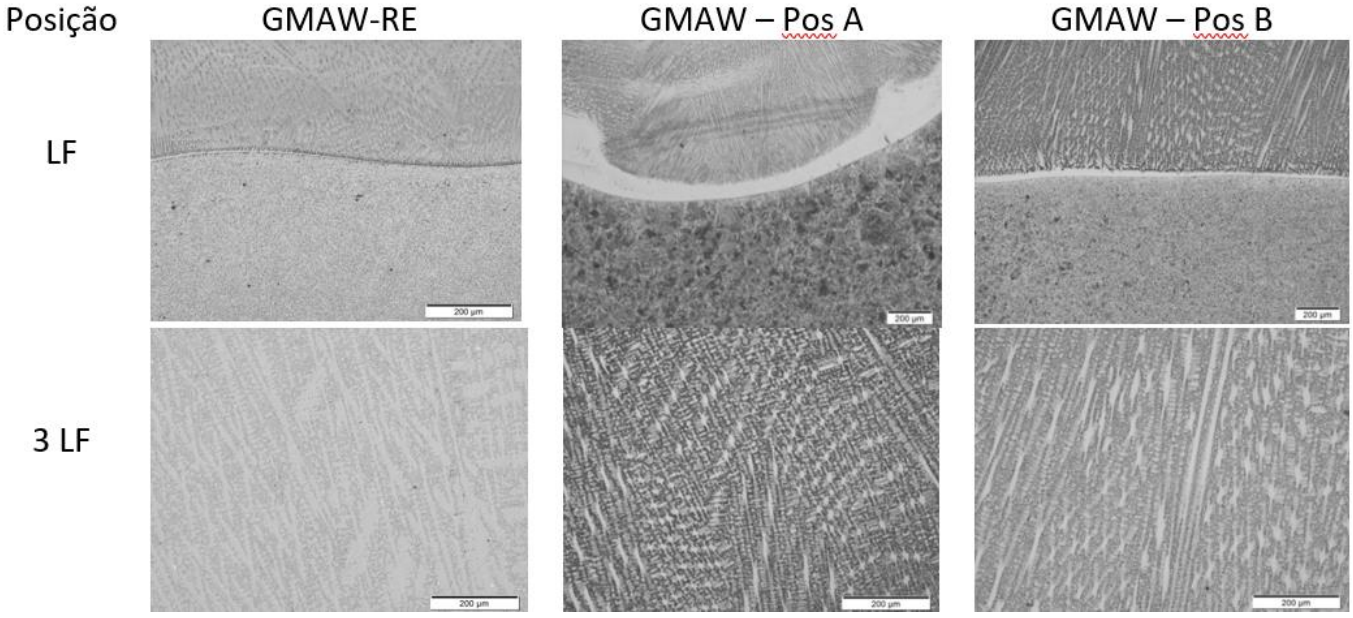


Figura IV. 9– Microestruturas dos revestimentos depositados na Fase 2, observadas na linha de fusão (LF) e a 3 mm desta região (3LF) (MO). Ataque: ácido oxálico 10% e nital 2%. Pos A e B referente a Figura IV.8.

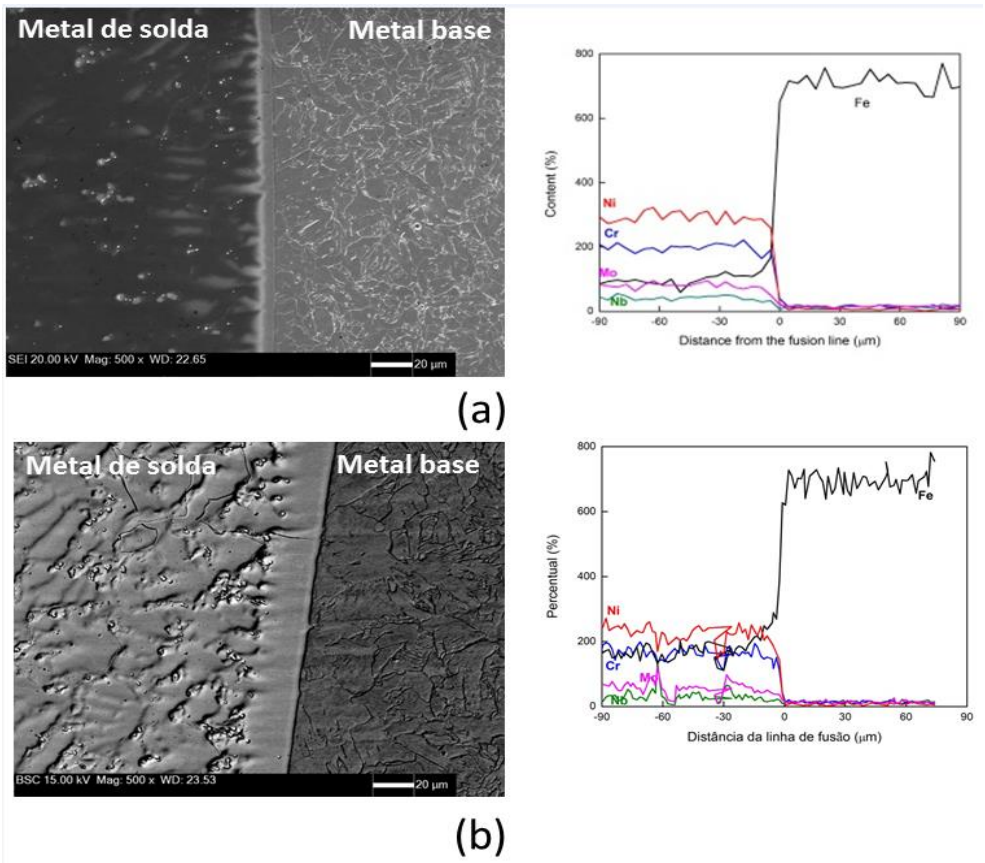


Figura IV. 10 – Microestrutura da linha de fusão observada por MEV com elétrons secundários, mostrando as ZPM´s e o perfil de composição química obtido por EDS. (a) GMAW-RE; (b) GMAW-P. Ataque: ácido oxálico 10% e nital 2%.

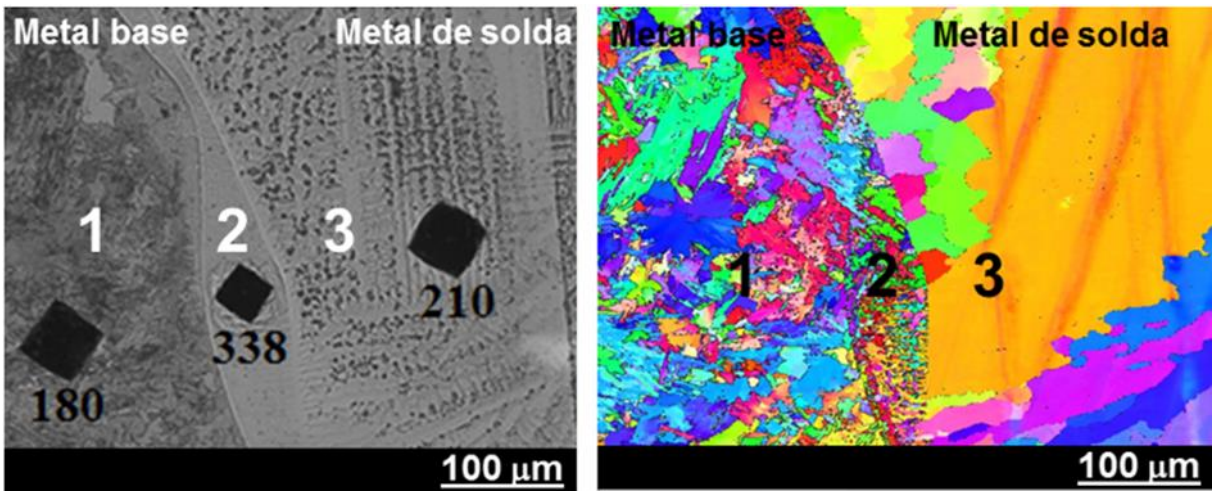
A Tabela IV.3 mostra os valores do coeficiente de partição, para a análise realizada a

3 mm da linha de fusão, evidenciando que os elementos Cr, Ni e Fe segregam para o sólido, enquanto que os elementos Mo e Nb segregam para o líquido, conforme esperado.

Tabela IV.3 – Análise comparativa dos principais elementos de liga, realizada a 3 mm da linha de fusão, obtida por EDS.

Processo	Região	Cr	Ni	Fe	Mo	Nb
GMAW-RE	Dendrítica	19,1	56,5	15,1	7,6	1,7
	Interdendrítica	18,1	52,6	12,5	10,5	6,3
	Matriz	19,2	54,6	13,9	8,6	3,8
	K	1,00	1,03	1,09	0,89	0,45
GMAW-P	Dendrítica	17,1	49,6	24,7	7,1	1,6
	Interdendrítica	17,2	47,5	21,9	9,1	4,2
	Matriz	16,9	48,3	24,7	7,8	3,4
	K	1,01	1,03	1,00	0,91	0,47

A Figura IV.11 mostra a ocorrência de uma descontinuidade tipo praia na interface do revestimento obtido com o processo GMAW-P na região de maior penetração, com valor de dureza mais elevado. Mostra-se também, o mapeamento das fases em torno da linha de fusão com a técnica EBSD no MEV, além da análise química semi-quantitativa feita por EDS. Os resultados apontam na direção de uma alta diluição local na região próxima a linha de fusão, provavelmente causada por baixo fluxo convectivo nessa região. (Zhang et al., 2023; Silva, 2010; Kou & Yang, 2007).



(a) (b)

Figura IV.11– Ocorrência de descontinuidade do tipo praia (Posição 2) na linha de fusão do revestimento GMAW-P. (a) Variação de microdureza ($HV_{0.5}$) (MO); (b) EBSD. A composição foi obtida por análise pontual via EDS. Posição 1 – Metal base - 93Fe-1.0Mn; Posição 2 –LF Praia - 75Fe-0.7Mn-5Cr-14Ni-2Mo; (c) Posição 3 – Metal de solda 23Fe-17Cr-50Ni-7Mo.

Na soldagem com o processo GMAW-RE (Figura IV.12), observou-se ocorrências do

tipo penínsulas. Entretanto, os resultados de microdureza não indicaram pontos com valores significativamente mais elevados que o seu entorno. Além disso, todos os valores de microdureza são inferiores a 250 HV, o máximo aceitável pela NACE MR0175 (2003).

A Figura IV.13 mostra a microestrutura da região de grãos grosseiros da ZTA, onde uma mistura de ferrita (F), bainita (B) e martensita (M) é observada para o processo GMAW-P, enquanto uma microestrutura refinada com predominância de bainita (B) é observada para o processo GMAW-RE. Esse resultado evidencia a diferença na distribuição de calor entre os dois processos, particularmente, em relação a região central do cordão (Guo et al., 2011 e Bai et al., 2012).

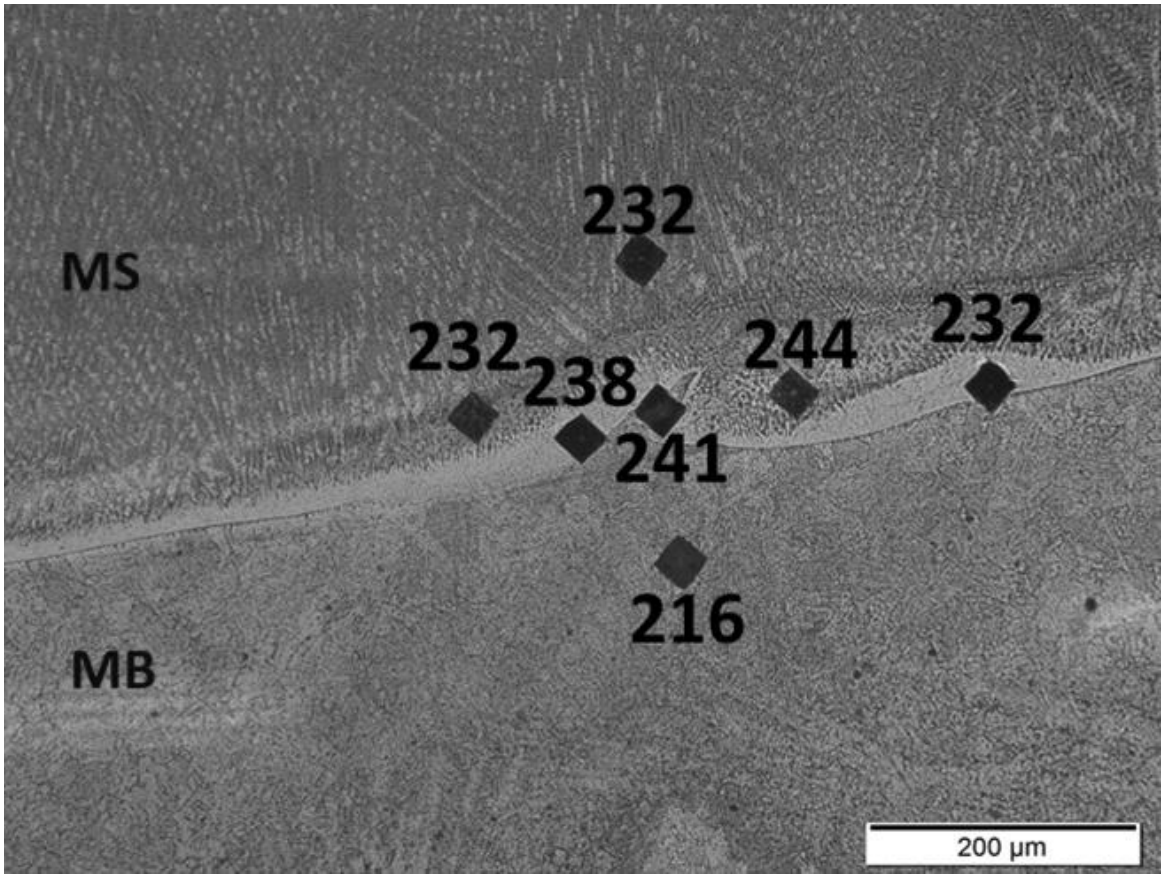


Figura IV. 12 – Resultados de microdureza(HV0.5) obtidos na região da linha de fusão do revestimento realizado com o processo GMAW-RE. MS – Metal de Solda e MB – Metal de Base.

A Figura IV.14 mostra a microestrutura do metal depositado no topo do revestimento, onde uma matriz austenítica com regiões dendríticas e interdendríticas e reduzida fração de fases secundárias é observada, sendo a fração de 2% para o processo GMAW-RE e 4,5% para o processo GMAW-P. São também apresentados os espectros de difração característicos da fase Laves e do carbeto de nióbio.

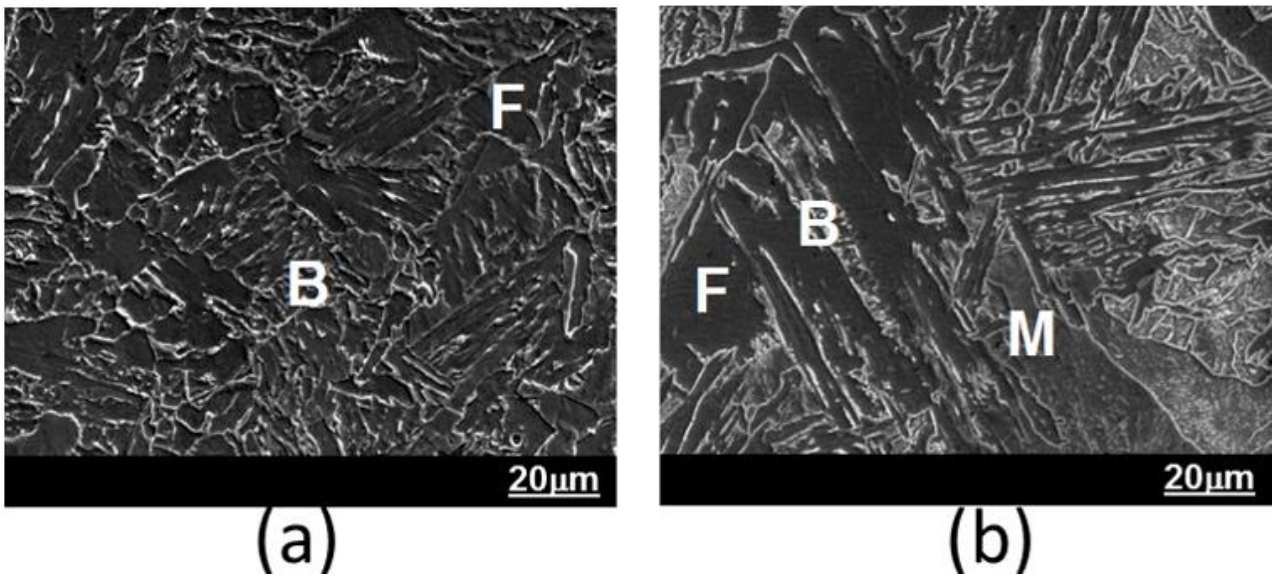


Figura IV. 13 – Microestruturas da região de grãos grosseiros da ZTA (RGGZTA) observadas por MEV. Ataque: nital 2%. (a) GMAW-RE; (b) GMAW-P.

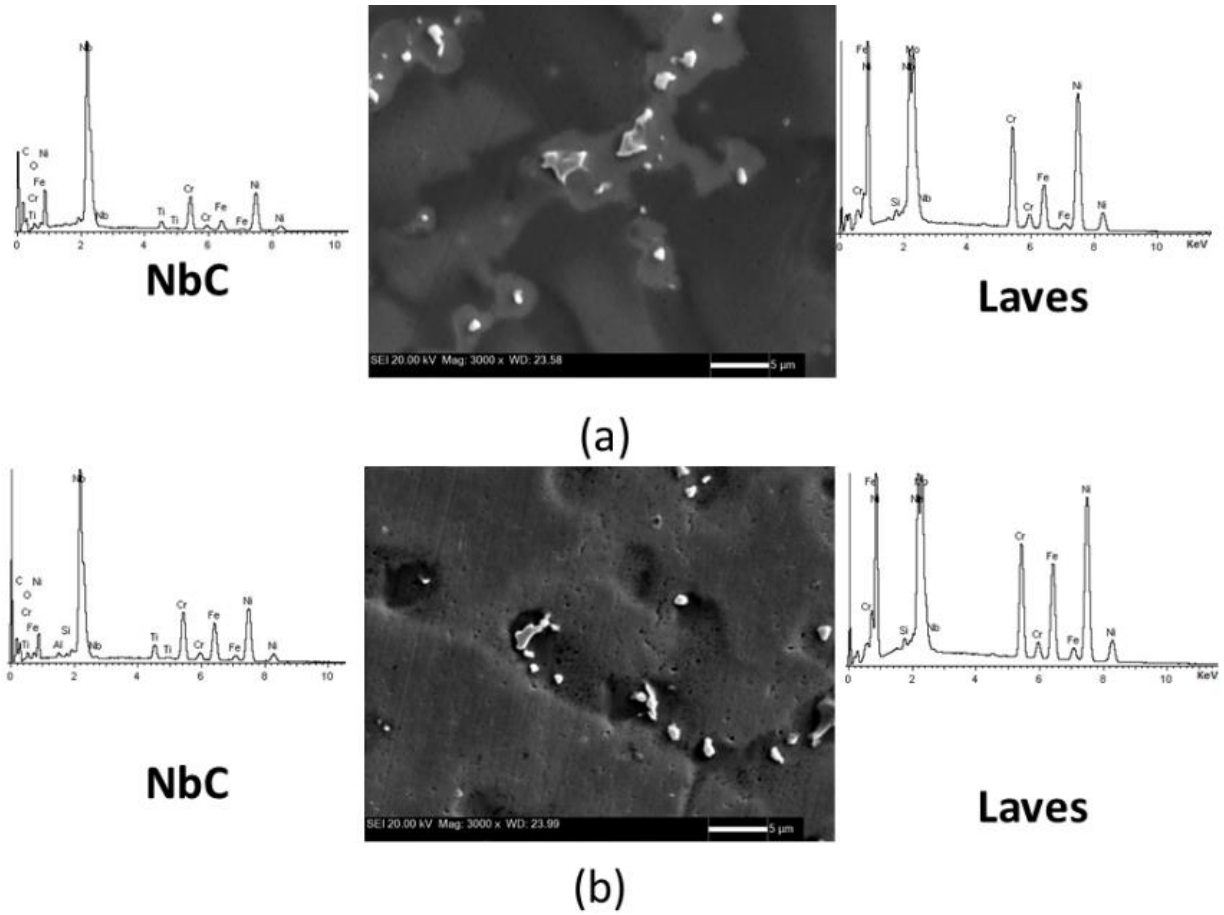
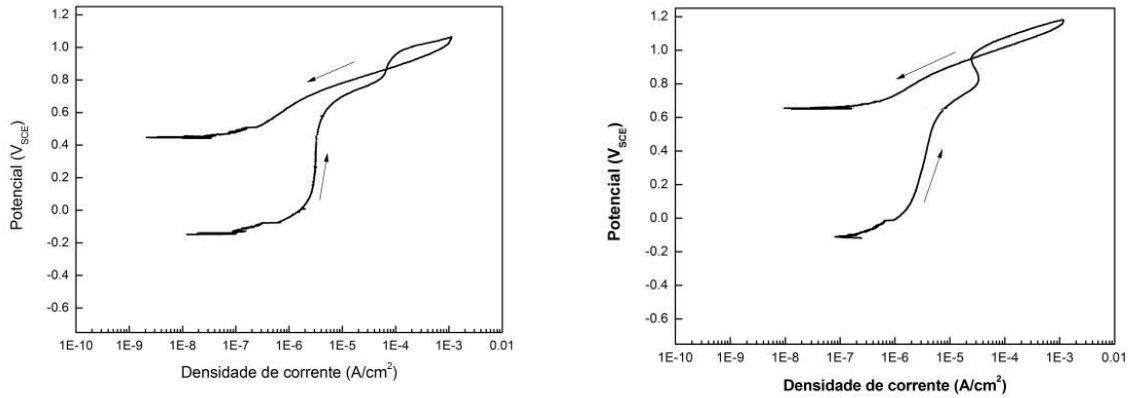


Figura IV. 14 – Microestrutura do metal depositado (MEV). Ataque: Ácido oxálico. (a) GMAW-RE (FS- 2%); (b) GMAW-P (FS – 4.5%). Onde: D- Região dendrítica; ID – Região interdendrítica.

