

UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO JOÃO DEL-REI CAMPUS ALTO PARAOPEBA PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA QUÍMICA

AVALIAÇÃO DA CORROSÃO POR ENSAIOS DE IMERSÃO E SIMULAÇÃO EM JUNTAS SOLDADAS DE AÇO INOXIDÁVEL LEAN DUPLEX UNS S32304

ANA PAULA SILVA ARTUR

OURO BRANCO – MG

2020

UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO JOÃO DEL-REI CAMPUS ALTO PARAOPEBA PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA QUÍMICA

AVALIAÇÃO DA CORROSÃO POR ENSAIOS DE IMERSÃO E SIMULAÇÃO EM JUNTAS SOLDADAS DE AÇO INOXIDÁVEL LEAN DUPLEX UNS S32304

Dissertação apresentada à Universidade Federal de São João del-Rei como parte das exigências do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Química para a obtenção do título de Mestre em Engenharia Química.

Área de concentração: Desenvolvimento de Processos Químicos

Orientadora: Prof. Dr^a. Dalila Moreira da Silveira

OURO BRANCO – MG

2020

Ficha catalográfica elaborada pela Divisão de Biblioteca (DIBIB) e Núcleo de Tecnologia da Informação (NTINF) da UFSJ, com os dados fornecidos pelo(a) autor(a)

A792a	Artur, Ana Paula Silva. AVALIAÇÃO DA CORROSÃO POR ENSAIOS DE IMERSÃO E SIMULAÇÃO EM JUNTAS SOLDADAS DE AÇO INOXIDÁVEL LEAN DUPLEX UNS S32304 / Ana Paula Silva Artur ; orientadora Dalila Moreira da Silveira Ouro Branco, 2020. 129 p.
	Dissertação (Mestrado - Programa de Pós-Graduação em Engenharia Química) Universidade Federal de São João del-Rei, 2020.
	1. Aço Inoxidável Lean Duplex. 2. Análises da resistência a corrosão. 3. Técnicas Eletroquímica de corrosão. 4. Simulação. I. da Silveira, Dalila Moreira , orient. II. Título.

29/12/2020

https://sig.ufsj.edu.br/sipac/protocolo/documento/documento_visualizacao.jsf?imprimir=true&idDoc=474309



MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO JOÃO DEL-REI PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA QUÍMICA

NOMEAÇÃO DE BANCA EXAMINADORA Nº 8 / 2020 - PPGEQ (13.13)

Nº do Protocolo: 23122.022142/2020-07

Ouro Branco-MG, 24 de novembro de 2020.

MEMBROS DA BANCA EXAMINADORA DA DISSERTAÇÃO DE MESTRADO DE **ANA PAULA SILVA ARTUR**, APRESENTADA AO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA QUÍMICA DA UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO JOÃO DEL-REI, EM 24 DE NOVEMBRO DE 2020.

BANCA EXAMINADORA:

"Assinado por concordância com Ata de Defesa realizada por videoconferência"

Profa. Dra. Vanessa de Freitas Cunha Lins

DEQ/UFMG

(Assinado digitalmente em 24/11/2020 18:29) DALILA MOREIRA DA SILVEIRA PROFESSOR DO MAGISTERIO SUPERIOR COENQ (12.57) Matrícula: 1615536 (Assinado digitalmente em 24/11/2020 16:33) EDSON ROMANO NUCCI PROFESSOR DO MAGISTERIO SUPERIOR DQBIO (12.26) Matrícula: 1811284

Para verificar a autenticidade deste documento entre em https://sipac.ufsj.edu.br/public/documentos/index.jsp informando seu número: 8, ano: 2020, tipo: NOMEAÇÃO DE BANCA EXAMINADORA, data de emissão: 24/11/2020 e o código de verificação: 07970f879e

https://sig.ufsj.edu.br/sipac/protocolo/documento/documento_visualizacao.jsf?imprimir=true&idDoc=474309

Agradecimentos

Neste momento é necessário expressar meus agradecimentos e gratidão para aqueles que contribuíram nessa caminhada.

Agradeço primeiramente a Deus e a toda minha família que participaram direta e indiretamente para a realização deste projeto, pela paciência e compreensão nos vários momentos importantes.

À Universidade Federal de São João del Rei - UFSJ ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Química e a CAPES por proporcionar essa formação e pelo apoio financeiro por meio da concessão de bolsa, infraestrutura e material cedidos para que pudesse concluir meu projeto.

A minha Orientadora Prof. Dr^a. Dalila Moreira da Silveira, muito obrigada por todo incentivo, orientação, paciência e dedicação, por todo seu esforço para a melhoria e conclusão deste trabalho. Principalmente, por acreditar em mim e em meu trabalho e por toda a oportunidade de crescimento profissional e pessoal.

Ao técnico do IFMG Alex, que me orientou em diversos momentos para o andamento adequado desse projeto.

Aos membros da banca examinadora, tanto da qualificação quanto da defesa, pela disposição em contribuírem para a melhoria desse trabalho.

Aos professores do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Química pelos ensinamentos compartilhados ao longo desses dois anos.

Aos meus colegas de turma que estiveram junto a mim nessa jornada, principalmente as colegas e amigas Karen Sartori, Elizângela Neves e Daiana Morais e a Carlos Vaz que sempre me motivaram, aconselharam e me deram apoio.

E aos meus amigos em especial "Queridinhos da Engenharia" por sempre incentivarem esse caminho percorrido. Obrigada pela amizade, cumplicidade, palavras de apoio e incentivo, e por também, compreenderem os momentos de ausência.

E, finalmente, a todos aqueles que direta ou indiretamente contribuíram para o desenvolvimento deste trabalho, muito obrigada.

"É muito melhor lançar-se em busca de conquistas grandiosas, mesmo expondo-se ao fracasso, do que alinhar-se com os pobres de espírito, que nem gozam muito nem sofrem muito, porque vivem numa penumbra cinzenta, onde não conhecem nem vitória, nem derrota". (Theodore Roosevelt)

Resumo

Os aços inoxidáveis duplex são constituídos por uma mistura volumétrica aproximadamente igual de austenita e ferrita e, por apresentarem elevada resistência a corrosão, sua aplicabilidade tem aumentado no cotidiano das indústrias. Este trabalho teve como objetivo analisar a resistência a corrosão do aço inoxidável Lean Duplex UNS S32304 no tempo de 4 e 8 meses imersos em uma solução de NaCl 3,5% m/v fazendo uso das técnicas eletroquímicas de polarização anódica potenciodinâmica e impedância eletroquímica nas amostras soldadas usando os processos de soldagem GMAW, FCAW, SMAW e no metal base. Os resultados demonstram que o potencial de corrosão das juntas soldadas pelo processo GMAW apresentou valores mais elevados, indicando a menor tendência à corrosão destas amostras, quando comparados aos demais processos de soldagem, isso ocorreu provavelmente devido ao menor nível de inclusões não metálicas do processo GMAW. Quanto ao teste de taxa de corrosão fazendo uso da técnica de densidade de corrente, percebeu-se que todas as amostras tiveram um grau de corrosividade no mínimo moderada, exceto o metal base que teve um grau de corrosividade baixo. As amostras que tiveram a taxa de corrosão mais elevada foram as da solda FCAW demonstrando que o meio estudado foi mais corrosivo para amostras soldadas por esse processo. Os resultados simulados, apresenta à medida em que a amostra permanece sob imersão, tem-se um aumento no nível de corrosão principalmente próximo a junta soldada e na junta, resultado adquirido tanto simuladamente quanto experimentalmente. Sendo que foi qualitativamente observado que as amostras apresentaram maior degradação nas regiões mais próximas do cordão de solda do que no metal base, este resultado de maior perda de material próximo ao cordão de solda também foi obtido na simulação, demonstrando que os resultados, foram coerentes, entretanto na parte simulada não é possível identificar qual o tipo de solda e por isso esta informação só é obtida experimentalmente, mas a simulação foi muito importante, pois apresenta informações gerais do processo corrosivo e sua aplicação em condições específicas traz resultados similares aos encontrados experimentalmente em um tempo de retorno muito menor. Esse processo de simulação ainda permite uma noção geral do comportamento de corrosão em uma mesma condição experimental com dois materiais diferentes.

Palavras Chaves: Aço Inoxidável Lean Duplex; Análises da resistência a corrosão; Técnicas Eletroquímica de corrosão, Simulação.

Abstract

Duplex stainless steels consist of an approximately equal volumetric mixture of austenite and ferrite and, due to their high resistance to corrosion, their applicability has increased in the daily life of industries. This work aimed to analyze the corrosion resistance of LS Duplex UNS S32304 stainless steel over 4 and 8 months immersed in a 3.5% m / v NaCl solution using the electrochemical techniques of anodic potentiodynamic polarization and electrochemical impedance in the samples welded using the GMAW, FCAW, SMAW and base metal welding processes. The results demonstrate that the corrosion potential of the joints welded by the GMAW process showed higher values, indicating the lesser tendency of corrosion of these samples, when compared to the other welding processes, this was probably due to the lower level of non-metallic inclusions of the GMAW process. . As for the corrosion rate test using the current density technique, it was noticed that all samples had a degree of corrosivity at least moderate, except the base metal, which had a low degree of corrosivity. The samples that had the highest corrosion rate were those of the FCAW weld, demonstrating that the studied medium was more corrosive for samples welded by this process. The simulated results show, as the sample remains under immersion, there is an increase in the level of corrosion, mainly near the welded joint and at the joint, a result acquired both simulatively and experimentally. Since it was qualitatively observed that the samples showed greater degradation in the regions closer to the weld bead than in the base metal, this result of greater loss of material close to the weld bead was also obtained in the simulation, demonstrating that the results were consistent, however in the simulated part it is not possible to identify the type of weld and therefore this information is only obtained experimentally, but the simulation was very important, as it presents general information about the corrosive process and its application under specific conditions brings results similar to those found experimentally in a much shorter turnaround time. This simulation process still allows a general notion of the corrosion behavior in the same experimental condition with two different materials.

Keywords: Stainless Steel Lean Duplex; Analysis of corrosion resistance; Electrochemical corrosion techniques, Simulation.

Li	ista de Figuras	iii
Li	ista de Quadros	v
Li	ista de Abreviaturas e Símbolos	vi
1.	INTRODUÇÃO	1
2.	OBJETIVO	
	2.1 Objetivo Geral	
	2.2 Objetivo Especifico	3
3.	REVISÃO DA LITERATURA	4
	3.1 História e Conceito Geral Aço	4
	3.2 Conceito Aço Inoxidável	6
	3.2.1 Aço Inoxidável Duplex	7
	3.2.1.1 História do Aço Inoxidável Duplex	7
	3.2.1.2 Características do Aço Inoxidável Duplex	8
	3.2.1.3 Os Aço Inoxidáveis Lean Duplex	10
	3.2.1.4 A resistência a corrosão dos Aço Inoxidáveis Lean Duplex	10
	3.2.1.5 Importância dos elementos de liga nos Aço Inoxidável Duple:	x 13
	3.3 Conceito Geral de Corrosão	16
	3.4 Principais Tipos de Corrosão	17
	3.4.1 Corrosão localizada	
	3.4.1.1 Corrosão por pite	19
	3.5 Consequências da corrosão	20
	3.6 Corrosão do Aço Inoxidável Duplex	
	3.7 Soldagem	
	3.7.1 Visão geral da Soldagem no Aço Inoxidável	22
	3.7.2 SMAW (Shielded Metal Arc Welding – eletrodo revestido)	
	3.7.3 GTAW (Gas Tungsten Arc Welding)	
	3.7.4 FCAW (Flux Cored Arc Welding)	
	3.7.5 Informações da Soldagem das peças do estudo	
	3.8 Ensaios eletroquímicos	30
	3.8.1 Potencial de circuito aberto	30
	3.9.2 Polarização potenciodinâmica	
	3.8.3 Espectroscopia de Impedância eletroquímica	33
	3.9 Simulação do Processo	35

Sumário

	3.9.1 COMSOL Multiphysics [®]	
	3.9.2 Lógica <i>fuzzy</i>	
4.	MATERIAL E MÉTODOS	39
4	4.1 Preparação metalográfica e de microdureza	39
2	4.2 Microdureza Vickers	41
4	4.3 Limpeza das Amostras para Imersão na solução de NaCl	41
4	4.4 Limpeza das Amostras após tempo de Imersão na solução de NaCl	41
4	4.5 Condições da Solda	42
4	4.6 Taxa de Corrosão (Teste de Imersão)	43
4	4.7 Embutimento a Frio	45
4	4.8 Ensaios Eletroquímicos	45
4	4.9 Simulação lógica <i>fuzzy</i>	
2	4.10 Simulação COMSOL Multiphysics®	50
5.	RESULTADOS E DISCUSSÕES	51
5	5.1 Resultados dos Ensaios de Microdureza	51
5	5.2 Determinação da área das amostras	54
5	5.3 Taxa de Corrosão	55
5	5.4 Potencial de Circuito Aberto (<i>Open Circuit Potentials</i> – OCP)	55
5	5.5 Impedância Eletroquímica	60
5	5.6 Polarização Anódica Potenciodinâmica	66
5	5.7 Resultados da Simulação	75
6.	CONCLUSÕES	81
7.	SUGESTÃO DE TRABALHOS FUTUROS	83
8.	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	84
9.	APÊNDICE	107
I	Apêndice A – Gráficos gerados pelo <i>fuzzy</i> , demonstrando as funções de	107
I	Anândias D. Misus dumana Vislang dan Asus stars	10/
1	Apendice Б – Microdureza vickers das Amostras	113
1	Apendice U – Caracterização do metal de base e dos consumíveis de sold	agem 114

Lista de Figuras

Figura 1: Classificação de aços adaptado5
Figura 2: Micrografia ótica de aço inoxidável duplex, evidenciando as ilhas de austenita
(Υ) presentes na matriz ferrítica (α)9
Figura 3: Corrosão sob diferentes ambientes adaptado17
Figura 4: Diagrama de fluxo representando formas macroscópicas e microscópicas de
corrosão adaptada19
Figura 5: Diferentes cavidades de corrosão por pite
Figura 6: Regiões problemáticas típicas na soldagem de aços inoxidáveis: (1) Formação
de trincas de solidificação ou por perda de ductilidade acima de 1250°C; (2) fragilização
por formação de fases intermetálicas após aquecimento entre cerca de 450 e 900°C; (3)
fragilização por crescimento de grão; e (4) fragilização e fissuração por formação de
martensita
Figura 7: Esquema do processo de soldagem por SMAW26
Figura 8: (1) Equipamento básico para soldagem GTAW. (2) Processo de soldagem
GTAW
Figura 9: Soldagem com arame tubular com proteção gasosa
Figura 10: Modelo de curva de polarização potenciodinâmica33
Figura 11: Representação de um diagrama de Nyquist e diagrama de Bode
correspondente ao diagrama de Nyquist34
Figura 12: Representação da extração de corpos para os ensaios de corrosão
Figura 13: Peça final após procedimento de lixamento e polimento40
Figura 14: Peça após procedimento de Embutimento a Frio
Figura 15: Célula eletroquímica46
Figura 16: Variáveis com suas respectivas Funções de Pertinência e o tipo de gráfico de
traçado para o <i>fuzzy</i> Taxa de Corrosão47
Figura 17: Variáveis com suas respectivas Funções de Pertinência e o tipo de gráfico de
traçado para o <i>fuzzy</i> Perda de Massa
Figura 18: Variáveis com suas respectivas Funções de Pertinência e o tipo de gráfico de
traçado para o <i>fuzzy</i> Grau da Severidade da Corrosão48
Figura 19: Perfis de microdureza das juntas soldadas dos ensaios;
Figura 20: Microestrutura das Amostras soldadas;
Figura 21: Área determinada através do software analizador de imagens "ImageJ"54

Figura 22: Diagrama de Nyquist para amostras soldadas com processo SMAW61
Figura 23: Diagrama de Bode para amostras soldadas com processo SMAW61
Figura 24: Diagrama de Nyquist para amostras soldadas com processo GMAW62
Figura 25: Diagrama de Bode para amostras soldadas com processo GMAW63
Figura 26: Diagrama de Nyquist para amostras soldadas com processo FCAW63
Figura 27: Diagrama de Bode para amostras soldadas com processo FCAW64
Figura 28: Circuito equivalente das Amostras;
Figura 29: Curvas de polarização anódica potenciodinâmica das amostras processo
SMAW
Figura 30: Curvas de polarização anódica potenciodinâmica das amostras do processo
GMAW69
Figura 31: Curvas de polarização anódica potenciodinâmica das amostras processo
FCAW71
Figura 32: Curvas de polarização anódica potenciodinâmica das amostras de Metal Base
Figura 33: Geometria e malha refinada criadas no <i>software</i>
Figura 33: Geometria e malha refinada criadas no <i>software</i>
 Figura 33: Geometria e malha refinada criadas no <i>software</i>
 Figura 33: Geometria e malha refinada criadas no <i>software</i>
 Figura 33: Geometria e malha refinada criadas no <i>software</i>
 Figura 33: Geometria e malha refinada criadas no <i>software</i>
 Figura 33: Geometria e malha refinada criadas no <i>software</i>
Figura 33: Geometria e malha refinada criadas no software
Figura 33: Geometria e malha refinada criadas no software
 Figura 33: Geometria e malha refinada criadas no <i>software</i>
 Figura 33: Geometria e malha refinada criadas no <i>software</i>
 Figura 33: Geometria e malha refinada criadas no <i>software</i>
Figura 33: Geometria e malha refinada criadas no software
Figura 33: Geometria e malha refinada criadas no software

Lista de Tabelas

Tabela 1: Sistemas para classificação dos Aços4
Tabela 2: Aplicações dos Aços Inoxidáveis 7
Tabela 3: Dados sobre resistência à corrosão e propriedades mecânicas de alguns aços
inoxidáveis austeníticos e duplex
Tabela 4: Aplicações na indústria dos AIDs. 13
Tabela 5: Informações das soldas
Tabela 6: Regras criadas para o primeiro modelo49
Tabela 7: Regras criadas para o segundo modelo. 49
Tabela 8: Regras criadas para o terceiro modelo49
Tabela 9: Resultado médio da Microdureza Vickers das Amostras na Zona Fundida e na
Zona Termicamente Afetada53
Tabela 10: Resultados para taxa de corrosão usando perda de massa e corrente
Tabela 11: Potenciais de corrosão das juntas soldadas 58
Tabela 12: Parâmetros da simulação dos diagramas de Nyquist para as amostras65
Tabela 13: Média dos parâmetros Ep e ip extraídos das curvas de Polarização Anódica
Potenciodinâmica para cada uma das condições avaliadas73
Tabela 14: Composição química do metal de base e consumíveis utilizados na soldagem
(%m)114
Tabela 15: PREN do metal de base e consumíveis utilizados114

Lista de Quadros

Quadro	1: Tr	iplicata	da Micr	odureza	Vickers	das /	Amostras	na Z	Zona	Fundida	e na	Zona
Termica	mente	Afetad	a			•••••			•••••		•••••	113

Lista de Abreviaturas e Símbolos

- AIs Aços Inoxidáveis;
- AIAs Aços Inoxidáveis Austeníticos;
- AIFs Aços Inoxidáveis Ferríticos;
- AILD Aço Inoxidável Lean Duplex;
- AISI American Iron and Steel Institute;
- CCC Cúbica de Corpo Centrado;
- **CCT** Critical Crevice Corrosion Temperature;
- CFC Cúbico de Face Centrada;
- **CPT** Corrosion Pitting Temperature;
- CST Corrosão Sob Tensão;
- E-Potencial;
- **Ep** Valor do Potencial de Pite;
- *Epp* Potencial de Início da Passivação;
- HV Vickers Microhardness;
- *I Corrente;*
- I_0 Amplitude da Corrente;
- *i*_{pass} Corrente de Passivação;
- Mpm Mass Loss Medium;
- UNS Unified Numbering System;
- **Z** Impedância;
- ZF Zona de Fusão;
- **ZTA** Zona Termicamente Afetada;
- γ Austenita;
- α Ferrita;

- φ Defasagem da corrente;
- ω Ângulo da Fase;
- σ_e Limite de Escoamento;
- σ_u Limite de resistência
- ϵ Alongamento;

1. INTRODUÇÃO

Existem um vasto número de ligas de aço, e uma dessas ligas que vem ganhando espaço no cotidiano é o aço inoxidável duplex. Esse aço recebeu este nome devido a formação por meio à combinação de duas fases, que consiste em uma fase de grãos ferríticos e a outra de grãos austeníticos (TAO *et al.*, 2018). A microestrutura formada mediante essa combinação apresenta alta resistência ao escoamento, tenacidade e resistência à corrosão (SICUPIRA *et al.*, 2016). Devido a essas características, são amplamente utilizados nas indústria química, petroquímica, marinha, nuclear e papel (SOUZA *et al.*, 2013).

Vários fatores devem ser avaliados no momento da escolha da utilização de aços nos processos industriais e uns dos principais fatores observados são a resistência à corrosão e o comportamento da liga em suas juntas soldadas. De acordo com Brytan e Niagaj (2013), ao realizar a técnica de soldagem dos AID pode provocar alterações na microestrutura e na zona afetada pelo calor. Essas alterações afetam a resistência à corrosão das juntas soldadas e suas propriedades mecânicas. Para os AID, um ponto crucial é garantir a quantidade adequada de austenita na zona de metal de solda e na zona afetada pelo calor, a fim de garantir um equilíbrio adequado entre a fase de ferrita e austenita. O segundo fator importante que deve ser levado em consideração durante a soldagem dessas ligas é evitar a precipitação de fases prejudiciais como a ferrita α ' responsável pelo efeito da "fragilização de 475 ° C", carbonetos, nitretos e um número de fases intermetálicas, que afetam a resistência à corrosão e diminuem a tenacidade dos aços inoxidáveis soldados (BRYTAN; NIAGAJ; KRÓL, 2016).

Um dos principais problemas em relação aos AID é a proporção adequada de ferrita-austenita, que pode mudar devido ao resfriamento rápido associado aos ciclos térmicos de solda, resultando em um conteúdo excessivo de fase ferrítica. Segundo Costa e colaboradores (2012), altas frações de austenita no metal de solda podem resultar em um aumento da segregação, enquanto altas frações de ferrita podem causar a precipitação do nitreto de cromo e nessa condição tem-se um aumento da chance de corrosão intergranular.

Algumas técnicas eletroquímicas contribuem para a avaliação da corrosão, uma dessas técnicas importantes é a polarização potenciodinâmica que consiste na obtenção

de curvas de polarização. Esta prevê a varredura contínua do potencial, iniciando-se no potencial de corrosão ou em potencial onde predominam reações catódicas, elevando-se o potencial a taxa de varredura constante. Essas curvas de polarização podem ser influenciadas por uma série de fatores, como por exemplo, a composição da solução, a velocidade da varredura, a temperatura que ocorrerá o ensaio e por último, mas não menos importante, o tempo de imersão (OLIVEIRA; LAMBERT; ANTUNES, 2016).

Com a passagem dos anos teve-se um crescimento tecnológico e consequentemente veio a criação de softwares que simula fenômenos, funcionamento de equipamentos, condições de projetos, entre outras, e o uso desta ferramenta promove o enriquecimento de pesquisas. De acordo com Souza (2011), os softwares não são somente o instrumento para a geração de resultados, mas também podem se tornar cruciais para diferentes pesquisas. A simulação está se tornando uma das mais populares ferramentas de modelagem e análise de sistemas complexos, devido a mesma possibilitar a compreensão e prever alguns problemas em campo, podendo gerar economia de tempo e de recursos financeiros a empresa (CASSOLO; ANTONELLI; YAMADA, 2014). Segundo Harrell e Donald (2000) e Duarte (2003), a simulação computacional de um sistema real ou hipotético é um recurso que ajuda na obtenção de respostas, representando diversos meios e recursos da produção ou sistema modelado, gerando informações que auxiliam na tomada de decisões sobre o que e quando fazer, sendo que essa simulação pode ser implementada por meio de modelagens matemáticas ou softwares. Entretanto, em algumas áreas o uso dessa ferramenta ainda se mostra um desafio devido à dificuldade na utilização do próprio software, a limitação de literaturas a respeito dos fenômenos (físicos, químicos, mecânicos, térmicos, fluídos, entre outros) e modelagem aplicada na obtenção das respostas do software, manuais curtos e de difícil entendimento da ferramenta, o preço da ferramenta, entre outros.

A presente pesquisa se propõe a investigar a resistência à corrosão de juntas soldadas de aço inoxidável Lean Duplex UNS S32304 utilizando simulação para a previsão do comportamento corrosivo e ensaios de imersão no período de 4 a 8 meses em solução de NaCl 3,5% (m/v), a fim de obter maior conhecimento sobre o material soldado e o estudo do aço inoxidável, verificando o comportamento à corrosão através de ensaios eletroquímicos de polarização potenciodinâmica anódica e impedância eletroquímica, bem como a determinação da taxa de corrosão.

2. OBJETIVO

2.1 Objetivo Geral

Estudar a resistência à corrosão de juntas soldadas do aço inoxidável Lean Duplex UNS S32304 em imersão com solução contendo íons cloreto, utilizando simulação computacional e técnicas eletroquímicas de potencial de circuito aberto, impedância eletroquímica e polarização potenciodinâmica anódica.

2.2 Objetivo Especifico

Avaliar a resistência à corrosão de juntas soldadas do aço inoxidável Lean Duplex UNS
 S32304 imersos durante 4 meses e 8 meses em solução de NaCl 3,5% (m/v), utilizando técnicas eletroquímicas.

- Comparar os resultados experimentais com os resultados simulados nos *softwares* Comsol e Scilab, observando se a técnica de simulação pode ser efetiva.

3. REVISÃO DA LITERATURA

3.1 História e Conceito Geral Aço

O surgimento do aço se deu na Revolução Industrial, com a invenção de fornos que permitiam corrigir as impurezas do ferro, além de poder adicionar determinadas propriedades ao material como resistência ao desgaste, ao impacto, à corrosão, etc. Por causa dessas propriedades e do seu baixo custo, o aço passou a representar cerca de 90 % de todos os metais consumidos pela civilização industrial. Atualmente no desenvolvimento da sociedade, é difícil imaginar o mundo sem o uso do aço. Seu consumo cresce proporcionalmente à construção de edifícios, execução de obras públicas, instalação de meios de comunicação e produção de equipamentos. Esses materiais tornaram-se comuns no cotidiano, mas fabricá-los exige técnica que deve ser renovada de forma cíclica, por isso o investimento constante das siderúrgicas em pesquisa (FELÍCIO, 2012).

Os aços são definidos como ligas de ferro-carbono e outros elementos resultantes de seu processo de fabricação ou adicionados intencionalmente para a obtenção de propriedades desejadas. Devido à grande variedade de tipos de aços, foram criados sistemas para sua classificação, os quais periodicamente são submetidos a revisões. Sendo assim os aços podem ser classificados em grupos com base às propriedades comuns, esta classificação é apresentada adiante na Tabela 1 (BALLESTEROS, 2009).

Classificação em Grupos	Aço
Composição química	Aços carbono, Aços liga e Aços Inoxidáveis.
Métodos de fabricação	Forno aberto, processo básico do oxigênio e métodos do forno elétrico
Processos de acabamento	Laminação a quente e a frio, Forjamento, Dobramento, etc.
Forma do produto acabado	Barras, placas, chapas grossas e finas, tubulação e perfis estruturais
Forma de desoxidação	Aço acalmado, semiacalmado, tampado, ou efervescente
A microestrutura	Aços ferríticos, aços austeníticos, aços perlíticos, e aços martensíticos, Aços Duplex
Nível requerido da resistência	Especificado em padrões de ASTM ou API
Quanto à Qualidade	Aços de qualidade do forjamento e aços qualidade comercial.
Tratamento térmico	Recozimento, revenido e têmpera, e os processados termomecanicamente

Tabela 1: Sistemas para classificação dos Aços. Fonte: (BALLESTEROS, 2009)

Na Figura 1, é apresentado um fluxograma da classificação das ligas ferrosas, feita pela ASTM (*American Society for Testing and Materials*), onde são divididos os aços segundo a aplicação comercial e a estrutura (BALLESTEROS, 2009).



