

UNIVERSIDADE FEDERAL FLUMINENSE
ESCOLA DE ENGENHARIA
MESTRADO PROFISSIONAL EM MONTAGEM INDUSTRIAL

FABIO PAULA DUBOC DE ARAUJO

**DESEMPENHO DO REVESTIMENTO APLICADO POR SOLDAGEM SOBRE AÇO
CARBONO DA LIGA UNS 06625 (LIGA DE Ni-Cr-Mo) EM SOLUÇÕES SALINAS**

Niterói, RJ

2020

FABIO PAULA DUBOC DE ARAUJO

**DESEMPENHO DO REVESTIMENTO APLICADO POR SOLDAGEM SOBRE AÇO
CARBONO DA LIGA UNS 06625 (LIGA DE Ni-Cr-Mo) EM SOLUÇÕES SALINAS**

Dissertação apresentada ao Mestrado Profissional em Montagem Industrial, da Universidade Federal Fluminense, como requisito parcial para obtenção do título de Mestre em Montagem Industrial. Área de Concentração: Montagem Industrial.

Orientador:
Professor Fernando Benedicto Mainier, D. Sc.

Niterói, RJ
2020

Ficha Catalográfica elaborada pela Biblioteca da Escola de Engenharia e Instituto de Computação da UFF

Ficha catalográfica automática - SDC/BEE
Gerada com informações fornecidas pelo autor

D815d Duboc de araujo, FABIO PAULA
DESEMPENHO DO REVESTIMENTO APLICADO POR SOLDAGEM SOBRE AÇO CARBONO DA LIGA UNS 06625 (LIGA DE Ni-Cr-Mo) EM SOLUÇÕES SALINAS / FABIO PAULA Duboc de araujo ; Fernando Benedicto Mainier, orientador. Niterói, 2020.
116 f. : il.

Dissertação (mestrado profissional)-Universidade Federal Fluminense, Niterói, 2020.

DOI: <http://dx.doi.org/10.22409/PMI.2020.mp.08979695616>

1. SOLDAGEM. 2. CORROSÃO. 3. LIGA UNS 06625. 4. REVESTIMENTO METÁLICO. 5. Produção intelectual. I. Mainier, Fernando Benedicto, orientador. II. Universidade Federal Fluminense. Escola de Engenharia. III. Título.

CDD -

Bibliotecário responsável: Sandra Lopes Coelho - CRB7/3389

FABIO PAULA DUBOC DE ARAUJO

**DESEMPENHO DO REVESTIMENTO APLICADO POR SOLDAGEM SOBRE AÇO
CARBONO DA LIG A UNS 06625 (LIGA DE Ni-Cr-Mo) EM SOLUÇÕES SALINAS**

Dissertação apresentada ao Mestrado Profissional em Montagem Industrial, da Universidade Federal Fluminense, como requisito parcial para obtenção do título de Mestre em Montagem Industrial. Área de Concentração: Montagem Industrial

Aprovada em 19 de novembro de 2020



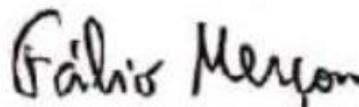
Prof. Dr. Fernando Benedicto Mainier - Orientador
Universidade Federal Fluminense (UFF)



Prof. Ph.D. Roger Matsumoto Moreira
Universidade Federal Fluminense (UFF)



Prof.ª Dr.ª Luciane Pimentel Costa Monteiro
Universidade Federal Fluminense (UFF)



Prof. Dr. Fabio Merçon
Universidade do Estado do Rio de Janeiro (UERJ)

Niterói, RJ
2020

DEDICATÓRIA

Dedico este trabalho ao meu avô, Joseph e à
minha avó, Jerônima. *IN MEMORIAM.*

Stat Crux Dum Volvitur Orbis.

AGRADECIMENTOS

Agradeço a Deus, à Virgem de Guadalupe e ao meu pai espiritual, São Bruno, por me guiarem e protegerem a cada dia e pelas virtudes que ao longo do tempo venho, por Sua Graça, cultivando.

Agradeço a Ele pelas pessoas que colocou em meu caminho, as quais foram facilitadoras para este empreendimento e por ter me dado todas as condições de chegar até aqui.

Agradeço ao meu avô Joseph, que foi um homem temente a Deus, correto, culto e estudioso! Vós fostes um grande exemplo para mim, meu avô! Suas últimas palavras irão ecoar em minha vida para sempre!

Agradeço às empresas PWR MISSION, TRIBIST Inspeções e METALTEK, às pessoas do Eng. Luiz Leão, Rodrigo Tribst e Sr. Maurício, respectivamente, por ajudarem na fabricação, corte dos corpos de prova, fornecendo matéria prima, estrutura, ferramentas, mão de obra e pelos equipamentos de inspeção que permitiram o desenvolvimento deste estudo.

Agradeço à minha mãe, ao meu pai e à minha Madrinha Stella, por tudo que fizeram por mim.

Agradeço aos meus familiares e amigos pelo apoio e orações, que me fortaleceram para poder seguir em frente e vencer as dificuldades deste tempo.

Agradeço à Srta. Brígida por toda a ajuda conferida durante o estudo.

Agradeço, por fim, ao Prof. Dr. Mainier, meu orientador! Agradeço por toda dedicação, sempre incansável e paciente em seus conselhos, palavras e apoio. Agradeço por não ter desistido de mim e por me ajudar a chegar até aqui.

“Aqui se adquire aquele olhar, cuja visão serena fere de amores o Esposo e cuja pureza e limpidez permite ver a Deus.”
São Bruno

RESUMO

Durante uma inspeção em um vaso de pressão NR-13, que opera em um sistema de água do mar aerada em uma unidade marítima, foram detectados diversos pontos de corrosão no interior do costado do vaso, onde as perdas de espessura eram superiores a 50%. A origem da corrosão foi a falha de um revestimento epóxi, que cobria o substrato de aço carbono, deixando-o exposto em uma região próxima a um revestimento de liga de níquel. Dada as características do vaso, o reparo foi executado por deposição de soldagem com eletrodo revestido e o metal aplicado nos pontos de corrosão foi UNS 06625 (liga de Ni-Cr-Mo). A inspeção no metal de solda indicou um alto valor de diluição da soldagem, no qual a concentração de ferro superficial encontrado foi entre 10 e 20%, valores não conformes aos requisitos estabelecidos pela Norma API 6A (no máximo 5% de ferro). Assim, uma grande dúvida surgiu sobre a integridade do equipamento e a capacidade do metal de solda resistir à corrosão. O objetivo principal desta pesquisa foi verificar a eficácia do reparo executado no equipamento a bordo e identificar possíveis metodologias que podem ser aplicadas para o mesmo fim. A resistência à corrosão deste revestimento foi verificada a partir de corpos de prova, que reproduziram as condições e características do reparo executado a bordo. A composição química do metal de solda foi identificada por meio da técnica portátil PMI (espectrometria de raios x). Para validação dos ensaios, foram executados ensaios de corrosão e de polarização, ambos em solução de NaCl 2,5%, para investigar a resistência à corrosão do metal depositado. Um estudo técnico e econômico foi elaborado para verificar e comparar materiais e técnicas alternativas para execução de reparos em equipamentos offshore. Assim, foi possível averiguar: (1) a liga 625 manteve-se livre de corrosão superficial, mesmo quando a concentração de ferro superficial varia entre 10 e 20%; (2) a liga 625 é muito suscetível a corrosão galvânica (com aço carbono) e por frestas, sendo de grande importância manter a integridade do revestimento epóxi nas regiões próximas ao revestimento com a liga 625; (3) a melhor técnica de soldagem para ser aplicada, neste tipo de reparo, é a TIG (GTAW); (4) as ligas de duplex e superduplex podem ser uma alternativa mais econômica para a liga 625.

Palavras-Chave: *Cladamento; Liga 625; Revestimento; Corrosão.*

ABSTRACT

During an inspection in an NR-13 pressure vessel, which operates in an aerated seawater system in a offshore unit, several points of corrosion were detected inside the vessel's side, where the thickness losses were greater than 50%. The origin of the corrosion was the failure of an epoxy coating, which covered the carbon steel substrate, leaving it exposed in a region close to a nickel alloy coating. Given the characteristics of the vessel, the repair was performed by welding process SMAW and the metal applied to the corrosion points was UNS 06625 (Ni-Cr-Mo alloy). The inspection on the weld metal indicated a high welding dilution value, in which the concentration of surface iron found was between 10 and 20%, values not in accordance with the requirements established by the API 6A Standard (maximum of 5% iron). Thus, a great doubt arose about the integrity of the equipment and the ability of the weld metal to resist corrosion. The main objective of this research was to verify the effectiveness of the repair performed on the equipment on board and to identify possible methodologies that can be applied for the same purpose. The corrosion resistance of this coating was verified from specimens, which reproduced the conditions and characteristics of the repair performed on board. The chemical composition of the weld metal was identified using the portable PMI technique (x-ray spectrometry). To validate the tests, corrosion and polarization tests were performed, both in 2.5% NaCl solution, to investigate the corrosion resistance of the deposited metal. A technical and economic study was carried out to check and compare alternative materials and techniques for carrying out repairs on offshore equipment. Thus, it was possible to verify: (1) alloy 625 remained free of surface corrosion, even when the concentration of surface iron varies between 10 and 20%; (2) the 625 alloy is very susceptible to galvanic corrosion (with carbon steel) and crevice corrosion, being of great importance to maintain the integrity of the epoxy coating in the regions close to the coating with the 625 alloy; (3) the best welding technique to be applied in this type of repair is TIG (GTAW); (4) duplex and superduplex alloys can be a more economical alternative to alloy 625.

Key-Words: *Cladding; Alloy 625; Weld-overlay; Corrosion.*

SUMÁRIO

LISTA DE ILUSTRAÇÕES.....	13
LISTA DE TABELAS.....	16
LISTA DE EQUAÇÕES.....	18
1. INTRODUÇÃO.....	19
1.1. OBJETIVOS.....	21
1.2. JUSTIFICATIVAS.....	21
1.3. METODOLOGIA.....	21
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	23
2.1. CORROSÃO.....	23
2.2. REVESTIMENTOS METÁLICOS.....	24
2.2.1. Aspersão Térmica.....	24
2.2.2. Cladeamento por Soldagem (<i>Weld Overlay</i>).....	26
2.3. PROCESSOS DE SOLDAGEM.....	27
2.3.1. Soldagem a Arco Elétrico.....	27
2.3.1.1. Eletrodo Revestido (SMAW).....	28
2.3.1.2. TIG (GTAW).....	30
2.3.1.3. GTAW-HT (HOT WIRE).....	32
2.3.2. Soldagem por Explosão.....	32
2.3.2.1. Aplicação.....	33
2.3.2.2. Velocidade.....	35
2.3.2.3. Energia de Impacto.....	36
2.3.2.4. Ângulo de Impacto e Propriedades dos Materiais.....	36
2.3.2.5. Formação do Jato.....	36
2.3.3. A Diluição na Soldagem.....	37
2.4. LIGA UNS 06625.....	40
2.4.1. História da Liga 625.....	40
2.4.2. Especificação Atual da Liga 625.....	42
2.4.3. Norma API 6A.....	44
2.4.4. Norma ASME IX.....	45
2.4.5. ASME B31.3 e ASME VIII.....	45
2.4.6. Diretriz de Engenharia Petrobras.....	45

2.5.	AÇOS INOXIDÁVEIS AUSTENÍTICOS E DUPLEX.....	46
2.5.1.	Aço Inoxidável Duplex S32750.....	48
2.6.	ENSAIOS NÃO DESTRUTIVOS.....	49
2.6.1.	Identificação Positiva de Materiais (PMI).....	49
3.	DESCRIÇÃO DAS FALHAS OCORRIDAS EM EQUIPAMENTO LOCALIZADO EM UNIDADE MARÍTIMA OFFSHORE.....	50
4.	MATERIAIS E MÉTODOS.....	57
4.1.	AVALIAÇÕES DA TÉCNICA APLICADA NO REPARO DOS ALVÉOLOS, DESEMPENHO DO SOLDADOR E A PREPARAÇÃO DOS CORPOS DE PROVA DA LIGA 625.....	57
4.1.1.	Técnica de Soldagem e a Aplicação do Revestimento.....	57
4.1.2.	Avaliação dos Soldadores.....	59
4.1.3.	Preparação dos Corpos de Provas para Deposição de Solda.....	60
4.1.4.	Aplicação do Revestimento nos Corpos de Prova.....	61
4.1.5.	Avaliação Preliminar do Revestimento Aplicado.....	62
4.1.6.	Corte dos Corpos de Prova.....	62
4.1.7.	Determinação do Teor de Ferro nos CPs Cortados.....	64
4.2.	ENSAIOS ELETROQUÍMICOS DE POLARIZAÇÃO.....	64
4.2.1.	Preparação dos Corpos de Prova para Ensaio de Polarização.....	64
4.2.2.	Ensaio de Polarização Potenciodinâmica.....	65
4.3.	ENSAIOS DE CORROSÃO.....	66
4.3.1.	Preparação dos Corpos de Prova para Ensaio de Corrosão.....	66
4.4.	AVALIAÇÃO TÉCNICA E COMERCIAL COMPARATIVA DO USO DA LIGA 625 EM RELAÇÃO AOS OUTROS MATERIAIS E PROCEDIMENTOS.....	67
5.	RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	68
5.1.	RESULTADOS DA AVALIAÇÃO DO REVESTIMENTO APLICADO.....	68
5.1.1.	Resultado da Técnica de Soldagem.....	68
5.1.2.	Verificação Preliminar da Composição Química da Superfície do Revestimento Aplicado	73
5.1.2.1.	Cálculo da Diluição da Soldagem e Concentração de Ferro Superficial.....	78
5.2.	RESULTADOS DOS ENSAIOS NÃO DESTRUTIVOS.....	80

5.2.1. Resultados Dimensionais dos Cortes dos Corpos de Prova (CPs).....	80
5.2.2. Resultados das Análises Químicas da Superfície do Revestimento dos CPs.....	82
5.3. RESULTADOS DOS ENSAIOS DE POLARIZAÇÃO POTENCIODINÂMICAS..	85
5.4. RESULTADOS DOS ENSAIOS DE CORROSÃO.....	89
5.4.1. Resultados dos Ensaio de Imersão Utilizando Corpos de Prova com Isolamento da Camada de Aço Carbono em Solução de NaCl à Temperatura Ambiente.....	89
5.4.2. Resultados dos Ensaio de Imersão Utilizando Corpos de Prova com Isolamento da Camada de Aço Carbono em Solução de NaCl à Temperatura 40°C.....	92
5.4.3. Resultados dos Ensaio de Imersão Utilizando Corpos de Prova Sem Isolamento da Camada de Aço Carbono em Solução de NaCl à Temperatura Ambiente.....	94
5.5. AVALIAÇÃO ECONÔMICA.....	97
5.5.1. Avaliação Econômica das Ligas e Considerações.....	100
5.5.2. Avaliação Técnica das Ligas e Considerações.....	102
6. CONCLUSÕES.....	104
6.1. PROPOSTAS DE TRABALHOS FUTUROS.....	105
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	106

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1.1	Desenvolvimento da pesquisa.....	22
Figura 2.1	Aspersão térmica: modelo esquemático.....	25
Figura 2.2	Aspersão térmica: componentes.....	25
Figura 2.3	Aspersão térmica: macrografia.....	26
Figura 2.4	Eletrodo revestido: esquema de soldagem.....	29
Figura 2.5	Eletrodo revestido: diagrama do circuito	29
Figura 2.6	TIG: diagrama de equipamentos e esquema de soldagem.....	31
Figura 2.7	Soldagem por explosão: arranjo esquemático.....	34
Figura 2.8	Ângulo de impacto, zona de alta pressão e da frente de detonação...	35
Figura 2.9	Revestimento: metal de solda.....	37
Figura 2.10	Diluição (corte AA).....	38
Figura 2.11	Microestrutura típica dos aços inoxidáveis AISI 316L (1) e duplex S32750 (2) (com aumento de 400x).....	48
Figura 3.1	Fluxograma simplificado do sistema de refrigeração.....	50
Figura 3.2	Vista do vaso de pressão.....	51
Figura 3.3	Visão interna do vaso mostrando a aplicação da pintura epóxi, a aplicação da Liga 625 e a localização da corrosão alveolar.....	52
Figura 3.4	Sugestões da perda da camada da resina epóxi e a formação da corrosão alveolar.....	53
Figura 3.5	Mecanismo da corrosão galvânica.....	53
Figura 3.6	Profundidade do Reparo.....	56
Figura 4.1	Diagrama Causa/Efeito Diluição.....	58
Figura 4.2	Esquema de aplicação da Liga 625 por soldagem e a diluição da solda.....	58
Figura 4.3	Preparação das peças.....	60
Figura 4.4	Aplicação do líquido penetrante e o laudo final.....	61
Figura 4.5	Revestimento das peças com eletrodo revestido.....	61
Figura 4.6	Área de descarte das arestas	62

Figura 4.7	Corte do corpo de prova (CP) – serra fita.....	63
Figura 4.8	Corpos de prova (CP) cortados e o detalhe do CP mostrando o revestimento aplicado (A) e o aço carbono (B).....	63
Figura 4.9	Corpo de prova para ensaio de polarização.....	64
Figura 4.10	Potenciostato AutolabType III.....	65
Figura 4.11	Ensaio eletroquímico: equipamento.....	65
Figura 4.12	Corpos de prova para ensaios de corrosão.....	67
Figura 5.1	Peças revestidas com a liga 625.....	69
Figura 5.2	Ensaio de PMI: equipamento portátil NITON XLT 898.....	73
Figura 5.3	Pontos de medição dos corpos de prova.....	74
Figura 5.4	Comparativo do teor percentual de ferro na superfície das peças aplicadas com o revestimento 625.....	78
Figura 5.5	Concentração de ferro x PRE.....	84
Figura 5.6	Curva de polarização potenciodinâmicas do CP 20 com 6,41% Fe....	85
Figura 5.7	Curva de polarização potenciodinâmicas do CP 27 com 10,30% Fe...	86
Figura 5.8	Curva de polarização potenciodinâmicas do CP 18 com 15,99% Fe...	86
Figura 5.9	Curva de polarização potenciodinâmicas do CP 06 com 19,13% Fe...	87
Figura 5.10	Curva de polarização potenciodinâmicas do CP 08 com 23,10% Fe...	87
Figura 5.11	Montagem das três curvas de polarização potenciodinâmicas mostrando as variações de ferro e o aspecto ascendente das curvas anódicas....	88
Figura 5.12	Corpos de prova imersos em solução a 3,5 % em massa de cloreto de sódio.....	90
Figura 5.13	Foto CP 03: corrosão à temperatura ambiente.....	90
Figura 5.14	Foto CP 09: corrosão à temperatura ambiente.....	91
Figura 5.15	Foto CP 25: corrosão à temperatura ambiente.....	91
Figura 5.16	Soluções dos CPs 03, 09 e 25: ensaio de corrosão à temperatura ambiente.....	91
Figura 5.17	Foto CP 01 (21,46% Fe): corrosão à 40°C.....	93
Figura 5.18	Foto CP 10 (13,96% Fe): corrosão à 40°C.....	93
Figura 5.19	Foto CP 13 (12,71% Fe): corrosão à 40°C.....	93
Figura 5.20	Foto CP 22 (8,50% Fe): corrosão à 40°C.....	93
Figura 5.21	Foto CP 23 (8,08% Fe): corrosão à 40°C.....	94
Figura 5.22	Foto CP: corrosão à 40°C após 45 dias.....	94

Figura 5.23	Foto CP 07: corrosão por frestas à temperatura ambiente.....	95
Figura 5.24	Foto CP 15: corrosão por frestas à temperatura ambiente.....	95
Figura 5.25	Foto CP 16: corrosão por frestas à temperatura ambiente.....	96
Figura 5.26	Foto CP 17: corrosão por frestas à temperatura ambiente.....	96
Figura 5.27	Soluções dos CPs 16, 15, 17 e 07: ensaio de corrosão por frestas à temperatura ambiente.....	96
Figura 5.28	Aspersão térmica: macrografia.....	102

LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1	Liga UNS 06625: composição química (patente).....	41
Tabela 2.2	Liga UNS 06625: normas de referência.....	42
Tabela 2.3	Liga UNS 06625: composição química (atual).....	42
Tabela 2.4	Liga UNS 06625: propriedades mecânicas.....	43
Tabela 2.5	Classificação de materiais e tipos de serviço.....	44
Tabela 2.6	Composição química dos principais aços inoxidáveis.....	47
Tabela 3.1	Pontos de corrosão.....	54
Tabela 3.2	Critério de aceitação da composição química do metal de solda.....	55
Tabela 4.1	E NiCrMo-3 – metal depositado.....	61
Tabela 5.1	Número de camadas e diâmetro do eletrodo.....	68
Tabela 5.2	Variáveis de soldagem: peça 1.....	70
Tabela 5.3	Variáveis de soldagem: peça 2.....	70
Tabela 5.4	Variáveis de soldagem: peça 3.....	70
Tabela 5.5	Variáveis de soldagem: peça 4.....	71
Tabela 5.6	Variáveis de soldagem: peça 5.....	71
Tabela 5.7	Análise química: peça 1.....	74
Tabela 5.8	Análise química: peça 2.....	75
Tabela 5.9	Análise química: peça 3.....	75
Tabela 5.10	Análise química: peça 4.....	76
Tabela 5.11	Análise química: peça 5.....	76
Tabela 5.12	Cálculo da diluição e concentração de ferro.....	79
Tabela 5.13	Dimensões: CPs da peça 2.....	81
Tabela 5.14	Dimensões: CPs da peça 4.....	81
Tabela 5.15	Dimensões: CPs da peça 5.....	81
Tabela 5.16	Análise química dos corpos de prova.....	82
Tabela 5.17	Concentração de ferro x PRE.....	84
Tabela 5.18	Ensaio de polarização: CPs.....	85
Tabela 5.19	Resultados da densidade corrente de corrosão (I_{corr}), do potencial de corrosão (E_{corr}) e da resistência de polarização (R_p).....	89

Tabela 5.20	CPs: concentração de ferro para corrosão à temperatura ambiente....	89
Tabela 5.21	CPs: corrosão a 40°C.....	92
Tabela 5.22	CPs: concentração de ferro para corrosão à temperatura ambiente....	95
Tabela 5.23	Preço do tubo Ø4" SCH 40S S32750.....	97
Tabela 5.24	Preço do tubo Ø6" SCH 40S S32750.....	98
Tabela 5.25	Preço da chapa 1/4" S32750.....	98
Tabela 5.26	Preço do tubo Ø4" SCH 40 UNS 06625.....	98
Tabela 5.27	Preço do tubo Ø2" SCH 40 UNS 06625.....	98
Tabela 5.28	Preço da chapa 1/4" UNS 06625.....	99
Tabela 5.29	Preço de consumíveis de soldagem.....	99
Tabela 5.30	Weld-overlay liga 625.....	99
Tabela 5.31	Aspersão térmica liga 625.....	100
Tabela 5.32	PRE de alguns aços inoxidáveis.....	103
Tabela 5.33	Comparação entre as propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis de microestrutura duplex com as ligas austeníticas.....	103

LISTA DE EQUAÇÕES

Equação 1	Diluição.....	38
Equação 2	PRE.....	47
Equação 3	Aporte térmico.....	69

1. INTRODUÇÃO

Os equipamentos e as tubulações de todas as etapas da produção de óleo e gás, que compõem as unidades operacionais *offshores*, direta ou indiretamente, estão sujeitas aos processos corrosivos. Conseqüentemente, as paradas operacionais, programadas e não programadas, e as campanhas de manutenção são necessárias, gerando lucros cessantes (TERZI e MAINIER, 2008).

O sistema de captação de água em instalações marítimas de produção de petróleo é fundamental, pois é destinado a abastecer as unidades e equipamentos, tais como: unidade de resfriamento, injeção de água para os reservatórios petrolíferos visando o aumento da produtividade, tanques de lastro, unidade de combate a incêndio, unidade de dessalinização, entre outros. (MAINIER *et al.*, 2019)

Observa-se também que o gás e o óleo produzidos no Brasil, atualmente, vêm apresentando grande concentração de dióxido de carbono (CO₂), sulfeto de hidrogênio (H₂S) e alta salinidade. Esses compostos trazem consigo problemas relacionados à corrosão e a incrustações em equipamentos dedicados à operação da produção destes petróleos. (TAVARES *et al.*, 2006; PARDAL *et al.* 2009; SOUZA *et al.*, 2011; SANTOS, 2009)

Diante deste elevado nível de corrosividade, torna-se necessária a busca por ligas e revestimentos especiais, com uma metalurgia mais nobre, para fabricação e aplicação em equipamentos para produção válvulas, conexões, flanges e outros componentes. (TAVARES *et al.*, 2006; PARDAL *et al.*, 2009; SOUZA *et al.*, 2011; OLIVEIRA e FILHO, 2005)

Estes novos materiais vêm substituindo o tradicional aço carbono em suas aplicações. Como exemplo de ligas especiais, podem ser citados os aços inoxidáveis Super Duplex (TAVARES *et al.*, 2006; PARDAL *et al.* 2009; SOUZA *et al.*, 2011), o aço inoxidável austenítico AISI 317L (TAVARES *et.al*, 2017; FARNEZE *et al.*, 2015) e a liga UNS 06625 (SUAVE *et al.*, 2014).

Os revestimentos metálicos apresentam-se como alternativas na proteção anticorrosiva e podem ser definidos, amplamente, como uma aplicação de metais ou ligas sobre qualquer material por meio de uma ação química, eletroquímica ou mecânica.

As ligas mais utilizadas para conferir boa propriedade anticorrosiva, aliadas às propriedades mecânicas, são os aços inoxidáveis austeníticos, as ligas de titânio e as

ligas de níquel. Essas ligas podem ser aplicadas por soldagem ou aspergidas sobre um substrato (aço carbono) por soldagem ou por aspersão térmica. (SILVA *et al.*, 2010; PEREIRA, 2005).

A liga 625 constituída, basicamente, por níquel-cromo-molibdênio, apresenta uma alta resistência mecânica e possui uma excelente resistência à corrosão. Ela tem sido utilizada com sucesso em tubulações, tanques, vasos de pressão, reatores, válvulas, carcaças de bombas, entre outros. (SUAVE *et al.*, 2014)

Durante uma inspeção periódica em um vaso de pressão localizado em uma unidade marítima (*offshore*), foram verificados diversos alvéolos de corrosão no interior do costado do equipamento. Os pontos de corrosão se desenvolveram ao longo da circunferência interna do equipamento, em uma zona de transição entre dois revestimentos, sendo um deles a liga 625. Alguns desses pontos de corrosão possuíam profundidade superior a 7,0 mm.

O reparo do equipamento foi realizado por cladeamento *weld-overlay*, com a técnica de soldagem por eletrodo revestido, com consumível E Ni-Cr-Mo-3¹, dada a proximidade e alvéolos ao revestimento da liga 625.

Os ensaios requeridos pelas normas de projeto e fabricação do equipamento foram executados, identificando falta de conformidade entre o revestimento aplicado e os requisitos normativos. A principal falha detectada foi na composição química da liga resultante do processo de soldagem, cuja concentração de ferro superficial foi superior ao permitido.

Na visão de Nunes e Kreisler (2010) os projetos de engenharia utilizam diversas ligas metálicas visando evitar falhas, que possam comprometer a integridade dos equipamentos, pois os processos corrosivos sempre podem promover alterações e, conseqüentemente, criar problemas operacionais.

¹ E Ni-Cr-Mo-3: classificação AWS 5.11 para consumível de soldagem por eletrodo revestido de composição química similar à liga UNS 06625.

1.1. OBJETIVOS

Os principais objetivos deste trabalho estão centrados nos seguintes pontos:

- Desenvolver em laboratório um revestimento que possa ser comparado e avaliado com o reparo realizado no equipamento localizado numa instalação *offshore*;
- Investigar o comportamento do revestimento de liga 625 (UNS 06625), depositado por soldagem em um substrato de aço carbono, quando a concentração de ferro na superfície do revestimento alcança níveis entre 10 e 20%.
- Avaliar os custos referentes aos procedimentos executados no campo, comparado com as condições nas instalações fabris.

1.2. JUSTIFICATIVAS

Os principais motivos do presente projeto de pesquisa estão centrados na preocupação das falhas que podem ocorrer nos equipamentos destinados ao sistema de captação de água do mar e que utilizam revestimentos metálicos.

Falhas nestes equipamentos podem acarretar dificuldades nos sistemas operacionais, causando, conseqüentemente, imensos prejuízos econômicos e, principalmente, na segurança do empreendimento.

1.3. METODOLOGIA

A metodologia de pesquisa adotada para o desenvolvimento deste estudo foi do tipo exploratória, uma vez que a aquisição de maior conhecimento recaiu sobre a realização dos ensaios laboratoriais, utilizando corpos de prova da liga 625 aplicados por solda em aço carbono. A Figura 1.1 apresenta, a seguir, o esquema de como foi realizada a confecção desta dissertação.



Figura 1.1 – Desenvolvimento da pesquisa

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1. CORROSÃO

A corrosão é um processo de destruição do metal, que se inicia superficialmente e progride através da superfície. Os processos de corrosão são reações químicas heterogêneas ou eletrolíticas na superfície do metal em contato com um meio corrosivo. Essa reação é chamada de óxido-redução, em que o metal é o agente redutor, pois cede elétrons para outra substância que exista no sistema. Esta última é chamada de agente oxidante, já que recebe os elétrons do metal.

O conhecimento das diversas formas de corrosão é de grande importância no estudo dos processos corrosivos e as formas de corrosão podem ser avaliadas segundo a sua aparência, forma de ataque e diferentes causas da corrosão e seus mecanismos (GENTIL, 2011; ROBERGE, 2000).

Diversas técnicas são utilizadas para diminuir a ação corrosiva de um determinado meio, como a seleção criteriosa de materiais, a proteção catódica, a adição de inibidores de corrosão e os revestimentos metálicos, inorgânicos, orgânicos e os compósitos. (GENTIL, 2011; BRADFORD, 2001)

Para tais técnicas, é de grande importância conhecer a compatibilidade e a incompatibilidade de materiais metálicos e meios corrosivos. GENTIL (2011) relaciona diversos materiais que são compatíveis e incompatíveis com ambientes corrosivos:

- Materiais compatíveis (que não provocam corrosão):
 - Aço carbono – ácido sulfúrico concentrado (acima de 85%);
 - Aços inoxidáveis – ácido nítrico, ácido sulfúrico diluído e aerado em temperatura ambiente;
 - Alumínio – ácido nítrico (80%, mesmo acima de 50°C), atmosferas rural e urbana;
 - Cobre – água do mar, água potável.

- Materiais incompatíveis (que provocam corrosão):
 - Aços inoxidáveis austeníticos – ácido clorídrico (e sais que se hidrolisam formando este ácido);
 - Zinco – atmosferas industriais;
 - Níquel e suas ligas – enxofre e sulfeto (principalmente em temperaturas elevadas);
 - Titânio – ácido clorídrico.

Fonte: GENTIL, 2011. (Adaptado)

2.2. REVESTIMENTOS METÁLICOS

Na indústria, os revestimentos metálicos têm a finalidade de conferir propriedades mecânicas e químicas a uma determinada superfície, de forma que esta cumpra com mais qualidade a sua atividade (GENTIL, 2011; BRADFORD, 2001).

As principais propriedades a serem adicionadas às superfícies são a resistência ao atrito, à oxidação, à corrosão e o endurecimento superficial. A qualidade do revestimento metálico depende da técnica de aplicação do material metálico e da limpeza superficial da região onde o revestimento será aplicado (GENTIL, 2011; BRADFORD, 2001).

As principais técnicas utilizadas na indústria para revestimentos metálicos são: cladeamento (ou cladização), imersão a quente (como a galvanização), aspersão térmica (ou metalização), eletrodeposição, cementação, deposição em fase gasosa e redução química (GENTIL, 2011; BRADFORD, 2001).

2.2.1. Aspersão Térmica

O processo de aspersão térmica, ou metalização, é um grupo de processos de revestimento, com o objetivo de proteger uma superfície contra corrosão, oxidação ou desgaste. Neste processo, o revestimento é aplicado por pulverização (aspersão) em camadas de materiais metálicos, cerâmicos ou polímeros (EUTETIC, 2018; PAREDES, 2015).

