



UNIVERSIDADE FEDERAL DA GRANDE DOURADOS - UFGD
FACET- FACULDADE DE CIÊNCIAS EXATAS E TECNOLOGIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM QUÍMICA



**AVALIAÇÃO ELETROQUÍMICA DO AÇO INOXIDÁVEL
304L APÓS DIVERSOS PROCESSOS DE SOLDAGEM**

Gislaine Pereira Nunes

Orientador: Prof. Dr. Ivan Ramires

DOURADOS-MS

2016



UNIVERSIDADE FEDERAL DA GRANDE DOURADOS - UFGD
FACET- FACULDADE DE CIÊNCIAS EXATAS E TECNOLOGIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM QUÍMICA



AVALIAÇÃO ELETROQUÍMICA DO AÇO INOXIDÁVEL 304L APÓS DIVERSOS PROCESSOS DE SOLDAGEM

Mestranda:

Gislaine Pereira Nunes

Orientador:

Ivan Ramires

Dissertação de Mestrado apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Química, como um dos requisitos necessários para a obtenção do título de Mestre em Química.

DOURADOS-MS

2016

Dados Internacionais de Catalogação na Publicação (CIP).

N972a

Nunes, Gislaine Pereira.

Avaliação eletroquímica do aço inoxidável 304L após diversos processos de soldagem. / Gislaine Pereira Nunes. – Dourados, MS : UFGD, 2016.

82f.

Orientador: Prof. Dr. Ivan Ramires.

Dissertação (Mestrado em Química) – Universidade Federal da Grande Dourados.

1. Aço Inoxidável 304L. 2. Corrosão. 3. Eletroquímica. 4. Polarização Potenciodinâmica. 5. Espectroscopia de Impedância Eletroquímica. I. Título.

Ficha catalográfica elaborada pela Biblioteca Central – UFGD.

©Todos os direitos reservados. Permitido a publicação parcial desde que citada a fonte.



MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO
FUNDAÇÃO UNIVERSIDADE FEDERAL DA GRANDE DOURADOS
FACULDADE DE CIÊNCIAS EXATAS E TECNOLOGIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM QUÍMICA

Termo de Aprovação

Após a apresentação, arguição e apreciação pela banca examinadora foi emitido o parecer APROVADO, para a dissertação intitulada: "Avaliação Eletroquímica do Aço Inoxidável 304L Após Diversos Processos de Soldagem", de autoria de Gislaíne Pereira Nunes, apresentada ao Programa de Mestrado em Química da Universidade Federal da Grande Dourados.

Prof. Dr. Ivan Ramires (Orientador-UFGD)
Presidente da Banca Examinadora

Profa. Dra. Adriana Evaristo de Carvalho
Membro Examinador (UFGD)

Profa. Dra. Fabíola Munhoz Di Loreto da Cruz Akita
Membro Examinador (UFGD)

Dourados/MS, 22 de julho de 2016.

**Dedico este trabalho aos meus pais: Natalino
Pereira Nunes; Hilda Guimarães Moreira
Nunes e meu irmão Gilmar Pereira Nunes.**

AGRADECIMENTOS

- ✓ Agradeço primeiramente a Deus, pela paciência, perseverança e força nos momentos mais difíceis.
- ✓ Aos meus pais Hilda G. Moreira Nunes e Natalino P. Nunes por todo o carinho, amor, atenção e sempre ter me motivado para nunca desistir, embora as dificuldades sempre ao meu lado para me apoiar, e ao meu irmão Gilmar P. Nunes pelo incentivo e o apoio nas horas que mais precisei.
- ✓ Ao meu orientador, Prof. Dr. Ivan Ramires, pela paciência, compreensão e a sua dedicação para que hoje possa estar realizando mais essa etapa e os seus conhecimentos que foram transmitidos durante esse período.
- ✓ Amigas da graduação e até o momento que sempre fizeram parte da minha vida nos momentos bons e difíceis , me ajudando , incentivando e apoiando neste período Simone e Niceli.
- ✓ A minha amiga Denise, pelo seu apoio, ajuda, hospedagem e paciência por me aturar nesse período, obrigada por fazer parte desta nova fase da minha vida.
- ✓ A Universidade Federal da Grande Dourados, pela oportunidade de cursar a Pós Graduação e a Capes pelo apoio financeiro.

**Tu que habitas sob a proteção do Altíssimo,
Que moras à sombra do Onipotente,
diz ao senhor: “ Sois meu refugio e minha
“cidadela, meu Deus, em que eu confio.”**

Salmos 90

RESUMO

Os aços inoxidáveis possuem amplas aplicações industriais por sua resistência a corrosão. A corrosão intergranular nos aços inoxidáveis é consequência da sensitização que se caracteriza pela precipitação de carbonetos de cromo nos contornos dos grãos. Esse crescimento de carboneto faz surgir nas suas adjacências uma zona empobrecida em cromo, o qual é o elemento que confere a resistência à corrosão nos aços inoxidáveis, tornando-o assim suscetível à corrosão. O estudo da resistência à corrosão do aço inoxidável 304L, quando submetido aos processos de soldagens TIG (Tungsten Inert Gas) e ELETRODO (Shielded Metal Arc Welding – SMAW), com amostras sem nem um tipo de tratamento e após passar por polimento e jateamento. Essas amostras foram analisadas usando curvas de polarizações e espectroscopia de impedância eletroquímica (EIS). Após cada medida, foram realizados os ensaios de microscopias ópticas, para assim verificar as possíveis mudanças nas suas estruturas.

Palavras-chave: Aço Inoxidável 304L, Corrosão, Eletroquímica, Polarização Potenciodinâmica, Espectroscopia de Impedância Eletroquímica.

ABSTRACT

Stainless steels have large industrial applications, for its corrosion resistance. The intergranular corrosion in stainless steels is the result of sensitization, which is characterized by the precipitation of chromium carbides in the grain boundaries. This gives rise carbide growth in its adjacencies an impoverished zone chromium, which is the element that provides corrosion resistance in stainless steels, thus making it susceptible to corrosion. The study of corrosion resistance of stainless steel 304L, when subjected to TIG welding process (Tungsten Inert Gas) and PROBE (Shielded Metal Arc Welding - SMAW), with samples without even a type of treatment and after undergoing polishing and blasting. These samples were analyzed using polarization curves and techniques for electrochemical impedance spectroscopy (EIS). After each measurement was performed optical microscopy, thus to determine possible changes in their structures.

Keywords: Stainless Steel 304L, corrosion, Electrochemical, potentiodynamic polarization, Electrochemical Impedance Spectroscopy.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1: Estrutura Cúbica de face centrada.....	23
Figura 2: Microestrutura típica do aço austenítico.....	24
Figura 3: Diagrama de fases Fe-Cr-Ni para o Aço Inoxidável austenítico, com 18% de Cromo e Carbono inferior a 0,03 %.....	24
Figura 4: Ilustração do processo TIG.....	29
Figura 5: Ilustração do processo de soldagem por ELETRODO.....	30
Figura 6: Ilustração da célula eletroquímica	37
Figura 7: Equipamentos (a) potenciostato-galvanostato, AUTOLAB-modelo PGSTA 302 e (b) potenciostato galvanostato , modelo VERTEX.....	38
Figura 8: Ilustração das amostras de Aço Inoxidável 304 L (a) Natural , (b) Polida e (c) Jateada.....	39
Figura 9: Microscopia Óptica do aço inoxidável 304 L, aumento 400x (a) e (b) 800x.....	42
Figura 10: (A) Curvas de Polarizações do Aço Inoxidável 304L TIG Natural NAC e ZAC e Diagramas de impedância eletroquímica do Aço Inoxidável 304L TIG Natural NAC (B) Nyquist (C) Bode-ângulo de fase – Φ e TIG Natural ZAC (D) Nyquist e (E) Bode-ângulo de fase – Φ	43
Figura 11: Microscopia Óptica com aumento de 600x do aço inoxidável 304L em NaCl 3,5 % (a) antes e depois (NAC) e (b) antes e depois (ZAC).....	47
Figura 12: Microscopia Óptica com aumento de 600x do Aço Inoxidável 304L com Solda TIG Natural NAC (a) e ZAC (b) depois de medidas de EIS em NaCl 3,5 %.....	48
Figura 13: (A) Curvas de Polarizações do Aço Inoxidável 304L TIG Jateada NAC e ZAC e Diagrama e Diagrama de impedância eletroquímica do Aço Inoxidável 304L TIG Jateada NAC (B) Nyquist (C) Bode-ângulo de fase – Φ e TIG Jateada ZAC (D) Nyquist e (E) Bode-ângulo de fase – Φ	49
Figura 14: Microscopia Óptica com aumento de 600x do aço inoxidável 304L em NaCl 3,5 % (a) antes e depois (NAC) e (b) antes e depois (ZAC).....	52

Figura 15: Microscopia Óptica com aumento de 600x do Aço Inoxidável 304L com Solda a TIG Jateada NAC (a) e ZAC (b) depois de medidas de EIS em NaCl 3,5 %.....	53
Figura 16: Fotografia da superfície registrada após a amostra ficar exposta por sete dias à solução de NaCl 3,5%.....	53
Figura17: (A) Curvas de Polarizações do Aço Inoxidável 304L TIG Polida NAC e ZAC e Diagramas de impedância eletroquímica do Aço Inoxidável 304L TIG Polida NAC (B) Nyquist (C) Bode-ângulo de fase – Φ e TIG Polida ZAC (D) Nyquist e (E) Bode-ângulo de fase – Φ	54
Figura 18: Microscopia Óptica com aumento de 600x do aço inoxidável 304L em NaCl 3,5 % (a) 3,5 % (a) antes e depois (NAC) e (b) antes e depois (ZAC).....	57
Figura 19: Microscopia Óptica com aumento de 600x do Aço Inoxidável 304L com Solda TIG Polida NAC (a) e ZAC (b) após medidas de EIS em NaCl 3,5 %.....	58
Figura 20: Fotografia da superfície registrada após a amostra ficar exposta por sete dias à solução de NaCl 3,5%.....	59
Figura 21: (A) Curvas de Polarizações do Aço Inoxidável 304L ELETRODO Natural NAC e ZAC e Diagramas de impedância eletroquímica do Aço Inoxidável 304L ELETRODO Natural NAC (B) Nyquist (C) Bode-ângulo de fase – Φ e ELETRODO Natural ZAC (D) Nyquist e (E) Bode-ângulo de fase – Φ	60
Figura 22: Microscopia Óptica com aumento de 600x do aço inoxidável 304L nas regiões (a) (NAC) e (b) (ZAC).....	63
Figura 23: Microscopia Óptica com aumento de 600x do Aço Inoxidável 304L com Solda TIG Polida NAC (a) e ZAC (b) após medidas de EIS em NaCl 3,5 %.....	64
Figura 24: (A) Curvas de Polarizações do Aço Inoxidável 304L ELETRODO Jateado NAC e ZAC e Diagramas de impedância eletroquímica do Aço Inoxidável 304L ELETRODO Jateado NAC (B) Nyquist (C) Bode-ângulo de fase – Φ e ELETRODO Jateado ZAC (D) Nyquist e (E) Bode-ângulo de fase – Φ	65
Figura 25: Microscopia Óptica com aumento de 600x do aço inoxidável 304L nas regiões (a) (NAC) e (b) (ZAC).....	68
Figura 26: Microscopia Óptica com aumento de 600x do Aço Inoxidável 304L com Solda ELETRODO Jateado NAC (a) e ZAC (b) após medidas de EIS em NaCl 3,5 %.....	69
Figura 27: Curvas de Polarizações do Aço Inoxidável 304L ELETRODO Polido NAC e ZAC em NaCl 3,5%.....	71
Figura 28: Microscopia Óptica com aumento de 600x do aço inoxidável 304L após polarizações (a) região (NAC) antes e depois e (b) região (ZAC) antes e depois.....	71

LISTA DE TABELAS

Tabela I: Composição Química do Aço Inoxidável austenítico 304L.....	22
Tabela II: Propriedades mecânicas e físicas dos aços inoxidáveis austenítico 304L.....	22
Tabela III: Parâmetros de Corrosão provenientes das curvas de polarização em solução de NaCl 3,5 %.....	43
Tabela IV: Parâmetros de Corrosão provenientes das curvas de polarização em solução de NaCl 3,5 %.....	48
Tabela V: Parâmetros de Corrosão provenientes das curvas de polarização em solução de NaCl 3,5 %.....	54
Tabela VI: Parâmetros de Corrosão provenientes das curvas de polarização em solução de NaCl 3,5 %.....	59
Tabela VII: Parâmetros de Corrosão provenientes das curvas de polarização em solução de NaCl 3,5 %.....	65
Tabela VIII: Parâmetros de Corrosão provenientes das curvas de polarização em solução de NaCl 3,5 %.....	70
Tabela IX: Comparações de amostras de aços inoxidáveis austenítico 304 L, em diversos processos de soldagens.....	72

LISTA DE SÍMBOLOS, ABREVIATURAS E SIGLAS

cm² - centímetro quadrado

E_{corr} - potencial de corrosão

E - potencial

I_{corr} - corrente de corrosão

k – quilo

|Z| - módulo da impedância

ZAC- Zona termicamente afetada pelo calor

NAC- Zona não afetada pelo calor

Z_{imag} - Componente imaginário da impedância

Z_{real}- Componente real da impedância

CFC – Cúbica de face centrada

NaCl – Cloreto de sódio

f - Frequência

Hz - Hertz

I - Corrente

μA – Micro ampére

m - mili

v - volts

s – segundos

EIE - Espectroscopia de impedância eletroquímica

GPES - General purpose electrochemical system

MO - Microscopia óptica

SUMÁRIO

1.Introdução.....	18
2. Revisão Bibliográfica.....	20
2.1. Aço Inoxidável.....	20
2.2. Composições, propriedades e estrutura dos Aços Inoxidáveis Austenítico.....	21
2.2.1. Composição.....	21
2.2.2. Propriedades mecânicas e físicas.....	22
2.2.3. Estrutura, Microestrutura e Diagrama.....	23
2.3. Corrosão.....	25
2.3.1. Conceito.....	25
2.3.2. Corrosão em Aço Inoxidável 304L.....	25
2.4. A História da Soldagem.....	27
2.4.1. Processos de soldagem TIG (Tungsten Inert Gas) GTAW.....	28
2.4.2. Processos de soldagem ELETRODO (Shielded Metal Arc Welding –SMAW)....	30
2.4.3. Corrosão do aço inoxidável 304L em juntas soldadas.....	31
3. Objetivos.....	35
3.1. Objetivo Geral.....	35
3.2. Objetivos Específicos.....	35
4. Materiais e Métodos.....	37
4.1. Células eletroquímicas.....	37
4.1.2. Equipamentos.....	38
4.1.3. Corpo de prova.....	38
4.2. Ensaio Eletroquímico.....	39
4.2.1. Curvas de Polarização Potenciodinâmica (Tafel).....	39
4.2.2. Espectroscopia de impedância eletroquímica (EIS).....	39
4.3. Microscopias Ópticas (MO).....	40
5. Resultados e Discussão.....	42
5.1. Microscopia Óptica.....	42
5.2. Curvas de Polarização e Espectroscopia de Impedância Eletroquímica.....	43
5.2.1. Solda TIG Natural.....	43
5.2.2. Solda TIG Jateada.....	48

5.2.3. Solda TIG Polida.....	54
5.2.4. Solda ELERODO Natural.....	59
5.2.5. Solda ELETRODO Jateado.....	64
5.2.6. Solda ELETRODO Polido.....	70
5.2.7. Comparação das amostras.....	72
6.Conclusões.....	75
7. Referências Bibliográficas.....	75

CAPÍTULO 1
INTRODUÇÃO

1.INTRODUÇÃO

De acordo com Lee *et al.*[1] o aço inoxidável 304L é amplamente utilizado na indústria por sua resistência à corrosão, excelente formabilidade e comportamento mecânico. Os aços possuem ligas a base de ferro com máximo de 2 % de carbono e no mínimo de 10,5% de cromo. [2]

O bom desempenho contra corrosão pode ser atribuída à liga de elementos que promovam a formação de uma película passiva, sendo que a principal espécie de passivação, em aços inoxidáveis é o cromo [3]. Outros elementos que podem aumentar ainda mais a resistência à corrosão são o níquel, nitrogênio, silício e molibdênio. Para conseguir manter os índices de resistência à corrosão, deve-se reduzir a presença de carbono a menos 0,03% para que este não se combine com o Cr disponível, reduzindo a concentração desse elemento, e permitindo um maior ataque corrosivo. [4,5]

Os estudos realizados em aços inoxidáveis austeníticos 304L em soluções salinas, mostram que fenômenos de corrosão por desgaste são os responsáveis pela destruição de inúmeras instalações industriais, casados pela deterioração da camada passiva que ocorrem com o aumento da rugosidade. [6]

O objetivo deste trabalho foi estudar o comportamento eletroquímico do aço inoxidável 304L após processos de soldagens TIG (Tungsten Inert Gas) e ELETRODO (Shielded Metal Arc Welding – SMAW), em zonas termicamente afetadas pelo calor (ZAC) e zonas não afetadas pelo calor (NAC) em solução de NaCl 3,5%, empregando-se as seguintes técnicas: polarização potenciodinâmica e espectroscopia de impedância eletroquímica EIS. Para análise de caracterização morfológica foi utilizada à técnica Microscopia Óptica (MO) antes e após os ensaios eletroquímicos.

CAPÍTULO 2

REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1. Aços Inoxidáveis

A descoberta dos aços inoxidáveis ocorreu em 1912 com o inglês Harry Brearly, quando pesquisava a liga de Fe-Cr (13%), na tentativa de realizar estudos metalográficos, observou que a liga fabricada resistia à maior parte de reagentes que se utilizavam na época em metalografia. Por volta de 1913 na Alemanha, Eduard Maurer estudou a liga de Fe-Cr, que além dos elementos da liga de Brearl, continha cerca de 8% de Ni, e a liga resistia durante vários meses a vapores agressivos. ^[7]

Aços inoxidáveis são ligas resistentes à corrosão a base de ferro que possuem no máximo 2% de carbono e um mínimo de 10,5% de cromo. Essa pequena quantidade de cromo impede a dissolução metálica em atmosferas úmidas. A elevada resistência à corrosão pode estar atribuída à presença de um filme passivo, caracterizado pela estabilidade, durabilidade, adesão e auto-reparação. ^[2]

A passividade do aço inoxidável é importante para a resistência à corrosão, uma vez que, a presença do filme passivo reduz a taxa de corrosão. O processo do aço inoxidável é um fenômeno complexo, pois a estrutura e a composição da película formada dependem de um grande número de variáveis, como por exemplo, o pré-tratamento, composição da superfície metálica, potencial de eletrodo, tempo de polarização, ambiente químico e temperatura. ^[8]

Os aços inoxidáveis são aplicados em usinas de energia a vapor, fábricas de produtos químicos, instalações petroquímicas, indústria de papel e celulose, usinas de energia elétrica, turbinas a gás, unidades de propulsão a jato, trocadores de calor, tubulações de superfície, revestimento de embarcação, tanques de pulverização de fertilizantes líquidos, tanques para estoque de massa de tomate. ^[9]

Os aços inoxidáveis são classificados em Austenítico, Ferrítico, Martensíticos e Duplex.