Figura 1: Classificação de aços adaptado. Fonte: (BALLESTEROS, 2009).

3.2 Conceito Aço Inoxidável

O aço consiste em uma liga metálica de ferro e carbono, no qual suas propriedades são determinadas por meio de suas proporções e de como se combinam (SOUSA, 2013). A obtenção do aço ocorre quando a concentração de carbono na liga Ferro – Carbono está numa variação entre 0 - 0,3 %m para aço de baixo teor de carbono e entre 0,3 - 1,7 %m aço de alto teor de carbono, sendo que a medida que se aumenta a quantidade de carbono há variação na dureza e ductilidade (GONÇALVES, 2016). Os aços inoxidáveis são uma das ligas metálicas mais importante para as indústrias, amplamente utilizados em uma variedade de aplicações dentro da indústria química, refinadora e petroquímica, entre outras, onde se tem a necessidade de uma alta resistência à corrosão e propriedades mecânicas (PINEDO; TSCHIPTSCHIN, 2013). Para um aço ser classificado como inoxidável, é necessário conter uma porcentagem mínima de 11 %m de cromo em sua composição química. Esse elemento é responsável por formar o filme de passivação, vindo a gerar uma camada de óxido de cromo ao reagir com o oxigênio presente no meio. Esta camada criada sobre a superfície do metal se comporta como forma de proteção, reduzindo dessa forma a corrosão (GONÇALVES, 2016).

Segundo Silva (2017), um dos primeiros aços inoxidáveis, que apresenta semelhança aos produzidos atualmente, foi confeccionado por Harry Brearly em 1912 funcionário de uma empresa de aços em Sheffield na Inglaterra. Brearly apresentava como objetivo desenvolver ligas com maior resistência ao desgaste para o uso no interior de canos de armas de fogo. Nesse processo observou-se que um dos materiais resultantes se mantinha inerte ao ataque do ácido nítrico, a nova liga foi denominada *stainless steel* que em português significa *aço sem manchas*. Entretanto, a resistência ao ataque pela solução de ácido nítrico ocorreu devido à principal característica da nova classe de aços que ali surgia: a elevada resistência à corrosão. Hoje o material descoberto seria classificado como um aço inoxidável martensítico.

Os aços inoxidáveis podem ser divididos em classes, com base na fase constituinte predominante na sua microestrutura: austeníticos, ferríticos, martensíticos e duplex. Suas aplicações se encontram na Tabela 2.

Tipo do Aço Inoxidável	Aplicações
Ferrítico	Componentes de exaustão automotivos, tanques para pulverizadores agrícolas, válvulas (alta temperatura) e câmeras de combustão.
Austenítico	Equipamentos para processos químicos e de alimento, vasos criogênicos e construções com solda.
Martensítico	Canos de rifles, peças de motores a jato, mancais, eixos e material cirúrgico.
Duplex	Vasos de pressão, trocadores de calor, reatores, bombas, resfriadores, blocos de pressão, bloco de válvulas, unidades de dessalinização e destilação, carcaças de bombas de dessulfurarão, tubulação para meios, contendo Cl e HCl, digestores, pré-aquecedores, evaporadores, equipamentos de branqueamento contendo cloretos, dentre outros.

Tabela 2: Aplicações dos Aços Inoxidáveis. Fonte: (GASTALDO, 2010)

3.2.1 Aço Inoxidável Duplex

3.2.1.1 História do Aço Inoxidável Duplex

O surgimento das primeiras ligas de níquel, cromo e molibdênio que apresentavam a união de duas estruturas ocorreu na década de 30, tendo as aplicações do novo material na indústria de papel e celulose na Suécia. O motivo da utilização desse material foi devido à necessidade de substituir os aços inoxidáveis austeníticos que possuíam alto teor de carbono. Devido a essas características, este material possui tendência a corrosão intergranular, entretanto é importante salientar que oficialmente em 1936, na França, que se teve o registro da primeira patente de Aço Inoxidável do tipo Duplex conhecida como Uranus 50 (equivalente a série UNS S32304), desenvolvido e produzido primeiramente em escala na Finlândia (TMR STAINLESS, 2014). Com a chegada da Segunda Guerra Mundial, viu-se a necessidade de um aço que apresentava uma resistência elevada a corrosão, vindo a ser criado o aço UNS S32900 que quando comparado com o aço UNS 32404 tem um maior teor de cromo. Em um período similar também foi criada uma liga duplex que tinha como objetivo apresentar maior resistência à corrosão sob tensão em meios que possuíam presença de íons cloretos, esse material recebeu o nome de UNS S31500. Com a passagem dos anos viu-se que estas ligas quando comparadas com outros tipos de aço, apresentavam melhor resistência a corrosão, vindo a ter um crescimento na sua aplicação industrial como em tubulações e bombas (CAVALCANTI, 2017).

Os três primeiros navios para transporte de produtos químicos, chamados: Zambeze, Zelande e Zeebrugge, construídos no estaleiro Dunkerque em 1970, foram confeccionados com o aço Uranus 50 também chamado de UR 50. Mesmo tendo uma escassez de níquel nesse período foi possível a produção dos aços inoxidáveis duplex em escala industrial, que pelas suas excelentes características mecânicas e pela resistência à corrosão tornaram-se bem conhecidos (BERNHARDSSON, 1991).

A introdução dos processos de refinamento *Vacum Oxigen Descarburization* -VOD e *Argon Oxigen Descarburization* - AOD nos anos 70, e a evolução dos processos ao longo dos anos, promoveram uma melhoria significativa nas propriedades desses materiais, permitindo a redução nos níveis dos elementos residuais (oxigênio, enxofre, carbono, entre outros) e além de possibilitar um estreitamento nas faixas de composição do nitrogênio, onde o controle adequado dos níveis desse elemento possibilita o aumento na resistência à corrosão, além de proporcionar a estabilidade em altas temperaturas da estrutura duplex, particularmente nas Zonas Termicamente Afetadas (ZTA) pelos processos de soldagem (MARTINS; CASTELETTI, 2007).

Com os estudos e a evolução tecnológica, houve a redução nos níveis dos elementos residuais, obtendo o conhecimento para realização de trabalhos a quente, tendo início a produção de chapas de inoxidável duplex, evoluindo para a produção de bobinas. Atualmente, várias fundições estão equipadas com unidades de refino VOD/AOD com altas capacidades de produção variando entre 1 a 20 toneladas. Devido a todo esse progresso foi possível obter aços com composições químicas precisas e baixos níveis residuais, que são de extrema importância para as propriedades funcionais dos aços inoxidáveis duplex (MARTINS; CASTELETTI, 2007).

Com este desenvolvimento criou-se a necessidade de melhoramento dos aços inoxidáveis, vindo a ocasionar um crescimento na área metalúrgica, além de aprimoramento da soldagem, promovendo dessa forma juntas soldadas com melhor qualidade na zona termicamente afetada - ZTA (ALVAREZ-ARMAS; DEGALLAIX-MOREUIL, 2009).

3.2.1.2 Características do Aço Inoxidável Duplex

Os AID recebem esse nome por apresentarem uma microestrutura formada por duas fases (ferrítica e austenítica) e apresentam estas fases em quantidades aproximadamente iguais. Esse aço tem como característica boas propriedades mecânicas como elevada resistência mecânica, boa ductilidade, tenacidade e solubilidade. Os Duplex possuem percentual alto de elementos ligantes como cromo, níquel, molibdênio e nitrogênio, para conceder a ferrita e austenita uma boa resistência mecânica e a corrosão, deve-se ter um balanceamento das frações volumétricas adequado de cada fase (LOUREIRO, 2010).

De acordo com Loureiro (2010), os aços inoxidáveis duplex quanto a suas composições são classificados em três grupos:

- Aço Inoxidável Duplex de Baixa Liga: Pauli (2017) informa que devido ao menor teor de elemento de liga e não possuir molibdênio, os mesmos são materiais mais econômicos podendo substituir os aços inoxidáveis austeníticos tipo 304 e 316. E esse aço recebe a denominação de Aços Inoxidáveis Lean Duplex.
- Aço Inoxidável Duplex de Média Liga: Apresentam um maior teor de nitrogênio e com isso, uma maior resistência à corrosão por pite em ambientes agressivos. São os aços inoxidáveis duplex mais utilizados, considerados "padrão" (PAULI, 2017).
- Aço Inoxidável Duplex de Alta Liga: São especialmente projetados para ambientes altamente agressivos e apresentam elevadas propriedades mecânicas (PAULI, 2017).

A Figura 2 apresenta a microestrutura de um aço inoxidável duplex.

Figura 2: Micrografia ótica de aço inoxidável duplex, evidenciando as ilhas de austenita (Υ) presentes na matriz ferrítica (α). Fonte: (GASTALDO, 2010), (SANTOS, 2014)



Os aços inoxidáveis são geralmente nomeados pelo sistema numérico *American Iron and Steel Institute* (AISI), pelo *Unified Numbering System* (UNS), ou pelo seu nome comercial. Para os aços inoxidáveis é utilizado o sistema UNS, a designação é feita pela letra *S* seguida por um número de cinco dígitos (MENDONÇA, 2018).

3.2.1.3 Os Aço Inoxidáveis Lean Duplex

As empresas sempre estão à procura de desenvolvimento dos seus produtos e redução no custo final do material, num desses estudos trouxe à evolução do subgrupo de aço inoxidável duplex, que veio a receber o nome de "Aço Inoxidável Lean Duplex" (SANTOS, 2014). Esse aço apresenta um teor menor de elementos ligantes em relação aos aços inoxidáveis duplex padrão, sendo estes principalmente o Ni e o Mo, pois são elementos cada vez mais caros e escassos (TAVARES *et al.*, 2013). Eles apresentam como composição química geralmente 20-24 %m de cromo, 1-5 %m de níquel, 0,1-0,3 % m de molibdênio e 0,10-0,22 %m de nitrogênio. O Lean Duplex mais comum é a liga UNS S32304, que será o material de estudo desse projeto (SANTOS, 2014).

Os aços inoxidáveis Lean Duplex possuem uma menor resistência à corrosão por pite, em comparação aos outros aços inoxidáveis dúplex, no entanto estes apresentam valores próximos com os da classe austenítica, AISI 304L e 316L. Mas, a tensão de escoamento σ_e e a resistência a corrosão do tipo Lean é o dobro dos aços austeníticos de modo que possibilitam uma redução na espessura dos produtos (MENDONÇA, 2018). Estas vantagens fazem das ligas Lean Duplex alternativas atraentes para muitas aplicações. Alguns exemplos incluem tanques de armazenamento e transporte para uma variedade de substâncias, aplicações estruturais, linhas de fluxo e tubos para a indústria de petróleo e gás. Entretanto, ainda são necessários avanços em termos de pesquisa no que concerne à fabricação deste tipo de aço, já que a mesma não é trivial. Mesmo assim, a utilização deste tipo de aço é bastante promissora (SANTOS, 2014).

3.2.1.4 A resistência a corrosão dos Aço Inoxidáveis Lean Duplex

O Aço Duplex UNS 32304 apresenta alto teor de cromo, que gera uma boa resistência a corrosão, quando se analisa esse aço quanto a corrosão por pites o mesmo apresenta uma maior resistência que o AISI 316 (APERAM, 2015).

O PREN (*Pitting Resistance Equivalent Number*), também conhecido como *PRE*, *PREN* ou *PI*, é definido como uma estimativa para a resistência a corrosão por pites, com base na composição química do aço inoxidável, onde quanto maior o *PREN* de uma liga, melhor sua resistência a corrosão por pites. Existem diferentes fórmulas empíricas para definição do *PREN*, sendo as mais comuns, as fórmulas definidas pelas Equações 1, 2 e 3, sendo cada uma delas específica para cada família de AIs (AIFs, AIAs e AID, respectivamente) (LEITE, 2017):

PREN = %Cr + 3,3% Mo	(1)
PREN = %Cr + 3,3% Mo + 30% N	(2)
PREN = %Cr + 3.3%Mo + 16%N	(3)

Além da corrosão por pites, o aço duplex UNS 32304 apresenta uma boa resistência à corrosão sob tensão. De acordo com Aperam (2015) o UNS 32304 tem um destaque quando se compara com os aços inoxidáveis austeníticos 304L e 316L em meios contendo cloreto, devido ao alto teor de cromo e baixo teor de níquel.

Segundo Reis (2013), os Aços Inoxidáveis quanto ao *PREN* se dividem em cinco classes:

- Lean Duplex: Possui *PREN* menor que 35, o aço inoxidável UNS S32304, pode ser usado para substituir os aços inoxidáveis austeníticos ABNT 304 e ABNT 316.
- Standart Duplex ou duplex padrão: Possui PREN menor que 40, essa espécie de aço inoxidável corresponde a mais de 80% dos aços inoxidáveis duplex produzidos atualmente, as ligas UNS S31803 e S32205 possuem resistência à corrosão entre as do austenítico ABNT 316 e dos superausteníticos com teor de Mo entre 5 e 6 %m.
- Duplex 25 Cr possui *PREN* menor que 40, um exemplo é a liga UNS S32550.
- Super Duplex: *PREN* maior que 40. O teor de Cr é da ordem de 25 a 26 %m e possui mais Mo e N que o duplex 25 Cr. Um dos principais aços inoxidáveis dessa categoria é o UNS S32750.
- Hiper Duplex: aço inoxidável mais altamente ligado, com valor do *PREN* maior que 45, aço inoxidável dessa categoria com alta aplicabilidade no setor industrial é o UNS S33207.

O bom comportamento exibido pelos aços duplex UNS S32304 pode ser observado também pela Tabela 3:

0010H0H0, 2015 upua Diffet(05, 2015).								
AI	PREN*	CPT*	CCT*	σe (MPa)	σu (MPa)	€ (%)		
UNS S32750	43	84 ± 2	35	580	830	35		
UNS S32205	35	52 ± 3	20	510	750	35		
UNS S32304	26	25 ± 3	< 0	450	670	40		
UNS S30400	18	< 10	< 0	270	600	55		
UNS S31600	25	27 ± 3	< 0	260	590	60		

Tabela 3 – Dados sobre resistência à corrosão e propriedades mecânicas de alguns aços inoxidáveis austeníticos e duplex. Fonte: (Adaptação da BIBLIOTECA TÉCNICA OUTOKUMPU 2015¹ anud BABROS 2015)

PREN (*Pitting Resistance Equivalent Number*)

*CPT (*Corrosion Pitting Temperature*): Temperatura de Corrosão por Pites (ASTM G 150/2010)
*CCT (*Critical Crevice Corrosion Temperature*): Temperatura Crítica para Corrosão por Frestas (ASTM G 48/2011 - Método F)

 σ_e : Limite de Escoamento; σ_u : Limite de resistência: ε : Alongamento.

A norma ASTM G48, que apresenta os procedimentos para a elaboração de ensaios de resistência a corrosão através de ataque com soluções de cloretos, informa que quanto maior o *PREN*, maior a resistência a corrosão localizada puntiforme ou alveolar (CANDEL, 2016).

Por meio da Tabela 3, percebe-se que os aços inoxidáveis (UNS S32750, UNS S32205 e UNS S32304) da categoria Duplex, possuem comportamento muito superior aos aços inoxidáveis austeníticos (UNS S30400 e UNS S31600), quanto as propriedades mecânicas e quanto a resistência a corrosão. Pela norma ASTM G48 os aços que apresentam a maior resistência a corrosão são o UNS S32750 e UNS S32205 que são superduplex, entretanto como o aço inoxidável lean duplex UNS S32304, apresenta um baixo custo em relação aos demais AIDs e sua resistência mecânica é muito superior comparado aos AIAs, sua utilização torna-se cada vez mais justificável (BARROS, 2015).

Os AIDs têm várias aplicações, principalmente, nas indústrias química, petroquímica, papel, celulose, geração de energia, etc. A Tabela 4 mostra a aplicação de algumas dessas ligas, observando a sua resistência a corrosão, medida por meio do *PREN*.

¹ OUTOKUMPU STAINLESS AB. **Handbook of Stainless Steel**, Impresso na Suécia por Sandvikens Tryckeri AB, 2015.

_

Setor	23Cr-4Ni-0,1Mo	22Cr-5Ni-3Mo	25Cr AID	25Cr AISD
Industrial	PREN=25	PREN= 30-36	PREN= 32-40	PREN > 40
Química	Tubulações, instrumentação	Bomba, ventiladores, centrifuga, serpentinas para fusão de enxofre, trocadores de calor e reatores	Separadores de ureia, agitadores- reatores, vasos de pressão	Tubulações para evaporação de sal, bombas, sistema de resfriamento com água do mar
Petroquímica	Reatores onde a carcaça é de aço carbono	Unidades de dessalinização, dessulfuração e destilação	Equipamentos de dessulfuração, carcaças de bombas	Tubulação para ambientes contendo Cl ⁻ e HCl
Papel e Celulose	Pre-aquecedores dos digestores	Digestores em plantas de sulfato e sulfito	Digestores, pré- aquecedores de digestores	Equipamentos de branqueamento
Geração de energia (nuclear e fóssil)	Aquecedores de água de alimentos, reaquecedores	Tubulações de injeção em fontes geotérmicas		Trocador de calor, sistemas em fontes geotérmicas, salinas marinhas Sistema de
Petróleo e gás	Resfriadores, tubulações, sistemas de tensão, instrumentação	Estruturas, cabos de arame, tubulações de fluxo de gás natural, vasos de pressão	Campanas de mergulho, bombas, tubulação de gás, injeção de água do mar	resfriamento com água do mar, sistema de tubulações contra incêndio, vasos de pressão corpos de válvulas

Tabela 4: Aplicações na indústria dos AIDs. Fonte: (Adaptado de DENG et al., 2010
apud BARROS, 2015)

3.2.1.5 Importância dos elementos de liga nos Aço Inoxidável Duplex

Com o crescimento no uso dos aços inoxidáveis, foram realizados estudos e experimentações com diferentes elementos de liga, para dessa forma caracterizar e analisar a influência dos mesmos na melhora ou piora das propriedades do aço inoxidável,

² DENG, B.; JIANG, Y.; XU, J.; SUN, T.; GAO, J.; ZHANG, L.; ZHANG, W.; LI, J. Application of the modified electrochemical potentiodynamic reactivation method to detect susceptibility to intergranular corrosion of a newly developed Lean Duplex stainless steel LDX2101. Corrosion Science, v. 52, p. 969-977, 2010.

atualmente, tem-se a adição de vários elementos ligantes ao aço, dando origem a uma enorme variedade de ligas, para as mais inúmeras aplicações. Entretanto é importante salientar que acrescentar elementos ligantes ao aço promove um crescimento significativo no valor econômico do aço inoxidável (LEITE, 2017).

Segundo Loureiro (2010), a diferença entre um aço inoxidável duplex para um superduplex ocorre devido a porcentagem de elementos ligantes de um para o outro, principalmente os elementos de liga níquel, cromo, molibdênio e nitrogênio, sendo que os mesmos têm interferência direta na resistência à corrosão por pite.

Adiante tem-se uma breve descrição da influência dos principais elementos de liga que:

- Cromo (Cr): É o elemento principal e de maior importância dos aços inoxidáveis. Este elemento é um metal menos nobre que o ferro nas séries eletroquímicas, ou seja, o cromo, em princípio é menos resistente à corrosão do que o ferro. Entretanto, em contato com o ar atmosférico ou outro ambiente oxidante, existe a tendência de se formar rapidamente uma camada de óxido de cromo na superfície destas ligas (película passiva), altamente estável, homogêneo e resistente a muitos meios corrosivos (LIMA, 2006). A elevação da resistência à corrosão se dá com o aumento do teor de cromo, que gera uma microestrutura ferrítica, sendo um elemento estabilizador desta fase. (NUNES, 2015).
- Níquel (Ni): Muda a estrutura cristalográfica da liga. Aumento da ductilidade do aço. Pequeno efeito na resistência à corrosão. Torna o aço não magnético (FERNANDES, 2010). Segundo elemento mais importante dos aços inoxidáveis, principalmente os austeníticos. Em teores acima de 8% em massa, estabiliza a microestrutura austenítica e melhora as propriedades mecânicas, a conformabilidade e a soldabilidade. Promove a repassivação da camada de oxido caso ela seja danificada, principalmente em ambientes redutores. Nos aços inoxidáveis duplex, mantem o balanço de ferrita/austenita, incrementando assim a resistência a corrosão. Níveis baixos de níquel podem aumentar a proporção de ferrita, diminuindo a tenacidade (LEITE, 2017).
- Molibdênio (Mo): Aumenta a temperabilidade, e a resistência à corrosão por via úmida (SCURACCHIO, 2009). Já Imoa (2009³) apud Leite (2017) informa que a

³ INTERNATIONAL MOLYBDENUM ASSOCIATION - IMOA. Practical guidelines for fabrication of duplex stainless steel. London: IMOA, 2009. 64p

combinação do molibdênio com o cromo é muito efetivo em estabilizar a camada passiva na presença de cloretos, além disso o Mo é muito efetivo em aumentar a resistência a corrosão generalizada, galvânica, por pites e por frestas. Outro fator muito importante desse elemento de liga é que melhora as propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis a altas temperaturas. Embora seja benéfico na maioria dos ambientes, em ambientes fortemente oxidantes, aços contendo Mo são menos resistentes que aços sem Mo.

- Cobre (Cu): aumenta a ductilidade, e a resistência à corrosão por via úmida (SCURACCHIO, 2009). O mesmo também é um formador moderado de austenita, porém previne a formação de martensita e diminui a tendência de precipitação de fase sigma. Tem influência favorável com o aumento da resistência à corrosão em meios ácidos. Melhora a trabalhabilidade a frio e tenacidade ao impacto nos aços inoxidáveis.
- Silício (Si): Aumenta a resistência à corrosão em altas temperaturas (SCURACCHIO, 2009). O Si é usado como desoxidante na fabricação do aço e existe como resíduo da fabricação do aço em pelo menos 0,1%m. É um forte formador de ferrita e participa da estabilização da estrutura duplex, considerado também benéfico para o serviço em ácido nítrico concentrado e também aumenta a resistência a oxidação a altas temperaturas (LEITE, 2017).
- Alumínio (Al): diminui o tamanho de grão final, refinando a estrutura e aumenta a resistência à corrosão em altas temperaturas (SCURACCHIO, 2009).
- Titânio (Ti) e Nióbio (Nb): São usados como elementos "estabilizadores" nos aços austeníticos, impedindo o empobrecimento de cromo via precipitação de carbonetos durante aquecimento e/ou resfriamento lento em torno de 700°C, o que provocaria uma redução local na resistência à corrosão geral (SCURACCHIO, 2009). Fernandes (2010) informa que estes elementos em combinação com o carbono evitam perda de resistência à corrosão e melhoram a soldabilidade.
- Nitrogênio (N): Essencial nos aços inoxidáveis duplex por favorecer a formação de austenita e aumentar consideravelmente a resistência a corrosão por pites, além da resistência mecânica e tenacidade dos aços. Sua presença reduz a possibilidade de precipitação de carbetos de cromo (LEITE, 2017).
- Tungstênio (W): É adicionado para aumentar a resistência mecânica e tenacidade dos aços. Sua adição nos aços inoxidáveis comerciais complementa o Mo na

melhora da resistência a corrosão, porém o tungstênio pode promover a formação de fases intermetálicas e causar fragilização mais rapidamente que o Mo (LEITE, 2017).

3.3 Conceito Geral de Corrosão

Existem inúmeras definições de corrosão, para promover uma maior integração do assunto adiante se encontram algumas definições encontradas da literatura, de acordo com S. Banerjee, J.K. Chakravartty e J.B. Singh (2012), corrosão é denominada como a reação química ou eletroquímica entre um material e seu ambiente que leva à deterioração do material e suas propriedades, normalmente classificada como corrosão uniforme e corrosão localizada.

Quando observa-se a definição dada por Zand e colaboradores (2015) percebe-se que materiais não metálicos, tais como cerâmicas, plásticos, borracha, e assim por diante, também podem ser submetidos a destruição ou deterioração quando expostos a vários ambientes. Zand e colaboradores (2015) classificam a corrosão dos materiais metálicos em três grupos principais sendo estes:

- Corrosão úmida: refere-se à corrosão de metais que ocorre em um ambiente úmido/aquoso. O processo é quase sempre eletroquímico e acontece quando duas ou mais reações eletroquímicas ocorrem em uma superfície metálica. Esse processo eletroquímico pode ocorrer uniformemente ou não em toda a superfície do metal (eletrodo) em contato com o líquido condutor ionicamente (eletrólito). Um exemplo do cotidiano desse processo é a ferrugem de um substrato de aço: convertido em uma forma não metálica chamada "ferrugem".
- Corrosão em outros fluidos: refere-se à corrosão de metais/ligas em ambientes não aquosos, como sais fundidos (nitratos, halogenetos, carbonatos, sulfatos, hidróxidos e óxidos). Essa corrosão pode ocorrer por vários mecanismos, ou seja, corrosão por ataque eletroquímico, transporte de massa devido a gradientes térmicos, reação dos constituintes do sal fundido com a liga metálica e reações com impurezas presentes no sal fundido. Além dos sais fundidos, a exposição de ligas metálicas a ambientes de metal líquido pode causar corrosão. Os metais líquidos são utilizados em aplicações industriais, tais como agentes redutores de alta temperatura ou como refrigerantes, devido às suas excelentes propriedades de

transferência de calor. A corrosão resultante da exposição a metais líquidos pode ser causada por dissolução, impureza ou reações intersticiais e redução de compostos.

 Corrosão seca: refere-se à corrosão que afeta metais/ligas que estão expostas ao ar ou a outros gases agressivos na ausência de umidade. Na maioria dos casos, metais quando expostos a gases de temperatura muito elevada sofrem oxidação.

A Figura 3 apresenta os elementos necessários para a corrosão sob diferentes ambientes de acordo com Zand e colaboradores (2015).

Figura 3: Corrosão sob diferentes ambientes adaptado. Fonte: (ZAND et al., 2015)



3.4 Principais Tipos de Corrosão

De acordo com Shaw e Kelly (2006), tradicionalmente a corrosão é classificada em oito categorias com base na morfologia do ataque, bem como o tipo de ambiente ao qual o material é exposto. Gentil (2011) informa que as formas de corrosão são observadas através da aparência ou forma do ataque e as diferentes causas da corrosão e seus mecanismos, logo a forma da corrosão ocorre pela morfologia, causas ou mecanismos, fatores mecânicos, meio corrosivo e localização do ataque. Há basicamente, dois tipos de corrosão a uniforme e a localizada, sendo que cada uma apresenta suas particularidades.

3.4.1Corrosão localizada

A corrosão localizada é definida como o tipo de corrosão em que há um ataque intenso em pontos localizados na superfície do metal. Esses pontos localizados corroem mais rápido que o resto da superfície de metal (EL-SHERIK, 2017). El-Sherik (2017), informa que alguns possíveis motivos para a ocorrência da corrosão localizada são a imperfeição cristalina do metal no local, inclusões no metal e quebra local do filme inibidor (no caso de tratamento químico).

A corrosão localizada divide em (ZAND et al., 2015):

- Corrosão por pite;
- Corrosão em fresta;
- Corrosão galvânica;
- Corrosão por Erosão (corrosão por cavitação);
- Corrosão intergranular (sensibilização e esfoliação);
- Corrosão de desmoldante (dezincificação e corrosão grafítica);
- Corrosão de fissuração ambientalmente assistida (corrosão sob tensão, corrosão por fadiga e danos por hidrogênio);

As sete formas de corrosão listadas não ocorrem independentemente, se têm a sobreposições e formas concorrentes de corrosão que ocorrem a qualquer momento durante o processo de corrosão. A corrosão também pode acontecer no nível macroscópico, e no nível microscópico. De acordo com Silva (2016), a corrosão localizada pode ser macroscópica ou microscópica e, dependendo do caso, poderá ser lenta ou muito rápida, onde nas formas localizadas macroscópicas, os danos ao material são imediatamente visíveis a olho nu, enquanto nas microscópicas, pode haver um dano considerável antes que o efeito seja visível. Na Figura 4, tem-se o fluxograma representando forma macroscópica e microscópica de corrosão (ZAND *et al.*, 2015).