IV.2.2 – Comportamento em Corrosão

IV.2.2.1 - Ensaio Eletroquímico de Polarização Potenciodinâmica Cíclica

A Figura IV.15 e a Tabela IV.4 mostram os resultados do teste de polarização potenciodinâmica cíclica. Nota-se um comportamento adequado contra corrosão uniforme pela formação de uma camada passiva estável em baixas densidades de corrente para ambos os revestimentos depositados. Adicionalmente, observa-se que os resultados foram equivalentes, a despeito das diferenças observadas em termos de diluição e percentual de fases secundárias.



(a) (b)

Figura IV. 15–Aspecto representativo das curvas de polarização cíclica dos revestimentos. (a) GMAW-RE; (b) GMAW-P.

Tabela IV.4 – Parâmetros obtidos no ensaio eletroquímico de polarização potenciodinâmica cíclica para as amostras referentes ao processo GMAW-P e GMAW-RE.

Revestimento	$E_{ocp}(V_{SCE})$	$E_{pit}(V_{SCE})$	$\Delta E = E_{pit} – E_{ocp}(V_{SCE})$
GMAW-RE	-0,13 ± 0,03	0,64 ± 0,03	0,77 ± 0,06
GMAW-P	-0,09 ± 0,01	0,65 ± 0,02	0,74 ± 0,03

IV.2.2.2 – Ensaio Para Determinação da TCP

Os resultados dos ensaios para determinação da TCP de acordo com a norma ASTM G150 (2009) são mostrados na Tabela IV.5, onde se percebe um comportamento superior para o revestimento depositado pelo processo GMAW-RE.

Tabela IV.5 – Resultados de TCP para os revestimentos depositados pelos processos GMAW-P e GMAW-RE.

Processo	TCP (°C)
GMAW-RE	68,5
GMAW-P	50,0

IV.3 – Fase 3 – Comportamento dos Revestimentos com Camadas Única e Dupla

IV.3.1. – Caracterização microestrutural

A Figura IV.16 mostra o aspecto visual das duas peças de teste com revestimentos depositados pelo processo GMAW-RE, a da esquerda com camada única e a da direita com duas camadas. Nota-se um aspecto regular em ambas, com cordões lisos e sem ocorrência de respingos. Na peça de teste com duas camadas observa-se que a superfície dos cordões da segunda camada é mais lisa e um pouco mais larga, o que se justifica pelo fato de terem sido depositados sobre um substrato diferente, em relação a primeira camada.

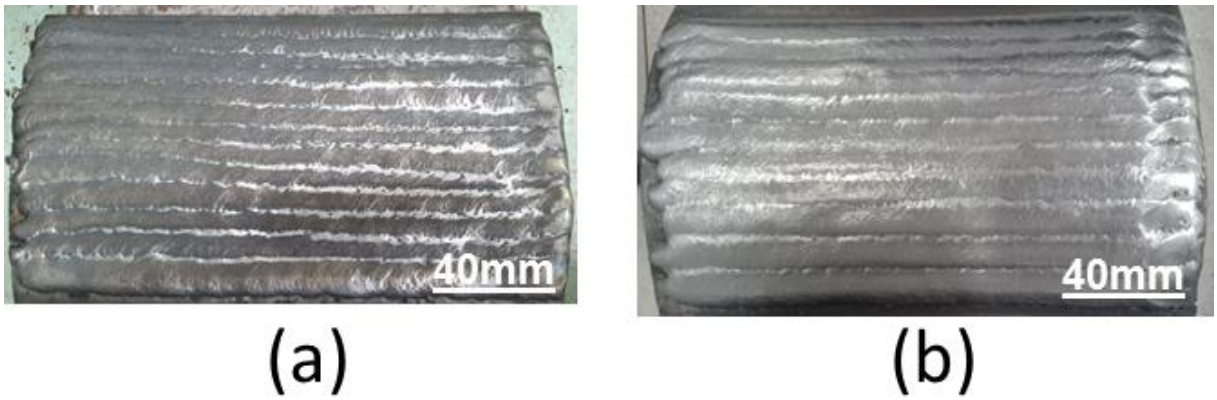


Figura IV. 16 – Aspecto superficial dos revestimentos depositados pelo processo GMAW-RE. (a) Uma camada; (b) Duas camadas.

A Figura IV.17 mostra a macrografia da seção transversal dos revestimentos. O revestimento em camada única apresentou espessura de camada de 4,8 ± 0,2 mm, enquanto o de 2 camadas atingiu 8,7 ± 0,1 mm. Não foram observados defeitos de soldagem nessas seções.

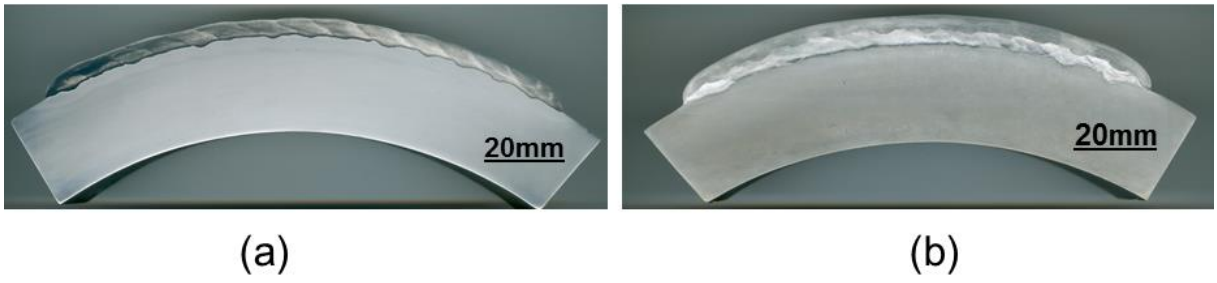


Figura IV. 17 – Macrografia dos revestimentos depositados pelo processo GMAW-RE. Ataque: ácido oxálico 10% e nital.2% (a) 1 camada; (b) 2 camadas.

A Figura IV.18 mostra a microestrutura do metal depositado no topo do revestimento, pelos 2 procedimentos, onde se nota similaridades entre as duas amostras. Estas mesmas

regiões são mais bem detalhadas nas Figuras IV.19 e IV.20 através do MEV. Nota-se a ocorrência de microestruturas similares as da Fase anterior, o que é característico do metal de solda obtido pela fusão da superliga 625. No entanto, é digno de menção a ocorrência de um reduzido percentual de fases secundárias (<1%) em ambas as amostras. A similaridade entre a microestrutura das duas amostras indica que o ciclo térmico da segunda camada não provocou modificações significativas na sua primeira camada.

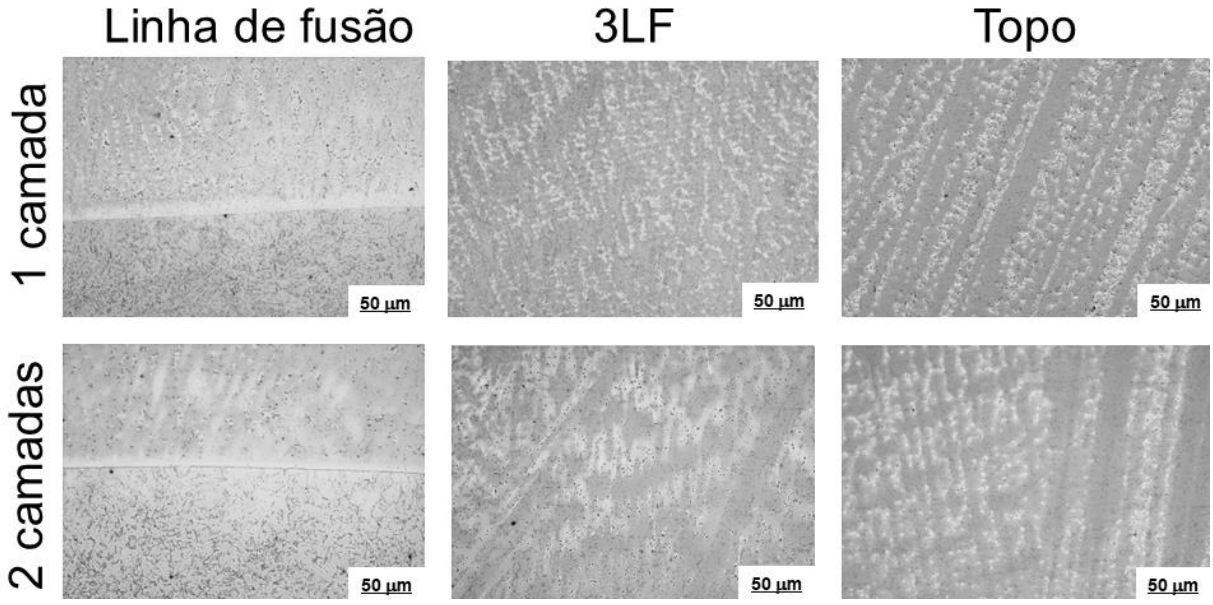


Figura IV. 18 – Microestrutura dos revestimentos depositados pelo processo GMAW-RE com 1 e 2 camadas (MO). Ataque: ácido oxálico 10% e nital 2%. 3LF = 3 mm da linha de fusão.

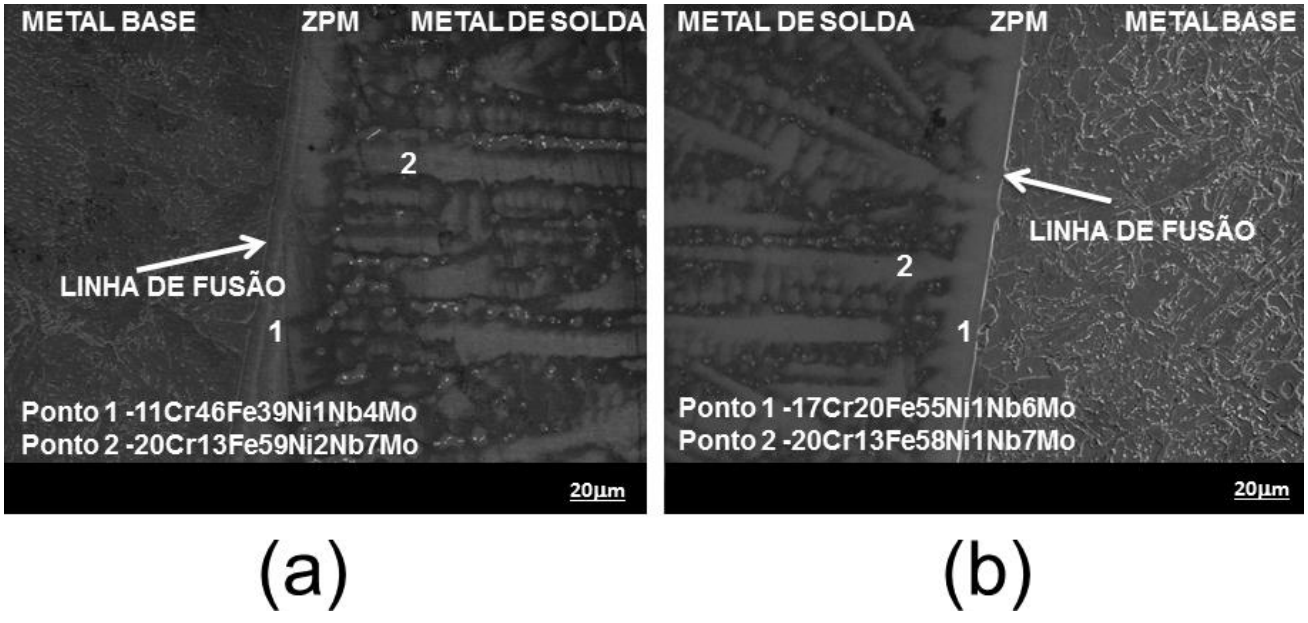
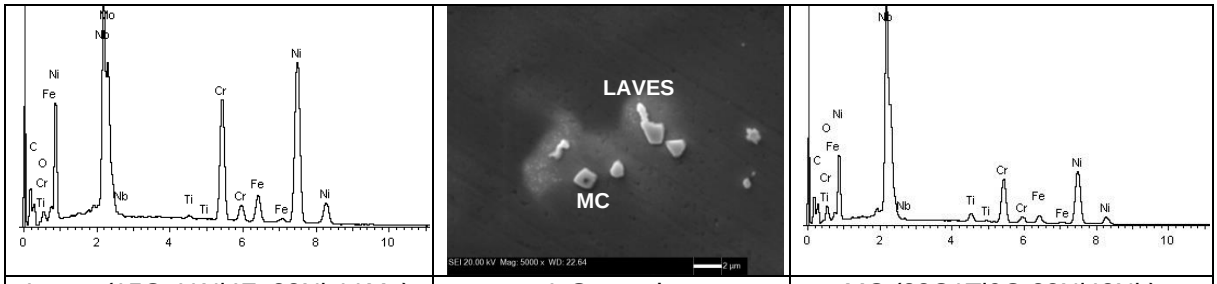


Figura IV. 19 – Microestrutura dos revestimentos depositados pelo processo GMAW-RE com (a) Uma camada e (b) Duas camadas, observadas na linha de fusão (MEV). Ataque: ácido oxálico 10% e nital 2%.



Laves (15Cr41Ni4Fe28Nb11Mo)	1 Camada	MC (23C1Ti9Cr23Ni42Nb)
Laves (15Cr36Ni3Fe24Nb21Mo)	2 Camadas	MC (34C2Ti3Cr7Ni54Nb)

Figura IV. 20 – Imagens de MEV e espectros obtidos por EDS das fases secundárias encontradas nos revestimentos (MEV). Ataque: Ácido oxálico 10%.

A análise semi-quantitativa da composição química por EDS na seção metalográfica apresentada na Figura IV.19, mostrou que a zona não atacada da microestrutura é compatível com a da zona parcialmente misturada (ZPM). A Tabela IV.6 evidencia a forte característica segregacional de Mo e Nb no sentido da região interdendrítica. Além disso, ambos os revestimentos mostraram estabilização da composição química para distâncias inferiores a 3 mm da linha de fusão (Figura IV.21), sendo observado apenas uma variação significativa no teor de Fe do revestimento com duas camadas, como era esperado, pela queda na diluição, ou seja, pela redução da participação da composição do metal de base na composição do metal de solda.

Tabela IV.6 – Análise comparativa por EDS dos principais elementos de liga nos revestimentos com uma e duas camadas.

Revestimento	Posição	Região	Cr	Fe	Ni	Nb	Mo
1 camada	3LF	Dendrítica	20,2	10,7	60,1	1,6	7,4
		Interdendrítica	19,2	9,1	55,3	6,1	10,3
		K	1,05	1,18	1,09	0,26	0,72
	Topo	Dendrítica	20,3	10,6	60,1	2,2	7,8
		Interdendrítica	20,0	10,0	57,1	4,2	8,8
		K	1,02	1,06	1,05	0,52	0,89
2 camadas	3LF	Dendrítica	20,6	6,0	60,5	2,12	7,7
		Interdendrítica	20,0	5,6	60,2	7,6	15,1
		K	1,03	1,07	1,01	0,28	0,51
	Topo	Dendrítica	22,2	1,8	65,1	2,1	8,9
		Interdendrítica	21,3	1,6	60,6	5,6	10,9
		K	1,04	1,13	1,07	0,38	0,82

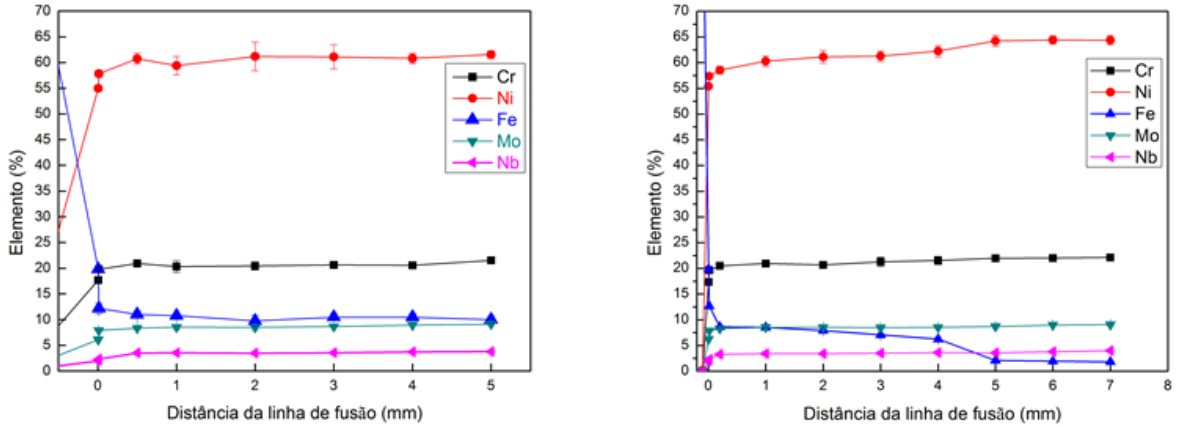


Figura IV. 21– Mapeamento dos principais elementos de liga em função da distância à linha de fusão. (a) Uma camada; (b) Duas camadas.

IV.3.2 – Análise Química

A Tabela IV.7 apresenta os resultados da análise química efetuada a 1mm da superfície dos revestimentos soldados com uma e duas camadas, respectivamente. Nesta Tabela são apresentados os principais elementos químicos que entram na composição da liga. Observa-se que a principal diferença é no teor de Fe, que na primeira camada fica em 10,04%, enquanto que na segunda camada cai para 0,74%, havendo a compensação principalmente no teor de Ni que aumenta de 58,90% na primeira camada para 65,6% na segunda camada.

Tabela IV.7 – Análise química dos revestimentos com uma e duas camadas.

Amostra	%Ni	%Cr	%Mo	%Nb	%Fe
1 camada	58,90	18,91	8,06	3,28	10,04
2 camadas	65,60	20,71	8,73	3,48	0,74

IV.3.3 – Propriedades Mecânicas

A Figura IV.22 apresenta o aspecto visual dos corpos de prova de dobramento com uma e duas camadas de revestimento ensaiados. Os corpos de prova foram aprovados no ensaio, evidenciando a boa ductilidade e isenção de descontinuidades significativas no metal de solda, e principalmente, o adequado ancoramento do revestimento ao substrato, mesmo com baixo nível de diluição.

A Figura IV.23 apresenta o mapeamento de microdureza Vickers ($HV_{0,5}$) no entorno da linha de fusão para os dois revestimentos, com uma e duas camadas. Observa-se que ambos os revestimentos apresentam valores médios que acompanham uma mesma tendência de variação, com picos nas ZTA´s, mas ainda inferiores ao limite de 250 HV (Nace, 2009).



Figura IV. 22 – Aspecto geral dos corpos de prova de dobramento após execução do ensaio. (a) Uma camada; (b) Duas camadas. Escala: 1:1.

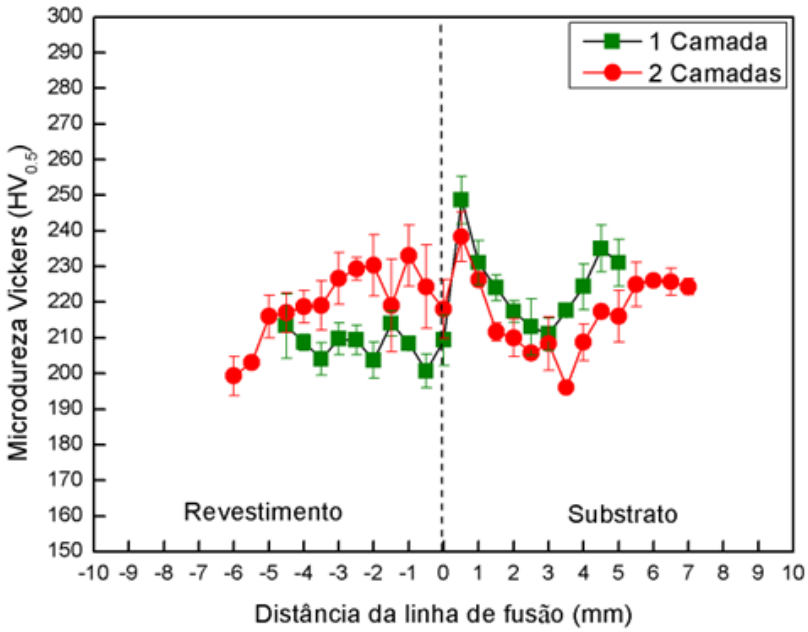


Figura IV. 23 – Comportamento da microdureza Vickers (HV0,5) dos revestimentos depositados pelo processo GMAW-RE próximo à linha de fusão.