Aços inoxidáveis austeníticos apresentam ligas de Fe-Cr-Ni e estão sujeitos à corrosão intergranular, causada pela segregação de carbono nos contornos de grão, formando carbonetos $M_{23}C_6$. A região próxima ao contorno do grão se torna deficiente em cromo e susceptível à corrosão, tornando um aço sinetizado. Para evitar este problema, os elementos estabilizantes como Ti (AISI 321) e Nb (AISI 347) são adicionados para induzir a formação de TiC ou NbC, reduzindo assim o conteúdo de carbono em solução sólida. ^[10]

Os aços austeníticos apresentam uma boa combinação entre propriedades mecânicas e resistência à corrosão. Esses aços possuem grande aplicabilidade industrial devido a suas propriedades, tais como: alta resistência à corrosão, alta resistência ao calor, resistência mecânica, ductilidade, soldabilidade, custo, boa tenacidade em baixas temperaturas e baixa fluência em temperaturas elevadas. ^[11]

Os aços inoxidáveis ferríticos possuem ligas de Fe-Cr que são predominantemente ferríticas em qualquer temperatura até a sua fusão, com 12 a 30% de cromo e baixo teor de carbono. ^[12] Estas ligas apresentam resistência à corrosão por tensão, resistência à corrosão e corrosão por fresta em ambientes contendo cloreto. ^[13]

Os aços inoxidáveis martensíticos são baseados nos sistemas ternários de Fe-Cr-C ^[14], entre 12 a 18% de cromo com 0,1 a 0,5 % de carbono. Apresentam uma elevada temperabilidade e uma estrutura martensítica em peças de grande espessura, mesmo depois do resfriamento ao ar. ^[12]

Os aços inoxidáveis duplex após um processamento adequado apresentam microestrutura de ferrita e austenita com 30 a 70% de ferrita ^[13]. Possuem menores teores de níquel e molibdênio ^[14] com elevada resistência à corrosão, elevada resistência mecânica e boa soldabilidade. ^[12] Devido ao conteúdo de liga inferior, esses aços podem ser de baixo custo. Além disso, muitas vezes pode-se reduzir a espessura de corte do aço inoxidável duplex, devido à sua maior resistência à deformação. ^[14]

2.2. Composição, propriedades, estrutura e diagrama do Aço Inoxidável Austenítico.

2.2.1. Composição

A composição dos aços austeníticos é balanceada para minimizar a formação da fase ferrita (δ), pois a presença dessa fase acaba dificultando o trabalho a quente e diminui a resistência à corrosão por pite. Com a exposição da fase ferrita (δ) as elevadas temperaturas, em certo tempo, levam a formação da fase sigma (σ) que reduz a ductilidade, tenacidade, resistência à corrosão por frestas e por pite. As fases ferrita (σ) e austenita (γ) na formação de solução sólida possuem diferentes limites de solubilidade os quais são determinados pelo tamanho e posição intersticiais nas estruturas CCC (Estrutura Cúbica de Corpo Centrado) e CFC (Estrutura Cúbica de Face Centrada), ao exceder os limites de solubilidade ocorre a formação de um carboneto chamado Cementita (Fe_3C) que é extremamente duro e frágil. ^[15]

O cromo é um elemento ferritizante ou estabilizador da fase ferrita, com teor superior a 12% no sistema Fe-Cr que reduz o campo austenita (γ). Esse campo ocorre em uma faixa de temperatura entre (850-1400 °C). [16]

A composição química do Aço Inoxidável austenítico 304L é apresentada na Tabela 1. O cromo é o elemento mais importante por sua elevada resistência à corrosão. Porém sua concentração deve ser controlada, pois desestabiliza a austenita, favorecendo a formação de outras fases. O níquel é o principal estabilizador da austenita, aumentando a resistência à corrosão, mas sua influência é pequena comparada ao Cr. O Carbono apesar de aumentar a resistência mecânica do aço, pode acentuar a corrosão intergranular para baixas porcentagens de carbono utilizadas. O Molibdênio melhora a resistência à corrosão e aumenta a resistência mecânica em trabalho. [17,18]

Tabela I: Composição Química do Aço Inoxidável austenítico 304L. [19]

Elemento	Fe	C	Mn	Si	Mo	Co	Cu	Ni	Cr
Composição em (% por peso)	70,80	0,025	1,140	0,410	0,360	0,210	0,180	8,190	18,40

2.2.2 Propriedades mecânicas e físicas

As propriedades mecânicas e físicas do Aço Inoxidável são apresentados na Tabela II, tais como baixa condutividade térmica e alta expansão térmica que pode ocasionar problemas na soldagem, além de baixo limite de escoamento e alto limite de resistência à tração em temperatura ambiente. Os aços inoxidáveis austeníticos possuem bom alongamento e dureza, os quais podem ser aumentada por encruamento. [20,21]

Tabela II: Propriedades mecânicas e físicas dos aços inoxidáveis austenítico 304 L. [22-24]

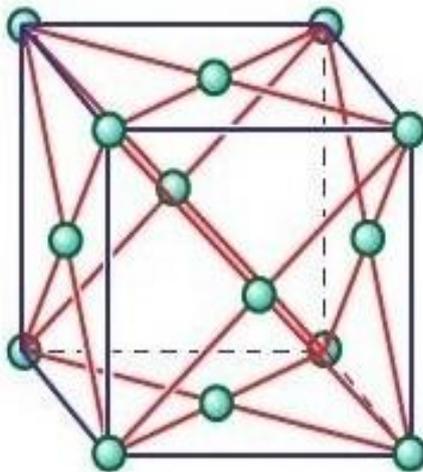
Tipo de Aço ABNT	Resistência à tração (MPa)	Módulo de Elasticidade (GPa)	Densidade (g/Cm ³)	Condutividade Térmica (W.m/K) 100 e 500 °C	Alongamento 50,8 mm %	Dureza Rockwel	Limite de Escoamento à 0,2% (N/mm ²)
304L	552	193,2	8,03	16,2 e 21,4	55	B 79	273,0

2.2.3 Estrutura, Microestrutura e Diagrama.

Os metais possuem forma cristalina no estado sólido, com estruturas dos cristais de que indica um arranjo dos átomos no padrão tri-dimensional ordenado e repetitivo. Portanto, são policristalinos constituídos de um agregado de cristais pequenos denominados grãos. ^[25]

Os aços austeníticos da liga AISI 304 apresentam uma estrutura cúbica de face centrada (CFC), contendo altos teores de estabilizadores da fase austenita: Níquel, Manganês, Cobre, Carbono e Nitrogênio ^[20]. A Figura 1 apresenta o esquema de uma estrutura cúbica de face centrada.

Figura 1: Estrutura cúbica de face centrada (CFC). ^[26]

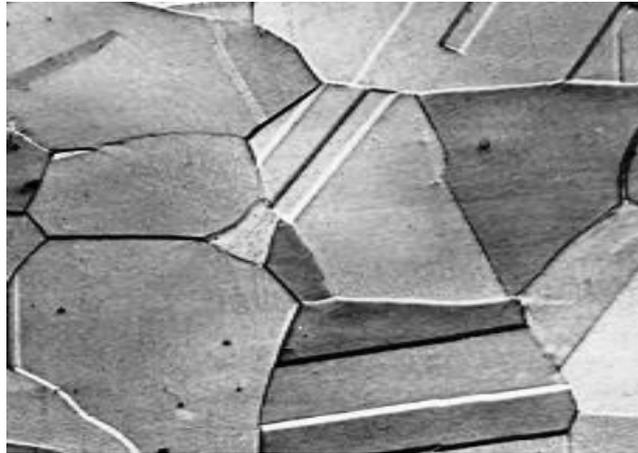


As microestruturas requerem um maior entendimento do processo pelo qual são formadas, tais como informações sobre o tamanho de grão, inclusões de impurezas, fase secundária, porosidade de segregação e defeitos superficiais, mostrando uma boa ideia de como o material era originalmente e as transformações sofridas por processamentos subsequentes. As realizações das análises de microestruturas permitem obter informações de como o material foi produzido e a qualidade resultante. ^[25]

A Figura 2 apresenta a microestrutura granular típica de um aço inoxidável austenítico. Esses aços não são magnéticos e endurecíveis devido a sua microestrutura, porém, quando são encruados, ocorre um fenômeno que aumenta a dureza. Isso acontece por causa da

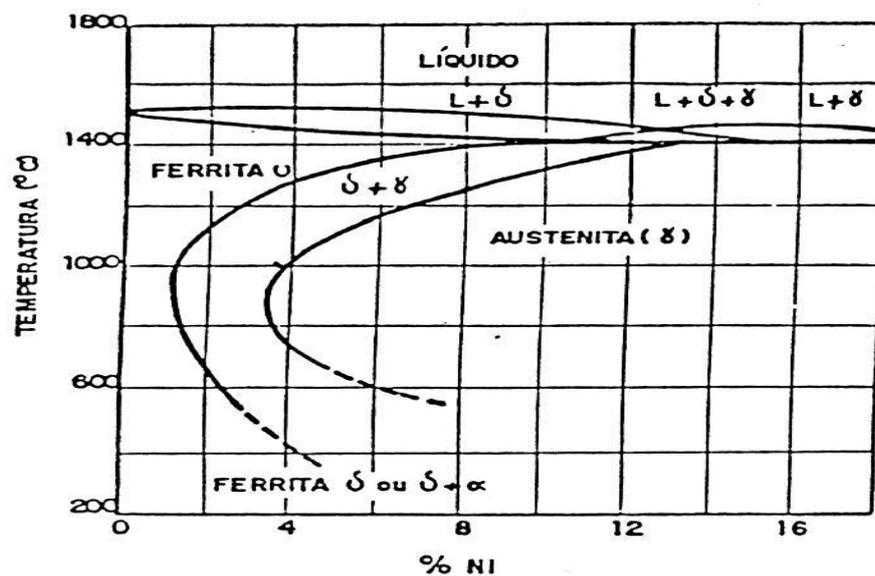
instabilidade da austenita, que após ser encruada, sofre transformação gradativa levando a formação da fase ferrita. ^[16]

Figura 2: Microestrutura típica do Aço inoxidável austenítico. ^[27]



O Diagrama de fases do aço austenítico é mostrado na Figura 3 para teores de níquel inferiores a 1 ou 1,5% . O material apresenta estrutura ferrítica para qualquer temperatura entre a ambiente e o início de fusão. Quando os teores de Ni são mais elevados, os mesmos possuem uma faixa de temperatura em que a liga é bifásica (austenita e ferrita δ) que aumenta com o teor desse elemento. ^[28]

Figura 3: Diagrama de fases Fe-Cr-Ni para o Aço Inoxidável austenítico, com 18% de Cromo e Carbono inferior a 0,03 % . ^[28]



2.3. Corrosão

2.3.1. Conceito

Segundo Gentil [29] a corrosão é uma deterioração de materiais metálicos pela ação química ou eletroquímica do meio ambiente podendo estar associado ou não a esforços mecânicos, causando desgaste para o material e alteração na sua estrutura, ocasionando problemas em seu uso. A seleção inadequada de um material com baixa resistência à corrosão, em uma aplicação específica, pode ser um erro de alto custo.

De acordo com Wolyneec [30], fenômenos de corrosão de metais envolvem uma grande variedade de mecanismos que são divididos em:

- Corrosão em meios aquosos (90%)
- Oxidação e corrosão a quente (8%)
- Corrosão em meio orgânico (1,8%)
- Corrosão por metais líquidos (0,21%)

Pode-se observar que entre parêntesis estão indicados a incidência de cada tipo de corrosão. Nota-se que o mecanismo de corrosão com maior incidência, ocorre em meios aquosos. ^[30]

2.3.2 Corrosão em Aço Inoxidável 304L

A corrosão em aço ocorre por deterioração resultante da corrosão eletroquímica que causa danos mecânicos a partir das interações entre as partículas em suspensão e superfície do material impactado. Esse fenômeno está relacionado com os efeitos de várias interações à hidrodinâmica, mecânica e processos de degradação eletroquímica, que envolve parâmetros como: ambiente, pH, composição, temperatura, viscosidade do fluido e características das partículas em suspensão. ^[6]

O estudo realizado em aço inoxidável austenítico 304L por Abbasi et al.[31] avaliou o efeito do tamanho do grão na corrosão localizada. As amostras foram solubilizadas em 1050 °C por 1 hora, após laminadas a frio. Para estudar a influência do tamanho do grão na resistência à corrosão por pite, foi realizado o recozimento em 1050°C durante 3, 15 e 30

minutos. Os testes de polarizações foram realizados em vários tamanho de grãos em 5, 11 e 28 μm , as medidas foram conduzidas varrendo o potencial de 50 mV abaixo do potencial de repouso, com velocidade de varredura 30 mV min^{-1} . Até que a densidade de corrente excedeu $300 \mu\text{A cm}^{-2}$, porém, a densidade de corrente continuou a aumentar. O potencial em que a densidade de corrente é superior a $100 \mu\text{A cm}^{-2}$ foi considerado como o potencial de pite. Após as medidas realizadas apresentou um aumento brusco na densidade de corrente, que é observado após a atividade de pite na região de passividade, indicando resistência à corrosão em todos os tamanhos de grãos estudados. Conclui-se que nas medidas de polarizações potenciodinâmica realizadas em solução NaCl 3,5%. A variação do tamanho do grão, não possuiu efeito sobre o potencial de pite.

Farzin *et.al.*[32] investigou o aço inoxidável 304L, em solução de NaCl, utilizando célula eletroquímica e micro capilar. Neste trabalho foi realizada uma comparação entre a técnica localizada (micro escala) e convencional (larga escala). Para técnica em micro escala utilizou-se um micro capilar com diâmetro de $100 \mu\text{m}$ e para o estudo em larga escala uma célula eletroquímica convencional. Em técnica de grande escala realizou-se 3 polarizações e para a técnica de micro escala realizou-se 6 polarizações. A curva de polarização para técnica de micro escala, apresentou potencial de corrosão em -580 mV para (1^o polarização), após a 6^o polarização apresentou potencial de corrosão de -735 mV . Para o teste de polarização em larga escala, o potencial de corrosão foi de -986 mV (1^o polarização) e após a 3^o polarização obteve potencial de corrosão em -1014 mV . Para ambas as amostras estudadas, a superfície do aço apresentou um óxido de filme passivo. Em medidas de espectroscopia de impedância eletroquímica (EIE) em grande escala, verificou-se que a impedância real (Z_{real}) versus impedância imaginária (Z_{imag}), obteve um aumento antes e após três ciclos de polarizações. O diagrama de Nyquist em micro escala, mostrou claramente o processo de corrosão no aço em solução de NaCl. Pode-se concluir que após as medidas, os resultados mostram a elevada capacidade da técnica micro para a investigação local dos processos de corrosão em superfícies sólidas, algo que não é possível com as técnicas convencionais.

Alhosseini *et.al.*[33], trabalhou com o estudo de espectroscopia de impedância eletroquímica em aço inoxidável AISI 304, no estado passivo em solução de H_2SO_4 . As amostras de aço inoxidável AISI 304 foram cortadas em barra de 1 cm de diâmetro, após foram recozidas em 1050°C por 90min, em seguida resfriada em água e depois passou por pré tratamento de polimento mecânico. O potencial de 0,8V foi medido e corresponde ao limite superior da região passiva, que também corresponde ao início da região transpassiva. A impedância interfacial e resistência de polarização são aumentadas inicialmente com o

potencial aplicado. Em um elevado potencial ($E > 0,4 \text{ V}$) que está próximo do estado transpassivo, a impedância interfacial e resistência de polarização diminuem com o potencial crescente. O valor de impedância alta pode estar associado com a presença da camada do filme passivo.

Ningshen *et.al.* [34] avaliou comportamento da corrosão em aço inoxidável AISI 304L em solução de ácido nítrico, contendo espécies oxidantes. As amostras foram solubilizadas em 1050°C durante 30 minutos e após passaram por polimento. As medidas de polarizações anódicas não revelam nenhuma alteração significativa no potencial de corrosão, mesmo com aumento da temperatura e concentração. No entanto, ocorreu a dissolução excessiva da superfície do metal, após o aumento da temperatura e concentrações mais elevadas. Em medidas de EIS observou-se que todos os gráficos de impedância foram caracterizados pela presença de um único semi-círculo, indicando mecanismo de corrosão semelhante. Isto é atribuído à transferência de carga, que ocorre na interface metal / eletrólito ou também pode estar relacionado com a propriedade de um filme passivo na superfície.

2.4. A História da Soldagem

A técnica de soldagem moderna começou a ser moldada a partir da descoberta do arco elétrico em 1801 por Sir Humphrey Davis, permitindo o início de alguns processos de fabricação. Foram utilizados mais de 70 processos de soldagens mundialmente, e vários outros processos estão em desenvolvimento em nível de pesquisa e novas alterações no mercado de soldagem [35].

A solda é definida pela Sociedade Americana de Soldagem (AWS) como uma coalescência localizada (fusão ou crescente conjunto de estrutura de grão, em materiais a serem soldados). A Soldagem é definida como um processo de união que produz a coalescência dos materiais, aquecendo-os a temperatura de soldagem, com e sem a aplicação de pressão ou através da aplicação de pressão por si só. [36]

A indústria tem incorporado uma variedade de materiais em seus produtos fabricados em larga escala, visando melhorar o desempenho e reduzir os custos. O aumento da demanda por técnicas de soldagem, em materiais diferentes vem sendo utilizado na produção industrial em grandes escalas. [37]

A tecnologia de soldagem evoluiu para suportar aplicações industriais, exigindo algumas adaptações nos procedimentos de soldagem e materiais envolvidos. Um extenso

trabalho de pesquisa é dedicado para melhorar a qualidade da soldagem, aumentando o uso em serviço de estruturas soldadas. [38]

A soldagem conduz baixas propriedades mecânicas, devido às alterações metalúrgicas como: micro segregação, precipitação de fases secundária, presença de porosidade, solidificação, crescimento de grãos na zona afetada pelo calor (ZAC) e perdas de materiais por vaporização. [39]

Os processos de soldagem são aplicados em construções de navios, indústrias automobilísticas e também outras diversas atividades industriais. [40]

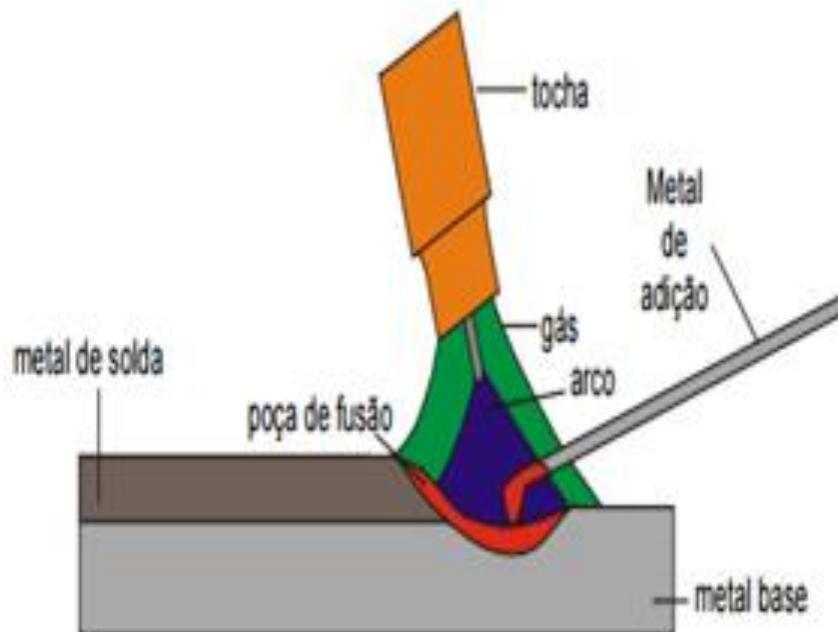
2.4.1. Processos de soldagem TIG (Tungsten Inert Gas) – GTAW

A soldagem do tipo TIG (Tungsten Inert Gas) – GTAW é um processo de soldagem á arco elétrico, que utiliza um arco entre o eletrodo não consumível de tungstênio e a peça a ser soldada, desta forma a proteção da região da solda é feita por um gás inerte geralmente (argônio ou hélio). [41]

A soldagem TIG envolve a modelagem de transferência de calor, resultando em mudanças na estrutura cristalina que depende da composição química e da soldagem. A velocidade da soldagem pode influenciar na qualidade do material a ser soldado. As interações entre a transferência de calor e metais comuns criam três regiões na soldagem: zona afetada pelo calor (ZAC) zona não afetada pelo calor (NAC) e região da solda. [37]

A Figura 4 ilustra o processo TIG, em que o calor para a realização da operação de soldagem é fornecido pelo arco elétrico, a partir de um eletrodo não consumível de tungstênio puro. Para evitar uma possível oxidação deste eletrodo, por gases como CO e oxigênio, são utilizados gases inertes puros, combinados ou não. Outro fator é a escolha da proteção ideal, que depende da espessura e do tipo de metal base a ser soldado. [42]

Figura 4: Ilustração do processo TIG. ^[42]



O processo de soldagem TIG possui as seguintes vantagens e desvantagens.

Vantagens:

- Produz soldas de excelente qualidade;
- Ótimo acabamento do cordão de solda;
- Menor aquecimento da peça soldada;
- Baixa sensibilização à corrosão intergranular;
- Ausência de respingos;
- Pode ser automatizado. ^[43]

Desvantagens:

- A presença de corrente de ar dificulta a utilização do processo de soldagem;
- Adequado somente para peças com menos de 6 mm de espessura;
- Devido à taxa de deposição, possui uma produtividade baixa;

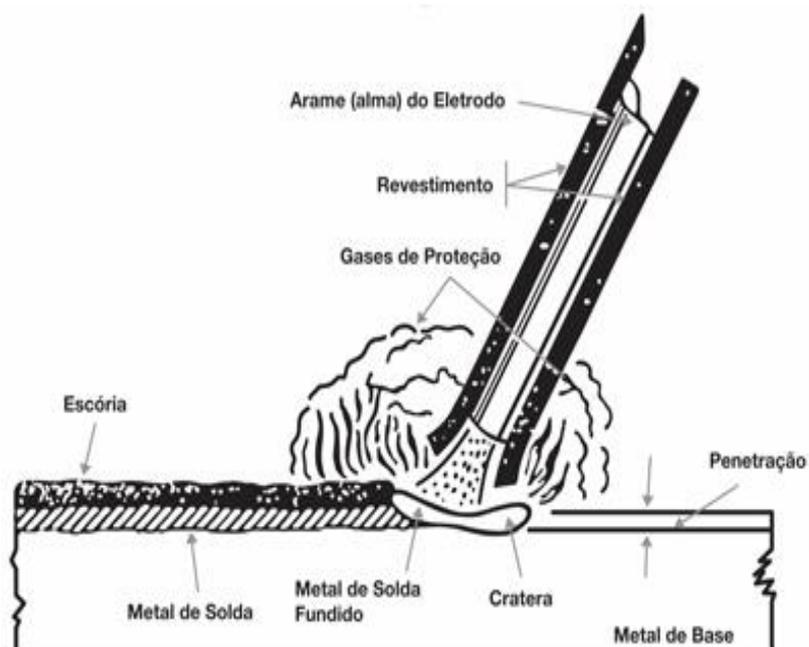
- Custo elevado;
- Quando não automatizado, o processo depende da habilidade do soldador. [43]

2.4.2. Processos de soldagem ELETRODO (Shielded Metal Arc Welding – SMAW)

O processo de soldagem por Eletrodo (Shielded Metal Arc Welding – SMAW) é predominantemente manual, que tem como maiores benefícios à facilidade de controle da microestrutura, composição química do cordão da solda e possibilidade de variar a formulação do revestimento. [44]. Esse processo é aplicado em fabricação industrial, edificações, navios, caminhões e outros conjuntos soldados [45].