A metalização é muito utilizada para diversos fins, como a recuperação de peças gastas, aplicação de revestimentos duros e, também, para proteção contra corrosão e abrasão. Os revestimentos aplicados por este processo variam em propriedades e ciclos de vida conforme a técnica de aplicação (EUTETIC, 2018; PAREDES, 2015).

Neste processo, uma fonte de calor funde e pulveriza o material e em seguida acelera-o em estado fundido ou semifundido contra um substrato adequadamente preparado. Quando as partículas metálicas atingem o substrato elas se solidificam, achatando-se e aderindo à superfície, formando uma estrutura lamelar (EUTETIC, 2018; PAREDES, 2015).

As Figuras 2.1 e 2.2, abaixo, apresentam o esquema de funcionamento da aspersão térmica.

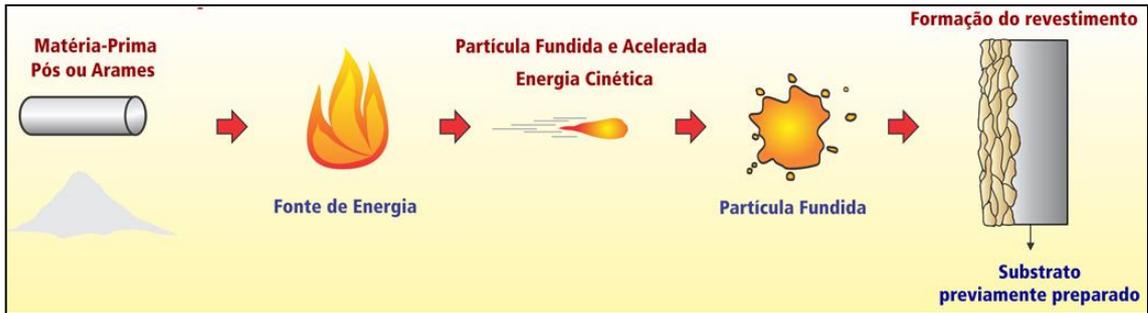


Figura 2.1 – Aspersão térmica: modelo esquemático
Fonte: EUTETIC, 2018

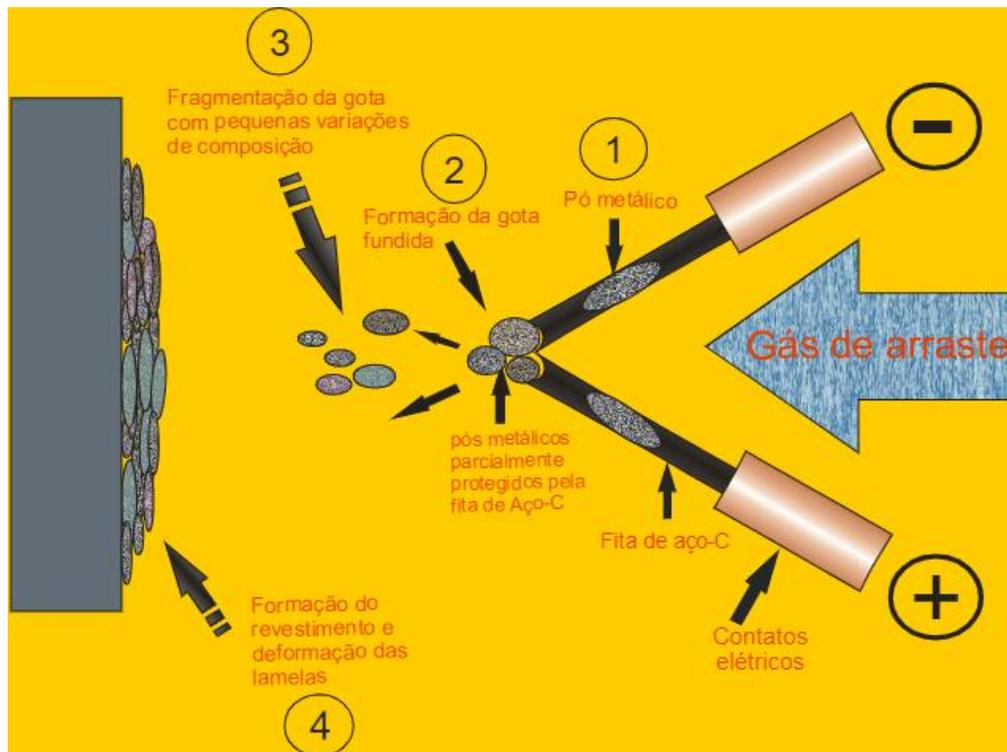


Figura 2.2 – Aspersão térmica: componentes
Fonte: PAREDES, 2015

Dentre as diversas técnicas de aspersão térmica, o processo hipersônico (HVOF – *high velocity oxy-fuel*) é um processo moderno e de excelentes resultados, em que o consumível (pó ou arame metálico) é fundido em uma chama com temperaturas na faixa dos 3000 °C e, em seguida, é aspergido sobre um substrato em velocidades ultrassônicas (até três vezes a velocidade da luz). Em alguns casos a adesão entre o substrato e o revestimento chega a níveis moleculares (PAREDES, 2015; CASCADURA, 2020).

Os revestimentos aplicados por aspersão térmica são, em sua maioria, de baixíssima espessura, não passando de 1 mm, sendo essa uma das principais desvantagens do processo (PAREDES, 2015; CASCADURA, 2020).

A norma N-2568 (Revestimentos Metálicos por Aspersão Térmica) rege os parâmetros para aplicação da aspersão térmica, definindo a espessura dos revestimentos em função do ambiente corrosivo em valores que variam de 200 a 375 μm (N-2598, 2011).

A Figura 2.3 mostra a macrografia da aspersão térmica, apresentando o metal de base e o revestimento aplicado.

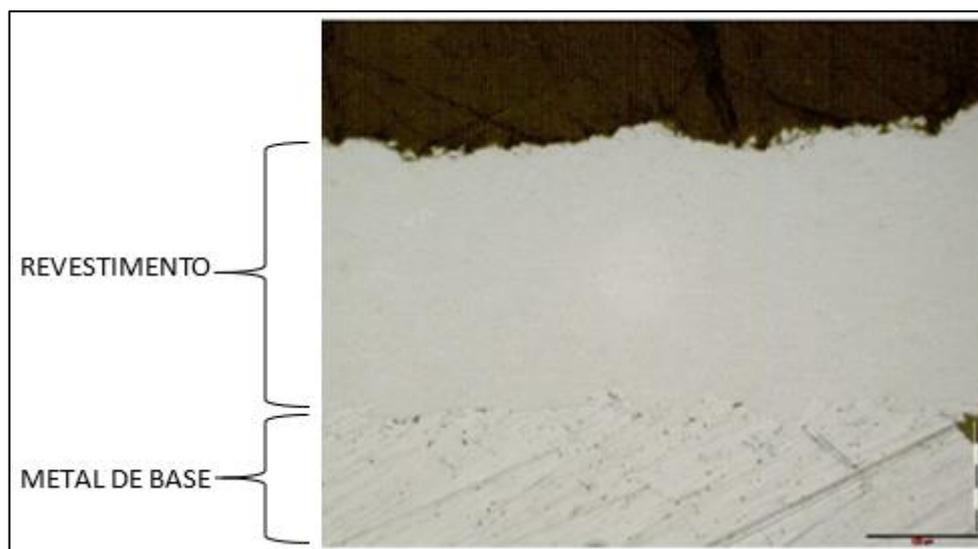


Figura 2.3 – Aspersão térmica: macrografia
Fonte: CASCADURA, 2020

2.2.2. Cladeamento por Soldagem (*Weld Overlay*)

O cladeamento é um método de aplicação de revestimentos metálicos muito utilizado para proteção contra corrosão, especialmente utilizado na indústria química e petrolífera. Existem três técnicas principais de cladeamento, são elas: por laminação a quente, por explosão e por soldagem (GENTIL, 2011).

A técnica de cladeamento adequada a cada situação dependerá da complexidade da superfície a ser revestida onde, geralmente, aplica-se o revestimento metálico apenas nas superfícies em contato com o meio corrosivo (GENTIL, 2011).

Os revestimentos aplicados por soldagem são caracterizados pela soldagem de ligas dissimilares, isto é, quando o processo é executado em ligas (substrato e revestimento), cujas composições químicas e propriedades são significativamente diferentes. Esta soldagem tem como finalidade a obtenção de uma peça ou componente com a resistência mecânica do substrato e a resistência a corrosão e abrasão do revestimento aplicado (KUMAR *et al.*, 2010).

2.3. PROCESSOS DE SOLDAGEM

A soldagem é o principal processo de união permanente de peças metálicas, graças a sua segurança, rapidez, economia de material e, sobretudo, por sua versatilidade. Com mais de 50 técnicas diferentes, a soldagem pode ser executada desde o chão de fábrica, onde as condições são ideais e favoráveis, até em soldas de campo, encontrando as condições mais adversas possíveis (como em alturas, dentro de tanques, espaço confinado e até em regiões submersas) (MARQUES *et al.*, 2011).

A maior parte das operações de fabricação com soldagem, segundo ASM Handbook, Vol. 6 (1993), visam processos com alta produtividade, alta qualidade e melhor custo-benefício. Entretanto, algumas limitações devem ser consideradas quando falamos em soldagem, como o efeito térmico e mecânico na região da junta, as descontinuidades inerentes ao processo, os materiais envolvidos ou os erros de execução da técnica, entre outros (MARQUES *et al.*, 2011).

Segundo Wainer *et al.* (2008), os processos de soldagem estão em evolução constante e o seu desenvolvimento são baseados em projetos de equipamentos soldados, no melhoramento dos equipamentos de soldagem e no avanço dos materiais, de forma a obter-se boa soldabilidade.

Marques *et al.* (2011) afirmam que uma grande quantidade de processos de soldagem é utilizada para fabricação e recuperação de peças e componentes desgastados, e até mesmo para revestimento de superfícies metálicas.

A classificação dos processos de soldagem é feita, geralmente, pelo tipo de fonte de energia, sendo o arco elétrico o tipo mais utilizado. (WAINER *et al.*, 2008)

2.3.1. Soldagem a Arco Elétrico

O arco elétrico é a fonte de calor mais utilizada na soldagem devido às características e facilidades que proporcionam ao processo e pelo seu custo relativamente baixo (MARQUES *et al.*, 2011).

Segundo Wainer *et al.* (2008), o arco elétrico é “a descarga elétrica mantida através de um gás ionizado, iniciada por uma quantidade de elétrons emitidos do eletrodo negativo (catodo) aquecido e mantido pela ionização térmica do gás aquecido”. O calor é proveniente da movimentação de cargas elétricas no arco elétrico de um eletrodo.

Na soldagem a arco elétrico há duas formas de geração da energia. A primeira é pela passagem de uma corrente elétrica e o aquecimento é realizado pelo efeito joule. Já na segunda, o calor é gerado através da formação de um arco elétrico e o aquecimento é obtido pelo potencial de ionização, corrente elétrica e outros parâmetros (LANCASTER, 1999).

2.3.1.1. Eletrodo Revestido (SMAW)

O processo de soldagem por eletrodo revestido (SMAW, *shilded metal arc welding*), mais conhecido por soldagem por eletrodo revestido, é uma técnica de soldagem a arco elétrico (KUMAR *et al.*, 2020).

É o processo manual mais utilizado e mais simples que existe em relação a equipamentos e de baixo custo de investimento. Possui a maior versatilidade entre todos os processos de soldagem, podendo soldar em qualquer posição, em espessuras a partir de 1,6mm e em áreas de acesso limitado (KUMAR *et al.*, 2020; PHOUNIUM & POOPAT, 2006).

Na soldagem por eletrodo revestido, o arco elétrico é produzido por um eletrodo consumível de alma metálica e revestido por um fluxo protetor. Esse revestimento (fluxo) tem a função de proteger, estabilizar e direcionar o arco elétrico e a poça de fusão, além de controlar a taxa de resfriamento do metal de solda (WAINER *et al.*, 2008; MARQUES *et al.*, 2011).

As soldas produzidas possuem boa qualidade e bom acabamento. Porém, faz-se necessário remover a escória formada pela queima do revestimento ao final da soldagem e entre passes, o que exige grande habilidade do soldador para não gerar inclusões de escória (WAINER *et al.*, 2008; SOEIRO JÚNIOR, 2013).

A Figura 2.4 apresenta o esquema de soldagem por eletrodo revestido.

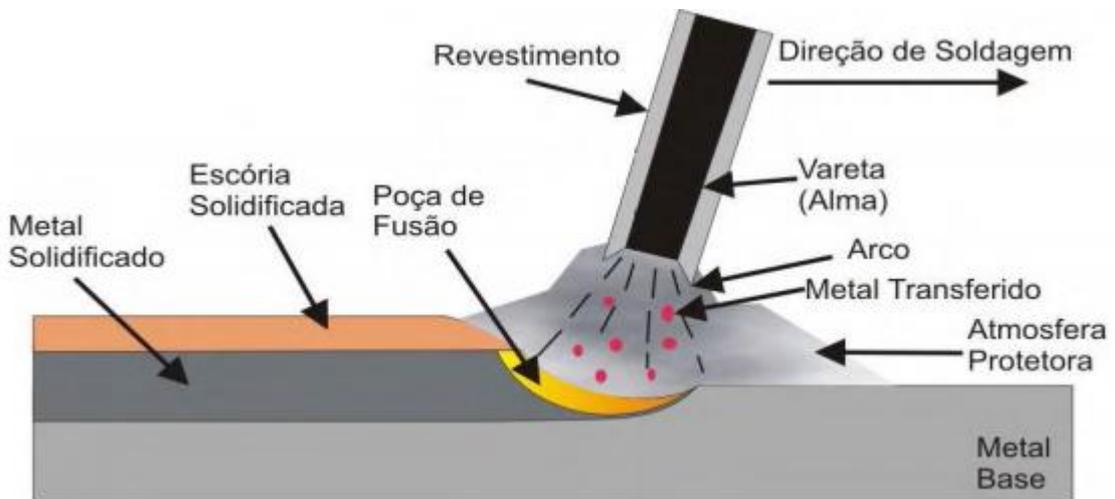


Figura 2.4 – Eletrodo revestido: esquema de soldagem
Fonte: PHOUNIUM & POOPAT (2006)

O circuito de equipamentos necessários para executar a soldagem SMAW é composto por uma fonte de energia com cabos, porta eletrodo e eletrodo. A soldagem pode ser executada em corrente alternada ou contínua nas polaridades positiva ou negativa, dependendo apenas do tipo do revestimento do eletrodo (SOUZA, 2018).

A Figura 2.5 apresenta o diagrama do circuito e os equipamentos da soldagem por eletrodo revestido.

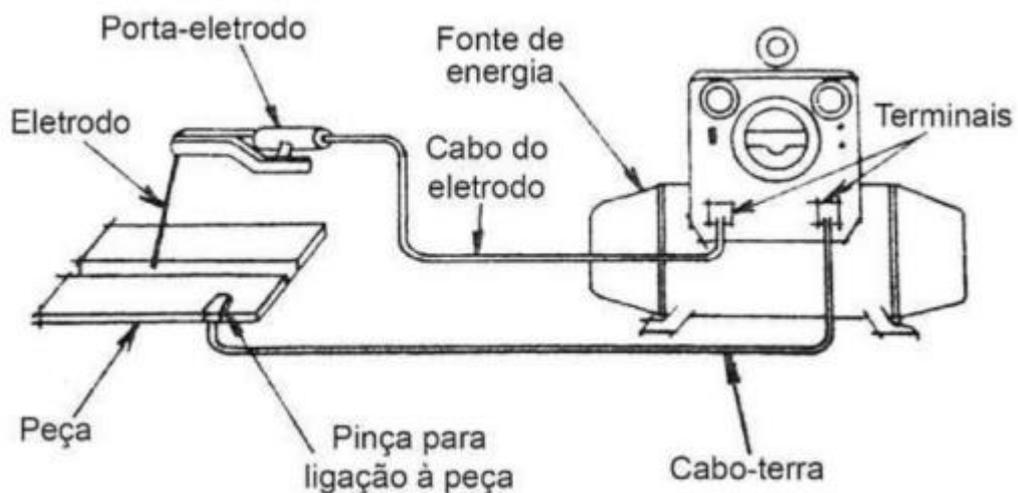


Figura 2.5 – Eletrodo revestido: diagrama do circuito
Fonte: SOUZA (2018)

Atualmente, o processo de soldagem por eletrodo revestido é o mais utilizado entre todos os processos de soldagem dada a sua simplicidade, versatilidade, capacidade de soldar em áreas de acesso restrito, e custo de equipamentos e

consumíveis. Sua aplicação pode variar desde o simples ponteamto de peças até a sua utilização em vasos nucleares (MARQUES *et al.*, 2011; PHOUNIUM & POOPAT, 2006).

Além de juntas metálicas, o processo de soldagem SMAW tem sido frequentemente utilizado na engenharia de superfícies, promovendo o depósito de materiais com o propósito de controle de corrosão e resistência ao desgaste (ASM Handbook, Vol. 6 (1993)).

Apesar de ser o processo mais utilizado na indústria, ele tem sido substituído por outros processos, que buscam a automatização e elevam a produtividade e qualidade do produto final (WAINER *et al.*, 2008).

A técnica de soldagem por eletrodo revestido tem em suas principais limitações a baixa produtividade, quando comparado com processos como arco submerso e MIG/MAG. Sua taxa de deposição não supera os 100 cm/min e 4,1 kg/h, em condições ideais (SOEIRO JÚNIOR, 2013; PHOUNIUM & POOPAT, 2006).

2.3.1.2. TIG (GTAW)

A soldagem TIG (*tungstein inert gas*), também conhecido por GTAW (*gas tungstein arc welding*) é um processo de soldagem por arco elétrico. Neste processo, o eletrodo de tungstênio é sólido e não consumível e a poça de fusão da solda é protegida por um gás inerte (WAINER *et al.*, 2008; MINNICK & PROSSER, 2012).

Por utilizar um eletrodo não consumível e o metal de adição ser independente da fonte de calor, este processo possibilita um excelente controle da energia de soldagem e, conseqüentemente, de diluição. Além disso, a soldagem pode ser executada de forma autógena, ou seja, sem a utilização de metal de adição (MARQUES *et al.* 2011).

A figura 2.6 apresenta o esquema de soldagem, o diagrama do circuito e os equipamentos para soldagem com TIG.

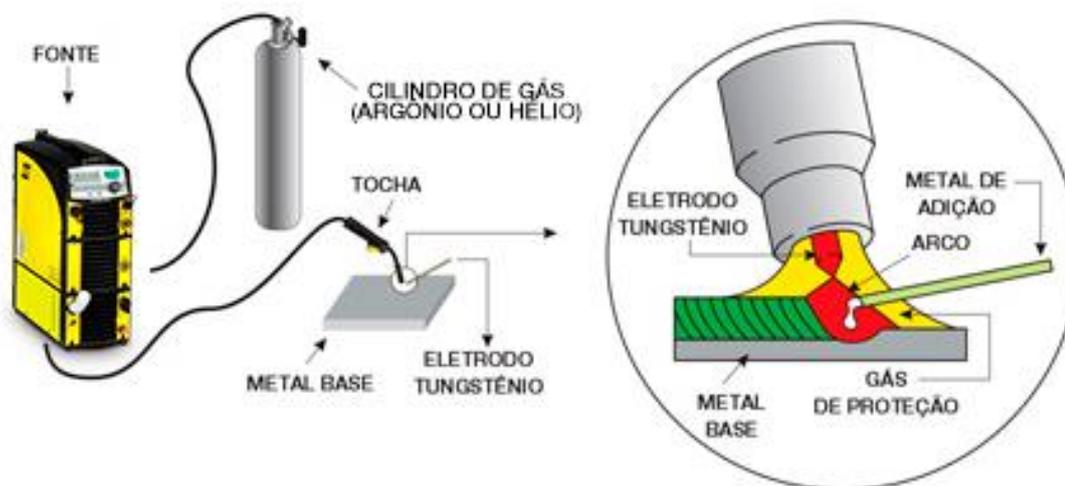


Figura 2.6 – TIG: diagrama de equipamentos e esquema de soldagem
Fonte: ESAB, 2019

Este processo pode ser automático ou manual, produzindo soldas limpas, de excelente qualidade e acabamento. Como não há fluxo e nem revestimentos, a solda é produzida sem a geração de escória e não necessita de limpeza final após o processo nem de limpeza interpasse (AWS HANDBOOK, 2019).

O custo do equipamento e dos consumíveis necessários para soldagem TIG são superiores quando comparado com o eletrodo revestido (WAINER *et al.*, 2008). Além disso, a soldagem TIG possui baixíssima produtividade e rendimento, limitando sua aplicação para situações onde a qualidade da junta soldada seja mais importante que a produtividade. Este processo possui taxa de deposição variando entre 0,2 e 1,3 kg/h e velocidade de 100 cm/min (MARQUES *et al.*, 2011; MINNICK & PROSSER, 2012).

Por produzir soldas de altíssima qualidade, foram desenvolvidas algumas variações no processo de soldagem TIG de forma a aumentar a produtividade e torná-lo mais viável economicamente. Uma das técnicas desenvolvidas é chamada “*hot-wire*” (arame quente). Após o desenvolvimento da técnica “*hot-wire*”, o processo de soldagem TIG convencional levou o nome de “*cold-wire*” (HENON, 2015; SHINOZAKI *et al.*, 2011).

2.3.1.3. GTAW-HT (*HOT WIRE*)

Essa variante do processo de soldagem TIG, a GTAW-HT, foi desenvolvida para atingir as elevadas taxas de deposição dos processos MIG e arco submerso (AWS HANDBOOK, 2019; VERGARA 2005). Burt (2013) alcançou em seus estudos uma taxa de deposição de 6,43 kg/h e níveis de diluição inferiores a 8%. Já Olivares e Díaz (2016) conseguiram 2% de diluição, com 7,5m/min de velocidade de avanço da soldagem.

Nesta técnica, promove-se o aquecimento do arame nu e consumível através da circulação de uma corrente elétrica, gerando o efeito joule. Como consequência, o arame chega ao arco elétrico já próximo do seu ponto de fusão, diminuindo o aporte térmico e a diluição do processo de soldagem (HENON, 2019). Estudos realizados por LV *et al.* (2007) e LV *et al.* (2008) apontam que o arame alcança temperaturas superiores a 60% do seu ponto de fusão.

Como o processo é automático e a alimentação do arame consumível é feita de forma independente da progressão da soldagem e do arco elétrico, é possível promover um aumento considerável na taxa de deposição e, com isso, a diminuição da diluição da soldagem (HENON, 2019).

2.3.2. Soldagem por Explosão

A soldagem por explosão (EXW – *explosion welding*), também conhecida por colagem explosiva, é um processo de soldagem no estado sólido obtido pelo impacto em alta velocidade entre dois metais. Este impacto deve ter energia suficiente para promover a colagem em nível molecular, através de uma deformação plástica dos materiais (LANCASTER, 1999).

O impacto deve ser angular e é obtido através de uma detonação de um explosivo, que lança a chapa *cladder* contra a chapa *backer* em uma colisão em ângulo em alta velocidade. Esta colisão angular gera a deformação plástica superficial da superfície de soldagem e libera um jato hidrodinâmico entre as superfícies metálicas promovendo uma espécie de decapagem que remove a película superficial dos materiais deixando as superfícies em metal virgem e adequado à soldagem (ASM Handbook, Vol. 6 (1993); LANCASTER, 1999).

O grande benefício desta técnica é promover a união de metais dissimilares que, em um processo de soldagem convencional (como a arco elétrico ou por combustão), é metalurgicamente inapropriado pela formação de componentes intermetálicos não desejáveis (ZONG-XIAN, 2016; WEMAN, 2012).

2.3.2.1. Aplicação

Sua principal vantagem é a velocidade de soldagem, sendo possível obter uma junta entre chapas de grandes dimensões, geralmente de 6m de comprimento em superfícies de até 40m² de área, em menos de um segundo e não é preciso investimento em equipamentos. Além disso, não necessita um grau elevado de limpeza das superfícies de soldagem e a camada de intermetálicos gerada é muito pequena (ZONG-XIAN, 2016).

Sua desvantagem é a necessidade de execução do processo por pessoas bem treinadas e especializadas no seu manuseio, devendo ser executado em locais afastados dos centros de produção. Também há a necessidade de um tratamento térmico de alívio de tensões, devido ao endurecimento das superfícies de aço carbono e de baixa liga. O comércio, o uso, o transporte e o armazenamento de explosivos é controlado em todo o mundo, dificultando a utilização deste processo em maiores escalas (ASM Handbook, Vol. 6 (1993)).

Esta técnica é utilizada para fabricação de juntas sobrepostas, de revestimento em materiais compostos e de chapas cladeadas (revestidas), para o aumento da resistência a corrosão e para a transição de juntas soldadas de metais dissimilares. Sua maior aplicação ocorre na indústria naval, química, petroquímica, alimentícia, papel e celulose e reatores nucleares, soldando chapas de aço inoxidável com chapas de aço carbono e aço de baixa liga, cobre com alumínio, níquel, alumínio com aço (LATHABAI, 2011; ASM Handbook, Vol 6 (1993)).

As figuras abaixo apresentam o sistema de montagem da soldagem por explosão em paralelo e sua execução. O explosivo é depositado sobre a chapa *cladder* com um detonador em uma de suas extremidades, sendo detonado de forma linear que avance regularmente pela chapa *cladder*. A pressão gerada pela detonação empurra de forma acelerada a chapa *cladder* sobre a chapa base, resultando em um impacto crítico, promovendo a soldagem (ASM Handbook, Vol. 6 (1993); NORRISH, 2006).

As variáveis essenciais de soldagem por explosão são:

- Energia e velocidade de detonação, que são características do explosivo utilizado e que resulta na aceleração da chapa “*cladder*”;
- Energia de impacto, que é em função da distância de montagem da chapa *cladder*, da energia de detonação e “*the energy transfer characteristics*”;
- Ângulo de impacto e as propriedades físicas e mecânicas dos metais constituintes.

Fonte: ASM Handbook, Vol. 6 (1993), adaptado.

A Figura 2.7 apresenta o arranjo esquemático de montagem da junta para soldagem por explosão.

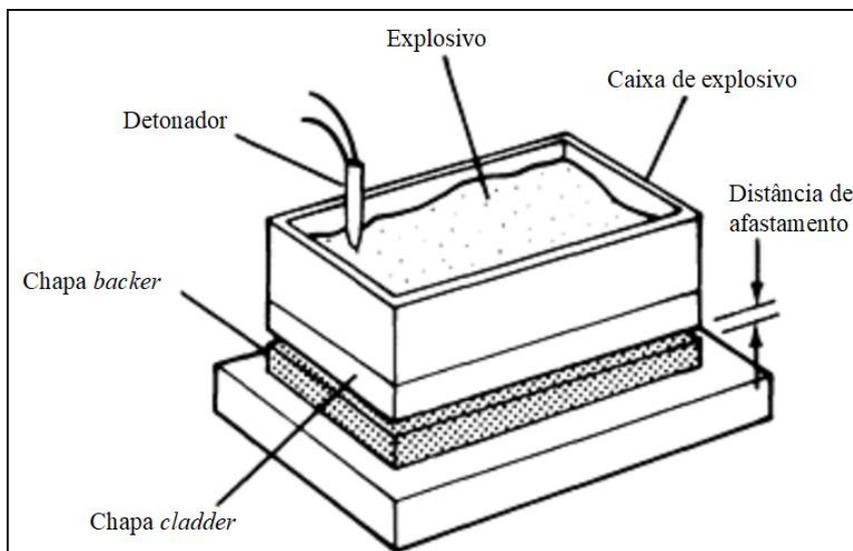


Figura 2.7 – Soldagem por explosão: arranjo esquemático

Fonte: ASM Handbook, Vol 6 (1993). (Adaptado)

A Figura 2.8 apresenta o esquema de soldagem por explosão e os seus componentes.

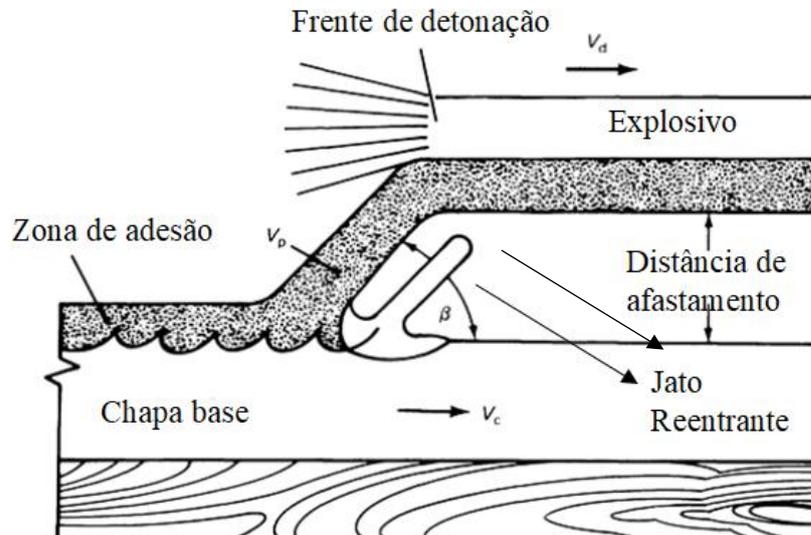


Figura 2.8 – Ângulo de impacto, zona de alta pressão e da frente de detonação
Fonte: ASM Handbook, Vol 6 (1993), (adaptado)

A figura apresenta o processo de soldagem por explosão em andamento. A energia liberada pela detonação do explosivo produz uma força que acelera rapidamente a chapa *cladder* contra a chapa base, gerando um ângulo de impacto e uma zona de alta pressão. Esta zona de alta pressão fica localizada atrás da zona de detonação e à frente do ângulo de impacto, produz um jato reentrante com um fluxo hidrodinâmico que promove a limpeza da superfície a ser soldada como uma espécie de decapagem, deixando-a em estado de metal virgem (WEMAN, 2012).

Os parâmetros da soldagem por explosão a serem controlados são a velocidade e o ângulo de colisão, a energia e o ângulo de impacto e a formação do jato (ASM Handbook, Vol. 6 (1993); WEMAN, 2012).

2.3.2.2. Velocidade

Três velocidades são importantes e devem ser avaliadas para a especificação do procedimento de soldagem por explosão.

A velocidade de detonação (V_d), geralmente diretamente proporcional à densidade do explosivo utilizado. A velocidade de colisão (V_c), que depende do ângulo de detonação, do tipo e quantidade de explosivo utilizado e do tipo de

montagem da junta, e a velocidade de avanço da chapa *cladder* (V_p). A velocidade de propagação do ponto de colisão entre as chapas (V_c) deve ser a mesma que a velocidade de avanço da detonação (ASM Handbook, Vol. 6 (1993)).

2.3.2.3. Energia de Impacto

A energia de impacto é medida pela energia cinética gerada pela aceleração da chapa *cladder*. O tipo e a quantidade de explosivos utilizados, bem como a sua distribuição sobre a junta irá influenciar diretamente no resultado do processo, afetando as velocidades e o ângulo de colisão. A detonação do explosivo deve acontecer de forma contínua e uniforme (LATHABAI, 2011).

A distância de afastamento entre a chapa *cladder* e a chapa base limita fisicamente a aceleração da chapa *cladder*, a velocidade e o ângulo de impacto. A distância de afastamento deve ser a menor possível para manter a aceleração contínua (WEMAN, 2012).

2.3.2.4. Ângulo de Impacto e Propriedades dos Materiais

O ângulo de impacto e a aceleração impostas na chapa *cladder* podem promover a sua fratura. Materiais com índices de ductilidade superiores a 5% apresentam comportamento satisfatório durante o processo. Materiais frágeis podem ser soldados por este processo quando aquecidos a temperaturas superiores à de transição dúctil-frágil (LANCASTER, 1999; ASM Handbook, Vol. 6 (1993)).

2.3.2.5. Formação do Jato

Foi descoberto, durante a Segunda Guerra Mundial, que uma carga explosiva e coberta com um metal poderia ser utilizada para produzir um jato de alta energia capaz de perfurar placas de armaduras. Muitas investigações foram conduzidas para descrever as condições limites para a formação deste jato perfurante (ASM Handbook, Vol. 6 (1993)).

Outros estudos comprovaram que o mesmo fenômeno era fruto de impactos em ângulo que ultrapassavam valores críticos e, também, após colisões subsônicas.