IV.3.4 – Comportamento em Corrosão

IV.3.4.1 – Ensaio Eletroquímico de Polarização Potenciodinâmica Cíclica

A Tabela IV.8 e a Figura IV.24 apresentam os resultados do teste de polarização potenciodinâmica cíclica. Nota-se um comportamento adequado contra corrosão uniforme pela formação de uma camada passiva estável em baixas densidades de corrente. A histerese positiva em ambas as curvas indica a ausência de pites estáveis. Além disso, o potencial de pites é relativamente alto sugerindo uma boa resistência contra nucleação de danos na camada protetora e consequentemente, o ataque por corrosão localizada (Rajani et al., 2013).

Deve-se destacar que ambas as condições mostraram resultados equivalentes.

Tabela IV.8 – Parâmetros obtidos no ensaio eletroquímico de polarização potenciodinâmica cíclica dos revestimentos com superliga 625 com uma e duas camadas.

Revestimento	$E_{ocp}(V_{SCE})$	$E_{pit}(V_{SCE})$	$\Delta E = E_{pit} - E_{ocp}(V_{SCE})$
1 camada	-0,13 ± 0,02	0,65 ± 0,01	0,78 ± 0,02
2 camadas	-0,14 ± 0,04	0,63 ± 0,01	0,77 ± 0,04

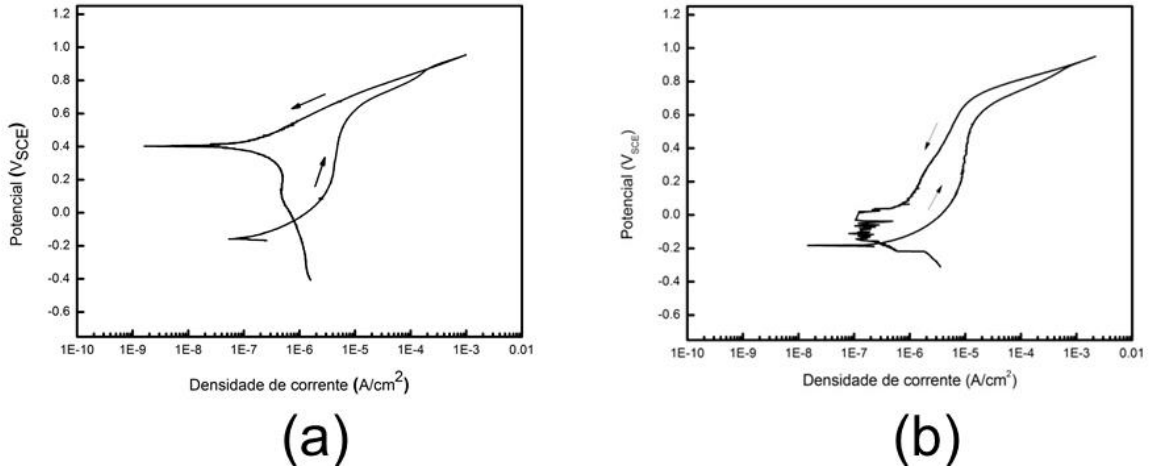


Figura IV. 24 – Aspecto representativo das curvas de polarização potenciodinâmica cíclica dos revestimentos depositados pelo processo GMAW-RE. (a) 1 camada; (b) 2 camadas

IV.3.4.2 – Ensaio Para Determinação da TCP

Os resultados dos ensaios para determinação da TCP de acordo com a norma ASTM G150 (2009) são mostrados na Tabela IV.9. Os ensaios foram interrompidos na temperatura de 85 ºC, por limitações do ensaio (Klapper et al., 2017). No entanto, esta temperatura é indicada como adequada para evidenciar um resultado satisfatório (ASTM G48, 2009).

Tabela IV.9– Resultados de TCP para os revestimentos depositados pelo processo GMAW-RE com uma e duas camadas.

Revestimento	TCP (ºC)
1 camada	>85
2 camadas	>85

IV.3.4.3. – Ensaio de Imersão

Ensaios de imersão, regidos pela norma ASTM G48 (2009) método A, foram executados na amostra de topo do metal de solda distante 3 mm da linha de fusão. De acordo com a norma NORSOK M-601 (2008), o critério de aceitação para o teste de corrosão baseado na norma ASTM G48 é a ausência de pites, verificada por microscopia com um aumento de 20x, e perda de massa inferior a 4,0 g/m^2.

O resultado deste ensaio, expresso na Tabela IV.10, indica que não houve perda de

massa e não se observou a formação de pites após o ensaio (Figura IV.25).

Tabela IV.10 – Perda de massa do revestimento após ensaio de corrosão por imersão.

Revestimento	Pite	Perda de massa (g/m^2)
1 camada	Não	0,00
2 camadas	Não	0,00
Requisito (Norsok,2008)	Não	<4,0

CAPÍTULO V

DISCUSSÃO

V.1 - Fase 1 – Seleção dos Parâmetros para os Processos GMAW P/GMAW-RE

De acordo com Kejelin (2012), o principal problema enfrentado no revestimento de alta liga é a seleção de parâmetros do processo para alcançar a geometria do cordão de revestimento necessária. O conjunto de parâmetros, idealmente, deve propiciar que a fusão do metal de base seja a mínima possível, de modo a garantir o bom ancoramento do revestimento ao substrato, e ao mesmo tempo, evitar a contaminação do metal de solda com a composição química menos nobre do substrato. Quando essa condição ideal não é alcançada seja pelo ancoramento ruim, devido a fusão irregular ou mesmo incipiente do substrato, seja pela penetração excessiva, a operação de revestimento deixa de ser efetiva.

O ancoramento insuficiente pode promover o desplacamento e a perda da proteção produzida pelo revestimento. Enquanto que, o excesso de penetração causa a introdução de um volume grande de material do substrato na poça de fusão, se misturando com o material do revestimento que está sendo aportado, comprometendo as propriedades do metal de solda depositado. Nesse último caso, a deposição de um número maior de camadas de revestimento reduz esse efeito da diluição do material do substrato, sendo que, em geral, admite-se que a partir da deposição da terceira camada, essa participação do substrato torna-se praticamente irrelevante. (Murugan & Parmar, 1997)

Entretanto, existe um outro aspecto importante na questão relativa à seleção do conjunto de parâmetros de soldagem para revestir uma superfície, que é o custo. A deposição da segunda e da terceira camadas introduzem um custo adicional significativo não só pelo volume de material de alto valor agregado que é usado nessas aplicações, mas também pelos demais fatores como: mão de obra, outros consumíveis (gás de proteção, fluxo, etc.), equipamentos, energia, ensaios e eventualmente, reparos. Quanto maior a espessura do revestimento, maior é o custo da operação e a mobilização necessária para entregar o resultado demandado.

Existem processos de soldagem que permitem a deposição de camada única com grande espessura, como o arco submerso (SAW) e o eletro-escória (ESW), mas são processos que possuem algumas limitações operacionais com relação a espessura do substrato a ser revestido, posição de soldagem, acesso em geometrias complexas, para citar as três principais (Alvarães, 2020). Nesses processos, mesmo que haja uma fusão significativa do substrato, como o volume de material depositado é muito elevado (taxa de

deposição de até 50kg/h (Costa, 1996)) a diluição global permanece ainda baixa, sem comprometer às propriedades do revestimento.

Os processos de soldagem mais flexíveis em termos de aplicação, como o MIG/MAG (GMAW), o TIG (GTAW), o Arame tubular (FCAW) e o eletrodo revestido (SMAW) depositam camadas relativamente finas, de 3 a 5 mm de espessura. Nesses casos, o efeito da diluição é muito impactante sobre a composição química, e consequentemente, sobre as propriedades do revestimento. Portanto, a otimização dos parâmetros de soldagem é uma etapa importante no emprego desses processos para o revestimento de superfícies. Existe um grande número de técnicas, variações de processos e acessórios que são utilizados com o objetivo de garantir a fusão adequada do substrato associada com baixos níveis de diluição para esses processos (Singhal et al., 2020). O presente trabalho, inicia um estudo para avaliar uma dessas alternativas, que é o processo de soldagem GMAW utilizando uma tocha específica que produz a rotação do arame-eletrodo durante a soldagem (GMAW-RE).

V.1.1 – Parametrização do Processo GMAW-P

A primeira etapa do trabalho foi justamente a parametrização do processo GMAW-P, conforme descrito nos itens III.3 e IV.1.1. A parametrização foi estabelecida em trabalho anterior, no qual o objetivo era a homologação do arame-eletrodo de 1,2 mm de diâmetro e varetas TIG de diversos diâmetros, de superliga de níquel 625 junto a uma sociedade classificadora internacional. O conjunto de parâmetros para a soldagem GMAW foi selecionado, testado e aprovado no processo de homologação conforme a especificação AWS A5.14 (2018) para a classificação ERNiCrMo-3. A parametrização foi estabelecida utilizando a curva sinérgica SS Tri-Mix da fonte de soldagem Auto Axcess 450 com a proteção gasosa sendo promovida pela mistura Ar-25%He. As operações de soldagem foram monitoradas com o sistema de aquisição SAP-V4, de modo que os parâmetros utilizados foram todos registrados. A reprodução dos parâmetros de soldagem para a realização dos experimentos foi bastante simplificada, uma vez que o equipamento utilizado (Millermatic 350P) possuía a mesma curva sinérgica SS Tri-Mix utilizada na homologação do arame-eletrodo. O ajuste fino para as condições de soldagem do laboratório foi obtido através das funções “Arc Length” e “Sharp Arc”, com as regulagens de 35 e 25, respectivamente.

Apesar da curva sinérgica SS Tri-Mix não ter sido desenvolvida para a soldagem da liga 625, ou mesmo para ligas de Ni, e a proteção gasosa indicada ser a mistura ternária Ar-18%He-1%CO_2, a curva se ajustou bem a liga 625, que é um material que apresenta caracteristicamente baixa molhabilidade, bem como a atmosfera gasosa protetora composta pela mistura gasosa binária Ar-25%He. Os cordões de solda gerados pela associação da curva sinérgica SS Tri-Mix e a mistura gasosa Ar-25%He, apresentaram perfis adequados

com bom espalhamento, praticamente isentos de respingos, além de superfícies lisas e bastante uniformes (Figura IV.1). Não foram observadas descontinuidades do tipo: mordedura, falta de fusão, poros, trincas, sobreposição e convexidade excessiva nem na inspeção visual e nem na análise macrográfica. A penetração dos cordões não foi excessiva, mas devido ao percentual elevado de argônio na mistura gasosa, apresentou o perfil com a penetração acentuada no centro do cordão, normalmente identificada como “finger like” na língua inglesa (Figura IV.2). O argônio é um gás inerte de densidade 1,4 e potencial de ionização baixo, o que promove uma proteção gasosa efetiva e boa estabilidade do arco elétrico. Entretanto, a sua baixa condutividade térmica causa essa concentração de calor típica no centro do arco. (Lyttle, 1993; AWS, 1991).

O hélio, por sua vez, é um gás de baixa densidade (0,14) e alto potencial de ionização, o que exige níveis de tensão elevados para a sua ionização e gera uma certa instabilidade no arco elétrico, além de exigir uma vazão de gás pelo menos duas vezes maior que a do argônio, para garantir que a atmosfera protetora seja efetiva. A sua condutibilidade térmica é bastante elevada, o que juntamente com a tensão mais alta necessária para a sua ionização, produz um arco elétrico quente, largo e com a temperatura uniformemente distribuída. (Lyttle, 1993; AWS, 1991)

Essas características tão distintas desses dois gases, tornam a mistura Ar-He uma alternativa equilibrada, com o teor de He podendo variar de 0 a 100%. A adição de um terceiro gás ativo, no caso da mistura ternária em questão, o CO_2, visa reduzir a tensão superficial do metal de solda líquido, e consequentemente, melhorar a sua molhabilidade, produzindo uma poça de fusão mais fluida. (Aguiar, 2010; AWS, 1991). Baixo & Dutra (2009) testaram a mistura tríplice para a soldagem GMAW da superliga 625 e verificaram que ela se mostrou eficaz para deposição sobre chapa, mas limitada para a soldagem de união, em particular para o passe de raiz. Kejelin (2012) testou e não recomendou a utilização da mistura Ar-He na soldagem de revestimento GMAW pulsada com a liga 625. Já Posch et al. (2014) trabalharam com uma mistura quaternária Ar-30%He-2%H_2-0,05%CO_2 e reportaram que a pequena adição de gás ativo melhora a molhabilidade, e que, o gás de proteção tem um efeito muito substancial sobre o desempenho do processo de soldagem.

Os resultados aparentemente desencontrados, podem estar relacionados com a metodologia experimental adotada para fazer a comparação dos resultados. No caso de Kejelin (2012) aparentemente, ele utilizou uma janela experimental de parâmetros de soldagem que era adequada para as misturas de argônio com o gás ativo (CO_2 e H_2), mas não era adequada para a mistura Ar-He, principalmente, em função dos relativamente baixos valores de tensão (variação em torno de 25V). Baixo & Dutra (2009) também trabalharam com valores de tensão baixos, entre 17 e 23,3 V, que talvez tenham sido adequados para as outras misturas gasosas testadas, mas insuficiente para as misturas com percentuais mais elevados

de He. No presente trabalho, confirmou-se os bons resultados anteriores gerados com a associação da curva sinérgica SS Tri-Mix com a mistura Ar-25%He. Verificou-se inclusive, a robustez dessa associação para ser utilizada em condições mais críticas como as proporcionadas pelo processo GMAW-RE (Santos, 2019).

V.1.2 – Parametrização do Processo GMAW-RE

O processo GMAW-RE é o foco principal do presente trabalho, em particular, na sua aplicação a soldagem de revestimento. Esse processo tem sido utilizado quase que exclusivamente para a soldagem em chanfro estreito, mas seu potencial para a soldagem de revestimento é igualmente alto. Numa avaliação preliminar, a aplicação do processo em chanfro estreito apresenta um grau maior de complexidade, pelo acesso restrito dentro do chanfro e a necessidade de um sistema de oscilação da tocha (Santos, 2019). Por outro lado, a soldagem dentro do chanfro restringe a projeção radial das gotas fundidas, o que pode permitir a utilização de uma faixa de parâmetros de rotação do arame-eletrodo mais ampla, quando comparada a soldagem de revestimento (Azevedo Júnior et al., 2023).

A segunda etapa dessa primeira fase do trabalho, foi o experimento desenvolvido para avaliar o efeito dos parâmetros específicos do processo GMAW-RE (diâmetro e frequência de rotação) sobre as características do cordão de solda depositado, mantendo-se constantes os parâmetros do processo GMAW-P (Tabela III.2). Embora a literatura registre resultados da influência da frequência de rotação e do diâmetro de rotação nas características dos cordões de solda depositados pelo processo GMAW-RE (Silveira et al., 2020; Costa et al., 2019, Santos, 2019), é importante mencionar que esses resultados foram obtidos na soldagem de aços C-Mn e visando a aplicação da soldagem em chanfro estreito. Nenhum desses trabalhos estudou sequer o comportamento das ligas de Ni, que são materiais que se destacam pela baixa molhabilidade, como já mencionado anteriormente.

Previamente ao experimento desenvolvido para selecionar os parâmetros específicos do processo GMAW-RE para a soldagem de revestimento, foram realizados testes para determinar a janela experimental mais ampla possível, que produzisse cordões de solda com aspecto visual aceitável. A varredura iniciou-se pela frequência mais alta (5.000 rpm) e com o diâmetro de rotação maior (8 mm), que era a condição mais crítica. As frequências de rotação foram reduzidas progressivamente até se chegar na maior frequência de rotação, que no caso foi 1.500 rpm, que produziu cordões de solda aceitável com o diâmetro de rotação de 8 mm.

Dessa forma, o experimento visando determinar os parâmetros específicos para a soldagem de revestimento com o processo GMAW-RE foi estabelecido com 3 níveis de frequência de rotação: 500 rpm, 1.000 rpm e 1.500 rpm e com 3 níveis de diâmetro de rotação:

3 mm, 6 mm e 8 mm (Tabela III.3). A Figura IV.3 mostra o aspecto visual dos revestimentos obtidos pelo processo GMAW-RE, e as Tabelas IV.1 e IV.2 apresentam a avaliação visual e dimensional das soldas em passe único e multipasses. A avaliação visual considerou aspectos como presença de respingos, acabamento superficial, convexidade dos cordões, alinhamento da margem da solda e presença de descontinuidades.

Os resultados obtidos mostraram que as peças de teste soldadas com menor diâmetro de rotação (3 mm) apresentaram o melhor desempenho considerando os critérios estabelecidos. Por outro lado, as amostras obtidas com o diâmetro maior (8 mm) apresentaram intensa projeção de respingos e acabamento superficial irregular, o que causou a eliminação desse diâmetro de rotação das etapas seguintes de avaliação. Resultados semelhantes foram reportados por Silveira et al. (2020) com relação ao diâmetro de rotação de 8mm, na soldagem GMAW-RE de cordões de aço C-Mn sobre chapa. As peças de teste soldadas com o diâmetro de 6 mm apresentaram resultados intermediários entre os diâmetros de 3 mm e 8 mm, sendo este também excluído da avaliação micrográfica, em função de apresentar resultados inferiores aos obtidos com o diâmetro de 3 mm.

Em relação à frequência de rotação, os resultados obtidos por outros pesquisadores depositando aços C-Mn (Silveira et al., 2020; 2021; Silva Filho et al., Santos, 2019) sugerem que frequências mais altas não são adequadas. Santos (2019) comenta que resultados aceitáveis não são obtidos para frequências superiores a 1.500 rpm, pois observa-se aumento de respingos. Com base nos estudos de Silveira et al. (2020; 2021), Silva Filho et al. (2021) adotaram a frequência de rotação de 1.500 rpm e um diâmetro de rotação de 3 mm como os parâmetros mais adequados para a soldagem de aços C-Mn. A mesma escolha foi feita por Sankar et al. (2021;2022) para soldagem de um aço C-Mn (Sankar et al., 2021) e para a soldagem de um aço martensítico de alta resistência usando um metal de adição austenítico (AWS ER 307) (Sankar et al., 2022). No entanto, vale ressaltar que esses estudos não envolveram frequências inferiores a 1.500 rpm.

No presente trabalho, observou-se que os 3 de níveis de frequência com o diâmetro de rotação de 3 mm promoveram resultados próximos, tanto em termos da espessura do revestimento, em torno de 5 mm, quanto em taxa de diluição de 4%. Estes resultados concordam com Silveira et al. (2020) que concluíram que a diluição não é significativamente modificada para diferentes frequências de rotação.

Silveira et al. (2020) observaram também que a análise macrográfica dos cordões de solda em passe único pode gerar contradições devido ao giro do arco e a distribuição de calor associada. Desta forma, é recomendável uma análise complementar considerando a deposição de múltiplos passes. Os resultados do experimento deste trabalho corroboraram essa observação de Silveira et al. (2020), pois as tendências observadas na solda de passe único foram complementadas pelos resultados da soldagem multipasses. Na análise de

cordão de passe único, os resultados com o diâmetro de 3 mm já mostravam desempenho superior aos demais diâmetros testados, tanto pela geometria do cordão, diluição, ausência de respingos e acabamento superficial do cordão. Nessa avaliação os melhores resultados foram das amostras S315 e S305, com a geometria dos cordões muito semelhantes, sendo que a diluição do primeiro foi de 15,2% e a do S305 foi de 25,0%, indicando a opção pela condição de soldagem da amostra S315. Entretanto, na soldagem multipasses, onde a fusão lateral é importante para garantir melhor acabamento do revestimento e margens mais bem definidas, observou-se o melhor aspecto visual da amostra S305 entre todas as outras condições testadas, além da segunda menor diluição, inclusive menor que da amostra S315 (3,9% e 4,3%, respectivamente). Ou seja, na avaliação contemplando a soldagem multipasses, houve a reversão do resultado, inclusive no critério do percentual de diluição, que teria estabelecido a opção pela amostra S315 na avaliação com passe único.