A Figura 5 apresenta a ilustração do processo de soldagem por ELETRODO. Esse processo é realizado com o calor de um arco elétrico, que é mantido entre a extremidade do eletrodo metálico revestido e a peça de trabalho. O calor produzido pelo arco funde o metal de base, a alma do eletrodo e o revestimento. O metal fundido é protegido da atmosfera dos gases produzidos durante a decomposição do revestimento, que é transferido através do arco para a poça de fusão. A escória líquida obtida flutua em direção à superfície, para realizar a proteção da solda durante a solidificação. [46]

Figura 5 :Ilustração do processo de soldagem por ELETRODO (Shielded Metal Arc Welding – SMAW). [47]



O processo de soldagem por ELETRODO possui seguintes vantagens e desvantagens:

Vantagens:

- Processo de soldagem de baixo investimento;
- Não há necessidade de suprimento de gases;
- Flexibilidade de aplicação
- Grande variedade de consumíveis;
- Equipamentos podem ser usados para outro processo. ^[47]

Desvantagens:

- Baixa produtividade;
- Necessidade de cuidados especiais com eletrodos;
- Volume de gases e fumo gerados no processo. ^[47]

2.4.3 Corrosão do Aço inoxidável 304L em juntas soldada

Lee *et.al.*[48] investigou o comportamento da corrosão localizada em AISI 304L, com diferentes soldagens em proporções equivalentes de Cr/Ni, utilizando solução de NaCl 0,1M. A concentração de ferrita delta nos metais foi variada dependendo das proporções equivalente de Cr/Ni. As amostras foram chamadas de (No. 1- totalmente austenita); (No. 2 e No.3- em maior proporção de Cr/Ni com teor de 3-20% de ferrita para evitar a fissuração à quente) e amostra de metal base. As amostras foram soldadas em quatro camadas com uma abertura de 3 mm e ângulo de inclinação total de 40⁰, para minimizar a distorção térmica utilizando o processo de soldagem a arco (FCAW). Os testes foram realizados em curvas de polarizações anódica nas regiões do metal base e soldas, observando que o potencial pite diminui em ordem No. 3, metal base, No. 1 e por último No.2, enquanto que o metal base apresentou maior potencial passivo. Os resultados apresentaram as seguintes descobertas: em primeiro lugar ocorreu abertura de fresta, exercendo efeitos prejudiciais na resistência à corrosão localizada, devido à concentração de íons cloreto, o qual intensificou o processo anódico e causou o início do processo de corrosão nas regiões menos favorecidas. Em segundo lugar a amostra No. 3, apresentou maior potencial de corrosão do que a amostra No.2 e metal base. O aumento da fase ferrita delta durante o processo de soldagem obteve zonas empobrecidas em cromo, que são provavelmente formadas por causa da microsegregação de

romo, no limite da interfase ferrita e austenita, conduzindo a um aumento na susceptibilidade à corrosão por pite.

Mirshekari *et.al.*[49] estudou o comportamento da corrosão e microestrutura do aço inoxidável 304L em processo de soldagem TIG (GTAW) . As medidas potenciodinâmicas foram realizadas nas regiões do metal base e soldas em solução de H₂SO₄ 1M. Chamadas de (No.1,No.2 e No.3 essas espécies passaram por uma, duas e três passagens de soldagens) . Os resultados obtidos mostram que a densidades de corrente de corrosão diminui à medida que as passagens de soldagens são aumentadas, apresentando as seguintes densidades (8,75 $\mu\text{A}/\text{cm}^2$ para No.1), (2,74 $\mu\text{A}/\text{cm}^2$ para No.2) e (1,02 $\mu\text{A}/\text{cm}^2$ para amostra No.3),este comportamento pode ser explicado devido ao teor de cromo. Uma vez que o teor de cromo é maior na fase δ -ferrita do que na austenita, quando a fase δ -ferrita é aumentada nas microestruturas, a resistência à corrosão é melhorada. Os potenciais de corrosão foram de (E_{corr}) = - 379 para No. 1, -266 para No.2 e -246 mV para No.3 em amostras de soldas. A amostra de metal base apresentou maior resistência à corrosão, com menor densidade de corrente de 0,83 $\mu\text{A}/\text{cm}^2$ e maior potencial de corrosão (E_{corr}) -232 mV quando se compara com as amostras de soldas.

Li e Dong *et.al.*[50] estudaram o efeito do pH na corrosão localizada da soldagem do aço inoxidável em solução alcalina, avaliando três zonas diferentes: solda ,metal base e zona afetada pelo calor (ZAC). Pode-se observar que as curvas potenciodinâmica proporcionaram algumas características importantes sobre o comportamento eletroquímico da soldagem com diferentes pH (10,5 ; 11,5 ; 12,5 e 13,5) em solução de NaCl 3,5%. O potencial de corrosão para as curvas de polarizações em amostras de metal base, solda e (ZAC), aumenta com aumento do pH ,aumentando assim sua resistência a corrosão . As medidas Espectroscopia de Impedância Eletroquímica (EIE),foram realizadas em três zonas de soldagem do aço inoxidável austenítico. Foi possível observar que nas três regiões o diagrama de Nyquist apresentou um arco capacitivo, aumenta conforme o aumento do pH, estando relacionado com a resistência de polarização e o filme passivo. Mostra também um aumento do valor de impedância em pH 13,5 indicando uma melhoria da resistência à corrosão, estando de acordo com as curvas de polarizações. Os estudos de capacitância revelam que o filme passivo torna-se mais estável, com o aumento de pH.

Xiong *et.al.*[51] investigou o comportamento da corrosão em peças de aço inoxidável soldadas em solução cloreto de sódio. Os estudos foram realizados em dois tipos de aços inoxidáveis o (SS 316) e o Duplex (2205) em quatro regiões: solda, (ZAC) zona afetada pelo calor, (NAC) zona não afetada pelo calor e o metal base. O teste de polarização

potenciodinâmica do aço SS316 apresentou o aumento da corrente anódica com o aumento do potencial, para região da solda e região termicamente afetada pelo calor, indicando a ausência de filmes passivos nas duas regiões. A região ZAC e solda exibiram um comportamento de corrosão ativa. Por outro lado, a região do metal base e NAC comportaram-se como metais passivos, em que a corrente aumentou lentamente com o aumento do potencial. Após o potencial atingir um valor crítico, a corrente aumentou rapidamente. O rápido aumento da corrente, realizado no potencial crítico, ocasionou em quebra do filme passivo na superfície do metal, observando corrosão localizada. Os potenciais de pite para região NAC e metal base foram de 0,3V e 0,7V. As medidas realizadas em amostra de aço (SS2205) verificou que apenas a região do metal base se comportou como metal passivo, as outras regiões se comportaram como metal ativo. Sugerindo que o aço (SS2205) obteve menos resistência à corrosão localizada do que o aço SS316, embora, o aço (SS2205) na região do metal base apresentar potencial de pite de aproximadamente 1,2V mais elevado que a região do metal base para amostra de aço (SS316) que foi de 0,7V.

CAPÍTULO

OBJETIVOS

3. OBJETIVOS

3.1. Objetivo Geral

O estudo da resistência à corrosão do aço inoxidável 304L, quando submetido aos processos de soldagens TIG (Tungsten Inert Gas) e ELETRODO (Shielded Metal Arc Welding – SMAW), com amostras sem nem um tipo de tratamento e após passar por polimento e jateamento.

3.2. Objetivos Específicos

- avaliar os efeitos da corrosão na região afetada pelo calor da solda, por meio de técnicas eletroquímicas.

- análise microscópica da região estudada, antes e depois da solda.

- análise microscópica antes e depois dos ensaios eletroquímicos.

CAPÍTULO 4

MATERIAIS E MÉTODOS

4. MATERIAIS E MÉTODOS

O aço investigado neste trabalho foi o aço inoxidável 304L, fornecido por uma empresa de fabricação de armazenadores de produtos alimentícios, localizada na cidade de Dourados - MS.

4.1. Célula eletroquímica

A Figura 5 apresenta a ilustração da célula eletroquímica, composta por três eletrodos: eletrodo de referência prata/cloreto de prata (Ag / AgCl), $\text{KCl}_{(3\text{molL}^{-1})}$ acoplado a um capilar de Luggin-Haber. Como eletrodo auxiliar utilizou-se um eletrodo de platina e o eletrodo de trabalho consistiu de uma amostra de aço inoxidável 304L.

Figura 6: Ilustração da célula eletroquímica utilizada nos ensaios eletroquímicos.



4.1.2 .Equipamentos

Os equipamentos utilizados foram potenciostato/galvanostato modelo Autolab PGSTAT 302N, controlado pelo software computacional GPES 4.9.006 para medidas de polarizações do tipo (Tafel) e potenciostato/galvanostato modelo VERTEX controlado pelo software IVIUM para realização de medidas de Espectroscopia de Impedância Eletroquímica EIS, conforme ilustrado na Figura 6.

Figura 7 : Equipamentos (a) potenciostato-galvanostato, AUTOLAB - modelo PGSTAT302N e (b) potenciostato-galvanostato, modelo VERTEX.



(a)

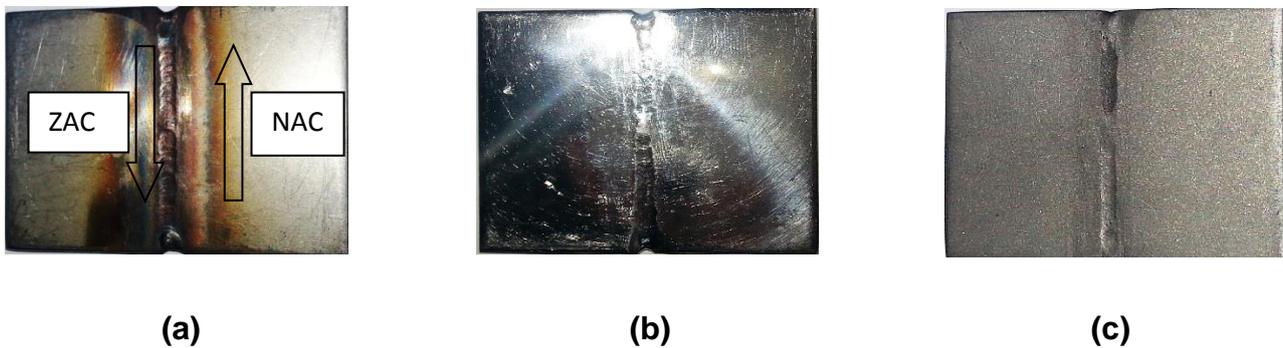


(b)

4.1.3. Corpo de prova

As amostras estudadas neste trabalho foram o Aço Inoxidável 304L em condição Natural, com posterior Polimento e Jateamento em soldas TIG (Tungsten Inert Gas) – GTAW e ELETRODO (Shielded Metal Arc Welding – SMAW), visando estudar a região termicamente afetada pelo calor (ZAC) e região não afetada pelo calor (NAC), conforme ilustrado na Figura 7.

Figura 8: Ilustração das amostras de Aço Inoxidável 304 L (a) Natural , (b) Polida e (c) Jateada.



4.2. Ensaio eletroquímico

O estudo eletroquímico e de resistência à corrosão foi realizado em solução de NaCl 3.5 %, empregando-se as seguintes técnicas eletroquímicas: curvas de polarização do tipo Tafel, espectroscopia de impedância eletroquímica EIS. Após as medidas de EIS e polarização foram realizadas análises por Microscopia Óptica (M.O) com o objetivo de se observar as mudanças na superfície das amostras.

4.2.1. Curvas de polarização potenciodinâmica (Tafel)

As curvas de polarização foram realizadas em amostras de aço inoxidável 304L em soldas TIG e ELETRODO: Natural, em condições Polidas e Jateadas, com uma velocidade de varredura de 1 mV s^{-1} e área exposta do eletrodo de 1 cm^2 . Após a realização das medidas, foi possível obter o potencial de corrosão (E_{corr}) e corrente corrosão (i_{corr}) e região de passividade por extrapolações de Tafel.

4.2.2. Espectroscopia de Impedância Eletroquímica (EIS)

As medidas de espectroscopia de impedância eletroquímica foram realizadas em potencial igual ao de circuito aberto, com variação da frequência de 100 kHz a 10 mHz registrando 10 pontos por década. As amostras de aços inoxidáveis 304L foram imersas em solução de NaCl 3,5 % por um período de sete dias e a cada 24 horas foi realizado o monitoramento por medidas de EIS.

4.2.3. Microscopia Óptica (MO)

A microscopia óptica foi realizada de duas formas, em um microscópio óptico marca PANTEC. Imagens obtidas após ataque em solução de Glicerégia, para revelação da microestrutura do aço inoxidável em estudo e imagens antes e após medidas de polarizações e espectroscopia de impedância eletroquímica, com o objetivo de observar os possíveis ataques à superfície do material.

CAPÍTULO 5

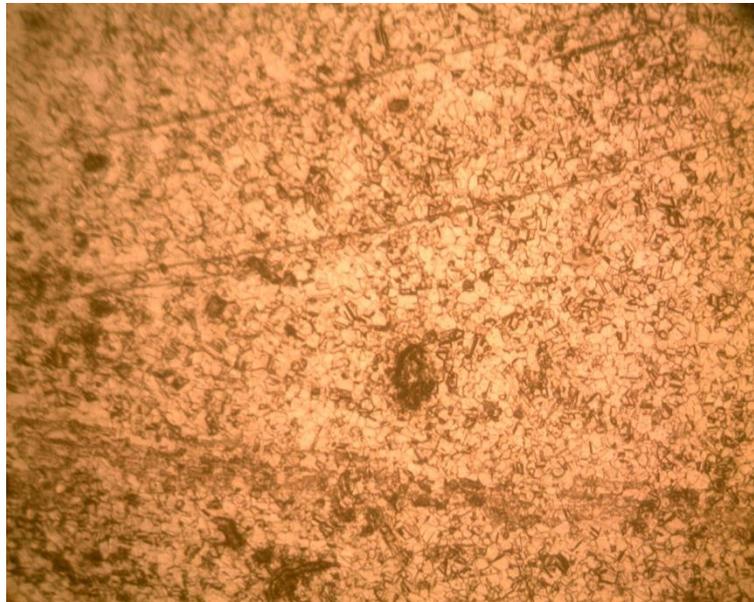
RESULTADOS E DISCUSSÃO

5. Resultados e Discussão

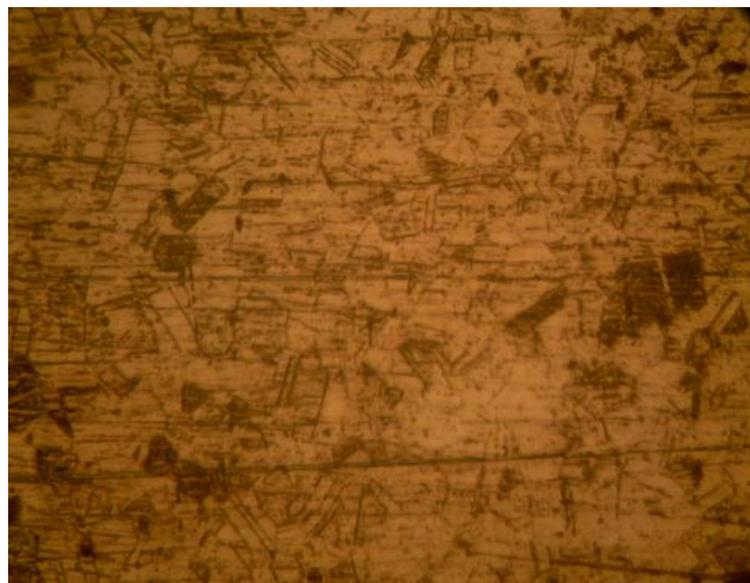
5.1. Microscopia Óptica

A Figura 9(A) e (B) apresenta a microscopia óptica para o aço inoxidável em estudo, após ataque com solução de glicerégia ($\text{HNO}_3/\text{HCL}/\text{Glicerina}$), mostrando a estrutura granular que são típicas destes aços [27].

Figura 9: Microscopia Óptica do aço inoxidável 304 L, aumento 400x (A) e (B) 800x.



(A)



(B)

5.2. Curvas de Polarização e Espectroscopias de Impedância Eletroquímica

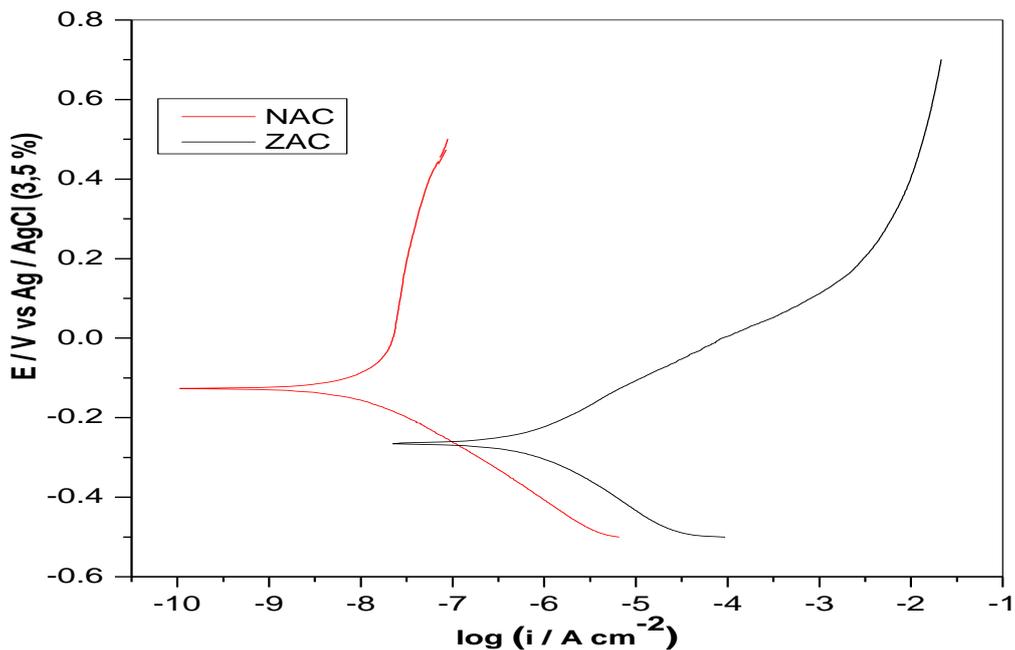
5.2.1. Solda TIG Natural

A Figura 10A, B, C e D mostram as curvas de polarizações e espectroscopia de impedância eletroquímica EIS, para amostra de aço inoxidável 304L, após processo de soldagem TIG sem qualquer tipo de tratamento. Os resultados obtidos por extrapolações de Tafel estão apresentados na Tabela III.

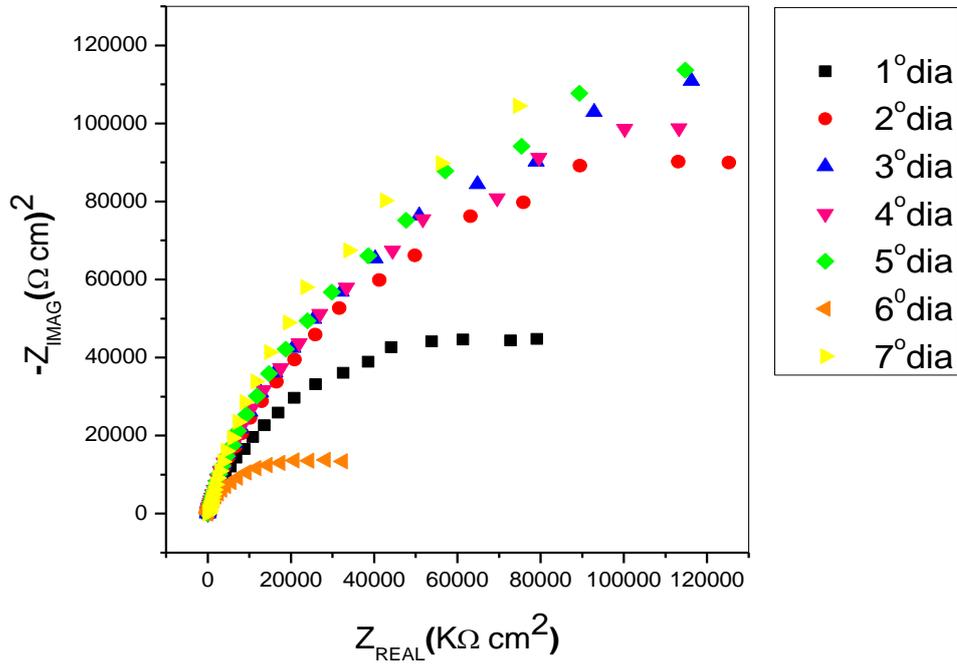
Tabela III: Parâmetros de Corrosão provenientes das curvas de polarização em solução de NaCl 3,5 %.

TIG Natural	E_{corr} (V)	i_{corr} (A cm ⁻²)	E_{pass} (v)	E_{pite} (V)
NAC	- 0,120	$1,150 \times 10^{-8}$	0,075 a 0,500	-
ZAC	- 0,250	$1,170 \times 10^{-6}$	-	-

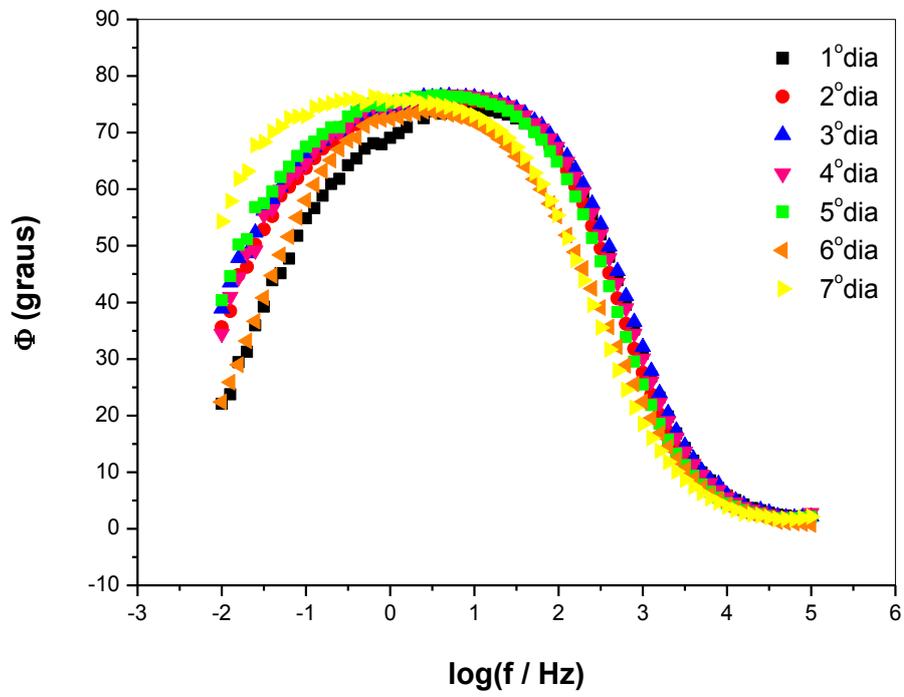
Figura 10: (A) Curvas de Polarizações do Aço Inoxidável 304L TIG Natural NAC e ZAC e Diagramas de impedância eletroquímica do Aço Inoxidável 304L TIG Natural NAC (B) Nyquist (C) Bode-ângulo de fase – Φ e TIG Natural ZAC (D) Nyquist e (E) Bode-ângulo de fase – Φ .