3.4.1.1 Corrosão por pite

A corrosão por pite é um tipo de corrosão local que ocorre em uma área muito limitada, enquanto a maior parte da superfície passivada está intacta. A corrosão por pite é identificada pela forma das cavidades, cuja profundidade é maior que o diâmetro em muitos casos (NIINOMI, 2010), ou seja, forma-se um buraco na abertura na camada protetora, que então se desenvolve em uma cavidade mais larga abaixo da superfície e a Figura 5 apresenta como fica a cavidade (MOURITZ, 2012). Esse tipo de corrosão tende a ocorrer em ligas passivas na presença de espécies de halogênios, como cloreto, brometo e íons de iodeto e fluoreto de hidrogênio. Essas espécies halógenas atacam os defeitos dos filmes passivos e quebram o filme localmente. Como a magnitude da reação anódica dentro dos pites é equilibrada com a da reação catódica fora dos pites, uma grande quantidade de íons metálicos é dissolvida dentro dos mesmos. (NIINOMI, 2010)



Figura 5: Diferentes cavidades de corrosão por pite. Fonte: (MOURITZ, 2012)

Yang e colaboradores (2011) informam que a resistência à corrosão por pite depende da concentração de cromo, molibdênio e nitrogênio, pois a presença de cromo e molibdênio na fase sigma preferencialmente nucleia-se na interface de ferrita/ferrita delta, ou dentro de grãos de ferrita delta, promovendo uma região empobrecida nas proximidades do Mo e Cr, favorecendo assim, a corrosão por pite.

A corrosão por pite é formada por dois processos: a nucleação e o crescimento do pite, sendo que normalmente o início do pite é atribuído à degradação do filme passivo causado aleatoriamente sobre o material. Depois que a nucleação do pite ocorre, o pite pode repassivar imediatamente ou pode crescer e em seguida repassivar, geralmente este processo é denominado como pite metaestável (COSTA, 2014).

3.5 Consequências da corrosão

Segundo Shaw e Kelly (2006) algumas consequências em plantas industriais quando se tem a presença da corrosão são:

• Encerramentos da planta. O desligamento de usinas nucleares, plantas de processo, usinas de energia e refinarias pode causar sérios problemas à indústria e aos consumidores.

• Perda de produtos, vazamento de contêineres, tanques de armazenamento, linhas de transporte de água e óleo e tanques de combustível causam perda significativa de produto e podem gerar acidentes e perigos graves. É bem conhecido que pelo menos 25% da água é perdida por vazamentos.

• Perda de eficiência. Isolamento de tubulações de trocadores de calor e tubulações por produtos de corrosão reduz a transferência de calor e a capacidade da tubulação.

• Contaminação. Os produtos da corrosão podem contaminar produtos químicos, produtos farmacêuticos, corantes, produtos embalados, etc., com consequências

desastrosas para os consumidores.

• Perigos nucleares. O desastre de Chernobyl é um exemplo contínuo de transporte de produtos de corrosão radioativos na água, fatal para a vida humana, animal e biológica.

3.6 Corrosão do Aço Inoxidável Duplex

Segundo Silveira (2013) os aços inoxidáveis duplex sofrem corrosão por pite devido à presença de íons cloreto, nos quais, estes íons substituem as moléculas de água da película passiva e levam a formação de íons metálicos complexos, estes íons têm como função atuar como agente inibidor, promovendo a passivação do local afetado, que passa a ter alta taxa de dissolução através de reação anódica, consequentemente ocorre a compensação dos cátions metálicos, promovendo a migração dos ânions cloreto para a região afetada, balanceando as cargas elétricas envolvidas. Devido a esse procedimento tem-se o aumento da concentração de cloretos que leva à hidrólise do cloreto ferroso, resultando na formação de ácido clorídrico que gera a diminuição do pH local e como resultado a taxa de corrosão aumenta, gerando um aumento na concentração de cloretos localmente, fazendo da corrosão por pite um processo autocatalítico.

Como informa Alvarez, Bautista e Velasco (2011) após testes de corrosão em meio alcalino com cloreto, a ferrita tende a corroer seletivamente no aço inoxidável Lean Duplex (AILD) UNS S32304. Em soluções carbonatadas, o aço inoxidável Lean Duplex (AILD) UNS S32304 desenvolveram corrosão por pite em altos potenciais anódicos. O valor do potencial de pite (Ep) diminuiu à medida que a concentração de NaCl da solução aumentou de 0% a 5% m/v de NaCl. De acordo com Vignal e colaboradores (2010), a camada de filme passivo no aço inoxidável Lean Duplex é responsável pela eficiência da resistência à corrosão desse material, e isso ocorre devido ao mesmo ter em sua composição uma quantidade relativamente alta de nitrogênio, além de ter níquel presente, principalmente na fase austenita e o cromo como elemento de maior presença na estrutura ferrítica.

3.7 Soldagem

As amostras utilizadas neste trabalho foram produzidas utilizando os seguintes processos de soldagem: Fluxo de soldagem de arco tubular (FCAW), por arco elétrico com gás de proteção (GMAW) e a com arco elétrico com eletrodo revestido (SMAW). A seguir está descrito a respeito da soldagem e de cada processo informado acima.
3.7.1 Visão geral da Soldagem no Aço Inoxidável

A soldagem baseia-se em um processo de fusão dos materiais que promove a união das peças. Esse procedimento consiste no aquecimento e futura solidificação das partes a serem unidas, sendo que esta fonte de calor é proveniente de uma fonte externa (CANDEL, 2016). Neto (2015) informa que para ocorrer uma solda deve se ter uma diferença nas características metalúrgicas no metal base, que irá passar pelo processo de soldagem, em função da deformação plástica. Para a realização desse procedimento deverá ocorrer a inserção de uma elevada energia e os parâmetros deverão estar bem definidos de acordo com as características do material a ser soldado.

De acordo com Silva e Pereira (2013) a soldagem é o processo de recuperação de peças de caráter metálico mais importante, entretanto deve ser salientado que o mesmo promove uma alta agressividade a peça soldada, pois o procedimento de soldagem leva a modificação estrutural e alterações nas propriedades mecânicas nas proximidades da região soldada.

Realizar soldagem nos aços inoxidáveis não é tão simples visto a dificuldade de obter uma junta que apresente uma fração o mais balanceada possível e que não possua precipitados. Esse procedimento envolve, basicamente, um controle adequado da composição química na poça de fusão e nos ciclos térmicos (VASCONCELLOS; ROSENTHAL; PARANHOS, 2010).

De acordo com Toma (2012) os processos mais comuns para realizar a soldagem nos aços inoxidáveis são:

- SMAW (Shielded Metal Arc Welding eletrodo revestido) uso em serviços gerais;
- GTAW (*Gas Tungsten Arc Welding* TIG) soldagem de peças de menor espessura;
- GMAW (Gas Metal Arc Welding MIG/MAG) para juntas mais espessas.

Modenesi (2011) apresenta que um procedimento de extrema importância para ser realizado antes da soldagem dos aços inoxidáveis é a limpeza, com o objetivo da minimização de contaminações que provocam a deterioração do material devido à redução da resistência à corrosão. Além da limpeza, outro fator que deve ser cuidado é a forma do cordão, pois caso o cordão apresente imperfeições (irregularidades) este local

poderá tornar-se uma área no qual ocorrerá deposição de sujeira que pode com o passar do tempo ser o princípio do início da corrosão. As principais diferenças de propriedades do aço inoxidável para os demais aços são:

- Menor temperatura de fusão.
- Menor condutividade térmica.
- Maior coeficiente de expansão térmica.
- Maior resistência elétrica.

Os aços inoxidáveis devem apresentar um controle rigoroso de temperatura, pois caso este material passe por um resfriamento muito rápido, potencializa a proporção de ferrita que consequentemente faz precipitar nitretos de cromo na zona termicamente afetada e na zona de fusão, o que prejudica a tenacidade e a resistência à corrosão da solda. Por outro lado, caso o resfriamento ocorra de uma maneira muita lenta e a manutenção permanecer por um período muito longo na temperatura de 1000 e 600 °C pode levar a precipitação de compostos intermetálicos que da mesma forma que os nitretos de cromo também são prejudiciais, esses compostos intermetálicos podem piorar as propriedades mecânicas e químicas da solda (SILVA, 2011). Assim, é possível notar que o controle da energia de soldagem e da temperatura de pré-aquecimento é muito importante para estes materiais. Para reduzir a quantidade de ferrita que pode vir a ser depositada se faz uso de um gás de proteção que consiste em uma mistura de Ar-N₂ (MODENESI, 2011).

Para a previsão da microestrutura da solda e da possibilidade de ocorrência de problemas, diagramas constitucionais empíricos são muito utilizados como o Diagrama de Schaeffler. A Figura 6 mostra o diagrama de Schaeffler indicando áreas típicas de problemas na soldagem de aços inoxidáveis (MODENESI, 2011). De forma resumida, estes problemas são:

- Solidificação com uma estrutura completamente austenítica e que tenha elevada sensibilidade à formação de trincas durante a solidificação ou por perda de ductilidade acima de 1250°C;
- Aços com elevado teor de elementos de liga levando à formação de fases intermetálicas após aquecimento entre cerca de 450 e 900°C e, com isto, à sua fragilização;

- Aços com estrutura ferrítica capaz de sofrer um grande crescimento de grão na Zona Termicamente Afetada e na Zona de Fusão - ZF, sendo, desta forma, fragilizados;
- Aços de elevada temperabilidade com a formação de martensita na Zona Termicamente Afetada e na Zona de Fusão causando fragilização e fissuração pelo hidrogênio e por formação de martensita.

Figura 6: Regiões problemáticas típicas na soldagem de aços inoxidáveis: (1)
Formação de trincas de solidificação ou por perda de ductilidade acima de 1250°C; (2)
fragilização por formação de fases intermetálicas após aquecimento entre cerca de 450 e
900°C; (3) fragilização por crescimento de grão; e (4) fragilização e fissuração por
formação de martensita. Fonte: (MODENESI, 2011)



Nota-se que na parte central do diagrama, na região onde se tem as fases ferrita e austenita, existe uma pequena área triangular em destaque no qual os problemas informados anteriormente não existem (MODENESI, 2011).

Falando especificamente e de forma detalhada para cada região no diagrama temse (EDMUR; SOUZA, 2016):

Região 1 – Zona de fissuração a quente: O campo engloba basicamente as composições austeníticas. O problema que pode ocorrer nas soldagens de ligas cuja composição esteja nesse campo é a fissuração a quente. Ocorre em temperaturas acima

de 1250°C. a explicação desse fenômeno é que, nessas ligas, há possibilidade de formação de fases segregadas, de menor resistência mecânica. Esse fato, aliado a tensões de contração oriundas de uma soldagem, é suficiente para fissurar a solda em temperaturas ainda elevadas. Ocorre basicamente no cordão fundido, embora possa ocorrer na ZTA.

Região 2 – Zona da Fase Sigma: Este campo engloba todas as composições de ligas, a temperatura fica em torno de 500-900°C, sendo que nessa condição faz-se surgir a fase sigma, que tem basicamente Fe-Cr, como principal característica, além de apresentar uma fragilidade elevada a temperatura ambiente. A fase sigma sendo formada basicamente de ferro e cromo, tem mais facilidade de se desenvolver a partir da ferrita. Entretanto também pode ser formada na austenita. Devido a possibilidade de difusão, aliada ao fato de haver regiões microssegregadas de composições químicas diversas, há ocorrência de fase sigma em ligas com até 20% de cromo, austeníticas ou ferríticas.

Região 3 – Zona de crescimento de grão: Abrange geralmente a região dos aços inoxidáveis ferríticos, ao cromo e com baixo teor de carbono; o problema é o crescimento irreversível dos grãos, quando o aço está aquecido a temperaturas maiores que 1150°C. Esse crescimento irreversível dos grãos é mais acentuado na zona termicamente afetada, resultando em fragilização. Normalmente não resiste sequer aos esforços de contração próprios da soldagem.

Região 4 – Zona de fissuração a frio: Esse campo abrange as estruturas martensíticas e parte das estruturas mistas martensíticas-austenítcas e martensíticas-ferríticas. São normalmente os aços temperados ou temperados e revenidos, com teores mais altos de carbono e os revestimentos duros que são os problemas desse campo. A fissuração a frio (abaixo de 400°C) ocorre nesses aços devido à coexistência desses três fatores: estrutura metalúrgica martensítica, tensões e hidrogênio. A fissuração normalmente se localiza na zona termicamente afetada da junta soldada, mas pode também ocorrer no cordão de solda.

Região central – Isenta de problemas: No centro do diagrama há a ocorrência de uma mistura de austenita, ferrita e martensita. As composições químicas que estiverem nessa região estarão praticamente livres dos problemas das regiões de 1 a 4. O objetivo do metalurgista é fazer seus cálculos com a composição química da zona fundida, ou seja, a participação dos metais de base e adição com suas respectivas diluições a fim de que fiquem dentro dessa região.

3.7.2 SMAW (Shielded Metal Arc Welding – eletrodo revestido)

O processo de soldagem com eletrodo revestido ou SMAW (*Shielded Metal Arc Weding*) é por sua maior parte realizada manualmente sendo que se faz uso um eletrodo consumível, sendo que este eletrodo é formado por uma alma metálica revestida por uma camada de cargas minerais ou outros materiais. O equipamento de soldagem forma uma corrente elétrica que gera um arco elétrico entre o eletrodo consumível e a peça metálica, promovendo a união das partes. Á medida que ocorre a deposição do material vai tendo a geração e deposição de escória e gases, que protegem a região de solda dos efeitos nocivos do oxigênio do ar e estabilizam o arco. A Figura 7 ilustra o processo (OLIVEIRA, 2016).



Figura 7: Esquema do processo de soldagem por SMAW. Fonte: (OLIVEIRA,

Esse tipo de solda é a mais usual e o mais simples quando se avalia equipamentos, o investimento inicial é baixo. Este processo quando comparado aos outros apresenta maior flexibilidade dentre todos, pois pode ser usado para quase todas as espessuras do metal base e em áreas de baixo acesso, além disso, pode ser usado nas quatro posições possíveis de solda sendo estas plana, vertical, horizontal e sobre cabeça. Este processo é muito aplicado em peças de grande porte, em locais onde se tem a soldagem "em campo", entre outros (VASCONCELLOS, 2008). Vasconcellos (2008) ainda informa alguns fatores que podem reduzir a qualidade da junta que foi soldada pelo procedimento SMAW:

- Limpeza inadequada da escória.
- Eletrodos com perda parcial de fluxo, quebra do revestimento do eletrodo ou uso do eletrodo úmido.

É importante lembrar quando se faz uso de processos de soldagens em locais fabris, procura-se procedimento que ofereça alta produtividade junto com qualidade, e que apresenta um baixo custo para implantação e produção (VASCONCELLOS, 2008).

3.7.3 GTAW (Gas Tungsten Arc Welding)

A soldagem a arco com eletrodo de tungstênio e proteção gasosa é um processo no qual se tem a união das peças por fusão, fazendo uso de um arco elétrico que é proveniente do eletrodo de tungstênio. O arco desse processo tem proteção com um gás inerte, que flui diretamente do bocal da tocha (VASCONCELLOS, 2008). Esse processo possui uma característica importante, o controle excelente da energia transferida, isso ocorre por apresentar um controle independente da fonte térmica e da adição de metal de enchimento, devido a essas atribuições o mesmo é bastante adequado para soldagem em peças que tem espessura pequena, e quando se aplica a proteção gasosa contra contaminante, possibilita a soldagem de materiais de difícil soldabilidade, promovendo excelentes resultados (VASCONCELLOS, 2008).

Quando este procedimento é aplicado em chapas finas tem-se uma maior facilidade por não necessitar de metal de adição. Como esta soldagem não se tem a formação de reações metal-gás e metal-escória ela inibe a formação de vapores, permitindo, assim, uma ótima visibilidade para o soldador (VASCONCELLOS, 2008).

O arco elétrico é sempre um fator que é avaliado quando se quer escolher um processo de soldagem. No caso da GTAW ser um processo bastante estável, suave e produz, em geral, soldas com bom acabamento e agradável aparência, permitindo que quase não se tenha limpeza após a operação. O custo dos equipamentos necessários e dos consumíveis usados é alto, e a produtividade ou rendimento do processo é baixo, quando comparados ao processo de soldagem SMAW. Devido a esta questão do custo, sua aplicação limita-se a situações em que a qualidade da solda seja de elevada importância

que venha a justificar o uso da mesma. A Figura 8 mostra um esquema do equipamento básico usados nesse processo (VASCONCELLOS, 2008).



3.7.4 FCAW (Flux Cored Arc Welding)

A soldagem a arco com eletrodo tubular FCAW (*Flux Cored Arc Welding*) é um processo no qual a fusão dos metais ocorre por meio do aquecimento de um arco entre um eletrodo tubular contínuo e a peça. O eletrodo tubular apresenta internamente um fluxo que permite a estabilização do arco, ajuste de composição da solda, proteção. Este tipo de solda é semiautomática e faz uso basicamente do mesmo equipamento do processo GMAW (SOUZA, 2012).

O processo FCAW é um processo que apresenta as principais vantagens da soldagem GMAW, como alta taxa de deposição e rendimento, que promove uma alta produtividade e qualidade da solda. Este processo também possui as vantagens da soldagem SMAW, como alta versatilidade, possibilidade de ajustes da composição química do cordão de solda e facilidade de operação em campo. Como desvantagens, pode ocorrer uma geração elevada de fumos, além de necessitar de limpeza após soldagem, e outro fator importante seria o alto custo do equipamento para a soldagem FCAW quando comparado ao utilizado pelo processo GMAW (SOUZA, 2012). A Figura 9 mostra um esquema do equipamento básico usados nesse processo.



Figura 9: Soldagem com arame tubular com proteção gasosa. Fonte: (KUNTZ,2016)

3.7.5 Informações da Soldagem das peças do estudo

Segundo Cardoso Junior (2012), a zona fundida das amostras utilizadas no estudo apresentou altas taxas de austenita, principalmente nas amostras SMAW. No entanto, na zona termicamente afetada teve-se menores teores de austenita, sendo que foi evidenciado a ocorrência de austenita secundária no interior dos grãos ferríticos da ZTA, principalmente nas regiões de raiz e de centro, o motivo dessa ocorrência é devido ao reaquecimento dos passes subsequentes, sendo que as amostras do processo FCAW com o consumível 2209 foi a que apresentou maior teor de austenita na superfície da solda.

Cardoso Junior (2012) ainda informa a respeito da questão de defeitos nas juntas, segundo o mesmo somente as amostras FCAW de ambos os consumíveis (2209 e 2307) apresentaram defeitos, evidenciados por meio do microscópio óptico, onde foi comprovado que nessas amostras teve inclusões não metálicas. Na Zona Fundida de todas as amostras percebeu-se um baixo teor de inclusões, entretanto notou-se que estas inclusões são mais proeminentes nos processos que geram escória, ou seja, os processos SMAW e FCAW.

Para evidenciar que o processo de soldagem foi realizado de forma adequado Cardoso Junior, (2012) realizou os testes de propriedades mecânicas (teste de tração, dobramento e impacto Charp), onde teve como resultado no ensaio de tração ruptura acima do limite mínimo do metal de base, que tem como limite de resistência de 600 MPa e limite de escoamento de 400 MPa, mostrando que a solda não comprometeu a resistência à tração da junta, no ensaio de dobramentos laterais as juntas soldadas não apresentaram descontinuidades superiores a 3,2 mm, valor que representa o critério máximo de aceitação segundo ASME IX, (2010) e no ensaio de impacto Charpy as juntas UNS S32304 soldadas pelos processos apresentaram boa tenacidade a -30 °C, tanto na ZF quanto na ZTA.

3.8 Ensaios eletroquímicos

Existem diferentes técnicas eletroquímicas que podem ser usadas para avaliação da corrosão, algumas dessas técnicas são polarização potenciodinâmica, polarização potenciodinâmica cíclica, potenciostática, o método de ruído eletroquímico, o método galvanostático, a temperatura crítica de pite e a impedância eletroquímica (ALCANTÂRA, 2013).

3.8.1 Potencial de circuito aberto

Este procedimento eletroquímico consiste na imersão de um metal em uma solução eletrolítica promovendo a formação de íons na solução e permanência de elétrons dentro do metal, criando um campo elétrico na solução, que após entrar em equilíbrio caracteriza-se por uma distribuição homogênea de cargas. Como consequência, ocorre uma diferença de potencial entre o metal e a solução, conhecida como potencial de equilíbrio do eletrodo. Se este potencial é medido em relação a um eletrodo de referência quando nem potencial e nem corrente são aplicados é denominado potencial de circuito aberto (OCP - *Open Circuit Potential*). A determinação desse potencial é dada pela intersecção das curvas de polarização anódica e catódica em testes polarizados (FREITAS, 2014).

Segundo Pereira (2013), em estágios iniciais do ensaio, o acompanhamento do potencial de corrosão com o tempo é recomendado, quando as seguintes situações podem levar a variações acentuadas em seu valor:

 a) Dissolução da película de óxido: Um número bem elevado de metais, principalmente os que têm a capacidade de se passivarem, apresentam uma película fina de óxido na sua superfície. Quando ocorre a imersão do metal em um meio corrosivo, ocorre inicialmente a dissolução dessa película. Normalmente, esta etapa é precedida por uma variação acentuada do potencial de corrosão. Essa variação apresenta uma alta correlação de como a forma da superfície é preparada para realização do ensaio e do tempo de início do ensaio após a preparação.

- b) Formação de película de óxido por precipitação: O mecanismo de precipitação pode promover a formação de uma película passiva em alguns metais. A formação dessa película, apesar de acontecer quase instantaneamente, ocorre apenas após um dado tempo de imersão.
- c) Variação da área anodicamente ativa: A reação catódica de redução do oxigênio em soluções aeradas e estagnadas de 3,5% m/v NaCl provoca passivação da parte da superfície. Dessa forma, a área anodicamente ativa é diminuída. Além disso, como o transporte de OH⁻ é determinado por difusão e convecção, a localização e extensão dessa área variam de forma arbitrária. Dessa forma, o potencial de corrosão também varia com o tempo, sendo relacionado com a área anodicamente ativa. SegundoWolynec (2003), percebe-se que, para uma fração de área menor, corresponde um potencial de corrosão maior e vice-versa. Conhecendo-se a área anódica efetiva é possível determinar a densidade de corrente de corrosão real e mostrar que a relação entre o potencial de corrosão e a densidade de corrente de corrosão obedece à Equação de Tafel.

Essa técnica eletroquímica é amplamente utilizada no monitoramento do potencial de corrosão ao longo do tempo dos sistemas eletroquímicos, a mesma é baseada em mecanismos de corrosão e fornece informações sobre o processo corrosivo (FREITAS, 2014).

3.9.2 Polarização potenciodinâmica

As reações eletroquímicas que podem ocorrer na interface de um corpo-de-prova dependem do potencial de eletrodo a que a superfície está submetida, e o estudo destas reações pode ser feito através da relação entre o potencial aplicado e a corrente gerada nas reações eletroquímicas (anódicas e catódicas) que se desenvolvem. Assim, a varredura contínua de potencial e o correspondente registro da corrente gerada permitem o estudo do comportamento eletroquímico de um material, gerando a sua curva de polarização (OLIVEIRA; LAMBERT; ANTUNES, 2016).

A polarização potenciodinâmica é a técnica para a obtenção de curvas de polarização, e prevê a varredura contínua do potencial, iniciando-se ou no potencial de corrosão (aquele que se estabelece quando da imersão do material na solução, também chamado de potencial de circuito aberto) ou em potenciais onde predominam reações catódicas (aqueles menores que o potencial de corrosão), elevando-se o potencial a velocidade de varredura constante. A velocidade de varredura, a composição da solução, o tempo de imersão anterior a varredura de potencial e a temperatura de ensaio podem influenciar a forma das curvas de polarização. A corrente, nas curvas de polarização, é mostrada em valores absolutos, e é dividida pela área de material exposta às reações, criando o conceito de densidade de corrente (OLIVEIRA; LAMBERT; ANTUNES, 2016).

Na Figura 10 apresenta as possíveis regiões de uma curva de polarização para o aço inoxidável duplex. Nessa curva pode-se ter os ramos catódicos e anódicos, sendo que no ramo catódico é onde ocorrem as reações de redução e no ramo anódico tem-se as reações de oxidação, sendo que o potencial de corrosão é obtido a partir do momento que se inicia a região anódica, em algumas literaturas essa região pode estar descrita como polarização anódica. Posteriormente poderá ter a região de passivação, essa região não se tem variações significativas da densidade de corrente com o potencial. Por último, o potencial de transpassivação, que é a região onde ocorrerá um grande aumento da densidade de corrente para uma pequena variação de potencial, sendo que o motivo desse aumento significativo da densidade de corrente se dá devido ao rompimento da camada protetora ou pela corrosão por pite (MENEZES, 2019). O potencial de transpassivação também conhecido como potencial de ruptura é dado pelo cruzamento da reta definida pela curva antes do aumento exponencial da corrente com a reta definida pela curva após esse aumento (WOLYNEC, 2003) Por se tratar de metais passivos, o valor da densidade de corrente é pequeno, da ordem de 1 a 10 µA/cm2, variando muito pouco com o aumento do potencial (LAPEC, 2012).



Figura 10: Modelo de curva de polarização potenciodinâmica. (MENEZES, 2019)

3.8.3 Espectroscopia de Impedância eletroquímica

A espectroscopia de impedância eletroquímica é uma técnica que permite obter informações sobre fenômenos interfaciais (metal/solução), em condições próximas ao estado de equilíbrio, tais como resistência de filmes, sua capacitância e outras propriedades eletroquímicas. Essa técnica tem ganhado espaço para avaliação de corrosão em metais, sendo que a mesma possibilita esclarecer mecanismos e evolução do sistema com o tempo, além de ser possível comparar os resultados obtidos com os resultados de outras técnicas, como por exemplo, de medidas de perda de massa, para avaliar a eficiência de inibidores de corrosão (AQUINO, 2012). Sua aplicação tem apresentado importância em virtude da sua grande sensibilidade, pois por meio dessa técnica é possível obter-se várias informações a respeito de um único experimento (MOREIRA, 2014).

A impedância eletroquímica é medida normalmente pela aplicação contínua de uma perturbação de potencial, que pode ser de pequena amplitude, obtendo como resposta uma variação de corrente (MOREIRA, 2014). A resposta do sistema à relação do potencial (E) aplicado e a corrente (I), em função do tempo, corresponde à impedância do sistema, que pode ser entendida como uma relação E e I como mostrado pelas equações abaixo (AQUINO, 2012).

O potencial varia com o tempo de acordo com a seguinte Equação 1:

$$E(t) = E_0 \cos(\omega t)$$
 (1)

Onde I(t) é a resposta da corrente, I₀ é a amplitude da corrente e ϕ é a defasagem da corrente em relação ao potencial, conhecido como ângulo de fase.

A impedância (Z) de um sistema pode ser calculada a partir da relação entre potencial e corrente, de forma semelhante a lei de Ohm Equação 2:

$$\frac{\mathrm{E}(\mathrm{t})}{\mathrm{I}(\mathrm{t})} = \frac{\mathrm{E}_0 \cos\left(\omega \mathrm{t}\right)}{\mathrm{I}_0 \cos\left(\omega \mathrm{t} - \varphi\right)} = \mathrm{Z}_0 \frac{\cos\left(\omega \mathrm{t}\right)}{\cos\left(\omega \mathrm{t} - \varphi\right)} (\mathbf{2})$$

Usando a relação de Euler, Equação 3:

 $\exp(j\varphi) = \cos \varphi + j \sin \varphi (3)$

A impedância pode ser expressa como a Equação 4:

$$Z = Z_0 \exp j \phi = Z_0 (\cos \phi + j \sin \phi)$$
 (4)

Os espectros de impedância eletroquímica podem ser representados de duas formas diferentes, pelo diagrama de Nyquist e de Bode.

O diagrama de Nyquist apresenta a impedância real (Z') no eixo X, versus a impedância imaginária (Z'') no eixo Y, medidas em diferentes frequências. No diagrama de Bode é expresso o logaritmo do módulo da impedância e o valor do ângulo de fase (ϕ) em função do logaritmo da frequência.