Na avaliação do experimento de soldagem de revestimento com o processo GMAW-RE, foram analisados os aspectos microestruturais das amostras com o diâmetro de rotação de 3 mm. O objetivo dessa análise era verificar eventuais modificações na microestrutura promovida pela variação na frequência de rotação. Conforme apresentado na Figura IV.6, a microestrutura das três amostras a 3 mm da linha de fusão é constituída por uma matriz austenítica com pequena fração de fases secundárias (<2%), conforme esperado para esse tipo de metal de solda. As fases secundárias identificadas na Figura IV.7 por MEV/EDS são essencialmente fase Laves e carboneto de nióbio, conforme os espectros típicos dessas fases (Cieslak, 1991; Gittos et al., 1996; DuPont et al., 1998; Silva, 2010; Xu et al., 2013; Solecka et al., 2018; Bunaziv et al., 2019; Alvarães, 2020; Mougo et al., 2020; Gui et al., 2022; Ghaemifar et al., 2023). Nas amostras macro/micrográficas não foram detectadas nenhuma descontinuidade do tipo trinca, mordedura, poro, falta de fusão do substrato e entrepasses.

A equivalência em termos microestruturais, bem como no que se refere às características dimensionais, inclusive com relação a diluição, fez prevalecer o critério igualmente importante do aspecto visual da solda e da estabilidade da deposição. A frequência mais baixa, proporcionou a deposição mais estável, com menor nível de projeções e aspecto do cordão mais liso e regular. Dessa forma, a condição de soldagem representada pela amostra S305, ou seja, diâmetro de rotação de 3 mm e frequência de rotação de 500 rpm foi selecionada para a segunda fase do trabalho, na qual foi efetuada uma comparação entre o revestimento GMAW-RE com o processo GMAW-P. Esse resultado se alinha com a literatura disponível, que indica o diâmetro de rotação de 3 mm como a melhor escolha para diversas aplicações diferentes (Silveira et al., 2020;2021; Silva Filho e al., 2021; Costa et al., 2019, Santos, 2019; Sankar et al., 2021, 2022; Parthiban et al., 2021).

V.2 –Fase 2 – Comparação entre os processos GMAW-P e GMAW-RE

A Fase 2 foi importante por comparar os dois processos diferentes a partir de revestimentos produzidos com os mesmos parâmetros do processo GMAW-P, inserindo apenas os parâmetros específicos do processo GMAW-RE (diâmetro e frequência de rotação) selecionados na Fase 1. Os resultados da avaliação dessas duas condições, mostraram que o processo GMAW-RE, em condições similares ao processo GMAW-P, tende a apresentar melhor desempenho na soldagem de revestimento, principalmente por possibilitar melhor controle do perfil de penetração, e consequentemente, da diluição. Entretanto, existem limitações operacionais do processo GMAW-RE em relação ao processo GMAW-P, que ainda precisam ser melhor entendidas.

V.2.1 – Soldagem das peças de teste

As peças de teste utilizadas nessa Fase 2 foram soldadas na Fase 1: a referente ao processo GMAW-P na etapa de validação/ajuste dos parâmetros desenvolvidos em trabalho anterior, e a referente ao processo GMAW-RE, no experimento para a seleção do diâmetro e frequência de rotação. Como nesse item o objetivo é comparar os dois processos, cabe ressaltar alguns aspectos de natureza prática/operacional que deverão ser objeto de futuros trabalhos com relação ao processo GMAW-RE na aplicação soldagem de revestimento.

As técnicas de soldagem que englobam a sobreposição de cordões, a inclinação da tocha transversalmente a sua direção de deslocamento e a oscilação da tocha (tecimento), produzem forte impacto no resultado final dos procedimentos de soldagem de revestimento (Shingal et al., 2020; Teichmann, 2016; Kejelin, 2012; Aguiar, 2010). No presente trabalho a sobreposição de cordões utilizada foi de 50%. Observou-se sua importância no experimento realizado na Fase 1, quando se compara os resultados da diluição do cordão único (Tabela IV.1) com os da soldagem multipasses com a sobreposição, utilizando os mesmos parâmetros na soldagem (Tabela IV.2). No caso da condição selecionada (S305), na soldagem com passe único a diluição foi de 25,0% e a altura do cordão foi de 3,8 mm, enquanto que com a sobreposição de 50%, os valores de diluição e altura da camada foram 3,9% e 4,5 mm, respectivamente. Esses resultados mostraram que a sobreposição pode inclusive ser mais significativa no resultado final da soldagem de revestimento do que propriamente os parâmetros de rotação em teste. Portanto, uma avaliação sobre os efeitos de diferentes níveis de sobreposição seria de grande interesse para o desenvolvimento da aplicação do processo GMAW-RE na soldagem de revestimento.

Um outro ponto importante ainda dentro dessa questão referente à soldagem com sobreposição, foi a capacidade do processo GMAW-RE de promover a fusão lateral do cordão precedente de forma efetiva. Pela geometria dos cordões apresentada na Figura IV.5, seria

esperado que sobreposições menores que 50% sejam igualmente bem-sucedidas com o processo GMAW-RE pela sua distribuição de calor na periferia do cordão, enquanto que no caso do processo GMAW-P haveria risco de falta de fusão entre cordões, em função da concentração de calor no centro do cordão. Por essa razão, o conjunto de parâmetros original estabeleceu a sobreposição de 50%, pois nesse caso, a região mais quente do arco é utilizada para a fusão da margem do cordão predecessor. Em aplicações nas quais são desejadas camadas com menor espessura, pode-se empregar uma sobreposição menor que favoreça a geração de revestimento mais largo. Por exemplo, para um cordão de largura “L” o segundo cordão depositado com a sobreposição de 50% gera um revestimento de largura igual a 1,5L. Se a sobreposição for de 30%, a largura do revestimento será de 1,7L, ou seja, um ganho de 13,3%. Esse ganho numa superfície a ser revestida muito grande e utilizando um material para o revestimento de alto custo, irá representar uma redução de custo bastante expressiva.

A outra técnica utilizada para melhorar o desempenho do processo GMAW na soldagem de revestimento é com a inclinação da tocha transversalmente a sua direção de deslocamento. Essa técnica faz com que boa parte da fusão do passe posterior ocorra sobre o passe anterior, como mostrado esquematicamente na Figura V.1. Dessa forma, a diluição é reduzida e a altura do cordão depositado é incrementada, similar ao efeito produzido pela sobreposição utilizada na soldagem com a tocha reta, sendo que com a inclinação da tocha o efeito é intensificado.

A inclinação da tocha funciona com o processo GMAW pulsado ou convencional, mas com relação ao processo GMAW-RE, seria um procedimento mais complexo. O arco elétrico precisaria girar num plano perpendicular ao eixo da tocha para que o comprimento da extensão livre do eletrodo permaneça aproximadamente constante e mantenha a estabilidade do arco elétrico. Uma superfície muito irregular promoveria variações contínuas no comprimento da extensão livre do eletrodo e, consequentemente, instabilidade no arco elétrico e na transferência metálica. A ação gravitacional também poderia atuar desviando a trajetória das gotas, principalmente no caso de modos de transferência de baixa energia. Talvez não seja uma técnica aplicável ao processo GMAW-RE, mas caberia uma avaliação mais aprofundada e empírica.

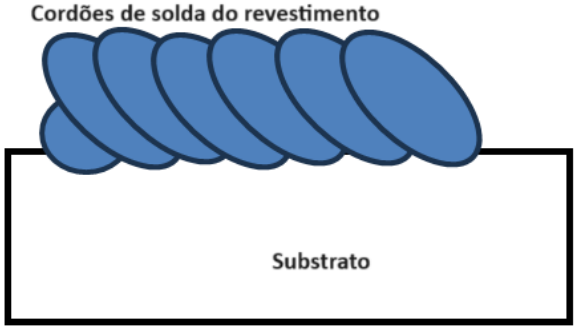


Figura V. 1 – Desenho esquemático ilustrando o efeito da inclinação da tocha na soldagem de revestimento.

A terceira técnica consiste na oscilação da tocha durante a sua trajetória de deslocamento, que além de reduzir potencialmente a diluição, deposita o metal fundido sobre uma superfície mais extensa. Existem diversos dispositivos mecanizados que produzem a oscilação da tocha com diferentes padrões de movimento pré-definidos. Diversos trabalhos apresentam resultados dessas técnicas que buscam melhoria de qualidade e produtividade na soldagem de revestimento (Volpi & Serra, 2018; Teichmann, 2016; Zilio et al., 2014; Cavalcante et al., 2016; Singhal et al., 2020; Souza et al., 2021). Essa técnica também precisa ser testada com o processo GMAW-RE, pois o movimento de rotação pode interferir ou restringir o seu emprego. É esperado que haja a interação do movimento da oscilação com o movimento rotatório do arame-eletrodo. A princípio, seria difícil prever a trajetória final das gotas, que provavelmente não seria mais radial, a menos que a frequência de oscilação seja muito baixa.

Essas questões referentes a uma melhor avaliação da sobreposição dos cordões, da inclinação da tocha e da oscilação, ainda precisam ser estudadas em trabalhos futuros para maior aprimoramento do processo GMAW-RE visando a sua aplicação na soldagem de revestimento.

V.2.2 - Caracterização microestrutural

Na Figura IV.8 são apresentadas em detalhe as macrografias dos dois revestimentos, que evidenciam o perfil mais plano e regular do revestimento depositado pelo processo GMAW-RE, com a diluição global de 4%. O revestimento produzido pelo processo GMAW-P, por outro lado, apresentou um perfil bem irregular com penetrações localizadas nos centros dos cordões, típico de quando o processo utiliza misturas ricas em argônio (Figura IV.8 (b)). O revestimento com o processo GMAW-P apresentou um valor de diluição de 13%, que é o normalmente obtido em revestimentos depositados pelo processo GMAW (Mougo et al., 2020; Posch et al., 2014; Jorge et al., 2017; Mota et al., 2019). Este é um resultado importante porque se reconhece que uma menor diluição é imprescindível para revestimentos de boa qualidade, como observado por outros estudos que trabalharam com processos de baixa diluição, tais como eletroescória, CMT, plasma e laser (Posch et al., 2014; Mougo et al., 2020; Alvarães et al., 2020; Jorge et al., 2017; Mota et al., 2019). A diluição é a porta de entrada de teores mais elevados de ferro, principalmente na primeira camada, quando o substrato fundido é uma liga de alto teor de ferro. Nas demais camadas, o substrato já é a liga que está sendo depositada com percentuais de ferro mais baixos, e que vão sendo reduzidos conforme novas camadas são depositadas.

A Figura IV.9 mostra a microestrutura da região mais próxima da linha de fusão e a 3 mm desta, de ambas as amostras. Observa-se que a partir da linha de fusão há uma estreita

faixa na qual não revela contornos de grãos, nem crescimento celular ou dendrítico. Denomina-se zona de crescimento planar, de acordo com a teoria do super-resfriamento constitucional. A estreita região de crescimento planar ocorre devido à mistura insuficiente entre os materiais dissimilares (alta diluição local), e exibe um gradiente composicional acentuado (Alexandrov et al., 2013; Silva et al., 2013). Estudos realizados por outros pesquisadores (Alexandrov et al, 2013; Mota et al., 2019; Mougo et al., 2020) indicam que o modo de solidificação planar constitui a origem da zona parcialmente misturada (ZPM). Comparando as micrografias apresentadas na Figura IV.9, é fácil observar que a zona de crescimento planar da amostra soldada com o processo GMAW-RE é mais estreita que a produzida pelo processo GMAW-P. E no caso do processo GMAW-P a análise ocorre em duas regiões distintas do perfil: a posição A, no centro do cordão onde ocorre a penetração localizada e a posição B, entre dois pontos de penetração localizada. Aqui também se observa a significativa diferença entre as dimensões da região planar nas posições A e B, indicando que regiões nas quais a fusão do substrato é maior apresenta maior faixa de solidificação planar.

Ainda na Figura IV.9, observa-se outra região exibindo aspecto colunar-dendrítico com braços paralelos à direção do fluxo de calor, como aparece tanto na amostra do processo GMAW-P como na amostra do processo GMAW-RE, na posição 3LF, ou seja, a 3 mm da linha de fusão. O crescimento colunar é comum ao revestimento realizado pelo processo GMAW (Mota et al., 2019; Petrzak et al., 2016, Bunaziv et al., 2019). As três micrografias apresentadas na Figura IV.9 ilustram que não houve diferença significativa tanto nas amostras produzidas pelo processo GMAW-RE como pelo processo GMAW-P, independentemente da posição A ou B.

A Figura IV.10 mostra as micrografias obtidas por MEV na linha de fusão das duas amostras, onde é possível visualizar mais nitidamente a zona planar e a diferença entre as dimensões destas. Nesta Figura é apresentada também uma varredura de linha obtida por EDS da linha de fusão de ambas as amostras. Os gráficos mostram que a estabilização da composição química da amostra soldada com o processo GMAW-RE ocorreu numa distância menor que a do revestimento com o processo GMAW-P. Segundo Silva (2010) os principais fatores que concorrem para a formação da ZPM são a baixa eficiência dos fenômenos de convecção e difusão no metal líquido e a fraca agitação da poça de fusão nessa região junto à linha de fusão, resultando numa mistura incompleta do metal de base diluído no metal de solda. Parece razoável supor que o grau de agitação na poça de fusão do processo GMAW-RE seja superior ao do processo GMAW-P, em função da rotação do eletrodo e do arco elétrico, e, portanto, justificaria os resultados obtidos, confirmando as expectativas com relação a essa questão.

A Fig. IV.11 mostra a ocorrência de uma descontinuidade tipo praia na linha de fusão

do revestimento depositado pelo processo GMAW-P. Zhang et al. (2023) soldando o revestimento de superliga 625 com o processo GTAW sobre substrato de aço API X80 fez um estudo detalhado e reportaram as diferentes microestruturas observadas na linha de fusão com as ocorrências de descontinuidades tipo praia e península, comparando-as com a interface isenta de descontinuidades. Os resultados referentes as descontinuidades tipo praia, descritas pelos autores como regiões descontínuas localizadas no metal de solda ao longo da interface, indicam que são constituídas por ripas de martensita.

Os resultados obtidos na avaliação da ocorrência tipo praia apresentada na Figura IV.11 apresentaram boa concordância com os de Zhang et al. (2023). As análises químicas semi-quantitativas feitas pontualmente nas duas regiões indicam resultados próximos: 75Fe-5Cr-14Ni para o revestimento com o processo GMAW-P e 83,3Fe-4,8Cr-11,9Ni com o processo GTAW. O valor de microdureza apresentado na região da descontinuidade, posição 2 na Figura IV.11, de 338 $HV_{0,5}$, também foi próximo ao obtido por Zhang et al. (2023) de 348,6 $HV_{0,1}$ (Figura II.11). O trabalho de Zhang et al. (2023) sobre a caracterização de microestruturas martensíticas normalmente observadas em regiões da ZPM junto a linha de fusão, corroborou outros trabalhos como o de Silva et al., 2013; Alexandrov et al., 2013; Alvarães et al., 2019; Babyak et al., 2020; Mougo et al., 2020.

Na soldagem com o processo GMAW-RE não foram observadas descontinuidades tipo praia como no processo GMAW-P. Observou-se uma descontinuidade do tipo península conforme apresentado na Figura IV.12. Nessa Figura, os valores de microdureza na península não são significativamente diferentes dos valores medidos no seu entorno (média de 236 $HV_{0,5}$). Zhang et al. (2023) descrevem a microestrutura da região de península como sendo composta por áreas de predominância de estrutura ferrítica e área de predominância martensítica. A área com predominância ferrítica apresentou microdureza de 244,7 $HV_{0,1}$ e a região de predominância martensítica apresentou microdureza de 358,8 $HV_{0,1}$. Nesse caso, os valores encontrados no presente trabalho estão mais próximos da região de predominância ferrítica de Zhang et al. (2023), não havendo registro de valores próximos aos observados na região martensítica descrita pelo referido autor Zhang et al. (2023). Essa diferença de resultados, provavelmente está associada a diluição mais baixa obtida na soldagem com o processo GMAW-RE, como reportou Alvarães et al. (2020), que com baixos percentuais de diluição promovido pelo processo eletro-escória (ESW) não houve formação de ocorrências tipo praia, península ou ilha, no revestimento com a superliga 625 sobre substrato de aço ASTM A516 grau 70.

A Figura IV.13 mostra a comparação entre as regiões de grãos grosseiros da ZTA dos revestimentos obtidos com os processos GMAW-RE e GMAW-P. A estrutura mais refinada e homogênea constituída predominantemente por bainita e ilhas de ferrita da solda com o processo GMAW-RE se contrapõe a estrutura mais grosseira constituída por ferrita, bainita e

martensita da solda produzida com o processo GMAW-P. Era um resultado esperado, em função da distribuição de calor mais homogênea proporcionada pelo processo GMAW-RE (Guo et al., 2011; Bai et al., 2012; Santos, 2019), em particular quando a comparação é feita usando proteção gasosa inerte com alto percentual de argônio, que tem por característica a concentração de calor no centro do cordão. O material de base utilizado no presente trabalho possui baixo teor de carbono (0,07%) e de elementos de liga, o que garante boas propriedades mecânicas, mesmo sendo a soldagem realizada sem um pré-aquecimento muito elevado e tratamento térmico pós-soldagem. Entretanto, para substratos com teor de carbono ou percentual de elementos de liga mais elevados, podem ocorrer problemas associados à degradação estrutural na ZTA produzida pela soldagem de revestimento e/ou por efeito de tensões residuais (Beaugrand et al., 2009; Guo et al., 2021, Zhang et al., 2023)

A Figura IV.14 mostra a microestrutura do metal depositado a 3mm da linha de fusão, onde se observa uma matriz austenítica com regiões dendríticas e interdendríticas e reduzida fração de fases secundárias (2 % para o processo GMAW-RE e 4,5% para o processo GMAW-P). O espectro de EDS e a análise morfológica das fases secundárias foram consistentes com vários trabalhos na literatura envolvendo metais de solda da superliga 625 (Cieslak, 1991; Cortial, 1994; Silva et al., 2018; Antoszczyszyn et al., 2014; DuPont et al., 1996, 2009; Alvarães et al., 2020; Xu et al., 2013).

Embora as ligas de níquel endurecíveis por solução sólida solidifiquem como austenita (γ), a segregação de elementos de liga durante a solidificação promove a formação de fases secundárias, especialmente na soldagem da superliga 625 (Xu et al., 2013). A formação dessas fases secundárias durante a soldagem é altamente dependente da composição química do metal de solda (Najafi et al., 2021). Segundo DuPont et al., (1996, 2009), o produto da solidificação na operação de soldagem segue a Equação V.1:

$$L \rightarrow L + \gamma \rightarrow L + \gamma + NbC \rightarrow L + \gamma + NbC + Laves \rightarrow \gamma + MC + Laves \qquad \text{(Eq. V.1)}$$

O nióbio é um dos elementos de liga usado para aumentar a resistência por solução sólida na superliga 625, mas o nióbio também apresenta grande tendência à segregação no processo de solidificação, gerando carbonetos do tipo MC e a fase Laves. Outros elementos de liga como o titânio, o molibdênio e o carbono também segregam para o metal líquido durante a solidificação. Assim, os carbonetos do tipo MC são compostos via reação eutética na zona de solidificação rica em nióbio, molibdênio, titânio e carbono. Além disso, a fase Laves também será formada na região interdendrítica, de forma similar aos carbonetos do tipo MC durante a solidificação do superliga 625, porém em temperatura mais baixa (Silva et al., 2013; Xing et al., 2014; Najafi et al., 2021).

O coeficiente de partição (k) denota a intensidade e a direção de uma

microssegregação esperada para um determinado elemento químico, durante a solidificação de uma liga (Silva et al., 2013). k = Cs/Co, onde Cs representa a composição da região dendrítica e Co representa a composição nominal do metal de solda. Esses valores são importantes do ponto de vista da corrosão, porque ditam a composição do núcleo dendrítico (DuPont et al., 2003). Um valor k próximo a unidade indica que aquele elemento químico específico apresenta pouca tendência à segregação e o seu percentual no núcleo estará próximo ao da composição nominal. Quanto menor o valor do coeficiente k de um determinado elemento químico, menor a sua participação na composição do núcleo dendrítico. A Tabela IV.13 apresenta os valores do coeficiente de partição (k) dos principais elementos de liga tanto para o revestimento com o processo GMAW-RE como para o processo GMAW-P. Nesta Tabela observa-se que os valores de k calculados para Nb e Mo são menores que 1, nos dois processos de soldagem, sendo que o Nb é o elemento que mais segrega e contribui para formação das fases secundárias Laves e carbetos do tipo MC. Já os elementos Ni, Cr e Fe apresentam uma leve tendência à sua fixação no núcleo dendrítico. Esses resultados estão de acordo com outros trabalhos (Silva et al., 2013, 2018; Ban et al., 2016; DuPont et al., 2003: Xu et al., 2019; Alvarães et al., 2019, 2020, 2020b; Lorenzoni et al., 2019) e são os esperados na solidificação da superliga 625. Silva et al. (2013) destacam a importância da composição química do metal de solda na formação da microestrutura final de solidificação, em especial o efeito dos elementos químicos introduzidos pela diluição do substrato, notadamente, Fe, C e Si. Os autores enfatizam que a microdegregação do Nb é a principal responsável pela formação das fases secundárias, e que outros elementos químicos podem influenciar nessa sua tendência.