Em todos os estudos, tal fenômeno fora descrito como um escoamento hidrodinâmico de superfícies metálicas (ASM Handbook, Vol. 6 (1993)).

Na soldagem por explosão, as altas velocidades de avanço da chapa *cladder* e de colisão, em conjunto com o ângulo de colisão, originam um fluxo de escoamento turbulento que conduz uma camada fundida do metal na mesma direção do avanço da soldagem (Zong-Xian; 2016; LATHABAI, 2011).

2.3.3. A Diluição na Soldagem

A diluição na soldagem é um termo utilizado para definir a mudança na composição química do metal de solda causada pela mistura do(s) metal(is) de base, ou do metal de solda previamente depositado (KUMAR, 2010). Nesta mistura, pode haver, ou não, a presença do metal de adição.

Durante a soldagem, todos os metais envolvidos no processo, como as partes a serem unidas (no caso da união de dois componentes), o substrato a receber o revestimento (como no presente estudo) e o metal de adição, se fundem. Ao se fundirem, eles se misturam na poça de fusão. Ao se solidificarem, dão origem ao metal de solda, cuja composição química será a mistura entre todos eles (AWS Handbook, 2019).

Em outras palavras, DILUIÇÃO é a participação do metal de base no metal de solda (zona fundida), conforme as Figuras 2.9 e 2.10, a seguir.

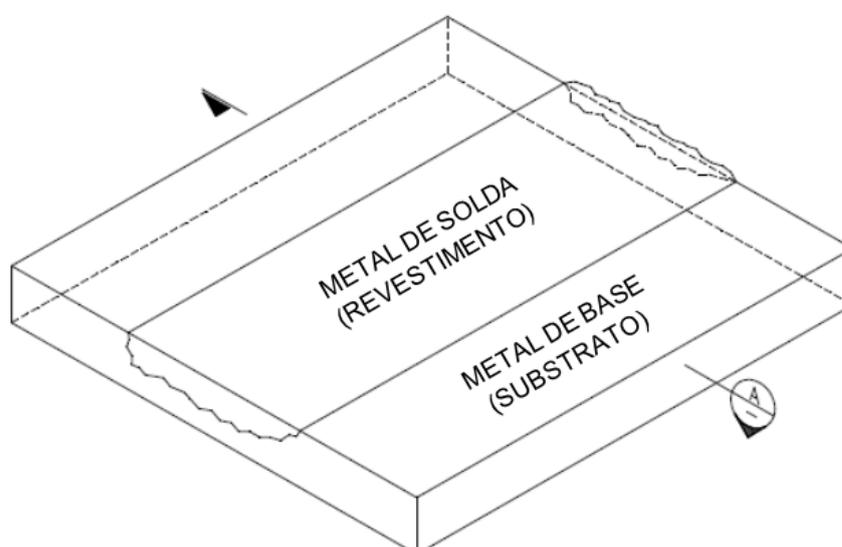


Figura 2.9 – Revestimento: metal de solda

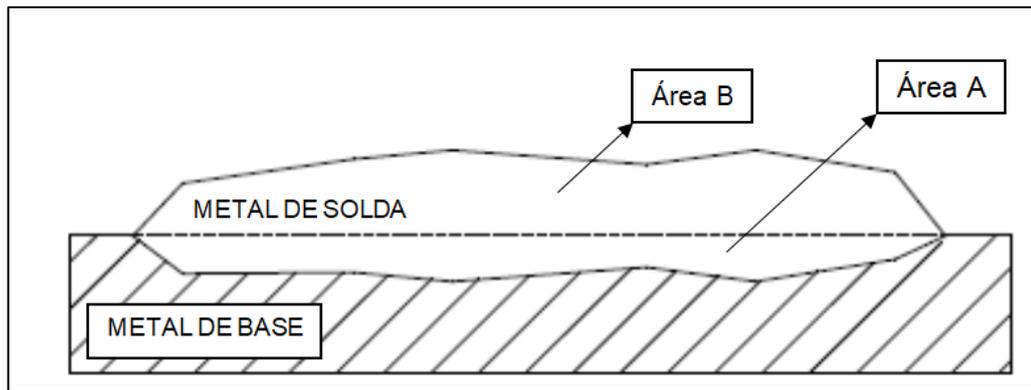


Figura 2.10 – Diluição (corte AA)

O cálculo da diluição pode ser feito a partir da Equação [1]:

$$Diluição (\%) = \frac{\text{Área A}}{\text{Área A} + \text{Área B}} \times 100$$

[1]

A diluição pode variar desde valores muito baixos, inferiores a 5%, até 100% em soldas autógenas. As variáveis de soldagem que mais influenciam a diluição são o tipo de junta, processo de soldagem, parâmetros elétricos, temperaturas de pré-aquecimento e interpasse e as características do consumível (ZEEMANN, 2003).

Estudos de Kumar, *et al.*, (2010) e Silva *et al.* (2014) afirmam que conforme o procedimento de soldagem utilizado, grandes variações na taxa de diluição podem ser verificadas. Os principais fatores que influenciam para uma elevada diluição são:

- Soldagem de raiz e do primeiro passe/camada;
- Soldagem com alto aporte térmico (energia de soldagem);
- Parâmetros, consumíveis de soldagem e técnicas de soldagem que favoreçam maior penetração;
- Alta temperatura de pré-aquecimento;

Fonte: KUMAR, *et al.*, (2010); ZEEMANN, (2003)

Na maior parte dos casos de aplicação da soldagem na indústria, em uniões de aços de baixo carbono, não se faz necessário qualquer controle das taxas de diluição, pois os consumíveis utilizados são totalmente similares ao metal de base (ZEEMANN, 2003).

Juntas similares, ou soldagem similar, é a soldagem realizada em materiais de composição química equivalentes, ou seja, as peças a serem unidas pela soldagem possuem composição química muito próximas uma da outra. Além disso, o consumível a ser utilizado também possui a composição química muito similar aos metais de base (AWS Handbook, 2019).

No entanto, há casos em que o consumível possui composição química muito diferente do metal de base (ou dos metais de base), as chamadas juntas dissimilares (AWS Handbook, 2019). Nestes casos, Zeeman (2003) e Gittos e Gooch (1996) afirmam que é de grande importância o controle da taxa de diluição da soldagem, no qual a falta deste poderá acarretar defeitos no produto final.

A soldagem dissimilar é muito executada na aplicação de revestimentos contra corrosão ou desgaste. Nesses casos, o consumível é quase sempre de composição química diferente da superfície a ser revestida (metal de base), geralmente mais nobre, sendo necessário controlar a taxa de diluição da soldagem do revestimento de forma a garantir o seu correto desempenho (KUMAR, *et al.*, 2010; ZEEMANN, 2003).

Um exemplo da necessidade de controle da diluição é quando se faz necessário revestir um aço carbono – onde a concentração de ferro em sua composição química é próxima a 98% – com as ligas resistentes a corrosão (chamadas CRAs) onde os teores de ferro não chegam nem a 5%. Neste caso, é evidente a necessidade do controle do processo de soldagem de forma a garantir uma baixa diluição (API 6A; ZEEMANN, 2003).

Os aspectos metalúrgicos do metal de base são de um produto siderúrgico semiprocessado, com exceção dos fundidos, que passaram por processos de conformação mecânica e por ciclos térmicos dos mais variados. Em conjunto com a composição química, principalmente elementos de liga e carbono, permitem conferir propriedades mecânicas específicas devido a processos metalúrgicos como precipitação, solubilização, recristalização, entre outros. Os metais de solda, por sua vez, apresentam-se como fundidos e precisam garantir um mínimo de propriedades mecânicas quando comparado aos metais de base (WAINER, *et al.*, 2008; ZEEMANN, 2003).

Na soldagem de revestimentos, algumas técnicas podem ser utilizadas para diminuir a diluição da soldagem: maior número de camadas depositadas, maiores espessuras, evitar soldar na posição vertical com progressão ascendente, menor aporte térmico e maior velocidade de soldagem (FORTES, 2004).

2.4. LIGA UNS 06625

Em meados do século XVIII, na Alemanha, foi desenvolvida uma liga com 12 a 25% de Ni. Ainda no mesmo século, mineradores alemães produziram uma liga branca de altíssima dureza, chamaram-na cobre do diabo. Em 1905 surge uma liga similar ao “monel”, contendo 2/3 de Ni e 1/3 de Cu, demonstrando grande resistência à corrosão. A partir desta liga, inicia-se o desenvolvimento das superligas e em meados do século XX surgem os “inconéis” (Ni-Fe-Cr) (MANKINS *et al.*, 1990.).

A partir dos anos 50, com o desenvolvimento dos processos de refino de metais e com a necessidade de fornecimento de materiais de alta resistência para uso em turbinas a vapor, há um avanço significativo das superligas (PATEL *et al.*, 2001.).

2.4.1. História da Liga 625

As ligas a base de níquel surgiram antes da Segunda Guerra Mundial e em 1962, a liga UNS06625 (Inconel 625®) foi desenvolvida pela *International Nickel Company* (INCO) pelos cientistas Eiselstein e Gadbut, para aplicações prolongadas a altas temperaturas, sem prejuízos microestruturais (EISELSTEIN *et al.*, 1964).

A liga 625 foi desenvolvida para suportar trabalhos em temperaturas ambiente de até 815°C e projetada para ter boa soldabilidade, sendo livre de trincas. Seu limite de escoamento e ruptura são superiores a 75 ksi e 150 ksi em sua forma como forjado e laminado, respectivamente (EISELSTEIN *et al.*, 1964).

Buscando a melhoria das propriedades da liga 625, Eiselstein comandou uma série de patentes de ligas alternativas à 625 durante as décadas de 1960 a 1980. Podem-se destacar os estudos com nióbio com o intuito de melhorar a estabilidade microestrutural da liga, e tratamentos térmicos com a precipitação da fase intermetálicas de γ' . Estes estudos culminaram no desenvolvimento da liga UNS N07718 (Inconel 718®) (FARINA, 2014).

A liga 625 é tipicamente monofásica austenítica. A obtenção desta microestrutura monofásica está associada a peças de pequenas dimensões e com a facilidade de tratamentos térmicos. Para peças de grandes dimensões é necessário maior estudo da metalurgia desta liga e o desafio é a obtenção da elevada resistência mecânica e da excelente resistência a corrosão que a liga oferece (FARINA, 2014).

A composição química definida na patente desta liga está apresentada na Tabela 2.1

Tabela 2.1 – Liga UNS 06625: composição química (patente)

ELEMENTO	Min %	Max %
Ni	55,00	62,00
Mo	7,00	11,00
Cr	20,00	24,00
Nb	3,00	4,50
W	-	8,00
C	-	0,10
Si	-	0,50
Mn	-	0,50
B	-	0,02
Al+Ti	-	0,40
Fe	-	20,00
Mg	0,02	0,05
S, P	-	0,03
N	-	0,03
Cu	-	0,10

Fonte: EISELSTEIN *et al.*, 1964

Nesta composição, o níquel é o elemento principal, conferindo maior resistência mecânica e resistência à fadiga sob tensão. O cromo e o molibdênio contribuem para a melhora do desempenho da liga quando em temperaturas elevadas. O nióbio e o tungstênio aumentam o limite de resistência mecânica e o limite de escoamento em temperaturas ambientes. O magnésio aumenta a plasticidade do material a quente. Por fim, o ferro é considerado como balanço desta liga (EISELSTEIN *et al.*, 1964).

2.4.2. Especificação Atual da Liga 625

Várias normas codificam a especificação e aplicações para a liga 625 na indústria. A Tabela 2.2 apresenta as normas para fabricação de componentes:

Tabela 2.2 – Liga UNS 06625: normas de referência

TIPO	NORMA
BARRA	ASTM B 446, ASME SB 466
CHAPA	ASTM B 443, ASME SB 443
TUBO SEM COSTURA	ASTM B 444, ASTM B829, ASME SB 444, ASME SB 829
TUBO COM COSTURA	ASTM B705, ASTM B775, ASME SB 705, ASME SB 775
ACESSÓRIOS	ASTM B 366, ASME SB 366
OUTRAS	UNS N06625, NACE MR0175, Inconel 625

A atual composição química da liga 625 aceita pelas normas ASTM, ASME e NACE é conforme a Tabela 2.3:

Tabela 2.3 – Liga UNS 06625: composição química (atual)

ELEMENTO	Min %	Max %
C	-	0,10
Mn	-	0,50
Si	-	0,50
P	-	0,015
S	-	0,015
Cr	20,00	23,00
Co	-	1,00
Mo	8,00	10,00
Fe	-	5,00
Al	-	0,40
Ti	-	0,40
Ni	58,00	-
Nb + Ta	3,15	4,15
N	0,0	-
W	0,0	-

Fonte: ASTM B446, ASME SB446 (adaptado)

Pode-se notar mudanças significativas quanto a composição química definida na patente da liga 625 e da composição atual, principalmente em relação ao ferro. Na patente a concentração de ferro era até 20%. Atualmente, como se constata na Tabela 2.3, a concentração do mesmo elemento é de até 5%.

A Tabela 2.4 apresenta as propriedades mecânicas da liga 625.

Tabela 2.4 – Liga UNS 06625: propriedades mecânicas

PROCESSO	DIÂMETRO OU ESPESSURA	TEMPERATURA DE APLICAÇÃO (°C)	LIMITE DE RESISTÊNCIA MÍNIMO	LIMITE DE ESCOAMENTO MÍNIMO (0,2%)	ALONGAMENTO MÍNIMO
LAMINADO A QUENTE OU A FRIO (ASTM B446)	Até 4"	< 593	120 ksi 827 MPa	60 ksi 414 MPa	30%
	Entre 4" e 10"	> 593	110 ksi 758 MPa	50 ksi 345 MPa	25%
	Demais bitolas	-	100 ksi 689 MPa	40 ksi 270 MPa	30%
FORJADOS (ASTM B564)	Até 4"	-	120 ksi 827 MPa	60 ksi 414 MPa	30%
	Entre 4" e 10"	-	110 ksi 758 MPa	50 ksi 345 MPa	25%

Fonte: ASTM B446, ASME SB446 (adaptado)

Embora a liga 625 seja comercialmente considerada austenítica monofásica, outras fases podem ser encontradas em função do processo de fabricação e processamento e dos tratamentos térmicos (FLOREM *et al. apud* LORIA, 1994).

Estudos de Ferrer *et al.* (1993), indicam que as propriedades mecânicas da liga 625 estão diretamente ligadas ao tamanho do grão e, por consequência, o processamento termomecânico é essencial para a manutenção destas propriedades, sem prejudicar a sua resistência à corrosão (FERRER *et al.*, 1993).

Estudos realizados por Farina (2014), indicaram o efeito do teor de ferro na composição da liga 625, em concentrações entre 0,45 e 4,9%. Neste estudo, foi observado que o aumento do teor de ferro não alterou significativamente o tamanho dos grãos, mas a microestrutura das amostras com 0,5% de Fe indicou maior resistência à corrosão em comparação com as amostras com 3,0 e 4,9% de Fe. Em ensaios de corrosão intergranular ASTM G28, foi identificado que a liga com 4,9% de Fe apresentou a menor resistência a corrosão.

De forma geral a Liga 625 apresenta uma metalurgia muito complexa e o seu comportamento mecânico e sua resistência à corrosão são resultantes de todas as etapas de fabricação e processamento da liga, histórico de tratamentos termomecânicos, ciclos de tratamento térmico e, inclusive, da composição química. (FARINA, 2014).

Atualmente, a utilização da liga 625 é realizada basicamente por sua resistência à corrosão contudo, sua criação e desenvolvimento foi baseado em uma liga que proporcionasse boa soldabilidade e boa resistência mecânica (FARINA, 2014).

Há muita divergência na literatura sobre a resistência à corrosão da liga 625 e na influência do teor de ferro nas propriedades mecânicas da liga 625. Este elemento é, em geral, vinculado à soldabilidade da liga (FARINA, 2014).

2.4.3. Norma API 6A (2019)

O Tabela 2.5, extraído da norma API 6A (*Specification for Wellhead and Tree Equipment*), faz uma classificação dos materiais em função da resistência à corrosão conforme ambiente de serviço.

Tabela 2.5 – Classificação de materiais e tipos de serviço

CLASSE DE MATERIAL	CORPO, TAMPA, SAÍDA E CONECTORES	MECANISMOS DE VEDAÇÃO, HASTES, ETC.
AA	Serviços Gerais Aços carbono ou baixa liga ou CRA ⁴	Aços carbono ou baixa liga ou CRA ⁴
BB	Serviços Gerais Aços carbono ou baixa liga ou CRA ⁴	Aços inoxidáveis ou CRA ⁴
CC	Serviços Gerais Aços inoxidáveis ou CRA ⁴	Aços inoxidáveis ou CRA ⁴
DD	Serviços em Ambientes Ácidos ¹ Aços carbono ou baixa liga ou CRA ^{2,4}	Aços carbono ou baixa liga ou CRA ^{2,4}
EE	Serviços em Ambientes Ácidos ¹ Aços carbono ou baixa liga ou CRA ^{2,4}	Aços inoxidáveis ou CRA ^{2,4}
FF	Serviços em Ambientes Ácidos ¹ Aços inoxidáveis ou CRA ^{2,4}	Aços inoxidáveis ou CRA ^{2,4}
HH	Serviços em Ambientes Ácidos ¹ CRA ^{2,3,4}	CRA ^{2,3,4}

1- Como definido pela NACE MR0175/ISSO 15156

2- De acordo com a NACE MR0175/ISSO 15156

3- CRA requerido somente em superfícies úmidas; CRA cladeado com aço baixa liga ou inoxidável é permitido.

4- CRA como definido no item 3.1.22; a definição de CRA da NACE MR0175/ISO 15156 não é aplicável.

Fonte: API 6A, 2019 (adaptado)

A API 6A define as CRAs como ligas não ferrosas onde um ou a soma da concentração dos elementos titânio, níquel, cobalto, cromo e molibdênio excede 50% da fração de massa do material.

A composição química resultante do processo de revestimento, deverá ser avaliada na superfície revestida. A mesma norma (API 6A) classifica a qualidade do revestimento aplicado pela composição química do metal depositado em duas classes, Fe5 e Fe10, onde a concentração máxima de ferro aceitável é 5,0 e 10,0%, respectivamente, para as ligas de níquel.

2.4.4. Norma ASME IX

Para a execução de cladeamentos (*weld-overlay*) com a liga 625, a qualificação do procedimento de soldagem deve ser executada segundo as especificações da norma ASME IX (2017).

2.4.5. ASME B31.3 e ASME VIII

As normas de projeto ASME B31.3 (2018) e ASME VIII (2019), remetem à norma ASME IX (2017), para as condições e critérios de qualificação de procedimento de soldagem e qualificação de soldadores e operadores de soldagem.

2.4.6. Diretriz de Engenharia Petrobras

A diretriz de engenharia da Petrobras DR-ENGP-I-1.1_R9 (2017), apresenta as condições para aplicação de revestimentos de Inconel 625 (liga 625) combinados em aço carbono, na condição *weld-overlay*.

Os principais requisitos estabelecidos por esta diretriz são voltados para garantir a composição química do metal depositado. O revestimento deve ter no mínimo 3,0 mm de espessura e ser depositado em, no mínimo, duas camadas de solda.

Os processos de soldagem permitidos para a aplicação do revestimento são o TIG (GTAW) e TIG-HT (GTAW-HT). Os consumíveis de soldagem devem seguir a especificação AWS A5.11 ou 5.14, de classificação ER Ni-Cr-Mo-3.

Após a aplicação do revestimento, deve ser executado a identificação da composição química da liga do metal de solda (revestimento). Sendo o critério de aceitação: no mínimo 58% de Ni; 20,0 a 23,0% de Cr; de 8,0 a 10% de Mo; e no máximo 5,0% Fe.

Ainda deve-se submeter a superfície do revestimento a um teste de corrosão por *pitting*, segundo o método A da norma ASTM G28 (2015). O meio corrosivo deve ser cloreto férrico, a temperatura de teste deve ser de 40°C \pm 2°C e o tempo de ensaio deve ser de 2h.

2.5. AÇOS INOXIDÁVEIS AUSTENÍTICOS E DUPLEX

Os aços inoxidáveis são ligas de ferro e cromo onde a concentração mínima de cromo é superior a 10,50%. O cromo é considerado o elemento mais importante nas ligas de aço inoxidáveis, haja visto que a partir dele é formado o óxido de cromo, criando uma película passivadora (de 30 a 50 Å de espessura) na superfície do aço, protegendo-o contra corrosão (ZEINALOV *et al.* 2009; MARCUS, 2002).

Outros elementos de liga podem ser adicionados ao aço inoxidável promovendo alterações microestruturais e formando muitas ligas metálicas com propriedades diferentes. O níquel pode ser adicionado para promover a formação da microestrutura austenítica e melhorar as propriedades mecânicas do aço. A adição de molibdênio tem sido largamente utilizada para promover o aumento da resistência a corrosão por pite e por fresta e melhora a resistência à tração em temperaturas elevadas (LIPPOLD *et al.* 2005; KLEIN, 2005).

O principal elemento para obtenção da fase austenítica é o níquel, porém elementos como nitrogênio e carbono também auxiliam na formação, sendo fortes estabilizadores desta fase (LIPPOLD *et al.* 2005).

Os aços inoxidáveis podem ser classificados conforme a sua microestrutura: os austeníticos, como o AISI 304, 316, 317 e 321; os ferríticos, como o AISI 410 e 430; e os de microestrutura dupla, chamados de duplex e superduplex, como o S32750 e S31803 (ASM Handbook, Vol. 9, 2004; WALDEN *et al.* 1994).

Nos aços inoxidáveis austeníticos e ferríticos os elementos de ligas estão distribuídos em apenas uma fase, o que confere uma maior homogeneidade na resistência à corrosão destes aços. No caso dos aços duplex e superduplex, caso uma das fases apresente maior concentração dos elementos passivadores, a outra fase irá ter menor resistência a corrosão. Esta última que irá determinar o comportamento do material (SANDVIK, 1994, WALDEN *et al.*, 1994; NICHOLLS *et al.*, 1994).

A Tabela 2.6 abaixo apresenta a composição química de alguns aços inoxidáveis.

Tabela 2.6 - Composição química dos principais aços inoxidáveis

AISI/UNS	%C máx	%Si máx	%Mn máx	%Cr	%Ni	%Mo	%N	%P máx
304	0,08	1,0	2,0	18 a 20	8 a 12	-	-	0,045
304L	0,03	1,0	2,0	18 a 20	8 a 12	-	-	0,045
316	0,08	1,0	2,0	16 a 18	10 a 14	2 a 3	-	0,045
316L	0,03	1,0	2,0	16 a 18	10 a 14	2 a 3	-	0,045
410	0,15	1,0	1,0	11,5 a 13,5	-	-	-	0,04
430	0,12	1,0	1,0	14 a 18	-	-	-	0,04
S 32304	0,03	0,5	1,0	23	4,5	-	0,1	-
S 31803	0,03	1	2	22	5,5	3,2	0,18	-
S 32750	0,03	0,8	1,2	25	7	4	0,3	-

Fonte: WALDEN *et al.* (1994); A182 (2020), A240 (2020), A403 (2020) (adaptado)

Uma das formas existentes de calcular a resistência à corrosão por pite é através de uma expressão que envolve a concentração dos elementos de liga Cr, Mo e N. No caso dos inox duplex, é necessário fazer o cálculo de cada uma das fases e para fins de comparação, o menor resultado deve ser utilizado como parâmetro (BERNHARDSSON, 1991).

A fórmula mais utilizada na indústria é o equivalente de resistência a pite ou PRE (*pitting resistance equivalent*). Deve ser utilizada qualitativamente, objetivando estabelecer uma lista de comparação entre os diferentes aços. Esta fórmula é mais indicada para os aços austeníticos e pode ser aplicada aos aços inox duplex (FONTANA *et al.*, 1967; BERNHARDSSON, 1991).

A Equação [2] abaixo é utilizada para cálculo do equivalente de resistência por pite (PRE) dos aços citados.

$$PRE = \%Cr + 3,3 \times \%Mo + 16 \times \%N$$

[2]

Onde: %Cr, %Mo, %Ni é a concentração mássica dos elementos Cromo, Molibdênio e Níquel, respectivamente.

2.5.1. Aço Inoxidável Duplex S32750

O aço inoxidável duplex é uma classe de materiais com microestrutura bifásica de matriz ferrítica e ilhas de austenitas alongadas, cuja fração volumétrica entre as fases é aproximadamente a mesma. Os aços inoxidáveis duplex são separados em três grandes grupos: baixa, média e alta liga (WALDEN *et al.*, 1994).

A liga S32750 é um aço inoxidável superduplex (alta liga), pois possui grande quantidade de elementos de liga em sua composição e a sua microestrutura é obtida através do balanceamento entre elementos estabilizadores de austenita e de ferrita, e de tratamento termomecânico (SOLOMON *et al.*, 1994).

Na Figura 2.11 pode-se observar a micrografia dos aços inox austeníticos e duplex.

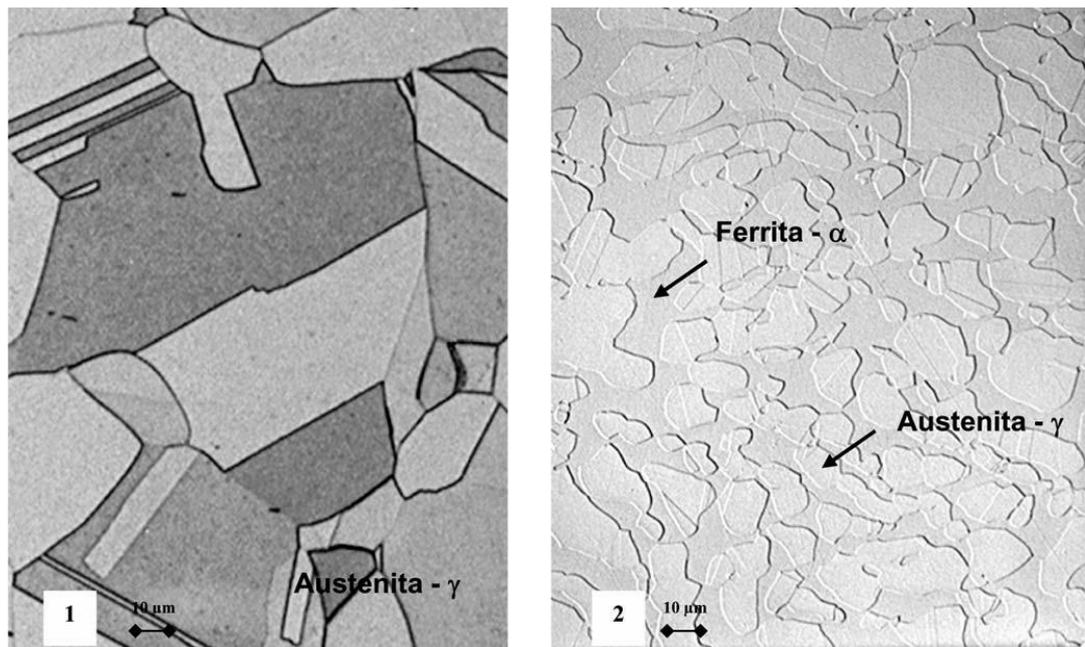


Figura 2.11 – Microestrutura típica dos aços inoxidáveis AISI 316L (1) e duplex S32750 (2) (com aumento de 400x)

Fonte: Nilson, 1992

O comportamento mecânico dos inox duplex está ligado às características de cada fase (ferrita e austenita). O limite de escoamento destes aços alcança valores de duas vezes maior que os aços inoxidáveis austenítico. Possuem alta resistência ao impacto em temperaturas ambientes e sua tenacidade é proporcional à fração volumétrica da fase ferrita, o que impede o crescimento de trincas. Há um incremento das características mecânicas nos aços duplex, quando comparado aos inox

austeníticos, e o surgimento da faixa de transição dúctil-frágil (SOLOMON *et al.*, 1994; NILSON, 1997).

Não há muita diferença das propriedades físicas (calor específico, condutividade térmica) entre os aços inox austeníticos e os inox duplex, estando o duplex em uma região intermediária entre os austeníticos e ferríticos. No quesito expansão térmica, os inoxidáveis duplex possuem um comportamento parecido com os aços carbono, fato justificado pela matriz ferrítica (GOMES *et al.*, 1997).

A resistência à corrosão é uma característica que está relacionada intrinsecamente aos elementos de liga presentes no aço inoxidável conforme a sua capacidade de se passivar – formando um filme contínuo e aderente de oxido em sua superfície que protege o metal – e de permanecer neste estado no ambiente em que estiver exposto (WALDEN *et al.*, 1994; FONTANA *et al.*, 1967).

Os aços inox duplex apresentam boa resistência à corrosão por pite e corrosão sob tensão. As fases ferrita e austenita possuem composições químicas diferentes, no entanto, os aços inox duplex modernos apresentam excelente balanceamento de elementos de ligas em ambas as fases, proporcionando um equilíbrio na resistência à corrosão (FONTANA *et al.*, 1967; BERNHARDSSON, 1991).

2.6. ENSAIOS NÃO DESTRUTIVOS

2.6.1. Identificação Positiva de Materiais (PMI)

O ensaio de identificação positiva de materiais (PMI – *Positive Materials Identification*) é a análise da composição química de uma liga metálica pela técnica de fluorescência X (XRF ou FRX) e espectrometria de emissão óptica. Esta técnica tem sido utilizada desde os anos 50 e o seu princípio de funcionamento está na excitação de elétrons, fazendo que estes mudem de orbitais no interior dos átomos, por meio de raios X e raios gama (HALL, 1958).

Essas mudanças de orbitais liberam um tipo de energia característica, permitindo a identificação do átomo envolvido na transição e a sua concentração. Em outras palavras, o tipo da energia da radiação de fluorescência permite identificar o elemento químico e a intensidade da energia, permite mensurar a concentração do elemento na amostra analisada (JENKINS *et al.*, 1995).

3. DESCRIÇÃO DAS FALHAS OCORRIDAS EM EQUIPAMENTO LOCALIZADO EM UNIDADE MARÍTIMA *OFFSHORE*

Durante uma inspeção periódica em um vaso de pressão localizado em uma unidade marítima (*offshore*), foram verificados diversos pontos de corrosão alveolar no interior do costado do equipamento. O vaso opera com água do mar (fluido classe D) e possui potencial de risco III sendo, portanto, de categoria IV, conforme a NR-13 (2019).

Este equipamento compõe um sistema de refrigeração de uma unidade marítima de produção de petróleo, que não será identificada por razões de sigilo. Esta unidade possui apenas 3 anos de uso.

O sistema trabalha com água do mar e a corrosão alveolar ocorreu em um vaso com células filtrantes. Este filtro opera em paralelo com outros dois filtros idênticos, onde um deles está sempre em operação, outro está sempre em *stand by* e outro é utilizado quando há a necessidade de aumentar a produtividade da unidade. Para manter a confiabilidade dos equipamentos, é feito um rodízio entre eles.

O arranjo simplificado apresentado na Figura 3.1 mostra a água do mar sendo captada, passando pelo vaso com células filtrantes e alimentando, continuamente, o sistema de refrigeração e retornando para o mar, sem contato direto com nenhum material poluente.

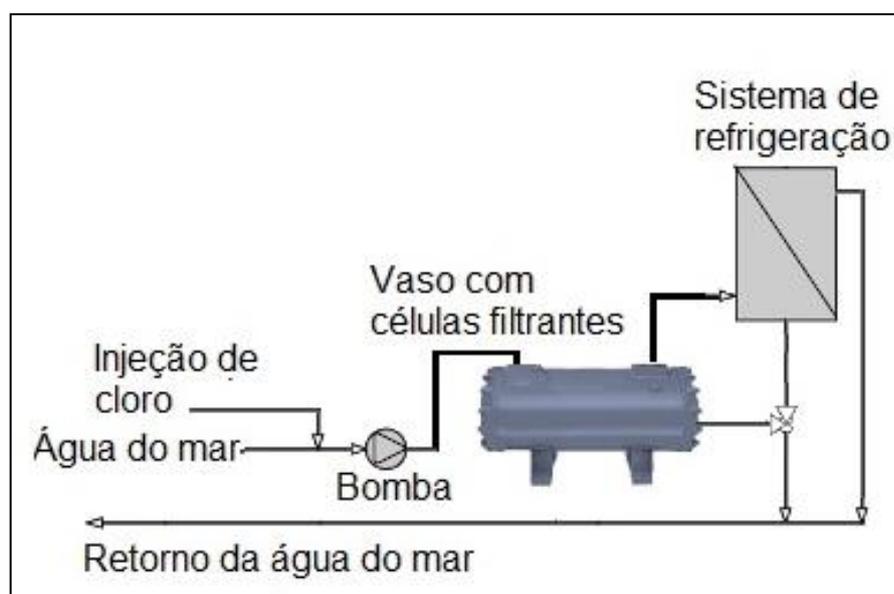


Figura 3.1 – Fluxograma simplificado do sistema de refrigeração

Para minimizar e controlar o possível crescimento de bioincrustações nos equipamentos que utilizam água do mar, geralmente é injetado de forma continuada hipoclorito de sódio (NaClO) ou cloro gasoso (Cl_2). Para este processo é necessário que o cloro livre residual (Cl_2) da água do mar seja mantido na faixa de 0,2 a 0,5 mg/L, considerando que nas águas tropicais, o desenvolvimento de microrganismos é muito intenso (Mainier *et al.*, 2019; Korenblum *et al.*, 2010).