As informações obtidas a partir das medidas de impedância podem ser representadas pela utilização de modelos de medidas como, por exemplo, circuitos equivalentes, para demonstrar as similaridades entre o comportamento de uma célula eletroquímica e circuitos elétricos com resistores, capacitores e indutores.

Na Figura 11 estão representados os diagramas de Nyquist e Bode.

Figura 11: Representação de um diagrama de Nyquist e diagrama de Bode correspondente ao diagrama de Nyquist. Fonte: (MOREIRA, 2014)



3.9 Simulação do Processo

3.9.1 COMSOL Multiphysics®

O COMSOL Multiphysics[®] é uma plataforma para simulação de aplicações em diversas áreas da engenharia, apresentando módulos para simular projetos e processos em diversas áreas sendo estas: transferência de calor, engenharia química, eletromagnetismo, mecânica estrutural, acústica e escoamento. Dentro do software principal, fez-se uso do módulo *Corrosion Module* que permite simular sistemas corrosivos, obtendo os *frames* de previsão do processo corrosivo das peças.

O módulo de corrosão consiste em transporte de espécies químicas, escoamento de fluido, transferência de calor, eletroquímica e interfaces de corrosão. Essas interfaces físicas descrevem o potencial no eletrólito e na estrutura metálica corroída ou protegida. As reações do eletrodo podem ser descritas usando expressões cinéticas arbitrárias do superpotencial para as reações anódicas e catódicas. A distribuição de potencial e corrente também pode incluir a influência do transporte de massa e da transferência de calor na corrosão do material, o que significa que o Módulo de corrosão possibilita modelar a composição e a temperatura em uma célula de corrosão em detalhes. A capacidade de contabilizar o transporte de massa no eletrólito permite modelar a corrosão causada por variações, por exemplo, na concentração de sal, na concentração de oxigênio e no pH (COMSOL MULTIPHYSICS®, 2016).

A base do módulo de corrosão consiste nos balanços de massa e corrente no eletrólito e na estrutura metálica corroída ou protegida. No eletrólito, o balanço de corrente é definido juntamente com os balanços de espécies individuais para as espécies carregadas e a condição de eletroneutralidade. Na estrutura metálica se faz uso da lei de Ohm para a densidade atual. As reações de transferência de elétrons, na interface entre a estrutura metálica e o eletrólito, acoplam os processos de transporte no eletrólito com a corrente que flui na estrutura metálica. O módulo *The Physics Interfaces* contém bibliotecas e formulações predefinidas para os processos acima mencionados. Além disso, o módulo pode ser usado junto com as interfaces de transferência de calor usando termos predefinidos para fontes de calor causadas pelo processo eletroquímico (COMSOL MULTIPHYSICS®, 2016).

3.9.2 Lógica fuzzy

A lógica *fuzzy* é a lógica baseada na teoria dos conjuntos *fuzzy*, diferentemente da lógica normal que sempre apresenta um valor exato, essa lógica proporciona a possibilidade do raciocínio aproximado, ou seja, a lógica *fuzzy* utiliza a ideia de que todas as coisas admitem graus de pertinências e consequentemente modela o senso de palavras, tomada de decisão ou senso comum do ser humano, sendo interpretado como um processo de composição de relações nebulosas (GOMIDE; GUDWIN; TANSCHEIT, 1995), (RIGNEL; CHENCI; LUCAS, 2011).

Os primeiros estudos a respeito da lógica *fuzzy* foram desenvolvidos por Jan Lukasiewicz (1878-1956), sendo que no ano de 1920 o mesmo desenvolveu e introduziu conjuntos com grau de pertinência. Lofti Asker Zadeh, na década de 60, usou as informações de Lukasiewicz e combinando aos conceitos da lógica clássica, e os estudos desenvolvidos por Aristóteles, fez a primeira publicação sobre lógica *fuzzy*. Zadeh, por meio dos seus estudos, percebeu que uma infinidade de regras presentes no cotidiano da população não podia ser explicada com a lógica tradicional. Esta ideia levou Zadeh a desenvolver o que conhecemos por lógica *fuzzy* (LUCAS, 2011).

A vantagem de se fazer uso da lógica *fuzzy* deve-se a sua capacidade de lidar com incertezas, raciocínio aproximado, termos vagos e ambíguos, o que a lógica clássica não permite. Em função dessas características, essa técnica se tornou de elevada importância no ramo da Inteligência Artificial. Entretanto a mesma apresenta como desvantagem: pouca estabilidade de sistemas, os quais não são capazes de se adaptar a contextos extremamente dinâmicos, a dificuldade em definir boas funções de pertinência e regras *fuzzy*, que são o princípio para uma boa modelagem dessa técnica e por último a validação ou verificação de um sistema especialista *fuzzy*, pois para ocorrer essa validação/verificação necessita-se de inúmeros testes sendo dependentes do analisador e das circunstâncias para a realização dos mesmos (MARRO *et al.*, 2000), (SANTOS, 2015).

Para se aplicar essa simulação a um determinado processo, deve-se escrever um conjunto de regras que tem como função descrever o comportamento do mesmo em função das variáveis linguísticas, que proporcionaram a modificação do comportamento. As funções de pertinência são constituídas e o conjunto de é regras processado, para os valores definidos das variáveis envolvidas. O modelo é testado para verificar sua fidelidade ao processo real ou não. Caso a resposta gerada pelo modelo não corresponda

àquela do processo real, deve-se realizar modificações no número de regras ou no número de antecedentes (GOMIDE; GUDWIN; TANSCHEIT, 1995), (SANTOS, 2015).

As funções de pertinência podem ser representadas em formatos distintos, como: triangular, trapezoidal, gaussiana e singleton (SILVA, 2013). Sendo que as mais comumente usadas são as triangulares e trapezoidais. Isso ocorre devido as mesmas proporcionarem uma melhor adequação, pois a ideia de regiões de pertinências de ambas pode ser total, média e nula e esse condicionamento é mais objetivo do que as especificações ligadas aos parâmetros das funções Gaussianas (FERNANDES, 2005), (PIMENTA, 2009). Segundo Fernandes (2005), nos sistemas que exigem a necessidade do ajuste dos parâmetros pelo método gradiente, a função Gaussiana é bem mais utilizada devido às suas propriedades matemáticas de continuidade e diferencial. Para alguns conjuntos *fuzzy* o suporte é composto por apenas um elemento, a esses conjuntos dá-se o nome de conjunto singleton (MENDEL, 2000), (FONTES, 2012). Qualquer conjunto *fuzzy* cujo suporte não é um conjunto unitário denomina-se de non-singleton (FONTES, 2012).

Os Modelos de Mamdani e de Takagi-Sugeno são os principais modelos *fuzzy*. A principal diferença entre ambos é que nos sistemas do tipo Mamdani, tanto o antecedente quanto o consequente são expressos por termos linguísticos. Já nos sistemas do tipo Takagi-Sugeno, apenas o antecedente é expresso por termos linguísticos e o consequente por funcionais. No entanto, é necessária a atribuição de pesos nas regras. Devido ao modelo de inferência do tipo Mamdani ser mais intuitivo do que o modelo do tipo Takagi-Sugeno, ele apresenta uma maior aplicabilidade (MELO, 2009), (SANTOS, 2015).

Para a realização do método *fuzzy*, também é necessário escolher o método de defuzzificação. Para um modelo de tipo Mamdani, a defuzzificação de um conjunto nebuloso de saída para um único valor de saída pode ser realizada por alguns métodos como: o método do centroide, bissetor, média dos máximos, primeiro dos máximos e o método último dos máximos. Em um modelo do tipo Sugeno, a defuzzificação é feita pela média ponderada, ou a soma ponderada das funções lineares e constantes (LIMA, 2016). O método de maior aplicabilidade para o modelo de Mamdani é o centroide que foi desenvolvido por Sugeno em 1985, esta é a técnica mais utilizada devido a mesma proporcionar uma elevada precisão, tendo como solução a abcissa do centro de gravidade (LIMA, 2016), (SANTOS, 2017). Caso o método centroide não possa ser aplicado, o método da média dos máximos é o escolhido, pois o mesmo consiste em uma derivação do método de centro de gravidade (centroide), ele calcula a média entre os dois elementos

extremos no universo que correspondem aos maiores valores da função de pertinência (LEEKWIJCK; KERRE, 1999), (GAVIÃO; BRITO; LIMA, 2015), (MALAMAN; AMORIM, 2017).

4. MATERIAL E MÉTODOS

4.1 Preparação metalográfica e de microdureza

As amostras foram preparadas seguindo o conjunto de ações metalográficas convencionais que consiste em: corte, esmerilhamento, embutimento, lixamento e polimento mecânico.

Primeiramente, as amostras foram cortadas transversalmente na direção onde ocorreu a soldagem para tornar possível a avaliação do metal de solda. A partir destes cortes, foram retirados corpos de prova, com dimensões de aproximadamente 5 mm x 100 mm x 10 mm nas regiões de raiz e topo do conjunto soldado, como apresentado na Figura 12. Ao término do corte, as peças foram esmerilhadas para remoção de corrosão antiga e redução do tempo de lixamento.

Figura 12: Representação da extração de corpos para os ensaios de corrosão. Fonte: (SOUZA,2012)



Após corte e esmerilhamento, as amostras foram embutidas na Embutidora modelo Risitec RS-40, onde no equipamento inseriu-se a amostra cortada junto ao pó de baquelite, com a permanência 20 à 30 minutos numa pressão de 2000 à 2500 psi, obtendo dessa forma a peça embutida. Esta etapa requer cuidado pois facilita o manuseio durante as operações de lixamento, polimento e permite uma boa visualização no microscópio, devido ao embutimento deixar a base da amostra plana.

Após o embutimento da peça, seguiu-se para o processo de lixamento que foi realizado na Lixadeira Metalográfica Politriz modelo PL02E da Teclago, com rotações de 300 e 600 RPM, com lixas de carboneto de silício de granulometrias 80, 100, 120, 180, 220, 320, 400, 600, 800, 1000, 1200, 1500, 2000 e 2500 *mesh*, respectivamente. Ao término do lixamento cada peça passou pelo processo de polimento, no qual, passava por três politrizes (modelo informado anteriormente), sendo que na primeira usava-se a pasta

de diamante 6 μ m, na segunda pasta de diamante de 3 μ m e por último a pasta de diamante de 1 μ m. Dessa forma finalizou-se a metalografia obtendo as peças espelhadas como demonstrado na Figura 13, totalizando 36 peças, divididas em 12 conjuntos.



Figura 13: Peça final após procedimento de lixamento e polimento.

Após a preparação metalográfica, foram obtidas micrografias das seções para cada peça, com o auxílio do microscópio ótico (Modelo Zeiss Scope A1, Axio Cam ERc5s). Para a revelação da microestrutura, as amostras foram submetidas ao ataque químico com o reagente Karlling número 2. Esse reagente tem por finalidade gerar a corrosão localizada de certas fases do material ou a diferença de potencial de regiões da superfície, tornando possível a identificação das fases do aço. O Karlling número 2, apresenta composição de 5 g de cloreto cúprico, 100 ml de Etanol e 100 ml de ácido clorídrico. Após a aplicação do produto na face do metal o mesmo ataca rapidamente a ferrita, com um leve ataque na austenita e não ataca carbetos. Para visualização da microestrutura utilizou-se aumentos de 100 e 200x no microscópio ótico, que proporcionou a escala de 5 µm para o aumento de 100x e de 2 µm para o aumento de 200x, esse procedimento foi realizado nas 36 peças. A preparação metalográfica e o testes de microdureza foram realizados no laboratório de Metalurgia número 1 do IFMG (Instituto Federal de Minas Gerais campus Ouro Branco).

Após a revelação das peças com o Karlling número 2, realizou-se o ensaio de microdureza em cada uma das peças, sendo que a medida de microdureza com cargas

inferiores a 1kgf é utilizada para mensurar a dureza de pequenas regiões (como a Zona Fundida, a Zona Termicamente Afetada e a Zona Parcialmente Diluída). Como a região de impressão também é muito pequena, os valores medidos não sofrerão interferência de outras regiões próximas (VALENTE, 2017).

4.2 Microdureza Vickers

Os ensaios de microdureza Vickers (HV) foram executados com o auxílio do microdurômetro (Marca Microhardness Tester, Modelo FM-800e) da Future-Tech. Foram realizadas três medições para cada estrutura, utilizando carga de 200 gf por um período de 10 segundos para cada medição.

4.3 Limpeza das Amostras para Imersão na solução de NaCl

A limpeza das amostras é um passo vital no procedimento de teste de corrosão de imersão usando a perda de massa e se não for feita corretamente, pode causar irregularidades nos resultados. Geralmente, o procedimento de limpeza deve remover todos os produtos de corrosão de amostras com remoção mínima de metal. Os métodos de limpeza podem ser divididos em categorias: mecânica e química (ASTM, 2012).

A limpeza química implica na remoção de material da superfície da amostra por dissolução com solução química. Solventes como acetona, água e álcool são usados para remover óleo, graxa ou resina (SILVA, 2015), (ASTM, 2012).

Antes de iniciar os testes, as amostras (Figura 13) foram limpas com água, álcool e acetona para retirar qualquer resíduo depositado sobre sua superfície.

4.4 Limpeza das Amostras após tempo de Imersão na solução de NaCl

Após a amostra ficar imersa na solução. As mesmas foram submetidas a um procedimento de limpeza mecânica e química. É importante salientar que antes de passar as amostras pelos procedimentos informados, deve-se realizar a pesagem das amostras.

Depois da pesagem, as amostras passaram por uma limpeza mecânica (de acordo com ASTM (2012), este procedimento pode consistir em esfregar, raspar, procedimentos

de escovação, choque mecânico e ultra-sônico. Esfregar com uma escova de cerdas ou por um conjunto de lixas abrasivas são os métodos mais populares de remoção mecânica. Os outros são usados principalmente como suplemento para remover produtos de corrosão altamente incrustados antes de esfregar. Deve-se tomar cuidado para evitar a remoção de metal, o que deseja é fazer remoção de óxidos). As amostras passaram pelo processo de lixamento, no qual se fez uso de uma escova de nylon tomou-se cuidado para não ocorrer a remoção de metal.

Em seguida da limpeza mecânica, todos os corpos de provas foram submetidos a um processo químico de limpeza superficial em solução aquosa 10% de HNO₃ por 20 min à temperatura de 60°C, conforme norma ASTM G1-72, no qual removeu-se substâncias que estavam com alto grau de aderência da superfície dos corpos de provas (VICENTE, 2013).

4.5 Condições da Solda

As juntas foram de aço inoxidável Lean Duplex UNS S32304, soldadas pelos processos SMAW, GMAW e FCAW e com os consumíveis com composição química de 23%Cr e 7% Ni (sem molibdênio) representado pelo código 2307 e a outra com 22%Cr e 9%Ni (com molibdênio) com o código 2209. As informações das soldas se encontram na Tabela 5.

Duo oosso	Tipo do	Diâmetro	N° de	Cáo do Drotosão	
Frocesso	Eletrodo	odo (mm) Pas		Gas ue Floteção	
SMAW	2307	3,25	15	Não se Aplica	
SMAW	2209	4,00	15	Não se Aplica	
GMAW	2307	1,00	12	$95\% Ar \!$	
GMAW	2209	1,00	13	$95\% Ar \!$	
FCAW	2307	1,20	12	75%Ar+25%CO ₂	
FCAW	2209	1,20	11	75%Ar+25%CO ₂	

Tabela 5: Informações das soldas. Fonte: (CARDOSO JUNIOR, 2012)

(a) - Mistura fornecida pela Praxair com nome comercial de Star GoldTM SS.

O gás de proteção é utilizado na soldagem, pois o mesmo se comporta como proteção para a solda, evitando contaminações, oxidações, além de ajudar na realização do cordão de solda (TATAGIBA; GONÇALVES; PARANHOS, 2012). Westin (2010) informa que nos processos GMAW sempre deve ter a presença do gás de proteção com nitrogênio, pois a presença desse elemento evita a formação desenfreada de ferrita diante da austenita. No processo FCAW não teve adição de nitrogênio, pois a escória proveniente do eletrodo por ter uma maior viscosidade na sua solidificação atuou como uma barreira de contenção evitando essa perda do nitrogênio no meio.

Para realização do cordão de solda utilizou-se um suporte cerâmico, sendo que este suporte foi utilizado para todos os ensaios, no qual o suporte cerâmico era de perfil retangular, chamado de *baking cerâmico* com dimensões de 13 mm de abertura e 1,3 mm de profundidade Modelo: *OK Backing Rectangular*, fornecido pela ESAB, os quais dispõem de uma fita metálica auto adesiva de alumínio para fixação. É importante salientar que o passe de raiz é um processo que gera grandes dificuldades para o soldador já que a solda é realizada em uma área propensa à formação de descontinuidades, principalmente porque o lado inverso ao passe de raiz fica sem proteção e exposto à contaminação, *o backing cerâmico* ajuda a executar o passe de raiz de maneira direta, garantindo perfeito acabamento não somente no cordão, mas principalmente, no lado oposto (ESAB, 2019). Na raiz da solda, não se utilizou gás de purga, e sim somente o *backing cerâmico*.

4.6 Taxa de Corrosão (Teste de Imersão)

Após realização dos testes metalográficos, as peças foram removidas da resina baquelite para serem imersas na solução de NaCl 3,5% m/v. Os corpos-de-prova foram previamente pesados, em seguida passou pela limpeza química informado no item 4.3 desse estudo. Após o tempo de exposição dos corpos de provas ao meio salino, estes corpos foram pesados e em seguida passou pelo procedimento de limpeza informado no item 4.4. Após a limpeza realizou-se novamente uma nova pesagem. O motivo de ter sido feito duas pesagens é para obter a perda de massa real, visto que as amostras continham produtos de corrosão aderidos na sua superfície.

Os cálculos de perda de massa foram realizados usando a norma ASTM A763 (prática Z) que é comumente utilizada para aços inoxidáveis (ASTM, 2014). Representada pela Equação 5:

$$Mpm = \frac{7290*W}{(A*t*d)} \tag{5}$$

Onde: W = perda de massa (g); t = tempo de imersão (2880 h); A = área da amostra (cm²); d = densidade do aço (7,8 g.cm⁻³, realizado teste da proveta, valor encontrado na literatura pela (APERAM, 2015));

Além da perda de massa foi realizado o cálculo de taxa de corrosão, sendo que a taxa de corrosão é uma medida importante para a avaliação da resistência à corrosão de um dado material metálico, exposto por um determinado tempo, em um meio corrosivo. Esta pode ser expressa como a taxa de penetração de corrosão. Uma unidade comumente usada para expressar a taxa de corrosão é mpy (milésimo de polegada de penetração por ano), ou mmpy (milímetro de penetração por ano) (COSTA, 2009), (AMIN; KHALED; FADL-ALLAH, 2010) e (D'AVILA, 2016).

De acordo com Zhou e colaboradores (2013) e Aly e colaboradores (2019) para se calcular a taxa considerando a corrente de corrosão se faz uso da Equação 6 ou 7:

$$C.R(mmpy) = 3272 * \left(\frac{I_{corr} * E_q D_t}{A * d}\right)(6)$$

Ou

$$C.R(mpy) = 0.13 * \left(\frac{I_{corr} * E_q D_t}{A * d}\right) (7)$$

Onde:

C.R (mpy) é a taxa de corrosão (milésimo de polegada de penetração por ano);

C.R (mmpy) é a taxa de corrosão (milímetros de polegada de penetração por ano);

Icorr é a densidade da corrente de corrosão (µA/cm²);

Eq.Dt é o peso equivalente do metal (g/eq);

A é a área (cm²);

d é a densidade (g /cm³);

3272 e 0,13 é a métrica e fator de conversão de tempo.

Realizou-se a taxa de corrosão por meio do software EC-Lab® demo, onde no mesmo realiza o método da extrapolação de Tafel (o método de Tafel inicia impondo ao sistema um potencial de -300 mV em relação ao OCP e vai aumentando até +300 mV do OCP, tendo como resultado um gráfico com dois ramos, um anódico e um catódico, representando os ramos anódicos e catódicos do processo de corrosão (LIMA,2019) de acordo com a área mais linear, obtendo o resultado da corrente de corrosão Icorr, do potencial de corrosão Ecorr, as angulações catódicas e anódicas e a Taxa de Corrosão em mpy ou mmpy (DALLAGO, 2019). Os resultados encontrados foram classificados pelo grau de corrosividade.

4.7 Embutimento a Frio

Após o período de imersão, as peças foram submetidas pelos procedimentos 4.4 e 4.5 descritos anteriormente e em seguida todas as peças foram embutidas a frio para a realização dos testes eletroquímicos.

Para a realização do embutimento a frio, fez-se uso de um molde, no qual injetou nessa forma uma resina sintética de polimerização rápida, sendo que as peças ficaram prontas em aproximadamente 5 a 8 minutos como apresentado na Figura 14.





4.8 Ensaios Eletroquímicos

Os ensaios eletroquímicos de corrosão foram realizados em triplicata, no Laboratório de Engenharia Química da Universidade Federal de São João del Rei. Após o preparo das amostras as mesmas foram submetidas aos testes de medida de potencial de circuito aberto e polarização anódica potenciodinâmica.

Os ensaios eletroquímicos foram realizados com o potenciostato da marca PG – 3906 Power Module 5A, da empresa Omnimetra Instrumentos, junto com o programa Omnimetra PG39M16XSP. Para a realização dos ensaios fez uso de uma célula eletroquímica composta de um eletrodo de trabalho (material a ser estudado no caso o aço UNS S32304), um eletrodo de referência de Ag/AgCl e um contra eletrodo ou eletrodo auxiliar de platina, como mostrado na Figura 15. Como eletrólito, foi utilizada uma solução de NaCl 3,5% m/v.





Legenda:

- (a) O material a ser estudado;
- (b) Eletrodo de referência de Ag/AgCl;
- (c) Contra eletrodo ou eletrodo auxiliar de platina;

O teste de Potencial em Circuito Aberto - OCP foi realizado para encontrar o valor do potencial de corrosão da placa (Ecorr) no meio salino estudado e para obter a estabilidade do sistema para a realização dos demais testes eletroquímicos.

Os ensaios de espectroscopia de impedância eletroquímica foram realizados após estabilização do potencial de corrosão. A perturbação senoidal no potencial de corrosão foi de 10 mV em torno do potencial de circuito aberto. A faixa de frequência empregada foi de 10 kHz a 10 mHz e a taxa de leituras de 10 pontos por década de frequência. Os resultados de impedância foram tratados utilizando o programa ECLab-Demo para simulação do circuito elétrico equivalente do sistema.

As curvas de polarização anódica potenciodinâmica foram realizadas após o teste de OCP, sendo sempre avaliado se o mesmo estava estabilizado. Os ensaios foram realizados utilizando o potencial de corrosão (Ecorr), determinado a partir do potencial de circuito aberto. Todas as medições foram feitas à temperatura ambiente de 25° C, e utilizou-se uma taxa de varredura de 1 mV/s e a variação do potencial entre 1,5V e -0,5V em torno do potencial de corrosão obtido no ensaio de OCP.

Todos os dados obtidos no Potenciostato foram tratados no programa Origin Pro, onde obteve-se as curvas de Polarização Anódica.

4.9 Simulação lógica fuzzy

Para modelar um sistema *fuzzy* foi necessário descrever o comportamento do processo. Consequentemente definir quais são as variáveis físicas a serem consideradas (variáveis de entrada e de saída).

A seguir, escreveu-se um conjunto de regras e inseriu as funções de pertinência com o gráfico a ser utilizado. A criação das regras ocorreu observando todos os ensaios eletroquímicos realizados e as literaturas de Silveira (2013), Souza (2012), May (2016), Ibrahim (2013), Giarola (2016) e Han e colaboradores (2016). O estudo foi modelado com duas variáveis na entrada sendo que cada variável apresenta três funções de pertinência e uma variável de saída que também possui três funções de pertinências. Cada função de pertinência aplicou-se um tipo de gráfico, (a escolha do tipo de gráfico foi trapezoidal e triangular) e foi realizado de forma mista para trazer melhores resultados, essa modelagem está apresentada na Figuras 16, 17 e 18 e os gráficos que o programa gerou se encontram no **Apêndice A**.

Figura 16: Variáveis com suas respectivas Funções de Pertinência e o tipo de gráfico de traçado para o *fuzzy* Taxa de Corrosão.







Figura 18: Variáveis com suas respectivas Funções de Pertinência e o tipo de gráfico de traçado para o fuzzy Grau da Severidade da Corrosão.



Além das variáveis são necessárias as regras que descreve o comportamento do processo. No estudo fez-se uso de nove regras, que no caso é o número máximo de regras possíveis. É importante salientar que não é obrigatório fazer uso do número máximo de regras na lógica *fuzzy*, no estudo foi decidido fazer uso do número máximo por ser um número de regras razoável. As regras criadas para o modelo estão listadas adiante:

1º Modelo onde teve como resposta a Taxa de Corrosão (Tabela 6):

Entr	Saída	
Tempo de Exposição da Amostra (meses)	Quantidade de NaCl na solução (% m/v)	Taxa de Corrosão
Baixo	Baixo	Baixo
Baixo	Médio	Baixo
Baixo	Alto	Baixo
Médio	Baixo	Baixo
Médio	Médio	Médio
Médio	Alto	Alto
Alto	Baixo	Baixo
Alto	Médio	Alto
Alto	Alto	Alto

Tabela 6: Regras criadas para o primeiro modelo;

2º Modelo onde teve como resposta o Grau da Perda de Massa (Tabela 7):

Ent	Saída		
Tempo de Exposição	Quantidade de NaCl	Perda de Massa	
da Amostra (meses)	na solução (% m/v)	perdida	
Baixo	Baixo	Baixo	
Baixo	Médio	Baixo	
Baixo	Alto	Baixo	
Médio	Baixo	Baixo	
Médio	Médio	Moderado	
Médio	Alto	Alto	
Alto	Baixo	Baixo	
Alto	Médio	Alto	
Alto	Alto	Alto	

Tabela 7: Regras criadas para o segundo modelo;

3º Modelo Grau de Severidade na corrosão influenciada pelo pH (Tabela 8):

Entrad	Saída		
Tempo de Exposição da	Alteração de pH	Severidade da Corrosão	
Amostra			
Baixo	Baixo	Baixo	
Médio	Moderado	Moderado	
Alto	Alto	Alto	
Médio	Não ser Moderado	Não será Moderado	
Alto	Não ser Alto	Não será Alto	

Tabela 8: Regras criadas para o terceiro modelo;

Após a definição das regras, para gerar o gráfico com as respostas é necessário escolher o modelo, nesta pesquisa aplicou-se o Mamdani e com método de desfudizificação o centroide.

4.10 Simulação COMSOL Multiphysics®

Para realizar a simulação do processo corrosivo, seguiu-se os passos adiante, na aba intitulada model builder que é o local de construção do modelo, foi modelado a geometria, posteriormente ocorreu a seleção dos materiais, em seguida ocorreu a seleção das interações físicas e estudos a serem feitos, ainda nessa aba inseriu os parâmetros que foram os mesmos da parte experimental (pressão ambiente de 0,96 atm, temperatura ambiente 25 °C, pH em 6,7 e solução de NaCl 3,5% m/v). Após a inserção de todas as informações insere-se o mesh, onde é importante salientar, que flexibilidade com qual a malha irá se adaptar ao sistema é inversamente proporcional a precisão, quanto maior a precisão, menor a flexibilidade do sistema. Por isso o refinamento de mesh foi feito nas regiões de interesse, ou seja, nas regiões onde o fluxo é desconhecido, nas regiões onde o escoamento é previsível ou onde não é o centro do problema analisado, dessa forma utilizou-se uma malha menos refinada e assim houve um ganho em esforço computacional e precisão (ARTUR et al., 2018). No caso do estudo fez-se uso de uma malha do tipo não estruturada (triangular) que se acomoda melhor a geometria, com um refinamento extremamente fino. Posteriormente inseriu-se o tipo de estudo que foi de primeira ordem e transiente. Em seguida colocou-se o programa para gerar os frame's, que são as imagens demonstrativas dos resultados.