De uma forma geral, os resultados da análise microestrutural apresentaram os resultados esperados, tendo como principais diferenças entre os dois diferentes processos: o perfil de penetração, a diluição, a presença de descontinuidade tipo praia no revestimento com o processo GMAW-P e tipo península para o processo GMAW-RE, a microestrutura da ZTA, e por fim, o percentual de fases secundárias de 4,5% para o GMAW-P e 2% para o GMAW-RE. Praticamente, todos esses efeitos foram provocados diretamente pela distribuição do calor do processo GMAW-RE, que diferente do processo GMAW convencional onde o arco e a transferência metálica são centralizados, a rotação do arco e a transferência metálica radialmente, criam um perfil mais homogêneo.

V.2.3 – Comportamento em Corrosão

O comportamento em corrosão das duas amostras foi comparado através de dois ensaios distintos: o ensaio de polarização pontenciodinâmico cíclico (PPC), conforme a norma ASTM G61 (2009) e o ensaio para determinação da Temperatura Crítica de Pite (TCP), conforme a ASTM G150 (2009). Esses ensaios são padronizados e têm por objetivo

estabelecer procedimentos que considerem as especificidades dos materiais testados e todas as condições que podem influenciar os resultados dos ensaios. Os ensaios de corrosão são particularmente sensíveis a variações nas características do meio (composição, temperatura de ensaio, agitação/homogeneização e contaminação por produtos de corrosão), bem como pela qualidade da superfície, dimensões e método de preparação da amostra. Pequenas variações no procedimento de ensaio, podem produzir resultados bastante diferentes (NACE TMO 169/ASTM G31, 2021).

No caso específico do ensaio PPC, a norma ASTM G61 (2009) estabelece no item 3.1 que: “uma indicação da susceptibilidade de iniciação de corrosão localizada neste método de ensaio é dada pelo potencial no qual a corrente anódica aumenta rapidamente. Quanto maior for esse potencial, obtido a uma taxa de varredura fixa, conforme o método, menor é a susceptibilidade da liga a iniciação da corrosão localizada. Os resultados desse teste não têm por objetivo se correlacionar de modo quantitativo com a taxa de propagação que pode ser observada em serviço quando a corrosão localizada ocorre”. Dessa forma, a própria norma enfatiza a questão da complexidade e da importância de considerar as condições específicas do meio e do serviço, nas quais o material irá ser aplicado.

Por outro lado, o ensaio PPC é bastante adequado para a avaliação comparativa entre materiais referente a resistência à corrosão localizada. No caso específico da superliga 625, Abioye et al. (2015) demonstraram em seu experimento que o ensaio consegue diferenciar o desempenho de revestimentos com diferentes níveis de diluição, mesmo com percentuais relativamente baixos (4,5% a 12%), e comparou inclusive, o desempenho do revestimento com mais baixa diluição com a superliga 625 forjada.

Para Lorenzoni et al. (2018) que trabalharam com revestimentos de superliga 625 com a diluição variando de 3% a 15%, o ensaio PPC com a solução de NaCl a 3,5% não demonstrou diferenças de comportamento significativas entre as amostras testadas, apenas uma pequena histerese na reversão da polarização. Os autores citaram o trabalho de Chubb et al. (1984) no qual afirmam que para diluição menor que 20% os revestimentos de liga 625 não apresentam mudança de comportamento no ensaio eletroquímico de polarização.

A Tabela II.5 apresenta um resumo dos resultados obtidos por alguns pesquisadores no ensaio PPC de revestimentos soldados de superliga 625. Observa-se que em alguns trabalhos (Guo et al., 2023; Gui et al., 2022; Moura et al., 2022 e Han et al., 2018) a correlação entre o desempenho no ensaio e a diluição não é direta, enquanto que para Souza et al. (2021), Abioye et al. (2015) e Alvarães (2020) os resultados concordam com os valores de diluição dos revestimentos. Kravetz (2018) assinala que existe uma lacuna na interpretação e entendimento dos resultados do ensaio PPC para a superliga 625, dada a complexidade dos mecanismos que atuam no desenvolvimento da resistência à corrosão localizada desse

material, o que parece justificar os resultados, que numa primeira avaliação seriam conflituosos.

A Tabela IV.4 e Figura IV.15 mostram os resultados dos ensaios de corrosão obtidos pelo método PPC das amostras revestidas com os processos GMAW-P e GMAW-RE. Nota-se que embora a amostra GMAW-P apresente maior diluição e maior percentual de fases secundárias que a amostra revestida com o processo GMAW-RE, ambas apresentam resultados equivalentes, isto concorda com a proposição de Lorenzini et al. (2018), que afirma que o ensaio PPC com NaCl 3,5% não consegue diferenciar o desempenho de amostras de superliga 625 com diferenças composicionais e microestruturais relativamente pequenas. Os valores apresentados na Tabela IV.4 estão dentro da faixa reportada por outros trabalhos com objeto similar (Tabela II.5). Os valores de E_{corr} na Tabela II.5 variam de -228 a -117 mV(SCE) e os valores de Epit variam 472 a 994,68 mV(SCE).

Os gráficos dos ensaios apresentados na Figura IV.15 são bastante similares, tanto nos valores atingidos como na forma das curvas, indicando que o método de ensaio conforme comentado por Lorenzoni et al. (2018), pode não ser suficiente para fornecer resultados conclusivos sobre o comportamento a corrosão por pites da superliga 625 com pequenas variações estruturais. As curvas apresentaram comportamento similar ao descrito por Kravetz (2018) no seu estudo detalhado sobre o ensaio PPC da superliga 625.

Segundo Kravetz (2018), a liga já se apresentava passivada no potencial de circuito aberto (PCA), uma vez que não há a transição ativo/passivo. Com o início da polarização, a densidade de corrente sobe gradativamente em função do crescimento da camada passiva até atingir a densidade de corrente de crítica. O potencial de quebra (E_b) é atingido por volta dos 0,630 V(SCE), não pela formação de pite, mas pela reação de decomposição da água, conforme ele demonstra pela variação do pH da solução e o aumento no teor de O_2 (Figura II.19). Na curva há também uma inflexão por volta de 0,750 V(SCE) que é atribuída a formação de compostos de molibdênio na camada passiva.

A reversão da polarização traz a ocorrência do fenômeno de histerese, que significa que as densidades de corrente são diferentes para a varredura anódica em relação a varredura catódica. A histerese é diretamente decorrente das transformações que ocorrem na superfície do material durante a polarização, e envolve, em geral a formação ou a dissolução da camada passiva. A histerese positiva é quando a densidade de corrente é menor na varredura reversa (catódica), indicando a formação de uma camada passiva de melhor qualidade (repassivação). No caso da superliga 625, Kravetz (2018) identificou a formação da camada protetora rica em MoO_3.

Portanto, o ensaio PPC no meio NaCl 3,5%, parece não ser a melhor alternativa para

a avaliação comparativa entre os revestimentos estudados. Já o ensaio para determinação da temperatura crítica de pite (TCP) parece ser mais efetivo nesse tipo de avaliação, conforme observado no presente trabalho (Tabela IV.5), onde se nota que o depósito efetuado com o processo GMAW-P apresentou uma TCP muito inferior ao do processo GMAW-RE. Aguiar (2010) obteve um valor de TCP de 55 ^{o}C na soldagem de revestimento com o processo GMAW convencional, próximo ao do revestimento soldado com o processo GMAW-P (50 ^{o}C) no presente trabalho.

V.3 – Fase 3 – Estudo do desempenho de revestimentos soldados com o processo GMAW-RE com camadas única e dupla.

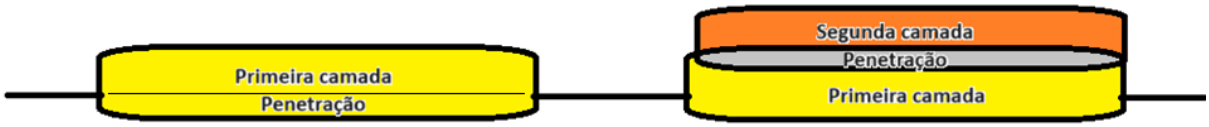
A terceira Fase do trabalho teve por objetivo avaliar as propriedades dos revestimentos produzidos com o processo GMAW-RE em camada única e em camada dupla. Nesta etapa os revestimentos foram soldados com um número maior de passes, o que permitiu avaliar também a estabilidade e robustez do processo em condições de trabalho mais intensas. Algumas fragilidades do equipamento foram percebidas mais claramente, como o sistema de refrigeração da tocha, que é feito exclusivamente por gás, e que se mostrou claramente insuficiente para o ciclo de trabalho especificado de 350A@100%. Mesmo nessa condição mais intensa de trabalho o processo manteve a boa estabilidade na transferência metálica, sem projeção significativa de respingos e com cordões com bom acabamento e aspecto bem regular, conforme pode ser observado na Figura IV.16.

A deposição da segunda camada de revestimento teve uma diferença essencial em relação a primeira, que foi o substrato. Enquanto a primeira camada foi depositada sobre um substrato de aço, a segunda camada foi depositada sobre um substrato da própria superliga de níquel, com propriedades bastante diferentes das do aço. Observa-se na Figura IV.16 o aspecto superficial dos cordões da segunda camada, mais lisos, regulares e um pouco mais largos que os do revestimento de camada única.

A Figura IV.17 apresentou as macrografias da seção transversal dos dois revestimentos. As duas amostras apresentaram perfis de penetração regular, sem ocorrência de descontinuidades como falta de fusão, trincas, poros e mordeduras. A espessura do revestimento de camada única foi de 4,8 ± 0,2 mm e a do revestimento de camada dupla foi de 8,7 ± 0,1 mm. Considerando que a primeira camada do revestimento de camada dupla tenha espessura igual ao do revestimento de camada única (4,8 mm), a espessura agregada pela segunda camada foi de 3,9 mm. Essa diferença entre a espessura da primeira camada e a espessura agregada pela segunda camada se deve em parte à penetração (Figura V.2).

No caso da primeira camada a penetração no substrato contribui para determinar a sua espessura final. O metal de base fundido é incorporado ao volume total do metal de solda através da diluição. No caso da segunda camada, essa penetração é uma interseção com a primeira camada e não agrega a espessura final do revestimento (região cinza da Figura

V.3(b)). O volume do metal de base fundido só é agregado ao volume total do revestimento na primeira camada, a partir da segunda camada essa contribuição indesejada, pois introduz essencialmente Fe e C que são deletérios às propriedades do revestimento, não ocorre mais. A penetração da segunda camada na primeira camada, agrega esse volume de metal fundido ao volume total da segunda camada, mas ao mesmo tempo subtrai esse mesmo volume da primeira camada. Ou seja, a região cinza da Figura V.3 deixa de fazer parte da primeira camada e é incorporada à segunda camada. Nesse processo, a diluição do metal de base que ocorreu na primeira camada é novamente diluída na segunda camada.



(a) (b)

Figura V. 2 – Desenho esquemático ilustrando o efeito da penetração na espessura dos revestimentos de camadas única (a) e dupla (b).

Um outro aspecto a ser considerado nessa questão da espessura da segunda camada, como foi destacado anteriormente, se refere as propriedades distintas dos substratos da primeira e segunda camadas, que produziram cordões mais largos e mais lisos na segunda camada quando comparada com a primeira. Na primeira camada foram depositados 14 cordões e na segunda camada foram depositados 12 cordões para cobrir a mesma superfície, ou seja, 16,6% em média, de aumento de largura nos cordões da segunda camada. Os cordões mais largos, apresentam menor espessura, para o mesmo volume depositado. Portanto, o valor agregado de espessura com a segunda camada de revestimento, seria o valor de referência para as camadas subsequentes.

V.3.1 – Caracterização Microestrutural

A Figura IV.18 mostra a microestrutura do metal de solda no topo, a 3 mm da linha de fusão e na própria linha de fusão dos revestimentos com camadas única e dupla. As microestruturas apresentadas em ambos os revestimentos são muito similares nas 3 posições avaliadas, dado que as condições de soldagem foram rigorosamente iguais, a menos do número de camadas. O efeito produzido pelo ciclo térmico na soldagem da segunda camada é similar ao efeito do passe posterior sobreposto ao passe anterior na primeira camada. A grande diferença como já foi comentada no parágrafo anterior, reside no fato da diluição na segunda camada ocorrer sobre um substrato de composição química muito próxima a do metal depositado, diferente da primeira camada.

A similaridade entre as microestruturas era algo esperado, inclusive porque até aproximadamente 3 mm da linha de fusão, o revestimento de camada dupla é constituído

originalmente pela primeira camada (região amarela da Figura V.2 (b)). Portanto, as eventuais modificações microestruturais produzidas nessa região seriam pelo ciclo térmico (ZTA) da segunda camada. Como a linha de fusão da primeira camada com o substrato de aço da amostra com camada dupla está além da ZTA da segunda camada, nenhuma modificação microestrutural era esperada nessa região. Na posição a 3 mm da linha de fusão, essa região certamente sofreu o efeito do ciclo térmico da soldagem da segunda camada. Entretanto, como a superliga 625 não sofre transformação de fase e a precipitação de outras fases secundárias, demandaria a permanência em altas temperaturas por tempos mais longos (DuPont et al., 2009; Han et al., 2018; Alvarães, 2020), não houve mudança perceptível na microestrutura dessa região.

O ponto mais susceptível a eventuais diferenças na microestrutura seria o topo do revestimento, onde a diluição em relação ao substrato de aço, em última análise medida pelo teor de Fe, é menor na segunda camada. A Tabela IV.7 apresenta a composição química medida a 1 mm do topo dos revestimentos, obtida por espectroscopia de emissão óptica, na qual o teor de Fe no revestimento de camada única é de 10,04% e o da camada dupla é de 0,74%, confirmando a expectativa de queda acentuada na diluição. A despeito dessa diferença no teor de Fe, as microestruturas observadas foram também bastante similares. As amostras dessa região próxima ao topo dos revestimentos foram submetidas a vários outros ensaios para uma avaliação comparativa, inclusive os ensaios de corrosão.

Conforme foi discutido nas fases anteriores do presente trabalho, a microestrutura típica do metal de solda da superliga 625 é composta por uma matriz austenítica com a precipitação de uma pequena fração de fases secundárias na região interdendrítica, análogo ao encontrado por outros autores (DuPont et al., 1998, 2007; Silva, 2011, Alvarães, 2020). Junto a linha de fusão pode ocorrer uma estreita zona de solidificação planar e a partir dela, a estrutura colunar dendrítica se desenvolve direcionada pelo fluxo de calor, conforme pode ser visto na Figura IV.19, para as duas amostras. Nessa Figura observa-se ainda a análise química semi-quantitativa, no ponto 1 com a composição típica da região planar, onde o gradiente de composição química é bastante acentuado, e no ponto 2, referente a região colunar-dendrítica, em ambas as amostras com estrutura bastante similar.

A Figura IV.21 mostra a análise semi-quantitativa dos principais elementos de liga na seção transversal dos revestimentos, onde é possível identificar que a ZPM é bastante estreita em ambas as amostras, que é a transição de composição química desde a linha de fusão até a estabilização da composição química no metal de solda. Na Figura IV.21(b) observa-se inclusive, o efeito da segunda camada, a partir de aproximadamente 3,0mm de distância da linha de fusão, pela sensível queda no teor de ferro e o consequente aumento no teor de níquel. O resultado semi-quantitativo é corroborado pelo resultado da análise química próxima ao topo do revestimento apresentada na Tabela IV.7, indicando que a composição química

das duas amostras é muito próxima, exceto pelos teores de Fe e Ni, que se compensam.

A Tabela IV.6 apresenta uma comparação entre os teores dos principais elementos de liga nas duas amostras de revestimentos, em duas posições: no topo e a 3 mm da linha de fusão. Nas duas amostras e nas duas posições, observa-se que os teores de Cr, Fe e Ni são ligeiramente maiores na região dendrítica que na região interdendrítica ($k > 1$). Por outro lado, para Nb e Mo, os teores na região interdendrítica são bem superiores que na região dendrítica ($k < 1$), evidenciando a forte característica segregacional de Mo e Nb (Gittos et al., 1996; Silva et al., 2018; Moura et al., 2022). Os dados semi-quantitativos da Tabela IV.6 estão bem próximos e coerentes com os valores da análise química da Tabela IV.7.

A Figura IV.20 ilustra a identificação das fases secundárias através do MEV pela morfologia e espectros típicos de EDS da fase Laves e carboneto do tipo MC, nas duas amostras de revestimento (Cieslak, 1991; Gittos et al., 1996; DuPont et al., 1998; Silva, 2010; Santos, 2012; Xu et al., 2013; Solecka et al., 2018; Bunaziv et al., 2019; Alvarães, 2020; Mougo et al., 2020; Gui et al., 2022; Ghaemifar et al., 2023).

O percentual das fases secundárias nas duas amostras do topo do revestimento foi menor que 1%, aparentemente indicando que o maior teor de Fe na amostra com camada única não produziu o efeito de reduzir a solubilidade de Mo e Nb na estrutura dendrítica e intensificar a microsegregação desses elementos para a região interdendrítica. A Tabela IV.6 também não indica esse efeito do maior teor de Fe no sentido de aumentar a segregação de Nb e Mo para a região interdendrítica conforme relatado por Moura et al. (2022), Rozmus-Górnikowska et al. (2015) e DuPont et al. (2009). Por outro lado, Lorenzoni et al. (2018) relataram não terem encontrado diferenças significativas entre a microestrutura de amostras de superliga 625 com diferentes teores de Fe, variando entre 4% e 13,5%, causados por níveis de diluição diferentes.

Outro aspecto favorável para o revestimento está relacionado com a microsegregação de Mo reduzida, ou seja, com o coeficiente de partição k mais próximo a 1, comparativamente a outros trabalhos com aços inoxidáveis superausteníticos (Banovic et al., 2002; Stockdale & DuPont, 2011; Picchi, 2021), o que resultou em um metal de solda mais homogêneo. Este resultado é particularmente importante pois a microsegregação de elementos normalmente está associada a perdas na soldabilidade, a alterações na temperatura de solidificação e à precipitação de fases secundárias que reduzem a resistência à corrosão da liga (Banovic et al., 2002; Stockdale & DuPont, 2011; Miná et al., 2016). Os maiores teores de Fe e Cr diminuem a solubilidade de Mo, Si e Nb na matriz austenítica, permitindo maior segregação desses elementos e a precipitação de intermetálicos (fase Laves e NbC) nas regiões interdendríticas durante a solidificação do metal de solda (Banovic et al ., 2002; Silva et al., 2013).

V.3.2 – Propriedades Mecânicas

O revestimento de substratos de aço com a superliga 625 apresenta risco potencial de formação de microestrutura frágil na região da linha de fusão conforme destacado por diversos autores (Doody, 1992; DuPont et al., 1996, Silva, 2010, Zhang et al., 2023). Adicionalmente, há o risco do desplacamento do revestimento, em função da ocorrência de descontinuidades como falta de fusão ou fusão incipiente, devido aos procedimentos de soldagem buscando baixos níveis de diluição (Kejelin, 2012). Portanto, a avaliação da adequação das propriedades da junta no que se refere a esses riscos potenciais é de fundamental importância. O ensaio de dobramento permite avaliar a qualidade da junta integralmente no que concerne a sua ductilidade e ao ancoramento do revestimento ao substrato.

A Figura IV.22 apresenta o aspecto visual dos corpos de prova do ensaio de dobramento dos revestimentos com camada única e camada dupla após a realização do teste. A severidade do ensaio está diretamente relacionada com o ângulo de dobramento e o diâmetro do cutelo utilizado. Nesse caso específico, o ensaio foi realizado seguindo o procedimento previsto no código ASME seção IX (2023), seguindo os requisitos para a qualificação de procedimentos de soldagem. Ambos os corpos de prova foram aprovados no teste, sem apresentar qualquer descontinuidade, evidenciando a boa ductilidade, a isenção de descontinuidades internas na junta, e principalmente, o adequado ancoramento do revestimento ao substrato, mesmo com baixos níveis de diluição. O ensaio de dobramento é adotado pelas principais normas e códigos de fabricação (ASME, AWS, API, ISO, EN, etc.) visando a avaliação da qualidade das juntas soldas, nos processos de qualificação de procedimentos de soldagem e soldadores, nas mais distintas condições. Por ser um ensaio qualitativo, o resultado do ensaio é simplesmente aprovado, no caso de haver atingido os requisitos estabelecidos no critério de aceitação da norma ou código de fabricação.

Complementarmente ao ensaio de dobramento que visa avaliar as propriedades da junta integralmente, ou seja, numa visão macroscópica do conjunto metal base-ZTA-metal de solda, foi previsto a realização do ensaio de microdureza Vickers, que permite a determinação da propriedade localmente. Trata-se de uma ferramenta muito importante tanto para complementar a caracterização microestrutural, como também para identificar regiões sensíveis, através de um mapeamento ou perfil de microdureza. A dureza/microdureza Vickers tem a grande vantagem de poder utilizar cargas distintas conforme as dimensões da região na qual a medição será efetuada, permitindo tanto a medição pontual numa fase ou constituinte como as macroscópicas.