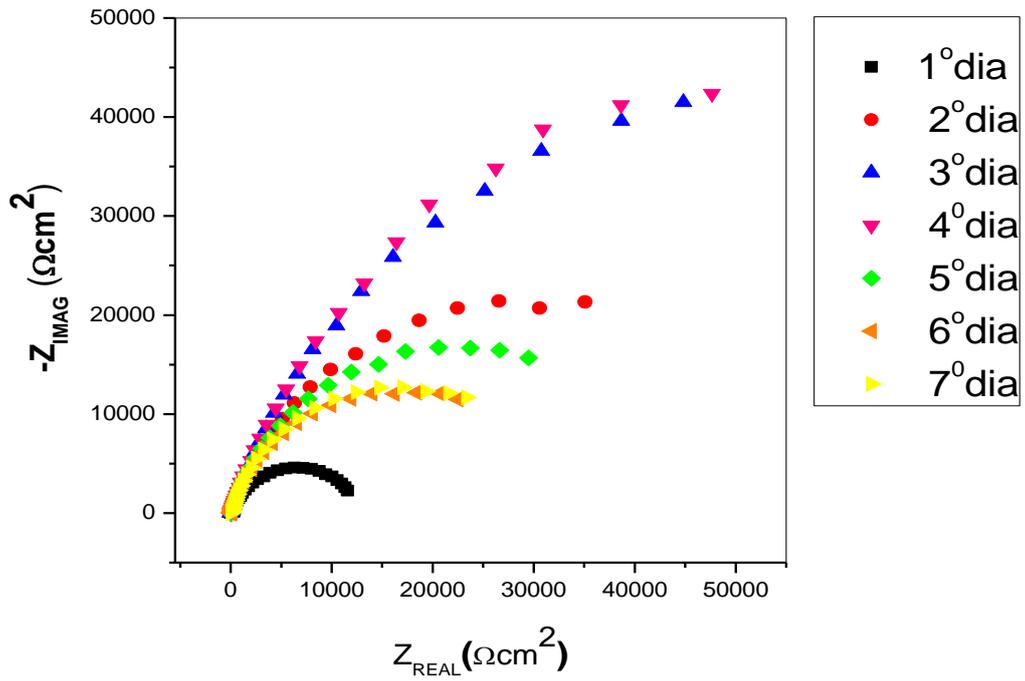
(A)



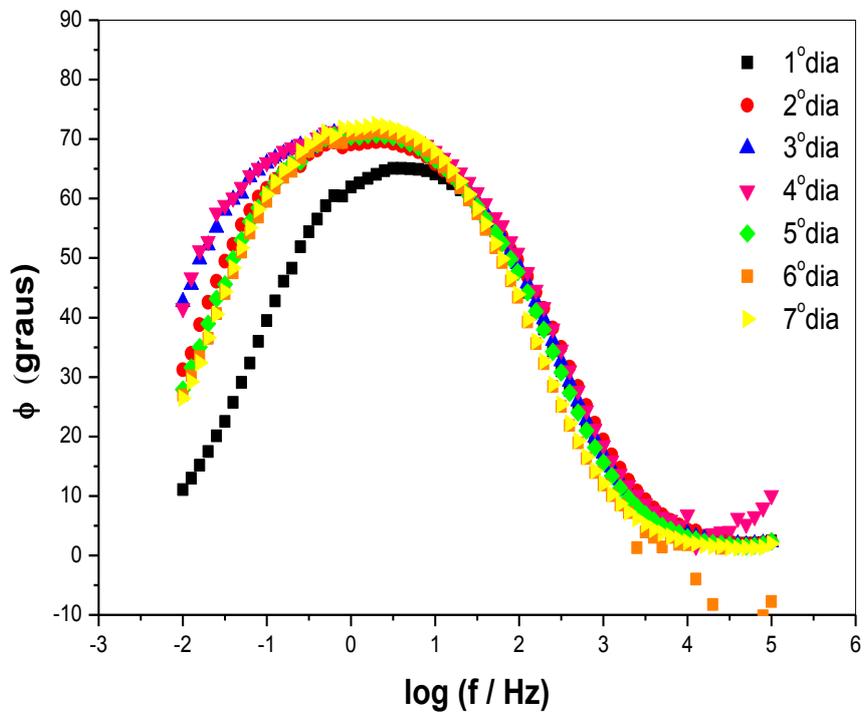
(B)



(C)



(D)



(E)

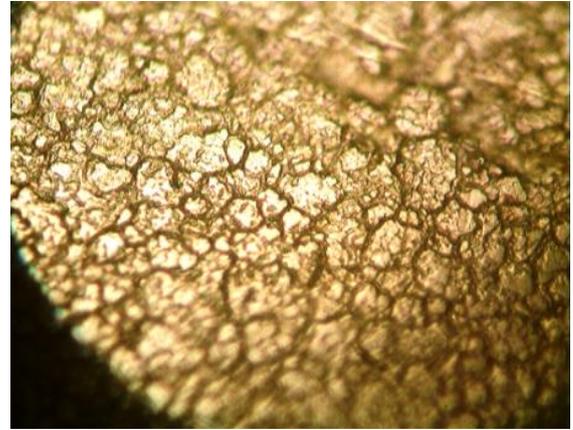
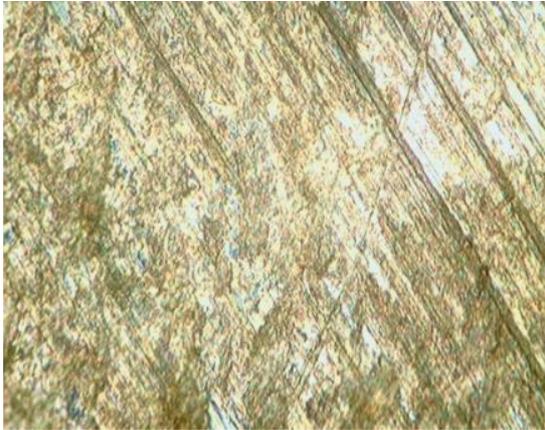
A Figura 10A mostrou que a curva de polarização para a região NAC possui grande zona de passivação em potencial que vai de aproximadamente 0,075 a 0,500V, com baixa densidade de corrente e maior potencial de corrosão, quando comparada a região ZAC. Segundo Wang *et.al* [52] em seu estudo na amostra de aço inoxidável austenítico em solução tampão de borato sem tratamento, observou que a curva de polarização apresentou uma forte tendência a passivação, com diminuição da densidade de corrente com correspondente aumento no potencial de corrosão.

A Figura 10A na região ZAC não apresentou zona de passivação e, após o potencial de corrosão ocorre um aumento brusco de corrente, indicando intensa dissolução metálica. De acordo com o trabalho Sun *et.al.*[53] as amostras estudadas na região próxima a solda, apresentaram dissolução metálica resultando em uma camada de óxido menos protetora e aumento na densidade de corrente.

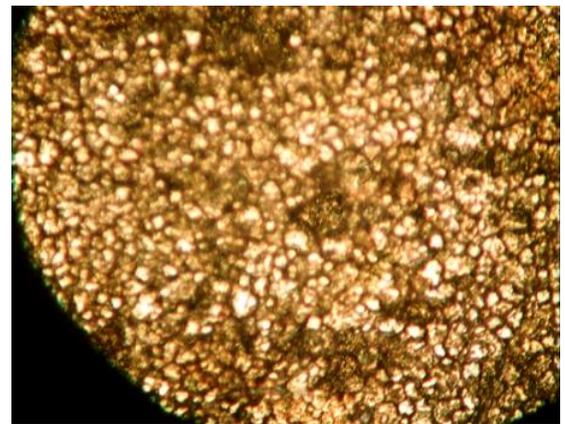
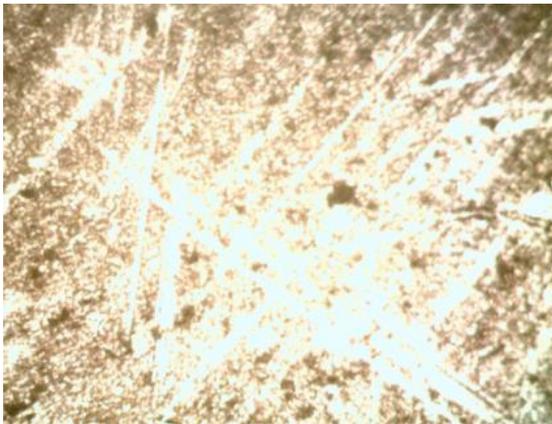
O diagrama de Nyquist Figura 10B mostrou que o arco capacitivo aumenta do 1^o ao 5^o dia de imersão, ocorrendo uma brusca queda no 6^o dia, e posterior aumento no 7^o dia de imersão em NaCl. Estes aumento nos primeiros 5 dias de imersão está relacionado ao crescimento do filme de óxido protetor. O aumento do arco capacitivo no 7^o dia pode ser explicado pela dissolução metálica do material, com acúmulo de óxido na superfície. No gráfico de Bode - ângulo de fase Figura 10C, indicou a presença de uma constante de tempo.

O diagrama de Nyquist Figura 10D mostra um aumento do arco capacitivo do 1^o ao 4^o dia de imersão. Após este período foi possível observar uma queda no arco capacitivo, ocasionado pelo rompimento de filme protetor e posterior ataque à superfície do metal. Segundo Nagarajan *et.al* [57] em estudo do aço inoxidável 316L com solução de água do mar, apresentou um semi-círculo com menor valor de impedância, que corresponde à uma região de dissolução ocasionando uma quebra. No gráfico de Bode-ângulo de fase Figura 10E observou que o ângulo aumenta com o tempo de imersão, indicando uma constante de tempo.

Figura 11. Microscopia Óptica com aumento de 600x do aço inoxidável 304L em NaCl 3,5 % **(a)** antes e depois (NAC) e **(b)** antes e depois (ZAC).



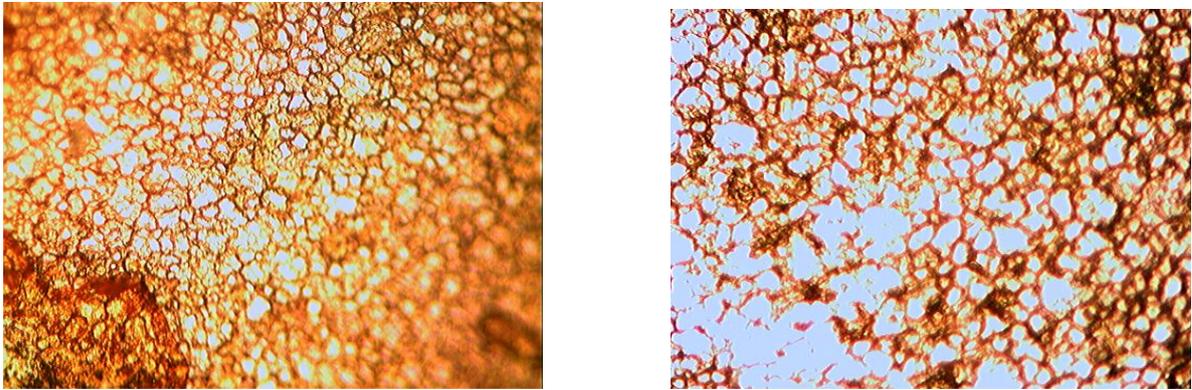
(a)



(b)

As micrografias realizadas em Aço Inoxidável 304L, após soldagem TIG, sem nem um tipo de tratamento, antes e depois de polarização potenciodinâmica são apresentadas na Figura 11a e b. Ao analisar a região NAC verifica-se ataque nos contornos de grãos, diferentemente da região ZAC em que se observa um ataque generalizado na superfície da liga, corroborando os resultados obtidos na polarização potenciodinâmica.

Figura 12: Microscopia Óptica com aumento de 600x do Aço Inoxidável 304L com Solda TIG Natural NAC (a) e ZAC (b) depois de medidas de EIS em NaCl 3,5 %.



(a)

(b)

A Figura 12a e b apresentam as micrografias realizadas após os ensaios de impedância eletroquímica para as regiões NAC e ZAC, podendo-se observar um ataque à superfície do material com visualização da estrutura granular do aço inoxidável 304L.

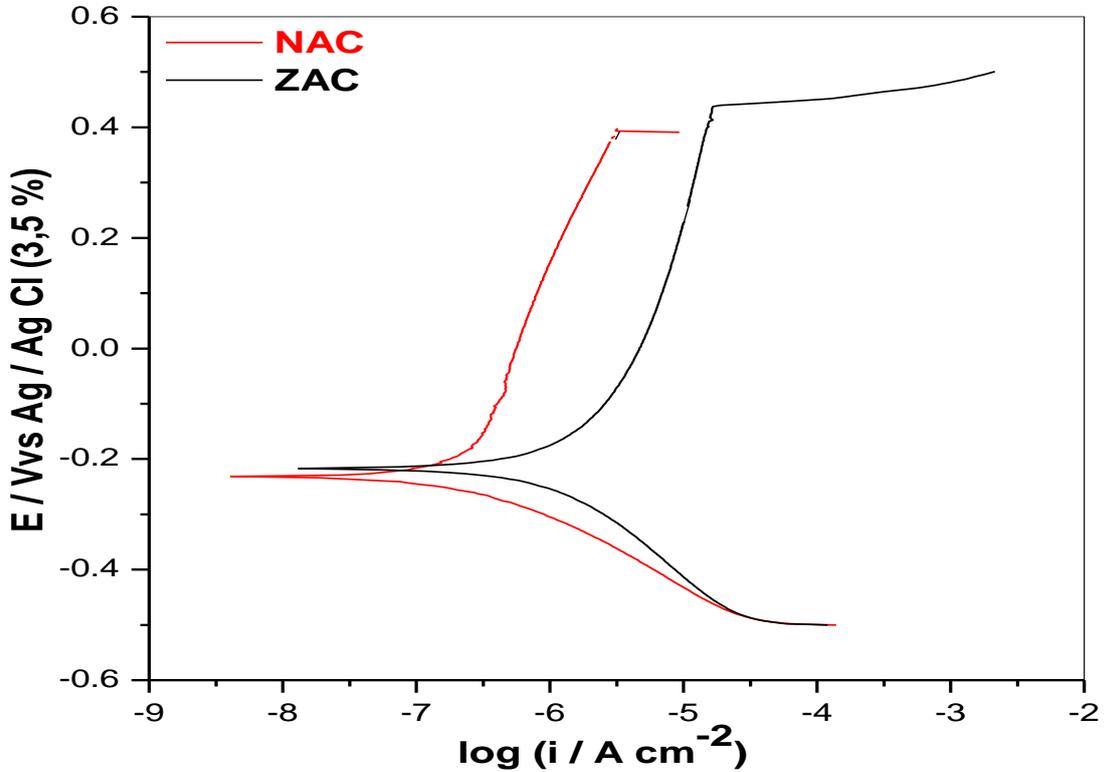
5.2.2. Solda TIG Jateada

A Figura 13A, B, C e D mostram as curvas de polarização e Espectroscopia de Impedância Eletroquímica EIS, em amostras de aço inoxidável 304L, após a soldagem TIG com posterior jateamento. A Tabela IV apresenta os resultados obtidos por extrapolações de Tafel.

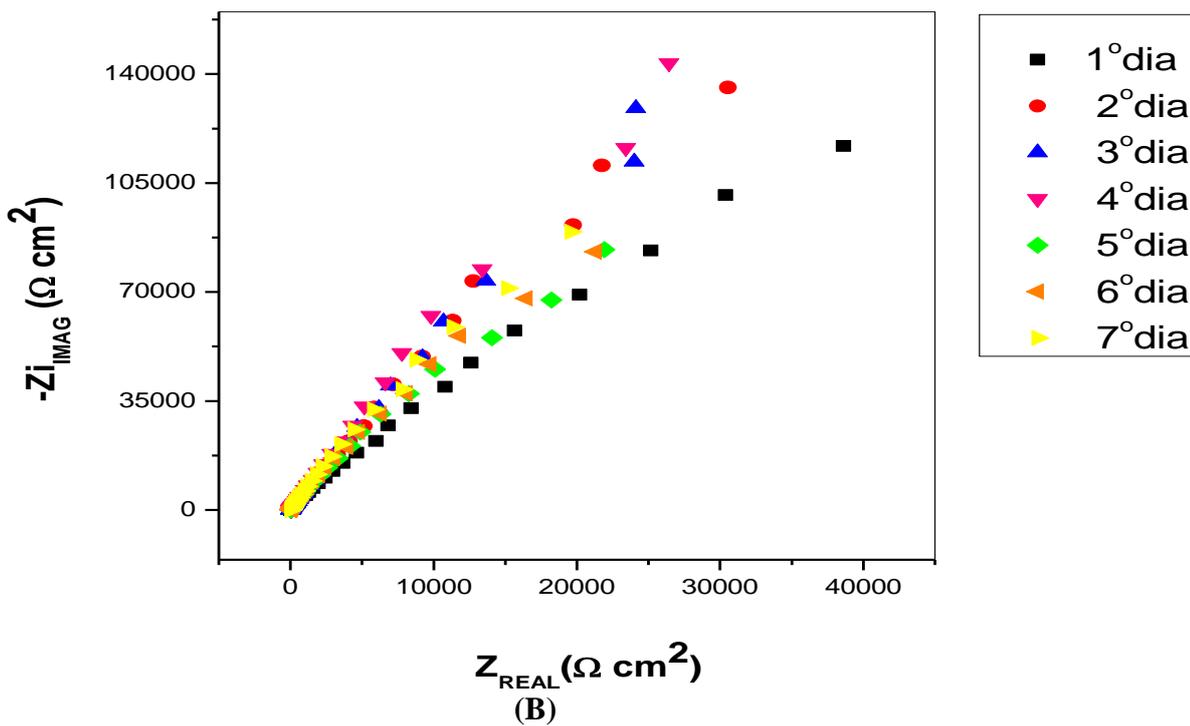
Tabela IV: Parâmetros de Corrosão provenientes das curvas de polarização em solução de NaCl 3,5 %.

TIG Jateada	E_{corr} (V)	i_{corr} (A cm⁻²)	E_{pass} (v)	E_{pite}(V)
NAC	- 0, 220	1,380x10 ⁻⁷	-0,100 a 0,400	0,400
ZAC	- 0,217	2,800x10 ⁻⁷	-0,100 a 0,450	0,450

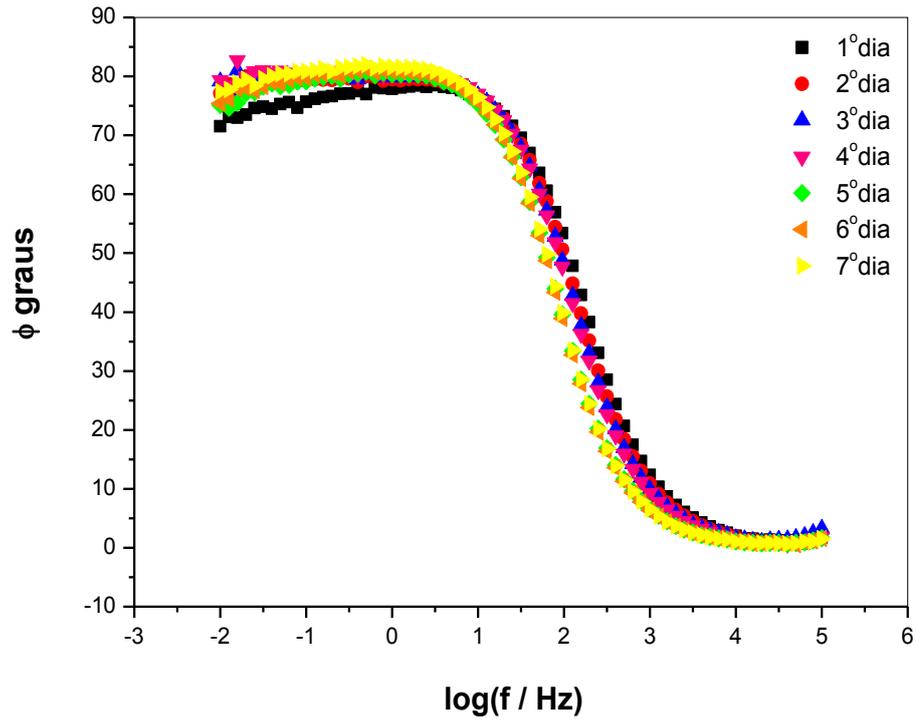
Figura 13: (A) Curvas de Polarizações do Aço Inoxidável 304L TIG Jateada NAC e ZAC e Diagramas de impedância eletroquímica do Aço Inoxidável 304L TIG Jateada NAC (B) Nyquist (C) Bode-ângulo de fase – Φ e TIG Jateada ZAC (D) Nyquist e (E) Bode-ângulo de fase – Φ .