Este equipamento possui cerca de 5m de comprimento, 47" de diâmetro interno (1193,8mm), aproximadamente 5,5m³ de volume do casco, sua massa total (incluindo componentes internos) é superior a 3,5 toneladas. A pressão e a temperatura de operação variam entre 550 a 1200 kPa e 25 a 45°C, respectivamente. O filtro faz parte de um sistema cujo fluido é água do mar. A Figura 3.2 mostra o esquema deste vaso.

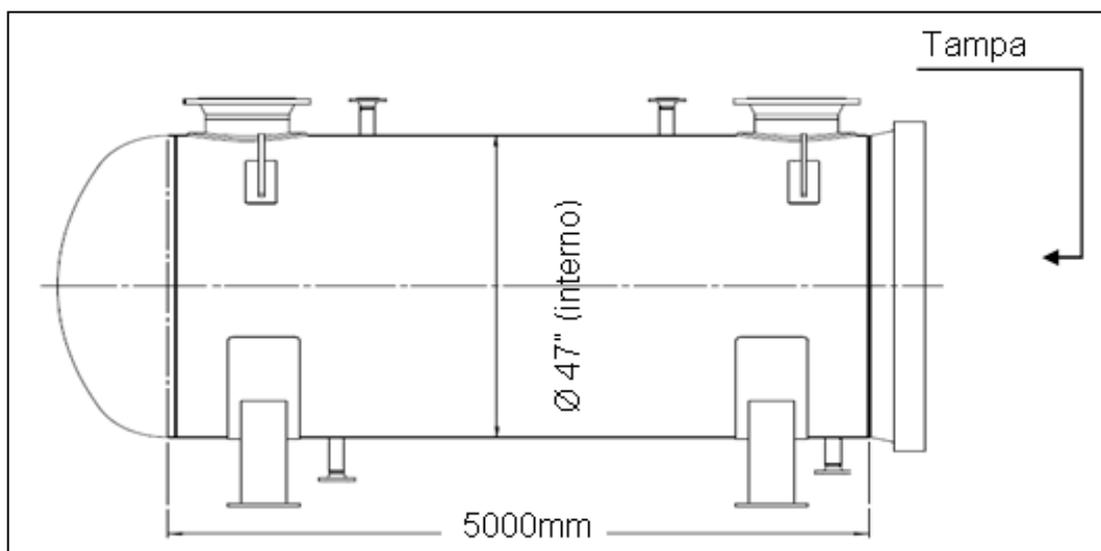


Figura 3.2 - Vista do vaso de pressão

O vaso possui o seu casco fabricado com aço carbono ASTM A 516 Gr. 70 que, por não apresentar resistência à corrosão, foi revestido internamente por pintura epóxi e, na faixa próxima à tampa e nas regiões de vedação, pela liga 625.

Os pontos de corrosão alveolar ocorreram na zona de transição entre os dois revestimentos no interior do equipamento. Nesta região foram identificadas diversas falhas na pintura epóxi, que deixaram o substrato de aço carbono exposto ocasionando diversos pontos de corrosão alveolar ao longo de toda a circunferência interna do equipamento e que avançavam até o revestimento com a liga 625.

A Figura 3.3 apresenta uma vista expandida do interior do vaso mostrando o revestimento da liga 625, a localização dos pontos de corrosão e o revestimento epóxi cobrindo a superfície do aço carbono.

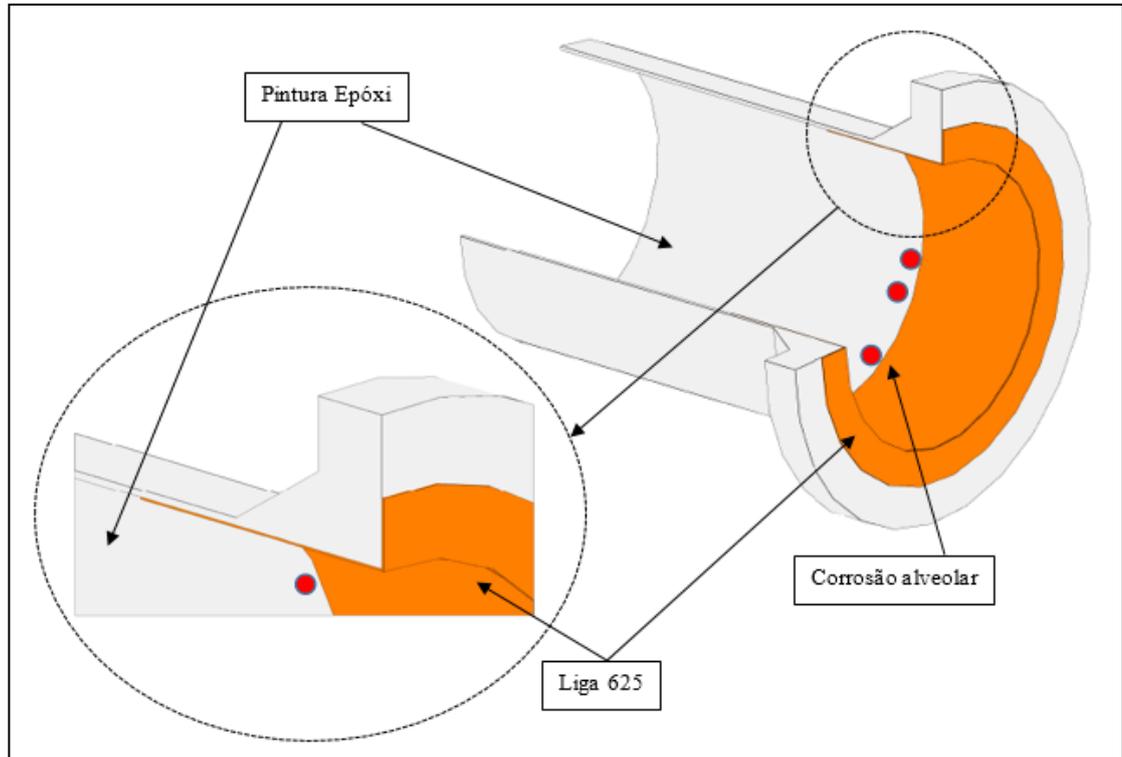


Figura 3.3 – Visão interna do vaso mostrando a aplicação da pintura epóxi, a aplicação da Liga 625 e a localização da corrosão alveolar.

O esquema apresentado na Figura 3.4 sugere que o revestimento de epóxi foi removido parcialmente (etapa 2) em função das seguintes considerações:

- Falha na aderência do revestimento epóxi ao aço carbono;
- Falha na interface entre a resina epóxi e o revestimento com a liga 625.
- Excesso de cloro injetado para evitar o crescimento de organismos marinhos;
- Envelhecimento precoce da resina aplicada;
- Velocidade excessiva da água do mar;
- Possibilidade de areia e material particulado na água do mar.

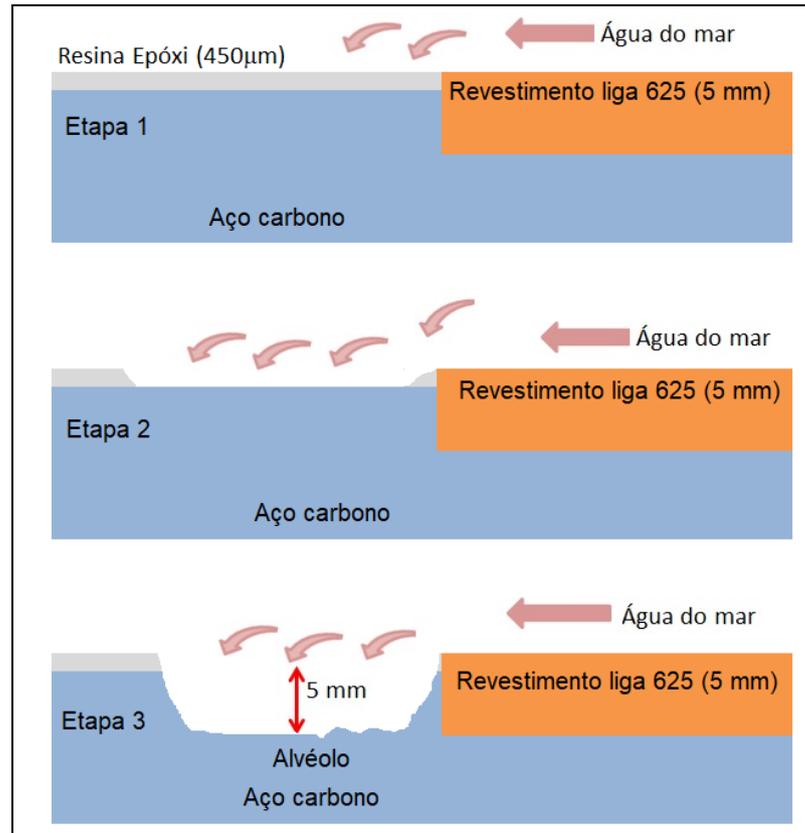


Figura 3.4 – Sugestões da perda da camada da resina epóxi e a formação da corrosão alveolar.

A formação dos alvéolos no aço carbono pode ser explicada pela corrosão galvânica. Segundo definição de Gentil (2011) e Roberge (2000), quando dois materiais metálicos com diferentes potenciais estão em contato com um eletrólito como a água do mar causa uma transferência de elétrons do anodo para o catodo. No caso o catodo é a liga 625 (níquel-cromo-molibdênio) e o anodo é o aço carbono que se corrói. O esquema da Figura 3.5 configura os argumentos definidos.

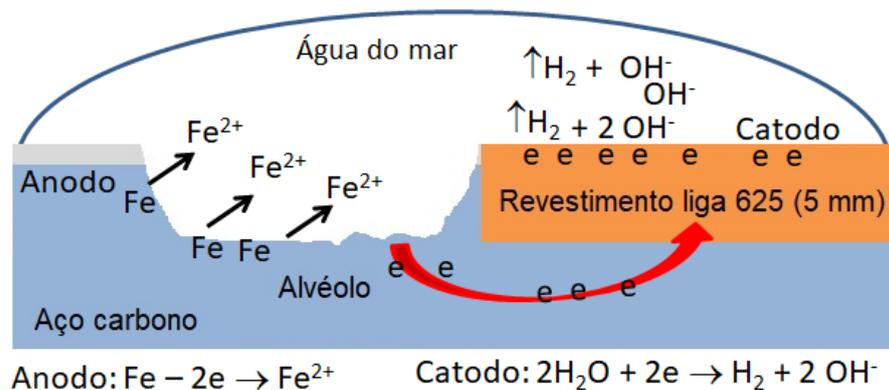


Figura 3.5 – Mecanismo da corrosão galvânica

O costado do equipamento possui cerca de 3,75 m de circunferência e 12,7 mm de espessura, alguns dos pontos de corrosão possuíam 7,2 mm de profundidade, configurando uma perda de espessura de 57% em uma área de aproximadamente 11,5 cm².

Os principais pontos de corrosão foram mapeados e registrados na Tabela 3.1.

Tabela 3.1 – Pontos de corrosão

PONTO	PROFUNDIDADE MÁXIMA (mm)	PERDA DE ESPESSURA (%)	ÁREA (APROX., cm²)
01	7,2	57	11,5
02	7,0	55	13,5
03	6,7	53	4,0
04	6,5	51	9,9
05	6,5	51	2,7
06	5,4	43	4,3
07	5,2	41	2,9

O reparo do equipamento foi executado em 5 (cinco) etapas, são elas:

- Limpeza inicial com equipamento rotativo e retífica, tomando cuidado para não avançar a ferramenta de desbaste sobre o revestimento metálico existente;
- Inspeção com líquidos penetrantes sobre a superfície limpa;
- Preenchimento dos alvéolos com soldagem;
- Inspeção com líquidos penetrantes sobre o metal depositado;
- Inspeção da composição química da liga metálica resultante do processo de soldagem, pelo método de inspeção PMI, avaliação dos resultados e liberação do equipamento para operação.

A decisão de preencher os alvéolos com a liga 625 foi baseada na proximidade entre os pontos a serem preenchidos e o revestimento metálico já existente no material. Executar o preenchimento com aço carbono iria danificar este revestimento metálico.

Algumas normas e diretrizes limitam os processos de soldagem de revestimento com ligas de níquel em TIG e TIG-HT. Contudo, devido a disponibilidade de consumíveis de soldagem e soldadores devidamente capacitados, o processo utilizado na execução do reparo foi o eletrodo revestido (SMAW) e o consumível utilizado foi o E NiCrMo3².

² E NiCrMo3 – consumível equivalente à Liga UNS 06625.

De modo a diminuir a diferença entre os processos de soldagem permitidos e o utilizado, principalmente em relação à diluição da solda, foi necessário promover algumas técnicas que favorecessem a soldagem por eletrodo revestido.

Algumas instruções foram dadas ao soldador, que executou o reparo no equipamento a bordo para este fim:

- **Parâmetros elétricos (tensão e corrente):** realizar a primeira camada com maiores valores de corrente elétrica, aumentando a taxa de deposição. Realizar a segunda e demais camadas com valores menores.
- **Velocidade de avanço da soldagem:** executar a primeira camada com maiores velocidades de soldagem, formando uma camada de menor espessura que as seguintes. Realizar a segunda camada e as demais, em passes com menores velocidades, resultando em camadas mais espessas.
- **Quantidade de camadas depositadas:** executar, no mínimo, duas camadas de revestimento em cada um dos alvéolos de corrosão, lembrando que quanto mais camadas, menor será a diluição e, conseqüentemente, a concentração de ferro superficial no revestimento.
- **Técnicas de soldagem:** evitar apontar o arco elétrico diretamente para o metal de base, apontando-o para a poça de fusão. Isso diminui a fusão do metal de base e, assim, diminui a diluição.

Após a aplicação do revestimento, foi executado o ensaio de PMI e foram encontrados pontos com concentração de ferro superficial com valores entre 10 e 18%. O critério de aceitação da composição química resultante deste processo de soldagem, é estabelecido conforme a Tabela 3.2.

Tabela 3.2 – Critério de aceitação da composição química do metal de solda

% Ni	% Cr	% Mo	% Fe
58,0% min	20,0 - 23,0%	8,0 - 10,0%	5,0% max

Fonte: ASME IX (2017) (adaptado)

A justificativa para esta variação na concentração de ferro superficial, ocorre na configuração dos alvéolos de corrosão. Nos pontos mais profundos de cada alvéolo, foi depositado maior quantidade de camadas de solda e foi depositado maior volume de material, já nas “bordas” dos pontos, a profundidade e, conseqüentemente, a quantidade de material depositado para preenchimento, é muito menor, o que dificulta

o controle da diluição de soldagem em tais pontos. A Figura 1.4, a seguir, apresenta o detalhe de um ponto de corrosão no equipamento e a variação da profundidade do reparo executado.

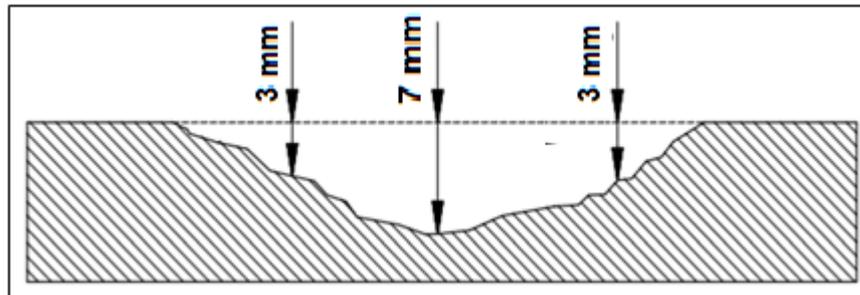


Figura 3.6 – Profundidade do Reparo

As ligas de níquel são classificadas como “ligas resistentes a corrosão” (CRAs) pela API 6A (2019) e para alcançar o nível de diluição de ferro por ela proposto, o processo de soldagem usual é TIG (GTAW) com a técnica HT (*hot-wire*). Nesta técnica, o arame é aquecido a altas temperaturas antes mesmo de entrar no arco elétrico, aumentando a taxa de deposição e diminuindo a diluição do processo soldagem. Como resultado, é possível alcançar níveis de diluição inferiores a 5% e, conseqüentemente, a concentração de ferro na superfície do revestimento é baixíssima (inferior a 5%) em espessuras inferiores a 4 mm de deposição.

Todavia, o processo TIG-HT é executado com máquinas robustas e, geralmente, a soldagem ocorre somente na posição plana, onde a superfície de soldagem (a peça) é que gira, o que dificulta sua aplicação em ambientes *offshore*. Por isso, as técnicas de soldagem TIG convencional e eletrodo revestido (SMAW), por possuírem grande versatilidade e portabilidade, permitem alcançar locais remotos e de difícil acesso, sendo mais aplicáveis a serviços de reparo *offshore*.

Como requisito definido na NR-13 (2019), a periodicidade da inspeção interna deste vaso de pressão é de 12 anos. Contudo, em meio a dúvida gerada com relação à qualidade do reparo executado, este trabalho é um estudo técnico elaborado para avaliar o desempenho da liga 625 nas condições aplicadas e verificar outras técnicas que podem ser utilizadas em futuras manutenções deste equipamento e nos equipamentos similares que operam no mesmo sistema.

4. MATERIAIS E MÉTODOS

4.1. AVALIAÇÕES DA TÉCNICA APLICADA NO REPARO DOS ALVÉOLOS, DESEMPENHO DO SOLDADOR E A PREPARAÇÃO DOS CORPOS DE PROVA DA LIGA 625

É importante considerar que, ao fazer a inspeção periódica do vaso de placas filtrantes na plataforma *offshore*, foi constatada a perda parcial do revestimento de epóxi sobre o aço carbono. Verificou-se *in loco* a ocorrência de vários alvéolos com profundidade superior a 7 mm.

Diante da gravidade do problema e devido à perda localizada da espessura do vaso (em média 55 %), por segurança, optou-se em fazer o reparo dos alvéolos. Esta medida foi tomada visando manter a integridade do equipamento, permitindo o seu retorno à operação e, com isso, a circulação de água do mar no sistema de refrigeração.

Na ocasião, devido à disponibilidade de consumíveis de soldagem e soldadores devidamente capacitados, a execução do reparo foi realizada por soldagem com eletrodo revestido (SMAW) e o consumível utilizado foi o E NiCrMo3 (equivalente à liga 625).

Após a execução do reparo e realização de ensaios não destrutivos, o equipamento retornou à operação normal.

4.1.1. Técnica de Soldagem e a Aplicação do Revestimento

Considerando os fatos anteriormente descritos, optou-se por avaliar a técnica aplicada no reparo do equipamento por meio da fabricação de corpos de prova revestidos com a liga 625. Para tanto, foi realizada a reprodução do trabalho executado a bordo, desde as condições de aplicação, quanto aos resultados obtidos nas inspeções realizadas.

Na gestão desse trabalho optou-se por criar um Diagrama de Ishikawa³. Este diagrama, na visão de Slack *et al.* (2003), Campos (1992) e Suárez-Barraza e Rodríguez-González (2018), tem a finalidade de identificar, classificar e exibir as

³ Diagrama de Ishikawa – também conhecido como o Diagrama de Causa e Efeito ou Diagrama Espinha de Peixe, devido ao formato do diagrama que é parecido com uma espinha de peixe, cuja finalidade é encontrar as causas raízes de um determinado efeito.

causas de um problema específico, ilustrando graficamente a relação entre um determinado resultado e todos os fatores que podem influenciar esse resultado.

Neste estudo, um dos principais itens que deve ser avaliado e discutido é o processo de diluição que ocorreu durante o processo de soldagem do revestimento metálico. A Figura 4.1 apresenta as principais variáveis de soldagem que afetam a diluição e, em **vermelho**, estão destacados os parâmetros que puderam ser alterados durante a soldagem do revestimento.

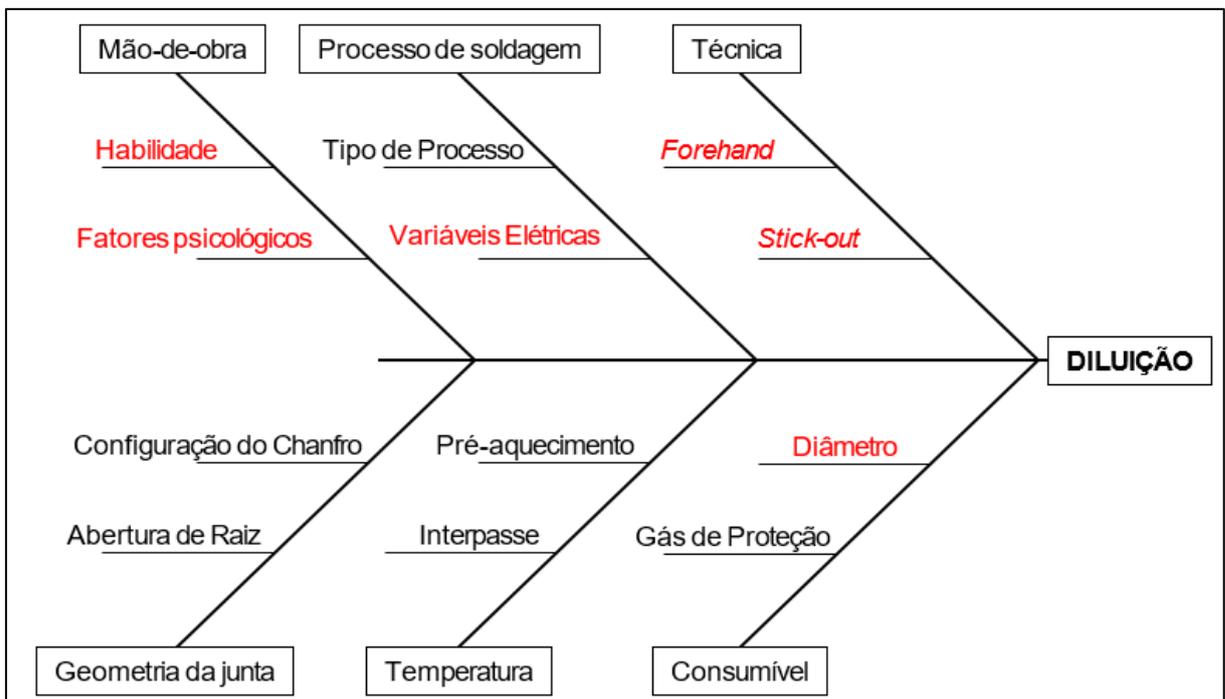


Figura 4.1 – Diagrama Causa/Efeito Diluição

Na ótica de Zeemann (2003), **DILUIÇÃO** é o termo utilizado para quantificar a participação do metal de base (aço carbono) no metal de solda (liga de Ni-Cr-Mo), conforme mostra a Figura 4.2.

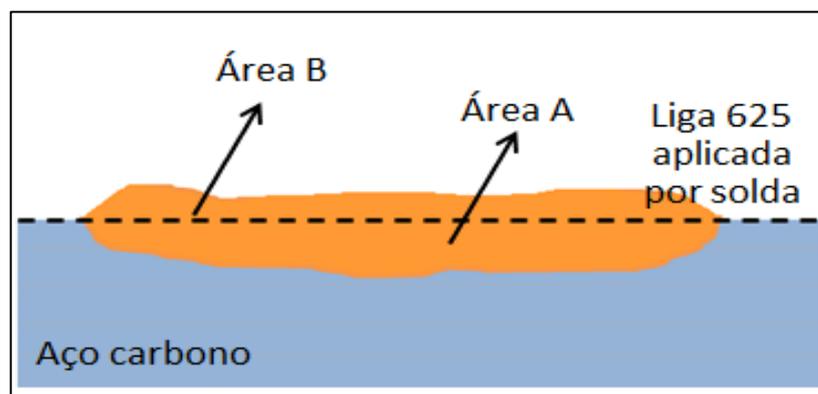


Figura 4.2 – Esquema de aplicação da Liga 625 por soldagem e a diluição da solda

O controle da diluição da soldagem é de vital importância quando se aplica um revestimento com uma liga resistente a corrosão (CRA) em um aço carbono. A diferença na composição química entre eles é muito grande. A concentração de ferro no aço carbono é próxima a 98%, e, nas CRAs, os teores deste elemento não chegam nem a 5%. Neste caso, é evidente a necessidade do controle do processo de soldagem de forma a garantir uma baixa diluição (API 6A; ZEEMANN, 2003).

Na soldagem de revestimentos, algumas técnicas podem ser utilizadas para diminuir a diluição da soldagem: maior número de camadas depositadas, maiores espessuras, evitar soldar na posição vertical com progressão ascendente, menor aporte térmico e maior velocidade de soldagem (FORTES, 2004).

Em relação à qualificação do revestimento, segundo o Diagrama de Causa/Efeito da Diluição alguns pontos assinalados merecem atenção, tais como:

Técnica: *forehand and stick-out*;

Consumíveis: o diâmetro do eletrodo;

Variáveis elétricas: corrente e tensão.

4.1.2. Avaliação dos soldadores

Foram utilizados dois soldadores diferentes para a execução da soldagem do revestimento. Por essa razão, a habilidade e os fatores psicológicos foram variados. A habilidade influencia na experiência, na capacidade técnica de controle do processo e promove maior constância, enquanto os fatores psicológicos afetam as capacidades cognitivas do soldador.

Não houve variações no processo de soldagem utilizado, bem como na geometria da junta e nas temperaturas de pré-aquecimento e de interpasse.

4.1.3. Preparação dos Corpos de Provas para Deposição de Solda

Os corpos foram confeccionados com as dimensões de 110x85x25 mm, a partir de uma chapa de aço carbono A516 Gr.70, conforme mostra a Figura 4.3.

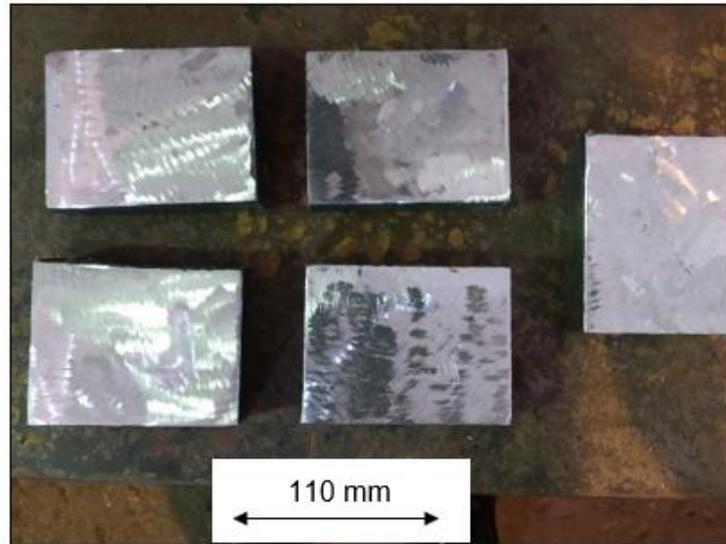


Figura 4.3 – Preparação das peças

Após o corte e a limpeza mecânica dos corpos de prova, foi realizado o ensaio de líquido penetrante (LP)⁴, conforme recomendado pelas normas ABNT NBR 164450:2016 (ABNT, 2016) e a ISO 3452-3 (2013). Este ensaio é realizado para garantir a integridade do metal de base e evitar trincas pré-existentes ou outros defeitos, que pudessem ser transferidos para o revestimento, mantendo-se, assim, a continuidade do revestimento e a credibilidade dos ensaios posteriores.

A Figura 4.4 mostra o ensaio de líquidos penetrantes na superfície das peças nas etapas de tempo de penetração e laudo final do ensaio, não apresentando defeitos ou discontinuidades na superfície.

⁴ O ensaio por líquidos penetrantes é um ensaio não destrutivo cuja finalidade é a detecção de discontinuidades superficiais e que sejam abertas para a superfície como trincas, poros, dobras etc. Pode ser aplicado em qualquer material sólido e não poroso e com superfícies não muito grosseiras. O ensaio consiste na aplicação de um líquido com alto poder de capilaridade, este penetra na descontinuidade aberta à superfície. Após a penetração, remove-se o excesso de líquido que ficou na superfície de ensaio e aplica-se um revelador, que absorve o líquido do interior das descontinuidades gerando uma imagem que fica desenhada sobre a superfície. (ANDREUCCI, 2019)



Figura 4.4 – Aplicação do líquido penetrante e o laudo final

4.1.4. Aplicação do Revestimento nos Corpos de Prova

Nesta etapa, o revestimento foi aplicado pelos soldadores conforme mostra a Figura 4.5 com o processo de soldagem por eletrodo revestido com consumível de soldagem E NiCrMo-3, conforme classificação AWS A5.11. (ESAB1, 2019) e de marca comercial homologada pela FBTS (Fundação Brasileira de Tecnologia de Soldagem). A composição química do metal depositado por este consumível⁵ está listada na Tabela 4.1.



Figura 4.5 – Revestimento das peças com eletrodo revestido

Tabela 4.1 – E NiCrMo-3 – metal depositado

% Ni	% Cr	% Mo	% Nb	% Fe	% Mn	% C	% Si
63,9	22,1	8,8	3,0	1,3	0,04	0,03	0,35

Fonte: ESAB, 2019.

⁵ O eletrodo revestido é formado por uma alma metálica e um revestimento em pó. Este revestimento participa ativamente da soldagem sendo diluído na poça de fusão, agregando elementos de liga ao metal de solda e formando uma escória. Portanto, a composição química do consumível apresentado é a do metal depositado e não somente da alma metálica ou do revestimento.

Durante a aplicação do revestimento, foi necessário alterar algumas variáveis de soldagem de forma a alcançar níveis de diluição próximos aos encontrados nos pontos reparados do equipamento a bordo.

4.1.5. Avaliação Preliminar do Revestimento Aplicado

Antes de seguir com o corte e a preparação dos corpos de prova para os ensaios propostos por este estudo, os revestimentos aplicados foram avaliados em relação à sua composição química através do ensaio de PMI.

O principal objetivo desta etapa foi determinar o efeito da diluição nos corpos de prova soldados com a liga 625, verificar o teor de ferro residual na superfície do revestimento aplicado e avaliar a convergência dos resultados com a proposta do presente estudo.

4.1.6. Corte dos Corpos de Prova

Por possuírem maiores taxas de resfriamento e serem áreas de abertura e fechamento do arco elétrico da soldagem, as arestas dos revestimentos foram descartadas. Desta forma, seguindo as recomendações da norma ASME IX (2017) serão descartados 15 mm de cada aresta conforme o modelo apresentado na Figura 4.6 representando o corte das áreas heterogêneas.

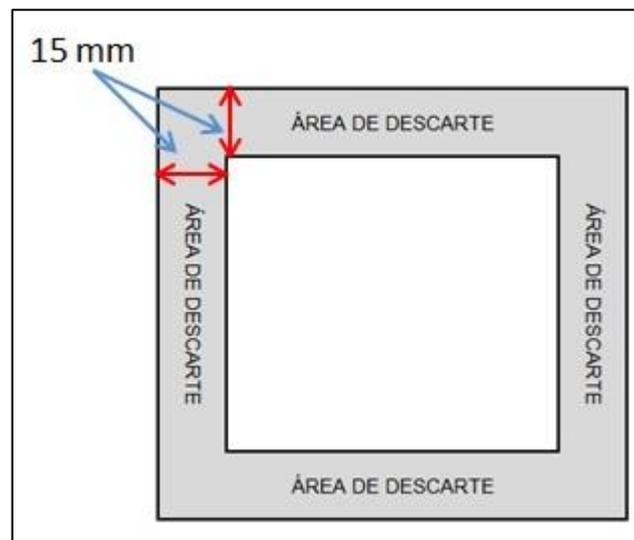


Figura 4.6 – Área de descarte das arestas

As peças foram cortadas a frio por meio de uma “serra fita”, conforme mostra a Figura 4.7. Os parâmetros de corte, como velocidade de avanço e rotação da serra, foram avaliados de forma a evitar o aquecimento das peças. Ainda assim, foi utilizado líquido de corte (arrefecimento) para diminuir o gradiente de temperatura gerado pelo atrito da ferramenta na superfície de corte.