5. RESULTADOS E DISCUSSÕES

Para os resultados e discussão as peças foram identificadas de acordo com a nomenclatura descrita adiante:

S2209T; G2209T; F2209T; S2209R; G2209R; F2209R; S2307T; G2307T; F2307T; S2307R; G2307R; F2307R; Onde: S –SMAW; G – GMAW; F – FCAW; T – TOPO; R – RAIZ

5.1 Resultados dos Ensaios de Microdureza

Comparando as microestruturas com Gastaldo (2010), Santos (2014), Aguiar e colaboradores (2015) e Grilo e colaboradores (2016) com as obtidos neste estudo (Figura 20) é perceptível a semelhança e a fácil identificação de cada microestrutura (austenita e ferrita).

Fazendo uso da Tabela 9 disposta adiante, realizou-se o gráfico de barras (Figura 19) para facilitar a visualização quanto a comparação dos resultados entre as ZF e ZTA para cada uma das microestruturas. De acordo com o requerimento da SBM SPF92033A (2011), as amostras devem apresentar valores de dureza Vickers menores do que 350 Hv para solução de cloreto de sódio 3,5 % m/v. Portanto visualizando a Figura 19 nota-se que todos as amostras se encontram dento do requerido pela norma, resultado coincidente com o de Cardoso Junior (2012).



Figura 19: Perfis de microdureza das juntas soldadas dos ensaios.

Figura 20: Microestrutura das Amostras soldadas.



*A fase austenita são os setores em amarelo e a fase ferrita são os setores em branco.

Os resultados médios obtidos com o ensaio de microdureza são apresentados na Tabela 9 (para cada amostra foram realizadas três medições na ZTA e na ZF, tanto para fase austenita quanto para a fase ferrita, os mesmos estão dispostos no **Apêndice B**) e no gráfico de barras (Figura 19). Ter uma zona de soldagem adequada é de suma importância, pois nesse local apresenta grande concentração de tensões e quando esta zona é realizada de maneira correta ocorre a diminuição dessas tensões, promovendo uma maior resistência ao material. Uma informação que pode ser obtida por esse teste é que o local de menor dureza se encontra próxima a raiz da solda, que consiste na região que sofrerá um aquecimento devido aos demais passes de solda, enquanto que a maior dureza foi obtida na superfície da zona fundida (ZF) (SOUZA *et al.*, 2013).

Tabela 9: Resultado 1	médio da Microdureza	Vickers das A	mostras na	Zona Fun	dida e
	na Zona Termica	imente Afetada	L		

	Feri	rita	Austo	enita	
Amostras	ZF (HV)	ZTA (HV)	ZF (HV)	ZTA (HV)	
S2307T	292,97 (4,25)	270,93 (2,37)	298,43 (8,74)	274,63 (3,56)	
S2307R	251,23 (7,31)	236,87 (9,81)	271,17 (3,61)	253,4 (4,50)	
S2209T	271,83 (1,51)	253,43 (2,85)	274,63 (3,56)	256,73 (2,22)	
S2209R	256,77 (2,58)	240,21 (1,57)	298,13 (2,84)	263,71 (1,39)	
G2307T	264,17 (0,65)	253,91 (3,11)	269,93 (0,91)	267,07 (1,61)	
G2307R	261,81 (1,04)	252,23 (1,75)	262,47 (2,31)	258,13 (1,31)	
G2209T	262,17 (3,41)	250,41 (3,48)	277, 13 (3,67)	266,91 (2,52)	
G2209R	259, 43 (2,58)	241,41 (2,52)	262,23 (1,99)	256,37 (1,68)	
F2307T	255,63 (3,76)	234,83 (1,59)	281,33 (3,55)	259,27 (3,47)	
F2307R	254,63 (2,66)	244,91 (1,54)	262,87 (2,45)	241,81 (2,34)	
F2209T	289,97 (1,31)	251,83 (0,75)	317,81 (3,12)	270,13 (2,32)	
F2209R	248,33 (1,16)	234,43 (2,21)	272,63 (3,87)	262,43 (1,43)	

Obs.: Os valores entre parênteses são os desvios padrões.

Para saber se os desvios padrões são significativos ou não, deve-se realizar o cálculo de variância que consiste em dividir o desvio padrão encontrado pelo valor médio, se este valor encontrado for igual ou menor que 25% significa que o conjunto de dados está no mínimo razoavelmente homogêneo, ou seja, quanto menor o cálculo de variância mais homogêneo é o conjunto de dados (SHIMAKURA, 2005). Para os resultados de microdureza os desvios padrões não foram significativos, ficaram todos abaixo de 5 %, isso demonstra que os valores se encontram próximos da média e consequentemente geram uma boa confiabilidade.

Observando os resultados para todos os processos notou-se que a microdureza da austenita é maior do que a ferrita, a razão da microdureza encontrado na fase austenita ser maior é devido a sua maior capacidade de dissolver nitrogênio (que pode chegar a ser até 5 vezes mais que a ferrita) que atua como endurecedor por solução sólida intersticial (CAETANO; SOUZA, 2016), (PALÁCIO,2011) e (MILAGRES,2015). Roldão (2010) em seu estudo de microdurezas notou que a austenita apresenta maior dureza que a ferrita, sendo que geralmente a máxima diferença que se pode ter entre a austenita da ferrita é de 30 HV, pode-se inferir que, quanto maior o percentual de austenita, maiores os valores de dureza.

Outra informação que pode ser observada pelo Gráfico de Barra e Tabela 9 é que A zona fundida apresentou maior dureza que na zona termicamente afetada, em todos os ensaios. De acordo com Cardoso Junior (2012) esse resultado ocorre devido a maior quantidade de elementos de liga na região da zona fundida (principalmente carbono, nitrogênio e cromo), que atuam como endurecedores. Além disso, as juntas soldadas apresentaram elevadas proporções de austenita na zona fundida, que aumenta a dureza e na ZTA apresentou menores teores de austenita e inserção de austenita secundária no interior dos grãos ferríticos da ZTA que proporciona a redução da dureza (CARDOSO JUNIOR, 2012).

5.2 Determinação da área das amostras

Para se obter a perda de massa e o gráfico de polarização, é necessário a área submetida ao ensaio de polarização, para cada amostra, a área em cm² foi determinada através do software analizador de imagens "ImageJ". A Figura 21 ilustra a área obtida para uma das amostras realizadas.



Figura 21: Área determinada através do software analizador de imagens "ImageJ".

5.3 Taxa de Corrosão

Observando os resultados apresentados na Tabela 10 para a taxa de corrosão por meio de perda de massa que foi calculado usando a Equação 5, nota-se uma redução na massa das peças, após o tempo de imersão na solução de NaCl 3,5% m/v, sendo um indicativo de corrosão. Segundo Tridapalli (2011), o cálculo de perda de massa é uma ferramenta para medição da intensidade da corrosão. Entretanto, a mesma não pode ser considerada como única forma de avaliação, principalmente para corrosões localizadas como a corrosão localizada por pites, onde a perda de massa pode ser bastante pequena. Exatamente por isso para comprovar a corrosão nessa pesquisa além da perda de massa, foi realizado os testes eletroquímicos (OCP, impedância eletroquímica e polarização anódica). Esse procedimento para obtenção da perda de massa também foi aplicado no estudo de Aribo e colaboradores (2013).

Comparando com o estudo de May (2016) e Cordeiro (2016) no qual amostras de aço carbono são imersas em solução de NaCl 3,5 % m/v, nota-se que o material sofreu uma perda de massa maior do que o aço inoxidável no mesmo meio e no mesmo tempo de imersão, demonstrando que o aço inoxidável apresenta uma maior resistência a corrosão nesse meio estudado, apresentando uma maior nobreza, que justifica o seu maior custo quando comparado aos aços carbonos.

A Tabela 10 também apresenta os resultados de taxa de corrosão fazendo uso da corrente, calculado por meio da Equação 6 e o software EC-lab Demo.

Pelos resultados encontrados para a taxa de corrosão que utiliza-se da corrente Equação (6), percebe-se que a taxa de corrosão é diretamente proporcional à densidade de corrente de corrosão (Icorr), ou seja, quanto menor o valor da densidade de corrente de corrosão, menor a taxa de corrosão com que o material irá deteriorar-se.

Comparando os resultados obtidos com os de Fonseca (2015) e com Gentil (2017), a taxa de corrosão para as amostras que fazem uso da perda de massa, percebeu-se que tiveram um grau de corrosividade baixo para o tempo de imersão de 4 meses e para o tempo de imersão de 8 meses as amostras se mantiveram com um grau de corrosividade baixo. Entretanto, a taxa de corrosão usando a técnica de corrente todas as amostras para o tempo de imersão de 4 meses apresentaram um grau de corrosividade no mínimo moderada e para o tempo de imersão de 8 meses no geral as amostras tiveram um grau de corrosividade elevada, exceto o metal base que teve um grau de corrosividade baixo independentemente do método e do tempo de imersão.

Amostra	Taxa de corrosão por meio de perda de massa em 4 meses (mm/mês)	Taxa de corrosão por meio de perda de massa em 8 meses (mm/mês)	Corrente usada nas amostras de 4 meses (µA)	Taxa de Corrosão por meio de corrente em 4 meses (mm/mês)	Corrente usada nas amostras de 8 meses (µA)	Taxa de Corrosão por meio de corrente em 8 meses (mm/mês)
S2307R	0,1293	0,1239	69,215	0,2623	83,189	0,3182
S2307T	0,0957	0,0826	46,526	0,2773	61,992	0,3318
S2209R	0,1457	0,1113	36,651	0,2595	45,945	0,3226
S2209T	0,1014	0,1007	42,492	0,2626	43,179	0,3231
G2307R	0,0886	0,0587	35,963	0,2598	41,501	0,3378
G2307T	0,0854	0,0875	29,207	0,1596	39,760	0,2011
G2209R	0,1021	0,1382	23,381	0,2227	31,795	0,2921
G2209T	0,0657	0,1231	37,235	0,1791	53,146	0,2354
F2307R	0,1081	0,1319	29,738	0,2265	39,525	0,3795
F2307T	0,071	0,141	24,359	0,1769	44,203	0,2619
F2209R	0,1175	0,1135	33,695	0,3313	44,711	0,4787
F2209T	0,0633	0,1266	36,228	0,2355	51,536	0,3281
MB	0,0041	0,0041	5,315	0,0569	6,504	0,0695

Tabela 10: Resultados para taxa de corrosão usando perda de massa e corrente

A amostras que teve a taxa de corrosão mais elevada foi a da solda FCAW para o consumível 2209 na região de raiz demonstrando que a mesma foi a que mais sofreu ao meio exposto, este resultado também encontrados nos ensaios eletroquímicos, de acordo com Cardoso Junior (2012) e Sicupira e colaboradores (2014) é a maior diluição do consumível na raiz do que no topo da solda ou reação do material fundido com o oxigênio, durante o resfriamento, propiciando possíveis reações com Cr e Ni, fragilizando a estrutura da raiz. Em contrapartida a amostra soldada do processo GMAW para o consumível 2307 na região de topo foi a que apresentou menor taxa de corrosividade, resultado este também nos ensaios eletroquímicos, de acordo com Sicupira (2014) provavelmente este resultado ocorreu devido ao menor número de inclusões de escória do processo GMAW. As amostras do processo FCAW e GMAW, na região de topo, apresentaram uma taxa de corrosão menor do que na região de raiz, isto ocorre devido ao topo possuir uma maior porcentagem de austenita e também uma maior quantidade do consumível, uma diluição menor quanto comparado a raiz. Já as amostras SMAW foram exatamente o oposto, a taxa de corrosão foi maior na região de raiz e menor na região de topo, de acordo com Cardoso Junior (2012) as possíveis razões para este resultado, é um menor teor de inclusão não metálicas nas juntas soldadas pelo processo e o outro motivo é que este procedimento de soldagem necessita de uma maior energia para a realização dos passes de raiz em função de questões operacionais e esse aumento de energia resultou numa maior proporção de austenita na zona termicamente afetada da raiz em relação ao topo, o que contribuiu para o melhor comportamento frente à corrosão da região da raiz em relação à região do topo.

O metal base de todas as amostras foi o que menos sofreu no meio exposto, o que confirma que o material que passou pelo processo de soldagem sofreu uma fragilização o deixando mais propicio a ter um processo de corrosão.

Comparando ambos os métodos para calcular a taxa de corrosão percebe-se que que os valores de taxa pelo método de perda de massa são menores, por se tratar de processo corrosivo localizado e os valores de taxa usando a corrente demonstram ser mais indicados para esse tipo de corrosão.

5.4 Potencial de Circuito Aberto (*Open Circuit Potentials* – OCP)

A partir dos resultados experimentais da OCP do inglês *open circuit potentials* determinou-se os potenciais de corrosão para o UNS S32304 que ficou imerso por 4 e 8 meses em soluções de NaCl 3,5% m/v, com diferentes tipos de solda para raiz e topo da solda. Os valores médios de potencial de corrosão estão apresentados na Tabela 11.
	4 meses de imersão				8 meses de imersão				
	Topo da solda		Raiz da solda		Topo da solda		Raiz da solda		
Ensaios	Média Ecorr	Desvio	Média Ecorr	Desvio	Média Ecorr	Desvio	Média Ecorr	Desvio	
	(V) Ag/AgCl	Padrão	(V) Ag/AgCl	Padrão	(V) Ag/AgCl	Padrão	(V) Ag/AgCl	Padrão	
S2307	-0,4314	0,0110	-0,3209	0,0247	-0,1536	0,0562	-0,1453	0,0189	
S2209	-0,2037	0,0381	-0,1921	0,0068	-0,2077	0,0106	-0,1570	0,0251	
G2307	-0,3371	0,0383	-0,4108	0,0102	-0,1443	0,0384	-0,1480	0,0199	
G2209	-0,1800	0,0137	-0,1944	0,0115	-0,1029	0,0214	-0,1395	0,0137	
F2307	-0,2596	0,0888	-0,4426	0,0079	-0,1382	0,0597	-0,1548	0,0206	
F2209	-0,1834	0,0071	-0,2117	0,0411	-0,1056	0,0098	-0,1594	0,0019	

Tabela 11: Potenciais de corrosão das juntas soldadas.

Observando a Tabela 11, o maior valor do potencial de corrosão foi obtido na junta soldada do tipo topo que passou pelo processo de soldagem GMAW que tinha como consumível 2209, ou seja, tem uma menor tendência à corrosão na solução de imersão que no projeto em questão era de NaCl (3,5 %m/v). O motivo desta ocorrência é que neste processo têm-se menor inserção na junta soldada e o eletrodo 2209 tem maior quantidade de Ni e Mo que tem como característica promover estabilização da camada passiva, aumento das propriedades mecânicas do metal de solda diminuindo o tamanho de grão, aumento na dureza do metal de solda e contribuindo para o aumento da fração de ferrita acicular. Devido a essas características desse elementos de liga ocorre uma maior inserção desses elementos ao longo dos cordões de solda, justificando essa maior resistência a corrosão (SILVA *et al.*, 2013).

Quando avalia-se os processos, o SMAW para ambos os consumíveis, o valor de OCP foi maior na região de raiz em relação ao topo da solda. De acordo com Souza e colaboradores (2013) e Junior e colaboradores (2013) um possível motivo para que a raiz tenha OCP maior que a região de topo é que usou-se maior energia de soldagem para os passes de raiz para o processo SMAW e esse aumento de energia resultou numa maior proporção de austenita na ZTA da raiz em relação ao topo, o que contribuiu para o melhor comportamento frente à corrosão da região da raiz em relação à região do topo, além disso, diferentemente dos processos GMAW e FCAW que faz uso de gás de proteção, este procedimento não faz uso de nenhum gás de proteção, pois a proteção ocorre por meio do próprio eletrodo revestido e devido a esta condição cada passe de solda tem uma proteção reduzindo as reações com Cr e Ni, sendo que quando se tem essa reação com esses elementos ocorre a fragilização da estrutura da raiz, portanto essa proteção proveniente do eletrodo é outro fator que contribui para que a raiz tenha uma melhor resistência a corrosão do que o topo da solda (MARQUES, MODENESI, e BRACARENSE, 2007), (CARDOSO JUNIOR, 2012) e (SILVA, 2016). Entretanto nos processos GMAW e FCAW, os valores do potencial de corrosão foram opostos para ambos os consumíveis, ou seja, menor para a região da raiz em relação ao topo, estes valores são indicativos de uma menor tendência à corrosão da região de topo em relação à raiz. O que justifica essa menor tendência a corrosão no topo da solda, é que devido ao topo ter uma maior porcentagem de austenita e uma maior quantidade do consumível, ocorre uma diluição menor quanto comparado a raiz. Na região de raiz para todas as amostras e processos na sua ZTA utilizou backing cerâmico, devido ao fato de ter usado este suporte e não ter o gás de proteção, ocorre a reação de oxigenação do material fundido, enquanto se tem o resfriamento da peça, gerando possíveis reações com Cr e Ni. Essa reação promove a fragilização da estrutura da raiz, isso não ocorre com o topo da solda, pois nesta parte da solda têm-se a proteção do gás de proteção, além dessa questão da solda outro fator a ser avaliado é o fato de se ter austenita secundária no interior dos grãos ferríticos (CARDOSO JUNIOR, 2012), (JUNIOR et al., 2013).

Comparando os resultados com Silveira (2013), os mesmos foram coincidentes, ou seja, juntas soldadas por SMAW apresentaram maiores valores do potencial de corrosão para a região de raiz em relação ao topo e, para as juntas lean duplex soldadas por GMAW e FCAW, menores valores do potencial de corrosão foram obtidos para a região da raiz em relação ao topo, a diferença que se teve entre os estudos foram quanto ao valor médio do potencial de circuito aberto, essa diferença pode ser quanto ao equipamento ou pela diferença no tempo de exposição da amostra no meio no qual foi imerso.

Comparando com os estudos de Sicupira (2015), para todas as três soldas GMAW, FCAW e SMAW para os consumíveis 2307 e 2209 no meio corrosivo glicerina acidificada, Sicupira (2015) obteve um valor de aproximadamente -0,2 V para o aço lean duplex. Neste estudo nota-se que para as amostras com o consumível 2209 para os três tipos de solda foram achados resultados similares próximos de -0,2 V, entretanto para o consumível 2307, os valores de OCP apresentaram diferença. Pode-se concluir que no meio salino NaCl 3,5 % m/v, as amostras sofreram uma menor degradação do que na glicerina acidificada.

5.5 Impedância Eletroquímica

Observando os resultados dos diagramas de Nyquist para os aços inoxidáveis Lean Duplex UNS S32304 é possível perceber a formação de um único arco capacitivo, ou seja, um semicírculo para todas as amostras, este comportamento é característico do processo de transferência de carga (elétron) na interface metal/solução eletrolítica que acontece pela corrosão do metal (SOUZA, 2018). Sani e colaboradores (2019) reportam que o tamanho do semicírculo no diagrama de Nyquist é diretamente correlacionado com a resistência do metal à transferência de carga provocada pela interface metal/solução. Portanto um pequeno diâmetro do semicírculo capacitivo sugere uma baixa resistência à transferência de carga e corresponde a uma alta taxa de corrosão (HUANG *et al.*, 2016).

Além do diagrama de Nyquist têm-se o diagrama de Bode, onde visualizando as curvas do ângulo de fase em relação a frequência, para todas as amostras teve a presença de uma única constante do tempo, que corresponde ao semicírculo capacitivo, em toda faixa de frequência, indicando a presença de um processo de transferência de carga única durante a corrosão (DEYAB *et al.*, 2011).

Avaliando agora cada processo separadamente, para o processo SMAW (Figura 22) nota-se que os valores da resistência de polarização do topo da solda são superiores às resistências referentes à raiz da solda pra ambos os consumíveis estudados, demonstrando que as amostras de topo são mais resistentes à corrosão no meio salino NaCl 3,5% m/v, devido ao diâmetro do arco capacitivo ser maior, ou seja, o filme passivo

se torna mais protetor para as amostras de topo de solda. Uma justificativa para esse fato é a menor diluição do consumível no topo da solda, onde não existe muita interferência dos constituintes do metal base, predominando a composição dos consumíveis, que é mais nobre que a do metal (SILVEIRA, 2013).



Figura 22: Diagrama de Nyquist para amostras soldadas com processo SMAW

O diagrama de Bode referente às juntas soldadas pelo processo SMAW (Figura 23) corrobora a existência de apenas um arco capacitivo para as amostras.

Além disso, observa-se que as amostra de topo para ambos os consumíveis apresentaram maiores ângulos de fases, indicando que a solução salina possui maior contribuição capacitiva ao módulo de impedância neste sistema do que nas amostras de raiz que apresentaram menores valores de ângulo de fase, este resultado se assemelha aos dados de Silveira (2013) para o consumível 2307.



Figura 23: Diagrama de Bode para amostras soldadas com processo SMAW

Pelo diagrama de Nyquist para o processo GMAW (Figura 24) percebe-se que ocorreu para a amostra de topo no consumível 2307 uma maior resistência. De acordo com Junior e colaboradores (2013) amostras soldadas pelo processo GMAW com metal de adição 2307 apresentaram menor conteúdo de inclusão e maior conteúdo de austenita do que para amostras com metal de adição 2209, o que pode explicar este comportamento.

Ainda nota-se nesse diagrama de Nyquist (Figura 24) que os arcos capacitivos para as amostras de topo são maiores que para amostras de raiz demonstrando que as amostras de topo são mais resistentes à corrosão no meio salino NaCl 3,5% m/v. Essa condição ocorre devido a menor diluição do consumível no topo da solda, que é a região no qual não existe interferência elevada dos constituintes do metal base, predominando a composição dos consumíveis, que é mais nobre que a do metal (SILVEIRA, 2013).

Figura 24: Diagrama de Nyquist para amostras soldadas com processo GMAW



Observando o diagrama de Bode para as juntas soldadas com o processo GMAW (Figura 25), na curva de ângulo de fase versus frequência, observa-se características de frequência máxima próximas, mostrando que os fenômenos de interface provavelmente são os mesmos para ambos os consumíveis analisados, na região de alta frequência, Barros (2016) informa que quando se tem similaridades na curva é que tem o mesmo mecanismo de corrosão. O estudo de Barros (2016), também apresenta que quanto menor o ângulo de fase, pior será a qualidade da película protetora.



Figura 25: Diagrama de Bode para amostras soldadas com processo GMAW

Para as juntas soldadas pelo processo FCAW (Figura 26), temos semelhança com o processo SMAW no qual os valores de impedância para a região do topo da solda são maiores aos valores referentes à raiz da solda para ambos os consumíveis, implicando que as amostras de topo são mais resistentes à corrosão em meio de NaCl 3,5% m/v. Este resultado pode ser justificado pela menor diluição do consumível no topo da solda, onde não existe muita interferência dos constituintes do metal base, predominando a composição dos consumíveis (SILVEIRA,2013).

Figura 26: Diagrama de Nyquist para amostras soldadas com processo FCAW



Observando o diagrama de Bode para as juntas soldadas com o processo FCAW (Figura 27), na curva de ângulo de fase versus frequência, observa-se características de frequência máxima próximas, mostrando que os fenômenos de interface provavelmente são os mesmos para ambos os consumíveis analisados, na região de alta frequência, isto ocorreu devido o mecanismo de corrosão ser o mesmo (BARROS, 2016).

Comparando os resultados com Silveira (2013), em seus estudos foi observado a presença de pelo menos duas constantes de tempo nítidas para frequências intermediárias e baixas (dois máximos no diagrama de ângulo de fase versus frequência), diferentemente desse estudo que se teve somente um arco capacitivo bem definido.



Figura 27: Diagrama de Bode para amostras soldadas com processo FCAW

Comparando-se os resultados das juntas soldadas para o metal base, verifica-se que o comportamento durante o ensaio de espectrometria de impedância, tanto do metal de base quanto das amostras soldadas são muito semelhantes, pois ambas as curvas no seu desenvolvimento formaram um semicírculo. Contudo, uma discreta tendência a menor resistência à corrosão é notada na região de solda, provavelmente devido ao estresse térmico oriundo do processo de soldagem ou mesmo a possível falhas geradas no processo de soldagem, este resultado foi o mesmo encontrado por Thomas e colaboradores (2017).

Comparando os diagramas de Nyquist desse estudo com os de Sicupira (2015) os resultados foram semelhantes para todos os processos de solda, ou seja, todas as amostras exibiram apenas uma constante de tempo e tomaram a forma de semicírculos achatados centrados abaixo do eixo de impedância real. Este comportamento é típico em metais que mostram uma dispersão de frequência das propriedades capacitivas com o eletrodo sólido. Há muito se sabe que a impedância de eletrodos sólidos geralmente desvia do comportamento capacitivo ideal, que geralmente é atribuído à reatividade de superfície distribuída, a não homogeneidade da superfície, rugosidade ou geometria fractal, porosidade do eletrodo e a corrente de distribuições de potencial associadas à geometria do eletrodo. Por isso quando ocorre essa situação, o comportamento pode ser modelado usando um elemento de fase constante (CPE) (SICUPIRA, 2015), (BARROS, 2016)

Os dados dos diagramas de Nyquist foram ajustados pelo circuito equivalente de constante de tempo único Rs representado na Figura 28 os valores se encontram listados na Tabela 12.



R1 é a resistência da solução de eletrólito; R2 é a resistência de transferência de carga associada ao processo de transferência de carga entre o metal e a solução, que ocorre por meio do filme protetor passivo. O diâmetro do loop de impedância semicírculo corresponde a Rct.; CP2 (CPE) representa a soma das capacitâncias relacionadas ao filme passivo e à dupla camada elétrica.

Amostra	$R1(\Omega.cm^2)$	R2 (Ω .cm ²)	$CP2(\mu F \text{ cm}^{-2})$	Q2 (F. s^{n-1})	a2	X ²
S2307R	266,11	1671,27	7,82E-06	0,26E-03	0,25	152,70
S2307T	2172,48	7959,21	1,02E-02	0,29E-03	0,07	174,40
S2209R	21541,92	68940,14	3,96E+06	4,60E-05	0,01	183,90
S2209T	894,73	2461,58	0,60E-06	2,13E-04	0,15	169,10
G2307R	308,51	1945,14	1,09E-05	0,33E-03	0,25	195,40
G2307T	18438,05	97487,40	0,26E+06	6,27E-05	0,04	252,30
G2209R	436,01	2304,40	1,38E-05	0,37E-03	0,20	53,93
G2209T	694,26	2460,46	3,00E-05	0,36E-03	0,12	269,20
F2307R	2,66	679,97	7,76E-06	2,68E-05	0,78	267,10
F2307T	637,77	4292,86	3,05E-02	0,77E-03	0,12	248,80
F2209R	89,07	1163,69	9,97E-06	0,23E-03	0,37	121,70
F2209T	27202,13	73891,44	2,47E+02	2,43E-05	0,04	247,10
MB	119,11	1 317,01	2,54E-05	0,32E-03	0,26	281,10

Tabela 12: Parâmetros da simulação dos diagramas de Nyquist para as amostras

X² - Critério de Minimização; a2 - é o termo exponencial; Q2- a magnitude de admissão

Q está relacionada com a capacitância da dupla camada que está diretamente relacionada com o processo de dissolução. Valores de Q alto significa que o transporte de íons na dupla camada está elevado. Sendo assim, quando o transporte de íons (Q) se eleva, significa que a resistência de transferência de carga (Rct) do material para evitar que os íons sejam transportados está baixa ou seja Rct diminui, o que leva ao aumento da corrosão e a diminuição do diâmetro do arco no diagrama de Nyquist (FARIA,2015).

Os valores de Rct foram determinados pelo ajuste dos dados ao circuito equivalente. Em geral, os valores da região de topo para Rct são mais altos do que aqueles da raiz para os consumíveis 2307 e 2209. Isso sugere que as amostras de topo são mais resistentes à corrosão na solução salina usada, ou seja, a película passiva torna-se mais protetora neste caso. Os possíveis motivos para que isso ocorra é a menor diluição do consumível na região de topo ou a região da raiz possui maior teor de austenita secundária do que a região topo, além disso, os teores de molibdênio, cromo e nitrogênio são menores na austenita secundária e, como resultado, as soldas têm menor resistência à corrosão, salienta-se ainda que a presença de austenita secundária não implica necessariamente em uma maior suscetibilidade à corrosão localizada (SICUPIRA,2015), (CARDOSO *et. al*, 2012).