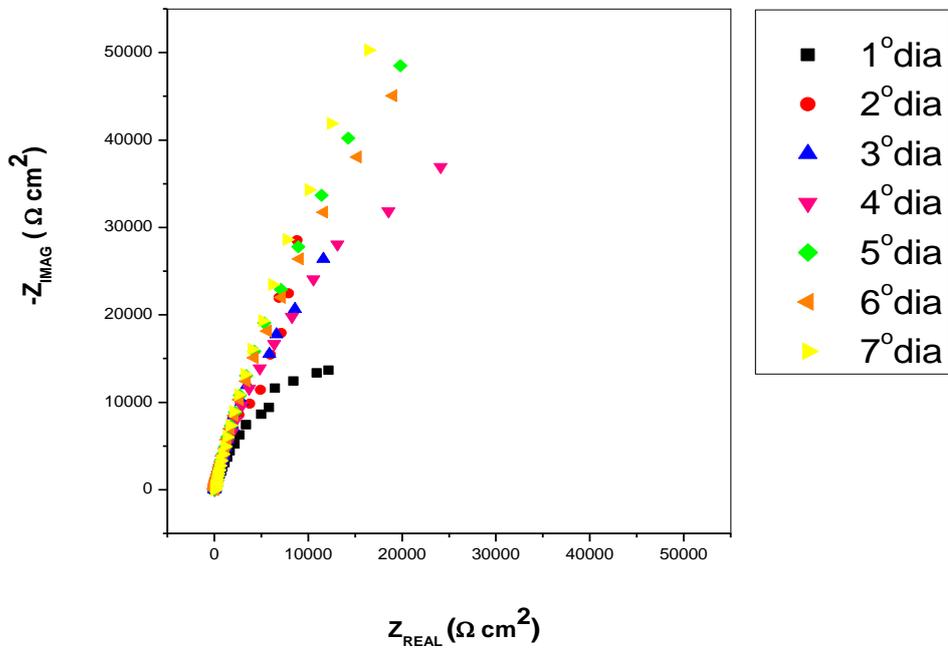
(A)



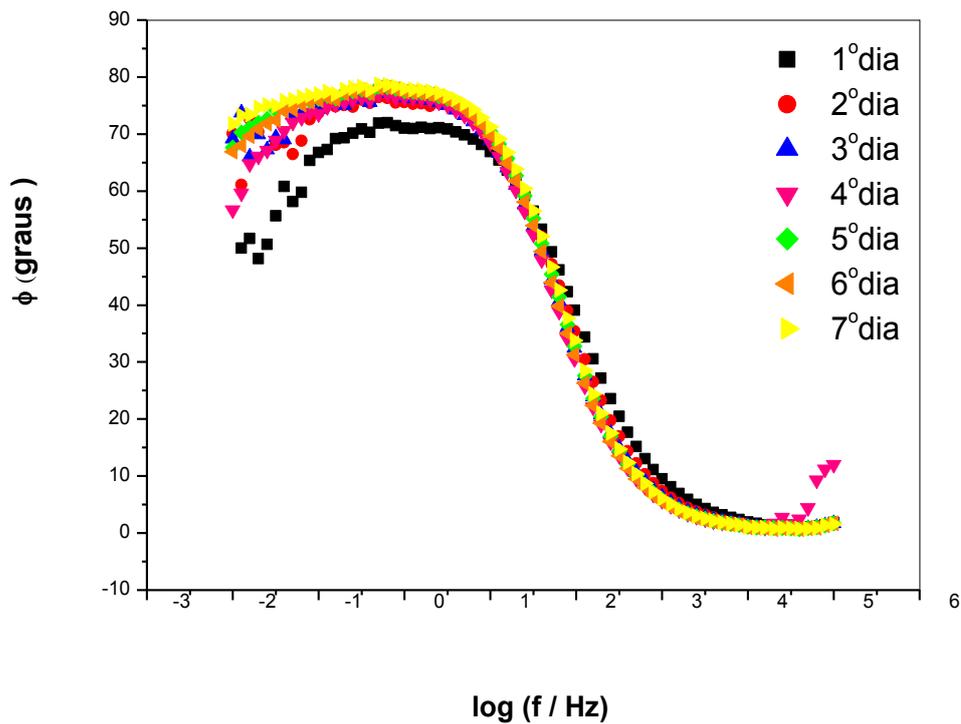
(B)



(C)



(D)



(E)

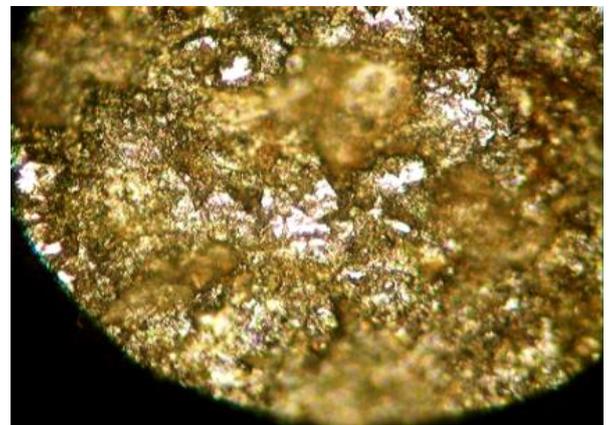
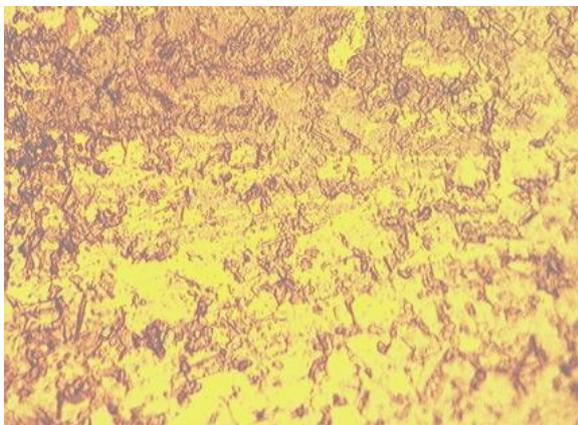
A Figura 13A mostrou que a curva de polarização na região NAC apresenta zona de passivação em potencial de -0,100 a 0,400 V com rompimento de filme em potencial de aproximadamente 0,400 V. XIONG *et.al*[51] observou em seu estudo, que a amostra de aço inoxidável em solução de NaCl, apresentou zona de passivação e rompimento do filme passivo em 0,300 V. A Figura 13A mostra que a curva de polarização para região ZAC possui uma grande zona de passivação em potencial de -0,100 a 0,450V e após um possível rompimento no filme. Segundo Loto *et.al* [54] no estudo do aço inoxidável 316 em solução de H_3PO_4 e NaCl, observou aumento na corrente de corrosão e quebra do filme em aproximadamente em 700V, indicando corrosão ativa por dissolução.

O gráfico de Nyquist da Figura 13B mostrou que o 2º, 3º e 4º dia apresentaram o maior arco capacitivo, devido ao crescimento do filme de óxido na superfície, no entanto, após o 5º dia observa-se uma queda no arco capacitivo ocasionado pela quebra da película protetora e posterior dissolução metálica na superfície. O Bode-ângulo de fase Figura 13C apresentou o maior ângulo no 4º dia, sugerindo a presença de duas constantes de tempo sobrepostas, uma indicando a película de óxido e a outra a superfície metálica. Segundo Hong *et.al* [59] no estudo do aço inoxidável 316 em solução de sulfeto, apresentou duas constantes

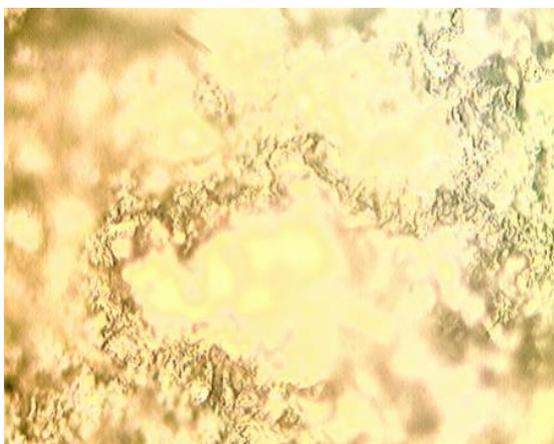
de tempo sobrepostas, uma constante está relacionada com a película que reflete a resistência do filme e a outra com a resistência de transferência de carga .

O diagrama de Nyquist da Figura 13D mostra um aumento do arco capacitivo nos 7^o dias de imersão, este aumento está relacionado com o crescimento de filme protetor. O gráfico Bode - ângulo de fase da Figura 13E mostrou que o ângulo aumenta com o tempo de exposição, verificando-se a presença de duas constantes, uma constante pode estar relacionada com o crescimento de filme de óxido e a outra uma possível dissolução metálica com deposição de óxido não aderente na superfície do metal. Ao comparar com o trabalho de Pujar *et.al* [58] em aço inoxidável em solução ácida , observou-se duas constantes de tempo ,mas apenas uma constante após a passivação. Esse fenômeno é explicado por meio de duas camadas passivas sobre á superfície, em que camada exterior é porosa, aumentando a estabilidade da película.

Figura 14: Microscopia Óptica com aumento de 600x do aço inoxidável 304L nas regiões (a) antes e após polarização (NAC) e (b) antes e após polarização (ZAC).



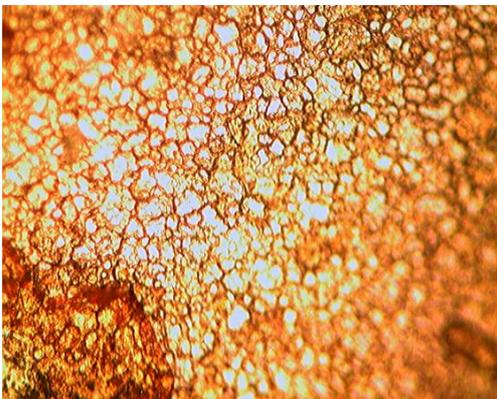
(a)



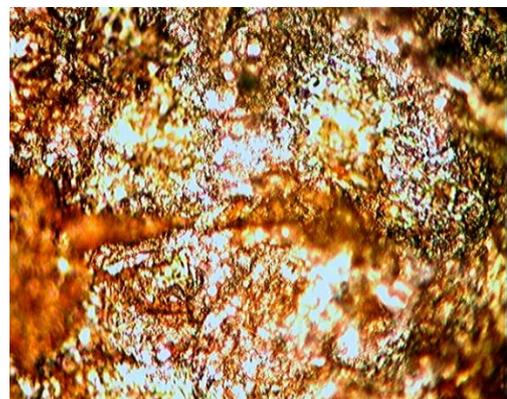
(b)

A microscopia óptica realizada no Aço Inoxidável 304L em Solda TIG Jateada, antes e após medidas de polarizações são apresentadas na Figura 14a e b, mostrando para as duas regiões um ataque generalizado sobre a superfície da liga, indicando dissolução metálica sem aparecimento de estrutura granular típica desta liga.

Figura 15: Microscopia Óptica com aumento de 600x do Aço Inoxidável 304L com Solda TIG Jateada NAC (a) e ZAC (b) após medidas de EIS em NaCl 3,5 %.



(a)



(b)

Após a caracterização microestrutural do aço inoxidável 304L Figura 15a, constatou-se um ataque na superfície do material com revelação da microestrutura granular. A Figura 15b mostrou um processo de corrosão generalizada após sete dias de imersão.

Figura 16: Fotografia da superfície registrada após a amostra ficar exposta por sete dias à solução de NaCl 3,5% para a região ZAC.



Observou que após sete dias em contato com a solução de NaCl 3,5% a amostra de aço inoxidável para a zona termicamente afetada pelo calor, apresentou produto de corrosão aderido a superfície, como mostra a Figura 16.

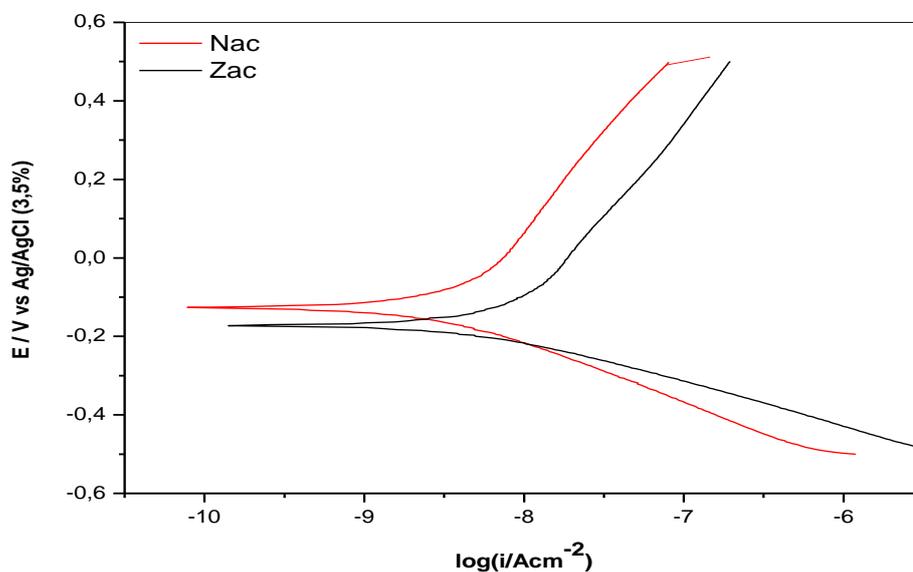
5.2.3. Solda TIG Polida

A Figura 17A, B, C e D mostram as curvas de polarização e EIS após o processo de soldagem TIG e posterior polimento. Os resultados obtidos por extrapolações de Tafel estão apresentados na Tabela V.

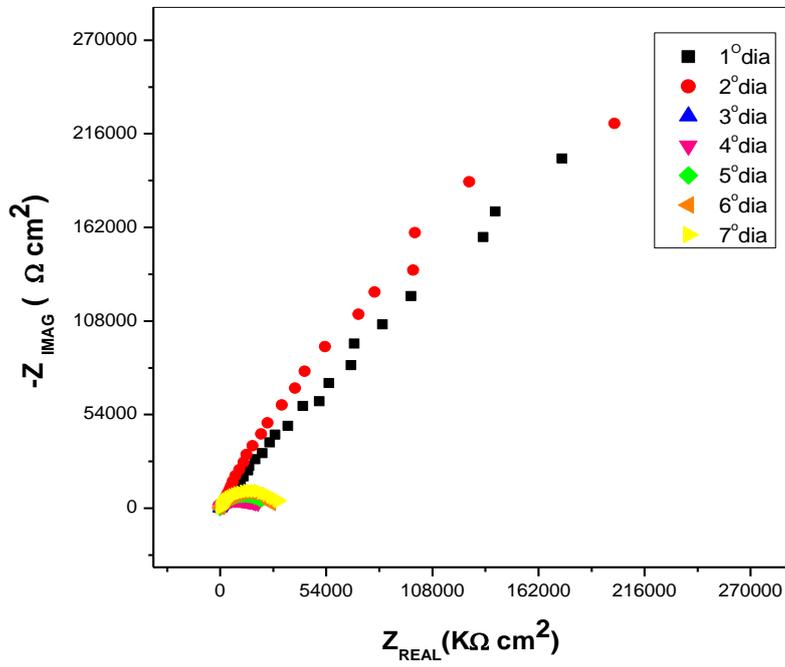
Tabela V: Parâmetros de Corrosão provenientes das curvas de polarização em solução de NaCl 3,5 %

TIG Polida	E_{corr} (V)	i_{corr} ($A\ cm^{-2}$)	E_{pass} (v)	$E_{píte}$ (V)
NAC	- 0,115	$3,000 \times 10^{-9}$	0,000 a 0,515	-
ZAC	- 0,175	$5,000 \times 10^{-9}$	0,000 a 0,515	-

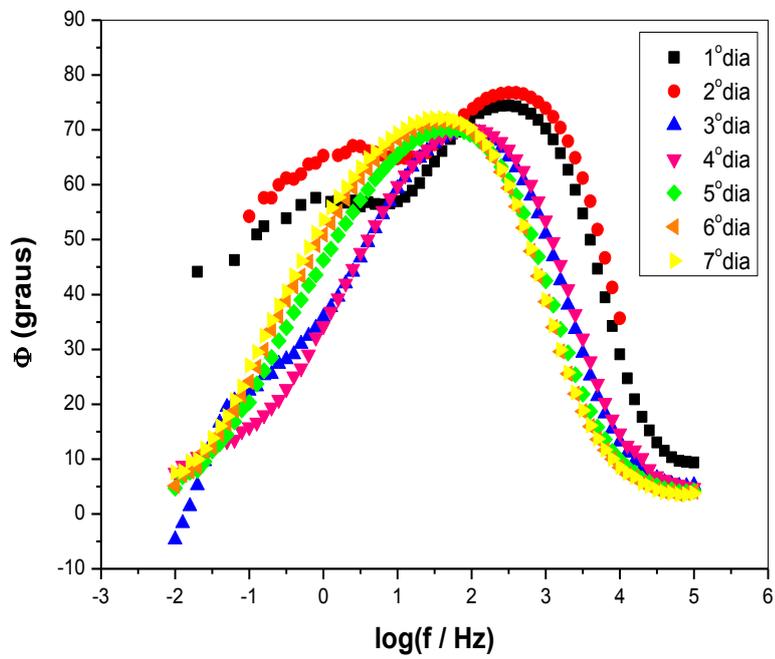
Figura 17: (A) Curvas de Polarizações do Aço Inoxidável 304L TIG Polida NAC e ZAC e Diagramas de impedância eletroquímica do Aço Inoxidável 304L TIG Polida NAC (B) Nyquist (C) Bode-ângulo de fase – Φ e TIG Polida ZAC (D) Nyquist e (E) Bode-ângulo de fase – Φ .



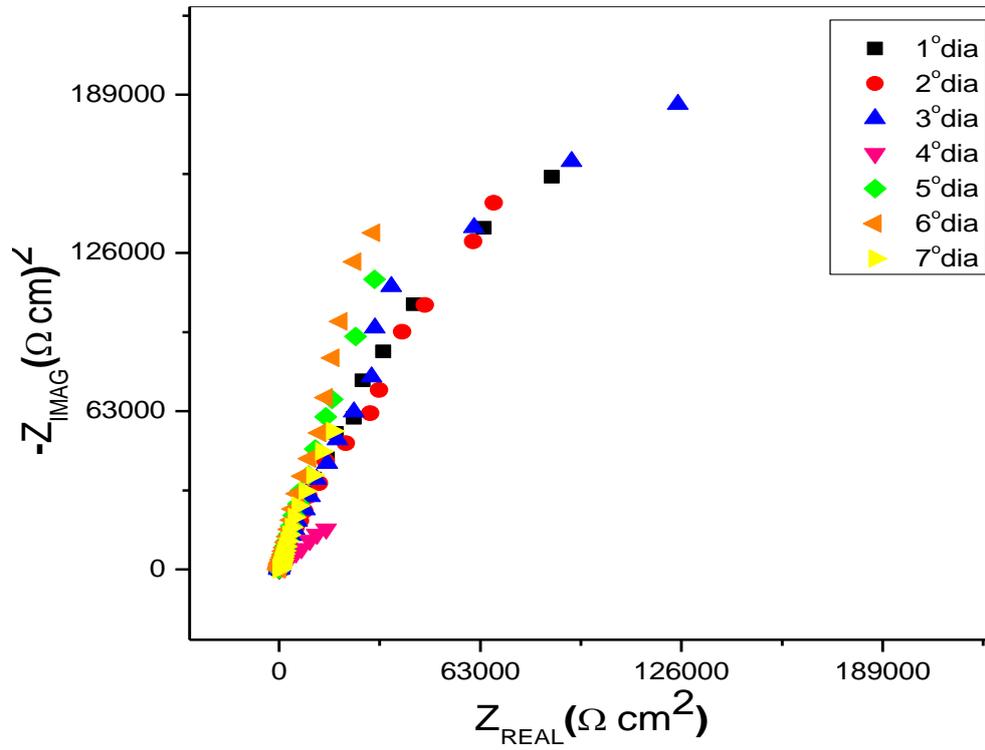
(A)



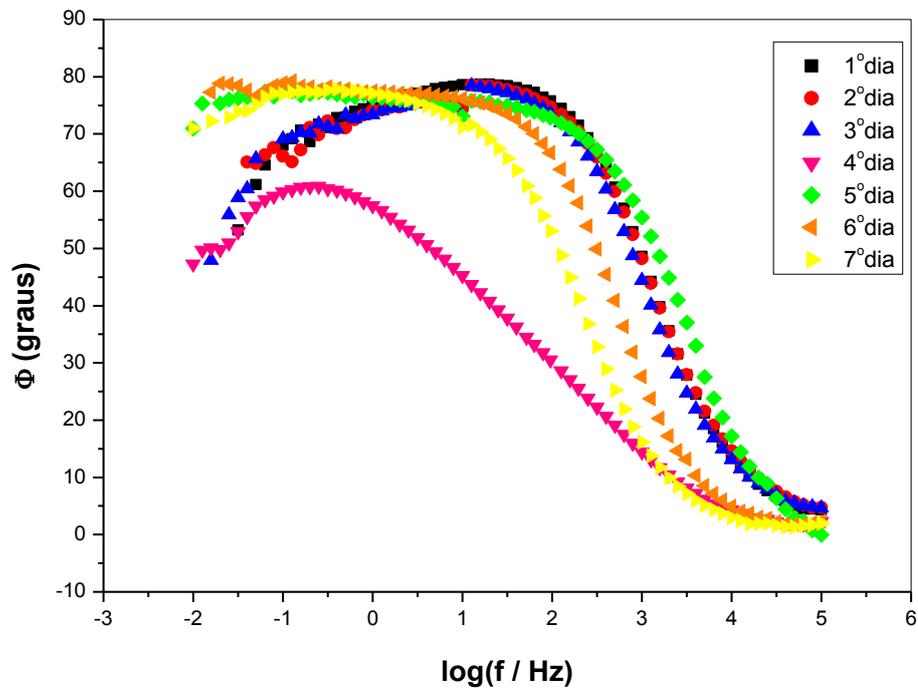
(B)



(C)



(D)



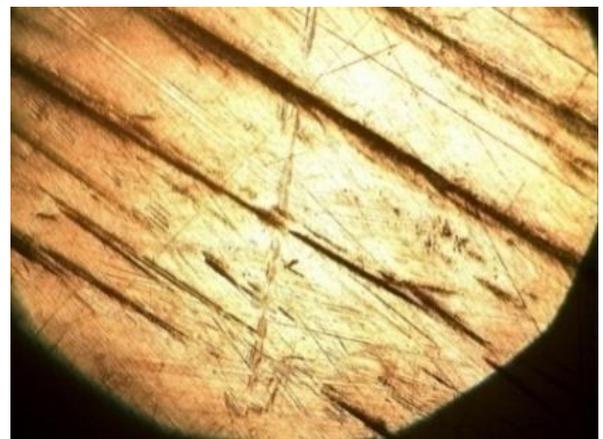
(E)

A Figura 17A, mostrou que as duas regiões apresentam uma zona passiva característica com correntes de corrosão baixas para um ataque corrosivo na superfície. Pelas curvas de polarização a região NAC apresenta uma melhor performance frente à corrosão, com maior potencial de corrosão, mas devido às baixas correntes de corrosão não se pode afirmar que esta região é mais resistente quando comparada a região ZAC. Segundo Chong *et.al* [55] no estudo do aço inoxidável 304L em solução de NaCl 3,5% , afirma que a diminuição da corrente passiva está relacionada com o aumento do teor de cromo na formação de óxido de filme.