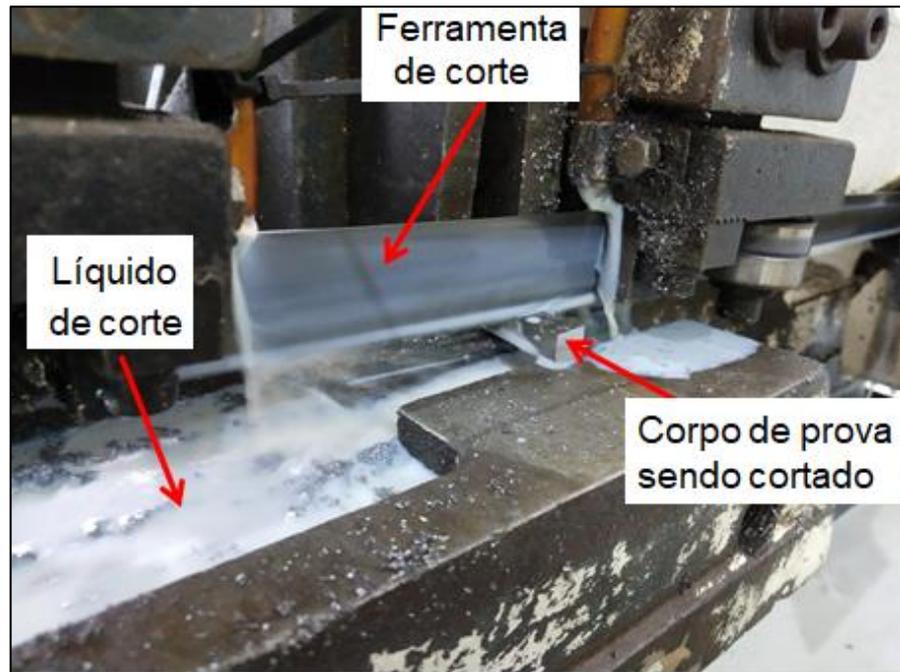


Figura 4.7 – Corte do corpo de prova (CP) – serra fita

A Figura 4.8 apresenta os corpos de prova cortados e a seção transversal à superfície do revestimento aplicado sobre o substrato de aço carbono.

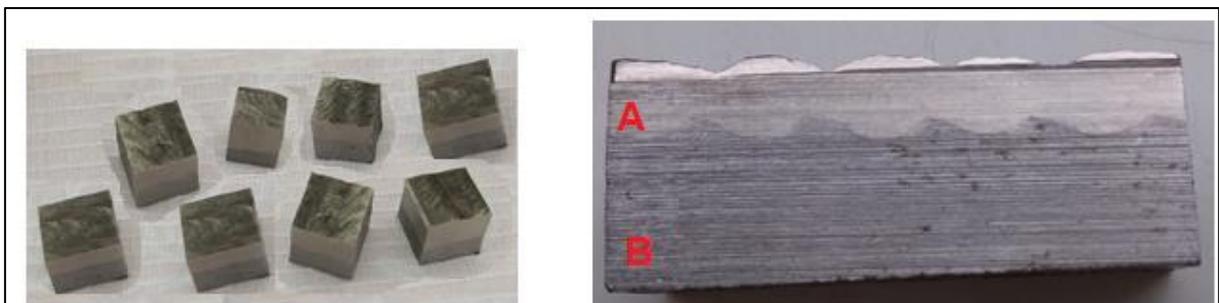


Figura 4.8 - Corpos de prova (CP) cortados e o detalhe do CP mostrando o revestimento aplicado (A) e o aço carbono (B)

4.1.7. Determinação do Teor de Ferro nos CPs Cortados.

Após o corte, cada um dos corpos de prova foi analisado quanto ao seu teor de ferro na superfície do revestimento. Esta etapa foi realizada com o mesmo método descrito no item 4.1.5.

4.2. ENSAIOS ELETROQUÍMICOS DE POLARIZAÇÃO

4.2.1. Preparação dos Corpos de Prova para Ensaio de Polarização

Os eletrodos de trabalho utilizados nesse ensaio foram corpos de prova revestidos com a liga 625 com 10 x 10 mm e concentração de ferro superficial variando entre 5 e 25%. Os CPs foram embutidos em resina acrílica conforme mostra a Figura 4.9.



Figura 4.9 – Corpo de prova para ensaio de polarização

Os CPs foram preparados para que apenas uma área exata e determinada do revestimento da liga 625 pudesse sofrer influência da solução 3,5 % em massa de cloreto de sódio.

Para o preparo dos eletrodos, realizou-se o polimento com lixas d'água de granulometria 80, 100, 220, 320, 400, 500 e 600, os corpos-de-prova tiveram suas bordas impermeabilizadas com esmalte e, depois de secos, tiveram suas áreas medidas com um paquímetro.

4.2.2. Ensaio de Polarização Potenciodinâmica

O ensaio potenciodinâmico foi realizado no Laboratório de Metalografia e Tratamentos Térmicos (LABMETT) – UFF, utilizando potenciostato/galvanostato, AutolabType III apresentado, a seguir, na Figura 4.10.

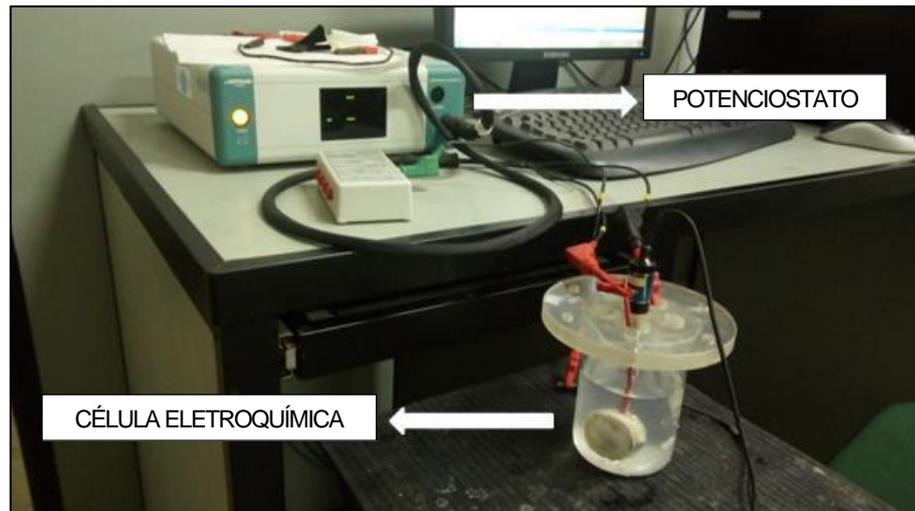


Figura 4.10 – Potenciostato AutolabType III

Os ensaios foram realizados em uma célula eletroquímica de vidro com 200 mL de solução 3,5% em massa de cloreto de sódio conforme mostra a Figura 4.11. Nesta célula foram montados o corpo de prova (eletrodo de trabalho), um contra eletrodo de platina e um eletrodo de referência de calomelano saturado (ECS).

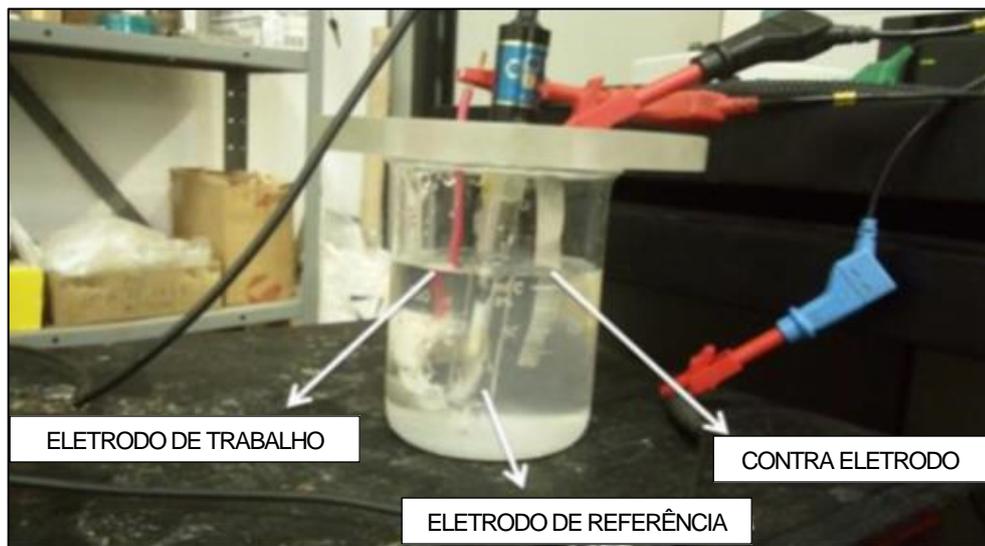


Figura 4.11 – Ensaio eletroquímico: equipamento

A partir do E_{corr} foram levantadas as curvas de polarização potencioestática anódica e catódica. Para as curvas anódicas e catódicas foi aplicada uma variação de 250 mV a partir do E_{corr} , para valores mais positivos (anódicas) ou mais negativos (catódicas). Todas as medidas foram feitas sem agitação da solução ou do eletrodo.

4.3. ENSAIOS DE CORROSÃO

Foram realizados três ensaios de corrosão por imersão estática em solução a 3,5 % em massa de cloreto de sódio.

O primeiro e o segundo ensaios foram realizados para verificar a resistência à corrosão da superfície do revestimento dos CPs. Para tanto, os CPs foram imersos individualmente na solução salina e o tempo de ensaio foi 45 dias (1080 h). Sendo o primeiro realizado à temperatura ambiente e o segundo à 40°C.

O terceiro ensaio foi realizado para verificar a resistência à corrosão por frestas do revestimento dos CPs. Assim, os CPs foram imersos individualmente na solução salina à temperatura ambiente e o tempo de ensaio foi 7 dias (168 h).

No primeiro e segundo ensaios, espera-se observar o desenvolvimento de corrosão ao longo da superfície exposta à solução salina, conforme o aumento da concentração de ferro superficial, sendo esta mais agressiva nos ensaios à temperatura de 40 °C.

No terceiro ensaio, espera-se o desenvolvimento de corrosão por frestas e corrosão galvânica provocadas pela junção da liga 625 como catodo e o aço carbono como anodo.

4.3.1. Preparação dos Corpos de Prova para Ensaio de Corrosão

Os corpos de prova para os ensaios de corrosão, foram cortados com as dimensões 10 x 10 mm e 10 x 15 mm e foram embutidos em resina acrílica com a superfície soldada para cima conforme mostra a Figura 4.14.

Para o primeiro e segundo ensaios, foram aplicados verniz nas frestas entre a superfície dos CPs e a resina acrílica, isolando o revestimento e impedindo a corrosão por frestas.

Os corpos de prova para o terceiro ensaio, foram cortados com as dimensões 10 x 10 mm foram embutidos em resina acrílica com a superfície soldada para cima conforme mostra a Figura 4.12. Neste ensaio, não foi aplicado verniz nas frestas dos CPs.

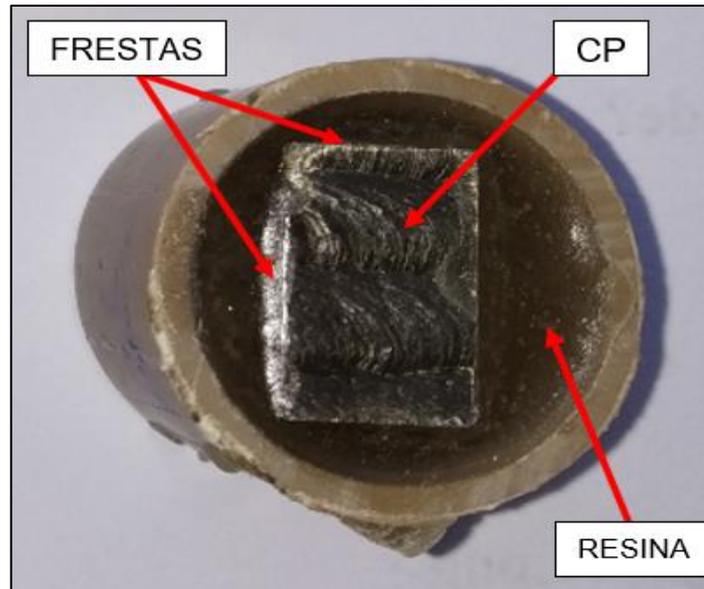


Figura 4.12 – Corpos de prova para ensaios de corrosão

4.4. AVALIAÇÃO TÉCNICA E ECONÔMICA COMPARATIVA DO USO DA LIGA 625 EM RELAÇÃO AOS OUTROS MATERIAIS E PROCEDIMENTOS.

Objetiva-se neste estudo fazer uma comparação técnica e econômica das ligas e procedimentos que poderiam ser utilizados na recuperação do equipamento, na situação discutida no capítulo 3.

Uma pesquisa orçamentária foi executada para permitir a validação econômica da liga UNS 06625, em comparação com outros materiais que também são utilizados para o mesmo fim. As ligas pesquisadas foram o aço inoxidável AISI 316, aço inoxidável duplex S32750 e a liga UNS 06625.

Além da pesquisa de materiais processados como tubos e chapas, também foi feita uma avaliação do custo dos consumíveis de soldagem e de serviços de cladeamento e aspersão térmica em empresas encontradas através de sites de busca.

Por sigilo comercial, não serão divulgados os fabricantes, revendedores e prestadores de serviço.

5. RESULTADOS E DISCUSSÕES

5.1. RESULTADOS DA AVALIAÇÃO DO REVESTIMENTO APLICADO

O primeiro passo para verificar a eficácia da metodologia utilizada no reparo do equipamento e da qualidade do revestimento aplicado, foi a avaliação da técnica e das condições de soldagem empregadas no reparo.

Em um segundo momento, os ensaios não destrutivos foram realizados de forma a verificar a integridade e as condições do metal depositado durante o processo de revestimento.

A terceira etapa foi a realização de ensaios de laboratório para a validação dos resultados encontrados nos ensaios de campo.

Por fim, um estudo técnico e comercial foi elaborado para avaliação da liga 625 em comparação com outras ligas e outras técnicas de aplicação.

5.1.1. Resultados da Técnica de Soldagem

O processo de soldagem e o consumível empregados para o revestimento e para o reparo do equipamento foram, respectivamente, o eletrodo revestido e E NiCrMo3. A quantidade de camadas e o diâmetro do eletrodo utilizado estão apresentados na Tabela 5.1.

Tabela 5.1 – Número de camadas e diâmetro do eletrodo

PEÇA	CAMADAS	Ø ELETRODO
Peça 1	1	4,00 mm
Peça 2	2	2,50 mm
Peça 3	3	2,50 mm
Peça 4	2	3,25 mm
Peça 5	1	3,25 mm

O aporte térmico (*heat input*) foi calculado conforme Equação 3, segundo a orientação da Norma ASME IX, item QW-409.1 (2017). Para tanto, a velocidade de

progressão, a tensão e a corrente elétrica foram verificadas durante o processo de soldagem.

$$Aporte\ Térmico = \frac{Tensão \times Corrente \times 60}{Velocidade}$$

[3]

Onde:

Aporte Térmico (J/mm), Tensão (V), Corrente (A), Velocidade (mm/min).

Após a conclusão de cada uma das camadas do revestimento das peças, uma inspeção visual na superfície da solda foi executada de modo a identificar as possíveis descontinuidades visíveis no revestimento.

A Figura 5.1 apresenta o revestimento da liga 625 aplicado sobre a superfície dos corpos de prova de aço carbono.

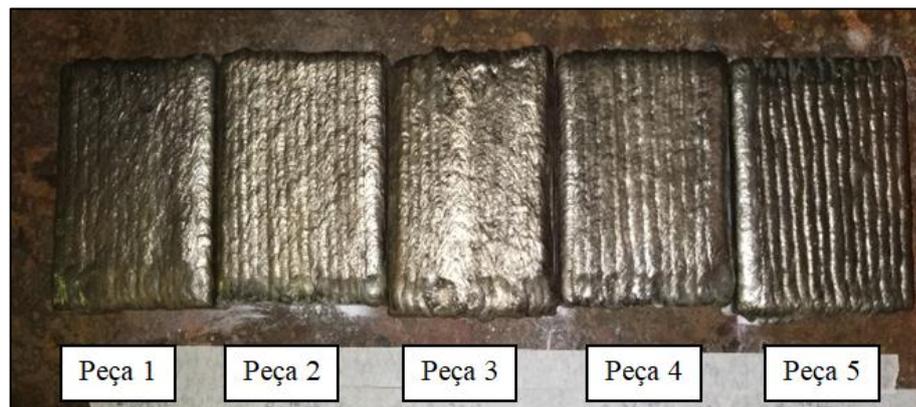


Figura 5.1 – Peças revestidas com a liga 625

Além das variáveis elétricas, também foi realizada a medição da espessura do metal depositado em cada camada utilizando um paquímetro. Os resultados obtidos estão registrados nas Tabelas 5.2 a 5.6, a seguir.

Tabela 5.2 – Variáveis de soldagem: peça 1
PEÇA 1 - PARÂMETRO 1ª CAMADA

PASSES	15
COMPRIMENTO DEPOSITADO (mm)	110
DIÂMETRO DO ELETRODO (mm)	4,00
TEMPO MÉDIO (s)	40,07
ESPESSURA DEPOSITADA (mm)	4,12
VELOCIDADE (mm/min)	164,73
TENSÃO (V)	11,60
CORRENTE (A)	110,53
APORTE TÉRMICO (J/mm)	467,03

Tabela 5.3 – Variáveis de soldagem: peça 2
PEÇA 2 - PARÂMETROS 1ª CAMADA 2ª CAMADA

PASSES	19	18
COMPRIMENTO DEPOSITADO (mm)	110	110
DIÂMETRO DO ELETRODO (mm)	2,50	2,50
TEMPO MÉDIO (s)	30,05	29,89
ESPESSURA DEPOSITADA (mm)	2,84	1,50
VELOCIDADE (mm/min)	219,63	220,81
TENSÃO (V)	11,11	11,00
CORRENTE (A)	72,47	72,78
APORTE TÉRMICO (J/mm)	219,95	217,54

Tabela 5.4 – Variáveis de soldagem: peça 3
PEÇA 3 – PARÂMETROS 1ª CAMADA 2ª CAMADA 3ª CAMADA

PASSES	17	18	15
COMPRIMENTO DEPOSITADO (mm)	110	110	110
DIÂMETRO DO ELETRODO (mm)	4,00	4,00	4,00
TEMPO MÉDIO (s)	24,53	25,61	23,73
ESPESSURA DEPOSITADA (mm)	3,24	3,52	1,96
VELOCIDADE (mm/min)	269,06	257,71	278,13
TENSÃO (V)	11,41	11,44	11,33
CORRENTE (A)	98,47	98,56	99,53
APORTE TÉRMICO (J/mm)	250,55	262,51	243,27

Tabela 5.5 – Variáveis de soldagem: peça 4

PEÇA 4 - PARÂMETROS	1ª CAMADA	2ª CAMADA
PASSES	15	12
COMPRIMENTO DEPOSITADO (mm)	110	110
DIÂMETRO DO ELETRODO (mm)	3,25	3,25
TEMPO MÉDIO (s)	41,53	37,50
ESPESSURA DEPOSITADA (mm)	3,14	2,58
VELOCIDADE (mm/min)	158,92	176,00
TENSÃO (V)	11,53	11,67
CORRENTE (A)	85,60	82,27
APORTE TÉRMICO (J/mm)	372,63	327,30

Tabela 5.6 – Variáveis de soldagem: peça 5

PEÇA 5 - PARÂMETROS	1ª CAMADA
PASSES	14
COMPRIMENTO DEPOSITADO (mm)	110
DIÂMETRO DO ELETRODO (mm)	3,25
TEMPO MÉDIO (s)	38,21
ESPESSURA DEPOSITADA (mm)	3,72
VELOCIDADE (mm/min)	172,73
TENSÃO (V)	11,57
CORRENTE (A)	80,64
APORTE TÉRMICO (J/mm)	324,09

- **Considerações**

A técnica de soldagem por explosão é inviável para pequenos reparos e, dado as condições do processo – por produzir uma explosão, literalmente – é impossível de se executar a bordo de uma plataforma de produção de petróleo.

Vandervoort (1979) verificou que diversos processos de soldagem podem ser utilizados para soldagem da liga 625, como TIG, MIG/MAG, eletrodo revestido, arco submerso, produzindo soldas de excelentes qualidades. A principal limitação encontrada é relacionada à energia de soldagem (PERES, 2005).

A soldagem TIG em sua variação HT (*hot-wire*) possui a vantagem de ser um processo automático de alta produtividade e de alcançar baixíssimos níveis de diluição. Contudo, como sua execução só é possível na posição plana de soldagem e o custo e a robustez do equipamento são fatores que limitam a aplicação deste processo, sua aplicação na manutenção de equipamentos *in loco* torna-se inviável.

A soldagem TIG convencional, embora possua a menor taxa de produtividade dentre os demais processos deste estudo, produz soldas de altíssima qualidade e livre de escórias, permite um grande controle da diluição e é um processo que possui boa mobilidade e baixo custo de equipamentos.

A soldagem por eletrodo revestido (SMAW) é a técnica de soldagem mais versátil dentre todos os processos de soldagem, possui grande mobilidade e baixíssimo custo de equipamentos, sendo capaz de alcançar os locais mais remotos em uma unidade operacional. Esses fatores a tornam o processo ideal para reparos por soldagem de pequenas áreas (AWS, HANDBOOK, 2019).

Contudo, por formar uma camada de escória em cima de cada passe de solda⁶, é um processo que demanda muita habilidade e atenção do soldador para manter a regularidade da soldagem e manter a solda livre de inclusões de escória, como observado por Direne Filho (2014) e Tusset *et al.*, (2008).

Não restam dúvidas que os processos automatizados podem proporcionar, além de maior produtividade, melhores condições de aplicação e maior regularidade na execução de soldas. Entretanto, tais processos requerem melhores estruturas e facilidades que, geralmente, só são possíveis em instalações fabris. Considerando as condições do trabalho no campo, como o presente estudo de caso, não foi possível optar por um processo automatizado.

Na Europa, no Japão e nos Estados Unidos da América, a técnica de soldagem mais utilizada para o serviço de revestimento *weld overlay* é o GMAW (*gas metal arc welding*), também conhecido por MIG. Para componentes *subsea* e *offshore*, o processo mais empregado é o TIG (GTAW). Contudo, outros processos de soldagem, cuja produtividade é muito superior aos anteriores citados, têm sido empregados e estudados para a aplicação de revestimento à base de níquel (ALVARAES *et al.*, 2019).

Assim, após a análise das técnicas apresentadas para o reparo nos equipamentos e devido à necessidade de executar o preenchimento de alvéolos de corrosão, destacamos a possibilidade de utilizar os processos de soldagem TIG convencional e eletrodo revestido, sendo que o ideal para este reparo e para possíveis reparos futuros, a melhor técnica de soldagem é o processo TIG convencional.

⁶ Passe de Solda – progressão unitária da soldagem ao longo de uma junta. O resultado de um passe é um cordão de solda. Um conjunto de passes alinhados é uma camada.

Como resultado do revestimento aplicado nos corpos de prova, a espessura depositada foi bem variada, com valores entre 3,72 mm, para a peça 5, e 8,72 mm para a peça 3.

O maior aporte de calor calculado foi na aplicação do revestimento da peça 1. As peças 2 e 3 tiveram o menor valor. Segundo Aranha Júnior (2019) e Ferreira Júnior (2020), a diluição do revestimento de soldagem é diretamente proporcional ao aporte de calor aplicado durante a execução da técnica. Entretanto, esta condição varia conforme a espessura da camada depositada e, principalmente, da quantidade de camadas de soldagem aplicadas no revestimento. Kumar *et al.* (2010) identificou que a diferença na diluição entre a primeira e a segunda camadas é considerável.

5.1.2. Verificação Preliminar da Composição Química da Superfície do Revestimento Aplicado

A análise química preliminar da liga resultante do processo de soldagem foi realizada pelo ensaio PMI, através do equipamento portátil NITON XLT 898 apresentado na Figura 5.2.



Figura 5.2 – Ensaio de PMI: equipamento portátil NITON XLT 898

Os pontos de medição para este ensaio na peça soldada foram realizados conforme apresentado na Figura 5.3.

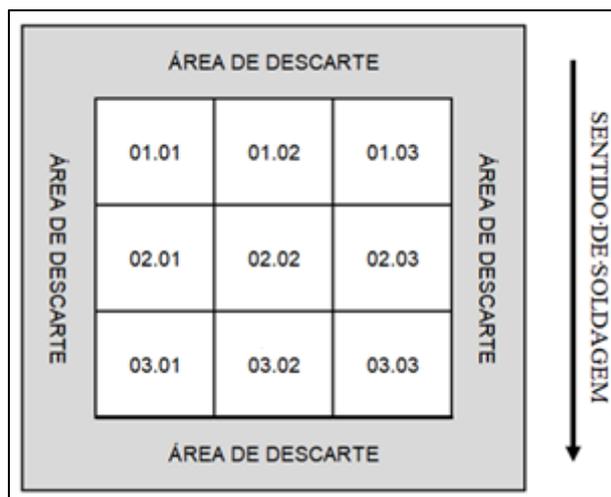


Figura 5.3 – Pontos de medição dos corpos de prova

Os resultados dessas análises químicas estão apresentados, a seguir, nas Tabelas 5.7 a 5.11. O teor de ferro na liga está destacado em **vermelho**, permitindo identificar o efeito da diluição deste elemento na liga depositada.

Tabela 5.7 – Análise química: peça 1

MEDIÇÃO	%Mo	%Nb	%Ni	%Fe	%Mn	%Cr
01.01	7,32	2,82	52,87	20,39	0,399	16,1
01.02	7,47	2,98	54,13	18,25	0,383	16,66
01.03	7,37	2,63	53,34	19,58	0,347	16,65
02.01	7,39	2,91	52,23	19,94	0,515	16,80
02.02	7,57	3,05	55,3	16,68	0,41	16,85
02.03	7,80	3,10	56,14	14,69	0,491	17,49
03.01	7,35	2,95	53,86	17,87	0,343	17,34
03.02	7,75	3,09	55,51	16,03	0,400	17,10
03.03	7,94	3,08	58,35	12,72	0,269	17,55

Tabela 5.8 – Análise química: peça 2

MEDIÇÃO	%Mo	%Nb	%Ni	%Fe	%Mn	%Cr
01.01	8,19	3,08	56,77	13,36	0	18,19
01.02	7,80	2,65	55,81	16,25	0	17,24
01.03	7,71	2,59	55,45	16,67	0	17,27
02.01	8,09	2,95	58,42	11,96	0	18,42
02.02	8,02	2,89	57,77	13,26	0	17,93
02.03	7,81	2,88	57,37	14,18	0	17,32
03.01	8,47	3,36	60,80	7,21	0	19,85
03.02	8,45	3,11	60,35	8,97	0	18,91
03.03	8,59	3,37	62,01	6,99	0	18,74

Tabela 5.9 – Análise química: peça 3

MEDIÇÃO	%Mo	%Nb	%Ni	%Fe	%Mn	%Cr
01.01	8,89	3,37	64,30	3,93	0,428	18,95
01.02	8,64	3,33	63,27	4,44	0,343	19,75
01.03	8,61	3,34	62,49	5,40	0,351	19,71
02.01	8,68	3,31	63,33	4,42	0,366	19,72
02.02	8,74	3,73	63,50	4,01	0,393	19,52
02.03	8,76	3,43	63,57	3,99	0,426	19,76
03.01	8,93	3,53	63,75	3,75	0	19,64
03.02	8,78	3,45	64,00	3,50	0	19,99
03.03	8,79	3,79	64,21	2,94	0,344	19,81

Tabela 5.10 – Análise química: peça 4

MEDIÇÃO	%Mo	%Nb	%Ni	%Fe	%Mn	%Cr
01.01	8,25	3,17	60,12	10,27	0,494	17,52
01.02	8,26	3,34	58,60	10,55	0,405	18,75
01.03	8,23	3,16	59,80	10,67	0,422	17,54
02.01	8,24	3,26	59,18	10,43	0,438	18,35
02.02	8,38	3,31	60,25	8,53	0,34	19,06
02.03	8,46	3,45	61,41	7,46	0,346	18,69
03.01	8,40	3,45	61,92	8,11	0,43	17,47
03.02	8,48	3,44	61,45	7,01	0,519	18,92
03.03	8,59	3,4	62,01	5,85	0,372	19,59

Tabela 5.11 – Análise química: peça 5

MEDIÇÃO	%Mo	%Nb	%Ni	%Fe	%Mn	%Cr
01.01	7,35	3,05	52,79	19,24	0,553	16,84
01.02	7,46	3,02	53,73	18,27	0,409	16,95
01.03	7,22	3,05	52,11	19,94	0,559	17,06
02.01	7,37	3,09	52,80	19,12	0,453	17,01
02.02	7,42	3,22	53,56	18,15	0,474	16,89
02.03	7,29	3,05	52,50	19,65	0,480	16,84
03.01	7,46	3,16	54,20	17,59	0,410	17,08
03.02	7,60	3,23	53,59	17,59	0,351	17,43
03.03	7,47	3,25	53,58	18,13	0,531	16,96

- **Considerações**

Farina (2014) identificou que a resistência à corrosão da liga 625 é inversamente proporcional ao teor de ferro. Desta forma, quando aplicada por soldagem em superfícies de aço carbono, é imprescindível um bom controle da diluição durante a execução do processo. As normas API 6A (2019), ASME IX (2017)

e a diretriz de engenharia da Petrobras (2017), determinam que o teor de ferro na superfície do revestimento deve ser inferior a 5%.

Durante a soldagem, parte do metal de base (aço carbono) funde-se e mistura-se com o metal de adição (consumível de soldagem), formando o metal de solda. Segundo AWS Handobook (2019), a composição química de cada uma das camadas da solda pode ser considerada uniforme.

A primeira camada de revestimento é aplicada diretamente no substrato de aço carbono, resultando em uma mistura de composição química direta entre o metal de adição e o metal de base. O revestimento das peças 1 e 5 foram obtidas desta forma e resultaram em uma concentração de ferro na superfície entre 15 e 20%.

O revestimento das peças 2 e 4 foram obtidos com a deposição de duas camadas de solda, sendo sua composição formada pelo metal resultante da primeira camada (ou seja, já diluída) e o metal de adição, como resultado, a participação do metal de base no metal de solda é minimizada, alcançando níveis de diluição próximos de 10%.

De forma similar às peças 2 e 4, o revestimento da peça 3 foi obtido com 3 camadas de solda e resultou em uma liga com níveis de ferro na superfície inferior a 5%.

Como esperado, os revestimentos aplicados com maiores números de camadas apresentam menores concentrações de ferro devido à diminuição da diluição do processo de soldagem, camada por camada. A mesma consideração vale para a espessura dos revestimentos: quanto maior a espessura, menor a concentração de ferro na superfície.

Tais resultados são bastante semelhantes aos obtidos por Moradi e Ketabchi (2016) na determinação da diluição calculada. O estudo foi realizado calculando em 30 pontos durante a aplicação por solda da liga 625 sobre aço carbono em termos dos valores dos elementos Fe, Ni, Mo e Nb.

Silva *et al.* (2013) desenvolveram um excelente trabalho utilizando as técnicas de microscopia eletrônica de varredura associado a espectroscopia de RX, mostrando a diluição do ferro e outros elementos durante o processo de soldagem.

Avaliando os resultados do teor de ferro e nas considerações acima, pode-se verificar que os níveis de diluição foram bastante variados e coerentes com os resultados obtidos na ocasião do reparo do equipamento a bordo.

Havendo concentrações de ferro superficial entre 3% e 20%, os valores foram adequados para o prosseguimento do estudo.