O monitoramento das propriedades pontuais é extremamente importante como demonstra o caso no qual o padrão NACE MR0175 exige que a dureza na ZTA do aço AISI 8630 revestido com superliga de Ni 625 não exceda 250 HV, exigindo um tratamento térmico

pós-soldagem (TTPS) para diminuir a dureza na ZTA da solda, quando esse valor é ultrapassado. No entanto, o TTPS resulta na difusão de carbono do aço para o revestimento e pode levar à fragilização da interface (Dai et al., 2018). Para superar esse problema, aços com baixo teor de carbono, como o API X80, estão sendo usados em substituição ao AISI 8630 (He et al., 2022; Zhang et al. 2023). O aço para dutos API X80 possui alta resistência, grande diâmetro e espessura de parede fina, de modo que tem sido amplamente utilizado para transporte de fluidos à longa distância (Wang et al., 2023). Entretanto, eles não estão livres de problemas e alguns trabalhos descobriram que trincas foram iniciadas ao longo da linha de fusão da camada de solda entre a superliga 625 e o aço API X80, a partir de uma camada de martensita com largura de 170 nm (Dong et al., 2019).

A Figura IV.23 apresenta o mapeamento de microdureza Vickers ($HV_{0,5}$) desde a ZTA até o topo dos revestimentos com camada única e camada dupla. De uma forma geral, os valores de microdureza nos revestimentos ficaram entre 190 e 250 $HV_{0,5}$ e não houve diferenças significativas entre os perfis de microdureza do revestimento de camada única em relação ao de camada dupla. O pico de dureza observado na ZTA das duas amostras era esperado, em função da evolução microestrutural produzida pelo ciclo térmico da soldagem da primeira camada. Essa evolução microestrutural já havia sido identificada nos itens IV.2.1, na Figura IV.10 e IV.3.1, na Figura IV.19. Nas demais regiões os valores de dureza variaram na faixa indicada, sendo que a literatura (Aguiar, 2010; Abioye et al., 2015; Alvarães, 2020) indica que a faixa de variação de dureza do metal de solda da superliga 625 é entre 215-280 HV.

A especificação AWS A5.14 (2023) referente aos materiais de adição para as ligas de Ni não especifica valores de dureza ou qualquer outra propriedade do material, apenas a composição química dos consumíveis. Testes especiais ou complementares como ensaio de tração e corrosão estão previstos no anexo A.8, mas são opcionais e podem ser agregados nos contratos de fornecimento, desde que de comum acordo entre fornecedor e consumidor. A especificação do produto INCONEL 625® fabricado pela Special Metals (Special Metals,2023), que é a empresa detentora da marca registrada, estabelece as propriedades do material em diversas condições de aplicação distintas (temperaturas, tratamentos térmicos, meios corrosivos, etc.). Nessa especificação de produto não há referência com relação a valores de dureza para consumíveis de soldagem (metal depositado). No catálogo existe a faixa de dureza para chapas recozidas de superliga 625, que seria 145-240 HB, que convertendo para dureza Vickers, apenas como referência, seria entre 153-253 HV.

Ou seja, a faixa de dureza medida no presente trabalho está compatível com o material de referência, apesar de estar um pouco abaixo dos valores apresentados na literatura.

IV.3.3 – Comportamento em Corrosão

A avaliação do comportamento em corrosão dos dois revestimentos foi feita através de três ensaios distintos: Polarização Potenciodinâmica Cíclica (PPC), o ensaio Potencioestático para determinação da Temperatura Crítica de Pite (TCP) e o ensaio de Imersão. Os resultados apresentados no item IV.3.3, mostram duas amostras com comportamento muito similar em relação às condições de ensaio a que foram submetidas.

No ensaio PPC, os resultados apresentados na Tabela IV.8 são rigorosamente iguais para as duas amostras testadas, não havendo como distingui-las nas condições específicas em que o ensaio foi realizado. Esse resultado, por outro lado, é perfeitamente compatível com os resultados de outros pesquisadores que testaram a superliga 625 depositada sobre substratos diversos, ou mesmo para a liga forjada (Abioye et al., 2015). Os valores de E_{corr} na Tabela II.5 variaram de -228 a -117 mV(SCE), sendo que os resultados obtidos nas amostras com camada única e dupla foram de -130 e -140 mV(SCE), respectivamente. Os valores de Epit na Tabela II.5 variaram de 472 a 994,68 mV(SCE) e os resultados das amostras foram 650 e 630 mV(SCE), respectivamente.

Esmailzadeh et al. (2018) e Kravetz (2018) destacam que os resultados do ensaio PPC além de serem de difícil interpretação, são sensíveis a um grande número de variáveis que podem modificá-los, como: temperatura, taxa de varredura, tempo de imersão da amostra, variáveis metalúrgicas e rugosidade da superfície da amostra, Ph, resistividade, quantidade e tipo de ions agressivos e gases dissolvidos na solução do eletrólito. Portanto, a análise comparativa dos resultados deve ser feita entendendo que pequenas variações nas condições de ensaio podem produzir desvios importantes nos resultados. A própria norma ASTM G61 (2013), adverte sobre as limitações dos resultados às condições estabelecidas para a realização do ensaio, bem como possíveis extrapolações para condições de serviço.

Os gráficos apresentados na Figura IV.24 mostraram que em ambas as curvas houve uma rápida estabilização no potencial de circuito aberto (E_{corr}), assim como a transição ativa/passiva indicando passivação com camada de óxido estável. O aumento do potencial com pequena variação da densidade de corrente anódica caracteriza a região passiva da curva. A retomada do crescimento da densidade de corrente a partir de um determinado valor de potencial, indica o ponto de inflexão denominado potencial de pite (E_{pit}), que outros autores como Kravetz (2018), Alvarães(2020) e Esmailzadeh et al. (2018) preferem designar por potencial de quebra (E_b), uma vez que o efeito pode ter causas diferentes como:

decomposição da molécula de água ($2\ H_2O \rightarrow O_2 + 4H^+ + 4e^-$), ou dissolução generalizada da camada passiva (transpassivação), ou quebra localizada da camada passiva, levando o metal a corrosão por pites, e nesse caso $E_b = E_{pit}$.

Ao alcançar o valor estabelecido de densidade de corrente anódica (1 mA/cm^2) ocorre a inversão da varredura de potencial no sentido catódico até que o laço de histerese intercepte a curva anódica ou alcance o potencial de corrosão (E_{corr}), conforme estabelece a ASTM G61 (2009). Em ambas as amostras, as curvas não apresentaram histerese na reversão da varredura, pois a curva catódica se superpôs a curva anódica, o que segundo Emailzadeh et al. (2018) significa que não houve corrosão localizada, mas pode ser um sinal de superfície ativa e corrosão generalizada.

A sequência da reversão da curva de polarização produziu densidades de corrente inferiores às da varredura no sentido anódico. Segundo Kravetz (2018) e Emailzadeh et al. (2018) é uma indicação de formação de camada passiva de melhor qualidade no processo de repassivação. Os autores só divergem na designação desse fenômeno, enquanto Kravetz (2018) o identifica como histerese positiva, Emailzadeh et al.(2018) utilizaram a designação histerese negativa, mas destacaram que outros autores utilizam a terminologia invertida. No presente texto fica adotada a terminologia de Kravetz (2018), mesmo onde no trabalho original foi utilizada outra terminologia, para evitar confusão na interpretação.

A ocorrência de histerese positiva entre as curvas anódica e catódica indica a formação de uma camada protetora mais eficaz e menos suscetível à corrosão por pites (Esmailzadeh et al., 2018). O estudo de Kravetz (2018) dedicado a entender os fenômenos que ocorrem na curva PPC, confirmaram essa afirmação de Esmailzadeh et al. (2018), no sentido que a histerese positiva está associada a formação da camada protetora rica em MoO_3. Além desse resultado, ele identificou também que o potencial de quebra nas proximidades de 630 mV(ECS) ocorre devido a decomposição da água e que a superliga 625 não é susceptível a corrosão localizada nas condições avaliadas.

Na análise eletroquímica para avaliação do comportamento em corrosão, a densidade de corrente de passivação, o potencial de pite e o potencial de repassivação desempenham um papel fundamental. A formação de uma camada protetora em baixas densidades de corrente de passivação, impede a perda severa de material em densidades de corrente mais altas e, consequentemente, pode ser interpretada como uma característica positiva na resistência à corrosão uniforme. No entanto, qualquer dano a esta camada pode diminuir drasticamente a resistência à corrosão e acelerar o ataque localizado (Alvarães, 2020).

Elevados potenciais de pite garantem que o dano não possa iniciar na camada protetora em baixos potenciais. Além disso, os pites formados em potenciais abaixo do potencial de repassivação são metaestáveis. Assim, uma menor diferença entre o potencial de pite e de repassivação implica numa melhor resistência a corrosão (Rajani e tal., 2013).

Os revestimentos com camadas única e dupla apresentaram resultados muito semelhantes entre si e com elevados valores para o potencial de pite (E_{pit}), ou seguindo o resultado de Kravetz (2018), pode-se denominar de potencial de quebra (E_b). O intervalo de passivação ($\Delta E = E_{pit} - E_{corr}$) também apresentou valores elevados, além de curvas de polarização sem histerese negativa (Figura IV.24), o que significa que o potencial de repassivação (E_{rep}) encontra-se próximo do potencial de pite (E_{pit}). Este comportamento indica uma alta resistência à corrosão na solução de teste.

Diversos trabalhos apontam que as fases secundárias são pontos sensíveis à corrosão localizada na superliga 625 (Guo et al., 2023; Moura et al., 2022; Alvarães, 2020; Silva, 2010, Abioye et al., 2015). Portanto é razoável supor que a baixa fração de fases secundárias precipitadas foi importante para garantir o bom desempenho em corrosão das amostras de revestimentos testadas. Estes resultados são similares aos obtidos em outros trabalhos, mesmo utilizando metais base (Han 2018; Moura 2022, Zhao 2022, Lourenço 2021, Guo 2021, Tuominen 2000, Abioye et al., 2015, Alvarães, 2020). Isso sugere que a soldagem pelo processo GMAW-RE não causou prejuízo aos parâmetros eletroquímicos mensurados, confirmando o desempenho positivo do revestimento depositado, mesmo em camada única.

A Tabela IV.9 apresentou os resultados do ensaio pontencioestático para a determinação da TCP, conforme norma ASTM G150 (2004). O resultado para as duas amostras de revestimento com camadas única e dupla foi superior a 85 ^{o}C, a temperatura limite para o ensaio. O procedimento C da norma ASTM G48 (2015) que também visa determinar a TCP de aços inoxidáveis e ligas de Ni, estabelece no item 10.1.3 que as temperaturas limites de ensaio são: mínima de 0 ^{o}C e máxima de 85 ^{o}C. O método de ensaio é diferente, por imersão, mas o limite de temperatura também é de 85 ^{o}C. Este excelente desempenho é comparável aos resultados obtidos em testes com revestimentos soldados e mesmo em alguns metais base (Pessoa, 2014; Mishra et al., 2015). Gittos e Gooch (1996), no estudo da deposição de revestimentos com a superliga 625 com o processo GMAW sobre substrato de aço C-Mn encontraram TCP de 65°C.

Por fim, a Tabela IV.10 apresentou os resultados do ensaio de imersão, conforme o método A da norma ASTM G48 (2015), sendo que as amostras foram retiradas dos revestimentos com camadas única e dupla, a 3 mm da linha de fusão. Ambas as amostras ensaiadas não apresentaram perda de massa e nem se observou a presença de pites na superfície de teste. Assim, estes últimos testes geram mais um conjunto de resultados que corroboram o bom desempenho das duas amostras de revestimento com camada única e dupla produzidas pelo processo GMAW-RE.

V.4 – Considerações Finais

Os resultados obtidos no presente trabalho mostraram que o processo de soldagem

GMAW-RE atendeu ao requisito de espessura mínima para o revestimento, de 3 mm após acabamento, com camada única e com baixa taxa de diluição (10%). Verificou-se que o revestimento apresentou microestrutura refinada e homogênea, que minimizou a ocorrência de descontinuidades do tipo praia, península e ilha ao longo da linha de fusão, na zona parcialmente misturada (ZPM) (Figuras IV.18 e IV.19).

Além disso, vale ressaltar que os resultados relativos à microestrutura (Figuras IV.18 e IV.19), composição química (Tabela IV.7), propriedades mecânicas (Figuras IV.22 e IV.23) e resistência a corrosão (Tabelas IV.8, IV.9 e IV.10), se mostraram promissores, tendo em vista o caráter inovador da presente tese.

Em resumo, este trabalho apresenta contribuições relevantes sobre o tema proposto, indicando a forte influência da composição química, da microestrutura, da diluição e da taxa de resfriamento nas propriedades do revestimento depositado por um processo de soldagem sobre um substrato.

Portanto, conforme relatado pela literatura (Volpi & Serra, 2018; Bunaziv et al., 2019; Xu et al., 2019), equipamentos revestidos representam uma alternativa econômica e segura aos fabricados inteiramente de ligas resistentes à corrosão (LRC), destacando-se como uma boa proposta em diversos segmentos da indústria. Logo, pode-se sugerir que os revestimentos soldados depositados pelo processo GMAW-RE, apresentam grande potencial para serem estudados como uma alternativa mais econômica em substituição aos processos a arco elétrico usualmente empregados.

A literatura afirma que a composição dos materiais e a forma do cordão são os parâmetros mais influentes na melhoria das propriedades mecânicas e de corrosão porque afetam a diluição, uma grande preocupação em revestimentos (Singhal et al., 2020; Banovic et al., 2002), bem como o custo de produção. Porém, é importante lembrar que a altura do cordão de solda (espessura de camada do revestimento) também é determinante, pois a espessura mínima necessária para revestimentos (Norsok, 2004) deve ser atingida com o menor volume de material depositado para se obter boa qualidade com custo aceitável. Nesse aspecto, o processo GMAW-RE apresentou um desempenho vantajoso em relação ao processo GMAW para todos esses parâmetros. Além disso, a associação de menor diluição e maior altura da camada (~5mm) indica um desempenho superior em relação ao processo GMAW e outros processos de baixa diluição relatados na literatura (He et al., 2022; Moura et al., 2022; Mota et al., 2019; Mougo et al., 2020; Porsch et al., 2014; Jorge et al., 2017; Alvarães et al., 2019; 2020b; Rutzinger, 2014; Xu et al., 2022). Por fim, também é importante citar que o aporte térmico utilizado é superior aos demais trabalhos citados anterior, devendo ser ressaltado que o aumento do aporte térmico, principalmente pela utilização de correntes de soldagem superiores, tende a aumentar o teor de ferro devido à maior diluição (Mougo et al., 2020; Kumar et al., 2010).

Uma outra questão importante é a relativa ao número de passes executado em cada experimento. Pelos resultados obtidos, fica evidente que um maior número de passes por camada melhora o desempenho do revestimento, dado que provoca uma redução do teor de Fe e consequentemente, uma melhora na resistência à corrosão. Isto é uma evidência importante, pois mostra que revestimentos mais críticos com maior número de passes não seriam um problema para o processo GMAW-RE. Por outro lado, confirma que uma análise mais detalhada do efeito deste processo nas propriedades não deve ser realizada com base na deposição de um único cordão sobre chapa, procedimento muito utilizado com outros processos, conforme já observado em soldagem de união (Silveira et al., 2020).

Finalmente, cabe ressaltar que o material estudado como liga de revestimento, a superliga 625, apresenta um comportamento homogêneo para diversas condições de procedimento de soldagem diferentes e, pelo conhecimento adquirido no estudo desta liga, não se faz necessárias análises microestruturais extremamente minuciosas para avaliar as fases secundárias em metais de solda depositados, visto que fase Laves e carbonetos do tipo MC são sempre as que precipitam na soldagem. O importante é avaliar o percentual destas fases para um bom desempenho em corrosão, já que em frações elevadas podem contribuir para um comprometimento da resistência a corrosão devido aos seus comportamentos anódicos ou catódicos em relação à matriz (Guo et al., 2016; 2021). A formação de fases Laves está relacionada com a deterioração da resistência à corrosão (Cieslak, 1991; Jeng et al., 2013; Silva et al., 2013; Han, 2018; DuPont, 1996) devido à formação de células microgalvânicas com a matriz metálica.

Embora esta pesquisa ainda precise ser aprofundada, os resultados promissores obtidos mostram o potencial deste processo como uma alternativa vantajosa para aplicação na indústria de óleo e gás e amplia a discussão sobre a possibilidade de reduzir a espessura dos revestimentos com uma microestrutura, composição química e resistência à corrosão adequadas.

CAPÍTULO VI

CONCLUSÕES

O trabalho desenvolvido com a soldagem de revestimento com o processo GMAW-RE de superliga de níquel 625 sobre substrato de aço API X80, permitiu as seguintes conclusões principais, após a análise dos resultados, para as condições experimentais adotadas:

(a) Revestimentos de superliga de níquel 625 depositados pelo processo GMAW-RE sobre substrato de aço estrutural apresentam um perfil de penetração mais homogêneo com menor diluição que o processo GMAW-P;
(b) Os parâmetros específicos do processo GMAW-RE (frequência e diâmetro de rotação do arame-eletrodo), assim como as demais condições de soldagem comuns ao processo GMAW, podem afetar de forma determinante o resultado final na soldagem de revestimento de superliga de níquel 625;
(c) A soldagem de revestimento de superliga de níquel 625 com o processo GMAW-RE sobre um substrato de aço estrutural proporciona uma microestrutura austenítica homogênea com reduzida fração de fases secundárias e;
(d) Como principal contribuição desta tese, pode-se destacar que o processo GMAW-RE pode depositar revestimentos de superliga de níquel 625 em camada única com espessura, microestrutura, composição química e resistência à corrosão adequados a uma vasta gama de aplicações, nas quais o percentual de 10% Fe é suficiente para garantir bom desempenho. Constituindo-se, portanto, num potencial para ser uma alternativa vantajosa na aplicação em equipamentos industriais.

CAPÍTULO VII

SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

O processo GMAW-RE é uma variação do processo GMAW que apresenta características muito específicas e que podem ser vantajosas em diversas aplicações, em particular, como mostrado no presente trabalho, na soldagem de revestimento. Com o objetivo de ampliar e confirmar as análises realizadas nesta tese, permite-se sugerir:

i) Explorar técnicas consagradas na soldagem de revestimento convencional, como sobreposições com diferentes percentuais, tecimento dos cordões e inclinação da tocha, com o processo GMAW-RE;

ii) Utilizar uma tocha com refrigeração a água para aumentar o ciclo de trabalho do processo GMAW-RE;

iii) Realizar trabalhos comparativos com o processo GMAW-RE utilizando diferentes atmosferas de proteção gasosa, como por exemplo: Ar+5%H_2, Ar+2%O_2 e Ar+1%O_2 ;

iv) Realizar experimentos com a soldagem de revestimento circunferencial de tubos com o processo GMAW-RE. O primeiro estágio pode ser a soldagem de revestimento de chapas com pequenas inclinações, e:.

v) Avaliar o comportamento em corrosão dos revestimentos utilizando ensaios de espectroscopia de impedância eletroquímica (EIE).

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ABIOYE,T.E.;T.G. McCARTNEY, A.T. Clare Laser cladding of Inconel 625 wire for corrosion protection. **Journal of Materials Processing Technology**, 217, 232-240, 2015. https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2014.10.024

AGUIAR, W. M. **Revestimento por soldagem MIG/MAG empregando ligas de níquel para aplicações em componentes do setor de petróleo e gás natural**. Tese de Doutorado. Universidade Federal do Ceará. Ceará, Brasil, 2010

ALEXANDROV. B. T.; LIPPOLD J. C., et al. Fusion boundary microstructure evolution associated with embrittlement of Niebase alloy overlays applied to carbon steel[J]. **Welding in the World**, 57(1):39 e 53, 2013. https://doi.org/10.1007/s40194-012-0007-1

ALMEIDA, F. A. C. **Análise Microestrutural e Mecânica da Zona Termicamente Afetada de Juntas Soldadas de Aço C-Mn Obtidas pelo Processo GMAW com Eletrodo Rotativo**. Dissertação. Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca, Rio de Janeiro, RJ, Brasil, setembro 2019

ALVARÃES, C. P.; MADALENA, F. C. A.; SOUZA, L. F. G., JORGE J. C. F., L.S. ARAÚJO, M.C. Mendes. Performance of the Inconel 625 weld overlay obtained by FCAW process. **Matéria**, vol. 24(1), pag. 1-12, 2019. https://doi.org/10.1590/S1517-707620190001.0627

ALVARÃES, C. P.; JORGE, J. C. F.; SOUZA L. F. G.; ARAÚJO, L. S.; MENDES, M. C.; FARNEZE, H. N. Microstructure and corrosion properties of single layer Inconel 625 weld cladding obtained by the electroslag welding process. **Journal of Materials Research and Technology**, vol. 9, n. 6, pag. 16146-16158, 2020. https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2020.11.048

ALVARÃES, C. P.; SANDES S. S.; JORGE, J. C. F.; SOUZA L. F. G.; ARAUJO MENDES M. C.; Dille J. Microstructural characterization of Inconel 625 nickel-based alloy weld cladding obtained by electroslag welding process. **Journal of Materials Engineering and Performance**, 2020. https://doi.org/10.1007/s11665-020-04861-3

ALVARÃES, C.P. **Comportamento Microestrutural e de corrosão de revestimentos de liga de níquel 625 depositados pelo processo eletroescória**, Tese de Doutorado, CEFET-RJ, Novembro, 2020. .