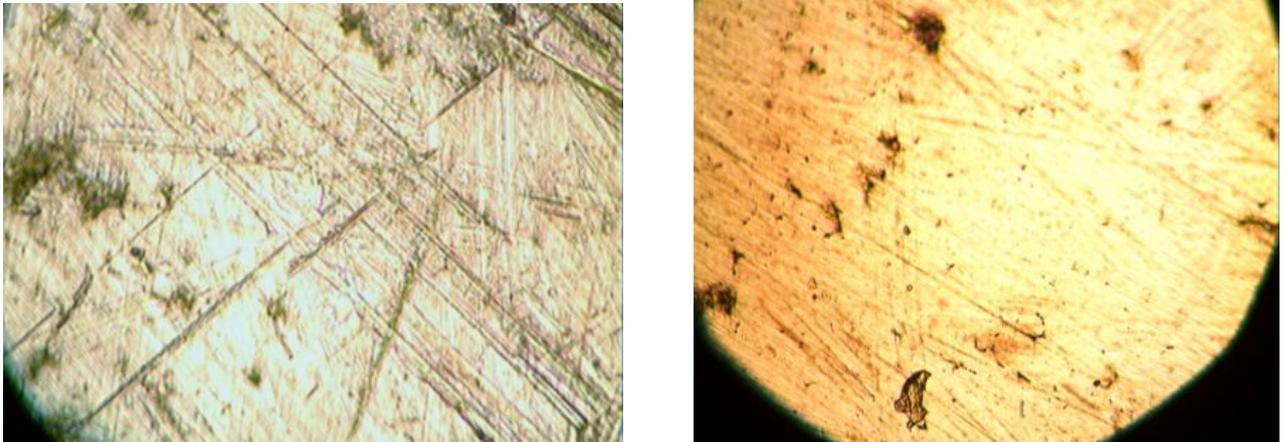
O diagrama de Nyquist Figura 17B mostrou que no 2^o dia ocorreu um aumento no arco capacitivo, no entanto, após o 3^o dia ocorreu uma queda brusca no arco capacitivo, indicando o crescimento de uma camada de óxido e posterior início de processo de corrosão por pite, que pode ser verificado pelas micrografias da Figura 19a. O gráfico de Bode - ângulo de fase Figura 17C mostra a presença de duas constantes de tempo nos primeiros dois dias, uma da camada protetora de óxido e a outra da superfície metálica, e do terceiro ao sétimo dia somente uma constante de tempo relativa à camada de óxido.

O diagrama de Nyquist da Figura 17D mostrou um aumento no arco capacitivo no 2^o e 3^o dia , após o 4^o dia ocorreu uma queda no arco capacitivo apresentando um ataque corrosivo na superfície e indicando deposição de material na amostra, podendo ser observada na Figura 20 após sete dias de contato com a solução NaCl 3,5%. O Bode- ângulo de fase Figura 17E indicou duas constantes de tempo, com o crescimento de filme e posterior rompimento do mesmo, ocasionando a dissolução metálica.

Figura 18: Microscopia Óptica com aumento de 600x do aço inoxidável 304L nas regiões (a) (NAC) antes e depois e (b) antes e depois (ZAC).



(a)



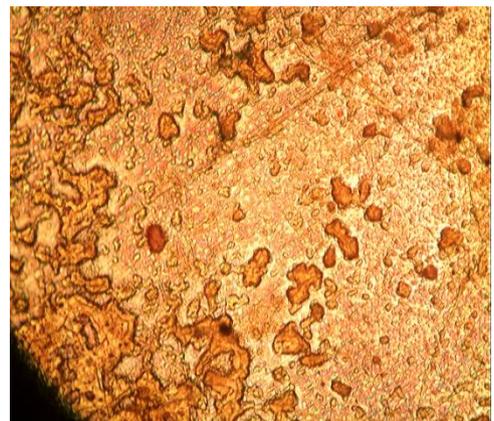
(b)

A Figura 18a e b apresentam as micrografias para amostra de aço inoxidável 304L, após processo de soldagem TIG com posterior polimento. As duas amostras após a polarização não apresentam alterações significativas na superfície, indicando uma boa resistência à corrosão por pite e formação de filme de óxido protetor, indicado pela mudança de coloração.

Figura 19: Microscopia Óptica com aumento de 600x do Aço Inoxidável 304L com Solda TIG Polida NAC (a) e ZAC (b) após medidas de EIS em NaCl 3,5 %



(a)



(b)

A micrografia realizada após EIS apresentada na Figura 19a para a região NAC, observou a aderência de óxido na superfície com início de corrosão por pites. A Figura 19b

na região ZAC, mostrou que a superfície sofre um ataque corrosivo com o aparecimento de sua estrutura e deposição de óxido na superfície.

Figura 20: Fotografia da superfície retirada após sete dias em contato com a solução de NaCl 3,5%.



Após as medidas de EIS para a região afetada pelo calor, constatou-se adesão de produtos de corrosão na superfície da amostra, conforme apresentado na Figura 20.

5.2.4. Solda ELETRODO Natural

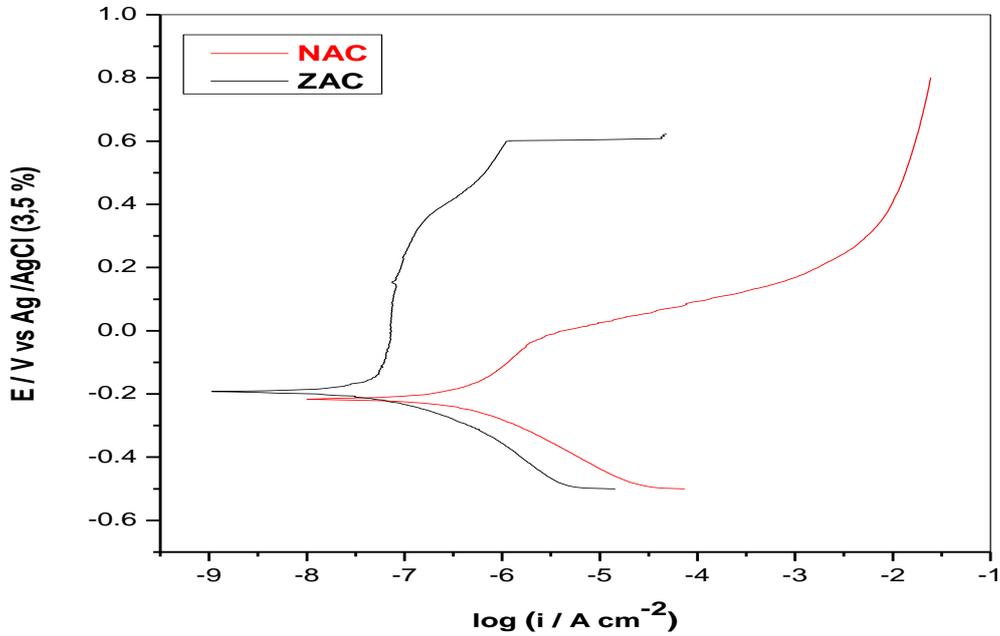
O estudo realizado em amostras de aço inoxidável 304L em solda ELETRODO sem qualquer tipo de tratamento está apresentado na Figura 21A, B, C e D.

Os resultados obtidos por extrapolações de Tafel são mostrados na Tabela VI.

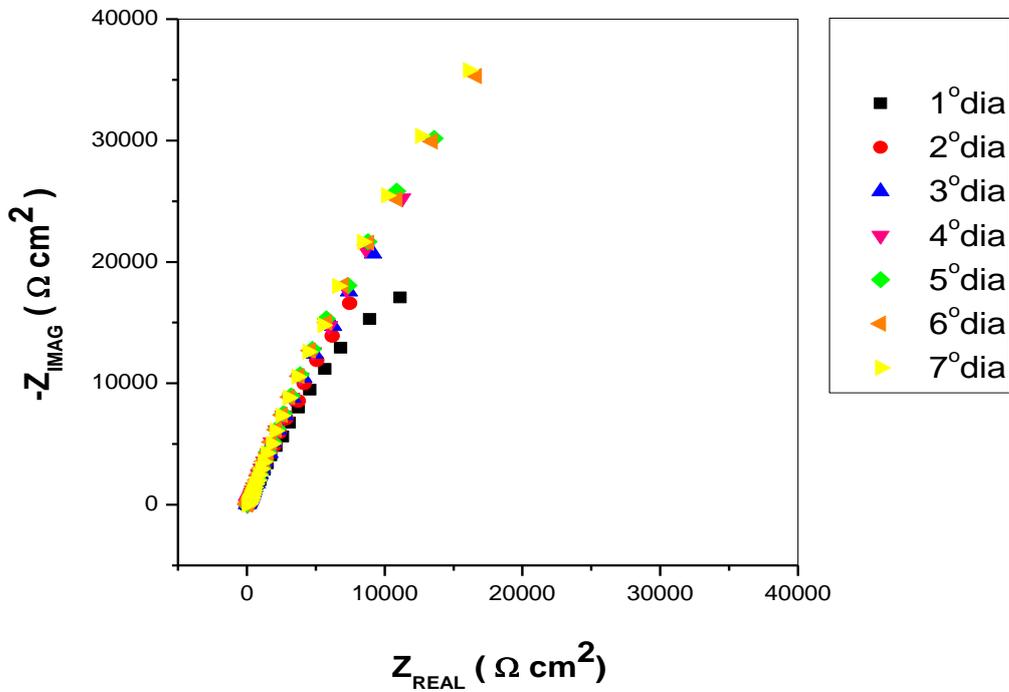
Tabela VI: Parâmetros de Corrosão provenientes das curvas de polarização em solução de NaCl 3,5 %.

ELETRODO Natural	E_{corr} (V)	i_{corr} (A cm⁻²)	E_{pass} (v)	E_{pite}(V)
NAC	- 0, 220	1,223x10 ⁻⁶	-0,100 a 0.000	0,000
ZAC	- 0,200	1,106x10 ⁻⁷	-0,100 a 0,600	0,600

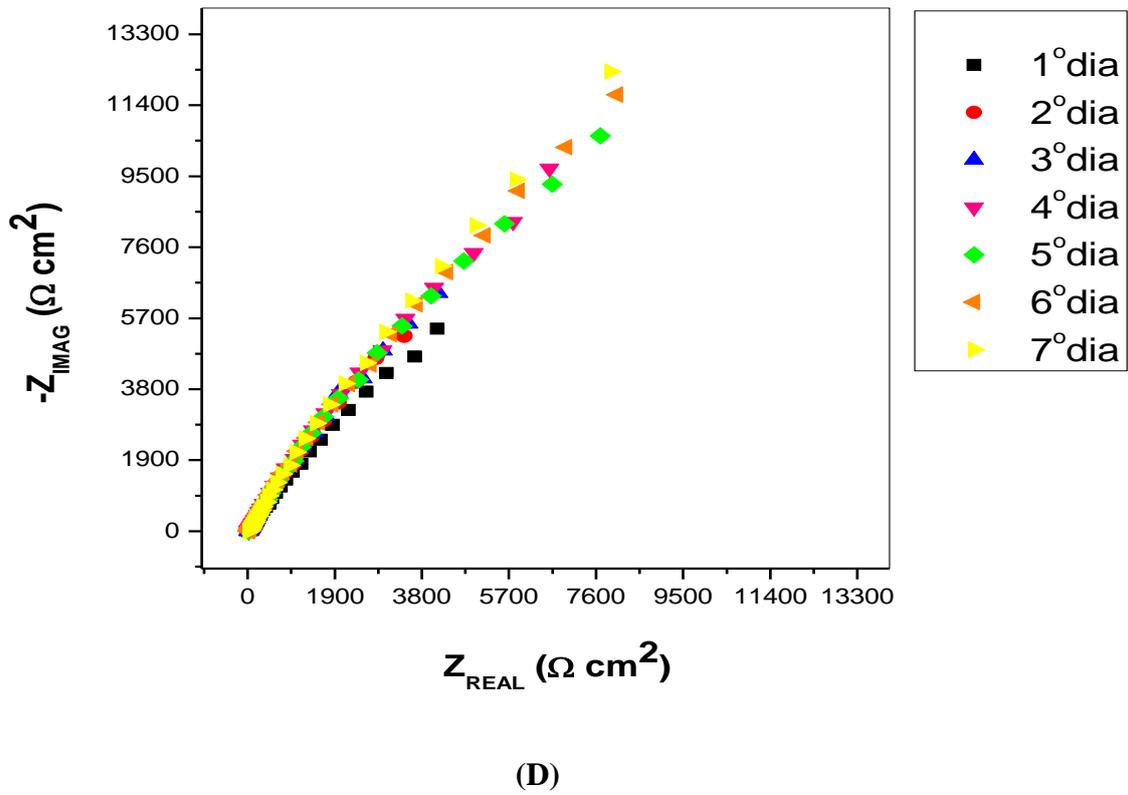
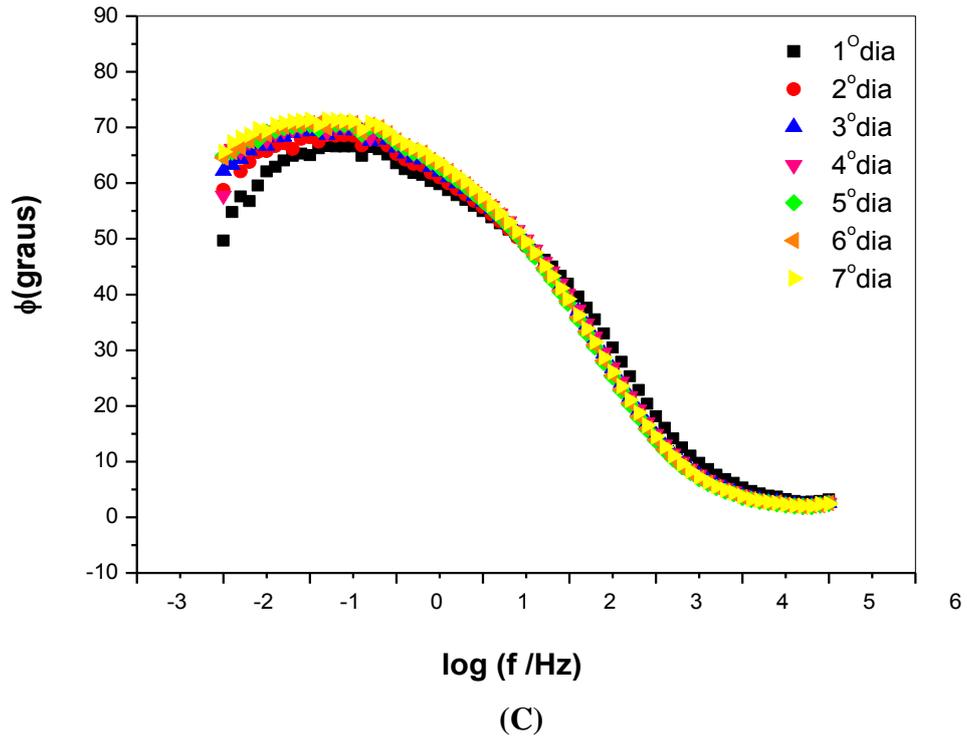
Figura 21: (A) Curvas de Polarizações do Aço Inoxidável 304L ELETRODO Natural NAC e ZAC e Diagramas de impedância eletroquímica do Aço Inoxidável 304L ELETRODO Natural NAC (B) Nyquist (C) Bode-ângulo de fase $-\Phi$ e ELETRODO Natural ZAC (D) Nyquist e (E) Bode-ângulo de fase $-\Phi$.

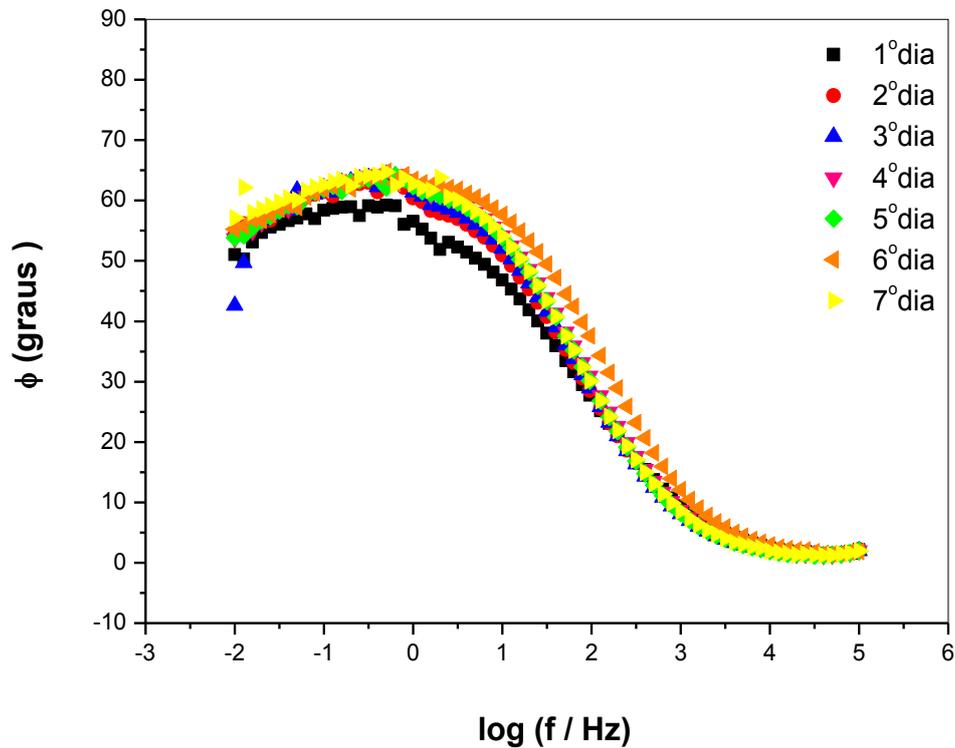


(A)



(B)





(E)

A Figura 21A mostrou que a curva de polarização para região não afetada pelo calor NAC, apresenta uma pequena zona de passivação que vai de aproximadamente -0,100 a 0,000, com potencial de pite em 0,000V.

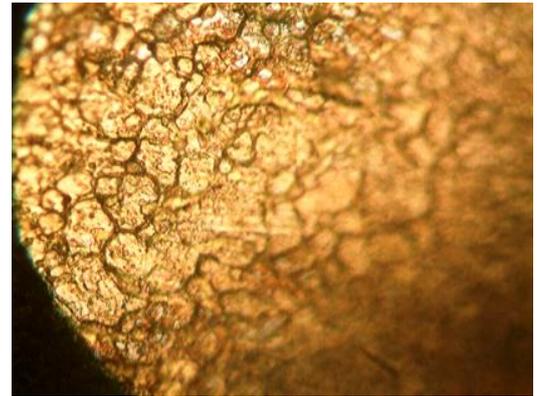
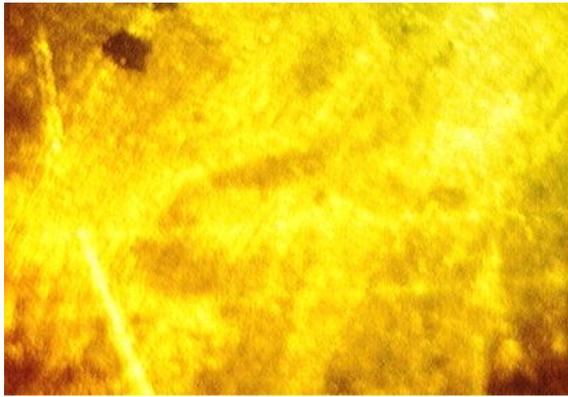
A Figura 21A mostra a curva de polarização para região ZAC apresentando grande zona de passivação de aproximadamente -0,100 a 0,600 V, verificando-se que após o potencial de pite de 0,600V ocorreu o rompimento do filme. Comprando os resultados obtidos neste trabalho com o realizado trabalho de Karayan *et.al* [56] em aço inoxidável em solução de ácido oxálico, observou-se zona de passivação de aproximadamente - 0,100 a 0,120 V e potencial de pite de 0,120 V, vindo a corroborar com os resultados obtidos em amostras de aço inoxidável 304L.

O diagrama de Nyquist Figura 21B mostrou que após o 2^o dia o arco capacitivo aumenta com o tempo de exposição, sugerindo uma intensa dissolução metálica, que pode ser observada na microscopia da Figura 23a. No Bode-ângulo de fase Figura 21C observou ângulo de fase próximo, sugerindo uma constante de tempo.

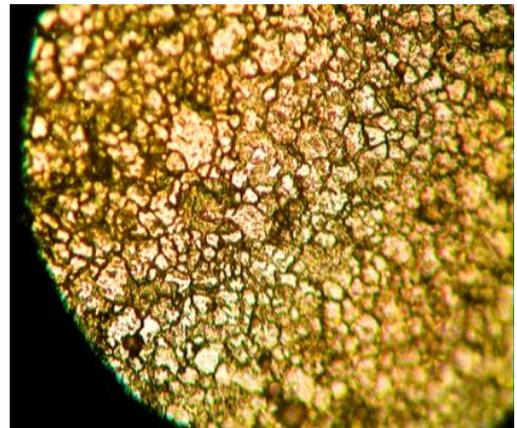
O Diagrama de Nyquist Figura 21D mostrou um aumento do arco capacitivo do 1^o ao 7^o dia de imersão com o crescimento de filme de óxido na superfície. O gráfico de Bode-

ângulo de fase Figura 21E foi possível verificar que o ângulo aumentou com o tempo de exposição, sugerindo a presença de uma constante de tempo.

Figura 22: Microscopia Óptica com aumento de 600x do aço inoxidável 304L nas regiões (a) (NAC) e (b) (ZAC).