A Figura 5.4, a seguir, apresenta um comparativo entre as concentrações de ferro encontradas em cada uma das peças nos pontos de medição em vista superior.

PEÇA 01			PEÇA 02		
20,39	18,25	19,58	13,36	16,25	16,67
19,94	16,68	14,69	11,96	13,26	14,18
17,87	16,03	12,72	7,21	8,97	6,99
PEÇA 03			PEÇA 04		
3,93	4,44	5,40	10,27	10,55	10,67
4,42	4,01	3,99	10,43	8,53	7,46
3,75	3,50	2,94	8,11	7,01	5,85
PEÇA 05					
19,24	18,27	19,94			
19,12	18,15	19,56			
17,59	17,59	18,13			

Figura 5.4 – Comparativo do teor percentual de ferro na superfície das peças aplicadas com o revestimento 625

5.1.2.1. Cálculo da Diluição da Soldagem e Concentração de Ferro Superficial

O cálculo da diluição da soldagem em cada uma das camadas e a sua consequência na composição química final do revestimento, foi realizada conforme a Equação 1.

Para este cálculo foram utilizados com valores de 1,0 mm de penetração⁷ (espessura do metal de base que se funde e participa do metal de solda) e a composição química do substrato de aço carbono e do metal de adição (E NiCrMo3) foram de 98% e 1,3%, respectivamente (ESAB1, 2019).

A Tabela 5.12 apresenta o cálculo da diluição e da concentração de ferro em cada um dos revestimentos aplicados, em comparação com os valores reais encontrados através do ensaio de PMI.

⁷ Este valor foi verificado medindo a profundidade de penetração do revestimento na seção transversal de todos os CPs. Os valores obtidos foram subtraídos das espessuras finais de cada revestimento. Por fim, realizou-se uma média entre todos os resultados.

Tabela 5.12 – Cálculo da Diluição e concentração de ferro

	CÁLCULO				ENSAIO PMI (% Fe)		
	Camadas	Espessura	Diluição	% Fe	Min	Max	Média
PEÇA 1	1	4,12	22%	20,8	12,72	20,39	17,35
PEÇA 2	2	4,42	22%	11,7	7,21	16,67	12,09
PEÇA 3	3	8,72	13%	3,7	2,94	5,40	4,04
PEÇA 4	2	5,72	18%	8,4	5,85	10,67	8,76
PEÇA 5	1	3,72	25%	22,3	12,59	19,94	18,62

- **Considerações**

Pode-se verificar certa coerência entre a concentração de ferro e, conseqüentemente, da diluição, calculadas e as verificadas através do ensaio PMI. A diferença entre a média verificada e os valores calculados nas Peças 2, 3 e 4 foram inferiores a 0,7%.

As Peças 1 e 2 receberam revestimentos de espessura muito próximas, 4,12 mm e 4,42 mm, respectivamente. Contudo, a concentração de ferro final, tanto calculada quanto verificada pelo ensaio PMI, foram bem diferentes. A média verificada foi de 17,35 para a Peça 1 e de 12,09% para a Peça 2, já os valores calculados foram de 20,8 % Fe para a Peça 1 e 11,7 % Fe para a Peça 2. KUMAR *et al.* (2010) explica que esta diferença pode ser justificada pelo número de camadas aplicadas em cada revestimento.

Através do cálculo da diluição, caso os revestimentos das Peças 2, 3 e 4 fossem aplicados em apenas uma camada de soldagem, a concentração e ferro superficial seria em torno de 20%, 12% e 16%, respectivamente. Valores bem superiores aos encontrados com a aplicação de mais de uma camada.

Ferreira Júnior (2020) ainda verificou que a sobreposição⁸ de cada passe de solda também tem grande influência sobre a diluição. Quando maior a sobreposição, menor a diluição.

É possível notar que as peças que receberam maiores números de camadas de revestimento, resultaram em menores valores de diluição e de ferro, mesmo com

⁸ Na terminologia de soldagem existem dois significados para sobreposição:

- a) Um defeito de soldagem, onde há um excesso de metal de solda sobreposto e sem estar fundido ao metal de base na margem da solda;
- b) A taxa de penetração de um passe de solda sobre outro passe. Assim como uma camada de solda é aplicada sobre a outra, cada passe de solda é aplicado ao lado do outro, mas com uma taxa de sobreposição. Fazendo com que o metal do passe de solda já existente, se funda participe do metal de solda do novo passe.

a mesma espessura final de revestimento. Fato também foi observado por Ferreira Júnior (2020).

A diferença entre as concentrações de ferro medidas na mesma peça que, teoricamente foram executadas nas mesmas condições, podem ser atribuídas à habilidade manual e à fadiga do soldador.

Silva (2003) constatou que a fadiga muscular do soldador deve ser considerada para medir a sua regularidade durante o processo de aplicação de soldas de revestimento. Assim, conforme a soldagem avança e o soldador leva mais tempo em um passe do que em outro, o aporte térmico varia e, conseqüentemente, a diluição resultante de um passe depositado fica diferente dos outros. Esse fato promove maior concentração de ferro em certas áreas da mesma solda.

Como verificado no Item 5.1.1, a melhor técnica de soldagem para este serviço seria a TIG-HT em condições de chão de fábrica e TIG convencional para serviços *in loco*. O consumível destes processos possui 0,2% de Ferro em sua composição química (ESAB3, 2020). No caso da soldagem TIG-HT, onde a diluição alcança níveis baixíssimos de 3%, tais condições resultariam em uma concentração de ferro no metal de solda próxima a 3%.

5.2. RESULTADOS DOS ENSAIOS NÃO DESTRUTIVOS

5.2.1. Resultados Dimensionais dos Cortes dos Corpos de Prova (CPs)

Os corpos de prova foram cortados a frio por meio de uma serra de fita (Figura 4.7), de forma a não alterar a microestrutura do revestimento e os resultados dos ensaios subsequentes.

Após o corte, os corpos de prova foram dimensionados com um paquímetro. As dimensões, a área superficial e a rastreabilidade dos CPs, estão registradas nas Tabelas 5.13 a 5.15.

Tabela 5.13 – Dimensões: CPs da peça 2

PEÇA	CP (Nº)	LARGURA (mm)	COMPRIMENTO (mm)	ÁREA (mm ²)
02	10	14,88	9,94	147,91
02	11	14,80	10,06	148,89
02	12	10,00	9,68	96,80
02	13	15,00	10,15	152,25
02	14	15,05	10,29	154,86
02	15	10,05	10,73	107,84
02	16	10,09	10,19	102,82
02	17	9,96	10,04	100,00
02	18	10,38	9,88	102,55

Tabela 5.14 – Dimensões: CPs da peça 4

PEÇA	CP (Nº)	LARGURA (mm)	COMPRIMENTO (mm)	ÁREA (mm ²)
04	19	14,42	9,81	141,46
04	20	9,98	9,60	95,81
04	21	15,11	9,61	145,21
04	22	15,49	9,74	150,87
04	23	9,89	9,81	97,02
04	24	14,97	9,74	145,81
04	25	10,36	10,10	104,64
04	26	9,86	10,05	99,09
04	27	10,20	10,27	104,75

Tabela 5.15 – Dimensões: CPs da peça 5

PEÇA	CP (Nº)	LARGURA (mm)	COMPRIMENTO (mm)	ÁREA (mm ²)
05	01	15,96	10,45	166,78
05	02	15,27	10,77	164,46
05	03	10,97	10,46	114,75
05	04	14,84	10,15	150,63
05	05	15,20	9,83	149,42
05	06	10,07	10,64	107,14
05	07	10,83	10,51	113,82
05	08	10,84	10,62	115,12
05	09	10,24	10,54	107,93

Durante o corte foram cometidos erros que comprometeram os a utilização das peças 01 e 03. O estudo seguirá sem a utilização delas.

5.2.2. Resultados das Análises Químicas da Superfície do Revestimento dos CPs

Após o corte, cada CP foi avaliado em sua composição química com equipamento portátil NITON XLT 898 e os resultados obtidos estão registrados, a seguir, na Tabela 5.16.

Tabela 5.16 – Análise química dos corpos de prova

CP	% Mo	% Nb	% Ni	% Fe	% Mn	% Cr	% Ti
01	7,27	2,74	51,32	21,46	0,00	16,68	0,00
02	7,41	2,64	51,68	19,57	0,00	17,59	0,00
03	7,27	2,90	50,64	20,64	0,00	17,15	0,00
04	7,13	2,68	51,41	21,71	0,00	16,32	0,00
05	7,16	2,56	52,50	20,12	0,00	16,60	0,00
06	7,24	2,88	52,50	19,13	0,60	17,05	0,00
07	7,67	2,85	52,62	17,87	0,00	18,34	0,00
08	6,78	2,48	50,50	23,10	0,53	16,34	0,00
09	7,27	2,83	52,21	19,27	0,00	16,98	0,00
10	7,94	2,70	57,05	13,96	0,00	17,99	0,00
11	7,90	2,34	55,50	16,47	0,00	17,53	0,00
12	7,72	2,29	54,91	16,88	0,00	17,44	0,00
13	8,61	2,69	56,99	12,71	0,00	17,84	0,00
14	7,99	2,24	54,81	16,62	0,00	17,24	0,00
15	7,28	2,10	53,68	18,80	0,00	17,26	0,00
16	7,77	2,44	56,03	16,02	0,00	16,93	0,00
17	7,68	2,24	53,07	18,80	0,00	17,16	0,00
18	7,55	2,64	55,25	15,99	0,00	17,50	0,00
19	8,30	2,96	61,17	8,26	0,00	18,71	0,83
20	8,75	3,14	61,17	6,41	0,78	19,35	0,00
21	8,14	3,03	59,72	9,40	0,00	18,96	0,00
22	8,78	3,13	60,09	8,50	0,00	18,60	0,00
23	8,48	2,95	60,34	8,08	0,00	19,56	0,00
24	8,60	3,02	61,97	6,82	0,00	19,10	0,00
25	8,25	2,85	58,25	11,13	0,00	18,66	0,00
26	7,76	2,71	59,59	10,98	0,00	18,22	0,00
27	8,31	2,76	60,83	10,30	0,00	16,89	0,00

- **Considerações**

Foram obtidos vinte e sete CPs com concentrações de ferro na superfície de 6,41% a 23,10%. Desta forma, a perda das peças 1 e 3 não comprometeu o andamento do projeto.

O processo de soldagem utilizado, tanto na fabricação dos corpos de prova quanto na execução do reparo no equipamento a bordo, foi o eletrodo revestido. Neste processo, o consumível utilizado (E NiCrMo3) possui em sua composição química 2% de Fe. Assim, podemos considerar que o ferro encontrado nas análises químicas dos CPs é proveniente do metal de base.

Ao considerarmos a aplicação o revestimento pelo processo de soldagem TIG convencional, o consumível utilizado é ER NiCrMo3, cuja composição química possui 0,2% Fe (ESAB3, 2020). Portanto, pode ser considerado que o teor de ferro composição química do metal de solda resultante seria inferior ao encontrado com o eletrodo revestido. Desta forma, o processo de soldagem TIG convencional é, novamente, uma técnica mais adequada ao reparo do filtro a bordo.

É importante destacar que o CP 08 possui a maior concentração de ferro dentre todos os corpos de prova (31,10% Fe) e, em consequência, a menor concentração de molibdênio e níquel (6,78% e 50,50%, respectivamente), além de ser o segundo menor na concentração de cromo (16,34%).

A diluição do processo de soldagem é proporcional ao teor de ferro e inversamente proporcional à concentração dos outros elementos que compõem a liga 625. Este fato fica evidenciado, principalmente, no CP 08, como destacado no parágrafo anterior. De forma geral, como bem explicado no experimento de Ferreira Júnior (2020), o ferro vai tomando o espaço que outrora era destinado a outros elementos, diminuindo a concentração de cada um deles com o aumento da diluição.

Como consequência desta variação, é possível notar que os valores do PRE também irão variar. A Tabela 5.17 abaixo apresenta o cálculo do PRE para cada um dos corpos de prova, calculados a partir da Equação 2.

Tabela 5.17 – Concentração de ferro x PRE

CP	% Fe	PRE	CP	% Fe	PRE	CP	% Fe	PRE
1	21,46	40,67	10	13,96	44,19	19	8,26	46,10
2	19,57	42,04	11	16,47	43,60	20	6,41	48,23
3	20,64	41,14	12	16,88	42,92	21	9,40	45,82
4	21,71	39,85	13	12,71	46,25	22	8,50	47,57
5	20,12	40,23	14	16,62	43,61	23	8,08	47,54
6	19,13	40,94	15	18,80	41,28	24	6,82	47,48
7	17,87	43,65	16	16,02	42,57	25	11,13	45,89
8	23,10	38,71	17	18,80	42,50	26	10,98	43,83
9	19,27	40,97	18	15,99	42,42	27	10,30	44,31

Com os resultados obtidos nesta tabela, é possível verificar que o equivalente de resistência a *pitting* (PRE) é inversamente proporcional à diluição da soldagem, ou seja, quanto maior a concentração de ferro menor será o PRE resultante da liga 625. Estes resultados são coerentes com os experimentos realizados por Silva e Afonso (2012) e Ferreira Júnior (2020).

O gráfico PRE *versus* %Fe apresentado na Figura 5.5, correlaciona os valores da concentração de ferro, no eixo das abcissas, e o PRE resultante, no eixo das ordenadas, de cada um dos corpos de prova. Em vermelho, é apresentada uma linha de tendência entre as grandezas.

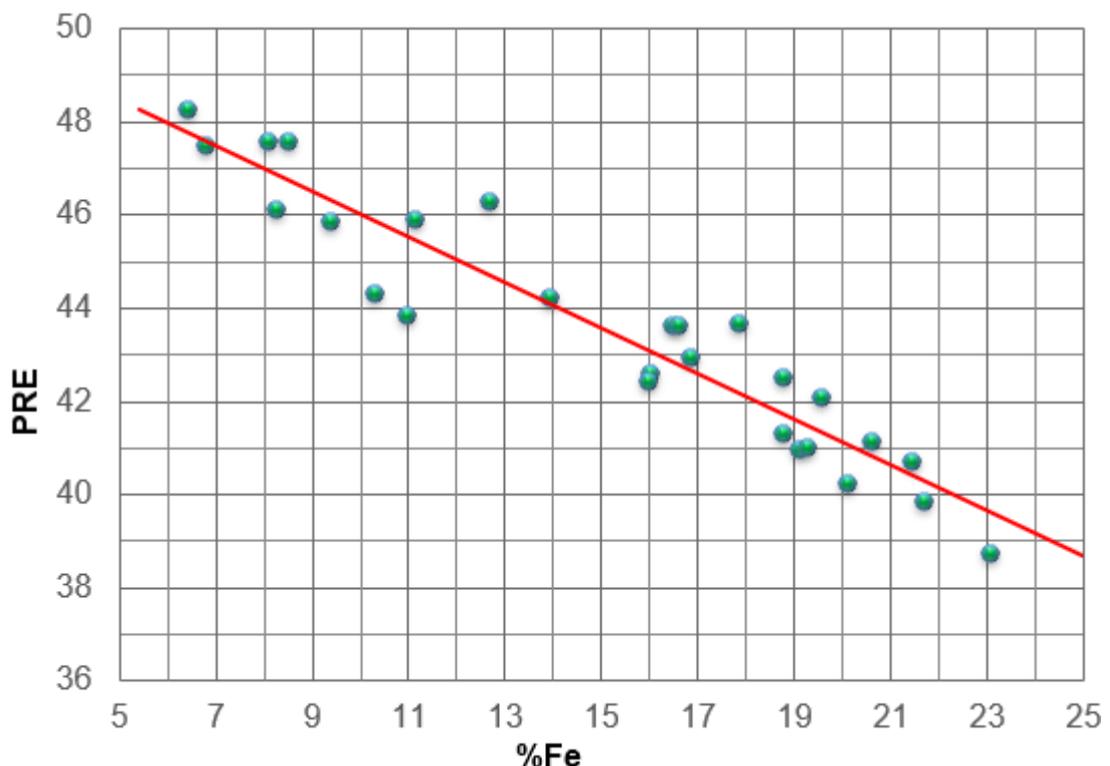


Figura 5.5 – Concentração de ferro x PRE

5.3. RESULTADOS DOS ENSAIOS DE POLARIZAÇÃO POTENCIODINÂMICAS

As identificações e os teores de ferro superficial de cada CP estão destacados na Tabela 5.18.

Tabela 5.18 – Ensaio de polarização: CPs

CP	20	27	18	06	08
%Fe	6,41	10,30	15,99	19,13	23,10

O ensaio de polarização eletroquímica foi executado em cada CP individualmente e as curvas de polarização potenciodinâmicas dos respectivos corpos de prova estão apresentadas, a seguir, nas Figuras 5.6 a 5.10

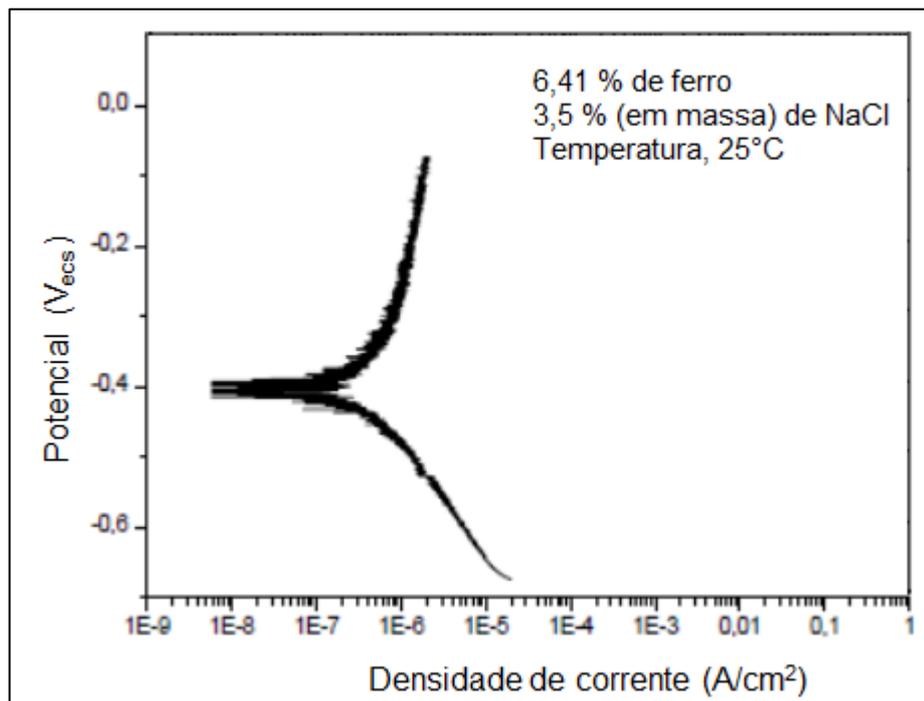


Figura 5.6 – Curva de polarização potenciodinâmicas do CP 20 com 6,41% Fe

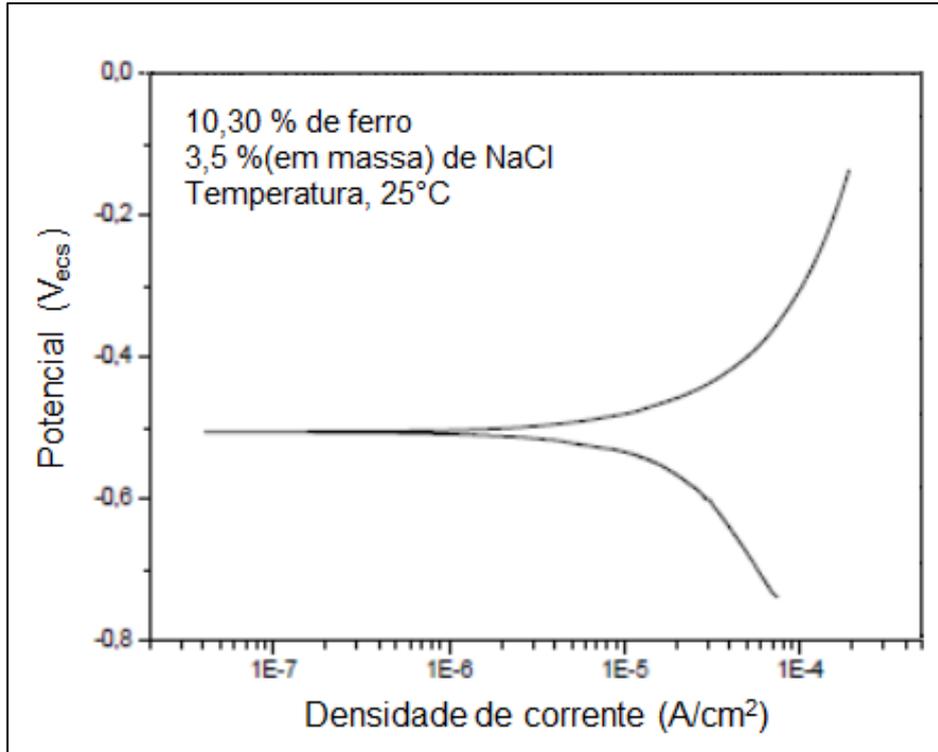


Figura 5.7 – Curva de polarização potenciodinâmicas do CP 27 com 10,30% Fe

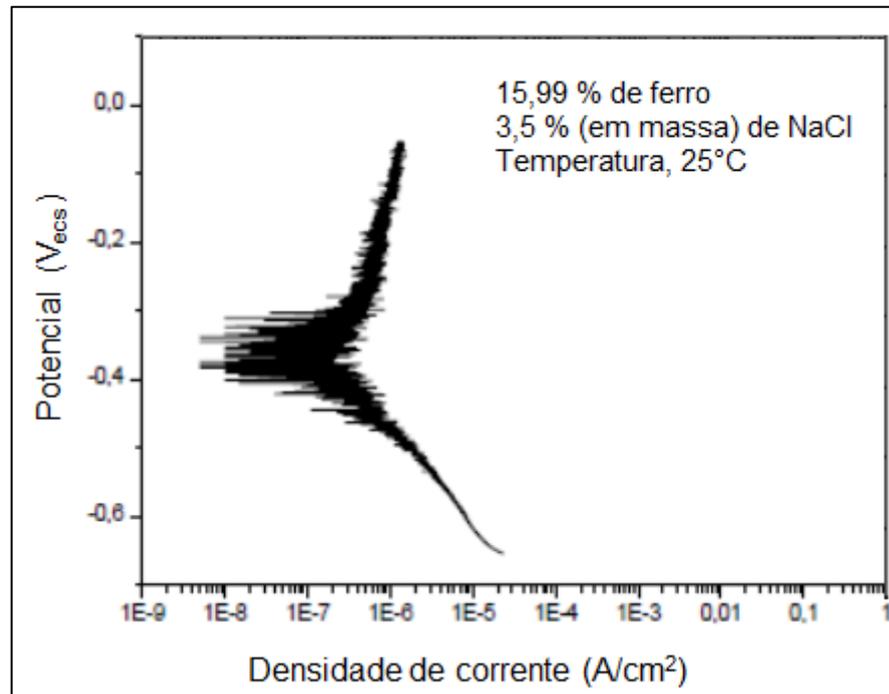


Figura 5.8 – Curva de polarização potenciodinâmicas do CP 18 com 15,99% Fe

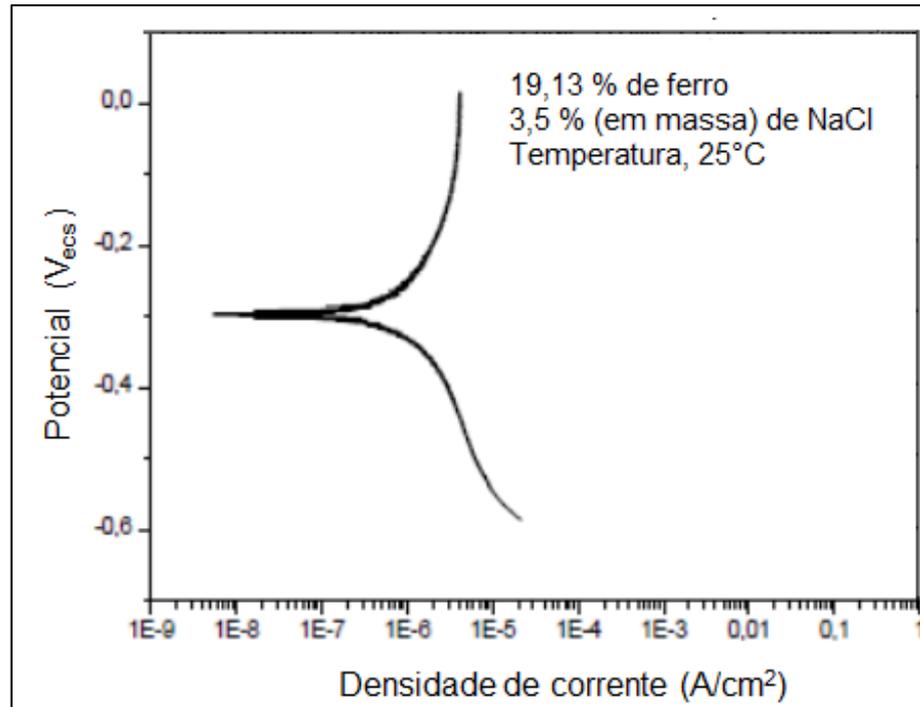


Figura 5.9 – Curva de polarização potenciodinâmica do CP 06 com 19,13% Fe

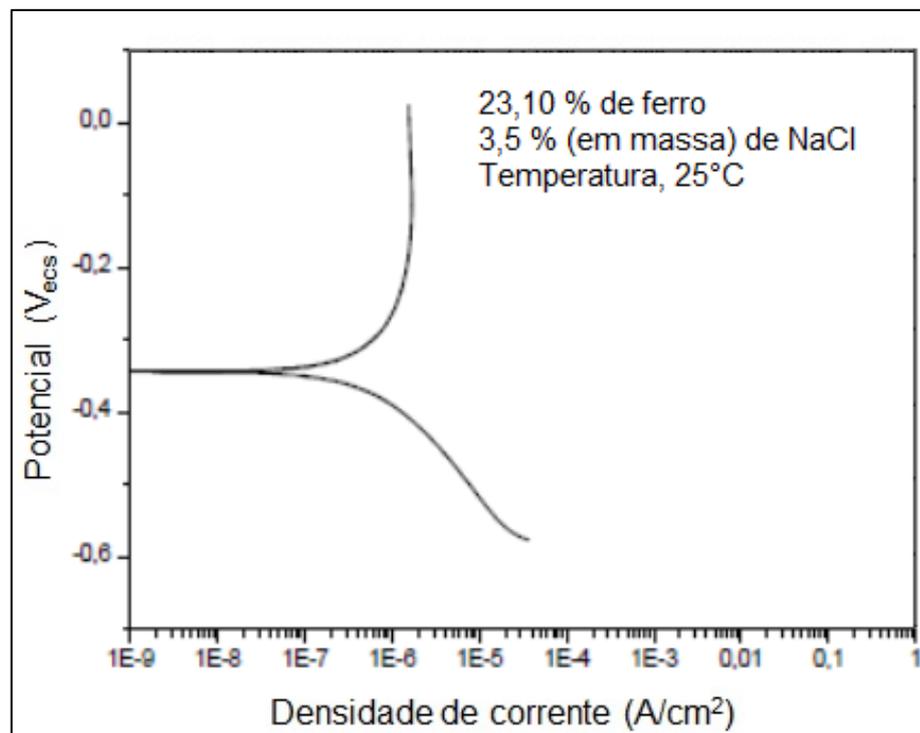


Figura 5.10 – Curva de polarização potenciodinâmica do CP 08 com 23,10% Fe

- **Considerações**

Com base em ensaios de polarização potenciodinâmica efetuados em ligas 625 aplicadas ou não sobre aço carbono e imersas em soluções salinas, pode-se

afirmar baseado em Neville e Hodgkiess (2000), que há a formação de um filme constituído de uma mistura de óxido de ferro e cromo, ou seja, tal filme forma uma barreira e impedindo ação corrosiva do meio salino.

Por outro lado, outros autores alertam da possibilidade de ocorrência de corrosão por frestas (*crevice*) nestas ligas (LILLARD e SCULLY, 1994; MILLER e LILLARD, 2019) imersas em soluções salinas.

As Figuras 5.6 a 5.10 mostram as curvas de polarização potenciodinâmicas referentes aos corpos de prova com a liga 625 com os respectivos aumentos do teor ferro. Este aumento, provocado pela diluição do processo de soldagem, é bastante semelhante às pesquisas desenvolvidas de Lu *et al.*, (2016a, 2016b) com ligas 625 com concentrações de ferro variando de 4,6 a 16% e imersas em 10% de cloreto de sódio. Também é observada a similaridade na forma das curvas anódicas com transição ativa-passiva.

Na Figura 5.11, a seguir, estão apresentadas as três curvas de polarização potenciodinâmicas juntas, onde é possível verificar a verticalização da curva anódica mostrando a transição ativa-passiva. Esta mesma tendência é observada nos trabalhos de LU *et al.*, (2016a, 2016b) e Sedricks (1982).

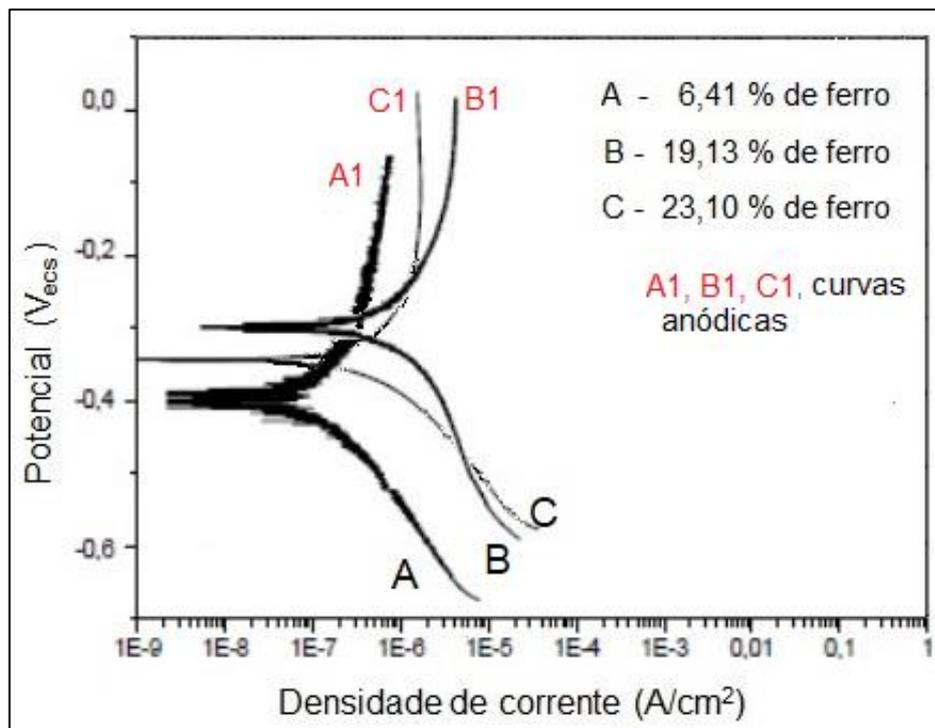


Figura 5.11 – Montagem das três curvas de polarização potenciodinâmicas mostrando as variações de ferro e o aspecto ascendente das curvas anódicas.

Com base nestas curvas de polarização potenciodinâmicas, utilizou-se o método de Tafel para determinar os valores da densidade corrente de corrosão (I_{corr}), do potencial de corrosão (E_{corr}) e da resistência de polarização (R_p), cujos resultados são apresentados da Tabela 5.19.

Tabela 5.19 – Resultados da densidade corrente de corrosão (I_{corr}), do potencial de corrosão (E_{corr}) e da resistência de polarização (R_p)

CURVAS	TEOR DE Fe %	I_{CORR} (A/Cm²)	E_P (V)	R_p (Ω.Cm²)
A	6,41	$1,5 \times 10^{-6}$	-0,39	$2,50 \times 10^5$
B	19,13	$4,8 \times 10^{-6}$	-0,30	$0,62 \times 10^5$
C	23,10	$8,5 \times 10^{-6}$	-0,35	$0,41 \times 10^5$

O corpo de prova com o teor de 6,41 % de ferro é a diluição que pode proporcionar maior resistência à corrosão com um valor de $R_p = 2,5 \times 10^5$ superior às outras duas amostras.