5.6 Polarização Anódica Potenciodinâmica

Quando se compara os gráficos obtidos experimentalmente com os da Figura 10, é possível notar que em alguns casos todas as regiões apareceram e em algumas situações não está tão aparente a região de transpassividade.

No caso das amostras SMAW, apresentada na Figura 29, as amostras do consumível 2209 condição de Topo e Raiz percebe-se todas as regiões, ou seja, inicia-se com as curvas catódicos e anódicos, posteriormente nota-se a região de passivação, essa região não se tem variações significativas da densidade de corrente e por último, região de transpassividade, que é a região onde ocorrerá a variação brusca da corrente no potencial de transpassivação ou de pite. Nos estudos de Souza (2012) e Souza e colaboradores (2013), nota-se que os autores obtiveram também para o consumível 2307 tanto para topo quanto para raiz gráficos onde visualizava com facilidade todas as regiões, mesmo comportamento encontrado por Sicurpira (2015). Para o presente trabalho, as amostras soldadas com o consumível 2307 pelo processo SMAW, apresentaram gráficos com uma maior dificuldade em se identificar a região de transpassividade consequentemente torna-se difícil a definição do potencial de pite, comportamento esse que também ocorreu no trabalho de Silveira (2013), na região de raiz.

Os resultados de 8 meses mostraram maior similaridade aos apresentados por Sicupira (2015), visto que para ambos os consumíveis nas duas regiões (topo e raiz) foi possível visualizar todas as regiões de passivação e de transpassividade. Além disso, a glicerina acidificada aparenta ser mais agressiva para a junta soldadas GMAW para ambos os consumíveis visto que no tempo de 4 meses as curvas já apresentavam todas as regiões, inclusive a de transpassividade que é indicativo de pite.



Figura 29: Curvas de polarização anódica potenciodinâmica das amostras processo

Para as amostras GMAW com o tempo de imersão de 4 meses (Figura 30) tevese duas amostras onde consegue-se ver as regiões passiva e transpassiva com uma maior clareza, que são as amostras G2209R e as amostras G2307T, ou seja, nota-se a região de passivação, essa região não se tem variações significativas da densidade de corrente e a região de transpassividade, que é a região onde ocorrerá a variação brusca da corrente no potencial de transpassivação ou de pite. Entretanto as amostras G2209T e as amostras G2307R, já se tem uma maior dificuldade em identificar a região de transpassividade, consequentemente torna-se difícil a definição do potencial de pite, comportamento semelhante às amostras com o consumível 2307 de topo e solda GMAW, no trabalho de Souza (2012) e Souza e colaboradores (2013) e para as amostras do trabalho de Siveira (2013), exceto para a amostra soldada com consumível 2209 na região de topo.

Nos estudos de Sicurpira (2015) visualiza-se com facilidade a região de transpassividade para ambos os consumíveis tanto para a região de topo quanto a de raiz, sendo que suas curvas estão quase se sobrepondo, diferentemente desse estudo que é difícil a identificação da região de tranpassividade para as amostras G2307R e G2209T.

Quanto ao resultado de 8 meses em todas as amostras do processo GMAW percebe-se todas as regiões, ou seja, nota-se a região de passivação e a região de transpassividade.

Essa diferença quanto as regiões é um demonstrativo que o meio corrosivo aplicado por Sicupira (2015), promove uma maior tendência a corrosão por pites, para ambos os consumíveis, quando comparado ao meio salino desse estudo NaCl 3,5 % m/v, visto que no tempo de exposição de 4 meses os resultados de Sicupira (2015) demonstraram uma maior deterioração.



Figura 30: Curvas de polarização anódica potenciodinâmica das amostras do processo GMAW.

Para as amostras FCAW (Figura 31), teve-se duas amostras onde consegue-se ver as regiões com uma maior clareza, que são as amostras F2209R e as amostras F2307T, ou seja, nota-se a região de passivação, e a região de transpassividade, essa variação brusca se dá devido ao metal está reagindo anodicamente a elevadas taxas de dissolução, iniciando uma nova reação anódica como a liberação de O₂ (oxidação da água) (LAPEC, 2012; SUMAN, 2010). Para os trabalhos de Souza (2012) e Souza e colaboradores (2013), somente a amostra do consumível 2307 de raiz apresentou comportamento semelhante. De acordo com Silveira (2013) foi possível encontrar todas as regiões para raiz e topo do consumível 2307.

Entretanto, para as amostras F2209T e as amostras F2307R, já se tem uma maior dificuldade em identificar a região de transpassividade consequentemente torna-se mais difícil a definição do potencial de pite. O potencial eletroquímico onde se inicia o aparecimento de pites ocorre em valores inferiores ao potencial de início da região transpassiva (MOTA,2018). No caso dessas amostras não apresentaram o comportamento passivo e potencial de pite definido, as mesmas apresentaram o comportamento característico do processo de corrosão generalizada, a densidade de corrente anódica aumenta continuamente com o potencial até a corrente se estabilizar, com a evolução de oxigênio e oxidação da água, este resultado encontrado foi similar ao de Souza e colaboradores (2013). Comparando com os resultados de Silveira (2013), o autor não conseguiu encontrar em seus estudos a região de transpassividade, sendo esta normalmente identificada após passivação, para as amostras que continham o consumível 2209.

Nos estudos de Sicurpira (2015) visualizava com facilidade a região de transpassividade para ambos os consumíveis tanto para a região de topo quanto a de raiz, sendo que suas curvas estão quase se sobrepondo e para as amostras FCAW 2307 de Raiz e FCAW 2209 de Raiz, tem um setor no princípio da região de transpassividade que uma curva se encontra sobre a outra, diferentemente desse estudo que é difícil a identificação da região de transpassividade para as amostras F2307R e F2209T.

Observando os resultados de 8 meses nota-se todas as regiões assim como no estudo de Sicupira (2015), entretanto no estudo de Sicupira todas as regiões foram possíveis de visualizar com 4 meses para ambos os consumíveis e regiões, diferentemente desse estudo que só foi possível com 8 meses, portanto o meio glicerina acidificada se

mostrou um meio mais agressivo para as amostras com a solda FCAW do que o NaCl 3,5 % m/v.



Figura 31: Curvas de polarização anódica potenciodinâmica para as amostras do

Para as amostras Metal Base Figura 32, conseguem-se ver as regiões com uma maior facilidade, ou seja, nota-se a região de passivação, essa região não se tem variações significativas da densidade de corrente, entretanto já se tem uma maior dificuldade em identificar a região de transpassividade consequentemente torna-se mais difícil a definição do potencial de pite, este resultado demonstra que há uma menor resistência à corrosão na região de solda, devido ao estresse térmico oriundo do processo de soldagem ou mesmo a possível falhas geradas no processo de soldagem (THOMAS *et al.*, 2017) e (FLORENCIO *et al.*, 2017). Comparando os resultados obtidos com os resultados Barros, Lacerda e Cândidor (2015), notou-se similaridades quanto ao comportamento das curvas, apesar de a solução usada pelos autores acima ser de Cloreto de Magnésio.

Figura 32: Curvas de polarização anódica potenciodinâmica das amostras de Metal



Base.

Das curvas de polarização foram extraídos o potencial de pite (Ep) e a corrente de passivação (ip). Sendo que o Ep é o potencial em que há quebra da camada passiva quando ocorre um aumento significativo da densidade de corrente e i_{pass} é a corrente da região de passivação quando o potencial aumenta e a corrente permanece constante. A Tabela 13, apresenta os resultados de Ep e ip para cada condição avaliada.

	4 Meses				8 Meses			
AMOSTRAS	Potencial de Pite Ag/AgCl		Corrente de Passivação		Potencial de Pite Ag/AgCl		Corrente de Passivação	
	Ep (mV) média	Desvio Padrão	i _{pass} Log I/A.cm² média	Desvio Padrão	Ep (mV) média	Desvio Padrão	i _{pass} Log I/A.cm² média	Desvio Padrão
S2307R	281,5668	0,0575	4,804	0,0066	288,5581	0,0586	3,6778	0,0049
S2307T	85,7546	0,0577	6,9709	0,0122	66,8581	0,0574	5,1354	0,0087
S2209R	82,3506	0,0575	4,8197	0,0081	71,2188	0,0578	4,2587	0,0042
S2209T	65,4795	0,0576	5,0065	0,0108	67,9819	0,0577	3,8184	0,0068
G2307R	65,9801	0,0575	5,0065	0,0087	63,0377	0,0575	3,4587	0,0043
G2307T	127,6848	0,0574	4,8683	0,0067	128,4672	0,0573	3,5797	0,0047
G2209R	293,52	0,0576	4,8437	0,008	295,0557	0,0588	3,8011	0,0059
G2209T	44,6245	0,0577	6,7143	0,0132	40,3582	0,0561	3,5625	0,0045
F2307R	229,575	0,0581	3,2463	0,0036	204,6217	0,0578	3,1127	0,0041
F2307T	93,2736	0,0577	3,4945	0,0046	66,6846	0,0577	4,6364	0,0048
F2209R					61,9098	0,0571	3,0428	0,0042
F2209T	277,735	0,0571	4,3796	0,007	270,0063	0,0579	5,0126	0,0082
Metal Base	321,9562	0,0586	2,6895	0,0049	370,7729	0,0592	6,7062	0,0131

Tabela 13: Média dos parâmetros Ep e ip extraídos das curvas de Polarização AnódicaPotenciodinâmica para cada uma das condições avaliadas.

Quanto ao desvio padrão aplicando o teste de cálculo de variância os resultados padrões não foram significativos, ficaram todos abaixo de 2 %, isso demonstra que os valores se encontram próximos da média e consequentemente geram uma boa confiabilidade. Como informado por Shimakura (2005) no teste de variância o valor encontrado deve ser igual ou menor que 25% para que o conjunto de dados apresente homogeneidade.

Observando o potencial de pite da Tabela 13, primeiramente é possível notar que não teve grandes diferenças nos valores de 4 meses e 8 meses, e comparando os mesmos com os estudos de Souza (2012) e Silveira (2013), nota-se à similaridade, obteve-se na junta soldada pelos processo GMAW para o consumível 2307 maior potencial de pite na região de raiz, de acordo com Junior e colaboradores (2013) amostras soldadas pelo processo GMAW com metal de adição 2307 apresentaram menor conteúdo de inclusão e

maior conteúdo de austenita do que para amostras com metal de adição 2209, o que pode explicar este comportamento.

Avaliando os potenciais de pite é possível perceber que com o consumível 2209 para os processos GMAW e SMAW teve-se um potencial maior que o do consumível 2307, resultados também adquiridos na pesquisa de Souza (2012) e Silveira (2013), segundo Pardo e colaboradores (2008) a razão para um melhor comportamento do consumível 2209 é que o mesmo apresenta teor de Ni e Mo maior do que o consumível 2307, e essa quantidade a mais de molibdênio é adicionado no filme passivo, proporcionado uma melhor estabilidade contra a ruptura proveniente dos íons cloretos da solução e a formação de compostos de molibdênio insolúveis no meio agressivo próximo ao pite que facilita a repassivação. Entretanto, para o processo FCAW não é possível realizar essa análise, pois para o consumível 2209 de raiz não foi possível obter o potencial de pite para nenhuma das triplicatas no tempo de 4 meses. Para as amostras FCAW para o consumível 2307 deu similar as amostras de SMAW 2307. O melhor resultado foi adquirido pela amostra soldada no processo GMAW com consumível 2209, o motivo no qual este processo obteve-se melhor comportamento é devido a realização da junta gerar um menor índice de inclusão não metálica, e o motivo de ser no consumível 2209, é devido ao seus elementos de liga níquel e molibdênio que proporcionam uma maior resistência a corrosão por estabilizar a camada passiva (CARDOSO JUNIOR, 2012), (JUNIOR et al., 2013), (SILVA et al., 2013) e (SILVEIRA, 2013).

Quando se avalia o potencial entre as soldas e o metal base, notou-se que o metal base apresentou maior resistência a corrosão localizada do que os processos de soldagem, isso ocorre devido ao metal base não apresentar fusão durante a soldagem e não há o aquecimento da zona adjacente à solda, o material manterá sua natureza estrutural e, consequentemente suas propriedades mecânicas originais (GUILHERME, 2011), tendo em vista que a ZTA é a região da junta que geralmente apresenta menor resistência à corrosão por pites pela provável precipitação de fases deletérias (PARDAL *et al.*, 2011), ou seja, o mesmo não passa por uma fragilização oriunda de procedimentos térmicos da soldagem (ASSIS, 2016).

Quanto ao i_{pass} (corrente de passivação), teve valores comuns aos aços inoxidáveis, de acordo com Lopes (2005), o estado de passivação tem como característica apresentar baixas densidades de corrente em uma faixa constante de potencial, sendo que a corrente de passivação normalmente fica em torno da faixa de 1 a 10 μ A/cm², que corresponde a taxas de corrosão da ordem de alguns milésimos por ano (mm/ano), no qual quanto menor o valor de i_{pass} , menor a taxa de corrosão do filme passivo e consequentemente maior seu poder protetor, para as amostras de estudos como os seus valores ficaram entre 10^{-4} , 10^{-5} e 10^{-6} A/cm², ou seja, dentro da faixa esperada e os diferentes processos de soldagem, consumíveis e condições de soldagem, não trouxeram interferências. Comparando os resultados com Souza (2012), os resultados apresentaram similaridades, a diferença nesse estudo, é que se obteve o i_{pass} para quase todas as amostras exceto a F2209R que só foi possível obter o mesmo para o resultado de 8 meses, sendo que Souza (2012) não realizou procedimentos para metal base e não conseguiu resultados para a amostra F2309Te F2209R e F2209T.

Outra comparação que é possível de fazer com o i_{pass} é com os valores de taxa de corrosão Tabela 10. A densidade de corrente de passivação deseja-se que o valor deste parâmetro seja mínimo, já que este fator está diretamente relacionado à taxa de corrosão no estado de passivação e a densidade de corrente de corrosão é diretamente proporcional a taxa de corrosão, assim, quanto menor o valor da densidade de corrente de corrosão, menor a taxa de corrosão com a qual o material irá deteriorar-se (BARBOSA, 2006). Observando-se a Tabela 10 e 13 nota-se que os valores se encontram bem próximos, ou seja, ambos estão diretamente relacionados, estes resultados são similares aos encontrados no estudo de Junior (2008).

5.7 Resultados da Simulação

A seguir é ilustrada a geometria criada no *software* (Figura 33) com a malha extremamente fina aplicada. O software é capaz de fazer simulações em geometrias 2D e 3D utilizando vários tipos de malha. Vale a pena informar que é uma geometria 2D (bidimensional) cuja discretização utilizou malha triangular não estruturada.



Figura 33: Geometria e malha refinada criadas no software.

A realização de estudos corrosivos é de suma importância para a escolha do material adequado para as localizações no qual serão empregados. Entretanto para se ter

dados interessantes para avaliação é necessário um tempo de imersão para se ter uma corrosão, que pode variar significativamente de testes curtos a períodos muito longos, o que muitas vezes é inviável para as empresas. Portanto, as simulações junto com as ferramentas computacionais vêm ganhando cada vez mais espaço, pois podem trazer resultados tão bons quanto os experimentais num *payback* menor, além de apresentarem custos mais baixos quando comparadas a implementação de plantas piloto. Além disso, as simulações com as ferramentas computacionais permitem verificar e analisar o melhor desempenho frente a uma operação solicitada (ARTUR *et al.*, 2018) e (HOSSEINI; ZIVDAR; RAHIMI, 2009). Para enriquecimento dessa pesquisa foi realizado a simulação num *software* de caráter comercial fazendo uso da geometria apresentada na Figura 33 que apresenta as mesmas medidas das peças soldadas desse estudo, demonstrou-se a evolução da corrosão, é importante salientar que no *software* foi inserida as mesmas condições experimentais, os resultados podem ser visualizados na Figura 34.

Figura 34: (a) Resultado da Simulação da corrosão nas juntas soldadas e (b) Foto apresentando como a amostra ficou após os períodos de imersão.



Na Figura 34 nota-se que à medida em que a amostra permanece sob imersão, tem-se um aumento no nível de corrosão principalmente próximo a junta soldada e na junta, resultado adquirido tanto simuladamente quanto experimentalmente. A possível razão para esta resposta é que a corrosão tende a ocorrer mais proeminentemente na parte mais fragilizada e a junta é o local que sofreu uma fragilização devido a acontecer um estresse térmico oriundo do processo de soldagem (THOMAS et al., 2017). Por mais que o procedimento tenha sido realizado de forma adequada, quando se compara a região soldada (ZF e ZTA) ao metal base, o setor da solda é o local que proporciona uma menor resistências a corrosão, devido à precipitação, microssegregação, formação de zonas não misturadas, recristalização e crescimento de grãos na zona afetada pelo calor da solda (GARCIA et al., 2019). Neste trabalho, foi qualitativamente observado que as amostras apresentaram maior degradação nas regiões mais próximas do cordão de solda do que no metal base (Figura 34 setor b). Isso ocorreu devido a fragilização oriunda do aquecimento provocado pelo processo de soldagem, este resultado de maior perda de material próximo ao cordão de solda também foi obtido na simulação (Figura 34 setor a) (THOMAS et al., 2017). Entretanto, é importante ressaltar que o programa só consegue identificar que uma região foi unida por meio de solda, apresentando uma visão geral do processo corrosivo que irá ocorrer com a peça do local, onde provavelmente será mais ou menos afetado. O software realiza uma análise do material, tipos de uniões que se tem na peça, tempo de imersão, parâmetros da solução (como temperatura, pH, pressão, porcentagem de sal na solução, entre outros), tipo de solução, e por meio dessas informações é possível estimar o local onde sofrerá mais ou menos corrosão. No entanto, essa metodologia não permite identificar qual o tipo de solda empregada, por isso se necessitar de informações de corrosão em um determinado tipo de solda, por meio do software não será possível. Além disso, o *software* não passa valores de perda de massa e tipo de corrosão que a peça irá sofrer.

O outro estudo de simulação realizado, empregou a lógica *fuzzy* para demonstrar diferentes situações a respeito do processo corrosivo do aço inoxidável lean duplex. Este estudo empregou um conjunto de regras, obtendo de forma gráfica o comportamento corrosivo, comparando a resposta obtida da simulação com o que foi proposto experimentalmente. Foram obtidos gráficos em 3D (Figura 35), onde à medida que se tem um crescimento no tempo de exposição da peça e na porcentagem de sal da solução de NaCl maior foi a taxa de corrosão. Neste gráfico, as cores quentes (amarelo, laranja e

vermelho) são os locais que apresentam a maior taxa de corrosão, enquanto as cores frias (azul e verde) representam exatamente o oposto. Comparando os resultados obtidos na simulação da lógica *fuzzy* com o obtido experimentalmente por (MAY, 2016) e (IBRAHIM, 2013), os mesmos apresentam em seus estudos que ocorre uma diminuição contínua no peso das amostras de aço com o aumento dos tempos de imersão. Os resultados indicaram que o comportamento de corrosão do aço depende da concentração de íons cloreto (Cl-) no meio de corrosão, sendo que a taxa de corrosão aumenta quando se tem um aumento na concentração da solução de NaCl, como se observa é o mesmo resultado obtido usando lógica *fuzzy*.



Figura 35: Simulação fuzzy da parte experimental, Taxa de Corrosão.

É importante salientar de acordo com estudo de Li e colaboradores. (2013), Alvarez, Bautista e Velasco (2011), Almeida e Colaboradores (2016) e Liu, Gong e Zheng (2018) que a taxa de corrosão diminui com o aumento da concentração de íons cloreto, pois o aumento elevado da concentração causa a destruição da camada passiva presente nos aços inoxidáveis. O Estudo de Han e colaboradores (2016) complementa apresentando que a taxa de corrosão diminuiu inicialmente de (0,5 à 2%) e, em seguida, tem-se um aumentou de (2 à 3,5%), seguido por uma nova diminuição em (3,5 à 8%), mas permanece superior aos valores de (0,5 à 2%), este resultado demonstra que o ponto de inflexão é em 3,5%, sendo uma das possíveis justificativas, da razão para se encontrar vários estudos, que faz uso da concentração máxima de NaCl igual a 3,5% m/v.

Quanto a perda de massa, a mesma é proporcional à taxa de corrosão, por isso os gráficos 3D *fuzzy* foram similares, a perda de massa é diretamente dependente do tempo de exposição e a porcentagem de sal na solução. Portanto, à medida que se tem um crescimento no tempo de exposição da peça e na porcentagem de sal da solução maior

será a perda de massa, representado neste gráfico pelas cores quentes amarelo, laranja e vermelho, enquanto as cores frias (azul e verde) é exatamente o oposto. Comparando os resultados obtidos na simulação da lógica *fuzzy* (Figura 36) com o obtido experimentalmente por Giarola (2016), o mesmo informa que se tem um aumento na perda de massa com o aumento dos tempos de imersão e no aumento da concentração da solução no meio, isso ocorre exatamente pelo fato dos íons cloreto acelerar as reações do meio, gerando uma maior corrosão, como se observa o resultado da lógica *fuzzy* apresenta estas mesmas informações.



Figura 36: Simulação *fuzzy* da parte experimental, Perda de massa.

Além disso, à medida que se tem o aumento do tempo de imersão das peças na solução têm-se uma elevação no pH, isso ocorre devido a dissolução pontual do metal que causa um excesso de cargas positivas (cátions metálicos M+) que resulta na migração de íons cloreto para manter a neutralidade elétrica. Com a alta presença de íons cloreto dentro da região de corrosão, ocorre a formação de grande quantidade de cloretos ferrosos (MCl). Como resultado da hidrólise do MCl, aumentando a concentração de íons H+, com consequente aumento da acidez localizada, aumenta-se a dissolução do material com o tempo. O pH influencia na instabilidade iônica, ou seja, dificulta a restituição da passivação inicial, resultando em uma pequena área ativa diante de uma grande área catódica, que provoca corrosão intensa e localizada (SOUZA, 2018), (SILVEIRA, 2013) e (FILHO, 2014). A Figura 37, por meio da lógica *fuzzy*, apresenta esta informação onde a região de cores quentes vermelha, amarela e laranja tem um tempo de imersão da peça alta e consequentemente o pH da solução de Cloreto de Sódio 3,5 % m/v se alterou de forma elevado, portanto, o grau de severidade da corrosão devido a influência do pH será elevada e as regiões de cores frias são o oposto, tempo de exposição da amostra na solução

é baixo, logo o pH altera pouco, portanto a influência na severidade da corrosão, devido a alteração do pH será baixa. Ou seja, a lógica *fuzzy* traz de forma gráfica exatamente as informações quanto a importância do pH no processo corrosivo.



Figura 37: Simulação *fuzzy* da parte experimental, Severidade corrosão influenciada pelo pH.

Estes resultados demonstram que a realização desta técnica, pode gerar uma forma interessante e eficaz de passar informação, desde que se consiga inserir de forma precisa e adequada a lógica e o conjunto de regras que são fundamentais para uso desse *software*.

6. CONCLUSÕES

À partir deste trabalho foi possível avaliar a resistência à corrosão de juntas soldadas do aço inoxidável Lean Duplex UNS S32304, submetidos aos processos de soldagem SMAW, GMAW e FCAW.

Com relação ao potencial de corrosão, as juntas soldadas pelo processo GMAW, apresentaram valores mais elevados do potencial de corrosão, indicando menor tendência à corrosão destas amostras, quando comparados aos demais processos de soldagem. Isso ocorreu provavelmente devido ao menor nível de inclusões não metálicas do processo GMAW pelo mesmo proporcionar uma maior inserção de Ni e Mo do consumível 2209.

Observou-se pelo estudo que a região de topo tem uma maior resistência a corrosão para as amostras GMAW e FCAW por conter maior porcentagem de austenita e maior quantidade do consumível, ocorrer uma diluição menor quanto comparado a raiz. A região de raiz na sua ZTA utilizou *backing* cerâmico para todos os ensaios, devido ao fato de ter usado este suporte e não ter o gás de proteção para as amostras GMAW e FCAW, ocorre a reação de oxigenação do material fundido, enquanto se tem o resfriamento da peça, gerando possíveis reações com Cr e Ni. Essa reação promove a fragilização da estrutura da raiz, isso não ocorre com o topo da solda, pois nesta parte da solda têm-se a proteção do gás de proteção, além dessa questão da solda outra razão para melhor comportamento da solda no topo é que à medida que se realiza a soldagem ocorreu a inserção de austenita secundária no interior dos grãos ferríticos na região da raiz.

Para os processos SMAW para ambos os consumíveis, observou-se melhor comportamento corrosivo na região de raiz em relação ao topo da solda, um possível motivo para que a raiz tenha maior resistência que a região de topo é que este processo de soldagem necessita-se de um uso maior energia para a realização dos passes de raiz e esse aumento de energia resultou numa maior proporção de austenita na ZTA da raiz em relação ao topo, o que contribuiu para o melhor comportamento frente à corrosão da região da raiz em relação à região do topo, além disso, diferentemente dos processos GMAW e FCAW que faz uso de gás de proteção, este procedimento não faz uso de nenhum gás de proteção, pois a proteção ocorre por meio do próprio eletrodo revestido e devido a esta condição cada passe de solda tem uma proteção, reduzindo as reações com Cr e Ni, sendo que quando se tem essa reação com esses elementos ocorre a fragilização da estrutura da raiz, portanto essa proteção proveniente do eletrodo é outro fator que contribui para que a raiz tenha uma melhor resistência a corrosão do que o topo da solda.

Ao avaliar o potencial entre as soldas e o metal base, notou-se que o metal base apresentou maior resistência a corrosão do que as juntas soldadas pelos processos de soldagem GMAW, FCAW e SMAW, isso ocorreu devido ao metal de base não apresentar fusão durante a soldagem e não há o aquecimento da zona adjacente à solda, o material manterá sua natureza estrutural e, consequentemente suas propriedades mecânicas originais.

Pelos ensaios de taxa de corrosão e nas técnicas eletroquímicas (polarização anódica potenciodinâmica e a medida de OCP) realizadas notou-se que o processo de soldagem GMAW apresentou melhor resultado de resistência à corrosão para o aço Lean Duplex UNS S32304, a possível razão para este resultado é devido a este procedimento ter tido uma menor quantidade de inclusões não metálicas nas amostras.

Após os ensaios eletroquímicos, notou-se visualmente que as amostras apresentaram maior degradação nas regiões mais próximas do cordão de solda, isso foi visualizado para todos os processos de soldagem, independente do consumível utilizado.

Percebe-se que pelos resultados simulados quando comparados aos obtidos experimentalmente e com a literatura foram coerentes, entretanto na parte simulada não é possível identificar qual o tipo de solda e por isso esta informação só é obtida experimentalmente, mas a simulação foi muito importante pois caso queira informações gerais do processo corrosivo em algumas condições especificas é interessante aplica-la visto que a mesma traz resultados muito similares aos encontrados experimentalmente e um tempo de retorno muito menor, além de que se quiser ter uma noção geral de diferentes materiais como os mesmos irão se comportar em determinadas condições de processos e parâmetros, essa é uma técnica válida a ser aplicada.

A simulação e o experimental são técnicas que devem ser aplicadas simultaneamente, pois uma complementa ou até mesmo auxilia a outra. Por isso ter conhecimento do que se espera, irá gerar a noção necessária para fazer a escolha adequada para a melhor aplicabilidade dessas duas técnicas.

7. SUGESTÃO DE TRABALHOS FUTUROS

Fazer estudos do aço inoxidável Lean Duplex em diferentes soluções salinas, demonstrando as diferenças entre as soluções.

Fazer maiores estudos com o *software* Comsol obtendo além dos resultados demonstrando nesse estudo, apresentar os resultados dos ensaios eletroquímicos.

8. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- ABREU, D. Tribocorrosão em aços inoxidáveis ferríticos: uma abordagem metodológica. Dissertação de Mestrado apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica pela Universidade Federal de Uberlândia na Área de Concentração em Materiais e Processos de Fabricação., 2019.
- ALBERTI, E. L. Desenvolvimento de técnicas de diagnóstico da corrosão em pés de torres de linhas de transmissão, por meio de aplicação de técnicas eletroquímicas. Dissertação de Mestrado. Programa de Pós-Graduação em Engenharia – PIPE. Área de Concentração: Engenharia e Ciência dos Materiais. Universidade Federal do Paraná, 2004.
- ALCÂNTARA, L. P. DE. Análise do comportamento anódico de filmes finos de óxido de zinco dopados com alumínio (ZnO/ZnMgO/ZnO). Dissertação de Mestrado apresentada ao Programa de Pós- Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Materiais no Instituto Federal do Espírito Santo, 2013.
- ALMEIDA, T. C.; CYSNE, P. M. P.; SILVA, P. V. G.; GARCIA, R. F.; BANDEIRA,
 M. C. E.; MATTOS, O. R. O efeito da alta concentração de cloreto na corrosão pelo
 CO 2. INTERCORR 2016. Anais...Búzios / Rio de Janeiro, 2016
- AL-SABAGH, A. M.; MIGAHED, M. A.; SADEEK, S. A.; BASIONY, N. M. EL. Inhibition of mild steel corrosion and calcium sulfate formation in highly saline synthetic water by a newly synthesized anionic carboxylated surfactant. Egyptian Journal of Petroleum, v. 27, n. 4, p. 811–821, 2018.
- AGUIAR, I. V.; Escobar, Diana Pérez; SANTOS, D. B.; MODENESI, P. J. Microstructure characterization of a duplex stainless steel weld by electron backscattering diffraction and orientation imaging microscopy techniques. Revista Matéria, v. 20, n. 01, p. 212–226, 2015.
- AGUIAR, S. R. M. M. DE. Processos de corrosão em materiais de aplicação biomédica e crescimento bacteriano em salivas artificiais. Dissertação de Mestrado. Faculdade de Ciências. Departamento de Química e Bioquímica. Unisersidade de Lisboa, 2011.
- ALVAREZ, S. M.; BAUTISTA, A.; VELASCO, F. Corrosion behaviour of corrugated lean duplex stainless steels in simulated concrete pore solutions. **Corrosion Science**

v. 53, n. 5, p. 1748–1755, 2011.

- ALY, K. I.; YOUNIS, O.; MAHROSS, M. H.; TSUTSUMI, O.; MOHAMED, M. G.; SAYED, M. M. Novel conducting polymeric nanocomposites embedded with nanoclay: synthesis, photoluminescence, and corrosion protection performance. Polymer Journal, v. 51, n. 1, p. 77–90, 2019.
- ALVAREZ-ARMAS, I.; DEGALLAIX-MOREUIL, S. **Duplex Stainless Steels**. Wiley-ISTE, 2009.
- ALVAREZ, S. M.; BAUTISTA, A.; VELASCO, F. Corrosion behaviour of corrugated lean duplex stainless steels in simulated concrete pore solutions. Corrosion Science, v. 53, n. 5, p. 1748–1755, maio 2011.
- AMIN, M. A.; KHALED, K. F.; FADL-ALLAH, S. A. Testing validity of the Tafel extrapolation method for monitoring corrosion of cold rolled steel in HCl solutions
 Experimental and theoretical studies. Corrosion Science, v. 52, n. 1, p. 140–151, 2010.
- APERAM. Duplex UNS 32304. p. 30–31, 2015.
- AQUINO, I. P. Avaliação da corrosividade do biodiesel por técnicas gravimétricas e eletroquímicas. Tese de Doutorado. Departamento de engenharia Química. Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, 2012.
- ARTUR, A. P. S. ; SILVA, E. C. B. DA; CARDOZO, T. T. M.; LAIZO, W. S.; LOURENÇO, R. DE O. SIITA - Estudo Fluidinâmico do Leito de Jorro 2D. Revista Higiene Alimentar, v. 32, n. 0101–9171, p. 111–116, 2018.
- ASME. ASME Boiler and Pressure Vessel Code, Section IX: Welding and Brazing Qualifications, 2010.
- ASSIS, C. M. DE. Estudo Do Comportamento De Corrosão De Ligas De Alumínio Soldadas Por Fricção (Fsw) Utilizando Técnicas Eletroquímicas Globais E ;Locais. Tese de Doutorado apresentada à Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, 2016
- ASTM. Standard Practice for Laboratory Immersion Corrosion Testing of Metals, 2012.

- ASTM. Standard Test Method for Detecting Detrimental Phases in Lean Duplex Austenitic/ Ferritic Stainless Steels¹, 2014.
- BALLESTEROS, A. F. Avaliação da Resistência de Juntas Soldadas Circunferenciais de Aço API 5L X-80 à Corrosão sob Tensão na presença de sulfetos e Susceptibilidade à Fragilização por Hidrogênio. Tese de Doutorado. Programa de Pós Graduação em Engenharia de Materiais e de Processos Químicos e Metalurgicos da PUC- RIO, 2009.
- BARBOSA, A. D. Avaliação da Sensitização em Aços Inoxidáveis Ferríticos Estabilizados e Não Estabilizados Usando-se a Técnica Reativação Eletroquímica Potenciocinética Em Meio Sulfúrico. Dissertação de Mestrado apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais da REDEMAT, na Área de concentração: Engenharia de Superfície, 2006.
- BARROS, A. P. DE. Efeito do tratamento térmico na proporção de fases e nas propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis duplex UNS S31803 E UNS S32304. Dissertação de Mestrado apresentada ao Programa de Pós Graduação em Engenharia Mecânica no Centro Tecnológico da Universidade Federal do Espírito Santo, 2016.
- BARROS, R. S. A. Suscetibilidade à corrosão sob tensão de um aço UNS S32304 em meios contendo cloretos. Dissertação de Mestrado. Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais. Departamento de Engenharia Metalúrgica, Escola de Minas. Universidade Federal de Ouro Preto, 2015.
- BAUTISTA, A.; VELASCO, F.; TORRES-CARRASCO, M. Influence of the Alkaline Reserve of Chloride-Contaminated Mortars on the 6-Year Corrosion Behavior of Corrugated UNS S32304 and S32001 Stainless Steels. Metals, v. 9, n. 6, p. 686, 14 jun. 2019.
- BERNHARDSSON, C. J. Super duplex stainless steels: structure and properties. In: **DUPLEX STAINLESS STEELS'91**. v. 1p. p.3-48, 1991.
- BRYTAN, Z.; NIAGAJ, J. The lean duplex stainless steel welded joint after isothermal aging heat treatment. Archives of Materials Science and Engineering, v. 60, n. 1, p. 24–31, 2013.

BRYTAN, Z.; NIAGAJ, J.; KRÓL, M. The corrosion resistance of TIG welds of lean

duplex stainless steel UNS S82441 after different surface finish treatments. Advances in Civil, 2016.

- BUSTAMANTE, L. M. DA C. Estudo comparativo da corrosão causada por soluções do processo de CIP da indústria de refrigerantes no aço AISI 304. Trabalho de Conclusão de Curso apresentado no Curso de Graduação em Engenharia de Materiais no Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais, 2013.
- CAETANO, G. A.; SOUZA, N. S. DE. Estudo do comportamento da difusividade térmica do aço inoxidável duplex UNS S32304 submetido a processo de soldagem TIG em função do tratamento térmico. Vitória- ES. Trabalho de Graduação apresentado ao Curso de Engenharia Mecânica do Centro Tecnológico da Universidade Federal do Espírito Santo, 2016.
- CANDEL, E. H. P. Soldagem dos aços inoxidáveis superduplex UNS S32750 e UNS S32760. São Paulo. Dissertação de Mestrado. Engenharia Metalúrgica e de Materiais. Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, 2016.
- CARDOSO JUNIOR, R. Avaliação da soldagem multipasse de chapas espessas do aço inoxidável lean duplex UNS S32304 soldadas pelos processos SMAW, GMAW e FCAW. Belo Horizonte. Dissertação de Mestrado apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Minas Gerais, 2012.
- CASIMIRO, P. J. N. Materiais de contacto com água para consumo humano, mecanismos de degradação e contaminação. Dissertação de Mestrado. Faculdade Ciências e Tecnologia - Universidade Nova de Lisboa, 2009.
- CASSOLO, A. M.; ANTONELLI, G. C.; YAMADA, M. M. Análise da simulação de uma linha de produção no segmento da confecção industrial com o *software* Flexsim. Revista Produção Industrial & Serviços, v. 01, n. 02, p. 53–65, 2014.
- CAVALCANTI, D. A. Efeito da fase sigma na resistência à corrosão do aço uns S82441 para aplicação offshore. Disserteção de Mestrado. Programa de Pós-Graduação em Integridade de Materiais da Engenharia. Universidade de Brasília Faculdade Gama / Faculdade de Tecnologia, 2017.
- CORDEIRO, E. R. Biotintas para proteção anticorrosiva: Síntese caracterização e aplicação em aço de baixo carbono. Salvador Brasil. Tese de Doutorado

apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Industrial, da Universidade Federal da Bahia, 2016.

COELHO, P. P. DA S. Estudo da susceptibilidade à corrosão sob tensão em atmosfera de H2S das armaduras de tração de dutos flexíveis. Dissertação de Mestrado submetida ao programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica e Tecnologia de Materiais do Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca CEFET/RJ, 2013.

COMSOL MULTIPHYSICS[®]. Corrosion Module.. v. 5.2^a, 2016.

- COSTA, C. G. F.; SILVEIRA, D. M; SOUZA, C. S; JUNIOR, R. C; CAMPOS, F. R; BRACARENSE, A. Q; LINS, V. DE F C. Corrosion resistance of welded joints of Lean Duplex 2304 stainless steel. p. 9–11, 2012.
- COSTA, J. L. DA. Avaliação da temperatura de tratamento térmico na resistência a corrosão localizada de um aço inoxidável duplex. São João Del Rei - MG. Dissertação apresentada ao Curso de Mestrado apresentado a Universidade Federal de São João del-Rei. Área de Concentração: Caracterização e Propriedades Mecânicas - Corrosão, 2014.
- COSTA, R. S. da. Estudo da Corrosão Entre a Caixa de Distribuição e o Bloco de Cilindros de um Motor Ciclo Diesel Estudo da Corrosão Entre a Caixa de Distribuição e o Bloco de Cilindros de um Motor Ciclo Diesel. Dissertação de Mestrado apresentado ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica na Área de Concentração: Materiais, pela Faculdade de Engenharia Mecânica. 2009.
- DALLAGO, L. Análise da resistência a corrosão em aços ferramenta. Trabalho de Conclusão de Curso apresentado ao Curso de Engenharia Mecânica da Universidade Federal do Pampa, 2019.
- D'AVILA, A. L. Estudo eletroquímico e da corrosão do aço astm a 285 grau c, nas regiões de solda e da zona termicamente afetada, em soluções de licor branco, utilizado em digestores da indústria de papel e celulose, e seus principais componentes. Dissertação de Mestrado apresentado ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Ciência de Materiais pela Universidade Estadual de Ponta Grossa, 2016.
- DAVIS, J. R. Stainless Steels. Series: Asm Specialty Handbook, Edição 1994 (1 de

Janeiro 1995), 1994.

- DAMIN, K. V. S.; GENEROSO, D. J.; NETO, F. C. Aços inoxidáveis duplex : uma breve visão. **Revista Liberato**, v. 18, n. 2178–8820, p. 01–132, 2017.
- DEYAB, M. A.; KEERA, S. T.; SABAGH, S. M. EL. Chlorhexidine digluconate as corrosion inhibitor for carbon steel dissolution in emulsified diesel fuel. Corrosion Science, v. 53, n. 8, p. 2592–2597, 2011.
- DINIZ, Á.; MONNERAT, C. S.; GUEDES, F. N. DE J. Estudo do efeito corrosivo dos aços inox AISI 304 e microligado Hardox 600 em meios salino e ácido. Revista Eletrônica Engenharia de Interesse Social, v. 1, p. 9, 2016.
- DUARTE, R. N. Simulação Computacional: Análise de uma Célula de Manufatura em Lotes do Setor de Auto – Peças. Itajubá - MG. Dissertação de Mestrado apresentado Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Produção da Faculdade Federal de Itajubá, 2003.
- EDMUR, E.; SOUZA, F. Avaliação metalúrgica da soldagem de revestimento com aço inoxidável austenítico sobre aço ASTM A-36. Trabalho de Conclusão de Curso apresentado ao curso de Engenharia Mecânica pela Universidade Federal de Minas Gerais, 2016.
- EL-SHERIK, A. M. Trends in Oil and Gas Corrosion Research and Technologies. Woodhead Publishing, p. 986, 2017.
- ESAB. Guia de soldagem Arames Tubulares para Aços ao Carbono e de Baixa Liga em todas as posições de soldagem, 2019.
- FARIA, E. S. Efeito do tempo de exposição nas temperaturas de 645°C e 820°C na corrosão localizada do aço inoxidável duplex UNS S31803 avaliado por espectroscopia de impedância eletroquímica. Dissertação de Mestrado apresentada na Universidade Federal do Espírito Santo, como requisito para obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica com Área de concentração: Materiais e Processos de Fabricação, 2014.
- FELÍCIO, E. A. Estudo da implementação de conceito da produção enxuta para redução de resíduos em uma manufatura do ramo siderúrgico. Trabalho de Graduação. Departamento de engenharia de produção. Universidade Federal de Juiz

de Fora, 2012.

- FERNANDES, J. C. Desenvolvimento de um Dispositivo Tipo Carga Constante para Avaliação da Susceptibilidade à Corrosão Sob Tensão de Aço Inoxidável Austenítico. Dissertação de Mestrado. Programa de Pós-Graduação em Materiais para Engenharia. Universidade Federal de Itajubá, 2010.
- FERNANDES, R. T. Supervisão de um Sistema Híbrido eólico/diesel usando Lógica Fuzzy. Campo Grande – MS. Dissertação de Mestrado apresentado ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Elétrica da Universidade Federal de Mato Grosso do Sul, 2005.
- FILHO, G. P. G. Estudo da resistência à corrosão do Aço Inoxidável Martensítico ASTM 743 CA-6NM. Dissertação de Mestrado apresentado no Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Ciência de Maeriais na Área de Concentração: Corrosão e eletrocatálise pela Universidade Federal do Ceará, 2014.
- FLORENCIO, V. et al. Estudo da Resistência à Corrosão em Junta Soldada de Aço Inoxidável 316. Anais do Encontro Nacional de Pós-Graduação – VI ENPG. Anais...2017
- FREITAS, A. C. R. Estudo da resistência a corrosão do aço carbono em meio microemulsionado com biodiesel de Babaçu. Dissertação de Mestrado. Centro de Ciências Exatas e Tecnologia. Programa de Pós-Graduação em Química. Universidade Federal do Maranhão, 2014.
- FREITAS, D. R. F.; COELHO, M. F. O. A importância do aço na construção civil. Revista Científica Multidisciplinar Núcleo do Conhecimento, v. 07, n. 03, p. 5– 10, 2018.
- FONTES, R. M. Identificação de modelos dinâmicos com incerteza de medição através da lógica Fuzzy. Salvador - BA. Dissertação de Mestrado apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Industrial, da Universidade Federal da Bahia, 2012.
- GARCIA, J. H. N.; DOS SANTOS, N. F.; ESTEVES, L.; CAMPOS, W.R. DA C.; RABELO, E. G. Corrosion behavior of 316L and alloy 182 dissimilar weld joint with post-weld heat treatment. **Revista Materia**, v. 24, n. 3, 2019.

- GASTALDO, F. T. Efeitos do Tratamento de Superfície a Laser na Microestrutura e na Resistência ao Desgaste do Aço Inoxidável Martensítico Efeitos do Tratamento de Superfície a Laser na Microestrutura e na Resistência ao Desgaste do Aço Inoxidável Martensítico. Dissertação de Mestrado. Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica. Universidade Estadual de Campinas, ,2010.
- GAVIÃO, L. O.; BRITO, G.; LIMA, A. Indicadores De Sustentabilidade Para a Educação
 Básica Por Modelagem Fuzzy. Indicadores De Sustentabilidade Para a
 Educação Básica Por Modelagem Fuzzy, v. 19, n. 3, p. 274–297, 2015.
- GENTIL, V. Corrosão. 6a ed. Rio de Janeiro RJ, GEN Grupo Editorial Nacional, 2017.
- GIAROLA, J. M. Avaliação de soluções sintéticas e amostras de solos no processo de corrosão no aço Api X65. Dissertação de Mestrado apresentado ao Programa de Pós- Graduação em Engenharia Mecânica com Área de Concentração em Materiais e processos de Fabricação pela Universidade Federal de São João del Rei, 2016.
- GOMES, B. C.; FERREIRA, R. A. Estudo da caracterização metalográfica, da corrosão e dureza dos aços inoxidáveis CF8M, AISI 316L e AISI 420 utilizados em válvulas de segurança na indústria offshore brasileira. Trabalho de graduação apresentado no CEFET/RJ, 2015.
- GOMIDE, F. A. C.; GUDWIN, R. R.; TANSCHEIT, R. Conceitos fundamentais da teoria de conjuntos fuzzy, lógica fuzzy e aplicações. Proc. 6 th IFSA Congress-Tutorials, n. July, p. 1–38, 1995.
- GONÇALVES, R. R. Avaliação da resistência a corrosão de aços inoxidáveis martensíticos através de ensaios de impedância eletroquímica localizada. Trabalho de Graduação. Escola Politécnica. Universidade Federal do Rio de Janeiro, 2016.
- GRILO, T. R.; SIQUEIRA, R. P.; ARRUDA, G. DA S.; LINS, J. F. C. Análise microestrutural de um aço inoxidável Duplex UNS S32304 submetido ao processo de soldagem GMAW *. 71° Congresso Anual da ABM – Internacional e ao 16° ENEMET - Encontro Nacional de Estudantes de Engenharia Metalúrgica, de Materiais e de Minas. Anais...realizada de 26 a 30 de setembro de 2016, Rio de

Janeiro, RJ, Brasil, 2016

- GUILHERME, L. H. Estudo da corrosão em junta tubo-espelho soldada pos SATG entre as ligas AISI 316L e AISI 444. Dissertação de Mestrado apresentada ao programa de Pós- Graduação Interunidades em Ciência e Engenharia de Materiais da Universidade de São Paulo, 2011.
- HAN, G.; JIANG, P.; WANG, J.; YAN, F. Effects of NaCl concentration on wearcorrosion behavior of SAF 2507 super duplex stainless steel. RSC Advances, v. 6, n. 112, p. 111261–111268, 2016.
- HANDBOOK: metallography and microstructures. Materials Park, Ho: ASM Handbook, 2004. 2733 p. Volume 9
- HARREL, C. R.; DONALD, H. Simulation Software componente architecture for simulation based enterprise applications. In Proceedings of the 1998 Winter Simulation Conference pp. 1717-21. Institute of Electrical Engineers, 2000.
- HERNÁNDEZ, J. W. C. Efeito da temperatura de solubilização e da concentração de íons cloreto e sulfato sobre a resistência à corrosão por pite dos aços inoxidáveis austeníticos 17Cr-6Mn-5Ni E UNS S30403. São Paulo - SP. Dissertação de Mestrado apresentada à Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, 2012.
- HERNANDEZ, V. E. P. Comportamento de corrosão de camdas isentas de cromo hexavalente e sem enxágue aplicadas sobre suprefícies eletrozincadas produzidas em linhas contínuas. Dissertação de Mestrado apresentada à Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, 2015.
- HOLZLE, L. R. B. Comportamento eletroquímico do alumínio em misturas etilenoglicol-água. Efeito da adição de agentes quelantes. Tese de Doutorado apresentado na Universidade Federal do Rio Grande do Sul. Intituto de Química. Programa de Pós-Graduação em Química, 2005.
- HOSSEINI, S. H.; ZIVDAR, M.; RAHIMI, R. CFD simulation of gas-solid flow in a spouted bed with a non-porous draft tube. Chemical Engineering and Processing: Process Intensification, v. 48, n. 11–12, p. 1539–1548, 2009.

HUANG, H.; TIAN, J.; ZHANG, G.; PAN, Z. The corrosion of X52 steel at an elbow of

loop system based on array electrode technology. Materials Chemistry and Physics, v. 181, n. June, p. 312–320, 2016.

- IMIANOWSKY, G. W.; WALENDOWSKY, M. A. Os Principais Aços Carbono Utilizados Na Construção Civil. Santa Catarina. CREA-SC, 2017.
- IBRAHIM, M. F. BIN. Effect of Diferent Sodium Chloride (NaCl) Concentration on Corrosion of Coated Steel. Trabalho de Graduação em Engenharia Mecânica. Faculdade de Engenharia Mecânica. Universidade Malaysia Pahang., 2013.
- JUNIOR, O. B. D. S. A nanotecnologia aplicada a prevenção da corrosão: o uso de nanocerâmicos de alumina e zircônia. Dissertação de Mestrado apresentada ao programa de Pós-Graduação, em Química dos Recursos Naturais, pela Universidade Estadual de Londrina, 2008.
- JUNIOR, R. C. BRACARENSE, A. Q.; CAMPOS, F. R.;SOUZA, C. S.; SILVEIRA, D. M. DA; LINS, V. DE F. C.. Avaliação da soldagem multipasse de chapas espessas de aços inoxidáveis lean duplex UNS S32304 soldadas pelos processos SMAW, GMAW e FCAW - Parte II: Resistência à Corrosão. Soldagem e Inspecao, v. 18, n. 3, p. 257–267, 2013.
- KUNTZ, M. R. K. Análise comparativa entre a soldagem com arame sólido e metal cored no processo multipasses. Trabalho de Conclusão apresentado ao de curso Engenharia Mecânica pela Universidade Regional do Noroeste do Estado do Rio Grande do Sul, 2016.
- KUTZ, M. Handbook of Environmental Degradation of Materials. Copyright © 2013 Elsevier Inc. All rights reserved, p. 936, 2013.
- LACERDA, J. C. DE. "Comportamento em fadiga e corrosão de um aço UNS S31803 com diferentes frações de ferrita-austenita". Tese de Doutorado.Programa de Pós- Graduação em Engenharia de Materiais da REDEMAT. Universidade Federal de Ouro Preto - UFOP, 2015.
- LAPEC, L. DE PESQUISA EM CORROSÃO. **Passividade**. Disponível em: http://www.ufrgs.br/lapec/wa_files/passividade.pdf>. Acesso em: 22 jan. 2019.
- LEIBEL, N. Influência Da Taxa De Varredura Nos Parâmetros De Resistência a Corrosão Por Pite Do Aço Inoxidável Austenítico Uns S31600. p. 9, 2008.
- LEITE, A. M. DOS S. Investigação da resistência à corrosão por pites do aço inoxidável duplex tipo 2404 (UNS S82441) submetido à soldagem por atrito com pino não-consumível (FSW). Dissertação de Mestrado. Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares. Autarquia associada à Universidade de São Paulo, 2017.
- LEEKWIJCK, W. V.; KERRE, E. E. Defuzzification: criteria and classification. Fuzzy sets and systems, Elsevier, v. 108, n. 2, p. 159–178, 1999.
- LI, H. B.; JIANG, Z. H.; FENG, H.; ZHU, H. C.; SUN, B. H.; LI, Z. Corrosion behavior of ferritic stainless steel with 15wt% chromium for the automobile exhaust system. International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials, v. 20, n. 9, p. 850–860, 2013.
- LIMA, A. P. DE. Efeito da deformação mecânica a frio no processo corrosivo do aço API 5L X65 em água do mar sintética. Dissertação de Mestrado apresentada ao Programa de Pós- Graduação em Engenharia Mecânica da Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá pela Universidade Estadual Paulista, 2019.
- LIMA, L. I. L. Influência Da Concentração De Hidrogênio Na Suscetibilidade À Corrosão Sob Tensão De Junta Soldada Com Metais Dissimilares Em Ambiente Do Circuito Primário De Reator Nuclear". Tese de Doutorado. Programa de Pós-Graduação em Engneharia Mecânica. Universidade Federal de Minas Gerais, 2011.
- LIMA, S. DE. Implementação de Estratégias de Controle Utilizando Lógica Fuzzy e Técnicas de Controle Vetorial em um Software de Elementos Finitos. Florianópolis - SC. Tese de Doutorado apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Elétrica da Universidade Federal de Santa Catarina, 2016.
- LIU, C.; GONG, M.; ZHENG, X. Pitting corrosion of 2205 duplex stainless steel at high concentrations of NaCl solution. International Journal of Electrochemical Science, v. 13, n. 8, p. 7432–7441, 2018.
- LOUREIRO, J. P. Caracterização do aço inoxidável duplex UNS S31803 pela técnica não destrutiva de correntes parasitas pulsadas. Trabalho de Graduação. Engenharia Metalúrgica da Escola Politécnica. Universidade Federal do Rio de Janeiro, 2010.
- LUCAS, C. A. Uma Introdução á Lógica Fuzzy. Revista Eletrônica de Sistemas de

Informação e de Gestão Tecnológica, v. 1, n. 1, p. 17–28, 2011.

- MALAMAN, C. S.; AMORIM, A. Method for determining values in real estate appraisal: Comparing between linear regression model and fuzzy logic. **Boletim de Ciencias Geodesicas**, v. 23, n. 1, p. 87–100, 2017.
- MARCELO LOPES FERRAZ. Avaliação de resistência a corrosão em juntas soldadas de aços superduplex UNS S32750 em unidades de produção de petróleo. Dissertação de Mestrado apresentada no Programa de Pós-Graduação em Ciência e Tecnologia de Materiais, do Centro Universitário Estadual da Zona Oeste. Área de concentração: metalurgia física, 2017.
- MARQUES, P. V.; MODENESI, P. J.; BRACARENSE, A. Q. Soldagem: Fundamentos e Tecnologia. In: Soldagem: Fundamentos e Tecnologia. 1^a. ed., Belo Horizonte: UFMG., 2007. p. 233–261.
- MARRO, A. A.; SOUZA, A. M. DE C.; CAVALCANTE, E. R. DE S.; BEZERRA, G. S.; NUNES, R. DE O. Lógica Fuzzy: Conceitos e aplicações. Trabalho de Graduação. Desenvolvido na Universidade Federal do Rio Grande do Norte (UFRN) Natal., 2000.
- MARTINS, M.; CASTELETTI, L. C. Obtenção e caracterização dos aços inoxidáveis duplex e super duplex. FS. Fundição e Serviços, v. 169, p. 108–119, 2007.
- MAY, M. Corrosion behavior of mild steel immersed in different concentrations of NaCl solutions. Journal of Sebha University, v. 15, n. 1, p. 1–12, 2016.
- MELO, D. C. DE. Implementação Do Sistema Fuzzy De Mamdani Usando Como Ferramenta O Visual Basic for Application No Excel. Rio de Janeiro - RJ. Dissertação de Mestrado apresentada ao curso Profissionalizante em Administração da Faculdade de Economia e Finanças IBMEC, 2009.
- MENDEL, J. M. Uncertain rule-based fuzzy logic system: introduction and new directions. 1^a. ed. Upper Saddle River, NJ, USA: Prentice Hall, 2000. ISBN 0-13-040969-3.
- MENEZES, F. DE L. Resistência à corrosão e à oxidação dos aços AISI 316L e SAF
 2304 Revestidos por ZRN e ZRSIN pela técnica de Manetron Sputtering
 Reativo. Tese de Doutorado apresentada ao Programa de Pós- Graduação em

Engenharia Química da Escola de Engenharia da Universidade Federal de Minas Gerais, 2019.