ANTOSZCZYSZYN, T. J.; PAES, R. M. G.; OLIVEIRA, A. S. C. M.; and SCHEID, A. Impact of dilution on the microstructure and properties of Ni-based 625 alloy coatings, **Soldagem e Inspeção**. 19(2), 134-144, 2014

API 5L. Specification for Line Pipe 43rd Edition, American Petroleum Institute: Washington DC, USA, 2004.

API 6A. ISO 10423:2003 (modified): Specification for Wellhead and Christmas Tree Equipment. American Petroleum Institute: Washington DC, USA, ed 17, 2010

ASME II. Boiler and Pressure Vessel Code Section II Part B – Nonferrous Material Specification. SB 443 – Specification for Ni-Cr-Mo-Nb Alloy (UNS N06625) and Ni-Cr-Mo-Si 2023 (UNS N06219) Plate, Sheet and Strip. P619-630

ASME IX Boilers and Vessels Code, Section IX. Qualification Standard for Welding, Brazing, Procedures, Welders, Brazes, and Welding and Brazing Operators, 2017
ASME BPVC, seção IX (2023),

ASTM E384-17 - Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials. Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2017

ASTM G48 – 2009. Standard Test Methods for Pitting and Crevice Corrosion Resistance of Stainless Steels and Related Alloys by Use of Ferric Chloride Solution. ASTM International, West Conshohocken, PA, 2015

ASTM G61 – 2009. Standard Test Method for Conducting Cyclic Potentiodynamic Polarization Measurements for Localized Corrosion Susceptibility of Iron-, Nickel-, or Cobalt-Based Alloys. ASTM International, West Conshohocken, PA , 2009

ASTM G150 – 2013. Standard test method for electrochemical critical pitting temperature testing of stainless steels. Standard ASTM G150-13, West Conshohocken, USA, May, 2013, 1–13

AZEVEDO JUNIOR, R.O.; COSTA, J.F.M.; MAGALHÃES, H.A.Y.; JORGE, J.C.F.; SOUZA, L.F.G.; MENDES, M.C.; COSTA, H.R.M. GMAW process with rotating electrode: an advanced alternative to improve cladding performance, **Journal of Adhesion Science and Technology**, 2023, DOI:10.1080/01694243.2023.2270179

AMERICAN WELDING SOCIETY, Welding Handbook Vol. 2 - Welding Processes, Eighth Edition, 891pp, 2001.

AWS, AMERICAN WELDING SOCIETY, **Welding Handbook** Volume 1 – Welding Processes, Chapter 4 – Gas Metal Arc Welding, 133-136, USA, 1991,

BABYAK T.; DECENSO V.; ALEXANDROV B.; PENSO J. Application of low heat input gas metal arc welding for corrosion resistant weld overlays. **Proceedings of the ASME 2020 Pressure Vessels & Piping Conference**. PVP2020 July 19-24, 2020, Minneapolis, Minnesota, USA PVP2020-21562

BAI, Q.; GUO, N.; HAN, Y.; ZHANG, J.; WANG, M.; “Analysis of Temperature Distribution in Rotating Arc Welding”, **Advanced Materials Research**, Trans Tech Pub., Vols. 472-475, p.1346-1352, 2012.

BAI, F.; DING, H.; TONG, L.; PAN, L.; WANG, L. Microstructural changes and impact toughness of fill pass in X80 steel weld metal**. Metals**, 9, 898, 2019. https://doi.org/10.3390/met9080898

BAIXO, C.E.I.; DUTRA, J.C. Efeito do gás de proteção e do modo de transferência na aplicação da liga 625 em aço carbono, Soldagem & Inspeção, vol 14, nº 4, pag 313-319, out/dez 2009.

BAN, S.; Shin Y. T.; Lee S. R.; LEE H. Corrosion resistance of Inconel 625 overlay welded inside pipes as a function of heat treatment temperature. **International Journal**

Electrochemical Science, vol.11, pag 7764 – 7774, 2016

BANOVIC, S. W.; DUPONT, J. N.; MARDER, A. R. Dilution and microsegregation in dissimilar metal welds between super austenitic stainless steel and nickel base alloys. **Science and Technology of Welding and Joining**, vol. 7, n. 6, pag 374-383, 2002

BAO, Y.; XUE, R.; ZHOU,J.; XU, Y. Effect of increasing oscillation width on the arc characteristics and droplet transfer behavior of X80 steel in the overhead position of narrow gap P-GMAW, Metals, 2023,13.1314. doi: 10.3390/met13071314

BEAUGRAND V. C. M.; SMITH L. S.; GITTOS M. F. Hydrogen embrittlement of 8630M/625 subsea dissimilar joints: factors that influence the performance. **Proc. of the ASME 28th Int Conf Ocean, Offshore and Arctic Engineering OMAE 2009**. May 31 - June 5, 2009. Honolulu, Hawaii. Paper OMAE2009-80030

BRAGA, A.C. & LEISTER, A.C.C.C. Uma análise do mercado de transporte dutoviário de petróleo e seus derivados e gás natural no Brasil. Revista Caminhos Geográficos, V.19, nº 67, setembro 2018. Uberlândia, MG. doi:http://dx.doi.org/10.14393/RCG196716

BUNAZIV, I.; OLDEN, V.; AKSELSEN, O. M. Metallurgical Aspects in the Welding of Clad Pipelines – A Global Outlook. **Applied Sciences**, vol. 9, 2019

CAVALCANTE, N. E.; ANDRADE, T. C.; PINHEIRO, P.H.M.; MIRANDA, H. C.; MOTTA, M. F.; AGUIAR, W. M. Estudo de procedimentos de soldagem MIG/MAG para aplicação de revestimento de liga de níquel INCONEL 625 em aço estrutural ASTM A387 gr.11, Soldagem & Inspeção, 2016, 21 (1). Doi: 10.1590/0104-9224/SI2101.07.

CHEN, K.; ZHAO, W.; XIAO, G.; GUO, N.; ZHANG, H. Study on Corrosion Resistance and Hydrogen Permeation Behavior in Inter-Critically Reheated Coarse-Grained Heat-Affected Zone of X80. **Pipeline Steel Metals,** 2022, 12, 1203. https://doi.org/10.3390/ met12071203

CHUBB, J.P.; BILLINGHAN, J. **Effect of iron on the performance of 625 weld deposits**. Cranfield (UK): Cranfield Institute of Technology; 1984.

CIESLAK, M. J. The welding and solidification metallurgy of alloy 625, **Welding Journal,** 70(3), 49s-55s. 1991

CIESLAK, M. J.; KNOROVSKY, G.A.; HEADLEY, T.J.;ROWING JR, A.D. The solidification Metallurgy of alloy 718 and other Nb containing superalloys, 718 Superalloy – Metallurgy and Applications, Ed. E.A.Loria, The Minerals, Metals and Materials Society, 1989 pag 59-68.

CORTIAL, F.; CORRIEU, J. M.; VERNOT-LOIER, C., Heat treatments of weld alloy 625: influence on the microstructure, mechanical properties and corrosion resistance. In: Proc. of the Superalloys 718, 625, 706 and Various Derivatives; 1994 May 18–20; Nantes, France. Nantes: **The Minerals, Metals & Materials Society**, 859–870. 1994

COSTA, J. F. M.; **Resistencia à abrasão de revestimentos soldados**. 1 º Edição, SENAI. RJ CETEC de Solda, Rio de Janeiro, 1996.

COSTA, J.; SILVA FILHO, W.; SILVEIRA, G.; Almeida, F.; LOBATO, M.; CHUVAS, T.;MENDES, M.; SOUZA, L.; JORGE, J. Comportamento de Juntas Soldadas de Aço C-Mn Obtidas Pelo Processo GMAW-RE com Eletrodo Rotativo, Soldagem & Inspeção,2019 DOI: 10.1590/0104-9224/SI24.11

DAI, T.; LIPPOLD, J. C. Tempering effect on the fusion boundary region of alloy 625 weld

overlay on 8630 steel. **Welding in the World**, 62:535-550, 2018. https://doi.org/10.1007/s40194-018-0560-3

DAS, D.; DAS, S. Developments in weld cladding, Reason – A technical magazin, vol-X, 2011, pag 13-16. DOI: 10.21843/reas/2011/13-16/108205

DIERKSHEIDE, J.; HARWIG, D.; EVANS, N.; KVIDAHL, L.; NACEY, T.; EWI Project n 47261 GTH: **Tandem Spin-Arc Process Development for Agile Fillet Welding for Ship Structure**, Edison Welding Institute, USA, May 2004

DNV-OS-F101. Offshore Standard – Submarine Pipeline Systems. Det Norske Veritas, Høvik, Norway, 2012

DONG L.; SHI Z.; ZHANG Y.; et al. Microstructure and sulfide stress corrosion cracking of the Inconel 625/X80 weld overlay fabricated by cold metal transfer process[J]. **Int J Hydrogen Energy 2022**; 47(67):29113e30.
https://doi.org/10.1016/j.ijhydene.2022.06.210

DOODY, T. Intermediate Mixed Zones in Dissimilar Metal Welds for Sour Service. **Welding Journal**, March 1992

DORNELAS, P.H.G.; PAYÃO FILHO, J. C.; OLIVEIRA, V.H.PM.; MORAES, D.O.; Zumpano Jr.. Influence of interpass temperature on the simulated HAZ of a clad API 5L X65 pipe joint welded with a gas metal arc. **Welding in the World,** 66, pag. 213–226, 2022. https://doi.org/10.1007/s40194-021-01244-7

DUAN, B.; WANG, J.; LU, Z.; ZHANG, G.; ZHANG, C. Parameter Analysis and Optimization of the Rotating Arc NG-GMAW Welding Process. **International Journal of Simulation Model**, Vol. 17 1, pag 170-179, 2018

DUPONT, J. N. Solidification of an Alloy 625 Weld Overlay. **Metallurgical and Materials Transactions A**, EUA, v. 27A, pag 3612-3620, 1996.

DUPONT, J. N.; ROBINO, C. V.; MARDER, A. R. Solidification and Weldability of Nb-Bearing Superalloys. **Welding Journal**, AWS, v.77(10), pag 417s-432s, USA, October 1998

DUPONT, J. N.; ROBINO, C. The Influence of Nb and C on the Solidification of Fe-Ni-Cr Alloys, **Script Materials**, ELSEVIER, 41, pag 449-454, 1999. DOI:10.1016/s1359-6462(99)00102-5

DUPONT,J.N.;BANOVIC, S.W.; MARDER, A.R. Microstructural evolution and weldability of dissimilar welds between a superaustenitic stainless steel and Ni-based alloys, Welding Journal, June 2003.

DUPONT, J.N.; KUSKO, C.S. Technical note: Martensite formation in austenitic/ferritic dissimilar welds, Welding Journal, Feb. 2007, 51s-54s

DUPONT J. N.; LIPPOLD J. C.; KISER S.D. Welding Metallurgy and Weldability of Nickel-Base Alloys. **Jonh Wiley & Sons**, New Jersey, 440p, 2009

ESMAILZADEH, S.; ALIOFKHAZRAEI, M.; SARLAK, H. Interpretation of Cyclic Potentiodynamic Polarization Test Results for Study of Corrosion Behavior of Metals:.**A Review**. **Protection of Metals and Physical Chemistry of Surfaces**, v. 54, n. 5, pag 976-989, 2018.

EVANGELINE, A.; SATHIYA P. Dissimilar cladding of Ni–Cr–Mo super alloy over 316L austenitic stainless steel: morphologies and mechanical properties. **Metals Materials International** 2021; 27:1155-1172. https://doi.org/10.1007/s12540-019-00440-x

FASHU, S.; TRABADELO, V. A critical review on development, performance and selection of stainless steels and nickel alloys for the wet phosphoric acid process, Material & Design, 227, 2023 doi: 10.1016/j.matdes.2023.111739

FERREIRA, W. E.; LIMA NETO, P.; MATTOS, O. R.; ASSIS, K. S.; ARAÚJO, W.S.; CORREIA, A.N.; Estudo da Corrosão de Revestimentos de Inconel 625 e 825 Depositados sobre Aço Carbono em Meio de NaCl 3,5 % Saturado com CO2". **37ª Reunião Anual da Sociedade Brasileira de Química**, v. 47, nº 37, Brasil, Set. 2011

FISCHER, A.; Estudo da Influência dos Parâmetros no Processo de Soldagem GMAW – Arco Pulsado, Tese, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte MG, Brasil, 2011.

FRAZÃO, I.;MAGNABOSCO, R.; DELBLANC, A. Comparison between stainless steels and nickel alloys through pitting corrosion resistance electrochemical tests, Materials Research, 2021, 24. Doi: 10.1590/1980-5373-MR-2020-0386.

FREI, J.; ALEXANDROV B. T.; RETHMEIER, M. Low heat input gas metal arc welding for dissimilar metal weld overlays part I: the heat-affected zone. **Welding in the World**, vol.60 (3), pag. 459-473, 2016. https://doi.org/10.1007/s40194-016-0306-z

GENTIL, V. **Corrosão,** 5ª Edição, Editora Livros Técnicos e Científicos, Rio de Janeiro, 2007

GHAEMIFAR, S.; MIRZADEH, H. Dissolution kinetics of Laves phase during homogenization heat treatment of additively manufactured INCONEL 718 superalloy, Journal of Materials Research and Technology, 2023, 24, pag 3491-3501.

GITTOS, M. F.; GOOCH, T. G. Effect of iron dilution on corrosion resistance of Ni-Cr-Mo alloy cladding, **Brit. Corr**. **J**. 31(4), pag. 309-314, 1996.

GUI, W.; ZHONG,C.; GU,J.; DING,Y.; WANG,X.; WU,T.; LIANG,Y.; QIN,J.; QU,Y. Laser-clad INCONEL 625 coating on Q245R structural steel: microstructure, wear and corrosion resistance, **npj Materials Degradation**, 37, 2022

GUO, N.; ZHANG, J.; HAN, Y.; ZHANG, J.; YUAN, X. Effect of Welding Parameters on Metal Transfer Process in Rotating Arc Narrow Gap Horizontal GMAW. **Transaction of JWRI, Special Issue of WSE2011**, pag 5-7, 2011

GUO, Q.; LI,Y.;QIAN,J.;YU,H.; CHEN,C. Study of the pitting corrosion at welding joints of INCONEL alloy 625 under high temperature and high H_2S/CO_2 partial pressure, **International Journal of Electrochemical Science**, 12 2017, pag 8928-8943 doi: 10.20964/2017.10.46.

GUO, L.; ZHENG, H.; LIU, S.; LI, Y,; FENG, C.; XU, X. Effect of heat treatment temperature on microstructure and corrosion properties of INCONEL 625 weld overlay deposited by PTIG, **International Journal of Electrochemical Science**, 2016, p. 5507-5519, doi: 10.20964/2016.07.97

GUO, L.; CU L.; XIAO, F.; XU, B.; Wu Z.; Cao Y.; Wei, Z. Influence of process parameters on surface properties and corrosion resistance of Inconel 625 coating prepared by laser cladding, International Journal of Electrochemical Science, (2023)
doi:https://doi.org/10.1016/j.ijoes.2023.100213

GUO, X.; HE, P.; XU, K.; LV, X.;ZHANG, J.B.;GU, Y. Microstruture investigation on the fusion zone of steel/Ni alloy dissimilar weld joint for nozzle buttering in nuclear power industry, Welding in the World, oct. 2021. Doi: 10.1007/s40194-021-01199-9.

GUZMAN-FLORES, I.; VARGAS-ARISTA, B.; GASCA-DOMINGUEZ, J.; CRUZ-GONZALES, C.; GONZALEZ-ALBARRÁN, M.; PRADOVILLASANA, J.; "Effect of Torch Weaving on the Microstructure, Tensile and Impact Resistances, and Fracture of HAZ and Weld Bead by Robotic GMAW Process on ASTM A36 Steel", Soldagem & Inspeção, Vol.22, No.1, p.72-86, São Paulo, Brasil, 2017.

HAN, J.W.; JUNG, S.H.; CHO, H.; LEE, H.W. Investigation of the weld properties of INCONEL 625 based on Nb content, International Journal of Electrochemical Science, 13, 2018, 2829-2841 doi: 10.20964/2018.03.01

HE, K.; DONG, L.; WANG, Q.; ZHANG, H.; Li.; Y., LIU.; L.; ZHANG, Z. Comparison on the microstructure and corrosion behavior of Inconel 625 cladding deposited by tungsten inert gas and cold metal transfer process. **Surfurface and Coatings Technology**, v. 435 (2022) 128245. https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2022.128245.

HESTON, T.; A New Spin on the Weld – GMAW Technology Improves Joining by Rotating the Wire. **The Fabricator**, USA, Oct 2015

JORGE, J. C. F.; MEIRA, O. G.; MADALENA, F. C. A.; DE SOUZA, L. F. G.; ARAUJO, L. S.; MENDES, M. C. Evaluation of the AISI 904L Alloy Weld Overlays Obtained by GMAW and Electro-Slag Welding Processes. **Journal of Materials Engineering and Performance**, vol. 26, n. 5, p. 2204–2212, 2017. https://doi.org/10.1007/s11665-017-2631-9

KAH, P.; LATIFI, H.; SUORANTA, R.; MARTIKAINEN, J.; PIRINEN, M. Usability of Arc Types in Industrial Welding. **International Journal of Mechanical and Materials Engineering,** Springer, Vol., 9 : N.15, 2014

KARIMIHAGHIGHI, R.; NAGHIZADEL,M. Effect of alloying elements on aqueous corrosion of nickel-based alloys at high temperature: A review, **Materials and Corrosion**, march 2023 doi: 10.1002/maco.202313705.

KEJELIN, N. Z.; BUSCHINELLI A.; POPE, A.; Effect of Welding Parameters on the Formation of Partially Diluted Zones of Dissimilar Metal Welds. **COBEM 2005**, nov. 2005, Ouro Preto - MG

KEJELIN, N. Z.; **Soldagem de Revestimento em Aço Comum C-Mn com Superliga a Base de Níquel INCONEL 625.** Tese, Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, SC, Brasil, 187p, 2012

KIM, J. S.; PARK, Y, I.; LEE, H. W. Effects off heat input on the pitting resistance of Inconel 625 welds by overlay welding. **Metals and Materials International**, vol 21, n. 2, pag 350–355, 2015

KLAPPER, H.S.; ZADOROZNE, N.S.; REBAK, R.B.. Localized Corrosion Characteristics of Nickel Alloys: A Review**. Acta Metallurgica Sinica** (English Letters), 2017, 30(4): 296-305 doi:10.1007/s40195-017-0553-z

KOU, S. **Welding Metallurgy**, Second Edition, John Wiley Sons Inc. New Jersey USA, 2003

KOU, S.; YANG, Y. K. Fusion Boundary Macrosegregation in Dissimilar Filler Welds. **Welding Journal**, AWS, Vol. 86, p.303-312, USA, October 2007

KRAVETZ, A.S. Estudo da curva de polarização cíclica da liga de níquel 625 em solução NaCl, Dissertação, Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, 2018.

KUMAR, V.; LEE, C.; VERHAEGHE, G.; RAGHUNATHAN, S. CRA Weld Overlay - Infuence of Welding Process and Parameters on Dilution and Corrosion Resistance. **Stainless Steel World America**, Houston – Texas, EUA, October 2010

LI, W.; GAO, K.; WU, J.; WANG, J.; JI, Y. Groove Sidewall Penetration Modeling for Rotating Arc Narrow Gap MAG Welding. **International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, Springer, vol. 78, p.573–581, DOI: 10.1007/s00170-014-6678-6, 2015

LISKEVYCH, O.; Calor Imposto Líquido: Um Novo Conceito para Quantificação do Aporte Térmico em Soldagem a Arco, Tese, Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia, MG, Brasil, 2014.

LORENZONI, R.A., GASPARINI, R.P., SANTOS, A.C., LUZ, T.S., MACÊDO, M.C.S. A study on the intergranular corrosion and pitting resistance of Inconel 625 coating by PTA-P. **Corrosion, Engineering, Science and Technology**. 54(1) (2019) pag 62-74. 2018. https://doi.org/10.1080/1478422X.2018.1533677

LOURENÇO, J. C.; SOUZA, L. P.; FARIA M.I.S.T.; NUNES C.A.; TOMACHUK C.R.; BAKER M.A. Influence of the iron content on the microstructure and electrochemical behavior of as-cast modified Inconel 625. **Corrosion Science** 193 (2021) 109892. https://doi.org/10.1016/j.corsci.2021.109892

LYTTLE, K. **Shielding gases for welding**, ASM Handbook vol. 6 – Welding, Brazing and Soldering,1993 (https://doi.org/10.31399/asm.hb.v06.a0001340).