5.4. RESULTADOS DOS ENSAIOS DE CORROSÃO

5.4.1. Resultados dos Ensaios de Imersão Utilizando Corpos de Prova com Isolamento da Camada de Aço Carbono em Solução de NaCl à Temperatura Ambiente

Os ensaios de corrosão foram executados com adaptações ao modelo proposto pela ASTM G28. O equipamento a bordo opera com água do mar aerada, por tanto, o cloreto férrico foi substituído pela solução de 3,5% (em massa) de NaCl.

O tempo de duração do ensaio de corrosão foi de 45 dias (1080 h) e a avaliação foi visual, conforme proposto por Alencar (2017). A temperatura do ensaio foi ambiente.

A concentração de ferro na superfície dos CPs utilizados neste ensaio está apresentada na Tabela 5.20.

Tabela 5.20 – CPs: concentração de ferro para corrosão à temperatura ambiente

CP	03	09	25
% Fe	20,64	19,27	11,13

A Figura 5.12 apresenta os CPs de 10 x 10 mm embutidos em resina acrílica, imersos na solução em recipientes plásticos de 100 mL. Para evitar corrosão por frestas, foi aplicado verniz nas arestas dos CPs.



Figura 5.12 – Corpos de prova imersos em solução a 3,5 % em massa de cloreto de sódio

As Figuras 5.13 a 5.16 apresentam as fotos dos CPs no início do aparecimento dos pontos de corrosão e após os 45 dias de ensaio.



Figura 5.13 – Fotos CP 03: corrosão à temperatura ambiente



Figura 5.14 – Foto CP 09: corrosão à temperatura ambiente

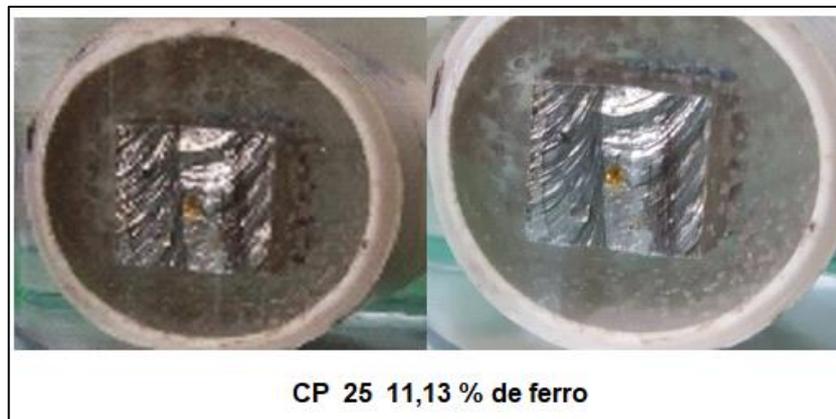


Figura 5.15 – Fotos CP 25: corrosão à temperatura ambiente

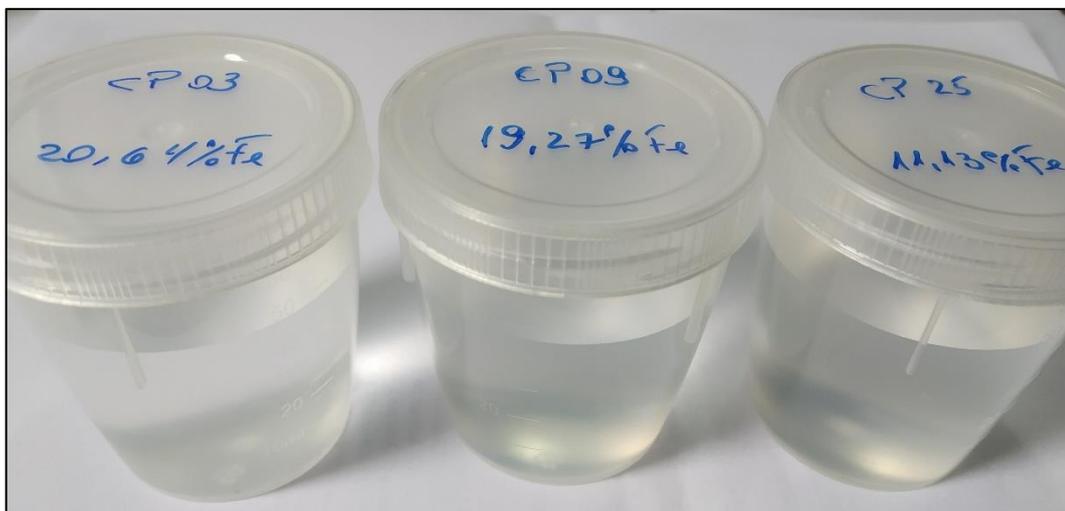


Figura 5.16 – Soluções dos CPs 03, 09 e 25: ensaio de corrosão à temperatura ambiente

- **Considerações**

Não foi possível notar nenhuma alteração na superfície dos corpos de prova durante todo o período do ensaio. Dessa maneira, é possível verificar que o revestimento aplicado com a liga 625, com concentrações de ferro superficial de 11% a 20%, resistiram à corrosão durante todo o período de ensaio.

Após 20 dias, o CP 25 apresentou um pequeno ponto, aparentando o início de uma corrosão, que se manteve constante até o 45º dia do ensaio.

5.4.2. Resultados dos Ensaios de Imersão Utilizando Corpos de Prova com Isolamento da Camada de Aço Carbono em Solução de NaCl à Temperatura 40°C

Os ensaios de corrosão foram executados com adaptações ao modelo proposto pela ASTM G28. O equipamento a bordo opera com água do mar aerada, por tanto, o cloreto férrico foi substituído pela solução de 3,5% de NaCl.

O tempo de duração do ensaio de corrosão foi de 45 dias (1080 h) e a avaliação foi visual, conforme proposto por ALENCAR (2017). A temperatura do ensaio foi a 40°C.

A concentração de ferro na superfície dos CPs utilizados nos ensaios está apresentada na Tabela 5.21.

Tabela 5.21 – CPs: corrosão a 40°C

CP	01	10	13	22	23
% Fe	21,46	13,96	12,71	8,5	8,08

Durante a execução do ensaio de corrosão à temperatura ambiente (Item 5.4.1) foram encontradas dificuldades em relação à aplicação do verniz nas arestas dos CPs de tamanho 10 x 10 mm. Assim, neste ensaio de corrosão à temperatura de 40°C, foram utilizados corpos de prova de 10 x 15 mm, permitindo uma melhor aplicação do verniz nas arestas dos CPs.

As Figuras 5.17 a 5.22 apresentam os corpos de prova imersos na solução salina no início, após 15 dias e após 45 dias de ensaio.

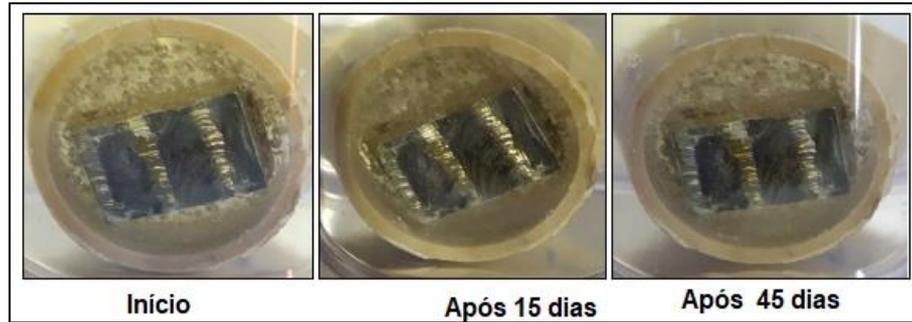


Figura 5.17 – Foto CP 01 (21,46% Fe): corrosão à 40°C

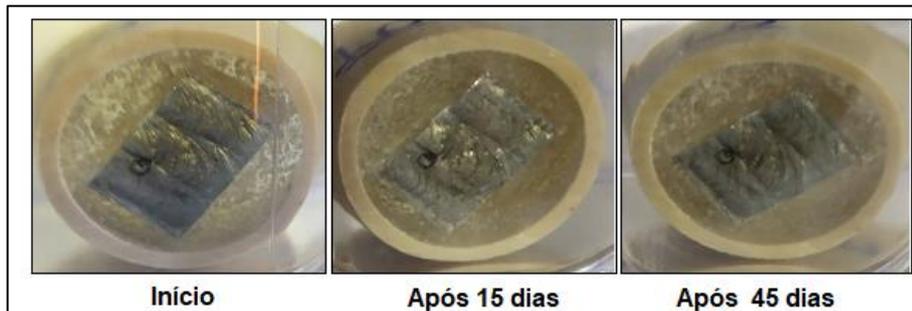


Figura 5.18 – Foto CP 10 (13,96% Fe): corrosão à 40°C

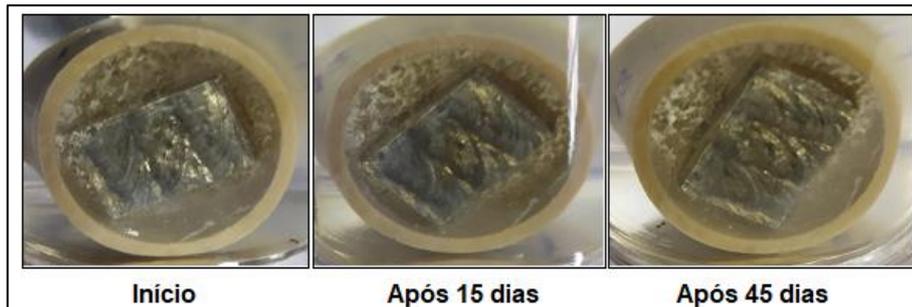


Figura 5.19 – Foto CP 13 (12,71% Fe): corrosão à 40°C

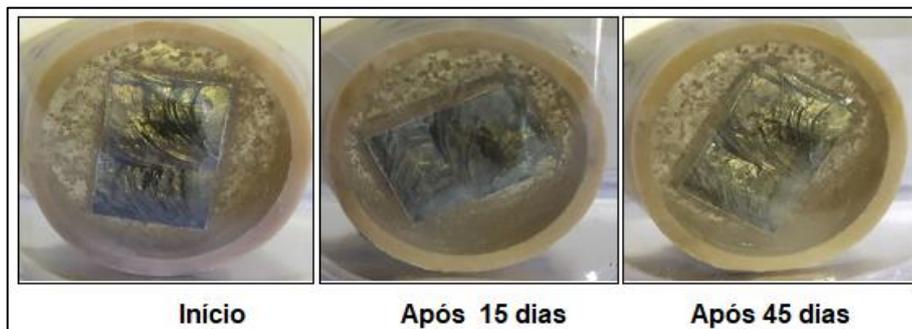


Figura 5.20 – Foto CP 22 (8,50% Fe): corrosão à 40°C

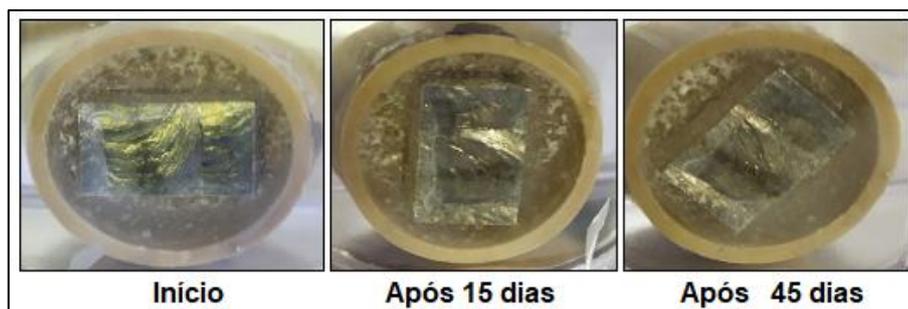


Figura 5.21 – Foto CP 23 (8,08% Fe): corrosão à 40°C

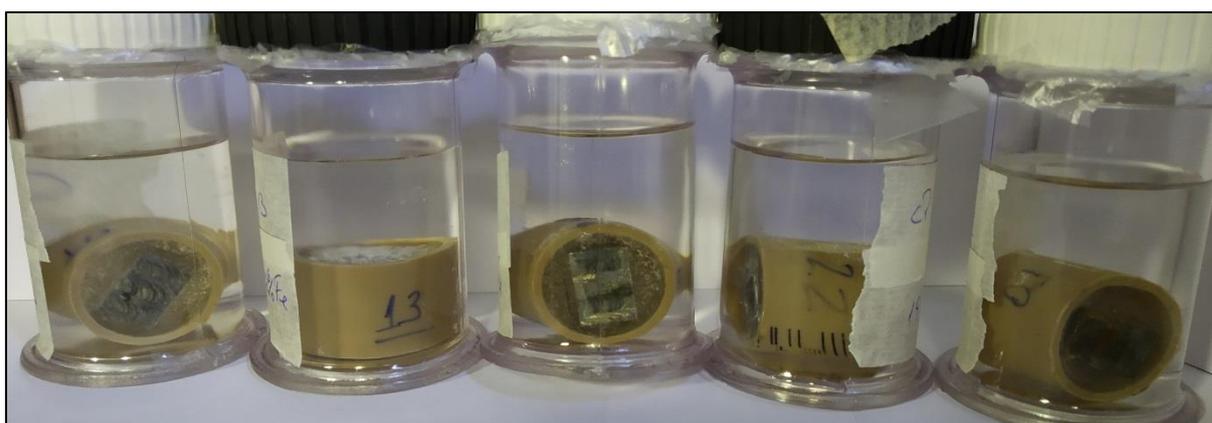


Figura 5.22 – Foto CPs: corrosão à 40°C após 45 dias

- **Considerações**

Os corpos de prova mantiveram-se sem sinais visuais de corrosão durante todo o período do ensaio. Pode-se afirmar que a corrosão galvânica só acontecerá se a parte do aço carbono não for convenientemente isolada com massa ou tinta epóxi de alta resistência.

5.4.3. Resultados dos Ensaio de Imersão Utilizando Corpos de Prova Sem Isolamento da Camada de Aço Carbono em Solução de NaCl à Temperatura Ambiente

Os ensaios de corrosão foram executados com adaptações ao modelo proposto pela ASTM G28. O equipamento a bordo opera com água do mar aerada, por tanto, o cloreto férrico foi substituído pela solução de 3,5% (em massa) de NaCl.

O tempo de duração do ensaio de corrosão foi de 15 dias (360 h) e a avaliação foi visual, conforme proposto por Alencar (2017). A temperatura do ensaio foi ambiente.

A concentração de ferro na superfície dos CPs utilizados neste ensaio está apresentada na Tabela 5.22.

Tabela 5.22 – CPs: concentração de ferro para corrosão à temperatura ambiente

CP	07	15	16	17
% Fe	17,87	18,80	16,02	18,80

Os corpos de prova foram colocados em recipiente plástico de 100 mL e as Figuras 5.23 a 5.27 apresentam a evolução do processo de corrosão no início do aparecimento e após o período de ensaio.



Figura 5.23 – Foto CP 07: corrosão por frestas à temperatura ambiente

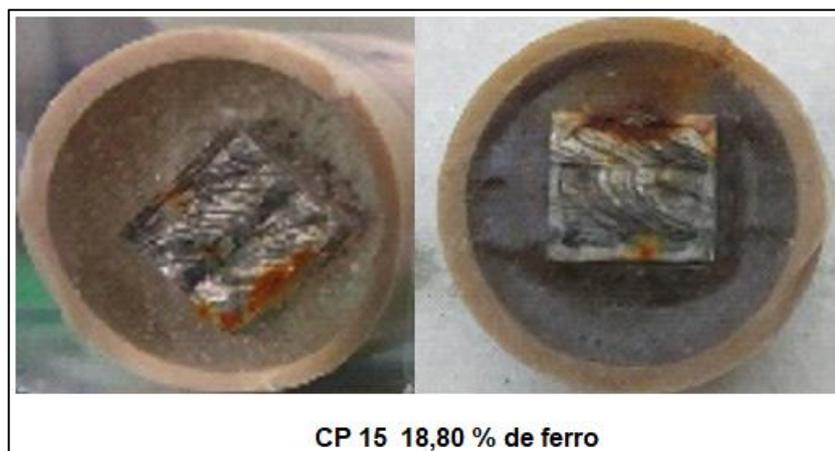


Figura 5.24 – Foto CP 15: corrosão por frestas à temperatura ambiente



Figura 5.25 – Foto CP 16: corrosão por frestas à temperatura ambiente



Figura 5.26 – Foto CP 17: corrosão por frestas à temperatura ambiente

A Figura 5.18 e 5.19 apresenta as soluções salinas após o período de ensaio.

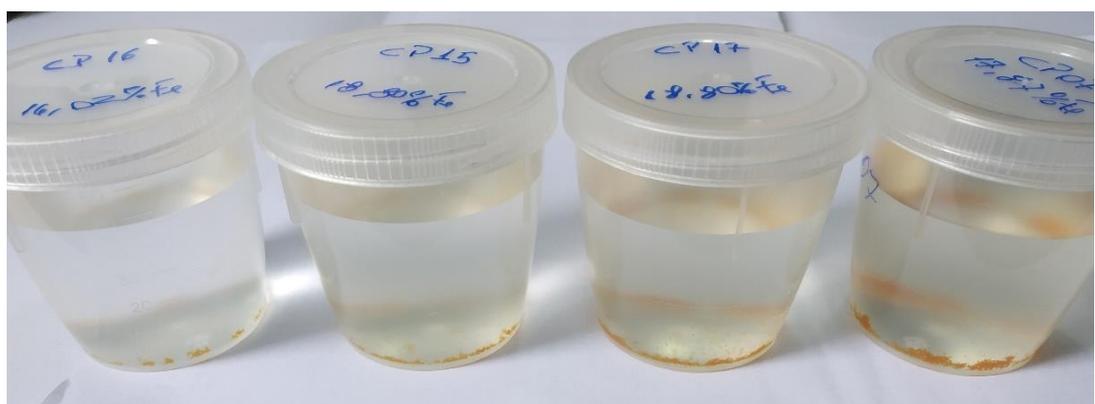


Figura 5.27 – Soluções dos CPs 16, 15, 17 e 07: ensaio de corrosão por frestas à temperatura ambiente

- **Considerações**

Não foi possível notar nenhuma alteração na superfície dos corpos de prova nos três primeiros dias de ensaio, contudo, pontos de corrosão apareceram na superfície dos CPs 07, 17, 15 e 16, com 4, 5, 7 e 10 dias de ensaio, respectivamente.

De certa forma, a aparência de alguns CPs evidencia a ocorrência da corrosão galvânica quando a liga 625 associada ao aço carbono entra em contato com água salgada. O ambiente salino favorece esta ação corrosiva, como assinalado nos trabalhos desenvolvidos por Enos e Taylor, (1996) e Vera *et. al.*, (2009).

Os corpos de prova 07, 17, 15 e 16 puderam evidenciar a corrosão galvânica provocada pela fresta com mais intensidade, pois, não houve o isolamento entre o aço carbono e a liga 625.

5.5. AVALIAÇÃO ECONÔMICA

Nos dias compreendidos entre 08 e 27 de janeiro de 2020, foram solicitados orçamentos de materiais e serviços para diversos fabricantes e fornecedores. O resultado obtido está registrado nas Tabelas 5.23 a 5.29, a seguir.

Segundo o Banco Central do Brasil (2020), a taxa de câmbio nominal entre as moedas Real (R\$) e Dólar (US\$) durante o período de cotação, variava entre 4,067 e 4,22. Para os valores citados nas tabelas abaixo, a taxa de câmbio utilizada foi 4,067, por ser a referência no dia inicial da pesquisa.

- **Super Duplex (S32750) - Tubo Ø4" SCH 40S (esp. 6,35mm) x 6,0m**

Tabela 5.23 – Preço do tubo Ø4" SCH 40S S32750

FORNECEDOR	PREÇO UNITÁRIO (/m)		PRAZO (DIAS)
A	R\$ 4.370,00	\$ 1.074,50	30
B	R\$ 2.100,00	\$ 516,35	75
	R\$ 1.955,00	\$ 480,70	75
D	R\$ 2.053,75	\$ 504,98	60
E	R\$ 2.780,20	\$ 683,60	45

- **Super Duplex (S32750) - Tubo Ø6" SCH 40S (esp. 7,10mm) x 6,0m**

Tabela 5.24 – Preço do tubo Ø6" SCH 40S S32750

FORNECEDOR	PREÇO UNITÁRIO (/m)		PRAZO (DIAS)
A	R\$ 5.112,00	\$ 1.256,95	30
B	R\$ 3.535,00	\$ 869,19	75
C	R\$ 3.235,00	\$ 795,43	75
D	R\$ 3.738,15	\$ 919,14	60
E	R\$ 4.889,47	\$ 1.202,23	45

- **Super Duplex (S32750) - Chapa 1/4" x 4,5m²**

Tabela 5.25 – Preço da chapa 1/4" S32750

FORNECEDOR	PREÇO UNITÁRIO (/m)		PRAZO (DIAS)
A	R\$ 5.833,33	\$ 1.434,31	IMEDIATO
B	R\$ 2.399,00	\$ 589,87	60
C	R\$ 1.899,00	\$ 466,93	60
D	R\$ 1.399,00	\$ 343,99	75

- **UNS 06625 - Tubo Ø4" SCH 40 (esp. 6,35mm) x 6,0m**

Tabela 5.26 – Preço do tubo Ø4" SCH 40 UNS 06625

FORNECEDOR	PREÇO UNITÁRIO (/m)		PRAZO (DIAS)
A	R\$ 24.885,00	\$ 6.118,76	IMEDIATO
B	R\$ 16.033,33	\$ 3.942,30	75
C	R\$ 14.233,00	\$ 3.499,63	75
D	R\$ 12.073,53	\$ 2.968,66	70

- **UNS 06625 - Tubo Ø2" SCH 40 (esp. 3,9mm) x 6,0m**

Tabela 5.27 – Preço do tubo Ø2" SCH 40 UNS 06625

FORNECEDOR	PREÇO UNITÁRIO (/m)		PRAZO (DIAS)
A	R\$ 8.660,00	\$ 2.129,33	75
B	R\$ 6.500,00	\$ 1.598,23	75
C	R\$ 4.948,19	\$ 1.216,67	70

- **UNS 06625 - Chapa 1/4" x 4,5m²**

Tabela 5.28 – Preço da chapa 1/4" UNS 06625

FORNECEDOR	PREÇO UNITÁRIO (/m)		PRAZO (DIAS)
A	R\$ 84.400,00	\$ 20.752,40	IMEDIATO
B	R\$ 72.000,00	\$ 17.703,47	75
C	R\$ 65.000,00	\$ 15.982,30	75

- **Consumíveis de Soldagem**

Tabela 5.29 – Preço de consumíveis de soldagem⁹

	ELETRODO REVESTIDO		VARETA TIG	
	AÇO CARBONO	R\$ 17,60	\$ 4,33	R\$ 24,15
AÇO INOX	R\$ 68,20	\$ 16,77	R\$ 81,90	\$ 20,14
SUPER DUPLEX	R\$ 297,00	\$ 73,03	R\$ 311,85	\$ 76,68
UNS 06625	R\$ 368,50	\$ 90,61	R\$ 380,00	\$ 93,43

Os valores apresentados na tabela acima são correspondentes ao preço por quilograma do material.

- **Serviço de Cladeamento Weld Overlay – Liga 625**

Empresas foram consultadas para envio de um orçamento do serviço de cladeamento por soldagem com a liga 625, na modalidade TIG-HT com 4mm de camada depositada e superfície na condição como soldado. No memorial descritivo do serviço, foi especificado que o teor máximo de ferro aceitável na superfície do revestimento é de 5%.

Tabela 5.30 – Weld-overlay liga 625

FORNECEDOR	ÁREA (m ²)	PREÇO TOTAL		PRAZO (DIAS)
A	1	R\$ 85.800,00	\$ 21.096,63	15
B	1	R\$ 55.400,00	\$ 13.621,83	15

⁹ A classificação dos consumíveis pesquisados foram:

- Eletrodo Revestido: E 7018, E 316L, E 2594 e E NiCrMo3, para aço carbono, aço inoxidável, aço super duplex e liga 625, respectivamente.
- Vareta TIG: ER 70S3, ER 316L, ER 2594 e ER NiCrMo3, para aço carbono, aço inoxidável, aço super duplex e liga 625, respectivamente.

- **Serviço de Aspersão Térmica**

Empresas foram consultadas para envio de um orçamento do serviço de aspersão térmica com a liga 625, na modalidade HVOF com 0,5 mm de camada de revestimento.

Tabela 5.31 – Aspersão térmica liga 625

FORNECEDOR	ÁREA (m ²)	PREÇO TOTAL		PRAZO (DIAS)
A	1	R\$ 80.500,00	\$ 19.793,46	30
B	1	R\$ 65.000,00	\$ 15.982,30	30

5.5.1. Avaliação Econômica das Ligas e Considerações

Como observado por Trindade *et al.* (2017) e Sukumaran *et al.* (2017), as super ligas possuem um custo consideravelmente elevado, fato que limita sua aplicação em um ponto econômico.

Através da avaliação de custo, foi possível identificar que a liga UNS 06625 possui um preço muito mais elevado do que as outras ligas, chegando a valores superiores a R\$ 1000,00 por quilograma. Já o superduplex S32750 possui valores muito mais modestos, na casa dos R\$ 150,00 reais o quilo do material para tubos e menos de R\$ 60,00 reais para chapas.

Os prazos de entrega são, em sua maioria, superiores a 60 dias, para as ligas S32750 e 625 e o preço do material cresce em função da diminuição do prazo de entrega. Alguns fornecedores mantêm certa quantidade em estoque e o valor da pronta entrega chega a ser 30% superior ao valor por encomenda. Todos os fornecedores importam o material já processado na liga 625 (chapas, tubos, acessórios, conexões etc.), enquanto para o superduplex S32750, há fabricantes nacionais.

É importante salientar que a quantidade solicitada nos pedidos de orçamento foi pequena e os fornecedores sabiam que era para fins de pesquisa, por tanto, é possível que o prazo de fornecimento suba para valores superiores a 90 dias para quantidades industriais.

Os consumíveis de soldagem apresentaram valores muito mais modestos para a liga 625. Com valores (preço por quilo) inferiores à metade do material processado (tubos e chapas). Assim, a opção pelo revestimento por soldagem pode ser bem

vantajosa comercialmente. Como observado por Sukumaran *et al.* (2017), para promover uma solução de engenharia que seja comercialmente viável, o cladeamento com ligas de níquel tem sido utilizado mais e mais.

Os serviços de cladeamento por soldagem e aspensão térmica apresentaram valores, em média, equivalentes em torno de R\$ 60 mil. Um fato importante é a espessura da camada do revestimento. Enquanto no cladeamento a espessura é de 4 mm, na aspensão térmica, a espessura é 0,5 mm. Portanto, o serviço de aspensão térmica é 8 vezes superior em relação ao cladeamento quando se considera a espessura do revestimento.

O serviço de cladeamento por *weld overlay* automatizado com o processo TIG-HT, diluição inferior a 5% e com 4 mm de espessura de metal depositado, apresentou-se como uma alternativa demasiadamente onerosa, superando os R\$ 55 mil por metro quadrado revestido. Para aplicação do vaso de pressão, descrito no capítulo 3, que possui uma área planificada na casa dos 18 m², o investimento será próximo a R\$ 1 milhão de reais.

Para executar o mesmo serviço de revestimento com o processo de soldagem por eletrodo revestido e TIG, seriam gastos cerca de R\$ 13 mil apenas de consumível, sem considerar perdas comuns do processo, para revestir uma área de 1,0 m² com uma camada de 4mm de espessura.

Segundo Wainer *et al.* (2008), a qualidade e a produtividade dos processos devem ser consideradas em sua avaliação comercial. A taxa de deposição da soldagem por eletrodo revestido, TIG convencional e TIG-HT são de até 4,1 kg/h, 1,3 kg/h e 15 kg/h, respectivamente. A técnica do eletrodo revestido e TIG convencional, são bem mais baratas que o processo TIG-HT. Este último é um processo automatizado e os processos TIG convencional e eletrodo revestido são processos manuais. A qualidade do metal de solda do processo TIG e TIG-HT é são superiores ao do eletrodo revestido.

Assim, é possível concluir que o processo de soldagem TIG-HT seja mais vantajoso quando o assunto é o revestimento de peças e componentes. Contudo, a principal limitação deste processo é executar a soldagem apenas na posição plana – a peça é quem gira – impossibilitando sua execução em locais remotos, como em uma unidade marítima.

Como alternativa ao cladeamento por soldagem, poder-se-ia optar pelo cladeamento por explosão, onde o preço de uma chapa UNS 06625 de 1/4“(6,35 mm)

de espessura gira em torno de R\$ 65 mil reais, totalizando mais de R\$ 1,1 milhões de reais para 18 m² de área revestida, apenas de material.

Desta forma, o processo de soldagem TIG convencional é o mais indicado para execução do reparo no equipamento a bordo.

5.5.2. Avaliação Técnica das Ligas e Considerações

Uma alternativa ao revestimento por soldagem é a aspensão térmica. No entanto, ainda que haja equipamentos que possuam mobilidade, permitindo sua execução em pontos menos acessíveis, algumas desvantagens desta técnica restringem sua aplicação. Por ser um revestimento de baixa espessura, sua metalografia aponta pontos “vazios” de revestimento, defeito considerado como poros que podem chegar a 1% em área. Estes são pontos críticos, podendo ser a origem de uma corrosão galvânica.

A presença de tal porosidade é inerente ao processo utilizado na aspensão térmica e afeta as propriedades físicas, reduz a coesão e a aderência das camadas ao substrato. A porosidade também sofre influência direta do material de consumo, além da técnica de aplicação. Alguns processos que visam maior produtividade, têm como consequência o aumento da porosidade no revestimento (N-2568, 2011).

A Figura 5.28 abaixo apresenta uma macrografia de uma aspensão térmica com porosidades evidentes.

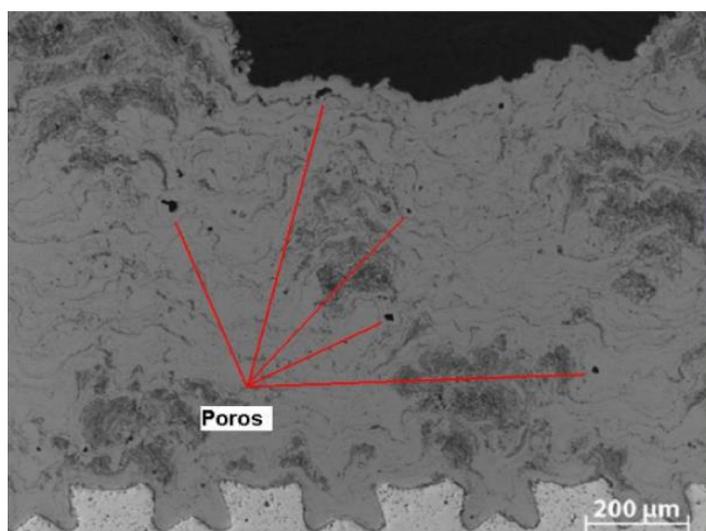


Figura 5.28 – Aspensão térmica: macrografia
Fonte: PAREDES, 2015

Avaliando as ligas em suas capacidades de resistirem à corrosão por pite, os resultados obtidos por Senatore *et al.*, (2007) corroboraram com os valores obtidos no cálculo do PRE, conforme Tabela 5.32.

Tabela 5.32 – PRE de alguns aços inoxidáveis

AISI/UNS	% Cr	% Mo	% N	PRE	MICROESTRUTURA
304 / 304L	18	0	0	18	Austenita
316 / 316L	17	2,2	0	24	Austenita
S 32750	25	4	0,3	43	Ferrita + Austenita
LIGA 625	20	8	0	46	Austenita

Embora tenham valores de PRE próximos, 46 para a liga 625 e 43 para a liga S32750, a liga de aço inox super duplex não se é uma CRA, de acordo com a definição da API 6A, onde os elementos Ti, Ni, Co, Cr e Mo representam apenas 36% da composição química da liga, valor inferior aos 50% especificados pela norma.

Senatore *et al.*, (2007) concluíram que os aços inox duplex e super duplex são alternativas econômicas quando comparados aos aços inox austeníticos de alta liga (com 5 a 6% de molibdênio) quando há a tendência da corrosão por pite. Já em ambientes que possuem tendência de corrosão sob tensão, o aço S32750 é uma opção quando comparado com os aços AISI 304L e 316L.