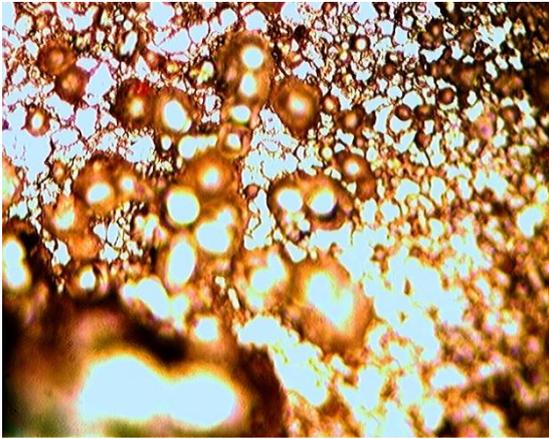
(a)



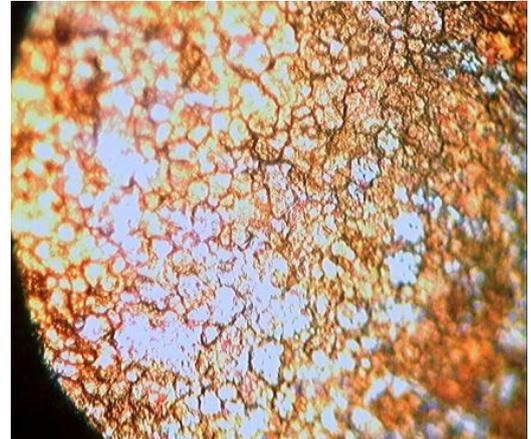
(b)

A Figura 22a apresenta a micrografia do aço inoxidável 304L após polarização potenciodinâmica. A região NAC, apesar de possuir uma menor resistência à corrosão, não apresenta sinais de ataque intenso na sua superfície. Este fenômeno pode ser explicado pela dissolução metálica e posterior deposição de material na superfície da amostra, afetando a imagem do ataque corrosivo. Na Figura 22b mostra ataque à superfície do material com visualização de sua estrutura granular.

Figura 23: Microscopia Óptica com aumento de 600x do Aço Inoxidável 304L com Solda ELETRODO Natural NAC (a) e ZAC (b) após medidas de EIS em NaCl 3,5 %.



(a)



(b)

As microscopias realizadas após medidas de EIS para solda sem tratamento na região NAC Figura 23a, apresentou um ataque corrosivo generalizado na superfície do material, verificando também uma coloração marrom proveniente da formação de uma camada de óxido de ferro não protetora. A Figura 23b na região ZAC, mostrou um ataque na superfície do material com revelação da estrutura granular.

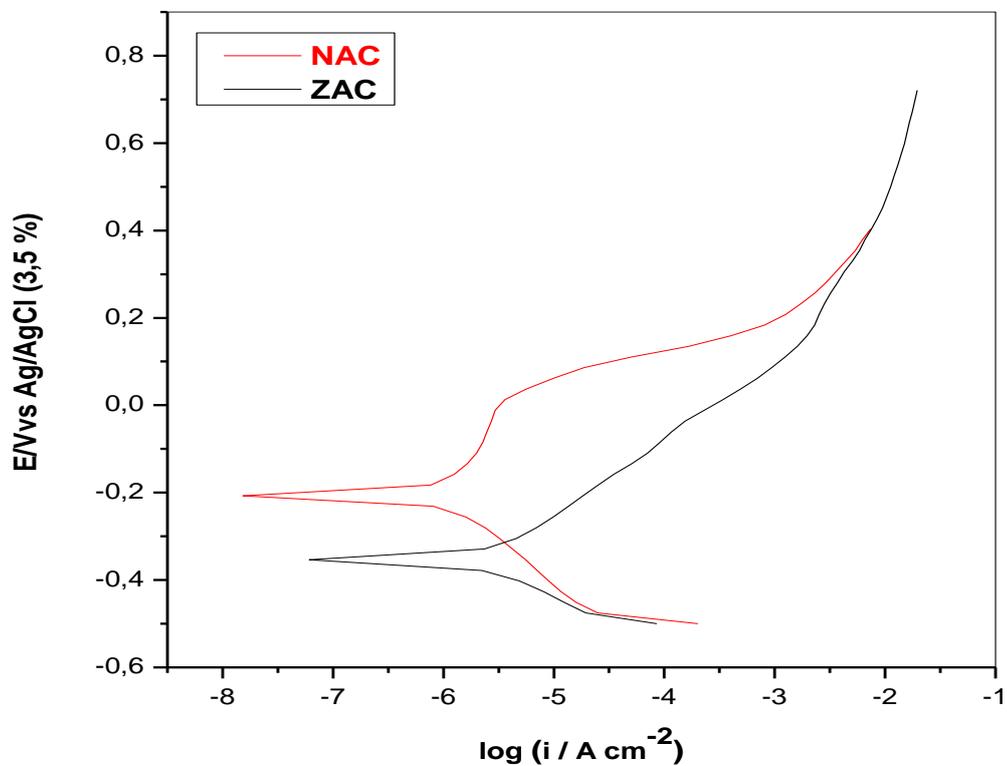
5.2.5. Solda ELETRODO Jateado

A Figura 24A, B, C e D apresentam as curvas de polarização EIS para a amostra de aço inoxidável 304L, que passou por posterior jateamento após soldagem por ELETRODO. Os resultados obtidos por extrapolações de Tafel são apresentados na Tabela VII.

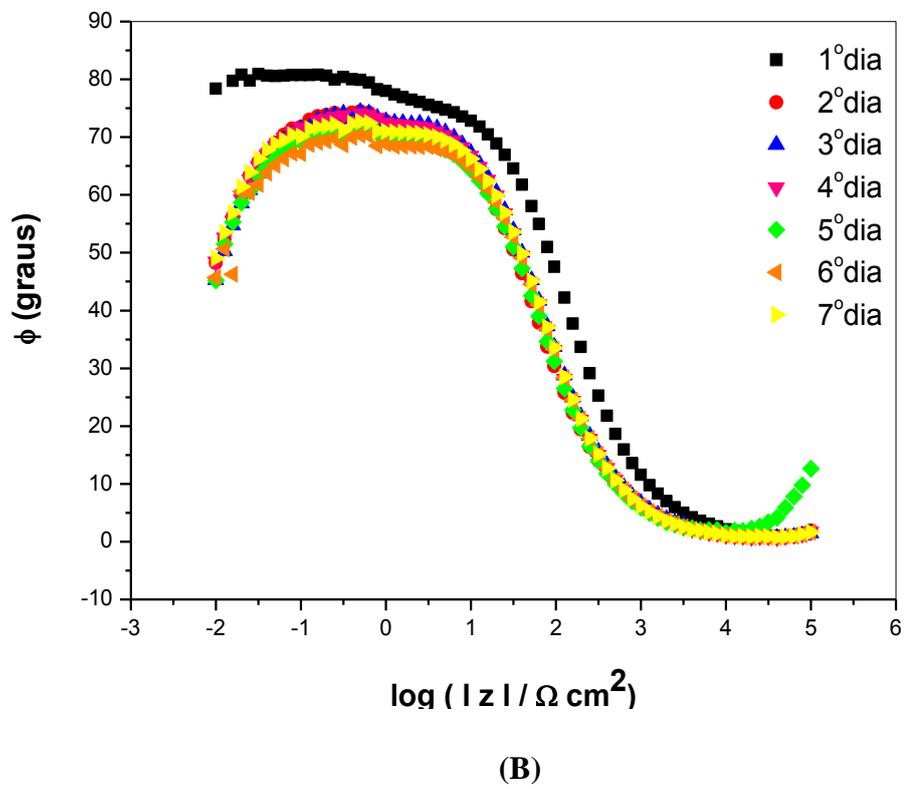
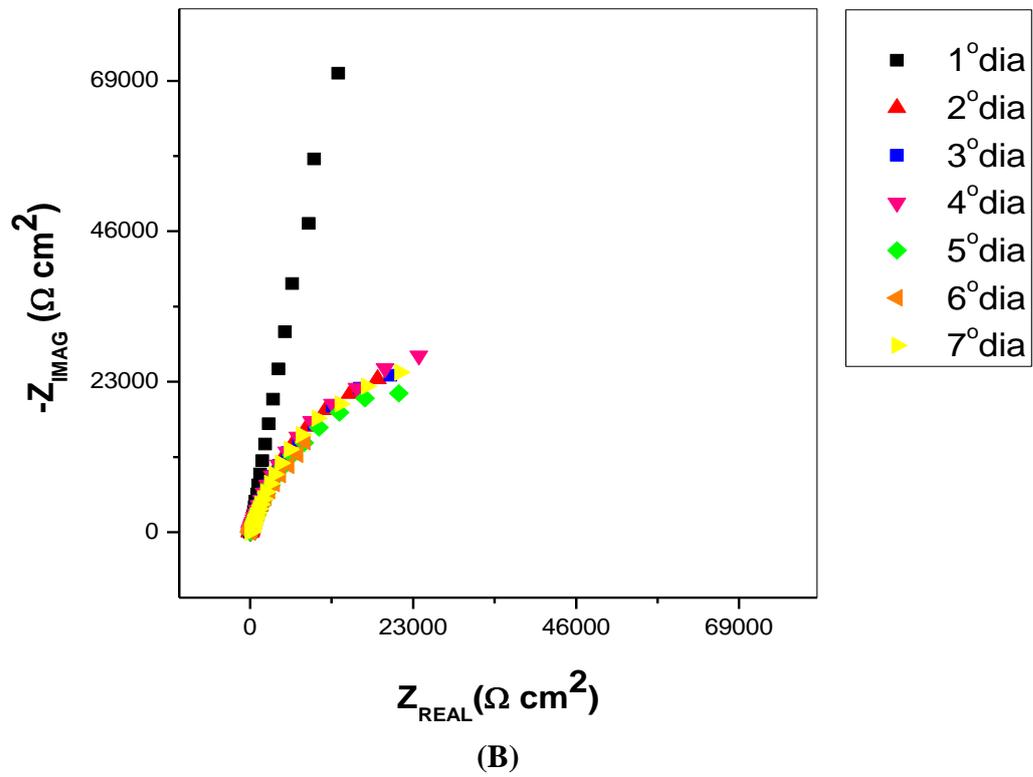
Tabela VII: Parâmetros de Corrosão provenientes das curvas de polarização em solução de NaCl 3,5%

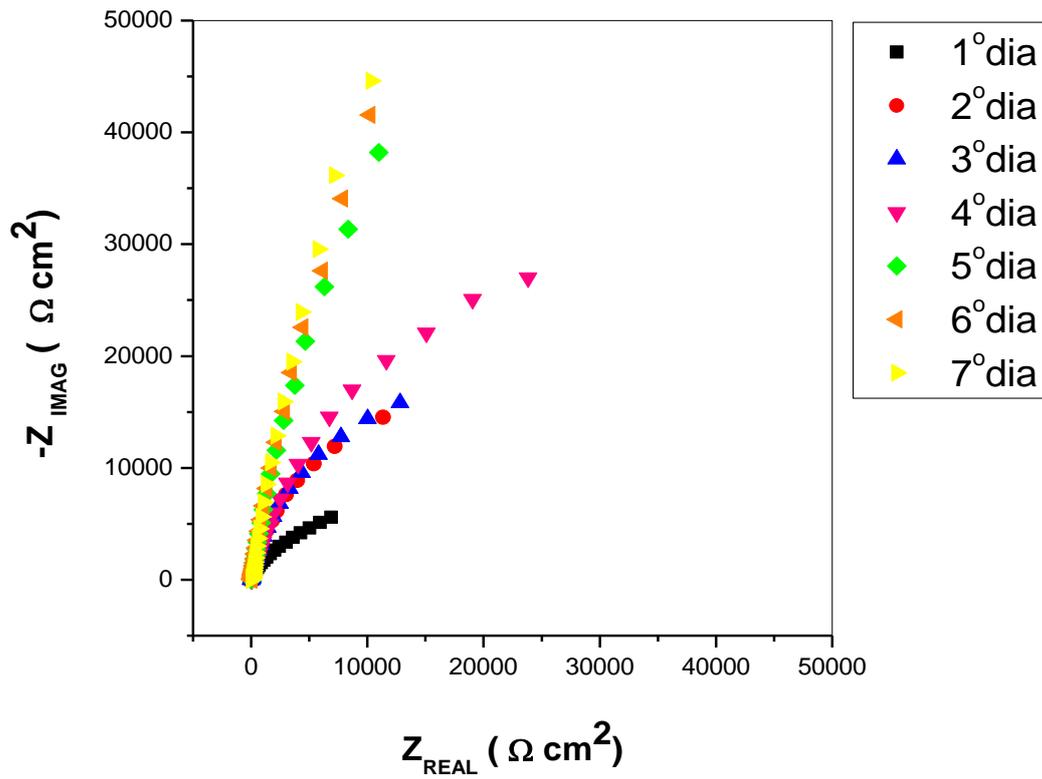
ELETRODO Jateado	E_{corr} (V)	i_{corr} ($A\ cm^{-2}$)	E_{pass} (V)	$E_{píte}$ (V)
NAC	-0,200	$2,470 \times 10^{-6}$	- 0,180 a 0,000	0,000
ZAC	- 0,357	$4,195 \times 10^{-6}$	-	-

Figura 24: (A) Curvas de Polarizações do Aço Inoxidável 304L ELETRODO Jateado NAC e ZAC e Diagramas de impedância eletroquímica do Aço Inoxidável 304L ELETRODO Jateado NAC (B) Nyquist (C) Bode-ângulo de fase – Φ e ELETRODO Jateado ZAC (D) Nyquist e (E) Bode-ângulo de fase – Φ .

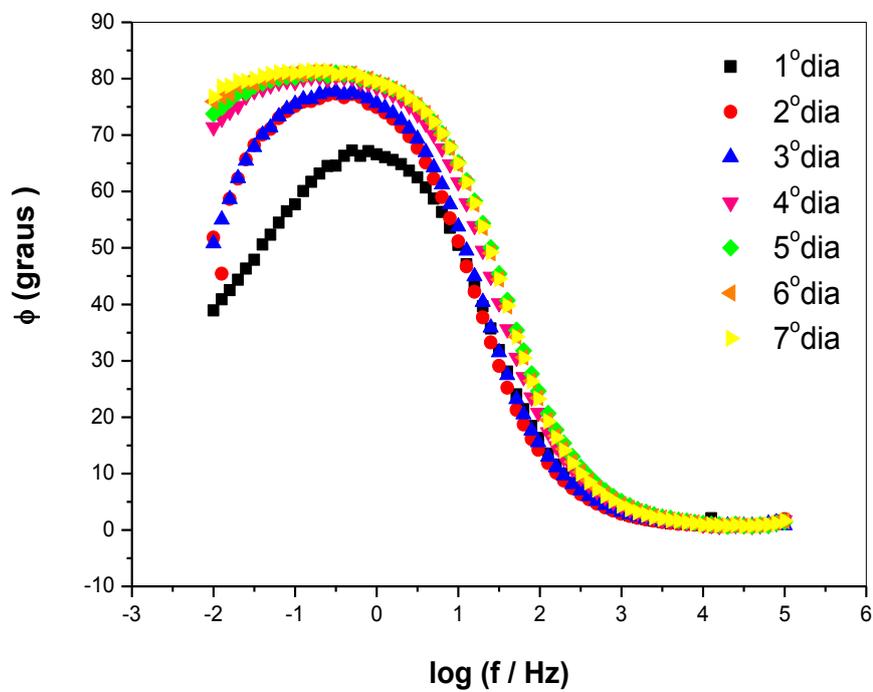


(A)





(D)



(E)

A Figura 24A mostrou a curva de polarização para região NAC observando-se uma pequena zona de passivação em aproximadamente -0,180 a 0,000 V, e posterior rompimento

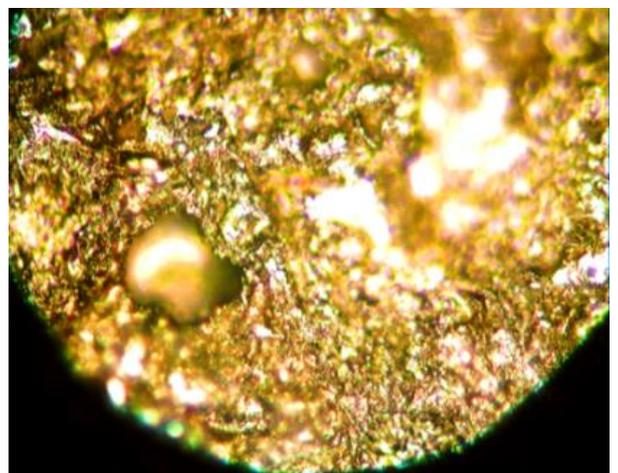
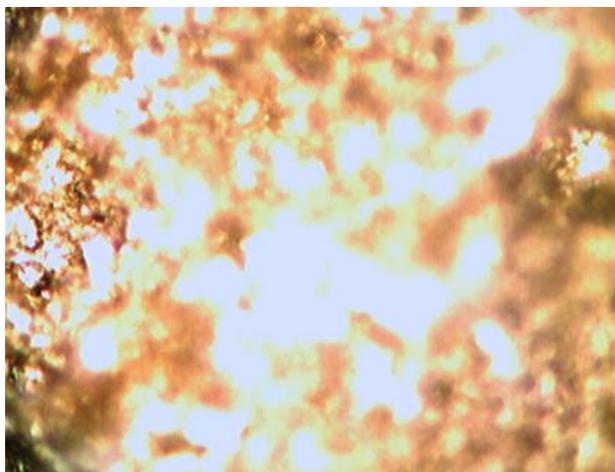
do filme do óxido protetor. A amostra de aço inoxidável em solução de H_2SO_4 e $NaCl$, estudada por Loto *et.al* [54], apresentou menor resistência a corrosão e menor passivação, que pode ser caracterizado pelo ataque de íons cloretos no filme passivo, ocorrendo uma ruptura no filme e iniciando a dissolução anódica da liga.

A Figura 24A na região ZAC não possui região de passivação, no entanto em potenciais próximos de 0,200V a corrente começa a estabilizar, ocorrendo uma possível dissolução metálica com deposição do material na superfície da amostra. De acordo com Sun *et.al* [53] a região próxima à solda apresenta intensa dissolução metálica, resultando em uma camada de óxido menos protetora.

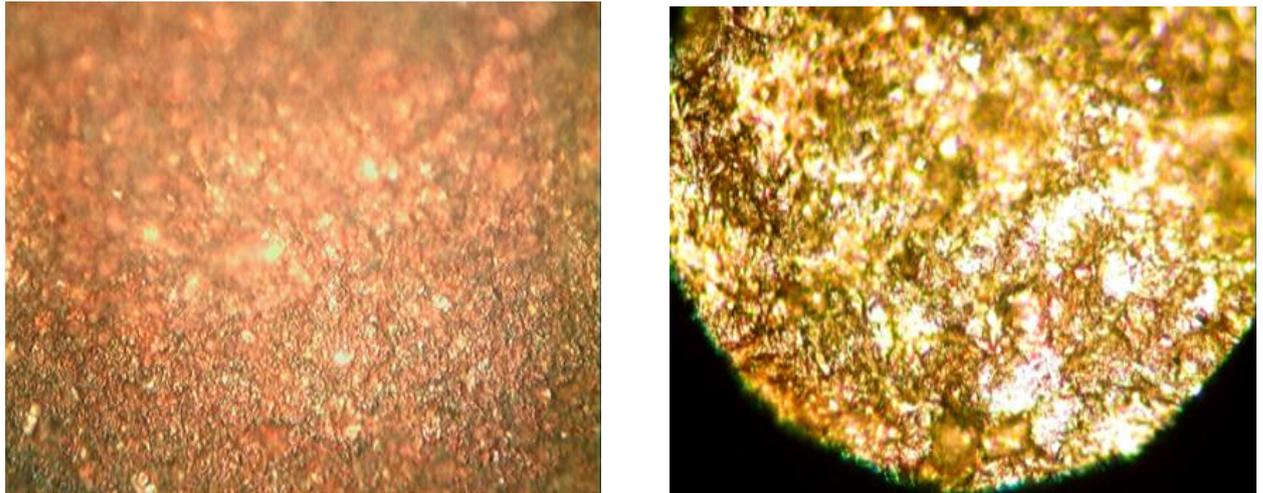
O digrama de Nyquist para a Figura 24B mostrou que do 2^o ao 7^o dia os arcos capacitivos são praticamente iguais. O gráfico de Bode-ângulo de fase da Figura 24C sugere a presença de duas constantes de tempo para todos os ensaios, indicando uma dissolução metálica na superfície do material que pode ser comprovada pela micrografia da Figura 26a.

O diagrama de Nyquist Figura 24D mostrou que após o 2^o dia de exposição da amostra, o arco capacitivo aumenta gradativamente até o 7^o dia, indicando uma possível dissolução metálica e deposição de material na superfície que pode ser comprovada pela Figura 26. No gráfico de Bode-ângulo de fase Figura 24E verificou-se a presença de duas constantes de tempo após o terceiro dia de imersão, apresentando o aumento gradativo do ângulo de fase com tempo de exposição da amostra.

Figura 25: Microscopia Óptica com aumento de 600x após polarização do aço inoxidável 304L nas regiões (a) antes e depois (NAC) e (b) antes e depois (ZAC).



(a)

**(b)**

As micrografias apresentadas na Figura 25a e b mostram que as duas regiões sofrem um intenso ataque corrosivo, normalmente chamado de corrosão generalizada, vindo ao encontro dos resultados obtidos pelas polarizações potenciodinâmicas.

Figura 26: Microscopia Óptica com aumento de 600x do Aço Inoxidável 304L com Solda ELETRODO Jateado NAC **(a)** e ZAC **(b)** após medidas de EIS em NaCl 3,5 %.

**(a)****(b)**

As microscopias Ópticas realizadas no aço Inoxidável 304L para solda ELETRODO Jateado NAC e ZAC, após medidas de EIS são apresentadas na Figura 26a e b. As

micrografias mostraram que após o sétimo dia de imersão apresentou uma intensa corrosão generalizada.