- MENDONÇA, C. DE S. P. Produção do compósito aço inoxidável dúplex- carbetos por meio de moagem de alta energia. Tese de Doutorado. Programa de Pós-Graduação em Materiais para Engenharia. Universidade Federal de Itajubá., 2018.
- MERAJUL HAQUE, M.; LIMON, S. A.; MONIRUZZAMAN, M.; MOHAR ALI BEPARI, M. Corrosion comparison of galvanized steel and aluminum in aqueous environments. International Journal of Automotive and Mechanical Engineering, v. 9, n. April 2017, p. 1758–1767, 2014.
- MILAGRE, M. X. Pesfis de tensão residual do aço duplex UNS S32304 submetido à processo de soldagem TIG e diferentes condições de tratamento térmico de tempera. Vitória - ES. Dissertação de Mestrado apresentada ao Programa de Pós Graduação em Engenharia Mecânica do Centro Tecnológico da Universidade Federal do Espírito Santo. Área de concentração de Materiais e Processos de Fabricação, 2015.
- MODENESI, P. . D. P. J. Soldabilidade de Algumas Ligas Metálicas. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais. Universidade Federal de Minas Gerais., 2011.
- MOOJEN, R. G.; MACHADO, I. G.; MAZZAFERRO, J. A. E.; GONZALEZ, A. R. Efeitos da taxa de resfriamento na soldagem do aço API 5L-X80. Soldagem e Inspecao, v. 20, n. 1, p. 68–80, 2015.
- MOREIRA, E. D. Avaliação da susceptibilidade a sensitização e à corrosão intergranular em aços inoxidáveis austeníticos para aplicação em biomateriais. São João del Rei. Dissertação de Mestrado. Programa de Pósgraduação em Egenharia Mecânica – PPMEC. Universidade Federal de São Joal del Rei, 2016.
- MOREIRA, R. R. Estudo da corrosão e inibição dos aços carbono AISI 1010, inoxidável AISI 316 e duplex UNS S31803 em meio de solução de íons cloreto. Dissertação de Mestrado. Centro de Ciências Exatas. Programa de Pós- Graduação em Química. Universidade Federal do Espírito Santo, 2014.

MOTA, G. L. Análise de corrosão do aço duplex UNS S31803 após os processos de

conformação e soldagem. Dissertação de Mestrado apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais do CEFET-MG, na área de concentração de Ciência e Desenvolvimento de Materiais, na Linha de Pesquisa em Seleção, Processamento e Caracterização, 2018.

- MOURITZ, A. P. Introduction to Aerospace Materials. Woodhead Publishing. p. 640, 2012.
- NETO, B. V. C. Comparação de junta soldada aço carbono/ aço inox utilizando como metal de adição aço carbono e aço inox. Guaratinguetá - SP. Trabalho de Graduação em Engenharia Mecânica. Universidade Estadual Paulista, 2015.
- NIINOMI, M. Metals for Biomedical Devices. Woodhead Publishing. p. 432, 2010.
- NILSSON, J. O. Overview- Super duplex stainless. Materials Science and Technology, vol. 8, p.685-700, August 1992.
- NUNES, E. B. Propriedades mecânicas e caracterização microestrutural na soldagem do aço inoxidável duplex UNS S31803 (SAF2205). Dissertação de Mestrado apresentada ao Programa de Pós- Graduação em Engenharia e Ciência de Materiais, 2009.
- NUNES, E. B. Revestimentos de aços inoxidáveis duplex e superduplex pelo processo plasma pó. Fortaleza - CE. Tese de Doutorado. Centro de Tecnologia. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais. Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Ciência de Materiais. Universidade Federal do Ceará, 2015.
- PALÁCIO, F. DE O. Estudo do efeito de parâmetros do processo GTAW pulsado na resistência à corrosão intergranular e por pite do aço inoxidável duplex UNS
 S32304. Vitória ES. Dissertação de Mestrado apresentada à Universidade Federal do Espírito Santo para obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica. Área de concentração: Materiais e Processos de Fabricação, 2011.
- PARDAL, J. M.; DE SOUZA, G. C.; TAVARES, S. S. M.; FONSECA, M. P. DA C.; FERREIRA, M. L. R.; MARTINS, L. M.; FILHO, O. A. S. Caracterização e avaliação da resistência à corrosão na soldagem de tubulação de aço inoxidável duplex UNS S31803 pelo processo a arco submerso. Soldagem e Inspecao, v. 16, n. 4, p. 310–321, 2011.

- PARDO, A.; MERINO, M. C.; COY, A. E.; VIEJO, F.; ARRABAL, R.; MATYKINA,
 E. Pitting corrosion behaviour of austenitic stainless steels combining effects of
 Mn and Mo additions. Corrosion Science, v. 50, n. 6, p. 1796-1806, Jun. 2008.
- PEREIRA, A. P. "Resistência à corrosão de aços austeníticos utilizados em meio a glicerina ácida em uma planta de produção de biodiesel". Dissertação de Mestrado. Escola de Engenharia. Mestrado em Engenharia Química. Universidade Federal de Minas Gerais, 2013.
- PINEDO, C. E.; TSCHIPTSCHIN, A. P. Low temperature plasma carburizing of AISI 316L austenitic stainless steel and AISI F51 duplex stainless steel. Cementação sob plasma à baixa temperatura do aço inoxidável austenítico AISI 316L e do aço inoxidável duplex AISI F51. Metallurgy and materials INOX 2010, v. 66, n. 2, p. 209–214, 2013. Disponível em: https://doi.org/10.1590/S0370-44672013000200011
- PIMENTA, A. H. DE M. "Geração Genética de Classificador Fuzzy Intervalar do Tipo-2". Dissertação de Mestrado apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Ciência da Computação da Universidade Federal de São Carlos, 2009.
- OLIVEIRA, C. R. DE. Caracterização microestruturalmecânica de juntas soldadas em aços inoxidáveis super duplex da norma ASTM A890/A890M, graus 5A e 6ª. Campinas - SP. Dissertação de Mestrado. Faculdade de Engenharia Mecânica. Universidade Estadual de Campinas, 2016.
- OLIVEIRA, E. G. DE. Efeito dos parâmetros de tratamento térmico na microestrutura e nas propriedades dos aços SAE 4340 e 8640 temperados e revenidos. Trabalho de Graduação apresentado pelo Centro Federal de Educção Tecnológica de Minas Gerais pelo Curso de Engenharia de Materiais, 2014.
- OLIVEIRA, M. C. L. DE; LAMBERT, C. A.; ANTUNES, R. A. Investigação sobre o efeito da taxa de varredura do ensaio de polarização potenciodinâmica e da concentração de íons cloreto sobre o comportamento de corrosão do aço inoxidável AISI 304. 22º CBECiMat - Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais, Natal, RN, Brasil, n. 1, p. 4885–4895, 2016.
- OLIVEIRA, S. P.; MIRANDA, P. E. V. Concentração crítica de hidrogênio para a fragilização pelo hidrogênio em aços. Coppe/UFRJ PEMM Laboratório de

Hidrogênio. Acesso em 29 de Abril de 2019.

- OLSSON, J. Modern Stainless Steels to Combat Chloride-induced Localized Corrosion. **The 1st International Chromium Steel and Alloys Congress**, v. 2, p. 211–215, 1992.
- PAULI, E. A. DE. Estudo da soldabilidade do aço inoxidável lean duplex UNS S82441 utilizando o processo MIG/MAG com diferentes energias de soldagem. Tese de Doutorado. Área de Concentração: Engenharia Metalúrgica e de Materiais. Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, 2017.
- PEREIRA, A. P. Resistência à corrosão de aços austeníticos utilizados em meio a glicerina ácida em uma planta de produção de biodiesel. Dissertação de Mestrado. Escola de Engenharia. Mestrado em Engenharia Química. Universidade Federal de Minas Gerais, 2013.
- PEREIRA, J. C.; SORDI, V. L.; BRANDIM, A. D. S.; BARBOSA, R.; PORTO, J. A. S.; SOBRINHO, J. F. D. R. Efeito do tratamento térmico de recozimento na microestrutura e nas propriedades mecânicas do aço ferrítico 2,25Cr-1Mo. Revista Brasileira de Aplicações de Vácuo, v. 36, n. 3, p. 152, 2018.
- PINEDO, C. E.; TSCHIPTSCHIN, A. P. Cementação sob plasma à baixa temperatura do aço inoxidável austenítico AISI 316L e do aço inoxidável duplex AISI F51.
 Metallurgy and materials INOX 2010, v. 66, n. 2, p. 209–214, 2013.
- QUEIROZ, G. A. Efeito da microbiota de solos da região de SUAPE na corrosão de cupons de aço carbono API 5LX60. Recife - PE. Dissertação de Mestrado apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Química da Universidade Federal de Pernambuco. Área de Concentração: Biocorrosão, 2011.
- REIS, T. J. Á. "Efeito de Tratamentos Isotérmicos às Temperaturas de 475°C e 850°C na Microestrutura e na Resistência à Fadiga de um Aço Inoxidável Duplex UNS S32304". Ouro Preto - MG. Dissertação de Mestrado. Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais da REDEMAT. Universidade Federal de Ouro Preto - UFOP, 2013.
- REZENDE, F. Análise de tensões residuais de soldagem em aços inoxidáveis superduplex UNS 32750: análise numérica e experimental. Dissertação de Mestrado apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica e

Tecnologia de Materiais pelo Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca - CEFET/RJ para obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica e Tecnologia de Materiais, 2011.

- RIGNEL, D. G. DE S.; CHENCI, G. P.; LUCAS, C. A. Uma Introdução á Lógica Fuzzy. **Revista Eletrônica de Sistemas de Informação e de Gestão Tecnológica**, v. 1, n. 1, p. 17–28, 2011.
- ROCHA, T. L. DA. Resistência à corrosão eletroquímica da liga TI-6AL-4V prototipada para aplicações biomédicas. Dissertação de Mestrado apresentada à Faculdade de Engenharia - UNESP – Campus de Ilha Solteira, como requisito parcial para obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica com Área de Concentração: Processos de Fabricação, 2013.
- ROLDÃO, A. M. B. Estudo do efeito do aporte térmico nas propriedas mecânicas e microestruturais do aço inoxidável duplex UNS S31803 em chapa grossa, soldado pelo processo GMAW. Belo Horizonte – MG. Dissertação de Mestrado apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Minas Gerais. Área de concentração: Processos de Fabricação/Soldagem, 2010.
- S. BANERJEE, J.K. CHAKRAVARTTY, J.B. SINGH, R. K. Functional Materials. 2012.
- SANI, F. M.; BROWN, B.; BELARBI, Z.; NESIC, S. An Experimental Investigation on the Effect of Salt Concentration on Uniform CO2 Corrosion. Corrosion Conference & Expo. Anais...NACE International, Publication Division, 15835 Park Ten Place, Houston, Texas 77084, 2019
- SANTOS, A. P. DA R. Caracterização De Um Aço Lean Duplex Por Técnicas Analíticas. Trabalho de Graduação. Escola Politécnica, Universidade Federal do Rio de Janeiro, 2014.
- SBMSPF92033A1. **FPSO**, **Fabrication**, **Welding and Erection Specification**, Switzerland, 2011.
- SCHMIDT, A. M.; AZAMBUJA, D. S. Efeito da concentração do fluoreto sobre o comportamento eletroquímico do Ti e da liga Ti6A14V em tampões citrato. Revista Matéria, v. 10, n. 1, p. 93–100, 2005.

- SCURACCHIO, B. G. Influência dos elementos de liga no intervalo de solidificação do aço inoxidável martensítico CA6NM. São Paulo - SP. Dessertação de Mestrado. Área de concentração: Engenharia Metalúrgica e de Materiais. Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, 2009.
- SEONGWOO WOO. Handbook of Materials Failure Analysis. With Case Studies from the Electronic and Textile Industries. 1st. ed. Butterworth-Heinemann Published, 2019.
- SHAW, B. A.; KELLY, R. G. What is corrosion? Interface-Electrochemical Society, n. July, p. 24–26, 2006.
- SHIMAKURA, S. Coeficiente de Variância.p. 3, 2005.
- SICUPIRA, D. C. Evaluation of corrosion resistance of thick UNS S32304 lean duplex stainless steel plates welded by SMAW, GMAW and FCAW in corrosive environment of biodiesel industry. Belo Horizonte – MG. Tese de Doutorado apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Química da Universidade Federal de Minas Gerais, 2015.
- SICUPIRA, D. C.; JUNIOR, R. C.; BRACARENSE, A. Q.; FRANKEL, G. S.; LINS, V. DE F. C. Cyclic Polarization Study of Thick Welded Joints of Lean Duplex Stainless Steel for Application in Biodiesel Industry. Materials Research, v. 20, n. 1, p. 161–167, 2016.
- SICUPIRA, D. C.; NIQUINI, G. R.; COSTA, C. G. F.; LINS, V. DE F. C. Avaliação da resistência à corrosão de juntas de aço lean duplex soldadas por diferentes processos (SMAW, GMAW E FCAW), em meio corrosivo de glicerina ácida, utilizando a espectroscopia de impedância eletroquímica. INTERCORR 2014,. Anais...Fortaleza/CE: 2014
- SILVA, G. C. Análise comparativa do cordão de solda gerado pelos processos de soldagem FCAW e SMAW na soldagem de aços de baixo teor de carbono. Trabalho de Conclusão de Curso apresentado a Faculdade de Engenharia da Universidade Federal de Juiz de Fora, 2016.
- SILVA, J. C. B. DA. Análise do ciclo térmico da soldagem por atrito com pino consumível do aço inoxidável superduplex ASTM A890 grade 6^a. Tese de Doutorado. Área de Concentração: Engenharia Mecânica de projeto e Fabricação.

Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, 2017.

- SILVA, L. F. ; DOS SANTOS, V. R.; PACIORNIK, S.; RIZZO, F. A.; MONTEIRO, M. J.; BRACARENSE, A. Q.; PESSOA, E. C.; VIEIRA, L. A.; MARINHO, R. R. Influência do molibdênio em propriedades do metal de solda na soldagem molhada com eletrodos óxi-rutílicos. Soldagem e Inspecao, v. 18, n. 2, p. 102–109, 2013.
- SILVA, L. I. DA. Monitoramento da corrosão de aços inoxidáveis imersos em fluidos da produção de biodiesel. Belo Horizonte – MG. Dissertação de Mestrado apresentada à Escola de Engenharia da Universidade Federal de Minas Gerais, 2015.
- SILVA, L. M. DA. Modelagem Fuzzy Como Subsídios Para a Espacialização Da Vulnerabilidade Costeira À Erosão. Receife - PE. Dissertação de Mestrado apresentada ao Programa de Pós- Graduação em Ciências Geodésicas e Tecnologias da Geoinformação, do Centro de Tecnologias e Geociências da Universidade Federal de Pernambuco, 2013.
- SILVA, G. B. D. S. E. Caracterização de cupons de corrosão através de diferentes técnicas comparativas. Campos dos Goytacazes - RJ. Dissertação de Mestrado apresentada ao Centro de Ciência e Tecnologia, da Universidade Estadual do Norte Fluminense Darcy Ribeiro, 2016.
- SILVA, S. C. DA. Mecanismos de trincamento de aço de microestrutura austenoferrítica em meio corrosivo. Rio de Janeiro. Trabalho de Graduação. Engenharia Metalúrgica da Escola Politécnica. Universidade Federal do Rio de Janeiro, 2011.
- SILVA, T. C.; PEREIRA, W. A. Entre soldagem TIG e eletrodos revestidos em aço inox. Trabalho de Graduaçãoo. Engenharia Mecânica. Universidade de Rio Verde, Rio Verde, GO, 2013.
- SILVEIRA, D. M. DA. "Avaliação da resistência à corrosão de juntas soldadas de aço inoxidável lean duplex UNS S32304 usando a espectroscopia de impedância eletroquímica". Tese de Doutorado. Programa de Pós-Graduação em Engenharia Química. Universidade Federal de Minas Gerais, 2013.
- SINISTERRA, M. J. Aplicação de Poli(anilina-co-3-aminobenzóico) e octadeciltrimetóxi-silano como revestimentos protetores de ligas de alumínio. Dissertação de Mestrado apresentada ao Instituto de Química de São Carlos da

Universidade de São Paulo para obtenção do Título de Mestre em Ciências (Química Analítica), 2016

- SOUSA, R. G. DE. Quantificação Das Emissões De CO₂ Dos Materiais De Cimento -Estudo De Caso Em Empreendimento. Trabalho de Graduação. Centro de Ciências Exatas e Tecnológicas. Universidade Federal do Recôncavo da Bahia, 2013.
- SOUZA, C. S. Avaliação da resistência à corrosão localizada do aço inoxidável lean duplex UNS S32304 soldado pelos processos SMAW, GMAW E FCAW. Dissertação de Mestrado. Programa de Pós-Graduação Engenharia Química. Universidade Federal de Minas Gerais, 2012.
- SOUZA, C. S.; LINS, V. DE F. C.; SILVEIRA, D. M. DA; COSTA, C. G. F.; JUNIOR,
 R. C; CAMPOS, F. R.; BRACARENSE, A. Q. Avaliação da Soldagem Multipasse
 de Chapas Espessas de Aços Inoxidáveis Lean Duplex UNS S32304 soldadas pelos
 processos SMAW, GMAW e FCAW Parte 1: Propriedades Mecânicas. Soldagem
 & Inspeção, v. 17, n. 0104–9224, p. 306–316, 2013.
- SOUZA, C. S. Efeito do trabalho a frio prévio na microestrutura e na resistência à corrosão do aço inoxidável Lean Duplex UNS S32304 soldado pelo processo GMAW. ese de doutorado apresentado ao Programa de Pós-GRaduação em Engenharia Química da Univerisdiade Federal de Minas Gerais, 2018.
- SOUZA, L. M. DE; PEREIRA, E. C. Influência da corrosão no aço inoxidável duplex S31803 submetido a íons de cloreto em diferentes temperaturas. Exatas & Engenharias, v. 10, n. 29, p. 53–73, 2020.
- SOUZA, N. B. O. DE. Caracterização de software científico: um estudo de caso em modelagem computacional. Juiz de Fora - MG. Dissertação de Mestrado apresentada ao Programa de Pós-graduação em Modelagem Computacional da Universidade Federal de Juiz de Fora, 2011.
- SUMAN, R. Estudo da corrosão do aço inoxidável 316 em meio de água de refrigeração. Trabalho de Graduação. Centro Universitário Estadual da Zona Oeste - UEZO, 2010.
- TATAGIBA, L. C. S.; GONÇALVES, R. B.; PARANHOS, R. Tendencias no desenvolvimento de gases de protecao utilizados na soldagem MIG/MAG.

Soldagem e Inspecao, v. 17, n. 3, p. 218-228, 2012

- TAŃSKI, T.; BRYTAN, Z.; LABISZ, K. Fatigue behaviour of sintered duplex stainless steel. **Procedia Engineering**, v. 74, p. 421–428, 2014.
- TAO, P.; GONG, J. M.; WANG, Y. F.; JIANG, Y.; LI, Y.; CEN, W. W. Characterization on stress-strain behavior of ferrite and austenite in a 2205 duplex stainless steel based on nanoindentation and finite element method. **Results in Physics**, v. 11, n. September, p. 377–384, 2018.
- TATAGIBA, L. C. S.; GONÇALVES, R. B.; PARANHOS, R. Tendencias no desenvolvimento de gases de protecao utilizados na soldagem MIG/MAG. Soldagem e Inspecao, v. 17, n. 3, p. 218–228, 2012.
- TAVARES, S. S. M.; PARDAL, J. M.; SILVA, M. R. DA; OLIVEIRA, C. A. S. DE. Martensitic transformation induced by cold deformation of lean duplex stainless steel UNS S32304. Materials Research, v. 17, n. 2, p. 381–385, 2013.
- TIWARI, A.; RAWLINS, J.; HIHARA, L. H. Intelligent Coatings for Corrosion Control. Butterworth-Heinemann, p. 746, 2014.
- THOMAS, M. F.; SILVA, F. DOS S.; FLORENCIO, V.; BIGUETTI, W. J.; FREITAS,
 E. SA. Comparativo no Comportamento entre Junta Soldada e Metal de Base
 de uma Liga de Aço Inoxidável Submetida a Ensaio de Corrosão por
 Espectrometria de Impedância Eletroquímica. Anais do Encontro Nacional de
 Pós-Graduação VI ENPG. Anais...2017
- TMR STAINLESS. Practical Guidelines for the Fabrication of Duplex Stainless Steels. International Molybdenum Association, p. 68, 2014.
- TOMA, R. E. Comparação de juntas soldadas de aço inoxidável AISI 304 para aplicação em baixa temperatura utilizando se a soldagem por arco submerso. São Paulo. Dissertação de Mestrado. Área de Concentração: Engenharia Metalúrgica e de Materiais. Escola Politécnica da Universidade de São Paulo., 2012.
- TRIDAPALLI, C. W. Estudo comporativo de metodogias de ensaios acelerados de corrosão por frestas nas ligas de aço inox AISI 430 e AISI 304. Florianópolis. Dissertação de Mestrado apresentado ao Programa de Pós-Graduação em

Engenharia Química da Universidade Federal de Santa Catarina, 2011.

- TRIOLA, M. F. Introdução à Estatística. Tradução e revisão técnica Ana Maria Lima de Farias, Vera Regina Lima de Farias e Flores. – 12. ed. – Rio de Janeiro : LTC, 2017. :, 2017.
- VALENTE, W. D. A. Avaliação da resistência à corrosão em revestimentos de superliga de níquel usadas para cladeamento. Dissertação de Mestrado apresentada ao Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica e Tecnologia de Materiais, do Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca, CEFET/RJ, 2017.
- VASCONCELLOS, P. I. G. DE. Soldagem em campo de tubos de aço inox duplex e superduplex. Rio de Janeiro. Dissertação de Mestrado. Área de concentração: Metalurgia física. Universidade Estadual do Norte Fluminense – UENF. Campos dos Goytacazes – RJ., 2008.
- VASCONCELLOS, P. I. G. DE; ROSENTHAL, R.; PARANHOS, R. P. DA R. Estudo da Soldagem de Tubos de Aço Inoxidável Duplex e Superduplex na Posição 5G. Soldag. insp., v. 15, n. 3, p. 191–199, 2010.
- VICENTE, T. A. Influência do metal de adição na susceptibilidade à corrosão sob tensão de juntas soldadas dissimilares de aço inoxidável AISI 310 e aço inoxidável duplex UNS S32304. Dissertação de Mestrado apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Materiais para Engenharia. Universidade Federal de Itajubá, 2013.
- VIGNAL, V.; DELRUE, O.; HEINTZ, O.; PEULTIER, J. Influence of the passive film properties and residual stresses on the micro-electrochemical behavior of duplex stainless steels. Electrochimica Acta, v. 55, n. 23, p. 7118–7125, 2010.
- VIGNAL, V.; KRAWIEC, H.; HEINTZ, O.; MAINY, D. Passive properties of lean duplex stainless steels after long-term ageing in air studied using EBSD, AES, XPS and local electrochemical impedance spectroscopy. Corrosion Science, v. 67, p. 109–117, 2013.
- WESTIN, E. M. Welds in the Lean Duplex Stainless Steel LDX 2101. Effects of Microstructure and Weld Oxides on Corrosion Properties. Stockholm, Sweden: Tese de Doutorado em Materiais da Ciência, 2010.

- YANG, Y. H.; YAN, B.; WANG, J.; YIN, J. L. The influence of solution treatment temperature on microstructure and corrosion behavior of high temperature ageing in 25% Cr duplex stainless steel. Journal of Alloys and Compounds, v. 509, n. 36, p. 8870–8879, 2011. Elsevier
- ZAND, R. Z.; VERBEKEN, K.; ADRIAENS, A.; TIWARI, A.; RAWLINS, J.; HIHARA, L. H. Intelligent Coatings for Corrosion Control. Editores Atul Tiwari, James Rawlins e Lloyd H. Hihara, 2015.
- ZILIO, J. L. Avaliação da resistência à corrosão-fadiga no aço API 5L X60 em meio aquoso salino. Dissertação de Mestrado. Programa de Pós-Graduação de Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais - PPGEM. Universidade Federal do Rio Grande do Sul, 2013.
- ZHOU, C.; LU, X.; XIN, Z.; LIU, J.; ZHANG, Y. Hydrophobic benzoxazine-cured epoxy coatings for corrosion protection. Progress in Organic Coatings, v. 76, n. 9, p. 1178–1183, 2013.

9. APÊNDICE

Apêndice A – Gráficos gerados pelo fuzzy, demonstrando as funções de pertinência

Figura 38: Gráfico de pertinência da Entrada, da lógica fuzzy, Taxa de Corrosão;



Figura 39: Gráfico de pertinência da Saída, da lógica fuzzy. Taxa de Corrosão;





Figura 40: Gráfico de pertinência da Entrada, da lógica fuzzy, Perda de Massa;

Figura 41: Gráfico de pertinência da Saída, da lógica *fuzzy*. Perda de Massa;





Figura 42: Gráfico de pertinência da Entrada, da lógica *fuzzy*, Severidade da Corrosão influenciada pelo pH;

Figura 43: Gráfico de pertinência da Saída, da lógica *fuzzy*. Severidade da Corrosão influenciada pelo pH;



Apêndice B – Microdureza Vickers das Amostras

Quadro 1: Triplicata da Microdureza Vickers das Amostras na Zona Fundida e na Zona

	Fer	rita	Austenita			
Amostras	ZF	ZTA	ZF	ZTA		
	296,60	271,60	294,00	278,30		
S2307T	294,00	268,30	308,50	271,20		
	288,30	272,90	292,80	274,40		
	255,10	225,90	267,00	256,20		
S2307R	242,80	244,80	273,40	253,60		
	255,80	239,90	273,10	250,50		
S2209T	272,60	256,20	278,30	259,20		
	270,10	253,60	271,20	254,90		
	272,80	250,50	274,40	256,10		
	257,20	241,60	295,80	262,80		
S2209R	254,00	240,50	301,30	265,30		
	259,10	238,50	297,30	263,00		
	264,80	255,00	268,90	267,20		
G2307T	263,50	256,30	270,30	268,60		
	264,20	250,40	270,60	265,40		
	261,20	252,20	263,70	256,80		
G2307R	261,20	250,50	259,80	259,40		
	263,00	254,00	263,90	258,20		
	266,10	253,60	273,70	264,20		
G2209T	260,00	250,90	279,30	267,30		
	260,40	246,70	278,50	269,20		
	259,00	239,80	264,40	258,30		
G2209R	257,10	244,30	260,50	255,20		
	262,20	240,10	261,80	255,60		
F2307T	259,20	233,00	279,60	256,00		
	251,70	235,90	279,20	258,90		
	256,00	235,60	285,20	262,90		
	253,20	246,20	265,30	239,10		
F2307R	253,00	243,20	262,90	243,30		
	257,70	245,30	260,40	243,00		
	248,50	231,90	273,50	261,20		
F2209R	249,40	236,00	268,40	264,00		
	247,10	235,40	276,00	262,10		

Termicamente Afetada;

Apêndice C – Caracterização do metal de base e dos consumíveis de soldagem

A Tabela 14 apresenta a composição química do metal base e dos consumíveis (Cardoso Junior, 2012), e o número equivalente de resistência ao pite (PREN), obtido pela Equação (3), para cada material, estão apresentados na Tabela 15.

Tabela 14: Composição química do metal de base e consumíveis utilizados nasoldagem (%m). Fonte: (CARDOSO JUNIOR, 2012).

Referência	Processo	С	Mn	Si	Р	S	Cr	Ni	Mo	Cu	Ν
Metal Base		0,019	1,35	0,39	0,028	0,00004	22,45	3,63	0,44	0,50	0,11
OK 67.56	SMAW	0,028	0,78	0,96	0,017	0,014	22,60	7,62	0,36	0,26	0,14
OK 67.50	SMAW	0,027	0,79	0,99	0,019	0,012	21,92	9,31	3,15	0,06	0,14
OK Autrod 2307	GMAW	0,03	0,88	0,86	0,017	0,01	23,82	8,92	0,31	0,095	0,13
OK Autrod 2209	GMAW	0,029	1,47	0,57	0,02	0,009	21,94	9,20	3,12	0,14	0,14
Shield Bright 2307	FCAW	0,024	0,92	0,96	0,018	0,011	23,7	8,93	0,3	0,095	0,12
OK Tubrod 14.27	FCAW	0,022	1,06	0,91	0,022	0,013	21,66	9,2	2,94	0,18	0,15

Tabela 15: PREN do metal de base e consumíveis utilizados

Referência	Processo	Tipo	PREN	
Metal Base		UNS S32304	25,7	_
OK 67.56	SMAW	2307	26,0	
OK 67.50	SMAW	2209	34,6	
OK Autrod 2307	GMAW	2309	26,9	
OK Autrod 2209	GMAW	2209	34,5	
Shield Bright 2307	FCAW	2309	26,6	
OK Tubrod 14.27	FCAW	2209	33,8	