Devido às propriedades mecânicas e físicas, a liga S32750 possui vantagens em aplicações em projetos. Sua aplicação permite a utilização de equipamentos mais leves e mais seguros, diminuindo a exigência de manutenção e o promovendo aumento da vida útil (SENATORE *et al.*, 2007).

Comparado com a liga 625, a liga S32750 é, do ponto de vista mecânico, mais vantajosa, conforme Tabela 5.33 abaixo.

Tabela 5.33 - Comparação entre as propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis de microestrutura duplex com as ligas austeníticas

AISI/UNS	RESISTÊNCIA AO ESCOAMENTO MPa	RESISTÊNCIA À TRAÇÃO MPa	ALONGAMENTO MÍNIMO, %	DUREZA VICKERS
304L	210	515-680	45	155
316L	220	515-690	40	160
S 32304	400	600-820	25	230
S 31803	450	680-880	25	260
S 32750	550	800-1000	25	290
UNS 06625	340-414	689 - 827	25-30	-

Fonte: NILSSON, 1997 (adaptado)

6. CONCLUSÕES

Com base no estudo realizado, conclui-se que:

- Embora o processo de soldagem por eletrodo revestido apresente-se como o mais versátil e portátil dentre os processos de soldagem, o processo de soldagem TIG manual permite um melhor controle da diluição da soldagem e possui maior qualidade do metal de solda. Portanto, seria mais adequado ao serviço de reparo dos pontos de corrosão do equipamento;

- O metal de adição utilizado no processo de soldagem com eletrodo revestido (E NiCrMo3) tem concentração de ferro inferior de 2%, conforme especificação do fabricante, já o aço carbono possui cerca de 98% de ferro em sua composição. Portanto, pode-se considerar que a maior parte do ferro encontrado na superfície do revestimento é proveniente do substrato de aço carbono. Algo que corrobora com a necessidade de efetuar um bom controle de diluição do processo de soldagem;

- Considerando, que a aplicação do revestimento por solda é feita por soldadores é válido creditar aos mesmos as regularidades e/ou irregularidades praticadas durante as condições de campo;

- Para alcançar a composição química do metal de solda exigida pelas normas de referência (como a API 6A e a diretriz de engenharia da PETROBRAS), foi necessário 8,72 mm de espessura de revestimento e com três camadas de soldagem. Nos revestimentos de espessuras entre 3 e 4 mm e com duas camadas, como exigido pelas as normas, a concentração média de ferro encontrada foi entre 10 e 20%;

- Os ensaios de polarização potenciodinâmicas realizados mostraram que o teor de 6,41% de ferro no processo de diluição da soldagem é o que obteve maior resistência à polarização (R_p) o que remete a maior resistência à corrosão nas condições do ensaio, ou seja, 3,5 % de NaCl à temperatura ambiente;

- Os ensaios de corrosão apontaram que o revestimento aplicado no equipamento a bordo possui boa resistência à corrosão.

- Deve-se alertar para a possibilidade de ocorrência de corrosão por frestas e/ou corrosão galvânica quando o substrato (aço carbono) não é convenientemente isolado da liga 625 por resinas bem aderentes e resistentes à erosão por água do mar;

- Em relação ao custo de investimento da utilização da liga 625, diante dos valores apresentados em relação aos componentes (peças, tubos etc.) foi identificado que a liga de aço inoxidável super duplex S32750 é uma alternativa bem mais barata em relação à aplicação da liga 625, quando existe restrição no orçamento.

6.1. PROPOSTAS DE TRABALHOS FUTUROS

Com base neste estudo são feitas as seguintes propostas de trabalhos futuros:

- Realizar ensaios mais específicos e de imagem para determinação da microestrutura final do revestimento aplicado e verificar correspondências entre a microestrutura e a resistência à corrosão em ambientes de alta salinidade;
 - Avaliar aplicações por aspersão térmica e fazer comparações com este revestimento aplicado por soldagem;
 - Realizar estudo com mais soldadores para verificar a eficiência das técnicas de soldagem aplicadas para controle da diluição e o impacto da fadiga do soldador no resultado final;
 - Realizar ensaios de corrosão em superfícies maiores e heterogêneas, para verificar a resistência a corrosão em áreas onde o catodo é o Fe 25% e o anodo é o Fe 5%;
 - Elaborar ensaios de polarização com dois CPs no mesmo ensaio, para verificar o potencial de corrosão em aplicações do revestimento com diferenças consideráveis na concentração de ferro superficial;
 - Executar ensaios de imagem (micrografias) e validar com equipamentos portáteis, para avaliar as técnicas de inspeção que têm sido empregadas neste tipo de serviço.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ALENCAR, A. A. M. JR.; **Avaliação da Eficiência de Inibidor de Corrosão à Base de Silicato de Sódio para Estruturas de Concreto Armado em Meio Salino**. Universidade Federal Fluminense, Escola de Engenharia Programa de Pós-Graduação em Engenharia Civil. Niterói-RJ. 2017

ALVARAES, C. P., MADALENA, F. C. A., SOUZA, L. F. G., JORGE, J. C. F., ARAUJO, L. S., MENDES, M. C.; **Performance of the Inconel 625 alloy weld overlay obtained by FCAW process**. Matéria, (Rio J.) vol 24 no.1 Rio de Janeiro 2019.

ANDREUCCI, R. **Ensaio por Líquidos Penetrantes**. Associação Brasileira de Ensaio Não Destrutivos e Inspeção (ABENDI); Jan/2019. Disponível em: http://www.abendi.org.br/abendi/Upload/file/biblioteca/apostila_lp_2019.pdf; acessado em 01/10/2019 às 13:13h.

API 6A. **Specification for Wellhead and Tree Equipment**. American Petroleum Institute. Edição 21, Nov/2018. Errata 1, Abr/2019.

ARANHA JUNIOR, C. C. C.; **Avaliação da resistência ao desgaste em chapa SAE 1045 soldada com eletrodo duro E6-UM-60R empregada como chapa de desgaste no revestimento de silo de bauxite**. 1ª ed. - São Luís: Editora Pascal. 2019

ASM INTERNATIONAL, **ASM Handbook Volume 6: Welding, Brazing, and Soldering**; ASM INTERNATIONAL. ISBN: 978-0-87170-382-8. 1993.

ASM INTERNATIONAL, **ASM Handbook Volume 9: Metallography and Microstructures**. ASM INTERNATIONAL. ISBN: 978-0-87170-706-2. 2004.

ASME IX. ASME BPVC (Boiler & Pressure Vessel Code) Section IX - **Qualification Standard for Welding, Brazing, and Fusing Procedures; Welders; Brazers; and Welding, Brazing, and Fusing Operators**. Edição 2017.

ASME B31.3. **Process Piping**. ASME The American Society of Mechanical Engineers. ISBN: 9780791872260. 2018.

ASME VIII. ASME Boiler & Pressure Vessel Code VIII. **RULES FOR CONSTRUCTION OF PRESSURE VESSELS** Division 1. The American Society of Mechanical Engineers. 2019.

ASTM A182 / A182M-20, **Standard Specification for Forged or Rolled Alloy and Stainless Steel Pipe Flanges, Forged Fittings, and Valves and Parts for High-Temperature Service**, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2020, www.astm.org

ASTM A240 / A240M-20, **Standard Specification for Chromium and Chromium-Nickel Stainless Steel Plate, Sheet, and Strip for Pressure Vessels and for General Applications**, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2020, www.astm.org.

ASTM A403 / A403M-20, **Standard Specification for Wrought Austenitic Stainless Steel Piping Fittings**, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2020, www.astm.org

ASTM B444-18, **Standard Specification for Nickel-Chromium-Molybdenum-Columbium Alloys (UNS N06625 and UNS N06852) and Nickel-Chromium-Molybdenum-Silicon Alloy (UNS N06219) Pipe and Tube**, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2018, Disponível em <www.astm.org>.

ASTM B446-03, **Standard Specification for Nickel-Chromium-Molybdenum-Columbium Alloy (UNS N06625), Nickel-Chromium-Molybdenum-Silicon Alloy (UNS N06219), and Nickel-Chromium-Molybdenum-Tungsten Alloy (UNS N06650)* Rod and Bar**, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2003, Disponível em <www.astm.org>.

ASTM B564-18, **Standard Specification for Nickel Alloy Forgings**, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2018, Disponível em <www.astm.org>.

ASTM G28-02. **Standard Test Methods for Detecting Susceptibility to Intergranular Corrosion in Wrought, Nickel-Rich, Chromium-Bearing Alloys**, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2015, www.astm.org

AWS A5.11/A5.11M; **Specification for Nickel and Nickel-Alloy Welding Electrodes for Shielded Metal Arc Welding**; 11th Edition; American Welding Society (AWS) A5 Committee on Filler Metals and Allied Materials. 2018

AWS. **Welding Handbook. Volume 2 Welding Processes - Part 1**. American Welding Society Inc. Miami, Florida. 9 Edition. 2019

Banco Central do Brasil; **Estatísticas; Taxa de Câmbio Nominal**. Disponível em: <https://www.bcb.gov.br/estatisticas/grafico/graficoestatistica/cambio> acessado em 01/02/2020 às 12:45h.

BERNHARDSSON, S. **The corrosion resistance of duplex stainless steels**. In: **Proc. Conf. Duplex Stainless Steels'91**, Les Editions de Physique, Les Ulis Cedex, Beaune, França, 1991.

BRADFORD, S. A.; **Corrosion Control, National Library of Canada Cataloguing in Publication Data**. ISBN 1-894038-58-4. CASTI Publishing Inc. Canada. 2001.

BURT, A.; **Sustainability through innovative welding processes in automated applications**. Mündersbach: EWM Hightec Welding GmbH. 2013.

CAMPOS, Vicente Falconi. **TQC: controle da qualidade total**. Belo Horizonte: Fundação Christiano Ottoni, v. 11, 1992.

CASCADURA. **Tecnologia De Superfícies**. Catálogo Técnico. Disponível em: <www.cascadura.com.br> Acessado em: 22/03/2020.

DIRENE FILHO, Hellinton *et al.* **MIG/MAG CCC: avanços na tecnologia de controle da transferência metálica como solução para o passe de raiz**. Dissertação de Mestrado Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica. Universidade Federal de Santa Catarina. 2014

EISELSTEIN, L. H. e GADBUT, J. **Matrix-Stiffened Alloy**. US 3,160,500 United States, 8 December de 1964. Patent Application. Disponível em <https://pdfpiw.uspto.gov/>, acessado em 06/10/2019 às 12:22h.

ENOS, D. G.; TAYLOR, S. R. **Influence of sulfate-reducing bacteria on alloy 625 and austenitic stainless steel weldments**. Corrosion, v. 52, n. 11, p. 831-842, 1996.

ESAB1; **OK NICKRMO-3 – Eletrodo Revestido**. Certificate number: EC23176559 rev. 0. INSPECTION CERTIFICATE (3.1) - Chemical analysis. Classifications AWS 5.11 ENiCrMo-3 Lot number: SB248100. Date: 2013-10-18. Disponível em: <https://www3.esab.com.br/certificado.asp>. Acessado em 05/08/2019.

ESAB2. **Processo de Soldagem - TIG (GTAW)**. Centro de Conhecimento ESAB. ESAB Indústria e Comércio Ltda. Disponível em <https://www.esab.com.br/br/pt/education/blog/processo_soldagem_tig_gtaw.cfm> acessado em: 08/06/2019 14.00h.

ESAB3; **OK TIGROD NICKRMO-3 – Vareta TIG**. Certificate number: EC26150490 rev. 0. INSPECTION CERTIFICATE (3.1) - Chemical analysis. Classifications AWS 5.14 ER NiCrMo-3 Lot number: PVU040RJ0250. Date: 2020-09-14. Disponível em: <https://www3.esab.com.br/certificado.asp>. Acessado em 15/09/2020.

EUTECTIC. **Catálogo Geral de Aspersão Térmica Metalização**. Revisão 2. Eutectic Castolin. Disponível em: <<http://www.eutectic.com.br/metalizacao-aspersao-termica.html>> acessado em: 07/11/2018 às 9:11h

FARINA, A. B., **Efeito do teor de ferro e do tratamento térmico na microestrutura e propriedades da liga UNS N06625**. Tese de Doutorado, Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais II. São Paulo, 2014.

FARNEZE, H. N., TAVARES, S. S. M., PARDAL, J. M., LONDOÑO, A. J. R., PEREIRA, V. F., & BARBOSA, C.; (2015). **Effects of Thermal Aging on Microstructure and Corrosion Resistance of AISI 317L Steel Weld Metal in the FSW Process**. Materials Research, 18, 98-103

FERREIRA JUNIOR, C. P.; **Estudo do Revestimento por Soldagem de Inconel 625R Sobre Aço com 9% Ni**. Dissertação (Mestrado). Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais. São Paulo, 2020.

FERRER, L., PIERAGGI, B. e UGINET, J. F. **Thermomechanical Processing Recrystallization, Grain Growth and Precipitation in Alloy 625, Nickel-base Superalloy**. Materials Science Forum. 1993, Vols. 113-115, pp. 417-422.

FLOREEN, S., FUCHS, G. E. e YANG, W. J. **The Metallurgy of Alloy 625**. [Apud LORIA] Superalloys 718, 625, 706 and Various Derivatives. S.I.: The Minerals, Metals and Materials Society, 1994, pp. 13-37.

FONTANA, M.G., GREENE, N. D. **Corrosion engineering**. New York: McGraw-Hill Book Company, 1967.

FORTES, C.; ARAÚJO, W.; Engenheiro Metalurgista, M.Sc. **Apostila de Arco Submerso ESAB**. ESAB Indústria e Comércio Ltda. Mai 2004. Disponível em <https://www.esab.com.br/br/pt/education/apostilas/upload/1901100rev1_apostilaarcosubmerso.pdf> Acessado em 08/06/2019 às 10:55h.

GENTIL, V. **CORROSÃO**. 6ª Edição. Editora LTC (Livros Técnicos E Científicos Editora S.A.) Rio De Janeiro-RJ. 2011.

GITTOS, M. F.; GOOCH, T. G.; **Effects of iron dilution on corrosion resistance of Ni-Cr-Mo Alloy Cladding**. British Corrosion Journal, Vol 31, No4, pp309. 1996.

GOMES, E.S.P., VIÑAS, J.B., VATAVUK, J. **Aços inoxidáveis duplex - propriedades e aplicações na indústria química**. In: Proc. Congresso de Automação e Equipamento da Indústria Química, ABIQUIM, São Paulo, 1999.

HALL, E.T. **Some uses of physics in archaeology**. In: Year Book of the Physical Society. [S.l.]: [s.n.], 1958. p. 22- 34.

HENON, B. K.; **Advances in Automatic Hot Wire GTAW (TIG) Welding**; AMI Arc Machines Inc; Disponível em: <http://www.arcmachines.com/news/case-studies/advances-automatic-hot-wire-gtaw-tig-welding> Acesso em: 18/06/2019 15:58h.

JENKINS, R.; GOULD; R.W.; GEDCKE, D. **Quantitative X-ray Spectrometry**. 2. ed. New York: Marcel Dekker, 1995.

KLEIN, J. J.; **O estudo por espectroscopia de fotoelétrons da camada passiva de aços inoxidáveis ferríticos e austeníticos sob diferentes tratamentos superficiais**. Tese. Departamento de Engenharia da Universidade Federal do Paraná, Curitiba. 2005. 5-11p.

KORENBLUM, E., VALONI, E., PENNA, M., & SELDIN, L.; **Bacterial diversity in water injection systems of Brazilian offshore oil platforms**. Applied microbiology and biotechnology, 85(3), 791-800. 2010

KUMAR V., PARIDA M.K., ALBERT S.K.; **Analysis of SMAW Parameters Using Self Organizing Maps and Probability Density Distributions**. In: Pant M., Sharma T., Verma O., Singla R., Sikander A. (eds) Soft Computing: Theories and Applications. Advances in Intelligent Systems and Computing, vol 1053. Springer, Singapore. 2020.

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

LANCASTER, J. F.; **Metallurgy of Welding; Woodhead Publishing**; Sixth Edition. Cambridge, England. 1999

LATHABAI, S.; **Fundamentals of Aluminium Metallurgy**. Woodhead Publishing. ISBN 978-1-84569-654-2. 2011

LILLARD, R. S.; SCULLY, J. R. **Modeling of the Factors Contributing to the Initiation and Propagation of the Crevice Corrosion of Alloy 625**. Journal of the Electrochemical Society, v. 141, n. 11, p. 3006, 1994

LIPPOLD, J. C.; KOTECKI, D. J.; **Welding Metallurgy of Stainless Steel**. New York: Wiley-Interscience, 2005. 87-137p.

LU, Q.; KUMAR, V.; F. GITTOS, M. **Effect of iron on localized corrosion resistance of Ni-Cr-Mo alloy weld overlays in chloride ion-containing environments**. NACE, International. Houston. 2016. (CORROSION 2016 paper n° 7630).

LU, Q. *et al.* **Effect of iron content on corrosion resistance of Ni-Cr-Mo alloy weld overlays in H₂S-containing environments.** NACE International. Houston. 2016. (CORROSION 2016 paper n° 7629).

LV S. X., TIAN, X.B., WANG, H.T., YANG, S.Q.; **Arc heating hot wire assisted arc welding technique for low resistance welding wire.** Science and Technology of Welding and Joining. 2007; 12(5), 431-435.

LV, S. X.; XU, Z. W.; WANG, H.T., YANG, S.Q.; **Investigation on TIG cladding of copper alloy on steel plate.** Science and Technology of Welding and Joining. 2008; 13(1):10-16.

MAINIER, F. B., COELHO, A. M., BARROS, E. F.; **Corrosivity Evaluation of Copper-Nickel Alloy (90/10) in Pumps Used in Offshore Platforms for Seawater Pumping.** Eng. Technol. Appl. Sci. Res, 9(5), 4636-4639. 2019.

MANKINS, W.L., LAMB, S. – **Properties and selection of nonferrous alloys and special purposes materials** - Nickel and Nickel Alloys - ASM International, Metals Handbook, v2, USA, 1990.

MARQUES, P.V., MODENESI, P.J., BRACARENSE, A.Q., **Soldagem: Fundamentos e Tecnologia.** 3ªed., Editora UFMG, Belo Horizonte, Brasil, 362. 2011.

MARCUS, P.; **Corrosion Mechanism in Theory and Practice.** 2a Ed. New York: Marcel Dekker, 2002. 171-188p.

MILLER, D. M.; LILLARD, R. S. **An Investigation into the Stages of Alloy 625 Crevice Corrosion in an Ocean Water Environment: Initiation, Propagation and Repassivation in a Remote Crevice Assembly.** Journal of The Electrochemical Society, v. 166, n. 11, p. C3431, 2019.

MINNICK, W. H.; PROSSER, M. A.; **Gas Tungsten Arc Welding Handbook.** Goodheart-Wilcox Publisher; Sixth Edition. 2012

MORADI, Mohammad J.; KETABCHI, Mostafa. **Corrosion resistance and microstructure of alloy 625 weld overlay on ASTM A516 grade 70.** Materials Testing, v. 58, n. 1, p. 48-55, 2016.

NACE MR0175. **Petroleum and natural gas industries – Materials for use in H₂S-containing environments in oil and gas production – Part 1: General principles for selection of cracking-resistant materials.** ANSI/NACE MR0175/ISO 15156-1. Edição 2. Out/2009.

NEVILLE, A.; HODGKIESS, T.; **Study of passive film on stainless steels and high grade nickel base alloy using X-ray photoelectron spectroscopy**. British Corrosion Journal, 35(3), 183-188. 2000

NICHOLLS, J.M. **Corrosion Properties of Duplex Stainless Steels: General Corrosion, Pitting and Crevice Corrosion**. IN: Proc. 4th International Conference on Duplex Stainless Steels, Glasgow, Escócia, Nov.1994.

NILSSON, J.-O. **Super duplex stainless steels**. Materials Science and Technology, v. 8, p.685-700, Agosto 1992.

NILSSON, J.-O. **Physical metallurgy of duplex stainless steels**. In: **Proceedings Duplex Stainless Steel 97**, 5th World Conference, Maastricht, Holanda, p. 73-82. Outubro 1997.

NORRISH, J.; **Advanced Welding Processes - Technologies and Process Control**. Woodhead Publishing Series in Welding and Other Joining Technologies. 2006

NR-13. **Norma Regulamentadora No. 13. CALDEIRAS, VASOS DE PRESSÃO E TUBULAÇÕES E TANQUES METÁLICOS DE ARMAZENAMENTO**. Inspeção do Trabalho, Ministério da Economia. 2019. Disponível em: <https://sit.trabalho.gov.br/portal/images/SST/SST_normas_regulamentadoras/NR-13.pdf>. Acessado em: 05/09/2020 às 09:50h.

NUNES, L. P & KREISHER, A. T.; **Introdução À Metalurgia e aos Materiais Metálicos**, Editora Interciência, Rio de Janeiro, 2010

OLIVARES, E. A. G.; DÍAZ, V. M. V.; **Estudo do Processo TIG Hot-Wire com Material de Adição AISI-316L Analisando o Efeito do Sopro Magnético do Arco sobre a Diluição do Cordão de Solda**. Soldagem & Inspeção. Vol.21 No.3. São Paulo. 2016

OLIVEIRA, J. J. M; FILHO, J. R. Z.; **O Pré-Sal Brasileiro e o Problema da Corrosão por CO₂**. Revista da Pós-Graduação da Faculdade do Centro Leste Pós-Graduação em Engenharia de Petróleo & Gás Natural. 2005.

PARDAL, J. M.; TAVARES, S. S. M.; FONSECA, M. C.; DE SOUZA, J. A.; CÔRTE, R. R. A.; DE ABREU, H. F. G.; **Influence of the grain size on deleterious phase precipitation in superduplex stainless steel UNS S32750**. Materials Characterization, 60(3), 165-172. 2009

PAREDES, R. S. C.; **Aspersão Térmica Tecnologia**. Departamento de Engenharia Mecânica da UFPR. Paraná. 2015. Disponível em: <<https://docplayer.com.br/5120430-Aspersao-termica-ramon-s-cortes-paredes-dr>>

engo-departamento-de-engenharia-mecanica-da-ufpr-ramon-ufpr-br-2t-2015.html>
Acessado em: 07/11/2018 às 9:32h

PATEL, S.J.; SMITH, G.D.; TILLACK, D.J. - **Alloy 625 - Impressive Past, Significant Presence, Awesome Future** - TMS - The Minerals, Metals and Materials Society – 2001

PEREIRA, G. A. R., **Desenvolvimento de Procedimento para Recuperação de Pites em Reatores de Polimerização de PVC, Cladeados com 304L, Usando Processos de Soldagem TIG e MIG Pulsados e Convencionais**. 2005. 143p. Dissertação (Mestre Profissional em Engenharia Mecânica), Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Santa Catarina, 2005.

PÉREZ, G.J.A. **Caracterização das Fases Presentes em Depósito de Níquel ER-NiCrMo-3 em Tubos de Aço de 9Cr 1Mo Usados em Fornos de Refinaria de Petróleo**, Universidade Federal do Ceará, 2005.

PETROBRAS. DR-ENGP-I-1.1 Revisão 9. **Piping Material Standard for Oil Production and Process Facilities**. ENGINEERING GUIDELINES: Production Development and Technology Offshore Production Facilities Piping. 2017.

PETROBRAS N-2568. **Revestimentos Metálicos Anticorrosivos Depositados por Aspersão Térmica** Rev D. Ed Set/2019. Comissão de Normalização Técnica PETROBRAS. Disponível em: <<https://canalfornecedor.petrobras.com.br/pt/regras-de-contratacao/catalogo-de-padronizacao/#especificacoes-tecnicas>> Acessado em: 24/02/2020 às 14:33h

PHOUNIUM, R.; POOPAT, B.; **On-Line Quality Monitoring of Welding Defect Susceptibility in SMAW**. In: The 4th Thailand Material Science and Technology Conference, MSATIV, Tha Khlong. 2006.

ROBERGE, P. R., **Handbook of Corrosion Engineering**. The McGraw-Hill Companies. ISBN 0-07-076516-2, 2000.

SANDVIK. Sandvik **Steel Corrosion Handbook: Stainless Steels**. AB SANDVIK STEEL. ISBN 9163021242. Sandviken, Suécia, Março 1994.

SANTOS, F. P. dos, 2009, **“Uso de Simuladores para Previsão da Corrosão pelo CO₂ em Aço Carbono na Indústria de Petróleo,”** Dissertação (Mestrado em Engenharia) – Programa de Pós Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 104, p. 1, 12, 16-22.

SEDRIKS, A. J. **Corrosion resistance of austenitic Fe-Cr-Ni-Mo alloys in marine environments**. International Metals Reviews, 1982, 27.1: 321-353.

SENATORE, M.; FINZETTO, L.; PEREA, E.; **Estudo comparativo entre os aços inoxidáveis dúplex e os inoxidáveis AISI 304L/316L**. REM: R. Esc. Minas, Ouro Preto, 60(1): 175-181, jan. mar. 2007.

SHINOZAKI, K., YAMAMOTO, M., MITSUHATA K., NAGASHIMA, T., KANAZAWA, T., ARASHIN, H.; **Bead formation and wire temperature distribution during ULTRA-HIGH-SPEED GTA welding using pulse-heated hot-wire**. Welding in the World. 2011;55(3-4):12-18. <http://dx.doi.org/10.1007/BF03321281>.

SILVA, C. C., DE 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

SILVA, C. C., AFONSO, C. R. M.; RAMIREZ, A. J.; MOTTA, M. F., DE MIRANDA, H. C., FARIAS, J. P.; **Evaluation of the Corrosion Resistant Weld Cladding Deposited by the TIG Cold Wire Feed Process**. Materials Science Forum Vols. 783-786 pp 2822-2827. Switzerland. doi:10.4028/www.scientific.net/MSF.783-786.2822. 2014.

SILVA, C.C.; AFONSO, C.R.M.; *et al.* **Aspectos Metalúrgicos de Revestimentos Dissimilares com a Superliga a Base de Níquel Inconel 625**. Soldagem e Inspeção. vol. 17, no. 3. pp. 251–263. 2012.

SILVA, M. M., MOTTA, M. F., MACIEL, T. M., SANTOS, M. A. **Efeito da energia de soldagem sobre a microestrutura de revestimentos AISI 317L depositados em aços ASTM A516 Gr 60 para aplicação no setor de petróleo e gás**. Revista Eletrônica de Materiais e Processos, 5 (2),.54-60, 2010.

SILVA, M. M., CUNHA, M. C. D., MELO, R. H. F., BATISTA, V. R., Maciel, T. M. **Avaliação dos parâmetros de Soldagem sobre Revestimentos de Liga de Níquel em Duto de Aço API 5L Gr B**. In: Anais do XXXVII Congresso Nacional de Soldagem, 3-6 out. 2011. Natal - RN. 2011. p. 1-10.

SILVA, S. A. D. **Análise ergonômica do trabalho do soldador: contribuição para projeção ergonômica**. Dissertação, Universidade Federal do Rio Grande do Sul. 2003.

SOUZA, J. P. B. D., ARIAS, A. D. G., PARDAL, J. M., MAINIER, F. B., FERREIRA, M. L. R., & TAVARES, S. S. M.; **Análise da resistência à corrosão por pite em soldas de reparo pelo processo TIG em aço inoxidável superduplex UNS S32750**. Soldagem & Inspeção, 16(2), 104-113. 2011

SLACK, Nigel; CHAMBERS, Stuart; JOHNSTON, Robert. **Administração da Produção**. São Paulo: Atlas, v.3, 2003.

SOEIRO JUNIOR, J. C.; ROCHA, D. B.; BRANDI, S. **Uma breve revisão histórica do desenvolvimento da soldagem dos aços API para tubulações**. *Soldagem & Inspeção*, São Paulo, v. 18, n. 2, p. 176-195, 2013.

SOLOMON, H.D., DEVINE, T.M. **Duplex stainless steels - a tale of two phases**. IN: **LULA, R. A. (Ed.) Proc. Conf. Duplex Stainless Steels**. 82, ed. ASM, Materials Park, OH, EUA, 1984, p.693-756.

SOUZA, G. J. S.; **Efeito do resfriamento no teor de oxigênio na soldagem com eletrodo revestido E7018 utilizando experimentos fatoriais**. Dissertação de Mestrado. Universidade de São Paulo. 2018

SUÁREZ-BARRAZA, Manuel F.; RODRÍGUEZ-GONZÁLEZ, Francisco G. **Cornerstone root causes through the analysis of the Ishikawa diagram, is it possible to find them? A first research approach**. *International Journal of Quality and Service Sciences*, 2018

SUAVE, L.; CORMIER, J.; VILLECHAISE, P.; SOULA, A.; HERVIER, Z.; BERTHEAU, D; LAIGO, J. – **Microstructural Evolution During Thermal Aging of Alloy 625: Impact of Temperature and Forming Process** – *Metallurgical & Materials Transactions - Part A*; Vol. 45; Issue 7; p2963 - Jun, 2014.

SUKUMARAN, A.; GUPTA, R. K.; KUMAR, V. A.; **Effect of heat treatment parameters on the microstructure and properties of Inconel-625 superalloy**. *Journal of Materials Engineering and Performance*. v. 26, n. 7, pp. 3048-3057. 2017

TAVARES, S. S. M., FEIJÓ, G. F., FARNEZE, H. N., SANDIM, M. J. R., & SOUZA FILHO, I. R. D.; **Influence of Microstructure on the Corrosion Resistance of AISI 317L (UNS S31703)**. *Materials Research*, 20, 108-114. 2017

TAVARES, S. S. M., DE CASTRO, J. L. G., CÔRTE, R. R. A., DE SOUZA, V. M., & PARDAL, J. M.; **Deteção de pequenos teores de fase sigma e avaliação dos seus efeitos na resistência à corrosão do aço inoxidável duplex UNS S31803**. *Engevista*, 8(2). 2006

Terzi, Mainier, F. B.; **Monitoramento da corrosão interna em plataformas offshore**. *Tecno-Lógica*, 12(1), 14-21. 2008

TRINDADE, V. B., SOUZA, E. S., DE PAULA, J. M. A., *et al.*, **Efeito de diferentes tratamentos térmicos sobre microestrutura e microdureza de um sistema Aço**

C-Mn/Revestimento de Inconel 625. Tecnologia em Metalurgia, Materiais e Mineração. v. 14, n 2, pp 167-174, 2017.

TUSSET, A. M., *et al.*; **Análise Comparativa entre a Solda MIG Robotizada e a Solda MIG Manual Através da Análise de Variância.** In: 7º Congresso Temático de Dinâmica, Controle e Aplicações-UNESP, Área. 2008. p. 01-07.

VANDERVOORT, R. R.; **Mechanical properties of inconel 625 welds in 21-6-9 stainless steel at 4K.** Cryogenics. vol. 19, no. 8. pp. 448–452. 1979.

VERA, J. R. *et al.* **Laboratory evaluation of galvanic CO2 corrosion and inhibition of carbon steel piping partially clad with alloy 625.** In: CORROSION 2009. NACE International, 2009.

VERGARA, V.M.; **Inovação do equipamento e avaliação do processo Plasma de Arco Transferido Alimentado com Pó (PTAP) para soldagem fora de posição** Tese de doutorado. Florianópolis: Universidade Federal de Santa Catarina; 2005

WAINER, E.; BRADI, S. D.; MELLO, F. D. H.; **Soldagem Processos e Metalurgia;** Editora Edgard Blücher LTDA. 2008

WALDÉN, B., NICHOLLS, J.M. **The Sandvik Duplex Family of Stainless Steel.** Summary of data. Publicação S-51-53 da AB Sandvik Steel, Suécia. Abril 1994.

WEMAN, K.; **Welding Processes Handbook.** Woodhead Publishing; 2nd Edition. 2012.

ZEEMANN, A.; **DILUIÇÃO.** INFOSOLDA. Fev 2003. Engenharia Mecânica D. Sc. Em Eng Metalúrgica e de Materiais no PEMM – COPPE/UFRJ – disponível em <https://infosolda.com.br/wp-content/uploads/Downloads/Artigos/metaldiluio.pdf> acessado em 15/08/2019 às 09:30h.

ZEINALOV E. B.; ABBASOV, V. M.; ALIEVA, L. I.; **Petroleum Acids and Corrosion.** Petrol. Chem., 49, 185-192, 2009.

ZONG-XIAN, Z.; **Rock Fracture and Blasting: Theory and Applications.** Butterworth-Heinemann; First Edition. 2016