5.2.6. Solda ELETRODO Polido

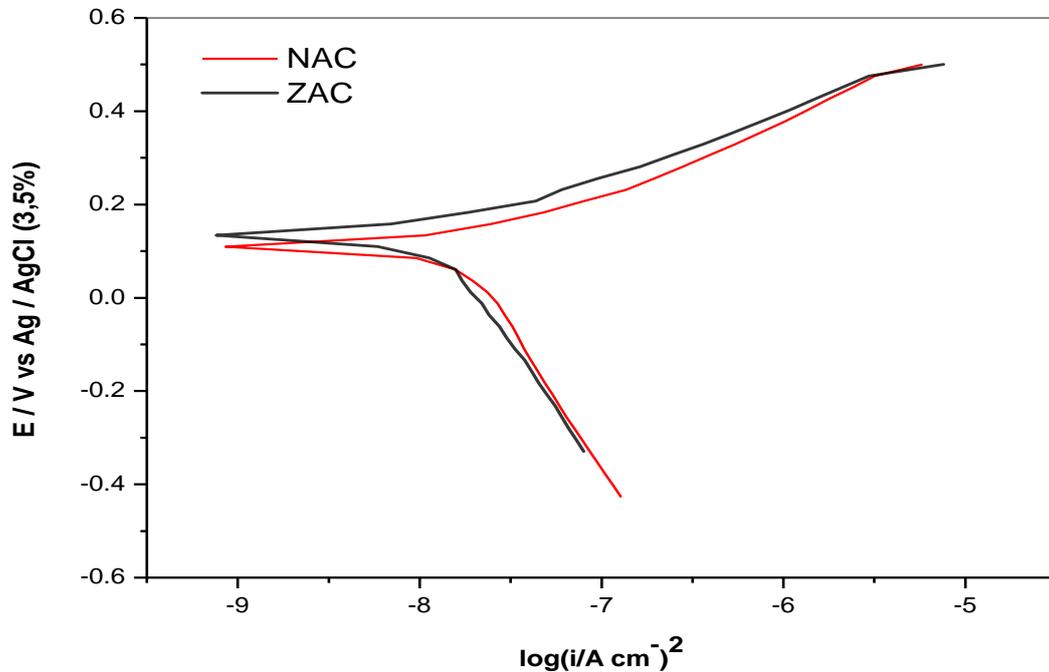
A Figura 27 mostra as curvas de polarização, após processo de soldagem e tratamento por polimento, nas regiões NAC e ZAC. Os resultados obtidos por extrapolação de Tafel são apresentados na Tabela VIII.

Tabela VIII: Parâmetros de Corrosão provenientes das curvas de polarização em solução de NaCl 3,5 %.

ELETRODO Polido	E_{corr} (V)	i_{corr} (A cm⁻²)	E_{pass} (v)	E_{pite}(V)
NAC	0,125	1,000x10 ⁻⁸	-	-
ZAC	0,150	1,000x10 ⁻⁸	-	-

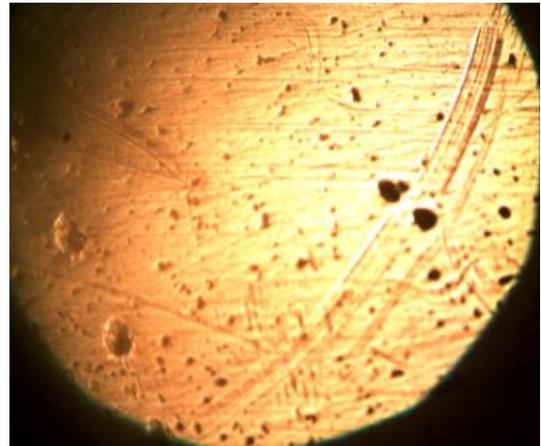
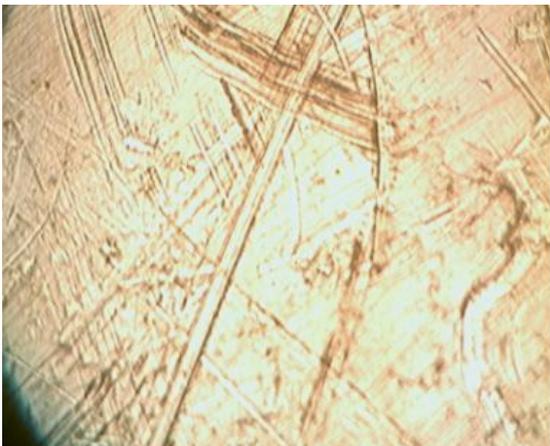
As duas regiões estudadas não apresentam diferença significativas, tanto nos potenciais de corrosão como em suas correntes de corrosão, cabendo salientar que a morfologia da curva é praticamente idêntica, não apresentando regiões de passividade.

Figura 27: Curvas de Polarizações do Aço Inoxidável 304L (ELETRODO Polido NAC e ZAC) em NaCl 3,5%.

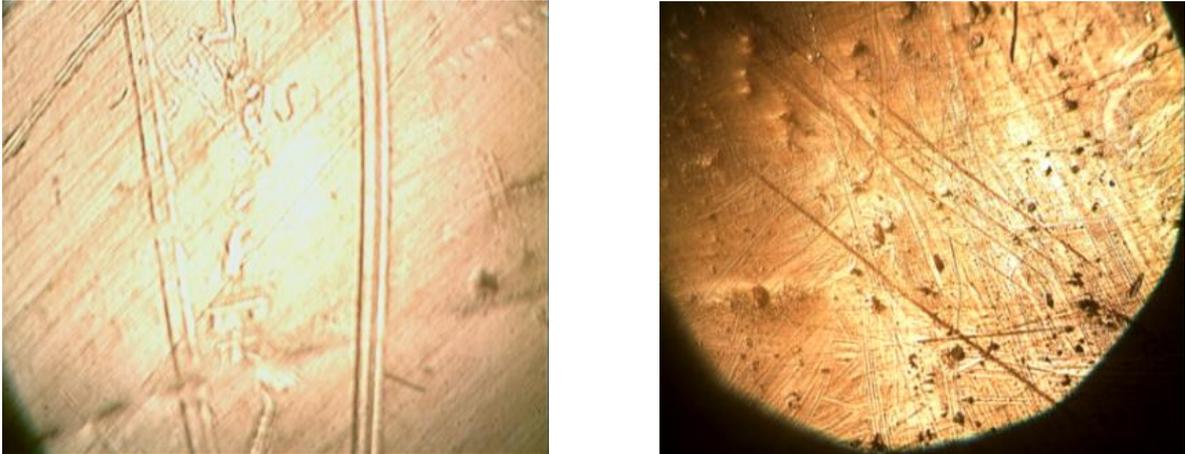


As micrografias do aço inoxidável 304L em Solda ELETRODO após polimento, antes e após medidas de polarizações são mostradas na Figura 28a e b, podendo-se observar regiões com corrosão por pites para as duas regiões estudadas, também corroborando os resultados obtidos pelas curvas de polarização, que não apresentam região de passividade.

Figura 28: Microscopia Óptica com aumento de 600x do aço inoxidável 304L após polarizações (a) região (NAC) antes e depois e (b) região (ZAC) antes e depois.



(a)



(b)

5.2.7. Comparação das amostras obtidas através das curvas de polarizações potenciodinâmicas.

A Tabela IX apresenta os resultados obtidos por extrapolação de Tafel, das curvas de polarização anteriormente discutidas.

Tabela IX: Comparações de amostras de aços inoxidáveis austenítico 304 L, em diversos processos de soldagens.

Amostras	E_{corr} (V)	E_{pite}	E_{pass} (V)	i_{corr} (A/cm ²)
TIG Natural ZAC	-0,250	-	-	$1,170 \times 10^{-6}$
TIG Jateada ZAC	-0,217	0,450	- 0,100 a 0,450	$2,80 \times 10^{-7}$
TIG Polida ZAC	-0,175	-	0,000 a 0,515	$5,000 \times 10^{-9}$
TIG Natural NAC	-0,120	-	0,075 a 0,500	$1,150 \times 10^{-8}$
TIG Jateada NAC	-0,220	0,400	-0,100 a 0,400	$1,380 \times 10^{-7}$
TIG Polida NAC	-0,115	-	0,000 a 0,515	$3,000 \times 10^{-9}$
ELETRODO Natural ZAC	-0,200	0,600	-0,100 a 0,600	$1,106 \times 10^{-7}$
ELETRODO Jateado ZAC	-0,357	-	-	$4,195 \times 10^{-6}$
ELETRODO Polido ZAC	0,150	-	-	$1,000 \times 10^{-8}$
ELETRODO Natural NAC	-0,220	0,000	-0,100 a 0,000	$1,223 \times 10^{-6}$
ELETRODO Jateado NAC	-0,200	0,000	-0,180 a 0,000	$2,470 \times 10^{-6}$
ELETRODO Polido NAC	0,125	-	-	$1,000 \times 10^{-8}$

Pode-se observar que as amostras submetidas ao processo de soldagem por Eletrodo apesar de possuírem baixas correntes de corrosão, não possuem boas regiões de passividade, comprometendo sua resistência à corrosão no meio estudado.

As amostras submetidas ao processo de soldagem TIG apresentam baixas correntes de corrosão e regiões de passividade relativamente grandes, o que aumenta a resistência à corrosão no meio estudado.

As amostras submetidas ao processo TIG com posterior polimento foram as que apresentaram melhor performance frente a corrosão, com as mais baixas correntes de corrosão e boa região de passividade.

CAPÍTULO 6

CONCLUSÕES

6. CONCLUSÕES

Neste trabalho as técnicas empregadas para avaliação eletroquímica do aço inoxidável 304L após diversos processos de soldagem, mostraram os seguintes resultados:

- A microscopia óptica para o aço inoxidável 304L, após o ataque com solução de glicerégia, mostrou uma estrutura granular que são típicas desses aços.

- Os resultados das curvas de polarização potenciodinâmica para a soldagem TIG com posterior polimento, indicaram uma maior performance frente a corrosão, apresentando baixas correntes de corrosão e uma boa região de passividade. A curva de polarização para a solda ELETRODO mesmo possuindo baixas correntes de corrosão, não possuem boas regiões de passividade, comprometendo sua resistência à corrosão no meio estudado.

- Os resultados das técnicas de EIS em solda TIG mostraram um aumento no arco capacitivo, indicando uma maior tendência à superfície passivada, porém, para as amostras sem nem um tipo de tratamento nas regiões ZAC E NAC e amostras com tratamento de polimento e jateamento para a região NAC, observou-se uma queda no arco capacitivo, possivelmente por ocorrer uma quebra no filme passivo. A solda ELETRODO, sem nem um tipo de tratamento e com posterior jateamento, apresentaram um aumento no arco capacitivo para todos os dias de imersão, a maioria das amostras nesse processo de soldagem mostraram um perfil difusional com uma possível dissolução metálica.

A solda TIG e ELETRODO natural NAC e ZAC, apresentou apenas uma constante de tempo, observando-se que o ângulo aumenta com o tempo de imersão. O processo de soldagem TIG com tratamento de jateamento, polimento e soldagem por ELETRODO com posterior jateamento, apresentaram duas constantes de tempo, em que o ângulo aumenta conforme a exposição da amostra.

7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] LEE, S.W. Impact properties and microstructure evolution of 304L stainless steel. **Materials Science and Engineering**, v. 308. p.124 – 135, 2001.
- [2] SAADAWY, M. Kinetics of Pitting Dissolution of Austenitic Stainless Steel 304 in Sodium Chloride Solution. **International Scholarly Research Network ISRN Corrosion**, v.2012, p.1-5, 2012.
- [3] SAIDI, D. AES depth profiles in Mo-coated 304L stainless steel achieved by RF-magnetron sputtering and influence of Mo on the corrosion in 3.5% NaCl solution. **Journal of Alloys and Compounds**, v.645, p.45-50, 2015.
- [4] MARCUS, P; MANSFELD, F. **Analytical Methods in Corrosion Science and Engineering**. Editora Taylor & Francis- CRC, New York, 2006. Capítulo13.
- [5] MAGNABOSCO,R. **Influência da microestrutura no comportamento eletroquímico do aço inoxidável UNS S31803 (SAF 2205)**. São Paulo-SP, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, 2001. Tese de Doutorado, 181p.
- [6] FERRER, F. A study of abrasion–corrosion of AISI 304L austenitic stainless steel in saline solution using acoustic emission technique. **NDT&E International**,v.33, p. 363–371, 2000.
- [7] GONÇALVES, G.A.S. **Estudos Comparativo da resistência a corrosão dos aços inoxidáveis AISI 304 e 444 em soluções detergentes e satinizantes da indústria de refrigerantes**. Belo Horizonte-MG, Programa de Pós Graduação em Química-UFMG, 2011. Dissertação de Mestrado, 99p.
- [8] DROGOWSKA, M. Impedance study of the passive film on stainless steel 304 in pH 8 carbonate solution. **Journal of Applied Electrochemistry**, v.26, p.1169-1177,1996.
- [9] ELSARITI, S.M. Behaviour of Stress Corrosion Cracking of Austenitic Stainless Steels in Sodium Chloride Solutions. **Procedia Engineering**, v.53, p.650-654,2013.

- [10] Telles, P. C. S. **Materiais para Equipamentos de Processo**, 5^a edição, Rio de Janeiro: Editora Interciência, 1979.128p.
- [11] TAIWADE, R.V. Assessment of Inter-granular Corrosion Susceptibility of 304L Stainless Steel Using Non destructive Electrochemical Techniques. **Department of Metallurgical and Materials Engineering** ,v.54,p. 1898-1905, 2014.
- [12] MODDENESI, P.J. **Soldabilidade dos Aços Inoxidáveis**. Osasco-SP, 2001. v.1,100p.
- [13] LIPPOLD, J.C; KOTECKI, D.J. **Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels**. Wiley-Interscience. 2005. cap.4 e 5, p. 56 e 87.
- [14] www.imoa.info/molybdenum-uses/molybdenum-grade-stainless-steels/duplex-stainless-steel.php. Acesso:7/05/2016 às 15:00 horas.
- [15] FRANZOTTI, T.C. **Comparativo da resistência à corrosão por pite e do comportamento mecânico de aços inoxidável dúplex SAF 2205 e SAF 2507**. Projeto de Iniciação Científica, Departamento de Engenharia Mecânica – FEI, 36p.
- [16] SANCHES, L.P. **Estudo Comparativo quanto à resistência à corrosão entre aços inoxidáveis utilizados em trocadores de calor**. Rio de Janeiro-RJ, Projeto final de Curso, 2009. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais. 78p.
- [17] CARBÓ, H.M. **Aços inoxidáveis: Aplicações e especificações**. São Paulo-SP, 2008. p.7.
- [18] SOUZA, J.F.P. **Propriedades Mecânicas de Aços Inoxidáveis Austeníticos Nitretados Submetidos à Hidrogenação Catódica**. Curitiba-PR, Pós Graduação em Física do setor de Ciências Exatas-UFPR, 2006. Dissertação de Mestrado 98p.
- [19] DESU, R.K. Mechanical Properties & Austenitic Stainless Steel 304L e 316 L at elevated temperatures. **Journal of Materials Research and Technology**, v.5, p. 13–20 2015.
- [20] LIMA, D.B.P.L. **Avaliação da soldabilidade do aço inoxidável superduplex UNS S32750**. Curitiba-PR, Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica-UFPR, 2006. Dissertação de Mestrado,124p.

- [21] OLIVEIRA, L.A. **Desenvolvimento e caracterização de um composto de matriz metálica (CMM): Aço Eurofer 97 reforçado com carbeto de Tântalo-Tac**. Natal-RN, Pós-Graduação em Ciências e Engenharia dos Materiais-UFRN, 2013. Tese de Doutorado, 154p.
- [22] HIGA, S.M. **Avaliação da corrosão intergranular de aços inoxidáveis por meio de normas e de ensaios eletroquímicos em altos potenciais**. São Carlos-SP, Programa de Pós Graduação em Ciências e Engenharia de Materiais, UFSC, 2011. Dissertação Mestrado, 72p.
- [23] www.abinox.org.br/upfiles/arquivos/biblioteca/composicao-quimica.pdf. Acesso: 26/11/2015 às 16: h21min.
- [24] [www.aksteel.com/pdf/markets_products/stainless/austenitic/304_304L.304/304LStainless Steel](http://www.aksteel.com/pdf/markets_products/stainless/austenitic/304_304L.304/304LStainlessSteel.pdf). Acesso: 30/06/2016 as 11:00h.
- [25] MARTINS, M. **Análise microestrutural e aços inoxidáveis altamente ligados: Da amostragem à interpretação**. Metalurgia Física 95p.
- [26] www.google.com.br/search/microestrutura+tipica+do+aço+inoxidável+austenítico Acesso : 02/02/2016 as 14h54min.
- [27] CALLISTER.W. **Materials Science and Engineering**. 7^a Ed. 2007, p. 291.
- [28] BARBOSA,R.P. **Tecnologia dos Materiais**. Coronel FRACIANO-MG, Apostila, 2007. Centro Universitário do Leste de Minas Gerais.
- [29] GENTIL, V. **CORROSÃO**. Livros Técnicos e Científicos, 3^a Ed. Rio de Janeiro, 1996.
- [30] WOLYNEC, S. **Técnicas Eletroquímicas em Corrosão**. EdUsp, São Paulo-SP, 2002.
- [31] ABBASI, A. Effect of grain size of localized corrosion of the stainless steel 304L. **Corrosion Science**, v.94, p. 368–376, 2015.
- [32] Farzin, A. Investigation of 304L stainless steel in a NaCl solution using a microcapillary electrochemical droplet cell: Comparison with conventional electrochemical techniques. **Electrochimica Acta**, v. 59, p.222- 227, 2011.

- [33] ALHOSSEINI, A.F. An Electrochemical Impedance Spectroscopic Study of the Passive State on AISI 304 Stainless Steel. **International Journal Electrochemistry**, v.2011,p.1-8, 2010.
- [34] NINGSHEN,S. Corrosion behaviour of AISI type 304L stainless steel in nitric acid media containing oxidizing species. **Corrosion Science**, v.53,p.64-74,2011.
- [35] NERIS, M.M. **Soldagem**. Apostila (Eixo Tecnológico: Controle e Processos Industriais) São Paulo-SP, 2012.
- [36] MODENESI,P.J. **Introdução à Metalurgia da Soldagem**. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais Belo Horizonte, 2012.
- [37] BERETTA, J.R. Pulsed Nd : YAG laser welding of AISI 304 to AISI 420 stainless steels. **Optics and Lasers in Engineering**.v.45,p. 960 – 966, 2007.
- [38] AISSANI, M.Three-dimensional simulation of 304L steel TIG welding process: Contribution of the thermal flux. **Applied Thermal Engineering**, v.89, p. 822 - 832, 2015.
- [39] YAN, J. Study on microstructure and mechanical properties of 304 stainless steel joints by TIG, laser and laser-TIG hybrid welding. **Optics and Lasers in Engineering**, v.48, p. 512–517, 2010.
- [40] GEARY, D; MILLER, R. **Soldagem**. 2^a ed. Porto Alegre: Bookman,p.1-2, 2013.
- [41] Miller Electric Mfg. Co. **Guidelines For Gas Tungsten Arc Welding (GTAW)**, 2013.p.5.
- [42] ALMEIDA, A.R. **SOLDAGEM TIG. Varginha-MG**, Centro de Formação Profissional, “Aloysio Ribeiro de Almeida”, 2004. Apostila, p.29.
- [43] www.metalica.com.br/aço-inox-processos-de-soldagem (Portal Metálica Aço Inox: Processo de Soldagem) Acesso: 04/02/2015 às8h: 10min.
- [44] LIMA, E. J. ; BRACARENSE, A. Q. **Soldagem robotizada com eletrodo revestido utilizando controle de comprimento do arco elétrico com compensação da temperatura do eletrodo**. São Paulo-SP, Tecnologia em Metalurgia e Materiais, 2007, v4, p. 33-38.

- [45] BOMFIN, A.R. **Processo de Soldagem**. Lauro de Freitas-Bahia, Escola Politécnica de Engenharia de Produção Mecânica- UNIBAHIA, 2005. Trabalho, 30p.
- [46] SILVEIRA, D.M. **Avaliação da resistência à corrosão de juntas soldadas de aço inoxidável Lean Duplex UNS S3204 usando a Espectroscopia de Impedância Eletroquímica**. Belo Horizonte-MG, Programa de Pós Graduação em Engenharia Química-UFMG, 2013. Tese de Doutorado, 113p.
- [47] www.esab.com.br/br/pt/education/blog/processo_soldagem_eletrodo_reves. cfm. (Centro de Conhecimento ESAB) Acesso: 05/02/2016 às 8h: 31min.
- [48] LEE,D.J. Pitting corrosion behavior on crack property in AISI 304L weld metals with varying Cr/Ni equivalent ratio. **Materials and Design**, v.8, p. 3269–3273, 2009.
- [49]MIRSHEKARI,E.G.R. Microstructure and corrosion behavior of multipass gas tungsten arc welded 304L stainless steel. **Materials and Design**, v.55, p.905–911, 2014.
- [50] Li, L. Effect of pH on pitting corrosion of stainless steel welds in alkaline salt Water. **Construction and Building Materials**, v.68 .p. 709–715, 2014.
- [51] XIONG, J. The corrosion behaviors of stainless steel weldments in sodium chloride solution observed using a novel electrochemical measurement approach. **Desalination**, v.327, p.39–45, 2013.
- [52] WANG,K.S. Corrosion-fatigue properties of plasma-based low-energy nitrogen ion implanted AISI 304 L austenitic stainless steel in borate buffer solution. **Surface & Coatings Technology**, v.288, p.30-35, 2016.
- [53] SUN,Z. **Effect of dual torch technique on duplex stainless steel welds**. **Materials Science and Engineering:A**, v.356,p. 274-282,2003.
- [54] LOTO,C.A. Corrosion Polarization Behaviour of Type 316 Stainless Steel in Strong Acids and Acid Chlorides. **International Journal of Electrochemical Science**, v.7,p.3787 – 3797,2012.
- [55] CHONG,P.H. Pitting corrosion behavior of large área laser surfasse treated 304Lstainless-steesl. **Thin Solid Films**,v.453-454, p.388-393, 2004.

[56] KARAYAN, A.I. Weld decay failure of a UNS S31603 stainless steel storage tank. **Engineering Failure Analysis**, v.44, p. 351–362,2014.

[57] NARGAJAN,S. Pitting corrosion studies of super austenitic stainless steels in natural sea water using dynamic electrochemical impedance spectroscopy. **Journal of Applied Electrochemistry**,v.37,p.195-201,2006

[58] PUJAR,M.G. Some aspects of corrosion and film formation of austenitic stainless steel type 316LN using electrochemical impedance spectroscopy (EIS). **J Mater Sci**, v.42, p.4535–4544, 2007.

[59] HONG,H.G. Passivation model of 316 stainless steel in simulated cooling water and the effect of sulfide on the passive film. **Applied Surface**, v.2011, p.312-334, 2003.