MAHAPATRA, S.; LAHA, A.; DEY, A.; MONDAL, A.; BHOWMIK, B. An overview on weld cladding. **Int. J. Science Eng. Res**., vol. 7(4), pag 194-203, 2016

MAGNABOSCO R. Influência da microestrutura no comportamento eletroquímico do aço inoxidável UNS S31803 (SAF 2205). **Tese de Doutorado, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais**, Universidade de São Paulo, 1995

MAJERIK, J.; SLANY, M., CHOCHLIKOVA, H.; SEDIAK, J.; ZOUHAR, J.; ZEMCIK, O.; et al., Analysis of the technological process of welding a membrane wall with Inconel 625 nickel alloy. **Research Square**, 2022. https://doi.org/10.21203/rs.3.rs-2419881/v1

MARQUES, P. V.; MODENESI, P. J.; "Algumas Equações Úteis em Soldagem", Soldagem e Inspeção, Vol. 19 Nº 1, p.091-102, São Paulo, Brasil, 2014.

MARQUES, P.V.; MODENESI, P. J.; BRACARENSE, A. Q.; Soldagem – Fundamentos e Tecnologia, Ed. Elsevier, 4º Edição, Minas Gerais, Brasil 2015.

MIN, O.; XIN-HUA, T.; FENG-GUI, L.; SHUN, Y.; "Welding of Quenched and Tempered Steels with High-Spin Arc Narrow Gap MAG System", International Journal of Advanced Manufacture Technology, Springer, Vol. 55, p.527-533, 2011.

MINÁ, E. M.; SILVA, Y. C.; DILLE, J.; SILVA, C. C. The Effect of Dilution on Microsegregation in AWS ER NiCrMo-14 Alloy Welding Claddings. **Metallurgical and Materials Transaction A**, v. 47A, pag 6138-6147, 2016. https://doi.org/10.1007/s11661-016-3786-y

MISHRA, A.; RICHESIN, D.; REBAK, R. Localized corrosion study of Ni-Cr-Mo alloys for oil and gas applications, NACE International Corrosion Conference & Expo, 2015.

MORTEZAIE, A.; SHAMANIAN, M. An assessment of microstructure, mechanical properties and corrosion resistance of dissimilar welds between Inconel 718 and 310S austenitic stainless steel. Int J Press Vessel Pip - 116:37–46, 2014. https://doi.org/10.1016/j.ijpvp.2014.01.002

MOURA, B. B.; SOUZA, D., SILVA, M. O., OSORIO, A. G. Effect of inert and active shielding gases in the corrosion resistance of IN625 weld overlays. **Journal of Materials Engineering and Performance**. 31 5886-5897, 2022. https://doi.org/10.1007/s11665-022-06651-5

MOTA, C.A.M.; NASCIMENTO, A. S.; GARCIA, D. N.; SILVA, D. A. S.; TEIXEIRA, F. R.; FERRARESI, V. A. Nickel overlay deposited by MIG welding and cold wire MIG welding. **Welding International, vol.** 32(9): 588-598, 2018. (2019) https://doi.org/10.1080/09507116.2017.1347333

MOUGO, A. L.; BENTES NETO, F. M.A.; GARCIA D. N.; MOTA C. A. M.. Effect of a cold wire on the metallurgical characteristics of nickel-based welds deposited by GMAW-CW. **Transactions of The Indian Institute of Metals**, 73:2425-2434. 2020. https://doi.org/10.1007/s12666-020-02068-7

MURAYAMA, M.; OAZAMOTO, D.; OOE, K.; Narrow Gap Gas Metal Arc (GMA) Welding Technologies, **JFE Steel Corp**., Technical Report, No. 20, Mar. 2015

MURUGAN, N.; PARMAR, R. S. Stainless Steel Cladding Deposited by Automatic Gas Metal Arc Welding. **Welding Journal Research Supplement**, p. 391-400, October 1997

NACE MR0175 / ISO 15156-1:2009. General principles for selection of cracking-resistant materials. NANCE International, 1 ed. 2009

NACE INTERNATIONAL, International Measures of prevention, Applications, and economics of corrosion technology study, Texas, EUA, 2016.

NAJAFI, M.; BAKHSHAYESH, M. M.; FARZADI, A. Microstructure and phase analysis of multilayer Ni–Cr–Mo clad for corrosion protection. **Transactions of The Indian Institute of Metals**. 74 (2021) 1663-1672. https://doi.org/10.1007/s12666-021-02256-z

NORMA N133 – SOLDAGEM, **CONTEC PETROBRAS**, REV. K, 08 DE 2012.-

NORSOK M-001; Materials Selection, rev. 4, 2004

NOURI, M.; ABDOLLAH-ZADEH, A.; MALEK, F. Effect of Welding Parameters on Dilution and Weld Bead Geometry in Cladding. **Journal of Materials Science and Technology**, v. 23, n. 6, p. 817-822, 2007

PARTHIBAN, K.; KUMAR, S.; KANNAN, A.; SHANMUGAM, N.; SANKARANARAYANASAMY, K. Microstructure and fatigue behaviour of spin-arc welded AISI C1018 low carbon steel, Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part E: **Journal of Process Mechanical Engineering**. 2021;235(6):2035-2044. doi:10.1177/09544089211027786

PESSOA, E. F. **Soldagem de revestimento com ligas de níquel empregando o processo MIG/MAG com duplo arame para aplicações em componentes do setor de petróleo e gás natural**, Tese de Doutorado, Universidade Federal do Ceará, setembro, 2014

PETRZAK, P.; KOWALSKI, K.; BLICHARSKI, M. Analysis of phase transformations in Inconel 625 alloy during annealing. **Acta Physica Polonica A**. 130(4):1041-1044. 2016. https://doi.org/10.12693/APhysPolA.130.1041.

PICCHI, I.B.M. **Soldagem dissimilar por eletroescória com fita de chapa de aço carbono cladeado comaço inoxidável 904L e passe de acabamento de INCONEL 625**, Dissertação, Universidade Federal de Pernambuco, 2021.

PONTE, H.A. Fundamentos da Corrosão/Eletroquímica Aplicada e corrosão, **Universidade Federal do Paraná**, Curitiba, 2003.

POSCH, G.; SCHERLEITNER W.; RUTZINGER B.; SCHMITT, G.; KAMATH V.; FIEDLER M. Manufacturing f nickel base-overlays: comparison of various welding Technologies under consideration of clad properties. **In: Conference: IIW International Congress IC 2014**. New Delhi, India, April, 2014

PRASAD, V. V.; BABU, M.; AJAY, P. A Review on a Rotating Arc Welding Process. **Materials Today: Proceedings**, ELSEVIER, 5, p.3551-3555, 2018

RAJANI, H. R. Z.; MOUSAVI, S. A. A. A.; SANI, F. M. Comparison of corrosion behavior between fusion cladded and explosive cladded Inconel 625/plain carbon steel bimetal plates. **Mater. Des**. 43:467e74. 2013

RAJU, D.; RAJU, G. Effect of Using a Rotating Electrode in GMAW on Weld Bead Characteristic of Aluminum alloy 6061-T6 Weldment. **Proceedings of the WORLD CONGRESS ON ENGENEERING 2016**, Vol II, London, U.K, July 2016

RESENDE, A.; KEOCHEGUERIANS, F.; VILARINHO, L.; "Influência dos Teores de CO_2 e O_2 na Corrente de Transição Globular-Goticular Utilizando Misturas a Base de Argônio Durante a Soldagem GMAW de Arame ER 70S-6", Soldagem e Inspeção, Vol. 14 No 1, p.026-035, São Paulo, SP, Brasil, jan/mar 2009.

RIVOLTA, B.; BONIARDI, M.V.; GEROSA, R.; CASAROLI, A.; PANZERINI, D.; ZORDÃO, L.H.P. Alloy 625 Forgings: Thermo-Metallurgical Model of Solution-Annealing Treatment. ***J. of Mater. Eng and Perform*** 32, 5785–5797 (2023). https://doi.org/10.1007/s11665-022-07524-7

ROEN, R., "Consumable Arc Welding Torch", US Patent 4.401.878, August 1983.

ROZMUS, G. M; BLICHARSKI, M. TEM microstructure and chemical composition of transition zone between steel tube and an Inconel 625 weld overlay coating produced by CMT method. **Arch Metall Mater** 2017;62:787-793. https://doi.org/10.1515/amm-2017-0117

RUTZINGER, B. Influence of the welding process to the dilution rate of weld overlays on unalloyed steel using the weld consumable ERNiCrMo-3 (Alloy 625). **Biuletyn Instytutu Spawalnictwa** , 5, p72-75, 2014.

SANKAR, N.; MALARVIZHI, S.; BALASUBRAMANIAN, V. Mechanical properties and microstructural characteristics of rotating arc-gas metal arc welded carbon steel joints, Journal of the Mechanical Behavior of Materials, vol. 30, no. 1, 2021, pp. 49-58. https://doi.org/10.1515/jmbm-2021-0006

SANKAR, N.; MALARVIZHI, S.; BALASUBRAMANIAN, V.; RAHMAN, A. H; BALAGURU, V.

Effect of rotating arc (Spin Arc) on mechanical properties and microstructural characteristics of gas metal arc welded armour steel joints.Trans. **Indian Inst. Met**. 75 (2022) 3047-3059. https://doi.org/10.1007/s12666-022-02679-2

SANTOS, A.; BRITO, H.; DIRENE, H.; OKUYAMA, M.; SCHWEDERSKY, M.; SILVA, R.; Soldagem MIG/MAG com Eletrodo Rotativo para Tubulações. **In Anais do RIO OIL & GAS EXPO AND CONFERENCE**, Rio de Janeiro, Brasil, 2018

SANTOS, A.; MACIEL, T.; SANTANA, R.; "Avaliação de Revestimento à Base de INCONEL 625 Depositados através do Processo GMAW em Aços API 5L X70 Utilizando Planejamento Fatorial", Rev. Bras. Apl. Var., Vol. 34 No. 3, p.128-140, set-dez 2015. https://doi.org/10.17563/rbav.v34i3.995

SANTOS, A.G.M. **Análise da influência da rotação do eletrodo no processo MIG/MAG e estudo para aplicação na soldagem Narrow Gap**, Dissertação de Mestrado, Universidade Federal de Santa Catarina, Junho 2019.

SCOTTI, A.; REIS, R. P.; LISKEVYCH, O.; "Modelo Descritivo do Fluxo de Calor em Soldagem a Arco Visando o Conceito de Calor Imposto Efetivo", Soldagem e Inspeção, Vol. 17 Nº 2, p.166-172, São Paulo, SP, Brasil, 2012.

SEM, M.; MUKHERJEE, M.; PAL, K.; "Evaluation of Correlations Between DP-GMAW Process Parameters and Bead Geometry", Welding Journal, AWS, p. 265s-279s, August 2015

SILVA, C. C. **Revestimentos de Ligas de Níquel Depositadas pelo Processo GTAW com Alimentação de Arame Frio - Aspectos Operacionais e Metalúrgicos.** Tese **,** Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, CE, Brasil, 2010

SILVA, C.; MIRANDA, H.; MOTTA, M.; FARIAS, J.; AFONSO, C.; RAMIREZ, A. Aspectos Metalúrgicos de Revestimentos Dissimilares com Superliga à Base de Níquel Inconel 625, **Soldagem e Inspeção**, Vol. 17 No 3, p. 251-263, São Paulo, SP Brasil, jul/set. 2012

SILVA, C., C.; MIRANDA, H. C.; MOTTA, M. F.; FARIAS, J. P.; AFONSO, C., R., M.; RAMIREZ, A., J. New insight on the solidification path of an alloy 625 weld overlay. **Journal of Materials Research and Technology,** 2(3) 228-237, 2013. https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2013.02.008

SILVA, C.; MIRANDA, H.; MOTTA, M.; FARIAS, J.; AFONSO, C.; RAMIREZ, A. Evaluation of the Corrosion Resistant Weld Cladding Deposited by the TIG Cold Wire Feed Process, **Material Science Forum**, Trans Tech Pub., Vol. 783-786, p. 2822-2827,. Switzerland, 2014

SILVA FILHO, W.A.S.; SILVEIRA, G.M.S.; COSTA, J.F.M, MENDES, M. C.; SOUZA L. F. G.; JORGE J. C. F. Microstructure and impact toughness of high strength steel weld metals deposited by MCAW-RE process using different shielding gases, Int J Adv Manuf Technol, **115**, 3105–3120 (2021). https://doi.org/10.1007/s00170-021-07353-3

SILVEIRA, G. M. S.; Estudo Comparativo de Juntas Soldadas, obtidas pelo Processo GMAW Convencional e GMAW com Arame Rotativo (GMAW-R), Projeto Final de Graduação, Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca, Rio de Janeiro, RJ, Brasil, Novembro 2018.

SILVEIRA, G. M. S.; SILVA, F. W. A.; COSTA, J. F. M.; MENDES, M. C.; SOUZA L. F. G.; JORGE J. C. F. Influence of rotation frequency and rotation diameter on Mechanical properties and microstructure of weld metal produced by MCAW-RE. International Journal of

Advanced Manufacturing Technology**,** 110 pag. 1789-1803, 2020. https://doi.org/10.1007/s00170-020-05961-z

SILVEIRA G. M. S; JORGE, J. C. F.; SOUZA, L. F. G.; MENDES, M. C.; ALMEIDA, F. A. C.; SILVA, F. W. A.; COSTA, J. F. M. Chuvas TC. Microstructural characterization and mechanical properties of high-strength steel weld metals obtained by GMAW process with rotating electrode (GMAW-RE). **Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering,** 43:221, 2021.
https://doi.org/10.1007/s40430-021-02932-7

SINGHAL, T. S.; JAIN, J. K. GMAW Cladding on Metals to Impart Anti-corrosiveness: Machine, Processes and Materials. **Materials Today, Proceedings**, 26(2):2432-2441, 2020. https://doi.org/10.1016/j.matpr.2020.02.518

SOLECKA, M, PETRZAK, P.; RADZISZEWSKAC, A. The microstructure of weld overlay Ni-base alloy deposited on carbon steel by CMT method. **Solid State Phenomena,**; 231:119-124, 2015. https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/SSP.231.119

SOLECKA, M.; KOPIA, A.; RADZISZEWSKA, A.; RUTKOWSKI, B.; Microstructure, Microsegregation and Nanohardness of CMT Clad Layers of Ni-Base Alloy on 16Mo3 Steel, **Journal of Alloys and Compounds**, ELSEVIER, 751 p.86-95, 2018

SOUZA, D.; VILHALBA, L.B.; PASSOS, T.A.; MOURA, E.A.M.; COSTA, H.L.; OSORIO, A.G. Corrosion resistance of termal-pulsed INCONEL 625 MIG/MAG weld overlay, Surface Topography: Metrology & Properties, 9, 2021 doi: 10.1088/2051-672X/ac07b3

Special Metals, www.SpecialMetals.com, consulta em 20/11/2023.

SRINIVASA R. P.; GUPTA O. P.; MURTY, S. S. N. A Study On The Weld Bead Characteristics In Pulsed Gas Metal Arc Welding With Rotating Arc. **In: 23rd International Conference on Offshore Mechanics and Arctic Engineering**. Vancouver, British Columbia, Canada, p. 20-25, Junho, 2004, Paper OMAE2004-51580

STOCKDALE, A.W.; DUPONT, J.N. Microstructural evolution and corrosion resistance of fusion welds on alloy CN3MN made with IN686 filler metal, Science and Technology of Welding and Joining, 2011, vol.16, nº 5.

TEICHMANN, E. W. **Análise de Variantes de Processos de Soldagem Visando o Revestimento com Inconel 625 de Tubos de Aço API X46**, Tese de doutorado, UFSC – Universidade de Santa Catarina, Brasil, 2016.

TUMER, M.; KARAHAN, T.; MERT, T. Evaluation of microstructural and mechanical properties of dissimilar Inconel 625 nickel alloy-UNS S32205 duplex stainless steel weldment using MIG welding. **Welding in the World**, vol. 64, pag 21 – 35, 2019

TUOMINEN, J.;KAUBISCH, M.; THIEME, S.; NAKKI, J.; NOWOTNY, S.; VUORISTO, P. Laser strip cladding for large area metal deposition, Additive Manufactering, 2019. DOI: https://doi.org/10.1016/j.addma.2019.01.008

VALLE, L. V. **Apoio à Seleção de Materiais Resistentes à Corrosão por Técnicas Eletroquímicas,** Dissertação, COPPE/UFRJ, Rio de Janeiro, Brasil, 2017

VENKATESH, G.; SUNDARARAJ, P.; VERMA, D.; ARULKUMAR, J.; “Mechanical and Metallurgical Properties of Conventional GMAW with Spin Arc GMAW Process for Carbon Steel AS 515”, International Research Journal of Engineering and Technology, Vol. 05, p.

2716-2721, India, May 2018.

VOLPI, A.; SERRA, G**.** Weld Overlay of Highly Corrosion Resistant Nickel Chromium Molybdenum Alloys, UNS N06059, on Low Alloy Equipment Operating at High Temperature. **ASME Symposium on Elevated Temperature Application of Materials for Fossil**, Nuclear, and Petrochemical Industries, Seattle – WA – EUA, April 2018

WANG, J.; REN, Y.; YANG, F.; GUO, H.; "Novel Rotation Arc System for Narrow Gap MAG Welding", Science and Technology of Welding and Joining, Taylor & Francis, 12:6, p.505-507, 2007. DOI: 10.1179/174329307X213756

WANG, Y.; CHEN, X.; SHEN, Q.; Su, C.; ZHANG, Y.; JAYALAKSHMI, S.; Singh, R. A. Effect of magnetic Field on the microstructure and mechanical properties of inconel 625 superalloy fabricated by wire arc additive manufacturing[J]. **Journal of Manufacturing Process,** 64:10-9, 2021. https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2021.01.008

WANG, X.; ZHAO, W.; CHEN, K, Li, Z. Effects of welding heat input on microstructure and corrosion characterization in CGHAZ of X80 pipeline steel. **Archives of Metallurgy Materials**,;68(2) pag.659-671, 2023.
https://doi.org/10.24425/amm.2023.142447

WOLYNEC, S. **Técnicas Eletroquímicas em Corrosão**. Editora da Universidade de São Paulo, São Paulo, Brasil, 2003. ISBN 85-314-0749-4.

XING, X.; DI, X.; WANG, B. The effect of post-weld heat treatment temperature on the microstructure of Inconel 625 deposited metal, **J Alloys Comp**. 2014; 593:110-116. https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2013.12.224

XU, F.; LV, Y; LIU, Y.; SHU, F.; HE, P.; XU, B.; Microstructural Evolution and Mechanical Properties of Inconel 625 Alloy During Pulsed Plasma Arc Deposition Process, **Journal of Material Science Technology**, ELSEVIER, 29 (5) p.480-488, 2013. https://doi.org/10.1016/j.jmst.2013.02.010

XU, L. Y.; JING, H. Y.; HAN, Y. D. Effect of welding on the corrosion behavior of X65/Inconel 625 in simulated solution. **Welding in the World,** 62(2): 363e75, 2018. https://doi.org/10.1007/s40194-018-0549-y.

XU, L.; ZHANG, J.; HAN, Y.; ZHAO, L.; JING, H. Insights into the intergranular corrosion of overlay welded joints of X65-Inconel 625 clad pipe and its relationship to damage penetration. **Corrosion Science**, v. 160, 2019.

XUE,Z.; XU,L.; CHEN,Z.; SUN,Y.; ZHAO, L.; HAO,K.; HAN,Y. Formation Optimizationof downward overlaid of INCONEL 625 on curved surfaces of X65 pipeline basing on dynamic behavior of molten pool, Journal of Materials Research and Technology, vol 25 jul-aug 2023, p6356-6368.

YIN, Z. F.; ZHAO, W. Z.; LAI, W. Y., ZHAO; X. H.; Electrochemical Behaviour of Ni-Base Alloys Exposed under Oil / Gas Field Environments. **Corrosion Science**, ELSEVIER, v. 51, n. 8, p.1702–1706, 2009.

ZHANG, H.; CHANG, Q.; LIU, J.; LU, H.; FENG, J.; A Novel Rotating Wire GMAW Process to Change Fusion Zone Shape and Microstructure of Mild Steel. **Materials Letters**, ELSEVIER, 123, p.101-103, 2014

ZHANG, Y.; DONG, L.; LI, H.; WANG, S.; LIU, L.; Wang, Q. Insights into the role of partially mixed zones in sulfide stress corrosion cracking of the Inconel 625/X80 weld overlay. **International Journal of Hydrogen Energy,** 48: 28583-28600, 2023. https://doi.org/10.1016/j.ijhydene.2023.04.061

ZILIO, G.B.; GUTERRES, A.; FERREIRA FILHO, D.; BIEHL, L.V.; OSÓRIO,A.G.; ARAÚJO, D.B.; SOUZA,D. Influência do gás de proteção e condições de soldagem na diluição e molhabilidade dos cordões de solda de aço inoxidável e liga de níquel depositadas pelo processo MIG/MAG., CONEM 2014, Uberlândia – MG.